669
М54



МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

Издание четвертое, переработанное и дополненное

Допущено Министерством черной металлургии [redacted] в качестве учебника для учащихся техникумов по специальности № 1107 «Металловедение и термическая обработка металлов»

БИБЛИОТЕКА ЗАДК

МОСКВА
МЕТАЛЛУРГИЯ
1990

УДК 669.075.8

А. И. САМОХОЦКИЙ, М. Н. КУНЯВСКИЙ, Т. М. КУНЯВСКАЯ, Н. Г. ПАРФЕНОВСКАЯ, Н. А. БЫСТРОВА

Под редакцией доцента канд. техн. наук В. В. Эхиной

Рецензенты: кафедра «Металловедение и термическая обработка металлов» ВЗМИ, преподаватель Московского авиационного техникума им. С. К. Туманского *А. А. Веденеева*

УДК 669.075.8

Металловедение: Учебник для техникумов. Самохоцкий А. И., Кунявский М. Н., Кунявская Т. М., Парфеновская Н. Г., Быстрова Н. А. — М.: Металлургия, 1990. 416 с.

Рассмотрены строение, кристаллизация, пластическая деформация и процессы при нагреве деформированного металла. Приведены структурные и физические методы исследований, контроля качества и определения механических свойств металлов. Изложены основы теории сплавов и фазовых превращений в твердом состоянии. Приведены сведения о строении, свойствах и применении углеродистых и легированных сталей, чугуна, сплавов на основе алюминия, магния, титана, меди, а также антифрикционных, порошковых и композиционных материалов.

Учебник предназначен для учащихся средних учебных заведений по специальности «Металловедение и термическая обработка металлов». Может быть использован для учащихся других специальностей металлургических и машиностроительных техникумов, а также полезен техникам и инженерам металлургической и машиностроительной промышленности. Ил. 247, табл. 50. Библиограф. список: 5 назв.

Учебник

Алексей Иванович САМОХОЦКИЙ, Михаил Наумович КУНЯВСКИЙ, Татьяна Михайловна КУНЯВСКАЯ, Нина Григорьевна ПАРФЕНОВСКАЯ, Надежда Александровна БЫСТРОВА

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

Редактор А. И. Зимина Художественный редактор А. А. Якубенко Технический редактор Г. Б. Жарова Корректоры Ю. И. Королева, Г. Ф. Лобанова

ИБ 12631

Сдано в набор 30.08.89. Подписано в печать 06.12.89. Т-15594. Формат бумаги 84×108¹/₃₂. Бумага книжно-журн. имп. Гарнитура литературная. Печать высокая. Усл. печ. л. 21,84+1,26 вкладка. Усл. кр.-отт. 23,31. Уч. изд. л. 25,53+1,02 вкладка. Тираж 86000 экз. Заказ 841 Цена 1 р. 30 к. Изд. № 1002

Ордена Трудового Красного Знамени издательство «Металлургия» 119857 ГСП, Москва, Г-34, 2-й Обыденский пер., д. 14

Типография № 6 ордена Трудового Красного Знамени издательства «Машиностроение» при Государственном комитете [redacted] по печати, 193144, Ленинград, ул. Моисеенко, 10.

М $\frac{2608000000-031}{040(01)-90}$ 59—90

© Самохоцкий А. И., Кунявский М. Н., Кунявская Т. М., Парфеновская Н. Г., Быстрова Н. А., издательство «Металлургия», 1990

ISBN 5-229-00086-4

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие 5
Введение 6

Глава I. Строение и кристаллизация металлов 8

1. Характеристика металлов и их электронное строение 8
2. Кристаллическое строение и свойства металлов 11
3. Кристаллическое строение реальных кристаллов 18
4. Диффузия 22
5. Кристаллизация металлов 24
6. Строение металлического слитка 30
7. Полиморфные превращения 32

Глава II. Структурные и физические методы исследования и контроля качества металлов 36

1. Структурные методы исследования 36
2. Физические методы исследования 57
3. Физические методы контроля качества металлов 63

Глава III. Пластическая деформация, рекристаллизация и механические свойства металлов 70

1. Деформация металлов 70
2. Методы определения механических свойств металлов 82
3. Влияние нагрева на структуру и свойства пластически деформированного металла 101
4. Холодная и горячая пластическая деформация 109
5. Сверхпластическая деформация 110

Глава IV. Основы теории сплавов 111

1. Характеристика металлических сплавов 111
2. Правило фаз 116
3. Диаграммы состояния двойных сплавов 119
4. Понятие о диаграммах состояния тройных сплавов 162

Глава V. Железоуглеродистые сплавы 170

1. Диаграмма состояния железо—углерод (Fe—C) 170
2. Диаграмма состояния железо—цементит (Fe—Fe_3C) 171
3. Диаграмма состояния железо—графит 191
4. Смешанная кристаллизация 195
5. Структура чугунов 197
6. Серый чугун 204
7. Ковкий чугун 205
8. Высокопрочный чугун 208
9. Антифрикционные чугуны 209
10. Отбеленный чугун 210

Глава VI. Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах 211

1. Превращения в стали при нагреве 211
2. Превращения в стали при охлаждении 219
3. Превращение мартенсита и остаточного аустенита при нагреве (отпуск стали) 236
4. Старение стали 240

Глава VII. Углеродистые и легированные стали и чугуны 244

1. Классификация сталей 244
2. Влияние углерода и постоянных примесей на свойства стали 246
3. Маркировка сталей 249
4. Легирующие элементы в стали 250
5. Классификация легированных сталей по структуре 264
6. Конструкционные стали . 266
7. Инструментальные стали 292
8. Коррозионностойкие стали и сплавы 316
9. Жаропрочность 329
10. Окалиностойкость (жаростойкость) . 333
11. Жаропрочные и окалиностойкие стали 333
12. Магнитные стали и сплавы 347
13. Сплавы с высоким электрическим сопротивлением 351
14. Сплавы с особыми тепловыми и упругими свойствами 351
15. Легированные чугуны 352

Глава VIII. Цветные металлы и сплавы 354

1. Алюминий и его сплавы 354
2. Магний и его сплавы 375
3. Титан и его сплавы 381
4. Медь и ее сплавы 390
5. Антифрикционные (подшипниковые) сплавы . 403

Глава IX. Перспективы применения новых материалов и методы их упрочнения 411

1. Порошковые материалы . . . 411
2. Композиционные материалы 416

Библиографический список 419

ПРЕДИСЛОВИЕ

Данный учебник написан в соответствии с программой «Металловедение» для средних специальных учебных заведений по специальности «Металловедение и термическая обработка металлов». Для учащихся этой специальности предусмотрены два специальных предмета «Металловедение» и «Технология термической обработки металлов». Поэтому используемый в настоящее время учебник авторов А. И. Самохоцкого и М. Н. Кунявского «Металловедение», который переиздавался последний раз в 1969 г., был подвергнут существенной переработке преподавателем станкоинструментального техникума Н. Г. Парфеновской и доцентами канд. техн. наук Т. М. Кунявской и Н. А. Быстровой: дополнены сведения о методах исследований, химических составах, фазовых и структурных превращениях в современных сплавах; введен новый раздел «Перспективы применения новых материалов и методы их упрочнения», который при изложении учебного материала преподавателями может быть дополнен новыми сведениями, применительно к конкретной отрасли промышленности.

В данный учебник не вошли вопросы практики термической, химико-термической и термомеханической обработки сплавов, поскольку они предусмотрены программой предмета «Технология термической обработки металлов и сплавов» и изданы в соответствующем учебнике авторов А. И. Самохоцкого и Н. Г. Парфеновской.

Авторы признательны доценту кафедры «Металловедение и термическая обработка металлов» ВЗМИ Л. А. Комиссаровой и преподавателю Московского авиационного техникума им. С. К. Туманского А. А. Веденеевой за подробное и критическое рецензирование рукописи. Все критические замечания и пожелания, направленные на улучшение учебника, будут приняты авторами с благодарностью.

ВВЕДЕНИЕ

Для изготовления деталей машин, приборов, элементов конструкций, оборудования требуются металлические материалы с различными свойствами: твердые и мягкие, способные работать при повышенных или отрицательных температурах, обладающие сопротивлением окислению в агрессивных средах, магнитные, немагнитные и др. Правильный выбор металла или сплава для практических целей основывается на знании свойств этих материалов. Свойства же в свою очередь зависят от природы металлов и сплавов и их внутреннего строения. Познание строения и свойств металлических материалов и связи между ними дает предмет металловедение.

Металловедение — это наука о строении и свойствах металлов и сплавов, об улучшении этих свойств путем изменения химического состава и посредством термического и других видов воздействий на эти материалы, о поведении металлов и сплавов в процессе обработки и при эксплуатации изделий, а также о рациональном использовании металлов и сплавов в народном хозяйстве.

Основой металловедения являются соответствующие разделы физики и химии. В отличие от фундаментальных наук металловедение — прикладная наука. Оно возникло в связи с потребностями техники в материалах с определенным комплексом свойств. Развитие металловедения тесно связано с эволюцией техники и в первую очередь ее важнейшей отрасли машиностроения.

Главное в металловедении — это учение о связи между составом, строением и свойствами металлов и сплавов.

Основоположником металловедения является знаменитый русский ученый Дмитрий Константинович Чернов (1839—1921 гг.). В 1868 году им было сделано замечательное открытие. Он установил, что при нагреве твердой стали до определенных температур, зависящих от ее состава, в ней происходят внутренние превращения, приводящие к изменению свойств. Таким образом, была показана связь между составом, строением и свойствами стали.

Открытие Д. К. Чернова получило всемирное признание. Представления Д. К. Чернова о температурах, при которых совершаются внутренние превращения, так называемых критических точках, легли в основу современного учения о термической обработке — самого распространенного способа изменения свойств металлов и сплавов.

Большую известность получили работы Д. К. Чернова по изучению кристаллизации металлов и строению слитка, которые определили основные положения современной теории литья металлов и сплавов.

Открытию Д. К. Чернова предшествовали работы ряда отечественных ученых и производственников, среди них в первую очередь следует отметить П. П. Аносова (1799—1851 гг.), который обратил внимание на то, что качество стали зависит не только от ее химического состава, но и от структуры. П. П. Аносов впервые в мировой практике применил для исследования травленой поверхности стали микроскоп. Таким образом, он положил начало макро- и микроскопическим исследованиям металлов и сплавов — наиболее распространенным методам исследования структуры металлических материалов и в настоящее время. Он освоил производство клинковой, так называемой булатной, стали, которая по своим свойствам превосходила знаменитую сталь дамасских мастеров. Кроме того, П. П. Аносов занимался изучением влияния различных элементов на свойства стали, им был разработан принципиально новый метод газовой цементации стали.

В создании качественной стали большую роль сыграло открытие инженерами А. С. Лавровым и Н. В. Калакуцким неоднородности по составу и строению стальных слитков.

Развитию металловедения способствовало открытие в 1869 г. периодического закона Д. И. Менделеева. Используя этот закон, металловеды получили возможность предвидеть свойства не только чистых металлов, но и сплавов металлов с металлами и неметаллами.

Велика заслуга А. А. Ржешотарского, создавшего оснащенную металлографическую лабораторию на Обуховском заводе в Петербурге и написавшего первое практическое руководство по металлографическому анализу.

Становлению металловедения в XIX в. способствовали работы многих иностранных ученых: Ф. Осмонда и А. Портевена (Франция), Г. Таммана (Германия), Р. Аустена (Англия), Г. Хоу (США) и др.

Отечественные ученые внесли большой вклад в развитие различных научных направлений в металловедении, в разработку новых методов исследования металлов и сплавов. Работы академика Н. С. Курнакова и его школы привели к установлению зависимости свойств сплавов от их состава. Разработка теории термической обработки стали связана с именами профессоров С. С. Штейнберга (1872—1940 гг.), Н. А. Минкевича (1883—1942 гг.) и их учеников. Большой вклад в развитие теории фазовых превращений внесли крупные советские ученые Н. Т. Гудцов, С. Т. Конобеевский, А. А. Байков, Г. В. Курдюмов, И. Н. Богачов, В. Д. Садовский, А. А. Бочвар, И. И. Корнилов.

Успешное развитие новой технологии производства металлических материалов связано с работами С. М. Воронова, С. Т. Кишкина, И. Н. Фридляндера.

На современном этапе для быстроходных машин и высокопроизводительного оборудования требуются металлические материалы все более высокого качества, обеспечивающие надежную и долговечную работу изделий. Вопросы повышения качества металлопродукции, совершенствования технологии ее обработки, внедрения новых способов обработки, создания новых материалов для новой техники, рационального выбора металлических материалов и многие другие решаются на основе знаний основных положений металловедения.

Глава I СТРОЕНИЕ И КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

1. Характеристика металлов и их электронное строение

Среди известных в настоящее время 106 элементов большая часть — металлы. В периодической системе элементов Д. И. Менделеева они расположены в левой части (табл. 1, см. форзац). В правой помещены неметаллические элементы, а такие как Si, Ge, As, Se, Te являются промежуточными между металлами и неметаллами.

Металлы в твердом и частично жидком состоянии имеют более или менее ярко выраженные металлические свойства: высокие электро- и теплопроводность; бóльшую по отношению к световому излучению отражательную способность, т. е. металлы непрозрачны и обладают характерным металлическим блеском; повышенной способностью к пластической деформации. М. В. Ломоносов еще в XVIII в. дал металлам определение: «металлы суть светлые тела, которые ковать можно».

Общим для металлов является характер зависимости электропроводности от температуры: с повышением температуры электропроводность их уменьшается, а электросопротивление возрастает, т. е. металлы имеют положительный температурный коэффициент электросопротивления. Большое число металлов (~30) обладают сверхпроводимостью, когда при отрицательных температурах (вблизи абсолютного нуля) электросопротивление падает скачкообразно практически до нуля.

Свойства металлов объясняются особенностями их строения: распределением и характером движения электронов в атомах; расположением атомов, ионов и молекул в пространстве; размерами, формой и характером кристаллических образований.

С особенностями атомного строения связан характер взаимодействия металлов, способность их давать различного рода соединения, в которые входят несколько металлов, металлы с неметаллами и т. д.

Строение атомов

Атомы состоят из положительно заряженного ядра (определенного числа протонов и нейтронов) и с огромной скоростью движущихся вокруг него отрицательно заряженных электронов. Число электронов в атоме равно положительному заряду ядра (поэтому атом электрически

нейтрален) и соответствует порядковому номеру элемента в периодической таблице элементов Менделеева.

Электроны движутся по определенным круговым или эллиптическим орбитам; чем радиус орбиты больше, тем выше энергетический уровень электрона. Электроны каждого атома распределены по энергетическим уровням (электронным слоям).

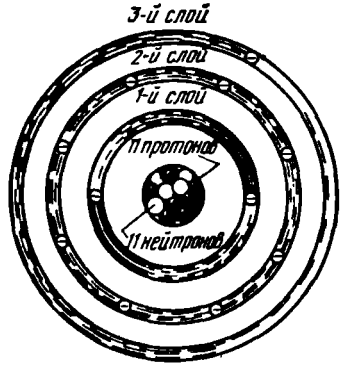


Рис. 1. Схема электронного строения атома натрия. Заряд ядра равен +11. Вокруг ядра вращается 11 электронов: В слое 1—2; в слое 2—8; в слое 3—1

В каждом слое находится определенное число электронов, равное $N = 2n^2$ где N — число электронов, n — номер слоя, считая от ядра. Следовательно: в первом слое может быть $2 \times 1^2 = 2$ электрона; во втором $2 \times 2^2 = 8$; в третьем $2 \times 3^2 = 18$; в четвертом $2 \times 4^2 = 32$ электрона.

На рис. 1 представлена схема строения атома натрия с изображением электронных орбит.

Номер слоя, начиная от ядра, обозначают порядковым числом, т. е. 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7. Число слоев (орбит) атома равно номеру периода Периодической системы, в котором расположен данный металл.

Каждый слой электронов разделен на подгруппы в зависимости от энергетического уровня электронов. Подгруппы в слое обозначают буквами, а именно:

Подгруппа (l)	0	1	2	3
Буквенные обозначения	*s*	*p*	*d*	*f*

При этом впереди буквенного обозначения подгруппы указывается номер слоя. Например, электроны в четвертом слое будут обозначаться 4*s*, 4*p*, 4*d*, 4*f*.

В каждой подгруппе максимальное число электронов равно $N_l = 2(2l + 1)$, где l — номер подгруппы. Например, на уровне 4*s* число электронов $N_{4s} = 2(2 \cdot 0 + 1) = 2$, а на уровне 4*f* $N_{4f} = 2(2 \cdot 3 + 1) = 14$ электронов.

По мере нарастания заряда атомных ядер у металлов происходит последовательное заполнение электронных слоев. Однако у некоторых элементов при наличии еще незаполненного слоя или подгруппы начинается заполнение более высоких групп или слоев. Металлы, у кото-

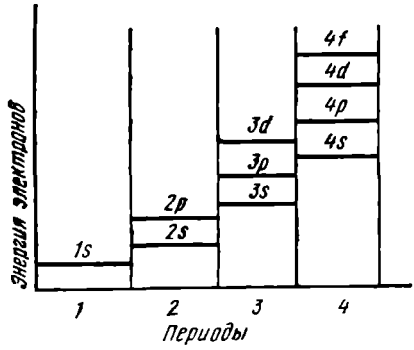


Рис. 2. Схема энергетического состояния электронов в атоме

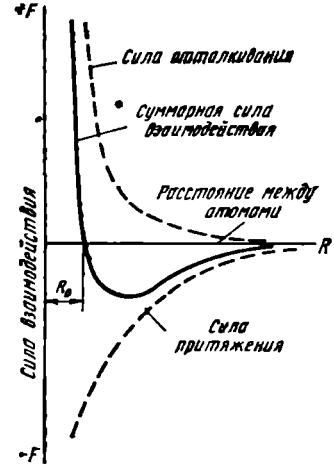


Рис. 3. Зависимость силы F взаимодействия двух атомов от межатомного расстояния R

рых не заполнен предпоследний электронный уровень, называются переходными металлами (например, железо, титан, хром и др.).

Электронное строение и свойства металлов

Электроны различных слоев и в пределах слоя разных подгрупп значительно различаются по уровню энергии. Так, чем больше номер слоя (т. е. чем дальше он от ядра), тем выше энергия электронов. То же относится и к электронам в подгруппах. Чем больше номер подгруппы, тем выше уровень энергии электронов. При этом в нулевой и первой подгруппах (или *s* и *p*) энергетические уровни близки друг к другу, а во второй и третьей подгруппах (или *d* и *f*) они резко увеличиваются и могут даже входить в область уровней энергии следующего слоя (рис. 2).

Распределение электронов по слоям и подгруппам не исключает возможности перемещения электронов из одного слоя в другой, из одной подгруппы в другую. Но в реальных твердых веществах атомы находятся на очень близких расстояниях и взаимодействуют между собой. Это прежде всего взаимодействие электронов, обладающих наибольшей энергией и называемых валентными. В результате такого взаимодействия меняется энергия и распределение в пространстве валентных электронов, а сами атомы размещаются один относительно другого в определенном порядке.

Ряд химических элементов имеют атомы с недостроенными последними электронными оболочками, поэтому

часть валентных электронов легко переходят на более высокие энергетические подуровни, т. е. отрываются от «своих» атомов, которые превращаются при этом в положительно заряженные ионы.

Оказавшиеся свободными электроны в твердом веществе называют электронным газом. Такие электроны коллективно «обслуживают» всю упорядоченно расположенную систему ионов, при этом общая система ионов и электронов остается электрически нейтральной. Таким образом, устойчивость металла, представляющего собой ионно-электронную систему, определяется электрическим взаимодействием между положительно заряженными ионами и коллективизированными электронами. Такое взаимодействие между ионным скелетом и электронным газом называют металлической связью.

Сила связи в металлах определяется соотношением сил отталкивания и сил притяжения между ионами и электронами. Как следует из рис. 3, атомы (ионы) располагаются на таком расстоянии, чтобы сила их взаимодействия была минимальной, что соответствует расстоянию R_0.

Электронное строение элементов определяется периодической системой элементов Д. И. Менделеева. Элементы одной группы обладают сходством в электронном строении, т. е. у них на внешних орбитах имеется одинаковое число электронов (так называемые валентные электроны). В полном соответствии со сходством в электронном строении элементы одной группы имеют и сходные свойства.

К таким периодически изменяющимся свойствам элементов относятся твердость, абсолютная температура плавления, средний коэффициент теплового расширения, атомный объем и др.

2. Кристаллическое строение и свойства металлов

Все металлы и металлические сплавы — тела кристаллические: атомы (ионы) расположены в металлах закономерно с образованием пространственной кристаллической решетки, которая характеризуется наличием каркаса из малоподвижных положительно заряженных ионов, в промежутках которого с огромной скоростью движутся свободные электроны. Такое строение показано на рис. 4 (см. альбом, с. 1) [1].

[1] Рисунки-фотографии представлены в альбоме между с. 384 и 385.

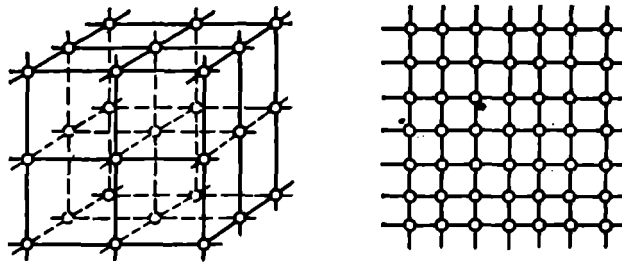


Рис. 5. Схема расположения атомов в металле:
а — в пространстве; *б* — в плоскости

В пространстве атомы металлов расположены в геометрически правильном порядке, соприкасаясь внешними электронными сферами.

Если через атомы в кристаллических решетках провести плоскости, то атомы в них будут располагаться в геометрически правильном порядке, образуя кристаллографические плоскости (рис. 5, *а*, *б*).

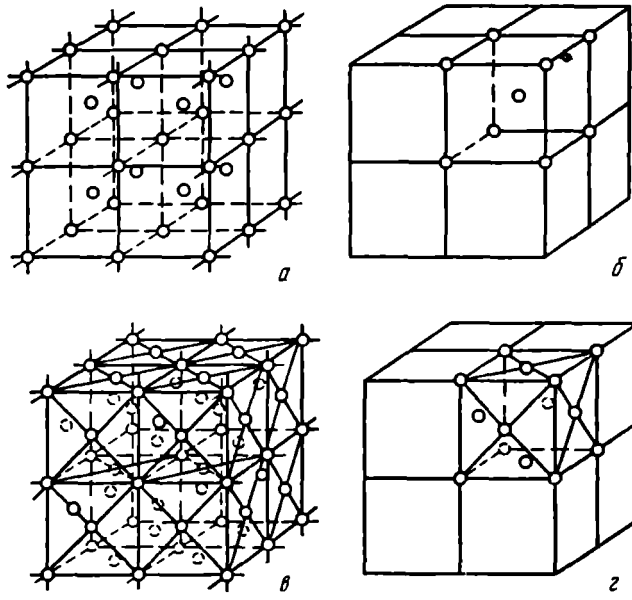


Рис. 6. Типы кристаллических решеток в металле:
а — объемноцентрированная кубическая; *б* — ячейка объемноцентрированной кубической решетки; *в* — гранецентрированная кубическая; *г* — ячейка гранецентрированной кубической решетки

Наименьший объем металла, который характеризует атомно-кристаллическое строение всего объема, называется элементарной кристаллической ячейкой.

Кристаллические решетки металлов могут быть разных типов. Наиболее часто встречаются объемноцентрированная кубическая (о. ц. к.); гранецентрированная кубическая (г. ц. к.); гексагональная плотноупакованная (г. п. к.).

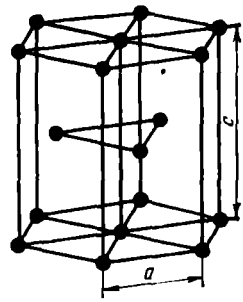


Рис. 7. Гексагональная плотноупакованная кристаллическая решетка

Объемноцентрированная кубическая решетка показана на рис. 6, *а, б*. В такой решетке атомы расположены в вершинах куба и в центре объема куба. Каждый угловой атом входит в восемь соседних ячеек, следовательно, одной ячейке принадлежит от угловых атомов только 1/8 атома; только внутренний атом целиком принадлежит данной ячейке. Таким образом, на одну ячейку объемноцентрированной кристаллической решетки приходится $8 \times 1/8 + 1 = 2$ атома.

Объемноцентрированную кубическую решетку имеют металлы: Li, Na, K, V, Cr, Fe_{α}, Rb, Nb, Mo, W и др.

Гранецентрированная кубическая решетка показана на рис. 6, *в, г*.

В г. ц. к. решетке атомы расположены в вершинах и в центрах каждой грани куба. Каждый угловой атом входит в восемь ячеек, а находящийся в центре грани — в две соседние ячейки; в центре ячейки атома нет. Следовательно, на одну ячейку приходится $8 \times 1/8 + 6 \times 1/2 = 4$ атома. Гранецентрированную кубическую решетку имеют металлы: Al, Ca, Fe_{γ}, Ni, Cu, Pb, Ag, Pt, Au, Pd и др.

Гексагональная плотноупакованная решетка показана на рис. 7. Элементарная ячейка — шестигранная призма, в которой атомы находятся в вершинах и в центре оснований призмы, а также внутри призмы. На одну ячейку кристаллической решетки приходится 6 атомов: 2 атома, лежащие в центре шестиугольников, входят в две соседние ячейки $(2 \times 1/2) = 1$ атом, а 12 атомов, образующие вершины призмы, — в 6 соседних ячеек $(12 \times 1/6) = 2$ атома; 3 атома, лежащие внутри призмы, целиком принадлежат данной ячейке $(3 \times 1 = 3$ атома). В гексагональной системе кристаллизуются Be, Mg, Cd, Ti, Co, Zn и другие металлы.

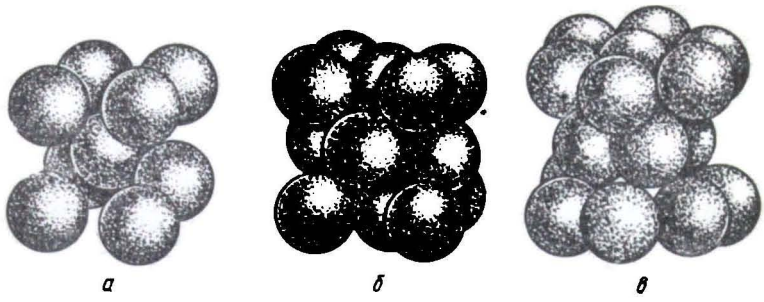


Рис. 8. Расположение атомов в кристаллических решетках:
а — в объемноцентрированной кубической; *б* — в гранецентрированной кубической; *в* — в гексагональной плотноупакованной

На рис. 6 и 7 показано условное изображение кристаллических решеток. В действительности никаких линий, соединяющих атомы в узлах решеток, нет. Атомы соприкасаются один с другим, так как только при этих условиях возможен переход внешних электронов одного атома на внешние орбиты других атомов, что и представляет собой уже упоминавшийся выше электронный газ. Естественно, если бы атомы находились на больших расстояниях один от другого, то никакого обмена внешними электронами не было. Если представить атом в виде шара, то расположение атомов в кристаллических решетках будет иметь вид, показанный на рис. 8. Плотность упаковки атомов весьма велика.

Различные типы кристаллических решеток имеют разную плотность упаковки атомов. В гранецентрированной кубической и гексагональной решетках атомы занимают 74 % всего объема кристаллической решетки, а межатомные промежутки («поры») 26 %. В объемноцентрированной кубической решетке атомы занимают 68 % всего объема, а «поры» 32 %.

Размеры кристаллической решетки характеризуются периодами (параметрами) решетки.

Периодом решетки называется расстояние между атомами по ребру элементарной ячейки. Период решетки измеряется в нанометрах (1 нм = 10^{-9} см = 0,1 Å). Периоды кубических решеток характеризуются длиной ребра куба и обозначаются буквой *а*.

Для характеристики гексагональной решетки принимают два параметра — сторону шестигранника *а* и вы-

соту призмы c. Когда отношение $c/a = 1{,}633$, то атомы упакованы наиболее плотно, и решетка называется гексагональной плотноупакованной (см. рис. 7). Некоторые металлы имеют гексагональную решетку с менее плотной упаковкой атомов (отношение c/a больше 1,633). Например, для цинка $c/a = 1{,}86$, для кадмия $c/a = 1{,}88$.

Период решетки a металлов, кристаллизующихся в кубической системе, находится в пределах от 0,286 до 0,607 нм. Для металлов с гексагональной решеткой a лежит в пределах 0,228—0,398 нм, а c в пределах 0,357—0,652 нм.

Расстояние между соседними атомами (ионами) в разных направлениях кристаллической решетки различно. Так, в объемноцентрированной кубической решетке (рис. 6, *а*) расстояние между атомами по диагонали куба меньше, чем по ребру, а по ребру меньше, чем по диагонали грани.

Элементарная кристаллическая ячейка характеризуется также координационным числом, под которым понимают число атомов, находящихся на наиболее близком равном расстоянии от избранного атома.

В объемноцентрированной кубической решетке (рис. 9, *а*) атом *А* (в центре) находится на наиболее близком равном расстоянии от восьми атомов, расположенных в вершине куба, т. е. координационное число этой решетки равно 8 (К8).

В гранецентрированной кубической решетке (рис. 9, *б*) атом *А* (на грани куба) находится на наиболее близком равном расстоянии от четырех атомов *1*, *2*, *3*, *4*, расположенных в вершинах куба, от четырех атомов *5*, *6*, *7*, *8*, расположенных на гранях куба, и, кроме того, от четырех атомов *9*, *10*, *11*, *12*, принадлежащих расположенной рядом кристаллической ячейке. Атомы *9*, *10*, *11*, *12* симметричны атомам *5*, *6*, *7*, *8*. Таким образом, для гранецентрированной кубической решетки координационное число равно 12 (К12).

В гексагональной плотноупакованной решетке при $c/a = 1{,}633$ (рис. 9, *в*) атом *А* в центре шестигранного основания призмы находится на наиболее близком равном расстоянии от шести атомов *1*, *2*, *3*, *4*, *5*, *6*, размещенных в вершинах шестигранника, и от трех атомов *7*, *8*, *9*, расположенных в средней плоскости призмы. Кроме того, атом *А* оказывается на таком же расстоянии еще от трех атомов *10*, *11*, *12*, принадлежащих кристаллической

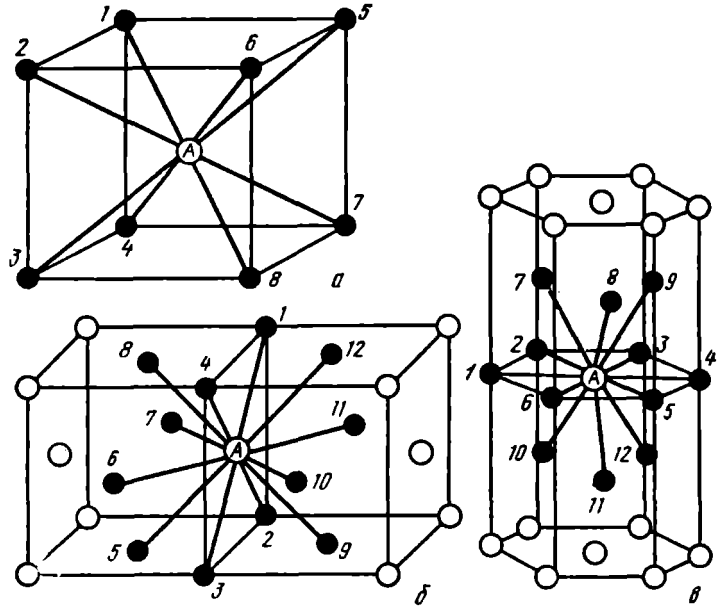


Рис. 9. Координационное число в различных кристаллических решетках для атома *A*:
а — объемноцентрированная кубическая (К8); *б* — гранецентрированная кубическая (К12); *в* — гексагональная плотноупакованная (Г12)

ячейке, лежащей ниже основания. Атомы *10*, *11*, *12* симметричны атомам *7*, *8*, *9*.

Следовательно, для гексагональной плотноупакованной решетки координационное число равно *12* (Г12).

В гексагональной решетке с отношением осей $c/a \neq$ $\neq 1{,}633$ на наиболее близком равном расстоянии от атома *A* помещаются только шесть атомов *1*, *2*, *3*, *4*, *5*, *6*, а атомы *7*, *8*, *9* и симметричные им *10*, *11* и *12* будут находиться на несколько большем расстоянии. Поэтому для такой решетки координационное число равно 6 (Г6).

Кристаллографические плоскости

Расположение кристаллографических плоскостей в пространстве относительно выбранных осей координат определяется особыми индексами, которые представляют собой целые рациональные числа, значения которых обратны отрезкам, отсекаемым данной плоскостью на осях координат.

Для определения индексов кристаллографической плоскости нужно: 1) найти отрезки, которые данная плоскость

отсекает от осей координат (в единицах масштаба); 2) взять обратные значения этих чисел; 3) привести отношение этих трех обратных значений к соотношению трех простых целых чисел.

На рис. 10 показаны обозначения плоскостей в кубической объемноцентрированной решетке.

Если плоскость пересекает только одну ось координат и параллельна двум другим осям (рис. 10, *а*), то отрезки соответственно равны:

1, ∞, ∞ — плоскость куба отсекает на оси *x* отрезок, равный единице, и пересекает оси *y* и *z* в бесконечности;

∞, 1, ∞ — плоскость куба отсекает на оси *y* отрезок, равный единице, и пересекает оси *x* и *z* в бесконечности;

∞, ∞, 1 — плоскость куба отсекает на оси *z* отрезок, равный единице, и пересекает оси *x* и *y* в бесконечности.

Обратные значения отрезков соответствуют: $\frac{1}{1}$, $\frac{1}{\infty}$, $\frac{1}{\infty} = 1, 0, 0$; $\frac{1}{\infty}$, $\frac{1}{1}$, $\frac{1}{\infty} = 0, 1, 0$; $\frac{1}{\infty}$, $\frac{1}{\infty}$, $\frac{1}{1} = 0, 0, 1$.

Индексы плоскости пишут в круглых скобках и не разделяют запятыми: (100), (010), (001).

Если плоскость отсекает на осях отрезки 1, 1, 1 (рис. 10, *б*), то обратные значения отрезков будут $\frac{1}{1}$, $\frac{1}{1}$, $\frac{1}{1}$, а индексы (111).

Если плоскость отсекает на осях *x* и *y* отрезки, равные единице (1, 1), и пересекает ось *z* в бесконечности (∞) (рис. 10, *в*), то обратные значения отрезков равны $\frac{1}{1}$, $\frac{1}{1}$, $\frac{1}{\infty}$, а индексы (110).

Рассматривая разные плоскости кубической объемноцентрированной решетки, видим, что плотность атомов

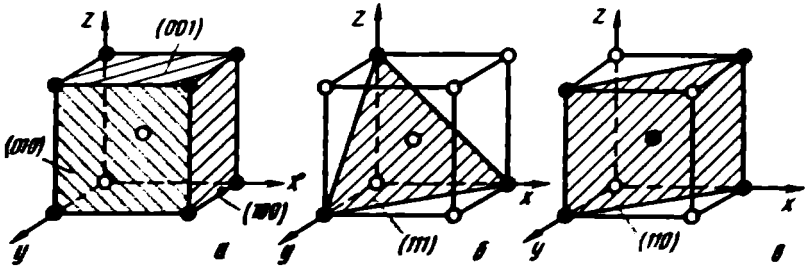


Рис. 10. Атомные плоскости в кубической объемноцентрированной решетке

в них различна. Так, плоскость (100) имеет 4 атома, но каждый атом принадлежит одновременно четырем плоскостям, поэтому на долю каждой плоскости приходится 1 атом (1/4 × 4). Плоскости (110) принадлежат 2 атома— 1 атом от угловых атомов (1/4 × 4) и 1 атом находится в центре куба и целиком относится к данной плоскости. Следовательно, в плоскости (110) плотность атомов по сравнению с плотностью в плоскости (100) более высокая.

Анизотропия свойств кристаллов

Вследствие того что в разных плоскостях решетки плотность расположения атомов неодинаковая, свойства кристаллов (например, механические, физические, химические) в разных направлениях различны. Такое разнообразие свойств кристаллов в зависимости от направления называется анизотропией. Все кристаллы анизотропны. Степень анизотропности свойств может быть значительной. Явление анизотропии хорошо иллюстрируется моделями, приведенными на рис. 11 (альбом, с. 1).

В реальных металлах, состоящих из большого числа по-разному ориентированных мелких анизотропных кристаллов (поликристалл), свойства во всех направлениях получаются одинаковыми (усредненными). Эта кажущаяся независимость свойств от направления называется квазиизотропией (ложной изотропией).

3. Кристаллическое строение реальных кристаллов

Реальный кристалл в отличие от идеального имеет структурные несовершенства: точечные (размеры которых малы во всех трех измерениях), линейные (размеры которых малы только в двух измерениях) и поверхностные (размеры их малы только в одном измерении).

Точечные несовершенства

Атомы колеблются возле точек равновесия, которые называют узлами решетки. Чем выше температура, тем больше амплитуда колебаний. Хотя большинство атомов металла в данной кристаллической решетке имеют одинаковую (среднюю) энергию и колеблются при данной температуре с одинаковой амплитудой, отдельные атомы обладают энергией, значительно превышающей среднюю. Такие атомы имеют амплитуду колебаний не только больше средней, они могут еще передвигаться с одного места на другое (например, из узла в междоузлие, из грани крис-

талла наружу). Наиболее легко перемещаются атомы поверхностного слоя, выходя на поверхность.

Вышедший из узла решетки атом называется дислоцированным. Место, где находился такой атом, остается в решетке незаполненным; оно называется вакансией. На рис. 12 схематически показаны дислоцированные атомы (кружки с цифрами), например, атом *1* (рис. 12, *а*).

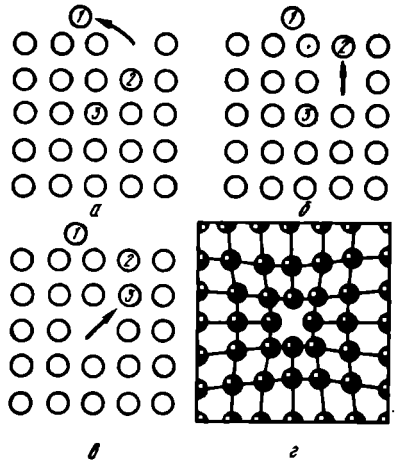


Рис. 12. Точечные несовершенства: вакансии в кристаллической решетке

Место, где находился такой атом (вакансия), не остается свободным. Через некоторое время в него переходит один из соседних атомов из более глубокого слоя (например, атом *2*, рис. 12, *б*), а покинутый узел становится вакансией. Затем перемещается, например, атом *3* (рис. 12, *в*) и т. д. Таким образом, вакансия перемещается в глубь кристалла. Как видно из рис. 12, *г*, вакансия искажает кристаллическую решетку.

Число дислоцированных атомов и вакансий невелико и составляет даже при температурах, близких к температуре плавления, 1—2 %.

Точечные несовершенства кристаллической решетки играют определяющую роль в диффузионных процессах, протекающих в металлах.

Линейные несовершенства

Эти несовершенства называют дислокациями (от английского слова dislocation, что в переводе означает смещение, сдвиг). Их подразделяют на краевые и винтовые.

Краевая дислокация представляет собой локализованное искажение кристаллической решетки, вызванное наличием в ней «лишней» полуплоскости *AB*, называемой экстраплоскостью (рис. 13, *а*).

Проведем в идеальном кристалле сдвиг на одно межатомное расстояние одной части кристалла относительно другой вдоль какой-либо плоскости на участке *ADEF*

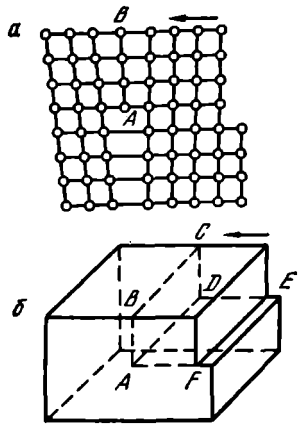


Рис. 13. Краевая дислокация

(рис. 13, *б*). Как видно, влево сдвинулась только часть кристалла, находящаяся правее плоскости *ABCD*. При таком сдвиге число рядов атомов в верхней части кристалла на один больше, чем в нижней (рис. 13, *а*). Плоскость *ABCD* (рис. 13, *б*) представляет собой в данном случае как бы лишнюю атомную плоскость (экстраплоскость), вставленную в верхнюю часть кристалла (*AB*, рис. 13, *а*). Линия *AD* (рис. 13, *б*), перпендикулярная направлению сдвига, являющаяся краем экстраплоскости, называется краевой или линейной дислокацией, длина которой может достигать многих тысяч межатомных расстояний.

Если экстраплоскость находится в верхней части кристалла, то дислокацию называют положительной и обозначают знаком $\perp$, а если в нижней — отрицательной и обозначают $\top$ Различие между положительной и отрицательной дислокациями условное. Переворачивая кристалл, мы превращаем отрицательную дислокацию в положительную.

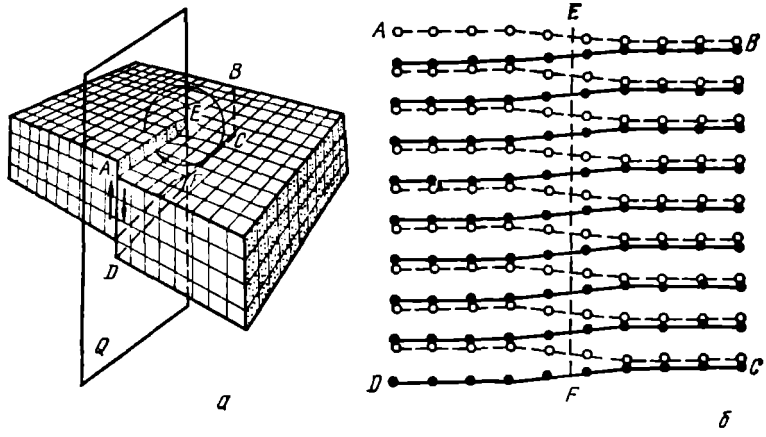


Рис. 14. Винтовая дислокация:
а — схема образования; *б* — расположение атомов вокруг линии винтовой дислокации

Винтовая дислокация. Образование винтовой дислокации происходит следующим образом. Если кристалл надрезан по плоскости Q (рис. 14, *а*) и часть его, расположенная слева от плоскости надреза, сдвинута вверх на один параметр решетки, то горизонтальные атомные плоскости изгибаются, и край каждой из них смыкается к краем ближайшей соседней плоскости. В результате кристалл оказывается образованным как бы единой атомной плоскостью, закрученной по винту.

Расположение атомов в сдвинутой части $AEFD$ плоскости Q и в несдвинутой части $BEFC$ приведено на рис. 14, *б*. Белыми кружками показаны атомы, расположенные слева от плоскости Q, а черными точками — справа. Линия EF представляет собой винтовую дислокацию, при наличии которой кристалл можно рассматривать состоящим не из параллельных, расположенных одна над другой кристаллографических плоскостей, а в виде закрученной по винту плоскости. Если винтовая дислокация образована движением по часовой стрелке, ее называют п р а в о й, а против часовой стрелки — л е в о й.

Для дислокаций характерна их легкая подвижность. Это объясняется тем, что кристаллическая решетка в зоне дислокаций упруго искажена. Атомы в этой зоне смещены относительно их равновесного положения в идеально правильной кристаллической решетке, поэтому атомы, образующие дислокацию, стремятся переместиться в равновесное положение.

Поверхностные несовершенства

Эти несовершенства, или дефекты кристаллического строения, обусловлены тем, что реальное металлическое изделие состоит не из одного кристалла, а из множества мелких кристаллов, соприкасающихся между собой, т. е. оно имеет п о л и к р и с т а л л и ч е с к о е строение. Отдельные кристаллы, из которых состоит металл, называются з е р н а м и.

Поверхностные дефекты образуются на границах зерен, так как в пограничном слое атомы имеют менее правильное расположение, чем в объеме зерна (рис. 15, *а*). Зерна разориентированы, повернуты одно относительно другого на несколько градусов. По границам зерен скапливаются дислокации (рис. 15, *б*), а также примеси и включения.

Само зерно не имеет правильного расположения атомов, а состоит из большого числа разориентированных

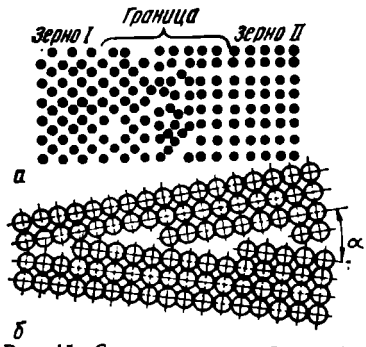


Рис. 15. Схема строения границы: *а* — высокоугловая граница; *б* — граница между блоками (малоугловая граница); *α* — угол разориентировки соседних блоков

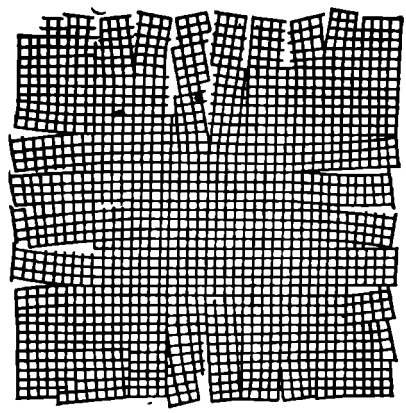


Рис. 16. Схема блочной (мозаичной) структуры кристалла

на очень небольшие углы (десятые доли градуса) областей, называемых субзернами, размером 0,1—1,0 мкм. Такая структура именуется блочной или мозаичной (рис. 16), а границы между блоками называются малоугловыми границами. На границах блоков вследствие их разориентировки так же, как и на границах зерна, могут возникать дислокации. Таким образом, реальный металл имеет сложную дислокационную структуру, которая влияет на его свойства. Под воздействием внешних факторов (тепла, механической нагрузки, электрического, химического и других видов воздействия) видоизменяется дислокационная структура, меняются количество и плотность дефектов, поэтому изменяются свойства металла.

4. Диффузия

Многие процессы, протекающие в металлах и металлических сплавах, имеют диффузионный характер.

Под диффузией понимают перемещение атомов в кристаллическом теле на расстояния, превышающие средние межатомные расстояния для данного вещества. Самодиффузией называют процесс перемещения атомов, не связанный с изменением концентрации в отдельных объемах. Гетеродиффузия — это диффузия, сопровождающаяся изменением концентрации; она происходит в сплавах с повышенным содержанием примесей.

Существует несколько возможных механизмов диффузии: циклический, обменный, вакансионный, межузельный.

При циклическом механизме диффузия протекает путем совместного перемещения группы атомов (рис. 17, *а* — четыре атома). Такая диффузия не требует большой энергии, но практически маловероятна.

При обменном механизме группа из двух соседних атомов обменивается местами (рис. 17, *б*). Это частный случай циклического механизма. Вакансионный механизм предполагает замещение вакансии атома (рис. 17, *в*), а межузельный — переход атома в ближайшее междоузлие (рис. 17, *г*). Диффузия по межузельному механизму возможна для элементов с малым атомным радиусом (например, диффузия углерода, азота в железоуглеродистых сплавах).

Наиболее часто диффузия металла в металле протекает по вакансионному механизму.

Скорость диффузии определяется значением коэффициента диффузии, который возрастает с повышением температуры, когда тепловое движение атомов становится более быстрым. Процесс диффузии определяется энергией активации диффузии, которая характеризует энергию связи атомов в кристаллической решетке. Наиболее легко диффузия протекает по границам и поверхности зерен металла, где сосредоточены дефекты кристаллического строения.

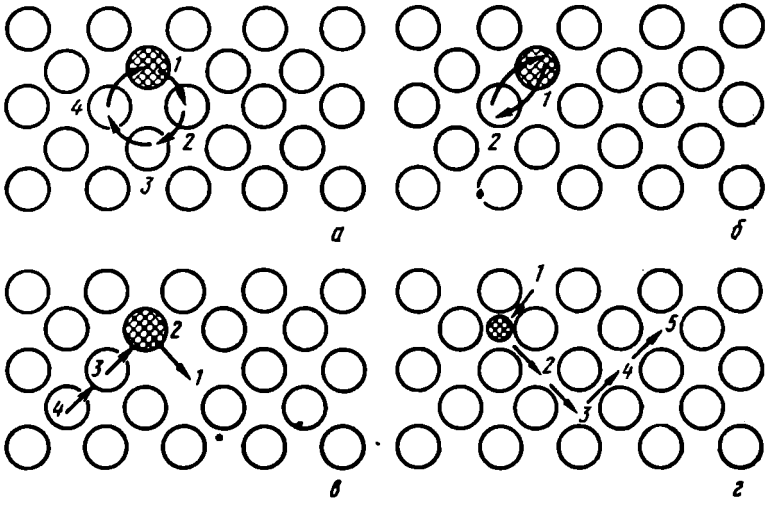


Рис. 17. Механизмы перемещения атомов в кристаллической решетке металла

5. Кристаллизация металлов

Переход металла из жидкого состояния в твердое (кристаллическое) называется кристаллизацией. Кристаллизация протекает вследствие перехода к более устойчивому состоянию с меньшей свободной энергией [1]. Свободные энергии жидкого и твердого состояний уменьшаются с повышением температуры (рис. 18). При достижении температуры T_s свободные энергии жидкого и твердого состояний равны. Температура T_s называется теоретической температурой кристаллизации.

Процесс кристаллизации развивается, если созданы условия, при которых возникает разность свободных энергий, когда свободная энергия твердого металла меньше, чем жидкого.

Как видно из рис. 18, это возможно только тогда, когда жидкость охлаждена ниже точки T_s, например, до температуры $T_п$, называемой фактической температурой кристаллизации. Разность температур $\Delta T = T_s - T_п$ называется степенью переохлаждения.

Процесс кристаллизации можно изобразить кривыми в координатах *температура—время*. На рис. 19 приведены кривые охлаждения при кристаллизации металла с разной скоростью v. Проследим ход процесса кристаллизации металла по кривой охлаждения.

Сначала, когда металл находится в жидком состоянии, температура понижается равномерно до температуры кристаллизации $T_п$, лежащей ниже температуры T_s. При

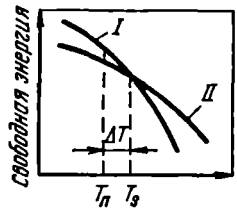


Рис. 18. Изменение свободной энергии металла в жидком (*I*) и твердом (*II*) состояниях в зависимости от температуры (схема)

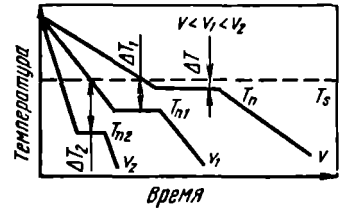


Рис. 19. Кривые охлаждения при кристаллизации металла

[1] Все самопроизвольные процессы в природе развиваются в направлении состояния с наименьшим запасом энергии. Такой характеристикой для веществ является свободная энергия — составляющая полной энергии вещества, которая обратимо меняется с изменением температуры.

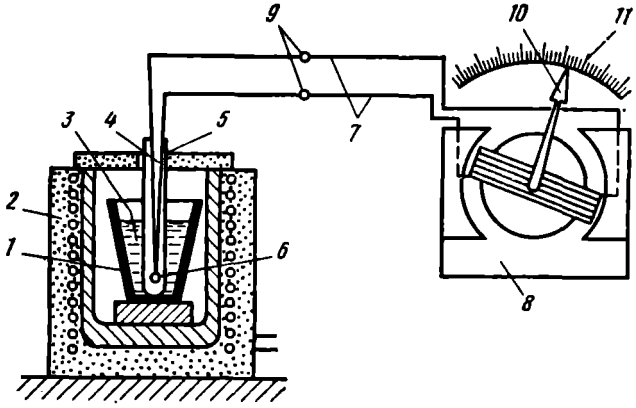


Рис. 20 Установка для изучения процесса кристаллизации термическим методом

достижении температуры кристаллизации на кривой охлаждения появляется горизонтальная площадка, так как отвод теплоты в окружающую среду компенсируется выделяющейся при кристаллизации скрытой теплотой кристаллизации. После окончания кристаллизации температура вновь понижается равномерно. Как видно из кривых кристаллизации (см. рис. 19), чем больше скорость охлаждения, тем больше степень переохлаждения и тем при более низкой температуре происходит процесс кристаллизации.

Для построения кривых охлаждения применяют термический метод, заключающийся в следующем. Исследуемый металл расплавляют в тигле *1* (рис. 20), установленном в печи *2*. Затем в расплав *3* погружают термопару *4* (защищенную фарфоровым кожухом *5*) и выключают печь. Термопара представляет собой две проволоки из различных металлов (или сплавов), сваренные с одного конца. Это — г о р я ч и й с п а й термопары *6*. Свободные концы проволок термопары соединены проводами *7* с гальванометром *8*. Место *9* соединения проволок термопары с проводами *7* называют х о л о д н ы м с п а е м.

При нагреве горячего спая возникает термоэлектродвижущая сила (термо-э. д. с.), под действием которой по электрической цепи идет ток. Его величина зависит от сопротивления цепи и термо-э. д. с., что приводит к отклонению стрелки *10* гальванометра, шкала *11* которого градуирована в милливольтах или градусах. Чем

выше температура горячего спая, тем больше угол отклонения стрелки гальванометра. При охлаждении металла через определенные промежутки времени температуру регистрируют по шкале *11* гальванометра и по полученным данным строят кривую охлаждения в координатах температура—время.

Образование центров кристаллизации и рост зерен

Д. К. Чернов в 1878 г. установил, что процесс кристаллизации состоит из двух стадий: зарождения мельчайших частиц кристаллов (зародышей или центров кристаллизации) и роста кристаллов из этих центров (рис. 21).

Зародышами или центрами кристаллизации являются микрообъемы металла внутри жидкости, имеющие правильное расположение атомов в соответствии с кристаллической решеткой данного металла.

Центры кристаллизации самопроизвольно возникают при переохлаждении металла. Роль переохлаждения при кристаллизации весьма велика. Не все возникшие атомно-кристаллические группы-зародыши могут стать центрами кристаллизации. Очень маленькие зародыши, возникнув, затем снова растворяются, т. е. являются неустойчивыми. Чем ниже температура кристаллизации, т. е. чем больше степень переохлаждения, тем устойчивее будут мелкие зародыши, которые могут стать центрами кристаллизации. Минимальный размер зародыша, способного при данной температуре стать устойчивым центром кристаллизации, называется критическим размером зародыша. Степень переохлаждения зависит от скорости охлаждения, т. е. скорости отвода тепла от кристал-

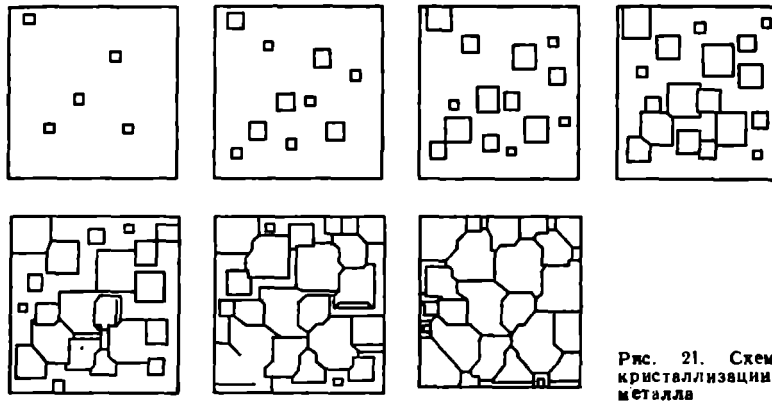


Рис. 21. Схема кристаллизации металла

лизующейся жидкости. Чем больше степень переохлаждения, тем более устойчивы мелкие зародыши, т. е. тем меньше критический размер зародыша.

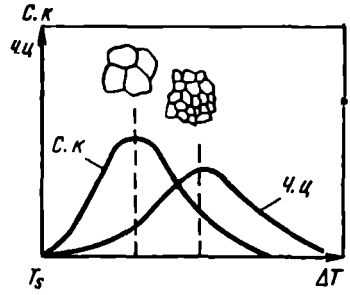


Рис. 22. Зависимость скорости роста кристаллов (с. к.) и скорости зарождения числа центров кристаллизации (ч. ц.) от степени переохлаждения

Рост кристаллов заключается в том, что к их зародышам присоединяются все новые атомы из жидкого металла. Сначала кристаллы растут свободно, сохраняя правильную геометрическую форму, но это происходит только до момента встречи растущих кристаллов. В месте соприкосновения кристаллов рост отдельных их граней прекращается, и развиваются не все, а только некоторые грани кристаллов. В результате кристаллы не имеют правильной геометрической формы. Такие кристаллы называют к р и с т а л л и т а м и или з е р н а м и (рис. 21).

Число центров кристаллизации и скорость роста кристаллов влияют на величину зерна, а, следовательно, и на свойства металлов. Оба эти фактора зависят от степени переохлаждения, которая в свою очередь определяется скоростью охлаждения.

Для кристаллизации, совершающейся путем диффузии, зависимость ч. ц. и с. к. от степени переохлаждения имеет вид, показанный схематически на рис. 22. Как видно, с повышением степени переохлаждения ч. ц. и с. к. увеличиваются и при определенных степенях переохлаждения достигают максимального значения. При равновесной температуре T_s и при очень большом переохлаждении, т. е. при очень низких температурах, когда диффузия замедлена, число центров и скорость роста равны нулю. Поэтому кристаллизация происходит при средних значениях степени переохлаждения.

При увеличении степени переохлаждения жидкости в ней возникает большое число зародышей (ч. ц.), которые быстро растут (с. к. тоже большая), затвердевание происходит интенсивно и образуются мелкие зерна. Это схематично показано на рис. 22. При меньшем переохлаждении ч. ц. уменьшается, но скорость роста кристаллов (с. к.) большая и вырастают крупные зерна. Следовательно, величина зерна зависит от числа центров крис-

таллизации (ч. ц.) и скорости роста кристаллов (с. к.). Чем больше будет центров кристаллизации, тем больше кристаллов образуется в данном объеме и тем меньше размер каждого кристалла (зерна).

Однако следует отметить, что возможность регулирования скорости охлаждения в процессе кристаллизации, при затвердении, весьма ограничена (существует только литье в сухие, сырые земляные и металлические формы). С целью регулирования размеров зерен широко используют искусственное введение в расплавленный металл веществ, создающих центры кристаллизации, так как самопроизвольное зарождение центров кристаллизации в металлах и металлических сплавах имеет место, но не всегда является решающим. Значительно большую роль в качестве центров кристаллизации в технических металлах играют всякого рода инородные, неметаллические включения, попадающие в металл при плавке (шлаковые включения, частицы футеровки, оксиды металла и т. д.) или вводимые специально. Эти инородные частицы создают поверхности (как бы стенки), возле которых начинается кристаллизация металла, т. е. они выполняют ту же роль, что и самопроизвольно образующиеся при переохлаждении центры кристаллизации.

Искусственное введение в жидкий металл тугоплавких мелких частичек, служащих дополнительными центрами кристаллизации, является наиболее прогрессивным, действенным методом регулирования размеров зерен, их формы, а следовательно, и свойств металлов и сплавов.

Процесс искусственного регулирования размеров и формы зерен получил название **модифицирования**. Вещества, которые вводят с целью регулирования размеров зерен, называют **модификаторами**.

Дендритная кристаллизация

При условии очень медленного охлаждения и при отсутствии в жидкости атомов примесей рост кристалла от своего зародыша происходит равномерно во всех направлениях. При ускоренном охлаждении, наблюдаемом в большинстве случаев при кристаллизации металлов, механизм образования кристаллов (зерен) носит дендритный характер.[1]

Дендритная кристаллизация характеризуется тем, что рост зародышей происходит с неравномерной скоростью.

[1] Дендрит — от греческого слова дендрон — дерево.

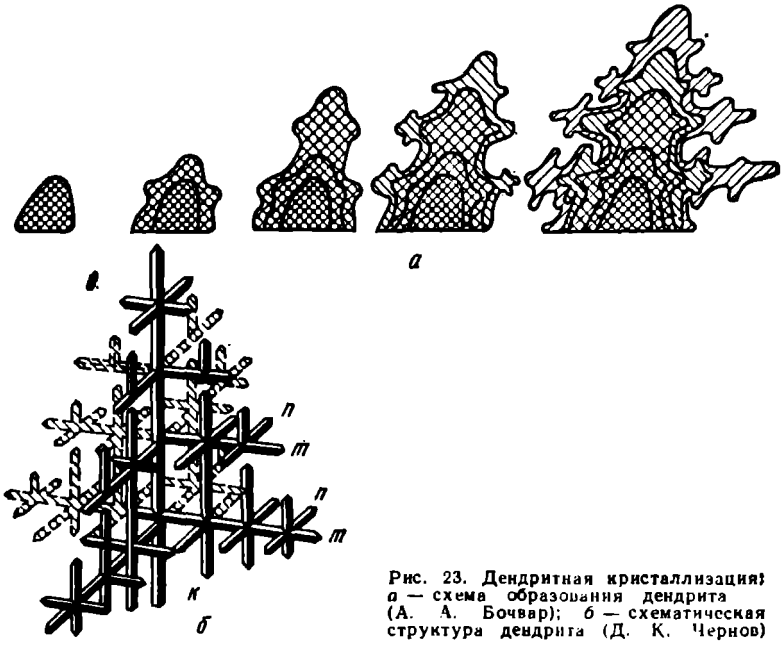


Рис. 23. Дендритная кристаллизация: *а* — схема образования дендрита (А. А. Бочвар); *б* — схематическая структура дендрита (Д. К. Чернов)

После образования зародышей их развитие идет главным образом в тех направлениях, в которых скорость роста максимальна. В этих направлениях образуется как бы ствол будущего кристалла, называемый осью (или ветвью) первого порядка. На рис. 23, *а* показан рост, который происходит путем кристаллизации на оси все новых и новых атомных слоев из жидкости. Увеличение размеров осей первого порядка идет не только в длину, одновременно они разрастаются и в стороны, вследствие этого они толще у основания и тоньше у острия. В дальнейшем от осей первого порядка под определенными углами начинают расти новые оси, которые называются осями второго порядка; от ветвей второго порядка растут ветви третьего порядка и т. д.

Дендритную кристаллизацию Д. К. Чернов иллюстрировал схемой, приведенной на рис. 23, *б*, на которой *k*— ось или ветвь первого порядка; *m* — оси второго порядка; *n* — оси третьего порядка.

По мере роста ветвей более высокого порядка (четвертого, пятого, шестого и т. д.) постепенно заполняются все промежутки, ранее занятые жидким металлом. Когда все промежутки дендрита заполнены, наблюдать дендрит-

ное строение трудно. Только в условиях, при которых не хватает жидкого металла для заполнения пространства между осями, например, в поверхностных слоях кристаллизующегося металла, так как жидкий металл уходит на заполнение пространства между осями кристаллов, образующихся в нижележащих слоях (т. е. отступает от растущих в поверхностных слоях кристаллов), дендритное строение выявляется весьма отчетливо.

Аналогичные условия создаются в процессе кристаллизации слитка в усадочной раковине, где также не хватает металла для заполнения промежутка между ветвями дендрита.

Дендрит, найденный в усадочной раковине 100-*т* слитка, имел длину 39 см (этот дендрит называют кристаллом Чернова).

Рост кристаллов дендритной (разветвленной) формы обусловливают примеси, посторонние атомы в жидкости. Поэтому реальные сплавы преимущественно затвердевают, образуя дендритные кристаллы. Дендритное строение зерен, не различимое при визуальном осмотре, хорошо видно при наблюдении под микроскопом.

6. Строение металлического слитка

При заливке в форму (изложницу) большой массы металла затвердевание не может идти одновременно во всем объеме слитка, оно начинается у мест, от которых отводится тепло — у стенок и дна изложницы, а затем распространяется внутрь формы. Поэтому в слитке наблюдаются области (зоны) с неодинаковым строением кристаллов (зерен).

Строение стального слитка впервые исследовал и опубликовал в 1878 г. Д. К. Чернов, а более поздние работы уточнили и подтвердили многие его взгляды на процесс кристаллизации стали.

Схема строения стального слитка приведена на рис. 24, *а*, а ориентировка кристаллов в различных зонах — на рис. 24, *б*. Как видно из приведенной схемы, в слитке имеются три структурные зоны. Первая, наружная, зона *1* — мелкие равноосные кристаллы. Они образуются при соприкосновении расплавленного металла с холодными стенками изложницы; металл переохлаждается и возникает значительное число центров кристаллизации, тем более, что посторонние твердые частицы и выступы

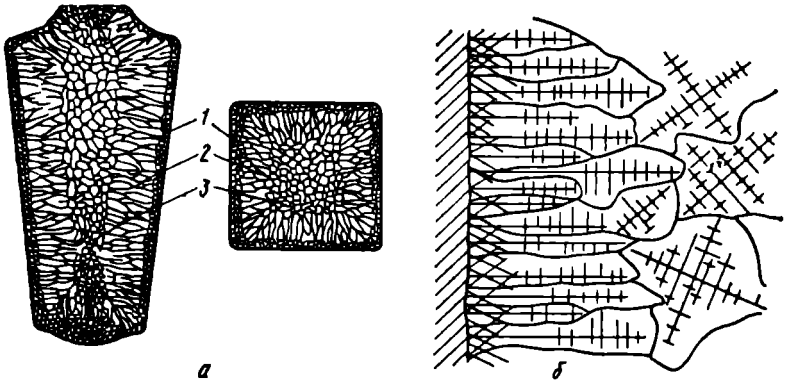


Рис. 24. Схемы строения слитка (*а*) и роста дендритов (*б*)

на поверхности изложницы создают дополнительные центры кристаллизации. Зона *1* распространяется на небольшую глубину.

Зона *2* характеризуется образованием крупных столбчатых кристаллов, которые растут перпендикулярно стенкам и дну изложницы, в сторону, обратную направлению отвода тепла от жидкости.

Зона *3* состоит из различно ориентированных равноосных кристаллов разного размера, но они всегда больше, чем кристаллы зоны *1*.

Столбчатые кристаллы для малопластичных металлов с точки зрения механической прочности нежелательны. Особенно непрочными являются места встречи дендритов, растущих от разных стенок изложницы. Они являются местами образования различных дефектов — пустот, неметаллических включений и т. п.

Вследствие неравномерной кристаллизации зерен дендритной формы химический состав в разных местах одного и того же дендрита получается неоднородным. Эта неоднородность состава внутри одного кристалла названа внутрикристаллической или дендритной ликвацией.

В слитке благодаря кристаллизации по зонам происходит также ликвация, называемая зональной (макроскопической).

Наибольшее скопление примесей наблюдается в центре, в верхней части слитка. Явление ликвации было обнаружено в 1866 г. русскими инженерами А. С. Лавровым и Н. В. Калакуцким.

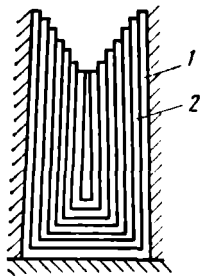


Рис. 25. Схема образования усадочной раковины

При затвердевании и охлаждении слитка происходит сокращение объема, которое называется усадкой Усадка не может происходить за счет общего понижения уровня металла, так как затвердевание слитка начинается у стенок и дна изложницы, а также с поверхности. Если принять, что сверху слитка поверхностной корки не образуется, что иногда бывает и практически, то слиток будет затвердевать по схеме, приведенной на рис. 25. Затвердевание у стенок изложницы слоя *1* с уменьшением объема вызовет понижение уровня оставшегося жидкого металла, поэтому затвердевание слоя *2* и последующих слоев будет вызывать все большее понижение уровня жидкого металла — в результате в слитке получится воронкообразное углубление, которое называется усадочной раковиной.

Под усадочной раковиной обычно располагаются мелкие усадочные раковинки (поры), которые создают зону, называемую усадочной рыхлостью. Усадочная рыхлость связана с образованием между растущими кристаллами отдельных замкнутых объемов металла, в которых происходит местная усадка и появляются мелкие раковины. Кроме того, под усадочной раковиной располагается ликвационная зона.

Та часть слитка, в которой расположены усадочная раковина, усадочная рыхлость, ликвационная зона, является дефектной частью (прибыльная часть), ее нельзя использовать для изготовления деталей, а необходимо отделить от здоровой части слитка. Перед дальнейшей обработкой давлением прибыльная часть слитка отрубается или отрезается, что дает отход 15—25 % металла.

К дефектам слитка относят также газовые пузыри, которые образуются из-за наличия большого количества газов в жидком металле. Часть их при затвердевании удаляется, а часть остается внутри слитка и образует газовые пузыри, микро- и макропоры.

7. Полиморфные превращения

Встречаются химические элементы, которые имеют два и более устойчивых типа кристаллических решеток, существующих при разных температурах.

Существование одного металла в различных кристаллических формах (модификациях) при разных температурах называется полиморфизмом или аллотропией. Процесс перехода из одного кристаллического строения в другое называется полиморфным (аллотропическим) превращением.

Строение, получающееся в результате полиморфного превращения, называется аллотропической формой. Аллотропические формы обычно обозначают начальными буквами греческого алфавита α, β, γ, δ. К полиморфным металлам относятся Co, Sn, Mn, Fe и др. (табл. 2)

Изменение в строении кристаллической решетки всегда вызывает изменение свойств. Например, олово при тем-

Таблица 2. Аллотропические формы металлов

Металл (элемент)	Аллотропическая форма	Интервал температур устойчивого состояния, °С	Кристаллическая решетка
Fe	α	<911	Кубическая объемноцентрированная (К8)
	δ	1392—1539	То же
	γ	911—1392	Кубическая гранецентрированная (К12)
Co	α	<450	Гексагональная (Г12)
	β	450—1480	Кубическая гранецентрированная (К12)
Sn	α	<18	Решетка алмаза
	β	18—232	Тетрагональная объемноцентрированная
Mn	α	<700	Кубическая сложная многоатомная
	β	700—1079	То же
	γ	1079—1143	Тетрагональная гранецентрированная
	δ	1143—1244	Кубическая объемноцентрированная (К8)
Ti	α	<882	Гексагональная (Г12)
	β	882—1668	Кубическая объемноцентрированная (К8)
Zr	α	<867	Гексагональная (Г12)
	β	867—1860	Кубическая объемноцентрированная (К8)
U	α	<660	Ромбическая
	β	660—770	Тетрагональная
	γ	770—1133	Кубическая объемноцентрированная (К8)

пературе ниже 18 °С (Sn_α) имеет кубическую решетку особого типа. В элементарной ячейке этой решетки, кроме атомов по углам куба, ряд атомов располагается еще внутри ее. Выше 18 °С олово имеет тетрагональную объемноцентрированную решетку (Sn_β) [1]. Sn_α называют серым оловом; Sn_β — белым оловом. Решетка белого олова более компактна, чем серого олова, и превращение $Sn_\beta \rightarrow Sn_\alpha$ идет со значительным увеличением объема (до 25 %). Поэтому при образовании на белом олове бугорков серого олова последнее вследствие больших объемных изменений рассыпается в порошок. Это явление получило название «оловянной чумы».

Максимального значения скорость кристаллизации при аллотропическом превращении $Sn_\beta \rightleftarrows Sn_\alpha$ достигает при переохлаждении примерно до —30 °С. Поэтому опасность так называемой «оловянной чумы» особенно велика при хранении олова в зимнее время в холодном помещении.

Полиморфное превращение чистого металла протекает при постоянной температуре (при критической точке) в том случае, если при данной температуре возможно существование металла с иным типом кристаллической решетки и меньшим уровнем свободной энергии. Возможность протекания полиморфного превращения обусловливается наличием разности свободных энергий между существующей и образующейся модификацией, что обеспечивается соответствующим переохлаждением (или перенагревом) относительно равновесной температуры, причем в твердом металле необходимо большее переохлаждение. Полиморфное превращение всегда сопровождается поглощением тепла при нагреве и выделением тепла при охлаждении.

На рис. 26 приведена кривая охлаждения железа, характеризующая аллотропические превращения. Железо имеет объемноцентрированную решетку до температуры 911 °С (Fe_α) и в интервале 1392—1539 °С (Fe_δ), а от температуры 911 до 1392 °С имеет гранецентрированную решетку (Fe_γ).

Остановка при 768 °С связана не с аллотропическим превращением, т. е. с перестройкой кристаллической

---

[1] Ячейка тетрагональной решетки представляет собой прямоугольный параллелепипед, основанием которого служит квадрат со стороной a, а высота призмы c больше, чем a, т. е. $c/a > 1$. Атомы в тетрагональной объемноцентрированной ячейке располагаются в углах и в центре параллелепипеда.

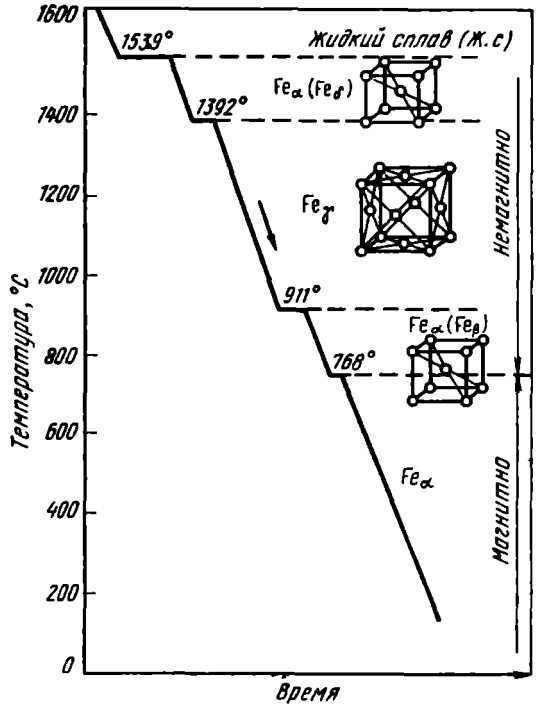


Рис. 26. Кривая охлаждения железа

решетки, а с изменением магнитных свойств: ниже 768 °С железо магнитно, выше 768 °С железо немагнитно (немагнитное Fe_α иногда обозначают Fe_β).

Полиморфное превращение аналогично процессу кристаллизации, т. е. вначале образуются зародыши, а затем происходит рост зерен новой модификации, и новые зерна имеют другие форму и размеры. По сути такое превращение является перекристаллизацией и его используют для измельчения крупного зерна. Полиморфные превращения протекают как в чистых металлах, так и в сплавах. В результате полиморфных превращений резко и скачкообразно изменяются свойства металлов и сплавов (электро- и теплопроводность, теплоемкость, удельный вес; механические, химические и магнитные свойства).

Металлы, имеющие только один тип кристаллической решетки, называются изоморфными (например, Al, Cu, Ni, Cr, W и др.).

Глава II СТРУКТУРНЫЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛОВ

Для решения основной задачи металловедения — определения связи между структурой металлических материалов и их свойствами используют различные методы, которые можно разделить на две группы: структурные и физические. Для оценки поведения деталей при изготовлении и эксплуатации используют разнообразные технологические пробы и стендовые испытания.

К структурным методам относятся такие, которые основаны на непосредственном наблюдении строения металла или сплава (макроскопический анализ, микроскопический анализ, просвечивающая электронная микроскопия, растровая электронная микроскопия и др.).

Физические методы исследования основаны на измерении различных физических свойств металлов: тепловых, электрических, магнитных и др. Физические свойства могут быть важны как эксплуатационные, и тогда по их значению выбирают материал. Физические методы применяют для контроля качества металлов (просвечивание рентгеновскими и γ-лучами, магнитный, люминесцентный, ультразвуковой методы и др.).

Наиболее полную информацию о строении и свойствах металлов получают, применяя комплекс методов: структурных, физических, определения механических свойств и др.

1. Структурные методы исследования

Макроскопический анализ

Макроскопический анализ (макроанализ) заключается в исследовании макроструктуры металлов и сплавов. Макроструктурой называется строение металла, видимое невооруженным глазом или через лупу при небольших увеличениях (до 30 раз).

Макроструктуру можно изучать непосредственно на поверхности заготовки или детали, на специально вырезанном образце (темплете), а также на изломе в месте разрушения образца или детали.

Макрошлифом называется поверхность образца (темплета), подготовленная для исследования макроструктуры.

Методом макроанализа определяют не только собственно структуру, т. е. форму и размеры зерен, из которых состоит металл, но и макродефекты в виде пор, трещин, раковин, неметаллических включений, а также макрохимическую неоднородность или ликвацию некоторых элементов в сплавах.

Для успешного проведения макроанализа необходимо выбрать наиболее характерное для данного изделия место вырезки образцов и определить, в каком сечении будет изучаться макроструктура. *Условия отбора образцов для макроанализа* обычно указывают в стандартах и технических условиях, определяющих требования к макроструктуре данного вида металлопродукции.

Изготовление макрошлифа. Поверхность вырезанного образца выравнивают на наждачном круге (для образцов небольшого размера — напильником, для крупных образцов — на строгальном станке), а затем шлифуют на наждачной бумаге разных номеров.

После шлифования образцы травят в специальном реактиве. Травление происходит неравномерно по подготовленной поверхности образца. Места скопления примесей, различные несплошности (поры, раковины, трещины) и другие дефектные участки структуры травятся сильнее. На поверхности макрошлифа появляются углубления, попадая в которые отраженный свет рассеивается и эти участки воспринимаются глазом, как темные, в то время как гладкие, менее сильно травящиеся, участки поверхности кажутся светлыми.

Для выявления макроструктуры применяют реактивы глубокого и поверхностного травления, а также используют метод отпечатков.

Глубокое травление применяют для выявления макродефектов (пор, раковин, трещин и др.). В этом случае в качестве реактивов для травления сталей используют концентрированные растворы кислот или их смесей. Широко распространен реактив состава 100 мл соляной кислоты, 100 мл воды. Травление осуществляют погружением образца в горячий реактив (t = 60—80 °С), продолжительность травления 5—45 мин. Реактив рекомендуется для сталей всех составов, кроме специальных.

Для *поверхностного травления* стали с целью выявления несплошностей применяют реактив Гейна, содержащий 53 г NH_4Cl и 85 г $CuCl_2$, растворенных в 1000 мл воды. Режим травления: $t = 20$ °С, $\tau = 0{,}5$—1 мин. При погружении в реактив образца происходит обменная реакция: железо растворяется и вытесняет из раствора медь, которая оседает на поверхности образца. На участках, недостаточно защищенных медью (поры, раковины, трещины, неметаллические включения), травление происходит сильнее. Осевшую на поверхности медь осторожно снимают ватным тампоном под струей воды. Эти реактивы глубокого и поверхностного травления выявляют также дендритное строение слитков, их химическую и структурную неоднородность, волокнистость кованой или катаной стали.

Для выявления строения литых алюминиевомедных сплавов применяют поверхностное травление в 10—15 %-ном растворе едкого натра. Макроструктуры медных сплавов определяют травлением в 15 %-ном растворе персульфата аммония, никелевых сплавов — в реактиве, содержащем 10 г $FeCl_3$, 30 мл соляной кислоты и 120 мл воды. Используют и другие реактивы, составы которых обычно указаны в справочной литературе.

Метод отпечатков основан на том, что изображение структуры проявляется не на самом шлифе, а на бумаге, ткани или пленке, на которые нанесен соответствующий реактив. Материал с нанесенным на него реактивом прижимают к поверхности шлифа. В результате взаимодействия реактива с отдельными структурными составляющими на бумаге или другом материале образуются характерные окрашенные продукты. Таким способом, например, выявляют неравномерное распределение (ликвацию) серы в стали.

Сера находится в стали в виде сернистых соединений— сульфидов марганца MnS и железа FeS. Для выявления скоплений этих включений используют метод серного отпечатка (метод Баумана). Лист фотобумаги, соответствующий по размеру подготовленной поверхности образца, выдерживают на свету в течение 5—8 мин в 2—5 %-ном водном растворе серной кислоты, затем слегка просушивают между листами фильтровальной бумаги для удаления излишнего раствора и плотно прижимают эмульсионной стороной к хорошо отшлифованной и очищенной от загрязнений поверхности образца. Сверху бумагу поглаживают рукой или резиновым валиком для удаления оставшихся пузырьков воздуха.

Между сернистыми включениями и серной кислотой происходит реакция: $FeS + H_2SO_4 \rightarrow FeSO_4 + H_2S$. Образующийся сероводород непосредственно в месте выделения взаимодействует с бромистым серебром фотоэмульсии: $2AgBr + H_2S \rightarrow 2HBr + Ag_2S$. Сернистое серебро имеет темный цвет, появление темных участков на фотобумаге характеризует распределение сернистых включений в стали.

После выдержки в течение 2—3 мин фотобумагу с образца снимают, промывают ее в воде, фиксируют в растворе гипосульфита, как обычную фотографию, затем снова промывают в воде и высушивают.

На рис. 27 (альбом, с. 2) дана макроструктура литого и деформированного металла, выявленная травлением.

Анализ изломов. Этот метод наиболее прост и доступен. Объектом исследования является естественная поверхность разрушения образца или детали, не требующая специальной обработки. Для контроля качества металла по излому образец надрезают и разрушают ударной нагрузкой по месту надреза.

Вид излома свидетельствует о характере разрушения металла. Изломы разделяют на кристаллические (хрупкие) и волокнистые (вязкие). Кристаллический излом позволяет судить о том, что в данном состоянии обработки металл хрупкий и разрушается без заметной пластической деформации. Волокнистый излом показывает, что металл вязкий и его разрушению предшествует значительная пластическая деформация.

По виду хрупкого кристаллического излома можно получить представление о макроскопическом строении металла — в изломе можно видеть зерна (рис. 28, *б*, альбом, с. 2). Волокнистый вязкий излом не выявляет истинного строения металла, так как в процессе пластической деформации, предшествующей разрушению, форма зерен искажается — они вытягиваются. Такой излом имеет волокнистую матовую поверхность (рис. 28, *а*; альбом, с. 2).

По излому можно судить об изменениях структуры, связанных с обработкой металла, в частности с обработкой давлением и термической обработкой. Известно, что анализ изломов был основным методом изучения структурных изменений в работах Д. К. Чернова, положивших начало учению о термической обработке стали.

В заводских условиях анализ изломов позволяет оперативно выявить и установить природу дефектов макро-

структуры металлургического и другого происхождений. С помощью этого метода можно обнаружить шлаковые включения, грубые раскатанные поры и газовые пузыри; флокены в стали — тонкие внутренние трещины овальной формы, образование которых связано с наличием в стали водорода (флокены выявляются в изломе в виде своеобразных белых пятен; рис. 29 (альбом, с. 3); следы перегрева при ковке и термической обработке (камневидный излом, нафталинистый излом) и другие дефекты.

При оценке вида излома необходимо учитывать характер прилагаемой нагрузки, так как один и тот же материал в одном и том же структурном состоянии может иметь волокнистый излом при статическом нагружении и кристаллический излом — при ударном нагружении.

Микроскопический анализ

Микроскопический анализ (микроанализ) применяют для изучения микроструктуры металлов. Микроструктурой называют внутреннее строение металла, наблюдаемое с помощью оптических микроскопов, обеспечивающих увеличение от 50 до 2000 раз. Впервые микроскопический анализ был применен выдающимся русским металлургом П. П. Аносовым в 1831 г. для исследования микроструктуры стали.

Микроанализ — один из наиболее часто используемых методов исследования внутреннего строения металлов и сплавов. Задачи микроанализа разнообразны. При помощи микроанализа можно изучить форму и размер кристаллических зерен, из которых состоит металл, установить, какие изменения внутреннего строения происходят в исследуемом материале под влиянием различного рода воздействий при термической и химико-термической обработке, обработке давлением, сварке и пр. Наиболее важным преимуществом микроанализа является возможность различить (увидеть) в структуре сплава зерна (частицы), имеющие разный химический состав, называемые фазами сплава. Методом макроанализа фазовый состав сплава определить невозможно, при наблюдении же под микроскопом частицы фаз четко дифференцируются по характерной для них форме зерен и окрашивании реактивом травителя (рис. 30; альбом, с. 3). Микроанализ позволяет обнаружить неметаллические включения, несплошности различного происхождения, размеры которых нельзя увидеть невооруженным глазом.

Для проведения микроанализа из испытуемого материала вырезают образец и путем шлифования, полирования, травления подготавливают его для исследования под микроскопом. Подготовленная для исследования поверхность образца называется м и к р о ш л и ф о м.

Изготовление микрошлифа. Размеры микрошлифа ограничены. Удобно использовать микрошлиф с площадью поперечного сечения порядка 1 $см^2$ и высотой около 10 мм. На практике приходится изготовлять образцы большего или меньшего размера. Образец вырезают из заготовки или детали на металлорежущих станках, механической или ручной ножовкой или при помощи тонкого наждачного круга (для материалов с высокой твердостью, например, для закаленной стали). Затем с помощью напильника или шлифовального круга выравнивают поверхность, предназначенную для микроанализа. Полученную плоскую поверхность образца шлифуют на шлифовальной бумаге различных номеров механически или вручную, при этом постепенно переходят от бумаги с более крупным к бумаге с более мелким шлифовальным зерном.

После шлифования на самой мелкозернистой шлифовальной бумаге на поверхности образца остаются мелкие риски, которые удаляют последующим полированием. Эту операцию — м е х а н и ч е с к о е п о л и р о в а н и е осуществляют на полировальном станке с вращающимися кругами, обтянутыми сукном, фетром или другой тканью в зависимости от полируемого материала. Сукно или другую ткань смачивают на круге полировальной жидкостью, которая представляет собой взвесь тонкого абразива (Cr_2O_3, Al_2O_3 и др.) в воде. Для полирования твердых материалов используют специальные пасты (например, пасту с алмазным порошком). Полирование проводят до появления зеркального блеска на поверхности образца.

Вместо механического полирования применяют также э л е к т р о л и т и ч е с к о е п о л и р о в а н и е в электролите определенного состава при наложении электрического тока извне. Схема установки для электролитического полирования показана на рис. 31.

Образец устанавливают в сосуд с электролитом в качестве анода. Шлифованную поверхность образца размещают против катода (пластинка из коррозионностойкой стали, свинца или другого металла). При определенной плотности тока и температуре происходит преимущественное растворение выступов на подготовленной по-

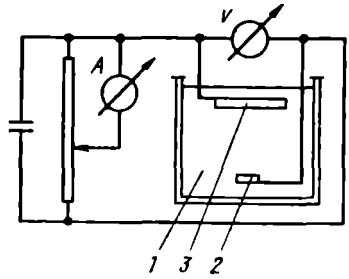


Рис. 31. Принципиальная схема установки для электролитического полирования:
1 — электролит; *2* — анод; *3* — катод

верхности образца, в результате чего поверхность выравнивается и становится зеркальной.

Для электролитического полирования сталей, чугунов, сплавов цветных металлов применяют разного состава электролиты и режимы электрополирования. Для алюминиевых сплавов может быть использован электролит состава: серная кислота 200 мл, ортофосфорная кислота 400 мл, вода 140 мл. Режим электрополирования: плотность тока 750 А/дм^2, температура электролита 95 °С.

При электролитическом полировании поверхность образца получается без царапин, что особенно важно для мягких сплавов, у которых при механическом полировании получить качественную (без царапин) поверхность трудно. Кроме того, электрополирование устраняет наклеп, возникший в поверхностном слое образца при шлифовании и искажающий структуру исследуемого материала. Это особенно важно учитывать при полировании легко наклепывающихся материалов (механическое полирование не устраняет деформированного слоя). Получение зеркальной поверхности при электролитическом полировании происходит быстрее, чем при механическом, что ускоряет процесс приготовления микрошлифа.

Электролитическое полирование применимо для всех чистых металлов, однофазных сплавов и гетерофазных сплавов, у которых анодное растворение отдельных фаз происходит примерно с одинаковой скоростью, в частности для большинства сталей.

После полирования любым способом образец промывают водой, полированную поверхность осторожно протирают ватой, смоченной спиртом, а затем просушивают фильтровальной бумагой.

Получающаяся после полирования зеркальная поверхность под микроскопом имеет вид светлого круга и не позволяет судить о строении металла или сплава. Только неметаллические включения (например, сульфиды в стали, графит в сером чугуне) вследствие их окрашенности в различные цвета выделяются на светлом фоне полированного микрошлифа.

Травление микрошлифов. Для выявления микроструктуры приготовленную поверхность подвергают травлению. Для травления применяют растворы кислот, щелочей, солей. Травление осуществляют погружением образца в реактив или нанесением реактива на полированную поверхность образца с помощью ватного тампона.

Наиболее распространенными реактивами для травления углеродистых, низко- и среднелегированных сталей, чугуна, а также выявления структуры цементованной и азотированной стали являются 2—4 %-ный спиртовой раствор азотной кислоты или 4 %-ный спиртовой раствор пикриновой кислоты.

Для травления меди и медных сплавов — солянокислый раствор хлорного железа (10 г хлорного железа, 25 мл соляной кислоты, 100 мл воды).

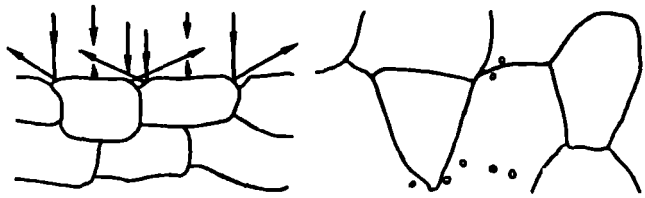
Для выявления структуры алюминиевых сплавов используют плавиковую кислоту (0,5 мл HF, 99,5 мл воды) или раствор кислот 1 мл плавиковой кислоты, 1,5 мл соляной кислоты, 2,5 мл азотной кислоты, 95 мл воды

Для травления титановых сплавов применяют реактивы, состоящие, например, из 25 % плавиковой кислоты, 25 % азотной кислоты, 50 % глицерина.

Для выявления структуры высоколегированных специальных сталей (коррозионностойких, жаропрочных и др.), чугунов и сплавов цветных металлов наряду с травлением в реактиве выбранного состава используют электролитическое травление. Так, для травления коррозионностойких сталей пользуются электролитическим травлением в растворе щавелевой кислоты (2—10 г щавелевой кислоты, 100 мл воды; $V = 3—6$ В).

Продолжительность травления зависит от состава сплава, его структуры, но обычно достаточна выдержка в несколько секунд. После травления микрошлиф промывают водой, протирают ваткой, смоченной в спирте, и просушивают фильтровальной бумагой.

При травлении в результате различной интенсивности растворения отдельных структурных составляющих на поверхности микрошлифа образуется рельеф. При освещении микрошлифа падающим светом на металлографическом микроскопе лучи света будут по-разному отражаться от неодинаково протравившихся участков. Те из них, которые протравились слабо, отразят в поле



а *б*

Рис. 32. Схема, поясняющая видимость границ зерен под микроскопом (*а*) и микроструктура металла с ясными очертаниями границ зерен (*б*)

зрения микроскопа больше света и поэтому под микроскопом будут казаться светлыми. Другие, протравившиеся сильно, — будут казаться темными вследствие рассеяния света (в поле зрения микроскопа попадет меньше лучей света, рис. 32).

Кроме рассмотренных методов травления, которые применяются очень широко, в некоторых случаях используют другие (например, метод окисления, метод избирательного испарения вещества при нагреве в вакууме).

Метод окисления основан на том, что при нагреве образца в окислительной атмосфере на его поверхности образуется тонкая оксидная пленка. Если поверхность химически неоднородна, то толщина этой пленки будет различной. Тонкие оксидные пленки (до 25—40 нм *) прозрачны и бесцветны, а при толщине более 40 нм они окрашиваются в различные цвета — сначала слабой окраски, затем более интенсивной. Поэтому изучаемая микроструктура оказывается по-разному окрашенной.

Вакуумное травление используется в высокотемпературной металлографии, позволяющей определять структуру, не обнаруживаемую обычным микроанализом.

Вакуумное травление образцов с подготовленной полированной поверхностью проводят в вакуумированном пространстве с остаточным давлением 10^{-4}—10^{-5} Па. Для этого применяют вакуумные печи или специальные установки, позволяющие наблюдать в микроскоп за микроструктурой нагретых образцов и фотографировать ее. В отличие от химического травления, при нагреве в вакууме травления как такового не происходит, а выявление структуры (образование рельефа на подготовленной поверхности) обеспечивается в основном избирательным

* Нанометр (нм) — миллиардная часть метра.

испарением атомов, протекающим с различной скоростью внутри зерен и в пограничном слое. Испарение атомов в приграничной области происходит быстрее, что и приводит к выявлению границ. Пользуясь этим методом, можно наблюдать за изменениями структуры, происходящими в исследуемом материале при нагреве (например, за перемещением границ зерен).

Металлографические микроскопы

В отличие от биологических микроскопов, позволяющих рассматривать прозрачные тела в проходящем свете, металлографические микроскопы используют для изучения непрозрачных тел в отраженном свете.

В конструкцию металлографического микроскопа входят следующие основные узлы:

1. Собственно микроскоп, т. е. система объектива и окуляра с приспособлениями для установки и фокусировки микрошлифа и рядом вспомогательных оптических элементов (зеркала, призмы и т. п.).

2. Осветительная часть, состоящая из искусственного достаточно сильного источника света, серии линз, собирающих и фокусирующих световые лучи, испускаемые источником; светофильтров, диафрагм, предназначенных для ограничения сечения светового пучка, устранения рассеянного света и повышения контрастности изображения.

3. Фотокамера с оптической системой, проектирующей изображение на матовое стекло микроскопа, которое может быть заменено фотопластикой.

Микрошлиф устанавливают на предметном столике микроскопа полированной поверхностью вниз. Наводку на резкость (фокусировку) проводят сначала грубо с помощью макрометрического винта, вращение которого приводит к подъему или опусканию предметного столика относительно неподвижного объектива. Точное фокусирование осуществляется с помощью микрометрического винта, при одном обороте которого объектив смещается вверх или вниз относительно неподвижного предметного столика на доли миллиметра. Предметный столик микроскопа можно перемещать с помощью специальных винтов в горизонтальной плоскости в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Это дает возможность, не сдвигая микрошлиф, рассматривать на нем различные участки.

Принципиальная оптическая схема металлографического микроскопа представлена на рис. 33. Микрошлиф 7 помещают перед объективом (сложная система линз, размещенных в одной

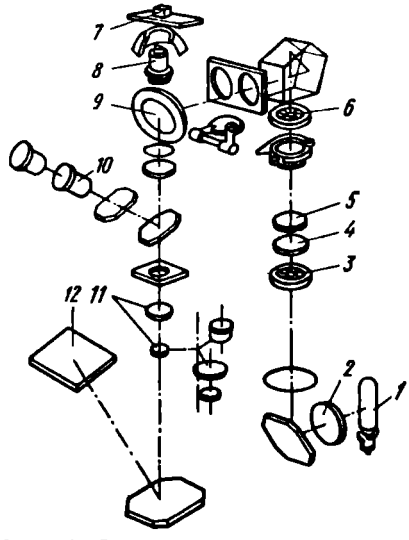


Рис. 33. Принципиальная оптическая схема светового металлографического микроскопа

оправке) *8* вблизи его фокуса. Микрошлиф освещается проходящими через объектив и почти параллельными оптической оси микроскопа лучами света. Пучок лучей света формируется осветительной системой, состоящей из источника (лампы) *1*, коллекторной (собирательной) линзы *2*, апертурной диафрагмы *3* (увеличивает четкость изображения), полевой диафрагмы *6* (ограничивает поле зрения на микрошлифе), вспомогательных линз *4* и *5*, полупрозрачной пластинки *9*. Часть светового потока проходит через эту пластинку и рассеивается в микроскопе, другая часть отражается от нее, проходит через объектив *8* и попадает на микрошлиф *7*.

Световые лучи, отражающиеся от участков поверхности, приблизительно перпендикулярных оптической оси микроскопа, попадают в объектив. Те лучи, которые отражаются от неровностей поверхности, не попадают в объектив.

Прошедшие через объектив отраженные лучи попадают на полупрозрачную пластинку *9* и далее через окуляр *10* в глаз наблюдателя. Все отражающие свет участки микрошлифа, перпендикулярные оптической оси микроскопа, оказываются светлыми, а те участки, которые наклонены к оптической оси, — темными.

Таким образом, металлографический микроскоп представляет собой комбинацию двух оптических систем — объектива и окуляра. Объектив создает обратное действительное увеличенное изображение предмета S_1. Окуляр дополнительно увеличивает это изображение и дает окончательное мнимое увеличенное изображение S_2 на расстоянии ~250 мм от глаза наблюдателя.

При фотографировании изображения вместо «глазных» окуляров используют специальные фотоокуляры *11*, которые принимают световые лучи, идущие от объектива, и создают действительное изображение на фотопластинке или экране *12*.

Увеличение микроскопа равно произведению увеличений объектива и окуляра. Главное увеличение обеспечивается объективом, оно обычно бывает от 9 до 100 раз. Увеличение окуляра обычно не превышает 20 раз. Приступая к изучению структуры материала, важно правильно выбрать увеличение объектива и общее увеличение микроскопа.

Современные, широко используемые металлографические микроскопы МИМ-7, МИМ-8 дают увеличение от 60 до 1350 раз, а при фотографировании до 2000 раз. Обычно микроскопические исследования проводят в светлом поле при вертикальном или слегка скошенном освещении, для чего апертурную диафрагму несколько смещают относительно оптической оси. При таком освещении выступающие участки отбрасывают более резкую тень на остальную поверхность микрошлифа и изображение получается более контрастным.

Более совершенной моделью вертикального микроскопа является микроскоп ММР-4. Достоинство его то, что входящие в комплект оптики объективы вмонтированы на револьверной головке, поворот которой включает в оптическую систему тот или иной объектив и таким образом обеспечивает их быструю замену. Кроме того, микроскоп имеет специальную систему линз, позволяющую менять увеличение в 2—3 раза без дополнительной фокусировки. Микроскоп снабжен бинокулярной насадкой, обеспечивающей удобство наблюдения микроструктуры. Общее увеличение микроскопа ММР-4 составляет от 50 до 1500 раз.

Широкой известностью пользуются микроскопы фирмы К. Цейсса (ГДР), особенно горизонтальный исследовательский микроскоп «Неофот-21», который обеспечивает увеличение от 10 до 2000 раз и позво-

ляет использовать все виды освещения. Микроскоп снабжен приспособлением для измерения микротвердости.

В задачи микроанализа входит не только качественная характеристика структуры, но и количественная оценка отдельных структурных параметров (например, величины зерна, объемной доли отдельных фаз и структурных составляющих, количества и размера неметаллических включений). Эти данные получают, используя различные методы количественного металлографического анализа.

Микроскопическая структура одного и того же металла имеет различный вид в зависимости от состояния металла. В литом слитке микроструктура представлена дендритными ячейками, которые обнаруживаются в плоскости микрошлифа за счет разреза этой плоскостью осей и ветвей дендрита; а после термической обработки структура состоит из полиэдрических зерен. Но в том и другом случае можно сравнивать величину или дендритных ячеек, или зерен.

Определение величины зерна. Величину зерна металла или сплава могут характеризовать следующие показатели: среднее число зерен на единице площади шлифа (1 мм^2), средняя площадь зерна, средний линейный размер (диаметр) зерна

Для быстрой приближенной оценки размера зерна используют метод сравнения наблюдаемой микроструктуры, где границы зерен выявлены достаточно хорошо, с эталонными микроструктурами с известными размерами зерен. Эталонным микроструктурам присвоены условные порядковые номера в соответствии с размерами зерен. Таким образом, каждый эталон характеризуется определенным номером (баллом) зерна. Сравнение наблюдаемой структуры с эталонами проводят при одинаковом увеличении. Размер зерна металла оценивают номером (баллом) выбранной эталонной структуры.

Для более точного определения размеров различных составляющих структуры используют методы количественной стереографической металлографии. Наиболее простыми из них являются метод подсчета числа зерен на заданной площади шлифа и метод случайных секущих

Метод подсчета числа зерен на единице площади (метод Джеффриса) заключается в том, что на матовом стекле микроскопа или на фотографии микроструктуры выбирают площадку в виде круга или квадрата известных размеров. Подсчитывают число зерен, целиком поместившихся на выбранной площади, и число зерен, размещенных на ней только частично (пересекаемых краями выбранного шаблона — окружностью или сторонами квадрата) Полное число зерен на площади круга $n = n_1 + 0{,}5n_2$, где n_1 — число зерен, лежащих внутри круга; n_2 — число зерен, пересекаемых окружностью (предполагают, что окружность, пересекая эти зерна, делит их пополам, что не совсем точно).

Зная площадь, на которой проводится подсчет числа зерен Q, легко определить соответствующую ей площадь на микрошлифе. Она равна, мм^2, Q/M^2, где M — линейное увеличение микроскопа на матовом стекле

Увеличение микроскопа на матовом стекле определяют с помощью объект-микрометра, представляющего собой стеклянную или металлическую пластинку, на которую нанесена шкала общей длиной 1 мм. Шкала разделена на 100 равных частей, цена одного деления 0,01 мм. Объект-микрометр устанавливают на предметный столик микроскопа вместо микрошлифа и проектируют изображения его шкалы на матовое стекло микроскопа. Линейкой или миллиметровой бумагой измеряют увеличенное изображение всей или части шкалы объект-микро-

метра. Увеличение микроскопа определяется отношением длины увеличенного изображения шкалы или ее определенной части на ее истинную длину. Так, на длине 30 мм миллиметровой бумаги укладывается 15 делений шкалы объект-микрометра. В этом случае увеличение микроскопа на матовом стекле $M = 30/(15 \cdot 0{,}01) = 200$.

Для получения достоверных результатов число зерен подсчитывают на нескольких участках микрошлифа (должно быть не менее 150—200 зерен).

Среднее число зерен на единице площади шлифа $n_{ср}$, мм$^{-2}$, определяют делением приведенного числа зерен n на его действительную площадь (Q/M^2):

$$n_{ср} = nM^2/Q. \qquad (1)$$

Среднюю площадь зерна $S_{ср}$, мкм^2, вычисляют из соотношения:

$$S_{ср} = Q \cdot 10^6/nM^2. \qquad (2)$$

Приближенно средний размер зерна $D_{ср}$, мкм, (средний диаметр) рассчитывают, исходя из измеренного по способу Джеффриса числа зерен в единице площади шлифа:

$$D_{ср} \approx 1{,}5 \cdot 10^3/\sqrt{n_{ср}}. \qquad (3)$$

Метод случайных секущих может быть использован для установления доли объема сплава, занимаемой частицами определенной фазы или определенной структурной составляющей. Использование этого метода основано на принципе Кавальери — Акера, согласно которому доля объема сплава, приходящаяся на данную структурную составляющую, равна доле площади, занятой этой составляющей в случайном сечении, или доле длины секущей, приходящейся на эту составляющую. Если на микрофотографии провести прямую, пересекающую несколько структурных составляющих, то, подсчитав суммарную длину отрезков, приходящихся на интересующую исследователя составляющую ($\Sigma\, l$), и разделив полученное значение на общую длину секущей L, получают объемную долю исследуемой составляющей в сплаве: $v_{об} = \Sigma\, l/L$.

Длину отрезков можно измерить на микрофотографии с помощью масштабной линейки: на матовом стекле микроскопа или непосредственно в поле зрения микроскопа с помощью окуляр-микрометра (окуляра, в который вставлен стеклянный круг со шкалой). Для измерения достаточного количества отрезков (всего измеряют 100—300 таких отрезков) шлиф последовательно перемещают относительно шкалы окуляр-микрометра. Поскольку проводятся относительные измерения ($\Sigma\, l/L$), масштаб шкалы окуляр-микрометра и увеличение микроскопа в расчете не учитываются.

Для количественного металлографического анализа применяют автоматические количественные анализаторы изображения различных конструкций (типа «Квантимет» (Англия); «Эпиквант» (ГДР) и др.). Это сложные приборы, работа которых основана на анализе яркости отдельных составляющих в изображении структуры, полученном с помощью обычного микроскопа.

Автоматические количественные анализаторы изображения состоят из трех основных систем: ввода сигналов изображения, преобразованных в видеосигналы; обработки этих сигналов с помощью ЭВМ и выдачи информации.

К качеству объекта исследования (микрошлифа) с помощью автоматического количественного анализатора изображения предъявляют

особые требования. На микрошлифе не должно быть задиров, рисок, выкрашивания и других дефектов. Однотипные детали структуры (например, включения одинакового состава, границы зерен и др.) должны быть однородными по контрасту, а между разнородными деталями структуры контраст должен быть значительным.

Оптическая световая микроскопия дает большие возможности для исследования структуры металлов и сплавов, однако детали структуры с линейными размерами менее 0,2 мкм остаются за пределами видимости. Предельное разрешение оптического светового микроскопа связано с природой световых волн. Никакое увеличение не поможет различить детали предмета, линейные размеры которых меньше длины световой волны.

Для увеличения разрешающей способности микроскопа необходимы лучи с более короткой, чем у видимого света, длиной волны. Такими лучами являются электронные лучи.

Электронная микроскопия

Электронномикроскопические исследования структуры металлов и сплавов проводят с помощью электронных микроскопов. Известны электронные микроскопы различных типов: просвечивающие, растровые, эмиссионные, отражательные. Наиболее широко для металловедческих исследований применяются просвечивающие и растровые электронные микроскопы.

Просвечивающий электронный микроскоп дает возможность наблюдать очень мелкие частицы включений, несовершенства кристаллического строения — субзерна, дислокации, которые невозможно разглядеть с помощью светового оптического микроскопа.

Просвечивающий электронный микроскоп работает по схеме проходящих электронных лучей в отличие от светового металлографического микроскопа, в котором изображение формируется отраженными световыми лучами. Источник света в электронном микроскопе заменен источником электронов, вместо стеклянной оптики используются электромагнитные линзы (для преломления электронных лучей).

Просвечивающий электронный микроскоп состоит из электронной пушки—устройства для получения пучка быстрых электронов и системы электромагнитных линз. Электронная пушка и система электромагнитных линз размещены в колонне микроскопа, в которой в процессе работы микроскопа поддерживается вакуум 10^{-2}—10^{-3} Па.

Принципиальная оптическая схема просвечивающего электронного микроскопа показана на рис. 34. В электронной пушке *1* катод — раскаленная вольфрамовая нить — испускает электроны, которые ускоряются на пути к аноду мощным электрическим полем, проходят через отверстие анода. Полученный узкий интенсивный пучок быстро летящих электронов вводится в систему электромагнитных линз электронного микроскопа. После фокусирования двухступенчатой электромагнитной линзой (конденсором) *2* электронные лучи проходят через объект *3*, рассеиваются и далее фокусируются объективной линзой *4*, формирующей первичное изображение *5* просвечиваемой электронами части объекта. Объективная линза дает увеличение примерно в 100 раз. Следующая за объективной промежуточная линза перебрасывает полученное изображение с небольшим увеличением (обычно до 10 раз) *6* в предметную плоскость проекционной линзы *7*, а проекционная линза формирует окончательное сильно увеличенное изображение (проекционная линза дает увеличение до 100 раз). Таким образом, общее увеличение электронного микроскопа может достигать 100 000 раз.

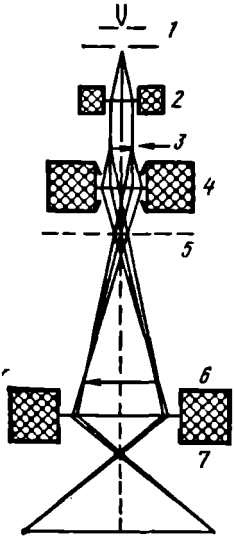


Рис. 34. Принципиальная схема просвечивающего электронного микроскопа:
1 — источник излучения; *2* — конденсор; *3* — объект; *4* — объектив; *5* — первичное промежуточное изображение; *6* — вторичное промежуточное изображение; *7* — проекционная линза

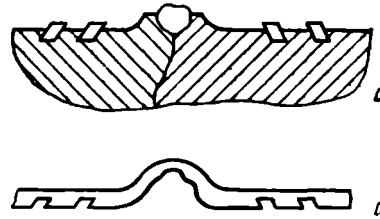


Рис. 35. Схема получения электронномикроскопических препаратов (реплик):
а — исходный образец в поперечном сечении; *б* — реплика

В связи с тем, что обычные микрошлифы для исследования структуры металлов и сплавов с помощью просвечивающего электронного микроскопа непригодны, необходимо приготовлять специальные очень тонкие, прозрачные для электронов, объекты. Такими объектами являются р е п л и к и (с л е п к и) с поверхности хорошо отполированных и протравленных микрошлифов (*косвенный метод* электронномикроскопических исследований металлов и сплавов) или м е т а л л и ч е с к и е ф о л ь г и, полученные путем утонения исследуемых массивных образцов (*прямой метод* электронномикроскопических исследований).

Реплика должна полностью воспроизводить рельеф поверхности микрошлифа. Схема воспроизведения рельефа поверхности микрошлифа репликой показана на рис. 35. Толщина реплики должна быть порядка 0,01 мкм. Реплики могут быть одноступенчатыми (слепки непосредственно с исследуемой поверхности) или двухступенчатыми (сначала получают отпечаток поверхности, на который наносят реплику, копирующую рельеф поверхности первого отпечатка).

О д н о с т у п е н ч а т ы е р е п л и к и приготовляют путем распыления вещества (углерода, кварца, титана и других веществ) в вакуумированной испарительной камере и осаждения его на поверхность шлифа. Для изготовления углеродных реплик на поверхность шлифа в испарительной камере напыляют уголь с угольных стержней, нагретых пропусканием тока. Пары углерода конденсируются на поверхности шлифа, и образуется тонкая углеродная пленка (реплика). Полученные путем распыления вещества реплики позволяют воспроизводить даже самые мелкие детали рельефа поверхности исследуемого образца.

В качестве реплики для ряда материалов (алюминия и его сплавов, меди и др.) можно использовать оксидную пленку, которая создается на подготовленной поверхности образца путем анодирования в соответствующем растворе. Применяют также лаковые реплики,

которые получают нанесением на поверхность шлифа тонкого слоя лака (4%-ного раствора коллодия в амилацетате).

При изготовлении двухступенчатой реплики в качестве материала для первой ступени можно использовать, например, отмытую от фотоэмульсии фотографическую или рентгеновскую пленку. Ее размягчают в ацетоне и накладывают на исследуемую поверхность образца под некоторым давлением. После высыхания такой отпечаток осторожно механически снимают с поверхности и на полученный оттиск напыляют в вакууме определенное вещество, например, углерод. Затем подложку (фотопленку) растворяют в ацетоне, а реплику промывают и подвергают исследованию.

Наибольшую информацию о структуре металла дает прямой метод электронномикроскопического исследования, когда объектом исследования служит тонкая металлическая фольга.

Фольгу чаще всего приготовляют следующим образом. Из образца, подлежащего изучению, вырезают пластинку толщиной 0,2—0,5 мм, которую затем утоняют шлифованием до 0,1—0,15 мм. Окончательное утонение пластинки осуществляют химическим или электролитическим (наиболее частый случай) полированием в подходящем реактиве. Подготовленную пластинку погружают в электролит в качестве анода. Катодами служат две металлические пластинки, расположенные по обе стороны от образца (фольги). Электрополирование продолжают до появления в центральной части полируемой пластинки одного или нескольких небольших отверстий (диаметром 0,2—0,8 мм). По краям таких отверстий участки фольги получаются наиболее тонкими и могут быть использованы для просмотра в электронном микроскопе.

При рассмотрении реплик и фольг под электронным микроскопом при больших увеличениях вид микроструктуры значительно изменяется. Поэтому для правильной расшифровки структуры необходимо начинать исследование с небольших увеличений, постепенно переходя к большим.

Для металловедческих исследований обычно используют микроскопы с ускоряющим напряжением 100—200 кВ, позволяющие просвечивать электронными лучами объекты толщиной 0,2—0,6 мкм (предельная толщина зависит от атомной массы материала). С увеличением ускоряющего напряжения возрастает проникающая способность электронов, что дает возможность изучать объекты большей толщины. Широкое применение получили электронные микроскопы УЭМВ-100, ЭВМ-150 и др. Известны электронные микроскопы с ускоряющим напряжением 500, 1000, 1500 и даже 3500 кВ. Такие микроскопы позволяют изучать объекты толщиной до нескольких микрометров.

Растровая электронная микроскопия

Этот метод основан на зондировании поверхности изучаемого образца электронным зондом. Сущность метода состоит в том, что поверхность массивного образца облучается тонко сфокусированным (диаметром до 5—10 нм) пучком электронов — так называемым электронным зондом. Пучок электронов совершает возвратно-поступательное движение по линии или развертывается в растр — совокупность близко расположенных параллельных линий, вдоль которых пучок электронов обегает выбранный для исследования участок поверхности.

В каждой точке облучаемой поверхности происходит взаимодействие электронов пучка *1* с веществом, в результате чего возникает ряд эффектов; образуются отраженные электроны *3*, вторичные электроны *4*,

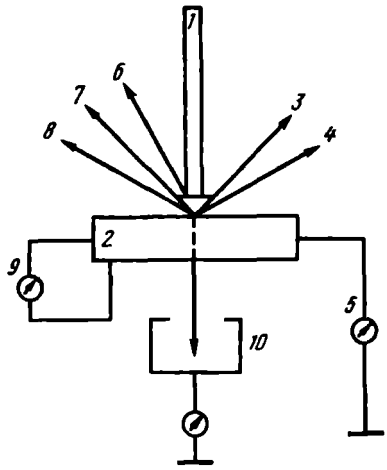


Рис. 36. Эффекты, возникающие при взаимодействии пучка электронов с веществом:
1 — электронный пучок; *2* — образец; *3* — отраженные электроны; *4* — вторичные электроны; *5* — ток поглощенных электронов; *6* — катодолюминесценция; *7* — рентгеновское излучение; *8* — Оже-электроны; *9* — наведенный ток; *10* — прошедшие электроны

рентгеновское *7* и другие излучения (рис. 36). Эти эффекты служат основой для получения разнообразной информации: о рельефе поверхности образца *2*, химическом составе и кристаллографической ориентации объемов, прилегающих к поверхности. Электроны, испускаемые веществом, различного рода излучения, улавливаются специальными датчиками и после усиления используются для управления яркостью электронно-лучевой трубки, на экране которой формируется изображение. При этом каждой точке на поверхности образца *2* соответствует определенная точка на экране электронно-лучевой трубки. Яркость каждой точки на экране определяется интенсивностью сигнала из соответствующей точки образца. Интенсивность сигналов изменяется при пробегании электронного зонда по поверхности образца. Это обеспечивает контраст в изображении разных участков поверхности на экране электронно-лучевой трубки.

Принципиальная схема растрового электронного микроскопа (РЭМ) представлена на рис. 37. На ней можно выделить следующие основные системы: электронно-оптическую *1—10*, предназначенную для формирования электронного зонда и его сканирования (пробегания) по поверхности образца *14*; систему, формирующую изображение *11—18*. Растровый электронный микроскоп снабжен вакуумной автоматизированной системой и устройствами точной механики (шлюзы, держатели образцов и пр.).

Основная область применения растрового электронного микроскопа — анализ рельефа поверхности, в особенности изломов (фрактография). Преимущества РЭМ по сравнению с другими микроскопами здесь наиболее заметны. В связи с тем, что изображение поверхности обычно формируется с помощью вторичных электронов, зона выхода которых ограничена малой областью вокруг места падения зонда, достигается высокая разрешающая способность. Это позволяет исследовать мельчайшие детали рельефа поверхности. РЭМ обеспечивает также большую резкость в сочетании с наглядностью изображения. Это дает возможность исследовать объекты с сильно развитой поверхностью.

Подготовка образцов для исследования с помощью РЭМ не вызывает трудностей. Основное требование к образцу — соответствие его размеров размерам камеры для образцов в приборе. Необходимо также, чтобы поверхность, предназначенная для исследования, была чистой. Очистку образцов от загрязнений осуществляют с помощью различных растворителей в ультразвуковой камере в сочетании с осторожной механической очисткой.

Изучение микрорельефа поверхности разрушения с помощью электронного микроскопа (микрофрактография) позволяет более точно установить характер разрушения. Каждому виду разрушения соответствует определенный микрорельеф поверхности. Для вязкого разрушения характерен ямочный («чашечный») излом (рис. 38, *а*; альбом, с. 4). Ямки — это микроуглубления на поверхности, соответствующие участкам, на которых в процессе разрушения происходили образование, рост и слияние микропор (микротрещин).

При хрупком транскристаллитном разрушении участки поверхности, которые при визуальном осмотре казались плоскими и блестящими, под микроскопом имеют характерный рельеф ручьистого узора (рис. 38, *б*; альбом, с. 4). Каждая линия ручьистого узора представляет собой ступеньку на поверхности излома. Для хрупкого интеркристаллитного разрушения характерным является появление в изломе гладких поверхностей межзеренного скола.

РЭМ можно использовать для исследования структуры сплавов, характера распределения частиц по форме и размерам. В этом случае образцы для исследования готовят так же, как для наблюдения с помощью светового металлографического микроскопа.

Большие возможности представляет *метод микроэлектронного зондирования для локального химического анализа сплавов* (определения состава включений, неоднородности распределения легирующих элементов и др.). Для проведения локального химического анализа используют рентгеновские микроанализаторы, в которых анализ проводится с помощью отраженных электронов, Оже-электронов, рентгеновских лучей, испускаемых образцом в месте его зондирования электронным лучом. *Рентгеновские микроанализаторы* появились независимо от РЭМ, однако в настоящее время многие РЭМ оборудованы приставками для рентгеновского микроанализа и оба прибора хорошо дополняют один другой.

Рентгеновские микроанализаторы позволяют проводить химический анализ на все элементы: от бора (порядковый номер в периодической системе элементов Менделеева $Z = 5$) до урана ($Z = 92$).

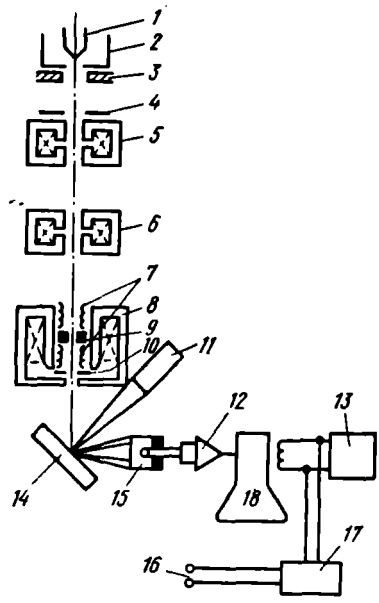


Рис. 37. Принципиальная схема растрового электронного микроскопа (РЭМ):
1 — катод; *2* — фокусирующий электрод; *3* — анод; *4* — ограничивающая диафрагма; *5* — первая конденсорная линза; *6* — вторая конденсорная линза; *7* — отклоняющие катушки; *8* — стигматор; *9* — конечная (объективная) линза; *10* — диафрагма, ограничивающая размер пучка; *11* — детектор рентгеновского излучения (кристалл-дифракционный или энергетический); *12* — усилитель фотоумножителя; *13* — генераторы развертки; *14* — образец; *15* — детектор вторичных электронов; *16* — к отклоняющим катушкам; *17* — управление увеличением; *18* — ЭЛТ

Объектом для исследования служит небольшой образец с совершенно плоской поверхностью, подготовленный шлифованием и полированием. На подготовленную поверхность направляют тонкий пучок электронов, сфокусированных на образце в пятно диаметром около 1 мм. На облучаемой поверхности возбуждается рентгеновское излучение. Измеряя интенсивность рентгеновского излучения и сопоставляя ее с интенсивностью излучения эталона (вещества, в котором содержание данного элемента точно известно), можно определить концентрацию исследуемого элемента в контролируемом микрообъеме.

Современные рентгеновские микроанализаторы снабжены компьютерами, которые позволяют значительно ускорить анализ и облегчают обработку полученных результатов.

Интерес представляет *метод исследования поверхности с помощью Оже-электронов* (по имени открывателя — французского физика П. Оже). Этот метод позволяет получить информацию о химическом составе очень тонких поверхностных слоев (скоплении примесных атомов у границ зерен при межзеренном разрушении и др.). Метод Оже-электронов обладает очень высокой чувствительностью. С его помощью можно обнаружить десятые и даже сотые доли процента элемента в поверхностном слое. Локальность метода по глубине от 2 до 10 атомных слоев. Метод дает возможность провести анализ на все элементы с порядковым номером $Z > 2$. Особая чувствительность метода оже-электронной спектроскопии вызывает необходимость проведения анализа в сверхвысоком вакууме (10^{-7}—10^{-8} Па).

Большие возможности растровой электронной микроскопии вызывают к ней значительный интерес. Однако необходимо отметить, что использование методов растровой электронной микроскопии требует дорогостоящего оборудования.

Методы радиоактивных изотопов [1]

Применение методов радиоактивных изотопов основано на том, что атомы радиоактивных изотопов, введенные в металл, претерпевают радиоактивное превращение, сопровождающееся излучением. Это излучение легко можно обнаружить. Вместе с тем во всех процессах, протекающих в металлах и сплавах, атомы радиоактивного элемента ведут себя так же, как атомы соответствующего нерадиоактивного элемента. Поскольку атомы радиоактивного элемента благодаря радиоактивному излучению как бы помечены (метод радиоактивных изотопов называют также методом меченых атомов), с их помощью можно изучать диффузию в металлах и сплавах (диффузия — перенос вещества, массы).

Для изучения диффузионных процессов используют различные методы радиоактивных изотопов. Например, на образец наносят тонкий слой радиоактивного вещества, образец нагревают (подвергают отжигу). В процессе нагрева радиоактивное вещество проникает (диффундирует) в металл на определенную глубину. После отжига последовательно снимают с образца от подготовленной поверхности слои и измеряют интенсивность излучения каждого снятого слоя. Таким образом определяют, на какую глубину проникло радиоактивное вещество и как изменяется его концентрация по глубине. По экспериментальным данным рассчитывают коэффициенты диффузии, характе-

[1] Изотопы — элементы, тождественные по своим химическим свойствам, но имеющие различные радиоактивные свойства. Изотопы занимают одинаковые места в периодической системе элементов Д. И. Менделеева.

ризующие подвижность атомов исследуемого вещества в данном металле. Рассмотренный метод обладает высокой чувствительностью, гораздо большей, чем обычный метод послойного химического анализа.

Применяются также так называемые **авторадиографические методы**, которые дают возможность получить картину распределения анализируемого элемента в сплаве и связать это распределение со структурой сплава. Так, при выплавке сплава можно ввести в него радиоактивный изотоп того элемента, распределение которого изучают. Из приготовленного слитка вырезают образец, изготовляют микрошлиф и приводят его в контакт с фотоэмульсионным слоем фотопластинки или фотопленки. Радиоактивное излучение действует на фотоэмульсионный слой так же, как и световые лучи. После определенной выдержки в контакте с микрошлифом фотопластинку подвергают фотографической обработке и получают контактный отпечаток (негатив). По степени почернения негатива можно судить о том, располагается ли анализируемый элемент преимущественно в осях дендритов или концентрируется в межосных пространствах и по границам дендритов. С негатива при фотоувеличении можно получить изображение (микрорадиограмму) на фотобумаге.

Рентгеноструктурный анализ

В металловедении для изучения внутреннего строения металлов и сплавов применяют рентгеноструктурный анализ. В задачи рентгеноструктурного анализа входят установление типа и периода кристаллической решетки исследуемого металла, исследование несовершенств, дефектов атомно-кристаллической структуры, изучение текстуры материала после его обработки, определение внутренних остаточных напряжений и др. Методы рентгеноструктурного анализа могут быть использованы для контроля качества термической и других видов обработки металлических материалов, поскольку можно установить, как изменяется кристаллическая структура, а в связи с этим и свойства (механические, физические и др.) материала в процессе его обработки и при эксплуатации.

Рентгеновские лучи образуются в рентгеновской трубке при торможении быстро летящих электронов. Рентгеновские трубки бывают электронными и ионными. Наиболее распространенные электронные рентгеновские трубки представляют собой стеклянную колбу с высоким вакуумом, в которую впаяны два электрода (рис. 39). Катод *1* представляет собой вольфрамовую спираль, при разогреве она испускает электроны. Анод состоит из массивного полого цилиндра *2*, изготовленного из материала с высокой теплопроводностью, чаще всего из меди. В торцовую стенку анода впрессована пластинка из определенного металла (хрома, ванадия, железа, кобальта, никеля, меди, молибдена, вольфрама). Выбор материала пластинки, которую называют зеркалом анода, зависит от конкретных задач исследования.

При пропускании электрического тока от трансформатора накала *3* вольфрамовая спираль (катод) нагревается до ~2200 °С и испускает электроны. Для ускорения движения электронов между катодом и анодом приложено высокое напряжение. Электроны, летящие к аноду,

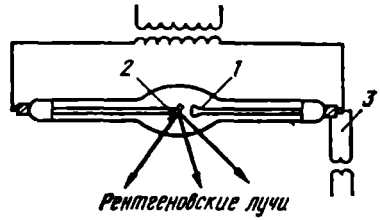


Рис. 39. Схема работы рентгеновской трубки

приобретают большую скорость (50—90 % от скорости света) и кинетическую энергию.

При ударении о площадку в торце анода (зеркало анода) электроны резко тормозятся. Основная часть их кинетической энергии преобразуется в тепло, выделяемое на аноде. Значительно меньшая часть (около 1 %) преобразуется в энергию электромагнитного излучения в виде рентгеновских лучей. Для охлаждения анода используется вода или масло.

Рентгеновские лучи представляют собой электромагнитные колебания с определенной очень малой длиной волны. По сравнению с длиной световых волн длина волн рентгеновских лучей может быть в 10 000 раз короче. Она зависит от рабочего напряжения в трубке, которое может меняться (в современных рентгеновских аппаратах от 4 до 2000 кВ). Длина волны для указанного диапазона напряжений изменяется соответственно от 0,3 до 0,0006 нм (для рентгеноструктурного анализа обычно используют рентгеновские лучи с длиной волны от 0,05 до 0,25 нм). Благодаря малой длине волны рентгеновские лучи обладают способностью проникать в глубь исследуемого материала. Чем выше напряжение, тем короче длина рентгеновских волн, тем больше их жесткость. Чем короче длина волн рентгеновских лучей, тем легче они проникают в материал.

Рентгеноструктурный анализ основан на проникновении в металл и отражении рентгеновских лучей атомами, расположенными в кристалле в определенном порядке, т. е. от кристаллографических плоскостей решетки.

Для изучения строения кристаллической структуры металлов и сплавов с помощью рентгеновских лучей применяют различные методы рентгеноструктурного анализа. Одни из них служат для исследования монокристаллов, другие — для исследования поликристаллических материалов. Для рентгеноструктурного анализа монокристаллов используют рентгеновские трубки, дающие пучок лучей с разными длинами волн, так называемое белое (полихроматическое) рентгеновское излучение. Для исследования поликристаллических объектов требуются рентгеновские лучи с определенной длиной волны — так называемое монохроматическое излучение.

Одним из методов рентгеноструктурного анализа поликристаллических металлов и сплавов является метод Дебая — Шерера.

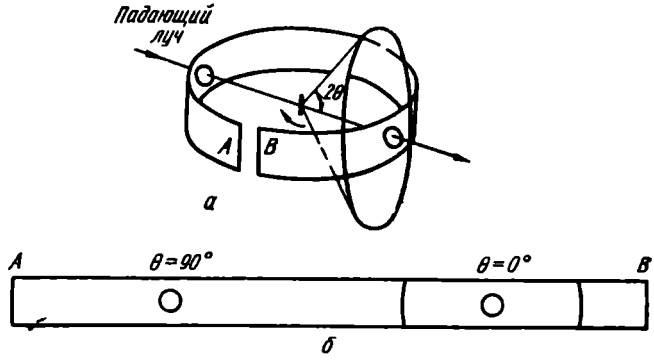


Рис. 40. Схема рентгеновского структурного анализа по методу порошков (метод Дебая — Шерера)

Образец в виде столбика (проволочка, порошок металла или сплава, наклеенный на тонкую стеклянную нить) диаметром 0,4—0,8 мм и длиной несколько миллиметров устанавливают в специальную цилиндрическую светонепроницаемую камеру (камера Дебая, например, типа РКД). Камера заряжена рентгеновской фотопленкой, прижатой к внутренней цилиндрической поверхности камеры и расположенной вокруг образца так, как показано на рис. 40, *а*. Образец облучается рентгеновскими лучами и во время съемки может вращаться вокруг своей оси. От рентгеновской трубки пучок монохроматических лучей проходит через диафрагму и попадает на образец. Поликристаллический материал состоит из множества обычно разориентированных кристалликов.

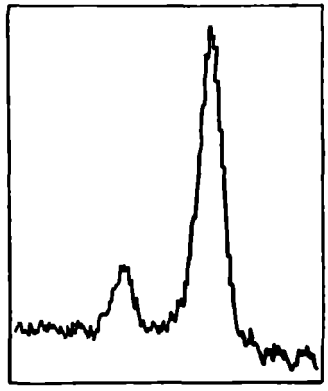


Рис. 41. Фрагмент дифрактограммы

Потоки рентгеновских лучей, отраженных от кристаллографических плоскостей решетки разных зерен поликристаллического металла, попадают на рентгеновскую пленку, засвечивая ее. На рентгеновской пленке после фотообработки наблюдаются несколько пар симметричных дуг (рис. 40, *б*), которые соответствуют отражению рентгеновских лучей от разных плоскостей решетки.

Каждая полученная таким путем рентгенограмма подвергается расшифровке. По числу и взаимному расположению дуг можно определить тип кристаллической решетки исследуемого объекта. Измеряя расстояние между симметричными дугами, можно определить угол отражения рентгеновских лучей, от каких плоскостей происходило отражение и каково межплоскостное расстояние в каждом конкретном случае. Можно также определить периоды кристаллической решетки. Полученные данные позволяют установить кристаллическую природу исследуемого вещества.

Существуют различные способы регистрации отраженных рентгеновских лучей. Кроме фотографического метода (съемка рентгенограмм на рентгеновскую фотопленку) широкое распространение получил метод прямого измерения интенсивности отраженных рентгеновских лучей с автоматической записью результатов на обыкновенной бумаге — диаграммной ленте. При такой форме записи получается дифрактограмма (рис. 41), на которой вместо линий почернения, видимых на рентгеновской пленке, наблюдаются дифрактометрические максимумы, соответствующие определенным углам отражения рентгеновских лучей. Применение этого метода позволяет ускорить рентгеновскую съемку и облегчает обработку результатов. Рентгеновские аппараты, которые работают по методу прямого измерения интенсивности рентгеновских лучей, называются рентгеновскими дифрактометрами (ДРОН-2,0, ДРОН-3,0 и др.).

2. Физические методы исследования

Термический анализ

Процессы внутренних превращений в металлах и сплавах сопровождаются тепловыми эффектами — выделением или поглощением тепла.

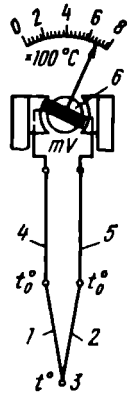


Рис. 42. Схема термоэлектрического пирометра

Термический анализ применяется для определения критических точек — температур, при которых в металлах или сплавах происходят эти превращения. При термическом анализе в процессе нагрева или охлаждения регистрируют изменение температуры металла во времени, записывают кривые нагрева или охлаждения (термограммы) и строят диаграммы состояния сплавов.

Впервые обратил внимание на связь между характером изменения температуры стали и внутренними превращениями, происходящими в ней, выдающийся русский ученый Д. К. Чернов. Не имея прибора для измерения температуры, Д. К. Чернов наблюдал за изменением цвета каления стали при нагревании и охлаждении невооруженным глазом. Он обнаружил, что при охлаждении раскаленной стали, когда цвет ее каления становится темно-вишневым, неожиданно происходит дополнительный разогрев, о чем можно судить по вспышке цвета стали — он становится ярче и светлее. Д. К. Чернов связал наблюдаемый тепловой эффект выделения тепла при охлаждении с внутренним превращением в стали. Изучение данного явления привело к открытию Д. К. Черновым в 1868 г. критических точек стали.

Для термического анализа используют *термоэлектрические пирометры*, состоящие из термопары и электроизмерительного прибора — милливольтметра или потенциометра.

Термопара представляет собой два разнородных металлических проводника (термоэлектрода) *1* и *2* (рис. 42). Одни концы этих проводников сварены (спаяны) в точке *3*. Это так называемый горячий спай термопары, его помещают в среду, температуру которой определяют. Свободные, или «холодные» концы термопары, имеющие температуру окружающей среды (обычно 20 °С), подключают к приборам с помощью компенсационных (удлинительных) проводов *4* и *5*.

Принцип работы термопары заключается в следующем. Если концы разнородных металлических проводников замкнуты, а температура горячего спая выше, чем холодного спая, то в замкнутой электрической цепи возникает термоэлектродвижущая сила (т. э. д. с), которая возрастает с повышением температуры нагрева горячего спая.

Холодные концы термопары подключены к измерительному прибору (на рис. 42 — к милливольтметру *6*).

Милливольтметр — это прибор магнитоэлектрической системы. Принцип работы милливольтметра основан на взаимодействии электрического поля, создаваемого термотоком, проходящим через измерительную катушку, соединенную с термопарой, с магнитным полем постоянного магнита. Катушка намотана на подвижную рамку прибора и находится между полюсами постоянного магнита. При прохождении через катушку термотока рамка вместе с катушкой поворачивается на определенный угол, пропорциональный проходящему термотоку. Сила этого тока при условии постоянства сопротивления цепи будет зависеть только от т. э. д. с. В итоге угол поворота рамки, а вместе с тем и прикрепленной к ней стрелки прибора, будет прямо пропорционален т. э. д. с., развиваемой термопарой. Чем выше температура горячего спая, тем больше угол отклонения стрелки милливольтметра.

В зависимости от диапазона измеряемых температур применяют различные термопары. Наиболее часто используют термопары со следующим сочетанием материалов термоэлектродов:

платинородий (сплав 90 % платины + 10 % родия) — *платина*, промышленное обозначение градуировки термопары ПП1, интервал измеряемых температур 0—1300 °С;

хромель (10 % хрома + 90 % никеля) — *алюмель* (95 % никеля + + 2 % марганца + 2 % алюминия + 1 % кремния), промышленное обозначение градуировки ХА, интервал измеряемых температур от —50 до 1000 °С.

Для измерения температур до 600 °С используют термопары с сочетанием сплавов *хромель—копель* (ХК). Для изоляции проволок термопары одной от другой на них надевают фарфоровые трубки, а для защиты от механических повреждений термопару помещают в кварцевую или фарфоровую внутреннюю и стальную наружную трубки.

Для измерения температуры при термическом анализе используют также потенциометры. Принцип работы потенциометра основан на том, что т. э. д. с, развиваемая термопарой, уравновешивается (компенсируется) э. д. с специального источника питания в приборе. Т. э. д. с измеряют в тот момент, когда ток в цепи отсутствует. В этом случае сопротивление внешней цепи не влияет на показания прибора. Потенциометры по сравнению с милливольтметрами обеспечивают более высокую точность измерения температуры.

В термическом анализе часто используют переносной потенциометр ПП-63. По показанию потенциометра определяют т. э. д. с, развиваемую термопарой. С помощью стандартных градуировочных таблиц для соответствующей термопары по значению т. э. д. с находят температуру и с учетом поправки на действительную температуру холодных концов термопары определяют истинную температуру изучаемого объекта.

Применяются также автоматические записывающие потенциометры (ЭПП09, ЭПП09М). Для записи быстропротекающих превращений (например, при закалке стали) используют приборы с малой инерцией — осциллографы.

Метод простого (обычного) термического анализа. При определении температуры плавления или кристаллизации в тигель с расплавленным металлом вводят горячий спай термопары, изолированный от непосредственного контакта с этим металлом. Для изучения превращений в твердом состоянии горячий спай термопары вводят в специально просверленное отверстие в образце, подвергаемом нагреву. Холодные концы термопары с помощью компенсационных проводов присоединяют к измерительному прибору. Через определенные промежутки времени записывают показания прибора. По полученным результатам строят кривые, откладывая по оси абсцисс время, по оси ординат — температуру. При использовании соответствующего прибора можно получить такую кривую путем автоматической записи. Перегибы и остановки на кривых указывают на температуру критических точек.

На точность определения критических точек влияет величина теплового эффекта, сопровождающего превращение. Если этот эффект мал, то аномалии на кривых, построенных в координатах температура—время, становятся мало заметными, что затрудняет или иногда делает невозможным определение критических точек. Это прежде всего относится к превращениям в твердом состоянии, которые сопровождаются выделением или поглощением небольшого количества тепла.

Метод дифференциального термического анализа. Этот метод является более чувствительным для определения температуры или интервала температур превращений, протекающих в твердом состоянии и сопровождающихся малыми тепловыми эффектами.

При дифференциальном термическом анализе производится одновременный нагрев исследуемого образца и эталона. Эталон изготовляют из материала (металла или сплава), не испытывающего превращений в том температурном интервале, в котором протекают превращения в образце.

Если в процессе нагрева или охлаждения материал образца не претерпевает внутренних превращений, то образец и эталон имеют одну и ту же температуру. Если при определенной температуре или в интервале температур в материале образца происходит превращение, сопровождающееся выделением или поглощением тепла, то образец становится горячее или холоднее эталона, т. е. возникает разность температур образца и эталона, которую можно измерить. При этом началу превращения будет соответствовать минимальная разность температур образца и эталона, а концу — наибольшее значение разности температур образца и эталона.

Для измерения разности температур образца и эталона служит дифференциальная термопара, схема которой показана на рис. 43, *а*. Дифференциальная термопара состоит из двух платиновых электродов *1* и *2*, соединенных платинородиевым электродом *3*. При таком соединении получается сдвоенная термопара с двумя горячими спаями T_1 и T_2. Один из них помещают в отверстие, высверленное в образце, другой — в отверстие, высверленное в эталоне. Холодные концы термопары T_0 выводятся к высокочувствительному гальванометру *4*, у которого нулевая точка находится на середине шкалы и стрелка в зависимости от направления тока может отклоняться вправо и влево.

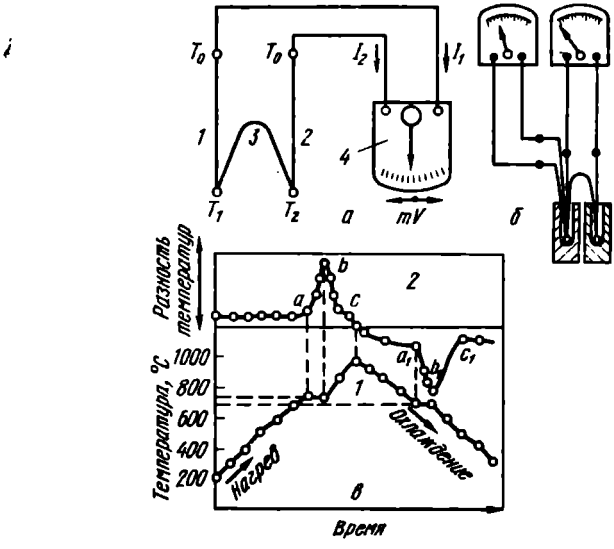


Рис. 43. Дифференциальный термический метод определения критических точек:
а — схема дифференциального пирометра; *б* — схема подводки термопар к образцам (испытываемому и эталону) при определении критических точек по дифференциальному термическому методу; *в* — кривые, полученные по дифференциальному термическому методу

Если горячие спаи T_1 и T_2 нагреты на одну и ту же температуру, то стрелка гальванометра останется на нуле, так как возникающие термотоки I_1 и I_2 будут равны, но направлены в противоположные стороны (термоток всегда течет от платинового к платинородиевому электроду). Отклоняться стрелка будет в том случае, когда спаи T_1 и T_2 будут нагреты на разные температуры. Схема подводки термопар к образцу и эталону показана на рис. 43, *б*. В образец помещают горячий спай обычной термопары и один из горячих спаев дифференциальной термопары. Другой горячий спай дифференциальной термопары вставляют в эталон.

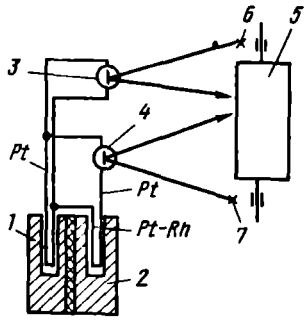


Рис. 44. Схема записи дифференциальных кривых на приборе Курнакова

В процессе нагрева и охлаждения регистрируют показания гальванометров, соединенных с обычной и дифференциальной термопарами. На основании данных регистрации температуры образца и разности температур образца и эталона строят совместно две кривые: изменения температуры образца во времени и изменения разности температур образца и эталона во времени. На рис. 43, *в* в качестве примера приведены экспериментальные результаты дифференциального термического анализа углеродистой стали. Кривая *1* построена в координатах температура образца—время, кривая *2* — в координатах разность температур образца и эталона — время. Эталон и образец при нагреве до точки *а* имеют одинаковую температуру. При нагреве разность температур быстро растет от точки *а* до точки *b*. Точка *а* соответствует началу, а точка *b* — концу превращения при нагреве. Для определения температуры превращения (критической точки) следует провести из точек *а* и *b* вертикальные линии, параллельные оси ординат, до пересечения с кривой *1* и определить ординаты точек пересечения. То же самое нужно проделать для определения температуры превращения при охлаждении. Как при нагреве, так и при охлаждении выявляется одна критическая точка — превращение обратимо.

Для записи кривых термического анализа часто применяют автоматические регистрирующие пирометры, в частности пирометр Н. С. Курнакова (рис. 44). Термопары помещены одна в отверстие испытуемого образца *1*, другая — в отверстие эталона *2*. Зеркальные гальванометры (более чувствительные по сравнению со стрельчатыми гальванометрами) присоединены к обычной термопаре (гальванометр *3*) и к дифференциальной термопаре (гальванометр *4*). На барабан *5*, вращающийся с определенной скоростью, надета светочувствительная бумага. Источники света *6* и *7* дают пучки света на зеркальца гальванометров. Лучи, отражаясь от зеркал, падают в виде световых точек на светочувствительную бумагу. При нагреве образца и эталона луч света, отраженный от зеркальца гальванометра *3*, чертит на светочувствительной бумаге кривую температура—время, а луч, отраженный от зеркальца гальванометра *4*, чертит кривую разность температур—время.

Дилатометрический анализ

Определение температур превращений (критических точек) дилатометрическим методом основано на объемных изменениях, происходящих

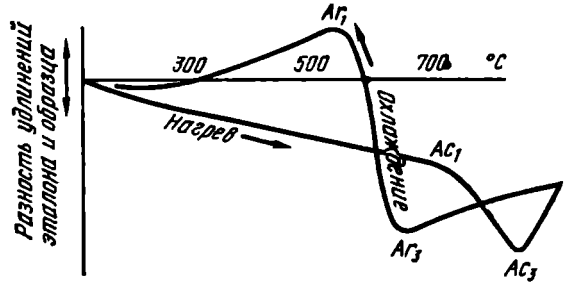


Рис. 45. Дифференциальная дилатометрическая кривая стали с 0,5 % С

в металлах и сплавах при нагреве, охлаждении или в изотермических условиях. Практически регистрируют не изменение объема, а изменение длины образца. Дилатометрический анализ применяют для определения температур превращений, протекающих в металлах и сплавах в твердом состоянии. Если в процессе нагрева или охлаждения внутренних превращений в исследуемом материале не происходит, то длина (объем) образца изменяется плавно (при нагреве образец удлиняется вследствие теплового расширения, а при охлаждении — укорачивается). В случае, если фазовое превращение происходит, то длина образца растет или убывает скачкообразно.

Изменение длины образца во времени при постоянной температуре нагрева позволяет определить, в каком временном интервале протекает превращение и с какой скоростью оно развивается, т. е. позволяет изучить кинетику превращения.

Для измерения температуры в дилатометрах используют термоэлектрические пирометры, а во многих конструкциях — дилатометрические пирометры. В последнем случае одновременно с исследуемым образцом нагревают образец — эталон, изготовленный из материала с известным температурным коэффициентом линейного расширения, плавно изменяющимся при нагреве и охлаждении. Достоинствами дилатометрических пирометров являются безынерционность и более высокая точность измерения температуры исследуемого образца. Дилатометрический пирометр входит в конструкцию дифференциальных дилатометров, которые обеспечивают высокую точность измерений. Наиболее часто применяются дифференциальный дилатометр Шевенара и универсальный дилатометр типа ДКМ.

На рис. 45 показана дифференциальная дилатометрическая кривая стали с 0,5 % углерода (медленный нагрев и ускоренное охлаждение). При нагреве происходит плавное расширение образца и эталона — дилатометрическая кривая плавно снижается. При определенной температуре, соответствующей критической точке Ac_1, в стали происходит фазовое превращение с образованием новой фазы, имеющей меньший объем. В связи с этим длина образца уменьшается и кривая идет вниз. Это продолжается до критической точки Ac_3, при которой полностью завершается фазовое превращение, сопровождавшееся уменьшением объема. При дальнейшем повышении температуры длина образца увеличивается вследствие теплового расширения — кривая идет вверх. При охлаждении до температуры критической точки Ar_3 длина образца и эталона непрерывно уменьшается за счет теплового сжатия. При температуре, соответствующей критической точке Ar_3, образуется

новая фаза, имеющая больший объем, вследствие чего длина образца увеличивается. Это продолжается до температуры критической точки Ar_1, при которой полностью завершается фазовое превращение. При дальнейшем понижении температуры длина образца уменьшается. Как видно, положение критических точек при нагреве и охлаждении фиксируется на дифференциальной дилатометрической кривой достаточно четко.

Температуры фазовых превращений можно определить и с помощью других методов исследования физических свойств (например, электрических, магнитных).

3. Физические методы контроля качества металлов

Эти методы позволяют обнаружить различные дефекты макроскопических размеров (поры, раковины, усадочные пустоты, трещины, непровар шва, расслоения, неметаллические включения и пр.), имеющиеся внутри или на поверхности готовой детали.

Различные методы *дефектоскопии* являются методами неразрушающего контроля, поскольку выполняются не на образцах, а на готовых деталях.

Рентгеновская дефектоскопия

Метод рентгеновской дефектоскопии основан на ослаблении рентгеновских лучей, проходящих через вещество.

Рентгеновские лучи из трубки *1* рис. 46 проходят через исследуемый объект *2* и попадают на рентгеновскую пленку *3*. Поскольку при прохождении через разные по толщине и плотности участки объекта рентгеновские лучи ослабляются в разной степени, интенсивность действия рентгеновских лучей на фотоэмульсию пленки будет различной. Степень почернения рентгеновской пленки после ее фотографической обработки окажется различной на разных участках, т. к. проникающая способность рентгеновских лучей возрастает с уменьшением порядкового номера элемента в периодической системе элементов Д. И. Менделеева и с увеличением жесткости излучения. Так, проходя через участки объекта, в которых имеются пустоты, трещины, раковины, поры, рентгеновские лучи ослабляются в меньшей степени — пустоты практически не поглощают лучи и фактическая толщина материала в месте залегания дефекта будет меньше, чем на других участках. Поэтому на рентгеновской пленке такие дефекты будут обнаруживаться по появлению темных пятен.

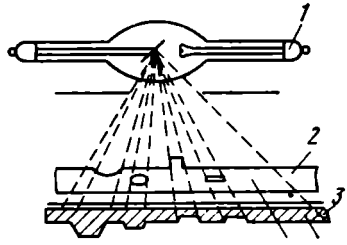


Рис. 46. Получение проекции изделия на фотографической пленке при просвечивании:
1 — рентгеновская трубка; *2* — объект исследования; *3* — фотографическая пленка

Рентгеновское просвечивание имеет очень большое значение и распространено в заводской практике как метод индивидуального и массового контроля деталей и металлургических полуфабрикатов (отливок, штамповок, сварных соединений и пр.).

Для просвечивания изделий применяют мощные рентгеновские аппараты.

Рентгеновские аппараты

В *моноблочных аппаратах* рентгеновская трубка и высоковольтный генератор помещены в одном кожухе. Такие аппараты имеют небольшую массу и их используют в основном для контроля в нестационарных условиях (в полевых, цеховых).

В *аппаратах кабельного типа* рентгеновская трубка размещена в защитном кожухе, а высоковольтный генератор в отдельном блоке. Высоковольтное напряжение передается к рентгеновской трубке по высоковольтному кабелю. Эти аппараты предназначены в основном для контроля в стационарных условиях (например, в заводских лабораториях).

К моноблочным относятся выпускаемые отечественной промышленностью аппараты РУТ-60-20-1, РУП-120-5-1, РУП-50-10-1 и др. Первые две группы цифр означают максимальное напряжение в кВ, вторая — ток в мА, третья — модель. Представителями кабельного типа являются аппараты РУП-200-5-2, РУП-150/300-10 (в комплект входят три рентгеновские трубки, рассчитанные на максимальное напряжение 150 и 300 кВ) и др.

Рентгеновские аппараты типа РУТ-60-2-1, РУП-150/300-10 применяют для контроля литых деталей из алюминиевых и магниевых сплавов с толщиной стенки 1—50 мм и стальных деталей толщиной до 20 мм. Для контроля деталей с максимальной толщиной 40 мм (сталь) и 100 мм (алюминий) используют аппарат РУП-200-5-2.

Гамма-дефектоскопия

Для контроля изделий больших толщин применяют просвечивание γ-лучами. Гамма-дефектоскопия позволяет, например, выявить дефекты в стальных изделиях толщиной до 300 мм.

По своей природе γ-лучи сходны с рентгеновскими лучами, но отличаются от них большей жесткостью. Источниками γ-лучей являются радиоактивные изотопы. Для γ-дефектоскопии используют в основном искусственные радиоактивные изотопы кобальта ^{60}Co и иридия ^{192}Ir с периодами полураспада, характеризующими продолжительность используемого излучения, 5,3 года и 75 дней, соответственно. Предельная толщина просвечивания стали для ^{60}Co составляет 250—300 мм, а для ^{192}Ir — 50—60 мм. Применение ^{192}Ir обеспечивает более высокую чувствительность, чем ^{60}Co, что связано с меньшей жесткостью излучения.

Для выявления дефектов просвечиванием γ-лучами источник излучения устанавливают перед деталью на определенном расстоянии. За деталью располагают регистрирующее устройство. Изменение интенсивности излучения γ-лучей, прошедших через деталь, регистрируется индикатором интенсивности. На участках с нарушением сплошности металла γ-лучи, проходя через металл, ослабляются меньше, что и позволяет выявить дефекты.

Для просвечивания γ-лучами не требуется громоздкой аппаратуры, необходимой в случае рентгеновской дефектоскопии. Просвечивание γ-лучами можно провести в труднодоступных участках деталей, там, где просвечивание рентгеновскими лучами осуществить невозможно или затруднительно.

Для γ-дефектоскопического контроля используют дефектоскопы шлангового типа Гаммарид-23, Гаммарид-20, гамма-дефектоскоп РК-2 и др.

Магнитная дефектоскопия

Магнитная дефектоскопия является одним из неразрушающих методов контроля деталей из ферромагнитных материалов [1]. Метод позволяет выявлять различного рода несплошности в материале: мелкие трещины, раковины, плены, волосовины и пр. Для выявления дефектов применяют специальные приборы — магнитные дефектоскопы. Обнаруживают дефекты с помощью магнитных порошков или магнитных суспензий [2].

В магнитном дефектоскопе исследуемую деталь намагничивают. В местах залегания дефекта магнитный поток выходит на поверхность дефекта, создается магнитное поле рассеяния, которое образует по его краям магнитные полюсы (рис. 47). При наличии на поверхности магнитного порошка местная полюсность вызывает интенсивное осаждение порошка по контуру дефекта.

Намагничивание может быть как поперечным так и продольным. Поперечное намагничивание характеризуется поперечным (кольцевым) направлением намагничивающего поля в детали и применяется для выявления продольных и косолежащих дефектов. При поперечном намагничивании ток пропускается через деталь. Продольное намагничивание характерно тем, что магнитное поле направлено вдоль оси детали (рис. 48, *а*). Это позволяет выявлять поперечные дефекты.

После намагничивания контролируемую деталь покрывают магнитным порошком (сухой метод) или магнитной суспензией (мокрый метод). Частицы порошка, попадая в зону магнитного поля рассеяния, под действием магнитных сил притягиваются к границам дефекта и оседают на них. В результате ранее невидимый дефект

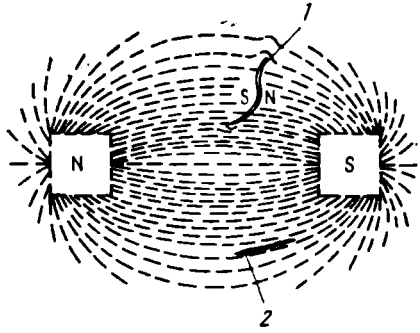


Рис. 47. Образование магнитных полюсов и распределение магнитного поля у границ дефектов:
1 — дефект расположен поперек магнитного поля; *2* — дефект расположен вдоль магнитного поля

[1] Ферромагнитные материалы легко намагничиваются в постоянном магнитном поле. К ферромагнитным металлам относятся: железо, никель, кобальт и сплавы на их основе, в том числе большинство сталей и чугунов.

[2] Магнитный порошок приготавливают из железа, ферромагнитного магнетита (Fe_3O_4) или окиси железа (Fe_2O_3). Суспензию приготавливают из ферромагнитного порошка, смешанного с маслом, или керосином, или другой жидкостью.

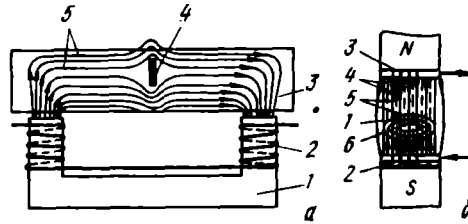


Рис. 48. Схема намагничивания деталей:
а — продольное намагничивание между полюсами электромагнита: *1* — магнитопровод; *2* — катушки; *3* — деталь; *4* — дефект; *5* — магнитный поток; *б* — намагничивание при одновременном действии двух перпендикулярных магнитных полей: продольного (магнитное поле между полюсами электромагнита) и поперечного (магнитное поле тока): *1* — деталь; *2* — изолятор; *3* — контакт; *4* — линии тока; *5* — продольное поле; *6* — поперечное поле

становится хорошо заметным, так как частицы порошка обрисовывают его контуры.

Для выявления внутренних дефектов, которые могут быть обнаружены в том случае, если они достаточно крупные и залегают на глубине не более 6 мм от поверхности, покрытие детали порошком или суспензией необходимо проводить одновременно с намагничиванием. По окончании контроля детали размагничивают.

Для осуществления магнитного контроля используют магнитные дефектоскопы, например, ПМД-70 (переносной магнитный дефектоскоп), МД-50П (передвижной магнитный дефектоскоп для крупногабаритных деталей), УМДЭ-2500 (универсальный магнитный дефектоскоп для контроля деталей длиной до 900 мм и диаметром до 370 мм) и др., а также дополнительную оснастку и материалы (магнитные порошки, пасты, водную эмульсию).

Метод вихревых токов

Выявление внутренних дефектов можно произвести, используя метод вихревых токов.

В основе метода вихревых токов лежит использование электромагнитной индукции. Если к индукционной катушке, по которой течет переменный ток, поднести металлическое тело, то под действием электромагнитного поля катушки в этом теле возникнут вихревые токи. В зависимости от изменения частоты переменного магнитного поля катушки меняются величина вихревых токов и глубина их проникновения.

Измерить вихревые токи можно с помощью специальной измерительной катушки или измерением обратного действия поля вихревых токов на возбуждающую это поле катушку.

Метод вихревых токов может быть применен для выявления поверхностных и подповерхностных дефектов в изделиях несложной формы и постоянного сечения (трубы, профили, прутки, полосы) из чистых металлов и сплавов, не имеющих грубой структурной неоднородности.

Кроме того, метод позволяет осуществить бесконтактное измерение электропроводности и по изменению этого параметра обнаруживать зоны, пораженные поверхностной и межкристаллитной коррозией; фиксировать возникновение трещин в результате коррозии под напряжением; контролировать полуфабрикаты из алюминиевых сплавов на отсутствие пережога (неисправимый брак, который может возникнуть

при нагреве некоторых алюминиевых сплавов под закалку); измерять толщину листов, фольг, покрытий и т. д.

Преимущество метода вихревых токов состоит в том, что с его помощью можно выявлять дефекты немагнитных материалов (алюминия, магния, меди и др.).

Люминесцентный метод

Люминесценцией называется холодное, т. е. без нагревания до высокой температуры, свечение вещества, вызываемое различными причинами: освещением вещества, прохождением в нем электрического тока (в газах и парах), химическими процессами.

Явление люминесценции наблюдается в природе (например, северное сияние, свечение некоторых насекомых и т. п.) и в технике (например, свечение телевизионных экранов, газов, наполняющих газосветные трубки и пр.).

Если вещество светится при освещении его светом и прекращает светиться после прекращения освещения, то такое явление свечения называется флюоресценцией. При этом обычно цвет лучей, которые вызывают свечение, отличается от цвета лучей, испускаемых веществом. Так, керосин при освещении его солнечными лучами испускает слабый голубоватый свет.

На свойстве некоторых органических соединений флюоресцировать, т. е. светиться под действием ультрафиолетовых лучей, и основано выявление дефектов при люминесцентном контроле.

Люминесцентный метод позволяет выявлять только открытые поверхностные дефекты (например, мелкие трещины). По сравнению с магнитным методом, при помощи которого можно контролировать только ферромагнитные материалы, люминесцентный метод применим для контроля любых материалов как металлических (магнитных и немагнитных), так и неметаллических (например, пластмасс). Контроль люминесцентным методом осуществляют следующим образом.

Поверхность детали тщательно очищают от загрязнений, после чего деталь погружают в ванну, содержащую флюоресцирующий раствор (смесь трансформаторного масла, каросина и специального зеленозолотистого порошка) и выдерживают в нем 10—15 мин. Раствор не только смачивает поверхность, но и проникает в микроскопические трещинки. Затем деталь промывают, смывая раствор с поверхности, высушивают поверхность на воздухе и для более яркого выявления дефек-

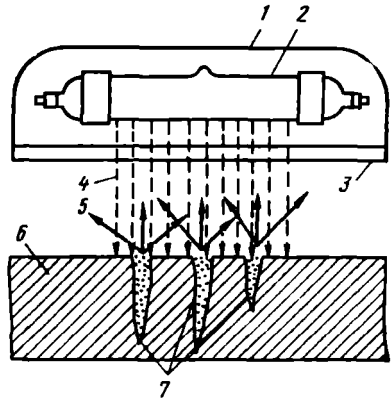


Рис. 49. Схема люминесцентного метода обнаружения поверхностных дефектов:
1 — рефлектор; *2* — ртутно-кварцевая лампа, излучающая свет и ультрафиолетовые лучи; *3* — светофильтр, пропускающий ультрафиолетовые лучи и поглощающий свет; *4* — ультрафиолетовые лучи; *5* — поток люминесценции от веществ, находящихся в полости дефектов; *6* — изделие; *7* — поверхностные дефекты

тов посыпают порошком с высокой поглотительной способностью (тонкоизмельченная окись магния в смеси с углекислым магнием). Порошок впитывает раствор из полостей дефектов, смачивается им и прилипает к поверхности. Излишки порошка удаляют обдувкой воздухом. Прилипший порошок обрисовывает контуры дефектов. Поверхность детали облучают в темноте ультрафиолетовыми лучами при помощи специальных аппаратов. Свет от источника ультрафиолетовых лучей *2* (рис. 49) проходит через фильтр *3*, который пропускает ультрафиолетовые лучи и задерживает лучи видимого света. Под действием ультрафиолетовых лучей флюоресцирующий раствор светится зеленоватым светом и, таким образом, обрисовывает контуры дефектов.

Для проведения контроля указанным методом используют люминесцентные дефектоскопы, например, КД-20Л, ЛД-4, ЛДА-3 и др. Большой дефектоскоп ЛДА-3 состоит из отдельных блоков для пропитки, промывки, сушки, нанесения сорбента (вещества с высокой поглотительной способностью), осмотра в ультрафиолетовом свете. Дефектоскопы такого типа предназначены для работы в стационарных условиях. Для работы в нестационарных условиях применяют переносные люминесцентные дефектоскопы: КД-31, КД-32 и др.

Цветной метод (метод красок)

Этот метод применяется для выявления мелких дефектов и осуществляется с помощью индикаторных жидкостей. Индикаторную жидкость наносят на хорошо очищенную от грязи и жировых загрязнений поверхность контролируемой детали. После пропитки эту жидкость удаляют с поверхности и затем наносят белую проявляющую краску, которая вытягивает индикаторную жидкость из полостей дефектов. При этом индикаторная жидкость несколько расплывается над дефектным участком и благодаря ее цветовому тону можно обнаружить дефект невооруженным глазом. Для цветового метода применяют различные индикаторные жидкости (например, 80 % керосина, 20 % скипидара с добавлением краски «Судан IV») из расчета 15 г на 1 л жидкости и 0,6 л воды (красное покрытие). В качестве проявляющей краски используют состав 0,4 л спирта, 300 г мела на 1 л жидкости (белое покрытие).

Ультразвуковой метод

Обнаружить дефект в изделии можно при помощи звука. Так, легко постукивая по чашке или молотком по бандажу вагонного колеса, по звуку определяют, есть ли в них дефект или нет. Однако на слух можно определить только крупные дефекты.

Для определения внутренних мелких дефектов (размером до 1—2 мм) используется ультразвук с частотой более 20 000 колебаний в секунду. При этом чем больше частота, тем меньше длина звуковой волны, а чем меньше ее длина, тем меньшего размера дефект может быть обнаружен с ее помощью.

Ультразвуковая дефектоскопия основана на способности звуковых волн отражаться от встречающихся препятствий. Чем меньше дефект внутри металла, тем меньшей длины звуковая волна может от него отразиться и, следовательно, его обнаружить.

Приборы, с помощью которых обнаруживают внутренние дефекты материала, называются ультразвуковыми дефектоскопами. Они работают по принципу преобразования электрической энергии в акустическую (ультразвуковые волны). Для преобразования одной энергии в другую используются материалы со специфическими свойствами, способные изменять размеры под действием электриче-

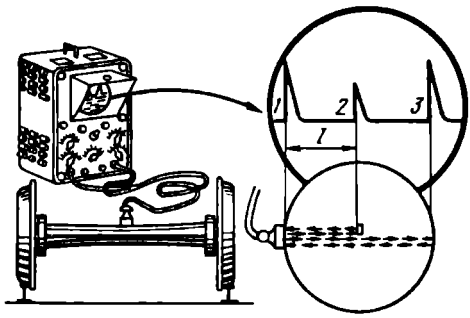


Рис. 50. Ультразвуковой дефектоскоп и картина, наблюдаемая на его экране при просвечивании детали с внутренним дефектом

ского или магнитного полей. Широко распространены преобразователи, изготовленные из кварца, сегнетовой соли, пленочных полупроводниковых и других, так называемых, пьезоэлектрических материалов.

Если поместить кварцевую пластинку между двумя металлическими пластинками, подсоединенными к осветительной сети переменного тока, то под действием электрических разрядов кварцевая пластинка начнет сжиматься и расширяться в такт с электрическими разрядами.

При контакте преобразователя с контролируемым изделием ультразвуковые волны распространяются через всю толщину контролируемого изделия. При наличии внутри изделия дефекта (трещины, раковины и т. п.) нормальное распространение ультразвуковых волн нарушается. Часть волн отражается от дефекта и возвращается назад к поверхности, т. е. появляется ультразвуковое эхо. Улавливаемое кварцевой пластинкой, оно будет возбуждать в металлических пластинках, между которыми она находится, переменные электрические заряды. Эти заряды можно усилить и измерить электрическим измерительным прибором.

Для определения глубины залегания дефекта ультразвук посылается в контролируемое изделие не непрерывно, а периодически, с большими перерывами. По времени между посылкой ультразвука в изделие и возвращением его обратно (ультразвуковое эхо) определяют глубину залегания дефекта. Для измерения этого времени используют электронно-лучевую трубку. В тот момент, когда на поверхность детали направляются ультразвуковые волны, на экране трубки появляется выброс *1* (рис. 50), при этом электронный луч двигается слева направо, прочерчивая на экране горизонтальную линию. Когда на контактирующую с прибором поверхность детали возвращаются ультразвуковые волны, отраженные от дефекта, на экране появляется выброс *2*, располагающийся правее выброса *1*. И, наконец, при возвращении ультразвуковых волн, отраженных от донной части детали, с правой стороны экрана появляется выброс *3*. Изменением расстояния до выброса *2* определяют глубину залегания дефекта в изделии.

С помощью метода ультразвуковой дефектоскопии определяют наличие дефектов в деталях или полуфабрикатах преимущественно крупного сечения. Этим методом можно обнаружить дефекты, которые не могут быть выявлены магнитным, люминесцентным, а подчас и рентгеновским методами.

Для проведения ультразвукового контроля используют универсальные ультразвуковые дефектоскопы УДМ-1М, УДМ-3, ДУК-66, портативный транзисторный дефектоскоп ДУК-66П, специализированные дефектоскопы ДУК-11ИМ, ДУК-13ИМ и др.

Глава III ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ, РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

1. Деформация металлов

Деформацией называется изменение размеров и формы тела под действием приложенных к нему сил. Деформацию вызывают внешние силы (приложенные к телу нагрузки), а также различные физико-механические процессы, происходящие в самом теле, например, неоднородное расширение (сжатие) тела при нагреве (охлаждении) в связи с наличием температурного градиента, изменение объема при фазовых превращениях и др.

Различают упругую и пластическую деформации. Упругой называется деформация, которая устраняется после снятия нагрузки. Остаточных изменений структуры и свойств металла упругая деформация не вызывает

Пластической называют такую деформацию, которая не устраняется после снятия нагрузки. Пластическая деформация вызывает необратимое изменение структуры и свойств металла.

На появление того или иного вида деформации большое влияние оказывают действующие в теле напряжения [1], которые зависят от значения приложенных сил (чем эти силы больше, тем большие возникают напряжения) и от размеров тела (чем больше площадь поперечного сечения тела, тем меньшие напряжения в нем возникают при одном и том же значении приложенных сил). В случае осевого растяжения стержня (рис. 51) напряжение σ в его поперечном сечении определяется отношением дей-

[1] Напряжения, возникающие под действием внешней нагрузки, обычно рассматривают как удельную характеристику внутренних сил. Напряжение — это значение внутренних сил, отнесенное к единице площади сечения, на которое эти силы действуют.

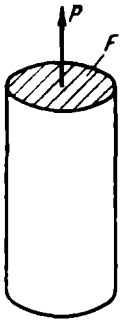
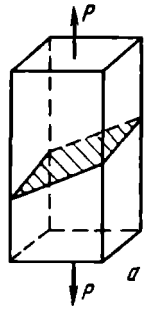


Рис. 51. Схема определения напряжения



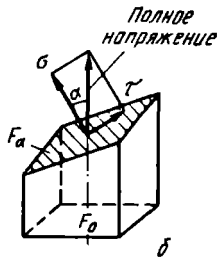


Рис. 52. Образование нормальных σ и касательных τ напряжений в сечении, наклонном к оси стержня

ствующей (перпендикулярной к сечению) растягивающей силы P к площади поперечного сечения стержня F:

$$\sigma = P/F. \qquad (4)$$

В системе СИ единицей напряжения является паскаль Па (Н/м²). В практических расчетах удобнее измерять напряжения в мегапаскалях МПа (Н/мм²). В технике часто используют размерность напряжений в килограммах силы на квадратный миллиметр (1 кгс/мм² = = 9,806665 МПа ≈ 10 МПа).

В наклонном сечении растягиваемого стержня (рис. 52) действующая сила P не перпендикулярна плоскости сечения. Вызванные ею напряжения можно разложить на две составляющие: нормальное напряжение (перпендикулярное плоскости сечения), обозначаемое σ, и касательное напряжение, действующее в плоскости сечения, обозначаемое τ.

Нормальные напряжения делят на растягивающие и сжимающие. Под действием этих напряжений расстояние между частицами материала увеличивается (частицы отдаляются одна от другой) или уменьшается (частицы сближаются). Это может привести к разрушению материала в результате отрыва или сдвига частиц.

Различают условные и истинные напряжения. При расчете условных напряжений силу относят к первоначальной площади сечения образца или детали, не учитывая изменения этой площади в процессе деформации. При вычислении истинных напряжений действующую силу относят к фактической для данного момента деформации площади поперечного сечения. Истин-

ные напряжения обозначают символом S (нормальное) и t (касательное), а условные σ и τ соответственно.

Существуют напряжения, возникающие по различным причинам и уравновешивающиеся в пределах тела без действия внешней силы. Такие напряжения называют внутренними остаточными напряжениями. Они могут быть тепловыми или термическими (возникают при неоднородном расширении или сжатии поверхностных слоев и сердцевины изделий в процессе быстрого нагрева или охлаждения), фазовыми (вследствие неоднородного изменения объема при фазовых превращениях), структурными (связаны с неоднородным протеканием структурных превращений). Возникновение внутренних остаточных напряжений наблюдается, например, в процессе кристаллизации, при неоднородной деформации, термической обработке.

Физическая сущность процесса деформации

Упругая деформация. При упругой деформации кристалла действующие напряжения вызывают обратимые смещения атомов из положений равновесия, в результате чего расстояние между атомами в кристаллической решетке изменяется. При растяжении оно становится больше, а при сжатии — уменьшается. Чем больше изменяется расстояние между атомами, тем больше упругая деформация кристалла. Обратимые смещения атомов в кристаллической решетке очень малы и составляют небольшие доли межатомного расстояния.

Смещения атомов из положений равновесия нарушают баланс действующих между ними сил притяжения и отталкивания [1]. После снятия нагрузки под действием этих сил атомы снова переходят в положение равновесия, вследствие чего устраняется временное изменение формы и свойств металла.

Пластическая деформация. При деформировании кристалла сначала возникает упругая деформация, но с увеличением напряжений происходит сдвиг одной части кристалла относительно другой, что вызывает пласти-

[1] Сила (энергия) взаимодействия между соседними атомами складывается из сил притяжения между положительно заряженными ионами и электронами, с одной стороны, и сил отталкивания между ионами — с другой. Действие сил притяжения и отталкивания зависит от расстояния между атомами. На некотором расстоянии, соответствующем равновесному положению атомов и кристаллической решетке, силы притяжения уравновешиваются силами отталкивания.

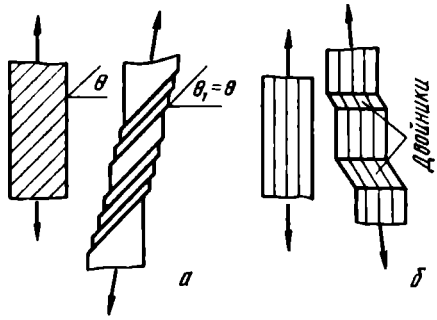


Рис. 53. Схемы пластической деформации скольжением (*а*) и двойникованием (*б*). θ — угол сдвига

ческую, остаточную деформацию. Сдвиг происходит под действием касательных напряжений, когда они превышают определенное критическое значение $\tau_{кр}$.

Сдвиг одной части кристалла относительно другой может осуществляться путем скольжения или путем двойникования. Схема деформации скольжением и двойникованием показана на рис. 53.

Скольжение — это перемещение одной части кристалла параллельно другой вдоль плоскости, называемой плоскостью скольжения или сдвига. При скольжении сдвиг слоев кристалла по параллельным плоскостям происходит на одинаковое расстояние. В результате этого кристаллографическая ориентация деформированного кристалла остается неизменной (см. рис. 53, *а*).

Скольжение является результатом необратимых смещений атомов по определенным кристаллографическим плоскостям и в определенных направлениях. Скольжение легче всего происходит по тем плоскостям, в которых плотность упаковки атомов наибольшая. Между соседними параллельными плотноупакованными плоскостями расстояние больше, а силы межатомной связи меньше, чем между плоскостями, менее плотно упакованными атомами. Поэтому сопротивление сдвигу получается меньшим, что и облегчает сдвиг.

На рис. 54 приведены плоскости скольжения кристаллических решеток разных типов. Такими плоскостями в объемноцентрированной кубической решетке являются (110), в гранецентрированной кубической решетке (111) и в гексагональной решетке (001). Способность металла

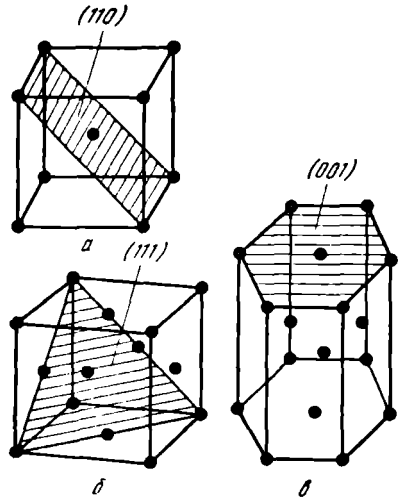


Рис. 54 Кристаллографические плоскости скольжения в решетках разной формы

к пластической деформации тем больше, чем больше в его кристаллической решетке плоскостей и направлений скольжения.

Поскольку деформация совершается по определенным плоскостям, то активно действующей силой будет только тангенциальная (касательная) составляющая действующей силы (рис. 52). Но максимальное касательное напряжение наблюдается при направлении силы под углом 45° к плоскости скольжения, поэтому скольжение начинается не одновременно по всем возможным плоскостям, а последовательно. В процесс скольжения постепенно вступают те плоскости, которые наиболее благоприятно ориентированы относительно направления внешней силы и в которых касательное напряжение последовательно возрастает до критического значения.

В идеальном кристалле для того чтобы сместить одновременно все атомы одного атомного слоя относительно атомов другого слоя по плоскости $M—M$ на одно межатомное расстояние и осуществить таким образом элементарный акт сдвига (скольжения) (рис. 55) потребуется, как показали расчеты, очень большое критическое касательное напряжение $\tau_{кр}$, которое называют теоретической прочностью кристалла. В реальных кристаллах сдвиг на одно межатомное расстояние происходит при напряжениях в сотни и даже тысячи раз меньших теоретического значения.

Разница в значениях теоретической прочности кристалла и напряжения сдвига реального металла объясняется тем, что деформация происходит не путем одновременного сдвига всей атомной плоскости, а в результате перемещения дислокации вдоль плоскости скольжения.

Рассмотрим схему перемещения в кристалле краевой дислокации (рис. 56). В верхней части кристалла имеется дополнительная полуплоскость (рис. 56, *б*), заканчиваю-

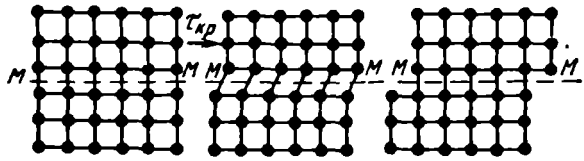


Рис. 55. Схема пластической деформации скольжением в идеальном кристалле (без дефектов). *ММ* — плоскость скольжения; τ — касательное напряжение

щаяся линией дислокации, находящейся в плоскости скольжения (положительная краевая дислокация). Образование дислокации требует значительной энергии, но если она образовалась, то легко перемещается в той плоскости, в которой находится линия дислокации.

При действии касательных напряжений τ в направлении, указанном стрелкой, дислокация незначительно перемещается слева направо. При этом под ней оказывается вертикальная плоскость, с которой исходная экстраплоскость воссоединяется в полную плоскость. Верхняя часть этой вертикальной плоскости и становится новой экстраплоскостью с краевой дислокацией на краю. Таким образом, незначительные перемещения небольшой группы атомов приводят к перемещению дислокации на одно межатомное расстояние. При постоянно действующем касательном напряжении движение передается последовательно, как по эстафете, от одной группы атомов к другой до тех пор, пока дислокация не выйдет на поверхность кристалла. Тогда на правой боковой грани кристалла появляется ступенька высотой в одно межатомное расстояние (рис. 56, *в*).

Обычно в плоскости скольжения расположены десятки дислокаций. Их перемещение под действием касательных напряжений приводит к развитию пластической деформации. Высота ступеньки на поверхности кристалла будет увеличиваться пропорционально числу выходящих на

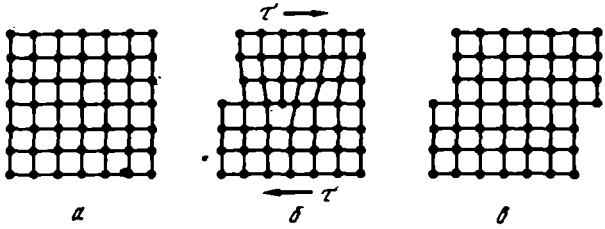


Рис. 56. Схема движения краевой дислокации при скольжении

нее дислокаций. Движение дислокаций вызывает образование новых дислокаций, таким образом число дислокаций в кристалле увеличивается. Большие пластические деформации возможны тогда, когда скольжение осуществляется посредством движения большого количества дислокаций.

Следы скольжения можно наблюдать под микроскопом на предварительно отполированной (до деформации) поверхности металла в виде параллельных линий скольжения (рис. 57; альбом, с. 4). Близко расположенные линии скольжения образуют полосы скольжения. Кроме того, при деформации на поверхности металла часто наблюдаются макрополосы — так называемые линии Людерса—Чернова, которые обычно ориентированы под углом приблизительно 45—60° к направлению действующей нагрузки.

На начальной стадии пластической деформации кристалла скольжение осуществляется путем движения дислокаций в одной системе плоскостей — стадия легкого скольжения. На этой стадии дислокации могут перемещаться сравнительно беспрепятственно, на большие расстояния и многие из них достигают поверхности кристалла.

С ростом деформации начинается стадия множественного скольжения — движение дислокаций в двух и более системах плоскостей. На этой стадии дислокации перемещаются в пересекающихся плоскостях, сопротивление их движению увеличивается. На стадии множественного скольжения после значительной деформации дислокационная структура кристалла сильно усложняется, в процессе скольжения возникают новые дислокации и плотность дислокаций увеличивается [1]. В недеформированном кристалле плотность дислокаций достигает 10^3—10^6 1/см^2, а в сильно деформированном металле порядка 10^{12} 1/см^2. На стадии множественного скольжения в результате возникновения препятствий на пути движущихся дислокаций скольжение затрудняется и для его продолжения требуется уже более значительное повышение прилагаемого напряжения, т. е. происходит деформационное упрочнение. Оно проявляется в процессе деформации и сохраняется по окончании деформирования.

[1] Плотность дислокаций — суммарная длина всех линий дислокаций см в единице объема кристалла см^3. Размерность плотности дислокаций — 1/см^2.

Таким образом, если в кристалле не будет дислокаций — легко подвижных несовершенств, облегчающих пластическую деформацию, то кристалл должен обладать высокой прочностью, близкой к теоретической. Это доказано созданием бездислокационных кристаллов в виде очень тонких нитей, называемых нитевидными кристаллами или «усами».

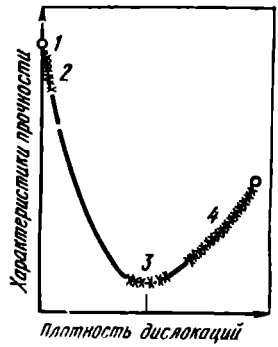


Рис. 58. Зависимость прочности металлов от плотности дислокаций (схема): *1* — идеальный кристалл без дефектов; *2* — бездислокационные кристаллы «усы»; *3* — отожженные металлы; *4* — металлы, упрочненные холодной деформацией и другими способами, обеспечивающими высокую плотность дефектов кристаллического строения

С увеличением в металле количества дислокаций прочность вначале резко понижается (рис. 58), так как относительно небольшое число дислокаций при перемещении на своем пути встречают мало препятствий, тормозящих это движение. Такие препятствия образуются при пересечении или при «столкновении» движущихся дислокаций друг с другом. При небольшой плотности дислокаций число таких столкновений невелико. Однако при увеличении плотности дислокаций более некоторого значения (соответствующего точке *3*), обусловливающего минимальные значения характеристик прочности, происходит упрочнение за счет все более частых встреч и торможений дислокаций.

Следовательно, упрочнение может быть достигнуто при создании структуры металла, обеспечивающей минимальную подвижность дислокаций. Упрочненное состояние может быть создано путем холодной пластической деформации, обеспечивающей увеличение плотности дислокаций, легирования (внесения в основную решетку чужеродных атомов), термической обработки и др. Однако даже при применении этих способов прочность остается далекой от теоретического значения.

Двойникование. Кроме скольжения пластическая деформация осуществляется двойникованием. Схема деформации двойникованием приведена на рис. 53, *б*. Двойникование заключается в сдвиге одной части кристалла в новое положение, симметричное по отношению к другой части кристалла относительно плоскости, называемой плоскостью двойникования.

Схема расположения атомов в двойниковой области кристалла показана на рис. 59, *а*; альбом, с. 5. Как видно, плоскость двойникования *АА* (перпендикулярна плоскости чертежа) разделяет кристалл в этой области на две различно ориентированные части. В нижней части изменений при двойниковании не происходило и ориентация кристалла соответствует исходной. В верхней части смещение атомов произошло так, что чем дальше от плоскости двойникования *АА* располагается плоскость сдвига, тем на большее расстояние перемещаются в ней атомы. Поэтому при двойниковании произошла переориентация— образовалась двойниковая прослойка. Кристаллическая решетка внутри двойниковой прослойки является зеркальным отображением решетки в другой части кристалла. Плоскостью зеркального отражения служит плоскость двойникования (положения смещенных атомов в двойниковой прослойке можно получить путем зеркального отражения несмещенных атомов, находящихся в другой части кристалла, относительно плоскости двойникования).

При микроскопическом исследовании деформированных металлов скольжение и двойникование обычно удается различить. Характерным для двойникования является наличие в структуре двойников. Они выглядят как участки, ограниченные двумя параллельными линиями (рис. 59, *б*), выявляющимися после травления.

Деформирование путем скольжения или двойникования в металлах зависит от типа кристаллической решетки.

Металлы с объемноцентрированной и гранецентрированной кубическими решетками деформируются преимущественно путем скольжения, металлы с гексагональной плотноупакованной решеткой деформируются как путем скольжения, так и двойникованием.

Пластическая деформация поликристаллического металла

В большинстве случаев используемые в различных отраслях техники металлы и сплавы являются поликристаллическими (рис. 60 альбом, с. 5).

На развитие пластической деформации в поликристаллическом металле влияют различная ориентация зерен в пространстве и наличие межзеренных границ. В связи с различной ориентацией зерен пластическая деформация в поликристаллическом металле не может начинаться одинаково и одновременно во всех зернах. В первую очередь сдвиг начинается в зернах, ориентированных под

углом 30—70° к направлению действующей силы, а затем постепенно с увеличением степени деформации изменяется ориентация плоскостей всех зерен. При большой пластической деформации возникает преимущественная ориентировка плоскостей и направлений в зернах. Преимущественная ориентировка зерен относительно внешних сил деформирования называется текстурой деформации.

Образование текстуры деформации приводит к тому, что поликристаллический металл становится анизотропным (свойства его изменяются в зависимости от направления испытания).

Границы зерен служат препятствиями для распространения пластической деформации от одного зерна к другому (если деформация происходит не при высоких температурах). Приграничные области имеют большее количество дефектов атомно-кристаллического строения, здесь деформация затруднена. Влияние границ проявляется в увеличении сопротивления пластической деформации, для преодоления которого требуется повышение внешнего усилия.

Как уже отмечалось, при пластической деформации увеличивается плотность дислокаций, растет число препятствий для их движения и образуется сложная дислокационная структура металла. Внутри зерен формируется тонкая ячеистая структура. Ячейки — микроскопические участки зерна размером в поперечнике 0,25—0,30 мкм, содержат небольшое количество дислокаций, кристаллическая решетка ячеек искажена незначительно. Наибольшие искажения решетки и большая плотность дислокаций — на границах ячеек.

Соседние ячейки несколько разориентированы одни относительно других (см. рис. 16). Образование ячеистой структуры начинается от границ зерен, где плотность дислокаций повышенная. С увеличением степени деформации ячеистая структура проявляется более четко.

Наряду с увеличением плотности дислокаций при пластической деформации растет количество точечных дефектов — вакансий, дислоцированных атомов.

Пластическая деформация вызывает изменение микроструктуры поликристаллического металла. При небольшой деформации на поверхности предварительно полированного образца в пределах отдельных зерен под микроскопом можно наблюдать следы деформации — линии (полосы) скольжения и двойники. В дальнейшем число зерен,

в которых обнаруживаются следы деформации, увеличивается. При росте степени деформации по мере ее развития в каждом зерне (рис. 61, *а*) микроструктура значительно изменяется — зерна вытягиваются в направлении пластического течения (рис. 61, *б*). При большой деформации образуется волокнистая структура (рис. 62; альбом, с. 6).

Все внутренние изменения, которые происходят при пластической деформации (искажение кристаллических решеток, увеличение плотности дислокаций и вакансий, изменение микро- и макроструктуры от полиэдрической у литого металла до волокнистой у деформированного металла, появление текстуры деформации), вызывают упрочнение металла. Прочностные характеристики, такие как временное сопротивление, предел текучести, твердость, повышаются, а пластические — снижаются (рис. 63). Упрочнение металла под действием пластической деформации называют **наклепом**[1].

Наклеп широко используют как способ упрочнения деталей, изготовление которых включает холодную обработку давлением.

Пластическая деформация приводит к изменению физических свойств металла: повышению электросопротивления, уменьшению плотности, изменению магнитных свойств. Наклепанные металлы более склонны к коррозионному разрушению при эксплуатации.

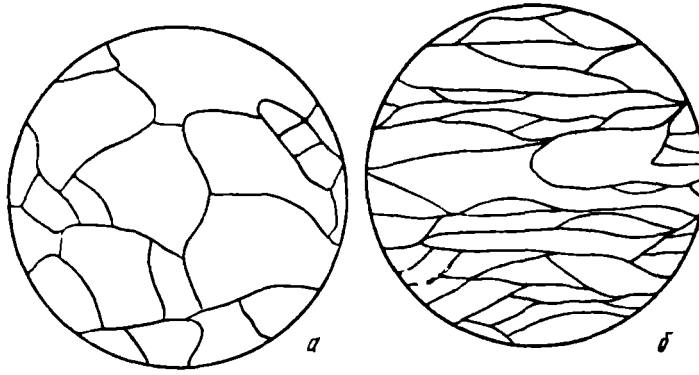


Рис. 61. Влияние пластической деформации на микроструктуру металла (схема):
а — до деформации; *б* — после деформации

[1] В более широком понимании наклеп — это совокупность изменений структуры и связанных с ней изменений свойств при пластической деформации металлов.

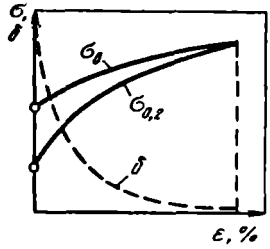


Рис. 63. Влияние степени пластической деформации ε на характеристики прочности ($\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$) и пластичности (δ) металла

Наклепанный металл запасает 5—10 % энергии, затраченной на деформирование. Эта энергия расходуется на образование несовершенств кристаллического строения и на упругие искажения кристаллической решетки.

Хрупкое и вязкое разрушение металлов

Любой процесс деформации при увеличении напряжений заканчивается разрушением. Разрушение может быть хрупким (в металлах квазихрупким) и вязким (пластичным). Хрупкое разрушение происходит путем отрыва в результате действия нормальных растягивающих напряжений, без заметной пластической деформации. Вязкое разрушение совершается путем сдвига под действием касательных напряжений. Вязкое разрушение наступает после значительной пластической деформации. Если схема напряженного состояния в процессе деформации не изменяется, то можно по внешнему виду разрушенного образца или детали определить вид разрушения. Так, при растяжении, если плоскость разрушения перпендикулярна нормальным напряжениям, то разрушение хрупкое, а если под углом к нормальным напряжениям, то разрушение вязкое.

Сопротивление сдвигу зависит от температуры и скорости деформации (рис. 64). Понижение температуры или увеличение скорости деформации приводят к повышению сопротивления сдвигу (на схеме его характеризует предел текучести материала $\sigma_т$). На сопротивление отрыву эти факторы не влияют. Поэтому один и тот же материал в зависимости от температуры и скорости деформации может разрушаться вязко или хрупко.

Резкие переходы сечения, отверстия, выточки, царапины, трещины и др., называемые надрезами, вызывают неравномерное распределение напряжений и создают у места надреза концентрацию напряжений, при этом напряжение вблизи надреза может значительно превышать среднее расчетное напряжение в детали. Надрезами могут также служить внутренние дефекты материала различного происхождения, в частности небольшие трещины, возникшие при эксплуатации или в процессе изготовления детали. Чем острее надрез, тем больше концентрация напряжений.

Переход от вязкого разрушения к хрупкому наблюдается у некоторых металлов и сплавов при понижении температуры испытания, эксплуатации или обработки и называется хладноломкостью.

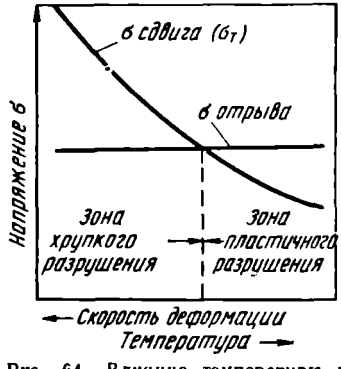


Рис. 64. Влияние температуры и скорости деформации на хрупкое и пластичное (вязкое) состояние твердых тел (схема)

Важно знать, при какой температуре совершается переход в хрупкое состояние. Температура перехода от вязкого разрушения к хрупкому называется критической температурой хрупкости или порогом хладноломкости $T_{хл}$. Обычно характер разрушения металла изменяется в определенном интервале температур. В связи с существованием переходной зоны с полухрупкими изломами различают верхнюю $T_в$ и нижнюю $T_н$ границы критического интервала или верхний и нижний порог хладноломкости.

Оба вида разрушения — вязкое и хрупкое, включают в себя две стадии: зарождение трещины и распространение трещины. Как при вязком, так и при хрупком разрушении, трещины возникают преимущественно в местах наибольшей концентрации напряжений. Образованию трещины предшествует некоторая пластическая деформация, в процессе которой движущиеся дислокации скапливаются перед какими-либо препятствиями (границами зерен, скоплениями других дислокаций и др.). Это приводит к сильной локальной концентрации напряжений и к образованию зародышевой микротрещины.

На стадии распространения трещины хрупкое и вязкое разрушения существенно различаются. Для хрупкого разрушения характерна острая трещина, которая распространяется с большой скоростью (лавинообразно) в отсутствие пластической деформации. Для вязкого разрушения характерно затупление трещины, малая скорость ее распространения и значительная пластическая деформация при ее развитии. Если сравнить вязкое и хрупкое разрушение по количеству работы, затраченной на распространение трещины, то окажется, что вязкому разрушению соответствует большая работа распространения трещины, тогда как при хрупком разрушении она мала.

В поликристаллических металлах трещина может распространяться по телу зерна и вдоль его границ. В зависимости от этого различают транскристаллитное (внутризеренное) разрушение и интеркристаллитное (межзеренное) разрушение. Транскристаллитное разрушение может быть как вязким, так и хрупким. Интеркристаллитное разрушение всегда хрупкое.

Характер разрушения металла определяется с помощью методов макроскопического изучения изломов, изучения микрорельефа поверхности разрушения с помощью электронного микроскопа, а сопротивление металла разрушению определяется методами испытаний механических свойств.

2. Методы определения механических свойств металлов

Как было отмечено, в результате пластической деформации происходит изменение свойств металла.

Под механическими свойствами понимают совокупность свойств, характеризующих сопротивление металла действию приложенных к нему внешних механических сил (нагрузок). Силы могут быть приложены в виде статической (плавно возрастающей), динамической (возрастающей резко и с большой скоростью), повторно-переменной (многократно прикладываемой, изменяющейся по величине или величине и направлению) нагрузки.

Механические испытания в зависимости от характера изменения и времени действия нагрузки разделяют на статические испытания (на растяжение, сжатие, изгиб, кручение, твердость), динамические испытания (на ударный изгиб), усталостные испытания (при повторно-переменном приложении нагрузки). Отдельную группу состав-

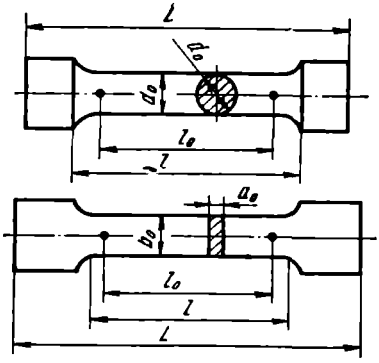


Рис. 65. Образцы для испытания на растяжение:
а — круглый цилиндрический; *б* — плоский

ляют длительные высокотемпературные механические испытания (на ползучесть, длительную прочность и др.).

Испытание на растяжение

Среди статических испытаний наиболее часто применяют испытание на растяжение (ГОСТ 1497—73), позволяющее по результатам одного опыта определить несколько важных механических свойств, характеризующих прочность, т. е. сопротивление металла деформации, и пластичность — способность к остаточной деформации без разрушения.

При испытании на специальных разрывных машинах образец растягивается двумя равными и противоположными силами, приложенными к его оси.

В соответствии с ГОСТ 1497—73 для испытания на растяжение используют стандартные образцы — цилиндрические диаметром от 3 мм и более или плоские толщиной от 0,5 мм и более (рис. 65). Плоские образцы обычно применяют для испытаний листовых материалов. Длина расчетной части образцов l_0 зависит от площади поперечного сечения F_0. Используют образцы длинные с $l_0 = 11{,}3\sqrt{F_0}$ и короткие — с $l_0 = 5{,}65\sqrt{F_0}$. Перед испытанием на образцы наносят расчетную длину l_0 неглубокими кернами, рисками или другими метками.

С помощью записывающего устройства машины получают *диаграммы растяжения* в координатах «нагрузка P — деформация Δl».

Типичные диаграммы растяжения показаны на рис. 66. Для большинства пластичных материалов характерна диаграмма растяжения с постепенным переходом от упругой в пластическую область (рис. 66, *а*). Для некоторых пластичных материалов (например, низкоуглеродистая сталь) свойственна диаграмма растяжения с переходом в пластическую область в виде площадки текучести (рис. 66, *б*). Диаграмма, показанная на рис. 66, *в*, получается при растяжении образцов, изготовленных из мало-пластичных материалов, разрушающихся при малых остаточных деформациях (например, закаленная низкоотпущенная сталь, серый чугун и др.).

На рис. 67 отмечены характерные точки диаграммы растяжения, по которым определяют механические свойства металла: предел про-

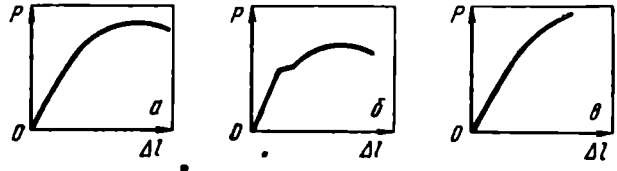


Рис. 66. Диаграммы растяжения:
а — с постепенным переходом из упругой в пластическую область (для большинства материалов в пластичном состоянии); *б* — с переходом в пластическую область в виде площадки текучести (для некоторых материалов в пластичном состоянии); *в* — для хрупких материалов

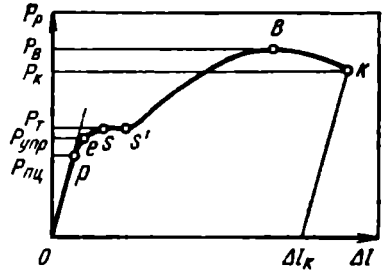


Рис. 67. Характерные точки на диаграмме растяжения, по которым рассчитывают характеристики прочности

порциональности, предел упругости, предел текучести, временное сопротивление разрыву, истинное сопротивление разрыву.

До точки $P_{пц}$ зависимость $P - \Delta l$ выражена прямой линией. Это значит, что изменение длины образца прямо пропорционально нагрузкам. Прямолинейный участок диаграммы соответствует *упругой деформации* образца, ордината точки $P_{пц}$ — нагрузке предела пропорциональности. Пределом пропорциональности называется наибольшее напряжение, до которого деформация прямо пропорциональна нагрузке. До предела пропорциональности имеет силу закон Гука: $\sigma = E\delta$, где E — коэффициент пропорциональности является физической константой материала и называется модулем упругости первого рода; δ — относительное удлинение образца. Размерность модуля упругости E в системе СИ паскаль Па или мегапаскаль МПа. Модуль упругости E определяет жесткость материала, т. е. его способность сопротивляться упругим деформациям при растяжении или сжатии.

Зная нагрузку $P_{пц}$ и начальную площадь поперечного сечения образца F_0, рассчитывают предел пропорциональности $\sigma_{пц}$:

$$\sigma_{пц} = P_{пц}/F_0. \qquad (5)$$

При определении предела пропорциональности допускается некоторая условность, связанная с трудностью точного определения значения нагрузки, которая соответствует пределу пропорциональности. Поэтому задается стандартный допуск на отклонение линейной зависимости $P - \Delta l$ в точке $P_{пц}$.

При экспериментальном определении под пределом пропорциональности принимают напряжение, при котором отступление от линейной зависимости между нагрузкой и удлинением достигает такого значения, что тангенс угла наклона, образованного касательной к кривой $P - \Delta l$ в точке $P_{пц}$ с осью нагрузок, увеличивается на 50 % своего значения на линейном упругом участке (рис. 68). Ордината точки e, расположенной в непосредственной близости от точки p, определяет нагрузку предела упругости:

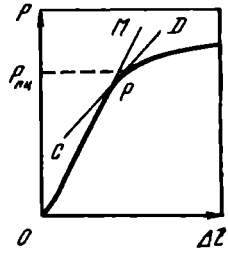


Рис. 68. Определение по диаграмме растяжения нагрузки предела пропорциональности (нагрузку $P_{пц}$ определяют по точке касания p прямой CD с кривой растяжения)

$$\sigma_{упр} = P_{упр}/F_0. \qquad (6)$$

При экспериментальном определении предела упругости задается стандартный допуск на остаточное удлинение.

Пределом упругости понимают напряжение, при котором остаточное удлинение достигает 0,05 % (иногда меньше — до 0,005 %) от расчетной длины образца. Допуск указывается в обозначении предела упругости (например, $\sigma_{0,05}$; $\sigma_{0,02}$).

Положение площадки текучести $s - s'$ на диаграмме растяжения определяет нагрузку $P_т$, знание которой позволяет рассчитать физический предел текучести — наименьшее напряжение, при котором образец деформируется без заметного увеличения нагрузки:

$$\sigma_т = P_т/F_0. \quad (7)$$

Если на диаграмме растяжения нет площадки текучести, то находят нагрузку $P_{0,2}$, по которой рассчитывают условный предел текучести — напряжение, при котором остаточное удлинение достигает 0,2% от расчетной длины образца:

$$\sigma_{0,2} = P_{0,2}/F_0. \quad (8)$$

Ордината точки B определяет максимальную нагрузку, которую выдерживает образец во время испытания. Отношение наибольшей нагрузки $P_в$, отмеченной за время испытания, к первоначальной площади поперечного сечения образца F_0 называется временным сопротивлением (или пределом прочности) $\sigma_в$:

$$\sigma_в = P_в/F_0. \quad (9)$$

Точка k на диаграмме растяжения соответствует моменту разрушения образца. Ордината $P_к$ определяет нагрузку, которую испытывает образец при разрыве.

Истинным сопротивлением разрыву $S_к$ называется отношение нагрузки в момент разрыва $P_к$ к площади поперечного сечения в шейке образца после разрыва $F_к$:

$$S_к = P_к/F_к. \quad (10)$$

Пластические свойства материала при испытании на растяжение оценивают по значениям относительного удлинения δ и относительного сужения ψ образцов после разрыва.

Относительным удлинением образца называется отношение приращения расчетной длины образца после разрыва к первоначальной расчетной длине, выраженное в процентах:

$$\delta = [(l_к - l_0)/l_0]\,100\,\%, \quad (11)$$

где $l_к$ — длина расчетной части образца после разрыва; для определения ее разрушенные части образца плотно складывают так, чтобы их оси образовали прямую линию.

Относительным сужением образца называется отношение уменьшения площади поперечного сечения образца к первоначальной площади, выраженное в процентах. Относительное сужение определяют по формуле:

$$\psi = [(F_0 - F_к)/F_0]\,100\,\%, \quad (12)$$

где $F_к$ — площадь поперечного сечения образца после разрыва.

Для определения относительного сужения ψ измеряют минимальный диаметр образца после разрыва в двух взаимно перпендикулярных направлениях. По среднему арифметическому из полученных значений рассчитывают площадь поперечного сечения $F_к$.

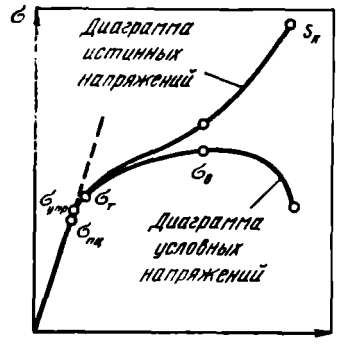


Рис. 69. Диаграммы условных и истинных напряжений

Представленная на диаграмме рис. 67 зависимость между удлинением и нагрузкой будет меняться с изменением размера образца. Для того чтобы исключить влияние размеров образца на характер диаграммы, ее строят в координатах напряжение σ — относительное удлинение ε. Подсчитывают σ делением действующей в данный момент нагрузки на первоначальную площадь поперечного сечения F_0 образца ($\sigma = P/F_0$), а ε — делением получающегося в данный момент абсолютного удлинения Δl рабочей части образца на исходную (до нагружения) ее длину l_0 ($\varepsilon = \Delta l/l_0$). Полученная таким образом диаграмма называется диаграммой условных напряжений. Так как значения P и Δl делят на постоянные для данных условий испытания значения F_0 и l_0 соответственно, то вид диаграммы при переходе от координат P — Δl к координатам σ — ε не меняется (рис. 69). На диаграмме условных напряжений видно, что нагрузка после достижения максимального значения понижается, как будто образец разупрочняется. В действительности это не так. При испытании образца наблюдается неравномерное его растяжение, образование «шейки» вблизи места разрушения образца.

Если учитывать изменение площади поперечного сечения образца в момент образования шейки и нагрузку относить к действительной в данный момент площади сечения, то будет не понижение, а, наоборот, повышение напряжений. В этом случае получается диаграмма истинных напряжений (рис. 69).

Определение механических свойств металлов и сплавов имеет очень важное значение и широко используется в промышленности. В качестве обязательных контролируемых свойств при сдаче готовой продукции металлургических заводов являются характеристики: временное сопротивление (предел прочности) $\sigma_в$, предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ и относительное сужение ψ.

Для испытаний на растяжение имеются специальные испытательные машины (например, универсальная разрывная машина Р-5 с механическим приводом и маятниковым силоизмерителем, машина с электронным силоизмерителем УПЭ-10 Т и др.).

Для измерения с высокой точностью удлинения рабочей части образца в процессе испытания современные испытательные машины имеют навесные электрические датчики деформации, которые укрепляют на образце.

В комплект некоторых испытательных машин входят нагревательные устройства для испытания образцов с нагревом и криогенные камеры для испытания при минусовых температурах.

Современные универсальные испытательные машины для научных исследований позволяют проводить испытания по различным режимам в широком диапазоне нагрузок и скоростей деформирования, они все чаще оснащаются ЭВМ и представляют собой сложные и дорогостоящие установки.

Современные специализированные машины для массовых контрольных и приемочных испытаний стандартных образцов частично или пол-

ностью автоматизированы. Так, для массовых испытаний на растяжение применяется машина-автомат горизонтального типа РМА-5 с наибольшей испытательной нагрузкой 49 кН (5 тс) и с полностью автоматизированным циклом испытаний.

Испытание на твердость

Твердостью называется сопротивление материала проникновению в него другого более твердого тела. Из всех видов механических испытаний твердость определяют чаще всего. Это объясняется простотой и высокой производительностью метода измерения твердости, а также тем, что испытание можно проводить на самом изделии (полуфабрикате или детали), не вызывая его повреждения.

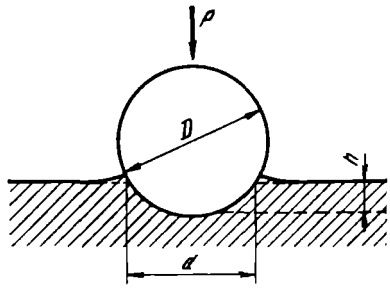


Рис. 70. Схема вдавливания стального шарика при испытании твердости по Бринеллю

Основными методами определения твердости являются методы внедрения в поверхность испытываемого металла стандартных наконечников из твердых недеформирующихся материалов под действием статических нагрузок: методы Бринелля, Роквелла и Виккерса.

Значения твердости выражаются числами твердости в различных шкалах. Кроме указанных методов измерения твердости массивных образцов, деталей и полуфабрикатов, используются методы измерения микротвердости, т. е. измерение твердости отдельных составляющих микроструктуры сплавов.

При измерении твердости любым способом поверхность испытываемого образца или детали должна быть плоской, так как при измерении твердости цилиндрических образцов наконечник вдавливается глубже, чем при испытании плоских образцов той же твердости, поэтому твердость получается заниженной.

Поверхность образца или изделия должна быть горизонтальной и не иметь таких дефектов, как окалина, забоины, грязь, различные покрытия. Все поверхностные дефекты должны быть удалены мелкозернистым наждачным кругом, напильником или наждачной бумагой. При обработке поверхности образца недопустимо изменение твердости вследствие нагрева или наклепа поверхности. При нанесении отпечатка на испытуемое изделие или образец расстояние между соседними отпечатками и до края образца должно быть не менее 3 мм.

Определение твердости по Бринеллю

Для определения твердости по Бринеллю в качестве твердого тела, вдавливаемого в испытуемый материал, используют стальной шарик определенного диаметра D, который вдавливается в испытуемый материал с усилием P (рис. 70). После снятия нагрузки на поверхности материала остается шаровой отпечаток диаметром d.

Показателем твердости является число твердости по Бринеллю, обозначаемое НВ (H — Hardness, англ. — твердость, B — начальная буква названия метода Brinell).

Число твердости НВ представляет собой отношение усилия P к площади поверхности F получаемого отпечатка (шарового сегмента):

$$\text{НВ} = P/F, \qquad (13)$$

Число твердости *HB* определяют с помощью таблиц по значениям диаметра отпечатка *d*, мм, учитывая диаметр *D*, мм, вдавливаемого шарика и нагрузку *P*, кг. Значения чисел твердости НВ рассчитывают по формуле:

$$\text{НВ} = \frac{2P}{\pi D\left(D - \sqrt{D^2 - d^2}\right)}. \qquad (14)$$

Твердость по Бринеллю выражается в кгс/мм² (значение твердости по Бринеллю обычно дают без указания размерности, например, НВ 350).

Если нагрузка *P* выражена в ньютонах, то число твердости НВ выражается в МПа, при этом размерность записывается так: НВ 3600 МПа.

Методом Бринелля можно испытывать материалы с твердостью не более НВ 450. При более высокой твердости испытуемого материала вдавливаемый шарик деформируется и результаты испытания искажаются.

По значениям твердости по Бринеллю можно с некоторым приближением судить о прочности металла при растяжении, так как между числом твердости НВ и временным сопротивлением $\sigma_в$ (МПа) экспериментально установлены следующие соотношения:

Сталь:	
НВ 125—175	$\sigma_в \approx 3{,}4$ НВ
более НВ 175 . . .	$\sigma_в \approx 3{,}5$ НВ
Медь, латунь, бронза:	
отожженная	$\sigma_в \approx 5{,}5$ НВ
наклепанная	$\sigma_в \approx 4{,}0$ НВ
Алюминий и алюминиевые сплавы (НВ 20—45)	$\sigma_в \approx 3{,}3 \div 3{,}6$ НВ
Деформируемый алюминиевый сплав дуралюмин:	
отожженный	$\sigma_в \approx 3{,}6$ НВ
после закалки и старения	$\sigma_в \approx 3{,}5$ НВ

Испытания на твердость по Бринеллю проводят на приборах твердомерах марки ТБ, в которых нагрузка на наконечник со стальными шариками прилагается через систему рычагов, нагрузка подбирается комбинацией грузов (рис. 71).

Диаметры отпечатка на образце можно измерять любым увеличительным измерительным прибором: лупой или инструментальным микроскопом, дающими увеличение в 10—20 раз.

Некоторые современные приборы для измерения твердости по Бринеллю снабжены отсчетно-проекционной оптической системой, позволяющей измерять диаметр отпечатка с высокой точностью (диаметр отпечатка замеряется на экране прибора). Смена нагрузок в них механизирована. Примером такого прибора может служить твердомер БТБ11-3 (рис. 72). Для контроля и разбраковки однотипных деталей при массовом производстве применяют автоматический твердомер 2098 БТА. Для измерения твердости непосредственно на рабочем месте или в складских условиях используют переносные приборы ТШП-4.

Определение твердости по Роквеллу

Испытание на твердость по Роквеллу (*R* — Rockwell — англ. — первая буква названия метода) проводят вдавливанием наконечника —

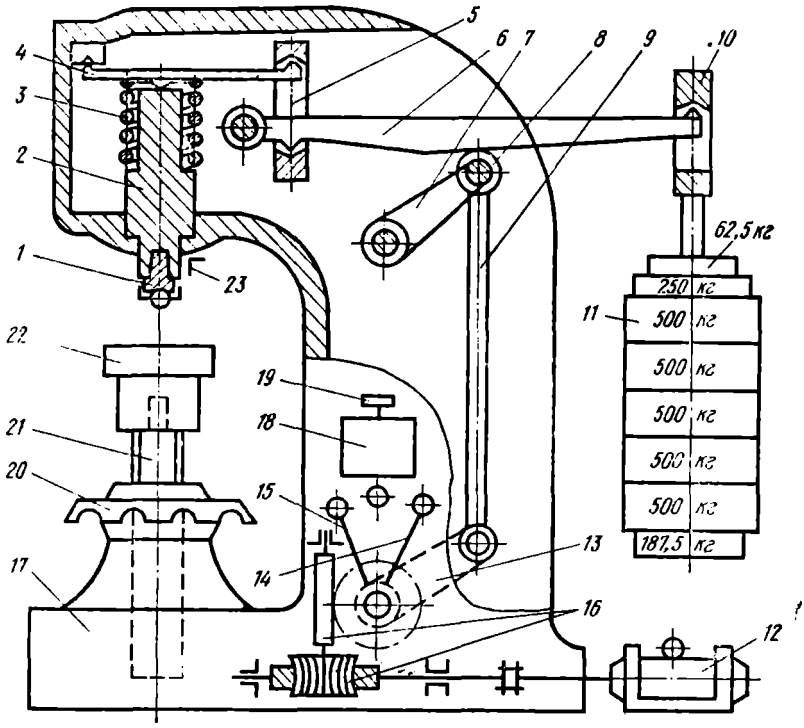


Рис. 71. Схема прибора для определения твердости по Бринеллю:
1 — оправка с шариком; *2* — шпиндель; *3* — пружина; *4* — малый грузовой рычаг; *5* — серьга; *6* — большой грузовой рычаг; *7* — качающийся рычаг; *8* — опорный ролик; *9* — шток; *10* — подвеска для грузов; *11* — грузы (гири); *12* — электродвигатель; *13* — кривошип; *14* — неподвижный упор автоматического выключателя; *15* — подвижный упор автоматического выключателя; *16* — червячный редуктор; *17* — станина прибора; *18* — переключатель; *19* — пусковая кнопка; *20* — маховик с гайкой; *21* — подъемный винт; *22* — столик для плоских образцов; *23* — неподвижный упор

алмазного конуса с углом при вершине 120° или стального закаленного шарика диаметром 1,588 мм (1/16 дюйма) в образец или деталь.

Вдавливание осуществляется под действием двух последовательно прилагаемых нагрузок — предварительной P_0, равной 98 Н (10 кгс) и основной P_1, так что общая нагрузка $P = P_0 + P_1$ (рис. 73).

Испытания проводят на твердомерах — приборах Роквелла типа ТР (рис. 74). Подготовленный образец устанавливают на столик прибора зашлифованной поверхностью кверху. Предварительная нагрузка подается вручную поворотом маховика до соприкосновения и начала вдавливания наконечника в испытываемую поверхность. Окончательная нагрузка плавно прикладывается через систему рычагов. Числа твердости определяют по индикатору. При испытании алмазным конусом отсчеты ведут по черным шкалам *С* и *А*, а стальным шариком — по красной шкале *В*. Нагрузка для шарика равна 980 Н (100 кгс).

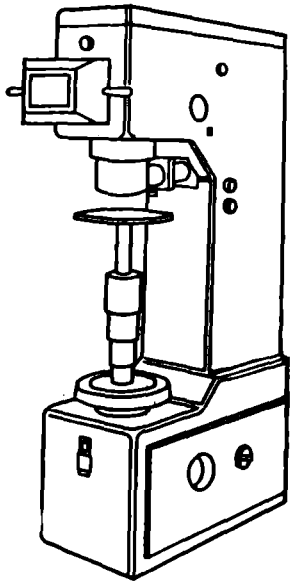


Рис. 72. Прибор БТБ 11-3 для измерения твердости по Бриннеллю

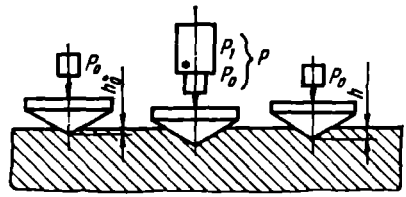


Рис. 73. Схема вдавливания наконечника при определении твердости по Роквеллу

Стальной шарик применяют для измерения твердости незакаленной стали, бронзы, латуни и других нетвердых материалов. Для твердых материалов (например, закаленные стали) используют алмазный конус, вдавливаемый под нагрузкой 1470 Н (150 кгс), т. е. измерение проводят по шкале *С*. Для очень твердых материалов (например, твердые сплавы) или для измерения твердости тонких поверхностных слоев испытание ведут вдавливанием алмазного конуса под нагрузкой 588 Н (60 кгс) — по шкале *А*.

В зависимости от наконечника и нагрузки, при которой проводилось испытание, твердость по Роквеллу обозначают HRB, HRC, HRA. Число твердости выражается в условных единицах. Так, HRC 58

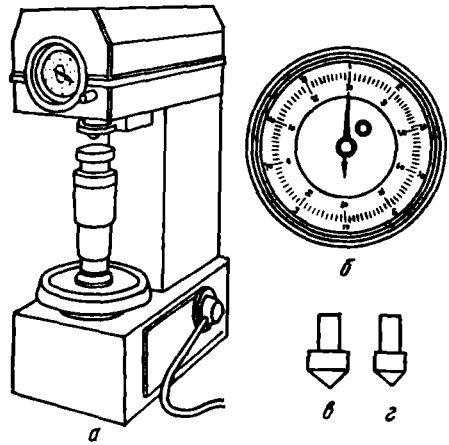


Рис. 74. Прибор для определения твердости по Роквеллу:
а — внешний вид прибора; *б* — шкалы прибора; *в* — наконечник с алмазным конусом; *г* — наконечник со стальным шариком

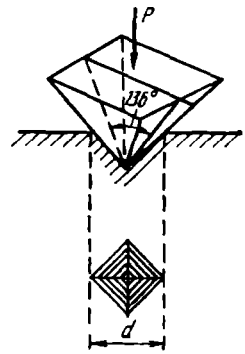


Рис. 75. Схема вдавливания наконечника при измерении твердости по Виккерсу

означает, что твердость испытуемого материала составляет 58 единиц по Роквеллу при измерении по шкале C (с использованием алмазного наконечника), HRB 90 означает, что твердость по Роквеллу составляет 90 единиц при измерении вдавливанием стального шарика.

В настоящее время твердость по Роквеллу HRC переводят на значения шкалы $HRC_э$, воспроизводимой государственным специальным эталоном. Для перевода чисел твердости HRC в $HRC_э$ пользуются таблицей ГОСТ 8.064—79.

По способу Роквелла можно измерять твердость как мягких, так и твердых материалов.

Если образец или деталь очень тонкие или площадь контролируемой поверхности мала, то твердость измеряют на приборах типа Супер-Роквелл, которые работают по такому же принципу, как и приборы типа ТР. Они отличаются от приборов типа ТР меньшей нагрузкой; поэтому получается меньшая глубина вдавливания. Каждое деление индикатора (циферблата прибора) соответствует глубине вдавливания наконечника, равной 0,001 мм (В приборах типа ТР одно деление индикатора соответствует глубине вдавливания наконечника 0,002 мм). Твердость, измеренная при вдавливании алмазного конуса, обозначается HRN, измеренная шариковым наконечником HRT (ГОСТ 2295—78). Так, число твердости 93HRN15 означает, что твердость измерена алмазным конусом, под нагрузкой 15 кгс, число твердости равно 93 единицам, а число твердости 66HRT45 — твердость измерена шариковым наконечником под нагрузкой 45 кгс и равна 66 единицам. Для измерения твердости тонких деталей и поверхностных слоев используют прибор ТКС-14-250 типа Супер-Роквелл.

Определение твердости по Виккерсу

Определение твердости по Виккерсу (ГОСТ 2999—75) осуществляется вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием и углом при вершине 136° (рис. 75). Алмазная пирамида вдавливается в испытуемый материал под действием нагрузки P, которая выбирается в пределах от 49 до 1176 Н (от 5 до 120 кгс).

Твердость по Виккерсу HV определяется отношением нагрузки P к площади поверхности отпечатка F:

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{2P \sin \alpha/2}{d^2} = 1{,}8544 \frac{P}{d^2}, \qquad (15)$$

где P — нагрузка на пирамиду, Н (кгс); d — среднее арифметическое длины обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки, мм; α — угол при вершине между противоположными гранями пирамиды, равный 136°.

Числа твердости по Виккерсу имеют такую же размерность, как числа твердости по Бринеллю, т. е. МПа или кгс/мм². Если число твердости выражают в МПа, то после него указывают единицы измерения (например, HV 3200 МПа); если число твердости выражается в кгс/мм², то размерность в обозначении числа твердости не указывается.

Числа твердости по Виккерсу и Бринеллю для материалов с твердостью до HV 400—450 практически совпадают (HB ≈ HV). При измерении твердости по Бринеллю более твердых материалов результаты получаются неточными вследствие деформации стального шарика при вдавливании в испытуемый материал. Измерение твердости алмазной пирамидой дает более точные значения твердости высокотвердых материалов. Кроме того, твердость по Виккерсу измеряют при значительно меньших нагрузках, чем нагрузки, необходимые в методе Бринелля. Малые нагрузки обеспечивают меньшую глубину отпечатка и позво-

ляют измерять твердость тонких (до 0,3—0,5 мм) деталей и поверхностных слоев деталей.

Для измерения твердости по Виккерсу используют приборы Виккерса типа ТВ (рис. 76; альбом, с. 7). В конструкции прибора предусмотрена не только система вдавливания алмазной пирамиды *1* под нагрузкой *2* в поверхность испытываемого образца, но и микроскоп *3* для измерения длины диагонали отпечатка.

Число твердости по Виккерсу определяют по специальным расчетным таблицам в зависимости от размера диагонали отпечатка и нагрузки. Образцы для измерения твердости по Виккерсу должны иметь гладкую и чистую поверхность (шлифованную или полированную). Грубые риски и другие дефекты поверхности искажают результаты измерения. Опорная и испытуемая поверхности изделия должны быть параллельными.

Модернизированный прибор для измерения твердости по Виккерсу ТП-7Р-1 снабжен проекционной оптической системой для проецирования полученного отпечатка на экран и измерения диагонали отпечатка. Конструкция прибора обеспечивает автоматическое изменение положения объектива и алмазной пирамиды перед и после нанесения отпечатка. Для измерения твердости по Виккерсу применяется также переносной прибор ТПП-2.

Значения твердости по Бринеллю, Роквеллу и Виккерсу взаимосвязаны. Зная, например, твердость по Бринеллю, можно, используя специальные переводные таблицы, с определенной степенью приближенности определить твердость по Виккерсу или Роквеллу.

Испытание на микротвердость

Метод испытания микротвердости предназначен по ГОСТ 9450—76 для оценки твердости микроскопически малых объемов материала. Его используют для измерения твердости отдельных структурных составляющих, очень тонких поверхностных слоев, покрытий, фольги, тонкой проволоки, мелких деталей и т. п.

Микротвердость измеряют вдавливанием стандартного наконечника под действием малых нагрузок от 0,05 до 4,9 Н (от 5 до 500 гс). Для измерения микротвердости применяют четыре типа алмазных наконечников: четырехгранную пирамиду с квадратным основанием (индекс «кв»), трехгранную пирамиду с основанием в виде равностороннего треугольника (индекс «тр»), четырехгранную пирамиду с ромбическим основанием (индекс «рб»), бицилиндрический наконечник (индес «ц»). Наиболее широко используют алмазный наконечник в виде четырехгранной пирамиды с квадратным основанием с углом при вершине 136°, т. е. такой же, как при испытании твердости по Виккерсу. Микротвердость при вдавливании такого наконечника рассчитывают так же, как и твердость по Виккерсу.

Прибор для измерения микротвердости — микротвердомер ПМТ-3, разработанный М. М. Хрущевым и Е. С. Берковичем, показан на рис. 77, *а* (альбом, с. 7). Он представляет собой микроскоп, снабженный специальным предметным столиком и механизмом нагружения, в котором закрепляют алмазные наконечники.

Испытуемый образец устанавливают на предметном столике прибора под объектив микроскопа. Перемещая столик в двух взаимно перпендикулярных направлениях, выбирают на образце место для измерения микротвердости. Затем поворачивают плавно столик при помощи рукоятки от упора до упора, при этом выбранный участок образца устанавливается под наконечником — алмазной пирамидой. После этого медленно (в течение 10—15 с) опускают шток с алмазной

пирамидой так, чтобы алмаз коснулся образца. После выдержки 5—10 с образца под нагрузкой шток с наконечником поднимают в исходное положение. Поворотом столика возвращают образец под объектив микроскопа и измеряют с помощью микрометра окуляра длину диагонали отпечатка (см. рис. 77, *б*; альбом с. 7). Отсчет десятых долей миллиметра проводят по цифрам, видимым в поле зрения, а сотых и тысячных долей миллиметра — по барабану микрометра окуляра, цена деления которого равна 0,3 мкм. Поворачивая окуляр на 90°, определяют длину другой диагонали и вычисляют среднее арифметическое длины обеих диагоналей.

Для определения числа микротвердости по длине диагонали (мкм) при разных нагрузках существуют специальные таблицы.

Числа микротвердости имеют такую же размерность, как и числа твердости по Виккерсу или Бринеллю: МПа (кгс/мм²). По ГОСТу число микротвердости, МПа, записывается без указания размерности, например, $H_{кв} = 1810$.

Поверхность образца для измерения микротвердости подготавливается особенно тщательно — ее шлифуют и полируют. Полирование рекомендуется электролитическое во избежание наклепа в тонком поверхностном слое. При необходимости поверхность образца подвергают травлению теми же реактивами, которые используют для микроанализа соответствующего металла или сплава.

Другие методы измерения твердости

Кроме рассмотренных выше методов измерения твердости в некоторых случаях, когда по каким-либо причинам эти методы неприменимы (например, массивная конструкция, сложная конфигурация поверхности изделия), в производственных условиях используют другие методы определения твердости. Некоторые из них стандартизованы.

Для массивных деталей и конструкций для определения твердости применяют метод ударного отпечатка (ГОСТ 18661—73).

Твердость крупногабаритных и тяжелых изделий можно также измерить методом упругого отскока бойка (методом Шора, ГОСТ 23273—78). Для измерения твердости применяют переносной прибор, снабженный трубкой, внутри которой может свободно падать боек определенной массы с алмазным наконечником в виде конуса. Твердость оценивается в условных единицах, пропорциональных высоте отскока бойка. Чем мягче испытуемый материал, тем меньше будет высота отскока, так как больше энергии удара будет расходоваться на остаточную деформацию материала детали. Твердость, выражаемая в условных единицах, обозначается HSD. Достоинством метода является простота, высокая производительность, возможность проверки шлифованных деталей без заметного ухудшения качества поверхности. К недостаткам метода следует отнести то, что высота отскока зависит от модуля упругости E испытуемого материала (материалы с разными значениями модуля упругости E дают несопоставимые результаты); на показания прибора влияют размеры и состояние поверхности испытуемой детали; числа твердости являются условными и могут лишь сравниваться между собой.

Испытание на ударный изгиб

Детали машин в процессе эксплуатации подвергаются действию не только статических, плавно возрастающих нагрузок, но и испытывают динамические (ударные) нагрузки, действующие резко и возрастающие от нуля до своего максимального значения с большой скоростью. Под влиянием ударных нагрузок может произойти разрушение детали.

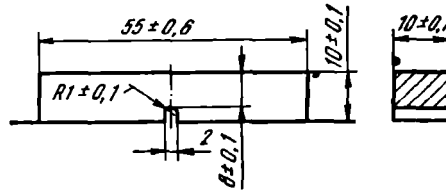
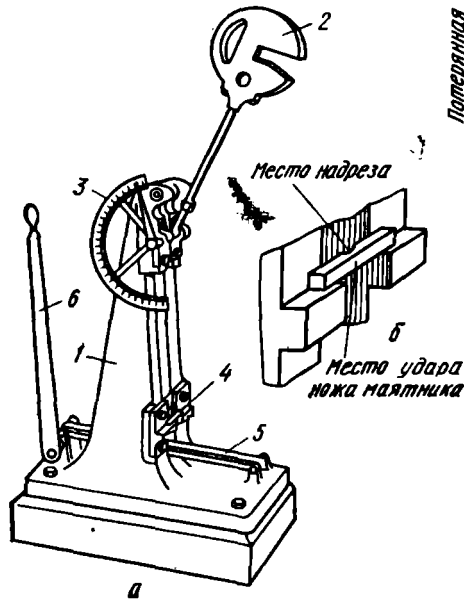


Рис. 78. Образец для испытания на ударный изгиб

Поэтому необходимо знать, насколько хорошо материал сопротивляется таким нагрузкам.

По ГОСТ 9454—78 ударные испытания проводят путем разрушения стандартного образца квадратного сечения 10×10 мм длиной 55 мм (рис. 78). По середине его длины имеется надрез U-образной формы шириной и глубиной 2 мм с радиусом закругления 1 мм. Применяют также образцы с V-образной и Т-образной формами надреза. V-образный надрез выполняют с углом при вершине 45° и радиусом закругления 0,25 мм. Т-образный надрез наиболее острый. Роль надреза выполняет созданная на специальном приборе усталостная трещина определенной глубины. Надрез является концентратором напряжения. Чем он острее, тем сильнее действует концентратор напряжения.

Испытание на ударный изгиб проводят на приборе, называемом маятниковым копром (рис. 79, *а*). Копер имеет тяжелый маятник *2*, который свободно качается вокруг его оси. При помощи защелки маятник может быть установлен на разной высоте. Если защелку освобо-



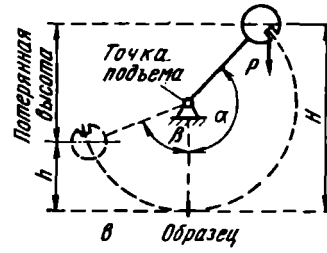


Рис. 79. Маятниковый копер (*а*), схема установки образца (*б*) и схема испытания (*в*):
1 — станина; *2* — маятник; *3* — шкала; *4* — образец; *5* — ремень ручного тормоза; *6* — рычаг ручного тормоза

дить, то маятник упадет и взлетит по инерции на такую же высоту, на которую он был поднят. Если на пути падения маятника встретится препятствие в виде образца, он часть энергии падения затратит на преодоление этого препятствия, и маятник уже взлетит на меньшую высоту.

Образец устанавливают на пути падения маятника на две опоры станины копра надрезом в сторону, противоположную удару маятника (рис. 79, *б*). Падая, маятник изгибает образец и ломает его.

Общий запас энергии маятника будет расходоваться на изгиб и разрушение образца, а также на последующий взлет (рис. 79, *в*).

Если из общего запаса энергии маятника вычесть часть, затраченную на взлет после разрушения образца, то получится энергия или работа удара, затраченная на излом образца.

Работа удара K, Дж (кгс·м), затраченная на излом образца, определяется из разности энергии маятника в положении его до и после удара:

$$K = P\,(H - h), \tag{16}$$

где P — вес маятника, Н (кгс); H — высота подъема маятника до удара, м; h — высота взлета маятника после удара, м (см. рис. 66).

Высота H и h можно определить, зная длину маятника и его углы подъема α и последующего взлета β:

$$H = L\,(1 - \cos\alpha); \quad h = L\,(1 - \cos\beta). \tag{17}$$

Отсюда

$$K = PL\,(\cos\beta - \cos\alpha). \tag{18}$$

P и L для данного копра — величины постоянные. Углы α и β определяют по шкале прибора. На практике для того, чтобы не вычислять K по вышеприведенной формуле, пользуются специальными таблицами, в которых для каждого угла β приведена величина работы удара K.

Основной характеристикой, получаемой в результате ударных испытаний, служит ударная вязкость, обозначаемая КС. Ударная вязкость — это работа, израсходованная на ударный излом образца, отнесенная к площади поперечного сечения образца в месте надреза:

$$\text{КС} = K/F, \tag{19}$$

где F — площадь поперечного сечения образца в месте надреза, см^2.

При записи ударной вязкости в ее обозначение вводится третья буква, указывающая вид надреза на образце: *U*, *V*, *T*. Так, запись *KCU* означает ударную вязкость образца с U-образным надрезом, *KCV* — ударную вязкость образца с V-образным надрезом, *KCT* — ударную вязкость образца с Т-образным надрезом. Стандартная размерность ударной вязкости Дж/м^2 или Дж/см^2.

Испытания на ударный изгиб проводят не только при комнатной, но и при повышенных и минусовых температурах. Для этого образцы нагревают или охлаждают до заданной температуры, а затем быстро переносят на копер и подвергают излому.

Испытания на ударный изгиб позволяют установить ряд ценных свойств материала: его способность выдерживать ударные нагрузки, склонность к хрупкому разрушению, чувствительность к надрезам.

Одной из важнейших задач ударных испытаний является выявление склонности материала к хрупкому разрушению. Она решается при проведении сериальных испытаний, т. е. испытаний большого числа образцов с надрезом при последовательно снижающейся температуре

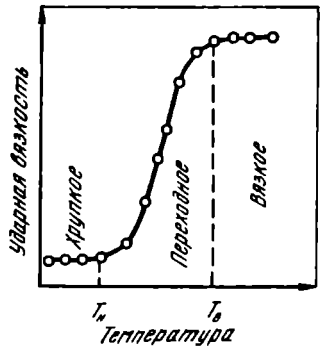


Рис. 80. Влияние температуры на ударную вязкость

испытаний. По ГОСТ 9454—78 ударную вязкость определяют в интервале температур от 50 до —60 °С для металлов, работающих в условиях атмосферных колебаний температуры. На температурной кривой ударной вязкости (рис. 80) имеется критический температурный интервал хрупкости, характеризующий хладноломкость материала. Верхняя $T_в$ и нижняя $T_н$ границы этого интервала соответствуют верхнему и нижнему порогам хладноломкости.

Для надежной работы необходимо, чтобы температурный порог хладноломкости был ниже температуры эксплуатации материала; чем он ниже, тем меньше опасность хрупкого разрушения.

Но выше порога хладноломкости материал также может проявлять склонность к хрупкому разрушению. Это прежде всего относится к высокопрочным материалам, обладающим пониженной пластичностью. Во избежание внезапных поломок необходимо учитывать трещиноустойчивость таких материалов — способность тормозить развитие трещины.

Для высокопрочных материалов опасность представляют трещины не любых размеров, а только некоторой критической длины $l_{кр}$, которые способны самопроизвольно расти; это приводит к хрупкому разрушению. Трещины размером меньше $l_{кр}$ не могут самопроизвольно расти, так как их развитие связано с локальной пластической деформацией, в процессе которой концентрация напряжения у вершины трещины понижается и трещина затупляется. Для продолжения роста такой трещины требуется увеличение приложенных напряжений.

Для определения трещиностойкости высокопрочного материала специальные массивные образцы с надрезом и заранее нанесенной трещиной (рис. 81) подвергают испытанию на вязкость разрушения. Испытания проводят при наиболее жестком нагружении, когда способность материала к пластической деформации наименьшая (плоская деформация растяжением, при которой разрушение происходит путем отрыва и поверхность разрушения перпендикулярна действующей силе).

Задача испытания — определить нагрузку и длину трещины, при которых начинается самопроизвольное развитие трещины. По результатам испытаний определяют вязкость разрушения, которая характеризуется коэффициентом интенсивности напряжений в вершине трещины K_{Ic}. Коэффициент K_{Ic} показывает, какого значения (интенсивности) достигают напряжения вблизи вершины трещины в момент разрушения. Он связывает приложенное напряжение σ с критической длиной трещины $l_{кр}$:

$$K_{Ic} = \sigma\sqrt{\alpha\pi l_{кр}}, \qquad (20)$$

где α — безразмерный коэффициент, характеризующий геометрию трещины.

Как видно из приведенного соотношения, K_{Ic} имеет размерность МПа·м$^{1/2}$.

Значение K_{Ic} зависит от развития пластической деформации у вершины трещины и характеризует сопротивление развитию вязкой тре-

щины. Коэффициент K_{Ic} называют вязкостью разрушения. Чем больше его значение, тем больше сопротивление материала образца вязкому разрушению.

Практическое значение коэффициента K_{Ic} заключается в том, что, зная его, можно определить разрушающее напряжение σ в зависимости от размера дефекта или, наоборот, по известному значению напряжения в детали можно установить размер трещины, при котором произойдет разрушение.

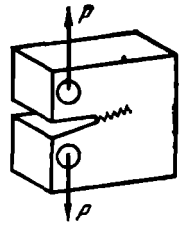


Рис. 81. Внешний вид образца для определения вязкости разрушения (K_{Ic})

Испытание на усталость

Многие детали машин работают с вибрацией. При этом они испытывают многократное действие изменяющихся по величине или величине и направлению напряжений. За свою «жизнь» материал детали должен выдерживать большое число таких перемен или циклов. Например, за время своей работы паровозная ось испытывает 400 миллионов циклов, шатун паровой машины 1 миллиард циклов, вал паровой турбины 15 миллионов циклов.

В результате действия циклических напряжений металл как будто «устает», прочность его снижается и наступает разрушение детали. Данное явление называется у с т а л о с т ь ю, а сопротивление усталости — в ы н о с л и в о с т ь ю. Разрушение от усталости происходит всегда внезапно вследствие накопления металлом необратимых изменений, которые приводят к возникновению микроскопических трещин — трещин усталости.

Трещины усталости возникают обычно в поверхностных зонах детали. Большое влияние на образование трещин усталости оказывает состояние поверхности. Наличие на поверхности рисок, царапин, выбоин и других дефектов, вызывающих концентрацию напряжений, облегчает образование трещин усталости. Излом детали, разрушившейся от усталости (рис. 82), состоит из зоны усталостного разрушения *1* и зоны долома *2*. В зоне усталостного разрушения вследствие трения соприкасающихся поверхностей, ограничивающих развивающуюся трещину усталости, возникает гладкая притертая поверхность. В зоне *1* часто наблюдаются концентрические бороздки, похожие на годовые кольца деревьев. Это следы постепенного распространения трещины усталости. Зона долома *2* имеет шероховатую поверхность, характерную для обычного неусталостного разрушения (вязкого или хрупкого).

В связи с применением в технике сильно нагруженных быстроходных машин явление усталости привлекает к себе особенно пристальное внимание. Сопротивление усталости является важным свойством металлических материалов, используемых в самолетостроении, машиностроении, судостроении и других отраслях.

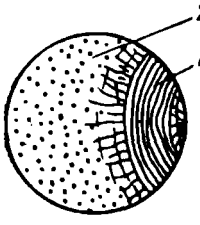


Рис. 82. Схема усталостного излома: *1* — зона излома; *2* — зона долома

Для оценки устойчивости металлических материалов к действию циклических нагрузок испытанию подвергают гладкие образцы или образцы с надрезом (рис. 83). Испытания осуществляют на специальных машинах, позволяющих получить повторно-переменные напряжения при изгибе, растяжении, кручении, ударной нагружении. Выбор машины и условий испытания определяется требованиями, предъявляемыми к материалу в зависимости от условий работы детали.

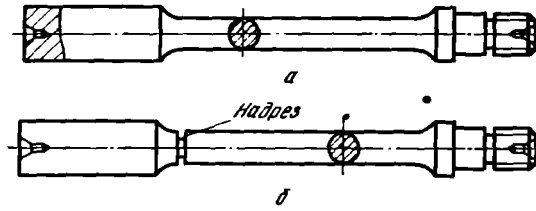


Рис. 83. Образцы для испытания на усталость по методу консольного изгиба:
а — гладкий; *б* — с надрезом

Распространенным методом испытания на усталость является изгиб при вращении. Схема испытания на машинах, работающих по методу консольного изгиба, показана на рис. 84. Образец *1* закреплен одним концом во вращающемся от электродвигателя *3* патроне испытательной машины. Другой конец образца вращается в подшипнике, к которому подвешен груз *5*. При вращении образец под действием подвешенного груза подвергается изгибу. При этом одни и те же внешние волокна будут подвергаться растяжению, а через полуоборот — сжатию и наоборот. Характер изменения напряжений будет при этом синусоидальным (рис. 85). За один оборот напряжения от σ_{max} через нуль изменятся до σ_{min}, что соответствует полному циклу. Такой цикл, у которого максимальное и минимальное напряжения равны по величине и противоположны по знаку, называется симметричным.

При испытании образец доводится до разрушения, при этом фиксируется число циклов до разрушения (число циклов регистрируется специальным счетчиком, установленным на машине, который при разрушении образца выключается).

Основной характеристикой, определяемой при испытании на усталость материала, является предел выносливости — наибольшее напряжение, которое может выдержать материал без разрушения при произвольно большом числе перемен (циклов) нагрузки.

Для определения предела выносливости испытывают серию (не менее 10 штук) одинаковых образцов, изготовленных из одного и того же материала. Первый образец нагружают так, чтобы максимальное на-

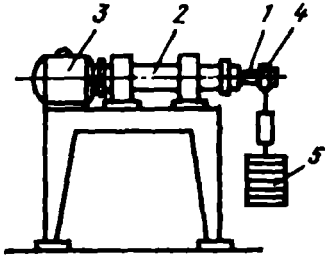


Рис. 84. Схема машины для испытания на усталость по методу консольного изгиба:
1 — образец; *2* — шпиндель вала; *3* — электродвигатель; *4* — подшипник; *5* — гири

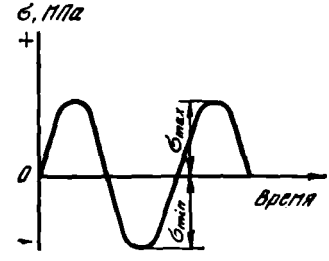


Рис. 85. Диаграмма циклического изменения напряжений при испытании на усталость

пряжение заведомо превышало предел выносливости. Для второго и последующего образцов нагрузку постепенно снижают. Испытания проводят до разрушения образцов и фиксируют число циклов до разрушения. С уменьшением нагрузки число выдержанных циклов до разрушения возрастает.

По результатам испытаний строят кривую усталости в координатах максимальное напряжение σ_{max} — число циклов до разрушения N (рис. 86). Кривая $\sigma_{max} - N$ сначала резко снижается, а затем приближается к прямой, параллельной горизонтальной оси. Максимальное напряжение, не вызывающее разрушения при бесконечно большом числе перемен нагрузки, соответствует пределу выносливости.

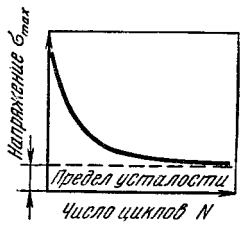


Рис. 86. Кривая усталости

При испытании на усталость может быть определен ограниченный предел выносливости — наибольшее напряжение σ_{max}, которое материал выдерживает не разрушаясь в течение определенного числа циклов нагружения. Это число циклов называют базой испытания. Для сталей такое число циклов условно принято 10, а для цветных металлов и сплавов 20—100 млн циклов.

Результаты усталостных испытаний сильно зависят от состояния поверхности испытуемого образца. Для получения воспроизводимых результатов необходимо при изготовлении образцов обеспечивать высокое качество поверхности, что достигается шлифованием или полированием поверхности.

Для испытания вращающихся образцов по методу консольного изгиба применяют машины УКИ6000-2 и УКИ3000Т-2. В машине одновременно испытывают два образца, диапазон нагрузок от 5 до 1000 Н, частота изменения циклов нагрузки 3000 и 6000 циклов/минуту (данные приведены для машины УКИ6000-2).

Для испытания на усталость применяют и другие машины, позволяющие получить повторно-переменное нагружение по различным схемам, осуществлять нагружение в симметричном и асимметричном цикле, с программированием нагрузки, частоты ее изменения и других параметров испытания. Для испытаний при повышенных и пониженных температурах, в условиях коррозионного воздействия среды и других специальных условиях отдельные испытательные машины снабжены дополнительными установками.

Технологические испытания (пробы)

Кроме механических испытаний металлические материалы подвергают технологическим испытаниям (изгиб, осадка, перегиб, выдавливание сферической лунки и др.) с целью определения их пригодности к различным технологическим операциям в процессе изготовления деталей.

В отличие от механических испытаний результаты технологических испытаний не выражаются числовыми характеристиками свойств. Если материал выдержал технологическое испытание по стандартному методу, то материал считают пригодным для определенной технологической операции. Технологические испытания позволяют также выявить ряд дефектов материала (надрывы, трещины, расслоения и др.), поэтому их используют для контроля качества металла.

Испытание на изгиб

Испытание на изгиб (ГОСТ 14019—80) служит для определения способности металла или сплава принимать заданный по величине изгиб или для оценки предельной пластичности металла при изгибе.

Испытание проводят на образцах прямоугольного или круглого сечения и подвергают их изгибу на прессе или испытательной машине. Для этого образец устанавливают на два опорных ролика. Сверху посередине пролета между опорами на него действует нагрузка, передаваемая через специальную оправку или приспособление.

Испытание проводят: до получения заданного угла изгиба, или до появления первой трещины в растянутой зоне образца с определением угла изгиба, или до параллельности сторон образца, или до соприкосновения сторон.

После завершения испытания осматривают кромки и наружную поверхность изогнутой части образца. Признаком того, что образец выдержал испытание является отсутствие надрывов и трещин на изогнутой внешней поверхности образца.

Испытание на осадку

Испытание на холодную и горячую осадку (ГОСТ 8817—73) дает представление о пригодности материала к холодной или горячей деформации.

Образцы толщиной (или диаметром) d и высотой $2d$ для стали и $1{,}5d$ для цветных сплавов осаживают на прессе до конечной высоты $h_1 = h\,(1 - x/100)$, где h — высота образца до осадки; $x = [(h - h_1)/h] \cdot 100$ — относительная деформация, равная 50, 60 или 75 %.

Образец выдержал испытание, если после достижения конечной высоты h_1 на его боковой поверхности нет трещин или надрывов.

Испытание на осадку позволяет обнаружить поверхностные дефекты в материале. Если на поверхности или близко от нее имелись раскатанные газовые пузыри, трещины или надрывы, то при осадке они раскатываются и становятся видимыми.

Испытание на перегиб

Этот вид испытаний (ГОСТ 13813—68) применяют для листов и лент толщиной до 4 мм. Образец зажимают одним концом между губками прибора и перегибают многократно на 90° в правую и левую стороны. Результаты испытания оценивают по достижению заданного числа перегибов без появления трещин или по числу перегибов до появления трещины на образце или до полного разрушения образца.

Испытание на перегиб позволяет определить способность материала выдерживать повторные изгибы.

Испытание на выдавливание листов и лент

Испытание проводят на листовых материалах толщиной от 0,1 до 2 мм. Проба (ГОСТ 1050—80) на выдавливание служит для определения способности металла к холодной штамповке, вытяжке, к деформированию металла методом глубокой вытяжки для получения деталей-емкостей (баки и т. д.).

Металлические материалы подвергают и другим технологическим испытаниям: на расплющивание в холодном или нагретом состоянии (прутки и готовые заклепки), на перегиб и скручивание проволоки, на загиб, раздачу, бортование, сплющивание труб и пр.

3. Влияние нагрева на структуру и свойства пластически деформированного металла

Состояние металла, возникшее в результате пластической деформации, неустойчиво, о чем свидетельствует повышение его свободной энергии. Наклепанный металл стремится самопроизвольно перейти в более равновесное состояние с меньшим уровнем свободной энергии. Процессы, с помощью которых может произойти этот переход, совершаются путем перемещения (диффузии) атомов в металле. Решающее влияние на развитие этих процессов оказывает температура.

При комнатной температуре подвижность атомов для самопроизвольной перестройки структуры недостаточна и металл сохраняет свойства наклепанного состояния продолжительное время.

С повышением температуры в деформированном металле происходят процессы *возврата* и *рекристаллизации*.

Возвратом называется совокупность самопроизвольных процессов изменения плотности и распределения дефектов в деформированных кристаллах в результате перемещения точечных и линейных дефектов.

Возврат протекает в две стадии: низкотемпературную называют возвратом первого рода или отдыхом, высокотемпературную — возвратом второго рода или полигонизацией (от латинского слова Polygon — многоугольник). При отдыхе в основном уменьшается количество точечных дефектов, преимущественно вакансий. Отдых никаких изменений в микроструктуре деформированного металла не вызывает.

При отдыхе снимается часть внутренних остаточных напряжений, устраняются искажения кристаллической решетки. Отдых приводит к уменьшению электросопротивления и повышению плотности металла.

Согласно теории дислокаций полигонизация заключается в следующем. При деформации кристалла в нем увеличивается плотность дислокаций. На рис. 87, *а* показан участок решетки деформированного кристалла. Распределение дислокаций в деформированном кристалле беспорядочное. При нагреве до температур, обеспечивающих достаточную подвижность дислокаций, происходит их перераспределение. При этом дислокации противоположных знаков при встрече взаимно уничтожаются,

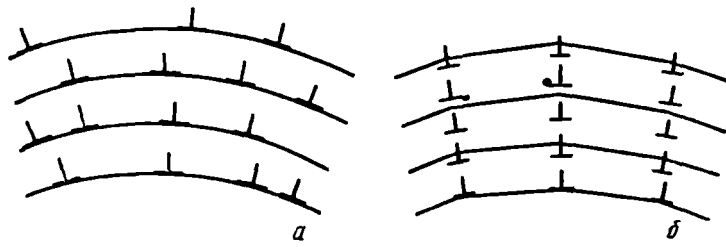


Рис. 87. Схема полигонизации:
а — распределение дислокаций после деформации (показаны лишь избыточные дислокации одного знака); *б* — стенки из дислокаций после полигонизации

а избыточные дислокации одного знака выстраиваются одна над другой в вертикальные дислокационные стенки (рис. 87, *б*). В результате изогнутый кристалл разделяется на ряд неискаженных фрагментов — субзерен или полигонов, свободных от дислокаций. Стенка из дислокаций одного знака представляет собой малоугловую границу, разделяющую субзерна с небольшой разориентировкой решеток, так как соседние полигоны разориентированы на угол менее 1°.

Таким образом, полигонизация — это образование разделенных малоугловыми границами субзерен путем перераспределения дислокаций. Субзерна, образующиеся при нагреве деформированного поликристаллического металла, имеют очень малые размеры, поэтому их можно различить только при больших увеличениях, лучше всего с помощью электронного микроскопа. Под микроскопом границы зубзерен выявляются в виде сетки из ямок (точек) травления внутри деформированных зерен или волокон.

Субзерна, возникшие при полигонизации, при повышении температуры или увеличении продолжительности нагрева стремятся укрупниться. Укрупнение может происходить за счет движения дислокационных границ или за счет слияния соседних субзерен при исчезновании между ними дислокационной границы. Формирование и укрупнение субзерен, очищение их объема от дислокаций и уменьшение плотности дислокаций и вакансий приводят к заметному снижению прочностных характеристик и повышению пластичности, а также к уменьшению внутренних напряжений и повышению стойкости против коррозии.

При нагреве до более высокой температуры в деформированном металле отмечаются резкие изменения структуры и свойств вследствие рекристаллизации.

Рекристаллизация — это процесс возникновения и роста новых недеформированных зерен. Рекристаллизацию разделяют на первичную (рекристаллизацию обработки), собирательную и вторичную.

Первичная рекристаллизация (рекристаллизация обработки) — это процесс образования и роста новых недеформированных зерен за счет окружающих их деформированных зерен. Движущей силой первичной рекристаллизации является повышенная внутренняя энергия, накопленная металлом при деформации.

Первичная рекристаллизация начинается с формирования центров рекристаллизации — участков с неискаженной кристаллической решеткой. Центры рекристаллизации формируются в тех участках деформированных зерен, в которых плотность дислокаций повышена и кристаллическая решетка наиболее искажена. Местами преимущественного образования центров рекристаллизации являются границы деформированных зерен, полосы скольжения и т. д. Центры рекристаллизации растут в результате перехода (диффузии) к ним атомов из деформированного окружения. При этом граница центра рекристаллизации продвигается (мигрирует) в сторону деформированного окружения. Таким образом, новые рекристаллизованные зерна с более совершенной структурой и низкой плотностью дислокаций прорастают в глубь деформированных зерен, «поедая» их. С повышением температуры появляются новые центры, из них растут новые зерна до полного исчезновения деформированной структуры.

Рекристаллизацию холоднодеформированного металла объясняют следующим образом. При деформации происходит неравномерное искажение решетки, при этом возникающие внутренние напряжения тоже распределены неравномерно.

Вследствие неустойчивости напряжений искаженной решетки при нагреве возникают зародыши с устойчивой кристаллической решеткой. В дальнейшем образовавшаяся стабильная кристаллическая решетка поглощает участки решетки, искаженной деформированием.

Первичная рекристаллизация приводит к восстановлению структуры, измененной в результате холодного деформирования. Волокнистая деформированная структура

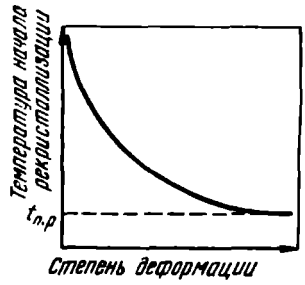


Рис. 89. Влияние степени деформации на температуру начала рекристаллизации

(рис. 88, *б*; альбом, с. 6) заменяется структурой, состоящей из зерен (рис. 88, *а*, *г*; альбом с. 6). Устранение дефектов кристаллического строения, вызванных пластической деформацией, и восстановление структуры при первичной рекристаллизации сопровождаются выделением основной доли накопленной при деформации энергии, т. е. уменьшением внутренней энергии металла.

Наименьшая температура нагрева, при которой появляются рекристаллизованные зерна, называется температурой начала рекристаллизации. Температура начала рекристаллизации не является постоянной для данного металла (как, например, температура плавления). Она зависит от степени предварительной деформации, продолжительности нагрева, чистоты металла, влияния легирующих элементов, величины исходного (до деформации) зерна и других факторов.

Большое влияние на температуру начала рекристаллизации оказывает степень предварительной деформации металла. С увеличением степени деформации температура начала рекристаллизации понижается (рис. 89). Это связано с уменьшением устойчивости деформированного металла, у которого при увеличении степени деформации возрастает плотность дислокаций и создается больший запас накопленной энергии.

Наинизшая температура начала рекристаллизации, соответствующая сильно деформированному металлу (степень деформации более 60—70 %), называется температурным порогом рекристаллизации, его обозначают $T_{п.р}$ (рис. 89). Советский ученый А. А. Бочвар установил, что температурный порог рекристаллизации составляет для всех металлов одинаковую долю от температуры плавления по абсолютной шкале температур:

$$T_{п.р} = 0{,}4T_{пл}. \qquad (21)$$

Коэффициент 0,4 относится к металлам технической чистоты. Для особо чистых металлов $T_{п.р} = (0{,}25$ 0,3) $T_{пл}$.

Пользуясь приведенным соотношением, можно приближенно оценить температурный порог рекристаллиза-

ции по известной температуре плавления металла. Ниже приведены значения температурного порога рекристаллизации для некоторых технически чистых металлов:

Металл	Fe	Cu	Al	Ni	Mo	W	Pb	Sn
$T_{п.р.}$, °С	450	270	100	400	900	1200	—30	—70

Собирательная рекристаллизация — это процесс роста одних рекристаллизованных зерен за счет соседних рекристаллизованных зерен.

В результате первичной рекристаллизации несмотря на то, что свободная энергия металла значительно снизилась, структура остается нестабильной. Новые, рекристаллизованные, зерна имеют большую протяженность границ, что приводит к повышению зернограничной (поверхностной) энергии. Укрупнение зерна обеспечивает переход металла в более устойчивое состояние в связи с тем, что уменьшается суммарная протяженность границ и соответственно снижается поверхностная энергия.

В реальном металле после первичной рекристаллизации зерна имеют неодинаковые размеры, границы зерен искривлены, имеют повышенную протяженность (см. рис. 88, *в* на с. 6). Соседние зерна обладают различной поверхностной энергией. Разность поверхностных энергий является движущей силой собирательной рекристаллизации. Рост зерен происходит в результате перехода атомов от одного зерна к другому, крупные зерна растут за счет мелких. При повышении температуры рост зерен ускоряется и структура становится более крупнозернистой (см. рис. 88, *г* на с. 6).

В определенных условиях рост зерен может происходить не равномерно, как это наблюдается при собирательной рекристаллизации, а так, что растут и достигают очень больших размеров только отдельные зерна, в то время как в основном структура сохраняется мелкозернистой. Такой неравномерный рост зерен называют вторичной рекристаллизацией. В результате вторичной рекристаллизации возникает разнозернистая структура. Неоднородность структуры приводит к усилению неоднородности свойств металла.

Размер зерна после рекристаллизации. Размер зерен, образовавшихся в результате рекристаллизации, может быть меньше или больше размера исходных (до деформации) зерен. Наибольшее влияние на размер зерен деформированного и затем подвергнутого нагреву металла оказывают степень пластической деформации и температура

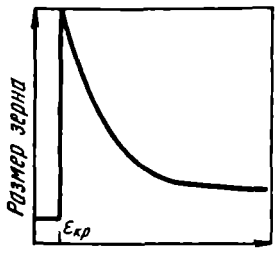


Рис. 90. Влияние степени деформации ε на размер зерна, полученного при последующем нагреве (температура нагрева и время выдержки постоянны). $\varepsilon_{кр}$ — критическая степень деформации

нагрева. Зависимость размера зерна, полученного при нагреве в одинаковых условиях (при одной и той же температуре и одинаковой продолжительности выдержки), от степени предварительной пластической деформации показана на рис. 90. При очень малых степенях деформации рекристаллизации при нагреве не происходит — еще недостаточна накопленная металлом энергия деформации. Нагрев металла, деформированного с критической степенью деформации ($\varepsilon_{кр}$, рис. 90), приводит к образованию структуры с максимальным размером зерна. Критическая степень деформации также не обеспечивает возможности образования зародышей новых рекристаллизованных зерен, однако вследствие неоднородности деформации различных зерен и наличия разности свободных энергий между соседними малодеформированными зернами отдельные зерна при нагреве растут за счет соседних, достигая очень больших размеров. После деформации со степенью больше критической накопленная металлом энергия оказывается достаточной для прохождения при нагреве первичной рекристаллизации. Следовательно, критической называется такая минимальная степень деформации, выше которой при нагреве начинается первичная рекристаллизация.

С увеличением степени деформации плотность дислокаций в металле повышается, поэтому растет число зародышей рекристаллизации. Чем больше степень предварительной пластической деформации, тем меньше размер рекристаллизованного зерна.

На размер рекристаллизованного зерна влияют температура и время нагрева.

При повышении температуры нагрева процессы рекристаллизации ускоряются, усиливается рост рекристаллизованных зерен. Чем выше температура и время нагрева, тем больше в итоге размер рекристаллизованного зерна.

Зависимость величины зерна от степени деформации и температуры нагрева (время выдержки постоянно) часто

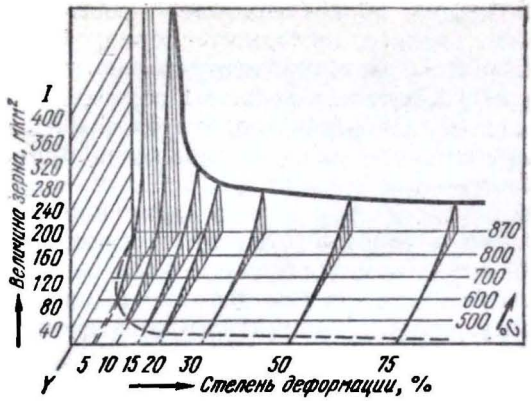


Рис. 91. Диаграмма рекристаллизации низкоуглеродистой стали

представляют в виде диаграмм рекристаллизации (рис. 91). Такие диаграммы для большинства используемых в промышленности металлов и сплавов строят экспериментальным путем. Они помогают выбрать режим термической обработки пластически деформированного металла (рекристаллизационного отжига) и получить желательную структуру. Используя диаграмму рекристаллизации, можно проследить, как изменяется величина рекристаллизованного зерна в зависимости от степени деформации при постоянной температуре отжига или в зависимости от температуры отжига при постоянной степени деформации. На нижней горизонтальной плоскости диаграммы штриховая кривая показывает зависимость температуры начала рекристаллизации от степени предварительной деформации.

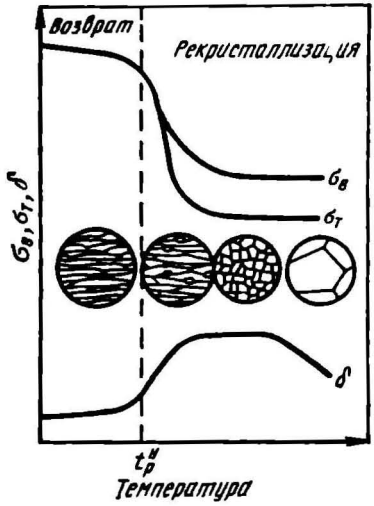


Рис. 92. Изменение прочностных ($\sigma_в$, $\sigma_т$) и пластических (δ) характеристик наклепанного металла при нагреве. $t_р^н$ — температура начала рекристаллизации

На размер рекристаллизованного зерна влияют и другие факторы, такие, как скорость нагрева (быстрый нагрев способ-

ствует получению более мелкого рекристаллизованного зерна), размер исходного зерна (в материале с крупнозернистой исходной структурой размер рекристаллизованного зерна получается обычно больше, чем в материале с мелкозернистой структурой при данной степени деформации), наличие в металле примесей, легирующих элементов и т. п.

Размер рекристаллизованного зерна влияет на свойства металлов и сплавов. Прочность и вязкость мелкозернистых материалов более высокие.

При нагреве пластически деформированного металла наряду с изменением его структуры происходит изменение свойств. На рис. 92 схематично показано влияние температуры нагрева на прочностные и пластические свойства деформированного металла. В интервале температур, соответствующих процессам возврата, наблюдается незначительное разупрочнение, зависящее от природы металла и фактической температуры нагрева. При этом характеристики пластичности несколько повышаются. В области температур первичной рекристаллизации резко снижаются показатели прочности и сильно повышается пластичность. Первичная рекристаллизация приводит к полному снятию наклепа, созданного при пластической деформации. Начиная с некоторой температуры пластичность плавно снижается, что объясняется образованием при собирательной рекристаллизации чрезмерно крупного зерна.

Для полного снятия наклепа металлы подвергают *рекристаллизационному отжигу*, который применяют на практике для придания материалу наибольшей пластичности перед холодной обработкой давлением, для снятия наклепа и восстановления пластичности между операциями холодного деформирования и как окончательную термическую обработку для придания материалу необходимых свойств после пластической деформации.

Для повышения пластичности без значительного снижения прочности деформированного металла, уменьшения остаточных напряжений и повышения коррозионной стойкости применяют термическую обработку — *дорекристаллизационный смягчающий отжиг*, обеспечивающий получение полигонизованной структуры холоднодеформированного металла. Такому отжигу подвергают, например, алюминий и некоторые его сплавы, тугоплавкие металлы (Mo, W).

4. Холодная и горячая пластическая деформация

Пластическую деформацию разделяют на холодную и горячую. Холодная деформация — это деформация, которая происходит при температурах ниже температуры рекристаллизации. Такая деформация приводит к наклепу металла или сплава. Обработку давлением при температурах ниже температуры рекристаллизации соответственно называют холодной обработкой давлением.

Горячая пластическая деформация — это деформация, которая осуществляется при температурах выше температуры рекристаллизации. Такая деформация сопровождается рекристаллизацией, в результате которой наклеп устраняется. Обработка давлением выше температуры рекристаллизации называется горячей обработкой давлением. При горячей обработке давлением (прокатке, прессовании, ковке, штамповке и др.) упрочнение в результате наклепа частично снимается рекристаллизацией.

Таким образом, границей между холодной и горячей обработкой давлением является температура рекристаллизации материала. Для легкоплавких металлов, таких, как свинец (температура плавления 327 °С) и олово (температура плавления 232 °С), температура рекристаллизации находится ниже нуля (для свинца —30 °С, для олова —70 °С). Поэтому обработка давлением при комнатной температуре является для этих металлов горячей. Для большинства металлов (исключая легкоплавкие) обработка давлением при комнатной температуре является холодной. Для тугоплавких металлов (таких, как вольфрам, температура плавления которого 3380 °С) обработка давлением при 1000—1100 °С является холодной.

Большая часть выплавляемого металла подвергается горячей обработке давлением. В результате горячей обработки давлением слитков дендритная структура преобразуется постепенно в волокнистую. Схематически это показано на рис. 93. Примеси, располагающиеся между ветвями дендритов и по границам дендритов, вытягиваются в направлении деформации или дробятся и выстраиваются в строчки.

Вытянутые деформированные зерна подвергаются немедленно возникающей рекристаллизации, в результате

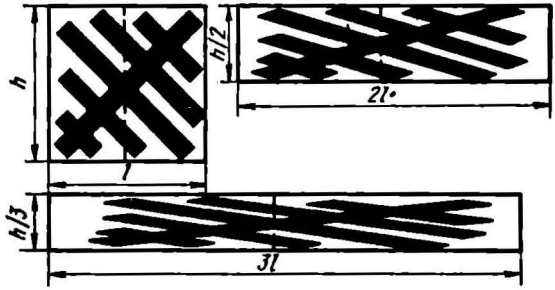


Рис. 93. Схема образования полосчатой (волокнистой) структуры при горячей обработке давлением слитка

которой образуются новые мелкие зерна. При этом расположение примесей не меняется, они остаются вытянутыми в направлении деформации. Это обусловливает полосчатость (строчечность) горячедеформированного металла. Чем больше в металле примесей, тем больше его полосчатость. В чистом металле после горячей деформации строчечная структура не образуется.

Направленное расположение примесей делает горячедеформированный металл анизотропным. Характеристики прочности и пластичности такого металла в направлении продольного расположения волокон более высокие, чем в поперечном направлении. Это является недостатком горячедеформированного металла.

Для получения деталей с высокой прочностью и одинаковыми свойствами во всех направлениях обработка давлением должна быть проведена так, чтобы волокна были расположены благоприятно по отношению к возникающим при эксплуатации усилиям. Для устранения односторонней волокнистости применяют горячую обработку с изменением направления деформации (например, ковка заготовки в трех перпендикулярных направлениях).

5. Сверхпластическая деформация

Многие металлы и сплавы в определенных условиях проявляют склонность к очень большой и равномерной пластической деформации, при этом они имеют пониженное сопротивление деформированию. Способность к значительной пластической деформации в определенных условиях называют с в е р х п л а с т и ч н о с т ь ю.

Какие же условия необходимо создать, чтобы осуществить деформацию в условиях проявления сверхпластичности?

Во-первых, особые требования предъявляются к структуре металла. Она должна состоять из очень мелких (размером до 10 мкм)

равноосных зерен, не склонных к росту в условиях деформирования. Во-вторых, необходимо обеспечить определенный температурно-скоростной режим деформирования. Сверхпластичность проявляется при повышенных температурах (не ниже чем $\sim 0{,}5T_{пл}$) и при очень малой скорости деформации ($10^{-6} \ldots 10^{-1}$ с$^{-1}$). Необходимо также, чтобы во время деформирования температура не изменялась.

Такие условия обеспечиваются при *изотермической* штамповке, когда штамп и материал заготовки нагреты на одинаковую температуру.

При деформировании в условиях проявления сверхпластичности характерным для структуры и свойств металла является то, что зерна сохраняют равноосную форму и практически отсутствует наклеп. В связи с тем, что рассмотренная выше сверхпластичность металлов связана с особым состоянием структуры, ее называют структурной сверхпластичностью. Этот вид сверхпластичности наиболее перспективен для промышленного использования.

Явление структурной сверхпластичности наблюдается у многих сплавов на основе магния, алюминия, титана, железа.

Использование эффекта сверхпластичности позволяет расширить возможности получения деталей сложной формы методами обработки давлением. В этом — главное достоинство сверхпластической деформации. Благодаря явлению сверхпластичности стало возможным из малопластичных сплавов изготавливать сложные и трудоемкие детали.

Деформирование в условиях сверхпластичности позволяет снизить рабочие усилия штампов, увеличить размеры обрабатываемых заготовок, уменьшить износ штампового инструмента, сократить потери металла при обработке резанием.

Трудности, возникающие при внедрении процесса сверхпластической деформации в производство, связаны с нагревом рабочего инструмента (штампа), а также с некоторым снижением производительности из-за малой скорости деформирования. Однако если учесть, что при сверхпластической деформации число технологических операций производства детали уменьшается, то производительность в целом не снизится. Как правило, для изготовления сложной штамповки в условиях сверхпластичности достаточно одной операции.

Глава IV ОСНОВЫ ТЕОРИИ СПЛАВОВ

1. Характеристика металлических сплавов

Структура и свойства чистых металлов существенно отличаются от структуры и свойств сплавов, состоящих из двух или большего числа металлов.

Сплавами называют твердые вещества, полученные путем диффузии элементов в твердом, жидком или газообразном состояниях. Действительно, имеется большое число примеров, когда сплавы получают путем взаимодействия металла, находящегося в твердом

состоянии, с элементом, находящимся в жидком состоянии; или твердого металла с элементом, находящимся в газообразном состоянии. Однако, как правило, сплавы получают путем расплавления двух или более элементов (металлов и неметаллов) и последующей кристаллизации (затвердевания в разного типа формах и кристаллизаторах).

В зависимости от числа элементов (компонентов сплава) различают двухкомпонентные, трехкомпонентные или многокомпонентные сплавы. Между компонентами при образовании сплава существует диффузия, т. е. взаимное проникновение их атомов с образованием новых однородных веществ, называемых ф а з а м и сплава.

В зависимости от природы компонентов их атомы по-разному взаимодействуют друг с другом как в жидком, так и в твердом состояниях.

В расплавленном состоянии все компоненты обычно находятся в атомарном состоянии, образуя неограниченный жидкий однородный раствор, в любой точке которого химический состав статистически одинаков.

При затвердевании расплава атомы компонентов укладываются в порядке кристаллической решетки, образуя твердое кристаллическое вещество — сплав. При этом существуют три типа взаимоотношений компонентов сплава: 1. образование механической смеси компонентов; 2. образование твердых растворов; 3. образование соединений.

При образовании механической смеси компонентов в сплаве атомы каждого компонента укладываются в свои собственные кристаллические решетки, состоящие только из своих собственных идентичных атомов. Можно заранее предвидеть, что при образовании механической смеси, когда каждый элемент кристаллизуется самостоятельно, свойства сплава будут средними из свойств элементов, которые его образуют. Так, если в сплаве один элемент с высокой твердостью, а другой с низкой, то чем больше будет твердого элемента, тем выше будет твердость сплава.

При *образовании твердого раствора* атомы компонентов образуют кристаллическую решетку одного из элементов, являющегося растворителем, в которой растворены атомы других элементов. В кристаллической решетке сплава — твердого раствора атомы основного металла-растворителя занимают узлы решетки, а атомы растворенных компонентов частично замещают атомы основного металла или внедряются в межузельные простран-

ства. При этом *тип решетки основного металла сохраняется.*

Образование общей кристаллической решетки из атомов различных элементов, имеющих разные атомные диаметры, неизбежно связано с некоторым искажением решетки, изменением энергетического состояния атомов, электронов, т. е. при образовании твердых растворов существует некоторое химическое взаимодействие элементов.

В связи с этим свойства сплавов-твердых растворов отличаются от свойств элементов, из которых они состоят, однако основное свойство металла — способность к пластической деформации сохраняется.

В химическом соединении при кристаллизации разнородные атомы могут соединяться в определенной пропорции, *образуя новый тип решетки*, отличающийся от решеток металлов сплава.

Когда образуется химическое соединение, то его строение и свойства (кристаллическая решетка, характер связи элементов и т. д.) обычно резко отличаются от строения и свойств элементов, из которых оно состоит. Образование химического соединения — процесс, при котором создается новое вещество с новыми качествами. Решетки соединений имеют более сложное строение, поэтому соединения теряют способность к пластической деформации, имеют высокую хрупкость, а твердость соединений в металлических сплавах намного больше твердости элементов, входящих в них. Так, соединение $CuAl_2$ имеет твердость НВ 400, в то время как твердость меди НВ 35, а алюминия НВ 20.

Как правило, температура плавления химического соединения отличается от температур плавления элементов, входящих в него.

Таким образом, свойства сплавов будут зависеть от того, какие фазы в них образуются: твердые растворы, химические соединения или смеси чистых металлов.

Современное металловедение позволяет во многих случаях предвидеть характер взаимодействия элементов в сплавах. Имеющиеся опытные данные показывают, что растворимость в жидком состоянии зависит от атомных объемов сплавляемых элементов и их температур плавления. Замечено, если атомные объемы двух металлов и их температуры плавления резко различаются, то в жидком состоянии такие элементы обладают ограниченной растворимостью. Это видно из данных табл. 3, в которой

показано, что неограниченную растворимость в жидком состоянии имеют пары металлов с близкими атомными объемами и несильно различающимися температурами плавления.

Ограниченную растворимость имеют пары металлов с резко отличными атомными объемами и температурами плавления. Однако и из этого часто подтверждающегося правила есть исключения. Так, Fe и Cu имеют почти одинаковые атомные объемы, и разница в их температурах плавления не очень велика. Однако в жидком состоянии они практически совсем не растворяются один в другом. То же относится к паре Cu и Cr, когда в расплаве сосуществуют две отдельных жидкости (расслоение жидкостей), например, одна медная, другая хромовая.

Несомненно, что на растворимость элементов в жидком состоянии влияют также особенности атомного строения и другие факторы.

Растворимость элементов в твердом состоянии зависит от типа кристаллической решетки и ее параметров (атомного радиуса, атомного диаметра).

Неограниченную растворимость, т. е. способность образовывать твердые растворы в любых пропорциях, имеют только металлы с кристаллической решеткой одного типа при условии, что параметры их решеток различаются не более чем на 14—15 %; допустимое различие в параметрах для разных металлов различно. И. И. Корнилов

Таблица 3. Влияние атомного объема и температуры плавления на растворимость металлов в жидком состоянии

Неограниченная растворимость			Ограниченная растворимость		
Металл	Атомный объем, см³/г—атом	Температура плавления, °С	Металл	Атомный объем, см³/г—атом	Температура плавления, °С
	Fe—Ni			Al—Bi	
Fe	7,0	1539	Al	10,0	660
Ni	6,7	1455	Bi	21,2	271
	Fe—Co			Zn—Pb	
Fe	7,0	1539	Zn	9,2	419
Co	7,0	1480	Pb	18,3	327
	Cu—Al			Cu—Pb	
Cu	7,1	1083	Cu	7,1	1083
Al	10,0	660	Pb	18,3	327
	Cu—Zn			Cr—Sn	
Cu	7,1	1083	Cr	7,6	1825
Zn	9,0	419	Sn	16,3	232

установил, что неограниченные твердые растворы в сплавах на основе железа могут образовываться при условии, если атомные диаметры растворяющихся элементов отличаются от атомного диаметра железа не более чем на 8 %, (если различие больше 8 %, то образуются только ограниченные твердые растворы).

Следовательно, неограниченные твердые растворы склонны образовывать металлы, близко расположенные в таблице Менделеева, особенно находящиеся в одной группе, поскольку в большинстве случаев кристаллическая решетка у них одного типа.

Действительно, металлы, расположенные недалеко друг от друга в таблице Менделеева: Cu (29) и Ni (28); Fe (26) и Ni (28); Fe (26) и Cr (24); Fe (26) и Co (27); Co (27) и Ni (28) или расположенные в одной группе: As (33) и Sb (51); Au (79) и Ag (47); Au (79) и Cu (29); Bi (83) и Sb (51) (цифры в скобках указывают номер элемента в таблице), имеют неограниченную растворимость.

В каждую пару входят элементы, имеющие один и тот же тип кристаллической решетки. Элементы с кристаллическими решетками разного типа не растворяются неограниченно в твердом состоянии. Если атомы этих элементов близки по размерам, то они могут ограниченно растворяться в твердом состоянии.

Ограниченная растворимость возможна и для элементов с разным типом решетки. Это значит, что они могут образовывать твердые растворы не при любом массовом соотношении элементов, а до определенного предела, т. е. растворимость их ограниченная, при этом чем больше разница в размерах атомов, тем меньше растворимость в твердом состоянии.

С изменением температуры ограниченная растворимость в твердом состоянии обычно меняется.

При очень большой разнице в атомных размерах, различном типе кристаллических решеток, пониженной температуре растворимость может быть настолько мала, что ею практически можно пренебречь. В этом случае получается механическая смесь.

Элементы, образующие химические соединения, обычно резко различаются по электронному строению, атомному объему, типу и параметрам кристаллических решеток, т. е. к образованию химических соединений склонны элементы, далеко расположенные один от другого в таблице Д. И. Менделеева.

Например, элементы C, O, Si и Al образуют с Fe и Cu следующие химические соединения: Fe_3C, FeO, Fe_2O_3, $FeSi_2$, $CuAl_2$ и др.

Следовательно, взаимодействие элементов в сплавах и характер образующейся структуры определяются положением элементов в таблице Д. И. Менделеева, типом кристаллической решетки, размерами атомов, т. е. физической природой элементов.

Несмотря на то, что приведенные положения чрезвычайно важны, так как они в общем виде указывают на характер взаимодействия элементов в сплавах и возможную структуру, которая при этом должна получиться, все же в каждом конкретном случае для сплавов из данной конкретной пары (или большего числа) элементов необходимо выяснять характер этого взаимодействия опытным путем. Поэтому в металловедении большое внимание уделяют экспериментальным исследованиям конкретных сплавов. С этой целью изготовляют сплавы, для которых строят кривые охлаждения, кривые нагрева; после затвердевания сплавы подвергают микроскопическому анализу для выяснения их микроструктуры; рентгеновскому анализу, позволяющему выявить тип кристаллических решеток, параметры решеток и т. д.

Полученные в результате исследований данные систематизируют, обобщают в виде диаграмм состояния, которые отображают взаимодействие элементов в этих сплавах, строение, образующееся при кристаллизации, изменение строения при нагреве или охлаждении и другие важные свойства, характеризующие состояние сплавов различного состава при разных температурах.

2. Правило фаз

Перед тем как рассматривать диаграммы состояния, необходимо уточнить некоторые термины и понятия, используемые в курсе «Металловедение».

Система — это совокупность бесконечно большого числа сплавов, образованных данными металлами (и неметаллами).

В металловедени изучают сплавы, в которые входит несколько элементов. Поэтому, когда говорят «система Cu—Zn» или «система Fe—Ni», это означает, что рассматривают сплавы, состоящие из этих элементов. В системе

Fe—Fe_3C изучают взаимоотношение между Fe и химическим соединением Fe_3C.

Фаза. Фазой называется однородная часть системы. В сложных системах, состоящих из нескольких фаз, существуют поверхности раздела между фазами. В сплавах фазами могут быть чистые металлы, жидкие или твердые растворы, химические соединения. Фазы отличаются одна от другой по агрегатному состоянию (жидкий алюминий и твердый алюминий — две разные фазы), химическому составу, т. е. концентрации компонентов в каждой фазе, типу кристаллической решетки (железо с решеткой о. ц. к. и г. ц. к. — тоже две разные фазы). Число сосуществующих фаз обозначают буквой *Ф*.

Компонент. Компонентами называют вещества, образующие систему. Компонентами могут быть чистые металлы (элементы) или устойчивые химические соединения. В металловедении под компонентами обычно понимают элементы (металлы и неметаллы), которые образуют сплав. Следовательно, чистые металлы представляют однокомпонентные системы, сплавы из двух элементов — двухкомпонентные системы и т. д. Число компонентов обозначают буквой *К*.

Число степеней свободы. Степень свободы определяется числом независимых переменных (например, температура, концентрация сплава, давление), которые можно изменять в определенных пределах, не нарушая равновесия. Равновесным называется состояние сплава, которое не изменяется во времени. При равновесии сохраняется число сосуществующих фаз. Если при этом условии можно менять только температуру (одна переменная), то число степеней свободы равно единице; если и температура, и состав фазы должны быть постоянными, то число степеней свободы равно нулю. Число степеней свободы обозначают буквой *С*.

Закономерности всех изменений системы в зависимости от внутренних и внешних условий подчиняются *правилу фаз*.

Правило фаз устанавливает возможное число фаз и условия, при которых они могут существовать в данной системе, т. е. в сплаве из данного числа компонентов. Правило фаз выражает зависимость между количеством фаз, числом компонентов и числом степеней свободы системы:

$$C = K + B - Ф, \qquad (22)$$

где C — число степеней свободы; K — число компонентов; $Ф$ — число фаз; B — внешние переменные факторы (температура, давление).

Если принять давление постоянным, что допустимо при рассмотрении металлических систем ($B = 1$), т. е. если из внешних переменных факторов учитывать только температуру, то

$$C = K + 1 - Ф. \tag{23}$$

Этой формулой мы будем пользоваться при дальнейшем изложении курса.

Рассмотрим возможные случаи равновесия для однокомпонентных систем.

Если в однокомпонентной системе (например, в чистом металле) имеется одна фаза (жидкий или закристаллизовавшийся, т. е. твердый металл), то $K = 1$ и $Ф = 1$. Следовательно,

$$C = 1 + 1 - 1 = 1, \tag{24}$$

т. е имеется одна степень свободы. Это значит, что можно нагреть или охладить металл в определенном интервале температур, сохраняя его однофазным (жидким или твердым). Это положение известно, так как металл можно охлаждать в жидком виде (от температуры затвердевания), сохраняя в нем однофазное состояние.

Если в момент плавления или затвердевания в однокомпонентной системе имеются две фазы (например, жидкий и твердый металл), то $K = 1$, $Ф = 2$, следовательно,

$$C = 1 + 1 - 2 = 0, \tag{25}$$

т. е. не имеется ни одной степени свободы. Такое равновесие возможно лишь при постоянной температуре. Следовательно, температура плавления и температура затвердевания однокомпонентных систем, например чистых металлов, всегда постоянны и пока не исчезнет одна фаза (расплавится твердая часть при нагреве или затвердеет жидкая часть при охлаждении), температура остается неизменной.

Таким образом, затвердевание чистых металлов происходит при постоянной температуре и на кривой охлаждения (или нагревания) этой температуре соответствует площадка (см. кривую охлаждения железа на рис. 26).

Однако для двухкомпонентной системы затвердевание сплава будет происходить при других условиях, так как $K = 2$, $\Phi = 2$, следовательно, $C = 2 + 1 - 2 = 1$, т. е. имеется одна переменная. Значит, равновесие между жидкой и твердой фазой при затвердевании сохраняется в интервале температур (температуру можно менять). На кривой охлаждения появятся температуры начала и конца затвердевания. Интервал температур — это очень важная отличительная особенность кристаллизации сплавов.

3. Диаграммы состояния двойных сплавов

Диаграмма состояния представляет собой графическую зависимость состояния сплавов данной системы от их концентрации (химического состава) и температуры. По ней можно установить, какие превращения происходят в сплавах при нагреве и охлаждении, определить, при каких температурах произойдет затвердевание.

Эти вопросы особенно интересуют литейщиков, так как, зная ответы на них, можно не только назначать температуру для расплавления металла, но и предвидеть, насколько сплав окажется однородным, каковы будут его жидкотекучесть, пористость и другие свойства. Для установления технологии горячей обработки сплавов необходимо знать, какие превращения происходят в твердом состоянии, чтобы назначить режимы обработки и не допустить оплавления деталей.

Если изменение в строении сплава, находящегося в твердом состоянии, невозможно при изменении температуры, то термическая обработка в большинстве случаев теряет смысл.

Наконец, требуется оценка структуры не только качественная, но и количественная. Для оценки свойств сплава важно знать не только, из каких фаз он состоит, но и какую долю всей массы сплава занимает каждая фаза.

Для определения области применения, использования сплава в виде готовых изделий необходимо знать, какую форму и размеры имеют кристаллы отдельных фаз, т. е. установить микроструктуру сплава.

Диаграммы состояния строят экспериментальным путем на основе результатов термического анализа, изучения структур сплавов в твердом состоянии, по результатам физических методов исследований.

Из заданных компонентов изготовляют серию сплавов разного состава и для каждого из них строят кривую охлаждения. Охлаждение из жидкого состояния ведут очень медленно, чтобы обеспечить практически равновесные условия

Равновесными считают условия, при которых процессы протекают обратимо, т. е. в данном случае процессы, протекающие при охлаждении, в точности возмещаются процессами, происходящими при нагреве. Это означает, что если какой-то процесс начался и идет во время охлаждения при данной температуре, то в равновесных условиях при нагреве он должен идти в обратном направлении при той же температуре. Так, если при охлаждении металл затвердевает, то при нагреве при той же температуре металл должен расплавиться.

В реальных условиях всегда существует некоторое переохлаждение. На практике при нагреве процессы начинаются и протекают при температурах несколько более высоких, чем при охлаждении.

Разность температур превращения при нагреве и охлаждении называется гистерезисом. Чем меньше скорость охлаждения, тем меньше гистерезис. Следовательно, в абсолютно равновесных условиях гистерезис должен быть равным нулю, т. е. температуры превращения при нагреве и охлаждении должны совпадать. При построении кривых охлаждения (или нагрева) стремятся создать условия, обеспечивающие минимальный гистерезис, поэтому охлаждение (или нагрев) ведут очень медленно.

По кривым охлаждения, полученным для практически равновесных условий, определяют критические температуры, называемые часто критическими точками.

Критическими называются температуры, при которых начинается или полностью прекращается изменение строения, протекающее с выделением или поглощением тепла. Изменение строения в твердом состоянии вызывает изменение физических свойств: объема, электросопротивления, магнитных свойств и других; это используется при определении критических точек. На кривых охлаждения (или нагрева)

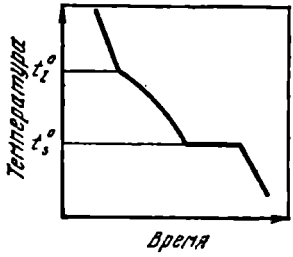


Рис. 94. Кривая охлаждения сплава, образующего механическую смесь компонентов

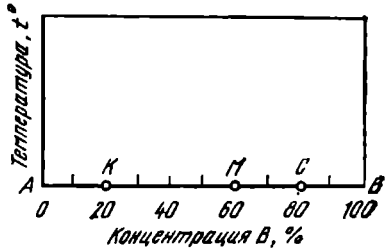


Рис. 95. Координаты для изображения состояний двухкомпонентной системы

в координатах температура — время критическим температурам соответствуют точки перегиба или остановки (горизонтальные площадки).

Пусть для какого-то сплава кривая охлаждения имеет вид, показанный на рис. 94. Видно, что у сплава имеются две критические точки t_l и t_s. Действительно, при температуре t_l охлаждение резко замедляется. Это означает, что начался процесс, протекающий с выделением тепла. Количество тепла, выделяемое при этом процессе, не компенсирует полностью тепло, отводимое в пространство, поэтому температура все же падает, но медленнее, чем до начала этого процесса. При температуре t_s также идет процесс, при котором интенсивно выделяется тепло. В данном случае при температуре t_l начинается кристаллизация этого сплава, при температуре t_s сплав полностью затвердевает. Эти температуры называются критическими температурами, или критическими точками.

На диаграммах состояния температуру в градусах всегда откладывают по оси ординат, а состав (концентрацию данного компонента) по оси абсцисс (рис. 95). Для сплавов, состоящих из двух компонентов, обозначаемых буквами A и B, состав характеризуется отрезком прямой, принятым за 100 %. Крайние точки A и B соответствуют 100 % чистых компонентов. Любая точка на этом отрезке характеризует состав двойного сплава, состоящего из компонентов A и B. На рис. 95 цифры указывают на содержание компонента B. Так, точка K соответствует сплаву, состоящему из 20 % B и 80 % A; точка C из 80 % B и 20 % A; точка M из 60 % B и 40 % A.

Таким образом, на оси абсцисс каждому сплаву соответствует одна точка, и каждая точка характеризует состав только одного сплава данной пары компонентов (рис.95).

При построении диаграмм состояния на сетку в координатах температура — концентрация наносят значения критических температур, полученных на основании результатов термического анализа. Затем, соединив все точки температур начала кристаллизации, получают одну линию, соединив критические точки конца кристаллизации, получают другую линию диаграммы состояния.

Построенная по критическим точкам диаграмма состояния показывает не только температуры плавления и затвердевания, но и характеризует также и строение (состояние) сплавов при разных температурах.

В дальнейшем будут рассмотрены диаграммы состояния в общем виде для пар компонентов, условно обозначаемых *A* и *B*.

В зависимости от взаимодействия металлов *A* и *B* между собой в твердом состоянии образуются диаграммы различных типов, имеющие разные названия.

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ, ОБРАЗУЮЩИХ МЕХАНИЧЕСКУЮ СМЕСЬ КОМПОНЕНТОВ

Диаграмма состояния такого типа (рис. 96) характерна для сплавов, состоящих из компонентов с неограниченной растворимостью в жидком состоянии, а в твердом состоянии не растворяющихся один в другом, т. е. образующих простую механическую смесь.

Смесь кристаллов в сплаве называется эвтектикой или эвтектической смесью, если она закристаллизовалась из жидкости при температуре более низкой, чем температуры плавления отдельных компонентов, образующих этот сплав. (по-гречески eutektos означает легко плавящийся, легкоплавкий). Название смеси кристаллов входит в название типа диаграммы.

В действительности элементов, абсолютно не растворяющихся в твердом состоянии, нет; весьма малая растворимость одного элемента в другом всегда существует. Но в некоторых сплавах эта растворимость так мала, что ею практически можно пренебречь. Рассмотрим диаграммы состояния для этого случая.

Пусть два компонента *A* и *B* образуют механическую смесь, т. е. не растворяются один в другом в твердом состоянии. Экспериментально установлено, что в таких сплавах добавка одного компонента к другому понижает температуру начала затвердевания. Температура конца затвердевания не зависит от состава сплава и одинакова

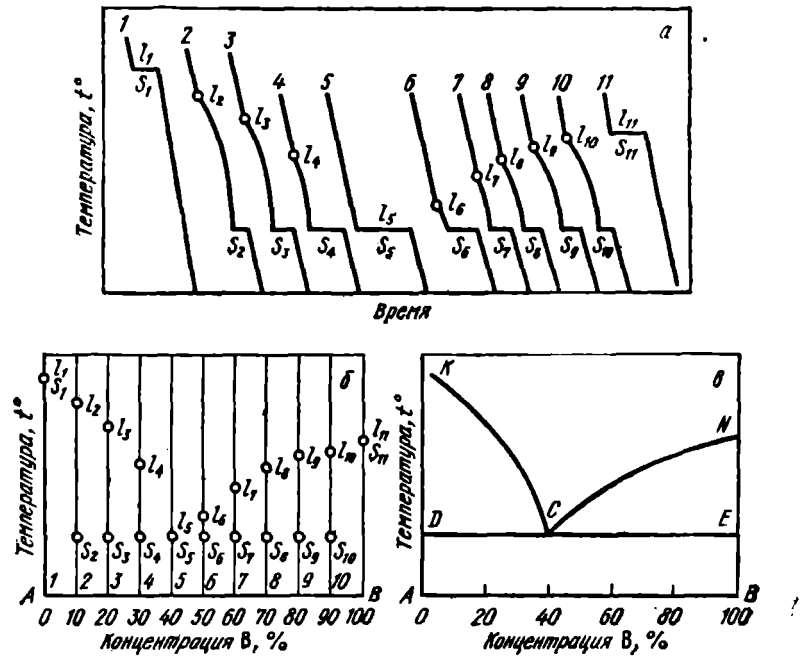


Рис 96. Построение диаграммы состояния по кривым охлаждения:
а — кривые охлаждения; *б* — изображение температур ликвидуса и солидуса в координатах температура—концентрация: *в* — диаграмма состояния

для всех сплавов данной системы, т. е. данной пары компонентов.

Кривые охлаждения для сплавов этого типа, построенные в координатах температура—время, имеют вид, показанный на рис. 94.

На кривой охлаждения каждого сплава температура, соответствующая t_l^0, отвечает началу затвердевания сплава и называется температурой ликвидуса, температура t_s^0 соответствует концу затвердевания сплава и носит название температуры солидуса. Рассмотрим сплавы (*1—11*) из металла *A* и металла *B* следующего состава, %:

	1	*2*	*3*	*4*	*5*	*6*	*7*	*8*	*9*	*10*	*11*
A	100	90	80	70	60	50	40	30	20	10	0
B	0	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100

На рис. 96, *а* показаны кривые охлаждения указанных сплавов системы из компонентов *A* и *B*, имеющих различную концентрацию.

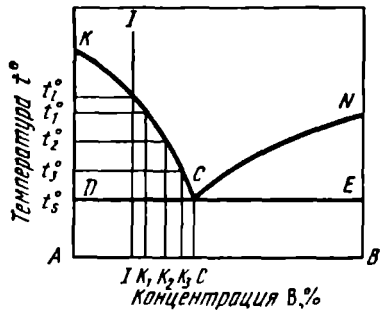


Рис. 97 Диаграмма состояния эвтектического типа, в которой компоненты образуют механическую смесь

На кривых верхние точки l_2, l_3, l_4, l_5, l_6, l_7, l_8, l_9, l_{10} представляют собой ликвидус (при этих температурах начинается кристаллизация сплавов), а точки s_2, s_3, s_4, s_5, s_6, s_7, s_8, s_9, s_{10} — солидус (при этих температурах заканчивается процесс кристаллизации). У чистых металлов солидус и ликвидус совпадают, т. е. s_1 совпадает с l_1, а s_{11} с l_{11}.

Если перенести с кривых охлаждения критические температуры на сетку в координатах температура—концентрация, как это показано на рис. 96, *б*, и соединить между собой точки *l*, т. е. ликвидус, и так же точки *s*, т. е. солидус, то получим диаграмму состояния, приведенную на рис. 96, *в*.

Здесь линия *KCN* — линия ликвидуса; выше температур, образующих эту линию, все сплавы данной пары компонентов находятся полностью в жидком состоянии; линия *DCE* — линия солидуса; при температурах ниже этой линии все сплавы, состоящие из данной пары компонентов, находятся полностью в твердом состоянии.

Совершенно очевидно, что между этими линиями часть сплава находится в твердом, а часть — в жидком состоянии.

Для лучшего понимания диаграммы состояния этого типа рассмотрим кристаллизацию сплава *I—I* (рис. 97).

До ликвидуса (температура t_1^0) сплав будет находиться в жидком состоянии.

Если в двойных сплавах имеется одна фаза — жидкий сплав, то $K = 2$, $\Phi = 1$ и, следовательно, $C = 2 + 1 - 1 = 2$, т. е. две есть степени свободы. Это значит, что можно (в определенных пределах) менять температуру и концентрацию сплавов, но фазовое состояние их не изменится.

В двойных сплавах независимой будет концентрация только одного компонента (так как концентрация второго всегда будет 100 % минус концентрация первого). Так, в сплавах Cu—Zn можно увеличить концентрацию Cu настолько, насколько уменьшится концентрация Zn, если в сплаве задано 85 % Cu, то Zn будет 100 — 85 = 15 %.

Действительно, жидкую фазу в двойных сплавах можно нагревать, охлаждать, изменять состав (в определенных пределах), сохраняя сплав в однофазном (жидком) состоянии.

При температуре t_1^0 начнется процесс кристаллизации. Если в двойных сплавах имеются две фазы (например, жидкий сплав и кристаллы твердой фазы), то $K = 2$, $\Phi = 2$ и, следовательно, степень свободы системы $C = 2 + 1 - 2 = 1$.

Это значит, что можно менять температуру сплавов, но тогда каждой температуре будет соответствовать определенная концентрация фаз. Действительно, две фазы в двойных сплавах могут существовать при различных температурах. Но при этом каждой температуре соответствует определенный состав хотя бы одной фазы, например жидкой (см. рис. 97).

Следовательно, процесс кристаллизации идет при изменяющейся температуре, и на кривых нагрева и охлаждения отмечается лишь перегиб на кривой, связанный с выделением теплоты кристаллизации (см. рис. 94, точка t_1^0 и рис. 96, точки l_2—l_4 и l_6—l_{10}). Поскольку данный тип диаграммы состояния рассматривает случай, когда компоненты в твердом состоянии не растворяются один в другом, нетрудно представить, что выпадающие кристаллы в процессе затвердевания будут представлять собой чистый металл; в данном случае при достижении температуры t_1^0 из жидкого сплава будут выделяться кристаллы компонента A. Чтобы определить, какой именно кристалл выпадает из жидкости: A или B, надо провести отрезок горизонтали от точки на линии ликвидус KC до пересечения с вертикальной линией, которая указывает состав металла A (рис. 97). При дальнейшем охлаждении чем ниже температура, тем больше образуется кристаллов компонента A и меньше остается жидкого сплава.

Вследствие того, что из жидкого сплава все время выпадают кристаллы, остающийся жидкий сплав должен менять свой состав, т. е. обедняться компонентом A, а следовательно, концентрация B в жидком сплаве должна возрастать.

Каждой температуре соответствует жидкий расплав определенного состава. Как же определять состав жидкой части сплава, который может существовать при данной температуре? Для этого надо при данной температуре провести линию, параллельную оси концентрации, до пересечения с линией ликвидуса. Проекция точки пересече-

ния на ось концентраций покажет состав жидкой части сплава, который существует при этой температуре, т. е. находится в равновесии с кристаллами A.

Это значит, что в затвердевающем сплаве $I—I$ (рис. 97) жидкая часть его при температуре t_1^0 будет иметь состав K_1, при t_2^0 — состав K_2, при t_3^0 — состав K_3 и, наконец, при температуре t_s^0 оставшийся жидкий сплав будет иметь состав, отвечающий точке C. Следовательно, сплав $I—I$, охладившись до t_s^0, будет состоять из какого-то числа кристаллов A и жидкого сплава, имеющего состав, соответствующий точке C. Но, как это видно из диаграммы, t_s^0 является самой низкой температурой, при которой может существовать жидкий сплав. При этой температуре он должен затвердевать.

Так как в жидком сплаве состава, соответствующего точке C, имеются и компонент A, и компонент B, которые не растворяются один в другом в твердом состоянии, то при температуре t_s в процессе кристаллизации должна образоваться структура, представляющая собой механическую смесь кристаллов A и кристаллов B. Образующаяся при этом механическая смесь сравнительно мелких кристаллов A и B называется эвтектикой.

Если в двойных сплавах одновременно существуют три фазы, (например, жидкий сплав и две твердые фазы), как при кристаллизации эвтектики, то $K = 2$, $\Phi = 3$, и число степеней свободы $C = 2 + 1 - 3 = 0$, т. е. не имеется ни одной степени свободы.

Такое состояние возможно лишь при постоянной температуре и постоянном составе фаз.

Следовательно, при кристаллизации эвтектического сплава составы жидкой и твердых фаз должны быть постоянными. Поскольку температура сосуществования трех фаз постоянна, то на кривой охлаждения или нагрева при наличии трех фаз должна быть остановка (площадка), и пока одна из фаз не исчезнет (закристаллизуется вся жидкая часть при охлаждении или расплавится вся эвтектика при нагреве), температура останется неизменной. Следовательно, кривые охлаждения и теоретически в случае образования эвтектики должны иметь вид, показанный на рис. 94 (точка t_s^0) и на рис. 96 (точка $l_5 = s_5$).

На двухкомпонентных диаграммах состояния сосуществованию трех фаз всегда будет отвечать линия, параллельная оси состава (т. е. постоянной температуры).

Температура, при которой образуется эвтектика (в данном случае t_s^0),

называется эвтектической; состав сплава, при котором образуется эвтектика (в данном случае состав сплава определяется точкой C), называется эвтектическим составом.

Сплавы, по своему составу лежащие левее эвтектической точки (т. е. левее точки C на диаграмме рис. 97), называются доэвтектическими, а лежащие правее эвтектической точки — заэвтектическими.

Таким образом, сплав $I—I$ после снижения его температуры ниже эвтектической будет иметь структуру [1], состоящую из кристаллов A (выделявшихся от t_l^0 до t_s^0) и эвтектики, образовавшейся при эвтектической температуре (t_s); эвтектика в свою очередь состоит из кристаллов A и кристаллов B.

Ниже t_s^0 в сплаве никаких изменений не происходит, и образовавшаяся структура сохранится до полного охлаждения.

Совершенно очевидно, что аналогичную структуру будут иметь все доэвтектические сплавы из данной пары компонентов, так как в этих сплавах кристаллизация начинается с выделения кристаллов A и заканчивается кристаллизацией жидкого сплава состава точки C с образованием эвтектики, состоящей из кристаллов A и кристаллов B. Условимся для краткости слово «кристаллы» не записывать, а слово «эвтектика» записывать эвт.

Следовательно, структура всех доэвтектических сплавов после затвердевания может быть кратко записана следующим образом:

$$A + \text{эвт}\,(A + B). \qquad (26)$$

Кристаллизация эвтектического сплава (подробнее см. ниже) протекает при постоянной эвтектической температуре. В таком сплаве свободные (т. е. не входящие в эвтектику) кристаллы A и B отсутствуют.

---

[1] Если удельный вес выпадающих кристаллов резко отличается от удельного веса жидкой части сплава, то образующиеся кристаллы при очень медленном охлаждении могут опускаться вниз (удельный вес кристаллов больше удельного веса жидкости) или всплывать вверх (удельный вес кристаллов меньше удельного веса жидкости).

При этих условиях в различных частях сплава будет различный состав и, естественно, различное строение. Такое явление — различный состав в различных частях сплава, получающийся в процессе затвердевания, называется ликвацией. В данном случае это будет ликвация по удельному весу.

После затвердевания сплав имеет чисто эвтектическую структуру, которая может быть кратко записана

эвт $(A + B)$. (27)

Кристаллизация заэвтектических сплавов протекает аналогично доэвтектическим. Отличие в кристаллизации заэвтектических сплавов сводится лишь к тому, что начало кристаллизации будет идти (см. рис. 97) при температурах ликвидуса NC и выделяться из жидкого сплава будут не кристаллы A, а кристаллы B. С понижением температуры в жидкой части сплава концентрация компонента B будет уменьшаться, а следовательно, концентрация компонента A будет возрастать. Состав жидкого сплава будет изменяться по линии NC. При температуре $t_в^0$ во всех заэвтектических сплавах (как и в доэвтектических) будет оставаться некоторая часть жидкого сплава эвтектического состава (точки C), которая, кристаллизуясь, образует эвтектику.

Следовательно, структура всех заэвтектических сплавов после затвердевания может быть записана следующим образом:

$B +$ эвт $(A + B)$. (28)

Кристаллизация эвтектики.

Из приведенных сведений видно, что кристаллизация эвтектического сплава носит особый характер. Действительно, температура начала и конца затвердевания такого сплава совпадает, эвтектика затвердевает при наинизшей температуре, и в ней практически при одной температуре выделяются оба вида кристаллов. Природа эвтектики, характер ее строения и механизм эвтектической кристаллизации были изучены акад. А. А. Бочваром.

Во всей массе жидкого сплава эвтектического состава имеются приблизительно равномерно распределенные атомы компонентов A и B. Для того чтобы кристаллизация шла с образованием кристаллов A и B, необходимо, чтобы атомы этих элементов разрознились — в одних местах собирались только атомы A и росли кристаллы A, а в других только атомы B и росли кристаллы B.

Движение одинаковых атомов к определенным местам (центрам кристаллизации) А. А. Бочвар назвал в о с х о д я щ е й д и ф ф у з и е й.

Но откуда же берутся центры кристаллизации? Ведь они (в чистых двойных сплавах) должны представлять пусть очень маленькие, но кристаллики чистых металлов.

Образование этих центров объясняется тем, что хотя атомы, как указано, распределены приблизительно равномерно, но в отдельных объемах возможны отклонения от среднего состава, и эти отклонения могут быть настолько велики, что этот объем будет состоять только из атомов одного компонента. Такие отклонения по составу в жидкости называются флуктуациями и являются центрами кристаллизации. Следовательно, возникновение кристаллов, резко отличающихся по составу от состава жидкого сплава, связано с двумя явлениями: а) отклонением по составу (флуктуацией), приводящим к образованию центров кристаллизации; б) восходящей диффузией, обеспечивающей рост кристаллов (доставка атомов данного компонента к его центрам кристаллизации).

Хотя в конечном итоге эвтектика представляет собой смесь кристаллов, образующихся при одной температуре, но эти кристаллы зарождаются и растут порознь. Пусть в каком-то месте образовался центр роста кристалла A. К этому центру будут двигаться и на нем наслаиваться атомы компонента A из близко расположенной части жидкого сплава. Следовательно, слои жидкости, близкие к растущему кристаллу, будут обедняться атомами компонента A. В этих местах будет оставаться все больше и больше атомов компонента B. В какой-то момент в этой богатой атомами компонента B жидкости уже образуется зародыш другого кристалла, а именно кристалла B. С этого момента в жидкости, окружающей кристаллы A и B, интенсивно идет восходящая диффузия, т. е. атомы каждого компонента пристраиваются к своему кристаллу. В какой-то момент эти кристаллики встретятся, придут в соприкосновение и рост их прекратится. Затвердевание жидкого расплава будет продолжаться путем роста других центров, возникших в других соседних объемах жидкости. В результате кристаллизация эвтектики происходит из большого числа центров, поэтому эвтектическая смесь состоит из *мелких* кристалликов A и B (по сравнению с размерами кристаллов A или B, которые образовались в доэвтектическом и заэвтектическом сплавах до начала образования эвтектики).

При кристаллизации эвтектики из жидкости сначала выделяется кристаллик одного компонента, а когда рядом в жидкости остается много атомов другого компонента, образуется его кристалл и т. д. Следовательно, есть компонент, ведущий кристаллизацию. Он создает основу (скелет) эвтектики, а второй компонент, кристаллизую-

щийся за ним, остается в межосных пространствах этого скелета. Получение пластинчатого или зернистого строения эвтектики зависит от природы кристаллизующихся компонентов. Чем больше поверхностное натяжение металла, тем более округлыми получаются кристаллы в эвтектике.

Области диаграммы

Если области диаграммы занумеровать *1—5*, как это сделано на рис. 98, то агрегатное состояние и структуру сплавов в зависимости от температуры и концентрации можно представить так:

1. Жидкий сплав; 2. *A* + жидкий сплав (переменного состава); 3. *B* + жидкий сплав; 4. *A* + эвт (*A* + *B*); 5. *B* + эвт (*A* + *B*). В области *4* отмечено состояние доэвтектических сплавов со структурой, которая состоит из крупных отдельных кристаллов металла *A* (на схеме слева) и эвтектики пластинчатого строения. В области *5* отмечена структура заэвтектических сплавов, которая состоит из отдельных кристаллов металла *B* (на схеме справа черные участки) и пластинчатой эвтектики.

Структура эвтектического сплава *C* состоит из зерен пластинчатой эвтектики.

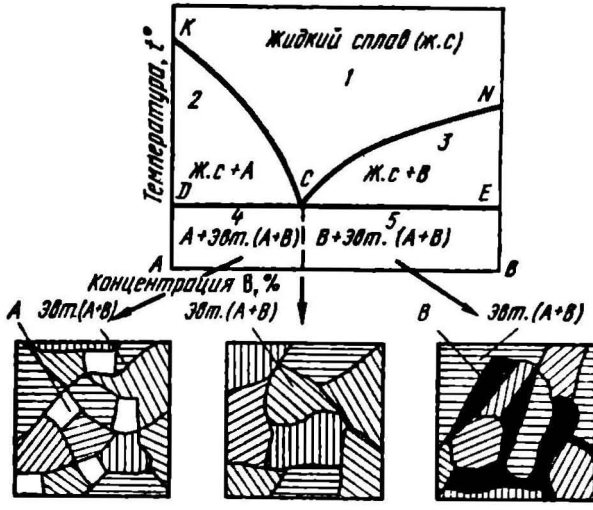


Рис. 98 Схемы микроструктур сплавов, компоненты которых образуют механическую смесь

К диаграммам состояния эвтектического типа без образования твердых растворов могут быть отнесены, вследствие практически весьма малой взаимной растворимости компонентов в твердом состоянии, диаграммы состояний Pb—Sb; Sn—Zn; Bi—Cd; Al—Be и др.

Диаграмма состояния сплавов Pb—Sb

Диаграмма состояния сплавов Pb—Sb приведена на рис. 99. Температура плавления эвтектики, состоящей из 13 % Sb и 87 % Pb, соответствует 246 °С. Доэвтектические сплавы, содержащие менее 13 % Sb, имеют структуру Pb + + эвт. (Pb + Sb).

Заэвтектические сплавы, содержащие более 13 % Sb, имеют структуру Sb + эвт (Pb + Sb).

Чтобы лучше понять диаграмму состояния Pb—Sb, рассмотрим кристаллизацию заэвтектического сплава 80 % Sb + 20 % Pb. До температуры ликвидуса, которая для этого сплава равна 570 °С (рис. 99), сплав будет находиться в жидком состоянии. При 570 °С начинается выделение кристаллов Sb. Выделение свободных кристаллов Sb будет идти вплоть до 246 °С. В интервале 570—246 °С количество кристаллов Sb будет непрерывно увеличиваться, а жидкая часть сплава будет менять свой состав по линии ликвидуса *CB*. Так, в зависимости от температуры жидкость будет содержать Sb и Pb:

Температура, °С .	500	395	280	246
Sb, %	60	40	20	13
Pb, %	40	60	80	87

При достижении эвтектической температуры (246 °С) сплав полностью затвердевает и будет иметь структуру Sb + эвт (Pb + Sb).

Если обозначить области на диаграмме состояния Pb—Sb *1—5*, как это сделано на рис. 98, то состояние и структуру сплавов Pb—Sb можно представить следующим образом:

1. Жидкий сплав; 2. Pb + жидкий сплав; 3. Sb + жидкий сплав; 4. Pb + эвт (Pb + + Sb); 5. Sb + + эвт (Pb + Sb).

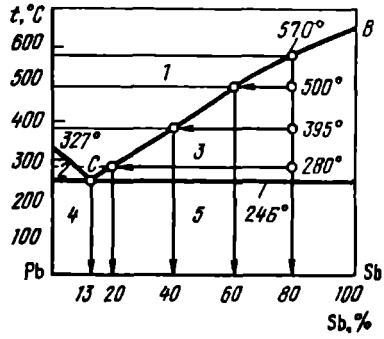


Рис. 99 Диаграмма состояния сплавов свинец—сурьма (Pb—Sb)

На рис. 100 (альбом, с 8) приведены фотографии микроструктуры сплавов. Доэвтектический сплав с 6 % Sb (рис. 100, *а*) состоит из крупных овальных черного цвета кристаллов свинца и зерен эвтектики, в которых светлым фоном является сурьма, а мелкие кристаллы (черные) — свинец.

Сплав эвтектического состава с 13 % Sb имеет характерную структуру эвтектической смеси (Pb + Sb) (рис. 100, *б*). У заэвтектического сплава — крупные светлые многоугольной формы кристаллы сурьмы, а между ними залегает эвтектика, в которой черный фон — свинец, а светлые мелкие кристаллы — сурьма.

Определение относительного количества (массы) структурных составляющих сплавов по диаграммам состояния

Для характеристики сплава требуется не только качественное, но и количественное определение его структурных составляющих. Все сплавы одной области диаграммы состояния имеют качественно одинаковое строение. Так, все заэвтектические сплавы в системе Pb—Sb при температуре ниже эвтектической будут состоять из кристаллов сурьмы и кристаллов эвтектики, но количество этих составляющих будет разное, поэтому и свойства сплавов будут различные.

Для определения относительного количества (массы) сосуществующих фаз и структурных составляющих одного сплава пользуются правилом отрезков коноды.

Конода — это отрезок горизонтальной линии или изотерма, проведенная внутри двухфазной области диаграммы состояния до пересечения с линиями границ двухфазной области. Так, конода AE (см. рис. 101) проведена между вертикальной линией для чистого компонента A и линией ликвидуса. Точка пересечения коноды с линией ликвидуса (точка E) указывает на состав жидкой части сплава. Спроектировав точку E на ось концентраций, можно определить химический состав жидкости, прочитав на оси концентраций, сколько процентов металла B

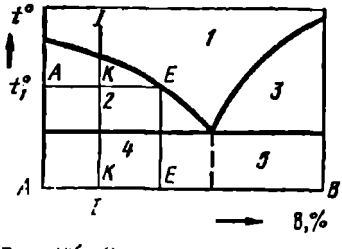


Рис. 101. Определение количества составляющих сплавов по диаграмме состояния

(а следовательно, и металла A) имеется в жидком расплавленном сплаве при данной температуре.

Правило отрезков коноды

Пусть необходимо, например, определить количественно соотношение между жидкой и твердой частью сплава $I—I$ при температуре t_1^0.

Как видно (см. рис. 101), сплав при этой температуре состоит из кристаллов A и жидкого сплава состава, отвечающего точке E.

Введем следующие обозначения: $Q_т$ — количество (масса) твердой части сплава (в данном случае кристаллов A); $Q_ж$ — количество (масса) жидкой части сплава (в данном случае состава E); $Q_{общ}$ — общее количество (масса) сплава.

Общее количество сплава будет равно сумме жидкой и твердой частей сплава: $Q_{общ} = Q_ж + Q_т$.

По правилу отрезков коноды общую массу сплава приравнивают длине коноды (AE при температуре t_1^0), и тогда количество жидкой фазы $Q_ж$ и количество твердой фазы $Q_т$ определяются отрезками коноды $\overline{AK}$ и $\overline{KE}$, которые образовались при пересечении коноды с линией сплава $I—I$.

Согласно правилу отрезков коноды количество жидкой фазы равно отношению длины отрезка коноды, примыкающего к точке состава твердой фазы, к длине всей коноды: $Q_ж = \frac{\overline{AK}}{\overline{AE}} \cdot 100\ \%$ (умножение полученного отношения отрезков на 100 % дает возможность выразить количество жидкой части сплава в процентах к общему количеству сплава).

Количество (или масса) твердой фазы сплава равно отношению длины отрезка коноды, примыкающего к точке состава жидкой фазы, к длине всей коноды: $Q_т = \frac{\overline{KE}}{\overline{AE}} \times 100\ \%$

Итак, для определения количества жидкой и твердой фаз сплава по диаграмме состояния надо поступать следующим образом:

1. Восстановить перпендикуляр к точке, характеризующей состав данного сплава (т. е. провести линию сплава).

2. При заданной температуре провести коноду — горизонтальную линию (изотерму) до пересечения с линиями, ограничивающими данную область.

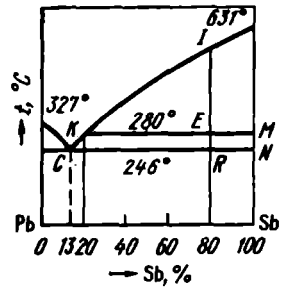


Рис. 102. Определение по диаграмме состояния свинец—сурьма (Pb—Sb) количества (массы) составляющих сплава

3. Соотношение между жидкой и твердой частями сплава будет обратно пропорционально отрезкам, на которые линия сплава делит коноду.

4. Для определения количества твердой части сплава надо взять отношение длины отрезка, прилегающего к жидкой части сплава, к длине всей коноды.

5. Для определения количества жидкой части сплава надо взять отношение длины отрезка, прилегающего к твердой части сплава, к длине всей коноды.

Поскольку в выражение для количественного определения температура не входит, то правило отрезков верно для любых температур и, следовательно, любых двухфазных областей разных диаграмм состояний.

Рассмотрим несколько примеров.

Пример 1. Определить количество жидкой и твердой части сплава, содержащего 80 % Sb и 20 % Pb при 280 °С (рис. 102).

Состав жидкой части сплава при данной температуре определяется точкой K (20 % Sb). Сплав состоит из кристаллов Sb ($Q_т$) и жидкой части сплава $Q_ж$. Линия сплава $I—I$ делит коноду $\overline{KM}$ длиной 80 единиц (от 20 до 100) на отрезок $\overline{KE}$ длиной 60 единиц (от 20 до 80) и $\overline{EM}$ длиной 20 единиц (от 80 до 100). По правилу отрезков коноды:

$$Q_т = \frac{\overline{KE}}{\overline{KM}} \cdot 100 = \frac{60}{80} \cdot 100 = 75\%;$$

$$Q_ж = \frac{\overline{EM}}{\overline{KM}} \cdot 100 = \frac{20}{80} \cdot 100 = 25\%, \qquad (29)$$

т. е. этот сплав при 280 °С будет состоять (по массе) из 25 % жидкого сплава состава, имеющего состав точки K, и 75 % кристаллов Sb.

Пример 2. Определить количественно структуру этого же сплава после полного охлаждения (рис. 102). После полного охлаждения сплав 80 % Sb + 20 % Pb будет состоять из кристаллов Sb, количество которых обозначим Q_{Sb}, и эвт (Pb + Sb), количество которой обозначим $Q_э$.

Эта структура образовалась в результате затвердевания жидкого сплава и полностью сформировалась при температуре эвтектики 246 °С; окончательное охлаждение сплава до комнатной температуры не изменило структуры. Поэтому для определения количества составляющих Q_{Sb} и $Q_{эвт}$ (Sb + Pb) нужно воспользоваться отрезками коноды CN при температуре 246 °С (температура эвтектики).

Линия сплава *I—I* делит коноду $\overline{CN}$ на отрезок $\overline{CR}$, прилегающий к точке C, характеризующей состав эвтектики (13 % Sb), и отрезок $\overline{RN}$, прилегающий к точке N, характеризующей состав Sb (100 % Sb).

Отрезок $\overline{CR}$ равен 67 единицам длины (80—13); отрезок $\overline{RN}$ равен 20 единицам длины (100—80). Поэтому

$$Q_{Sb} = \frac{\overline{CR}}{\overline{CN}} \cdot 100 = \frac{67}{87} \cdot 100 = 77\%;$$

$$Q_{э} = \frac{\overline{RN}}{\overline{CN}} \cdot 100 = \frac{20}{87} \cdot 100 = 23\%. \qquad (30)$$

Следовательно, структура сплава будет состоять из 77 % кристаллов Sb и 23 % эвт (Sb + Pb).

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ С НЕОГРАНИЧЕННОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ КОМПОНЕНТОВ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ

Такая диаграмма состояния характерна для сплавов, состоящих из компонентов, имеющих неограниченную растворимость и в жидком, и в твердом состояниях, т. е. тех, которые в твердом состоянии растворяются один в другом в любой пропорции и образуют неограниченные твердые растворы. Компоненты их имеют одинаковые по типу и близкие по параметрам кристаллические решетки и небольшое различие в атомных размерах. Расположение атомов в кристаллической решетке твердого раствора выявляется рентгеновским исследованием. В общей кристаллической решетке твердого раствора атомы могут располагаться по типу замещения или внедрения. В случае *твердого раствора замещения* атомы растворенного компонента замещают атомы растворителя в общей кристаллической решетке. Растворителем считается тот компонент, кристаллическая решетка которого сохранилась в твердом растворе. Схема расположения атомов в твердом растворе замещения приведена на рис. 103, *а*.

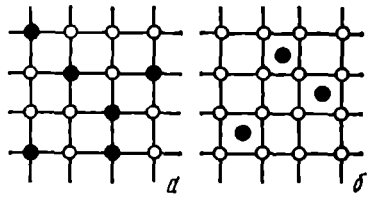


Рис. 103. Расположение атомов (ионов) в твердых растворах: *а* — твердый раствор замещения; *б* — твердый раствор внедрения (светлый кружок — атом компонента растворителя, черный — растворенного компонента)

В случае *твердого раствора внедрения* атомы растворенного компонента располагаются внутри кристаллической решетки компонента растворителя, т. е. в свободной, незаполненной части объема кристаллической решетки, в «порах» этой решетки. Схема расположения атомов в твердом растворе внедрения приведена на рис. 103, *б*.

При этом следует иметь в виду, что замещение части атомов растворителя атомами растворенного компонента вследствие различия атомных объемов и взаимного влияния электронных сфер атомов неизбежно вызывает изменение параметров решетки растворителя и ее искажение.

Если при образовании твердого раствора замещения атомный радиус растворенного компонента меньше атомного радиуса компонента растворителя, то параметр ячейки твердого раствора уменьшается (рис. 104, *а*; альбом, с. 8); это приводит к искажению решетки.

Если при образовании твердого раствора замещения атомный радиус растворенного компонента больше атомного радиуса компонента растворителя, то параметр кристаллической ячейки увеличивается, что также приводит к искажению решетки (рис. 104, *б*; альбом, с. 8). Вследствие искажения параметр решетки твердого раствора не является постоянной величиной: в разных участках решетки этот параметр различен. Поэтому под параметром кристаллической решетки твердого раствора понимают средний размер параметра решетки твердого раствора.

Еще больше искажается решетка при образовании твердых растворов внедрения, так как в этом случае атомы (вернее, ионы) растворенного компонента располагаются в междоузлиях, а так как внедряющиеся атомы имеют всегда объем больше, чем поры в ячейке кристаллической решетки, то они, внедряясь, распирают решетку; это всегда увеличивает параметры решетки и значительно искажает решетку.

Условимся твердые растворы обозначать следующим образом: слева писать компонент-растворитель, в скоб-

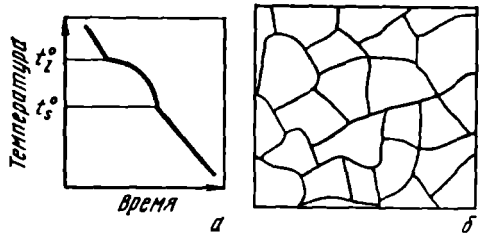


Рис. 105. Кривая охлаждения сплава при образовании твердого раствора (*а*) и схема микроструктуры твердого раствора (*б*)

ках справа от него — растворенные компоненты (или растворенный компонент).

Например, записи A (B), Fe_γ (C), Fe (Ni), Ni (Fe) означают, что атомы B, C, Ni, Fe растворены, соответственно, в решетках A, Fe_γ, Fe и Ni.

Рассмотрим диаграмму состояния, в которой компоненты образуют неограниченные твердые растворы.

В процессе кристаллизации таких сплавов из жидкого раствора выделяются кристаллы твердого раствора. После полного затвердевания структура сплава должна быть однофазной, т. е. состоять из кристаллов одного твердого раствора. Следовательно, в процессе кристаллизации сплавов такой системы нигде не будет трех фаз. Это означает в соответствии с правилом фаз, что на кривых охлаждения таких сплавов не будет остановок (площадок), а на диаграмме не будет линий, параллельных оси состава. Действительно, эксперименты показывают, что для сплавов, образующих твердый раствор, кривые охлаждения имеют вид, показанный на рис. 105, *а*. При охлаждении до температуры t_l^0 сплав находится в жидком состоянии (одна фаза). Температура t_l^0 (ликвидуса) соответствует началу выделения из жидкого сплава кристаллов твердого раствора одного компонента в другом. Кристаллизация твердого раствора происходит до температуры t_s^0 (солидуса).

В интервале температур t_l^0—t_s^0 существуют одновременно две фазы (жидкая и твердая). При температуре t_s^0 сплав полностью затвердевает и состоит только из кристаллов твердого раствора (одна фаза). Схематически структура такого сплава показана на рис. 105, *б*, т. е. она состоит из совершенно однородных и одинаковых по составу зерен и похожа на структуру чистых металлов.

Температуры ликвидуса и солидуса в случае образования твердых растворов зависят от состава сплава. Чем

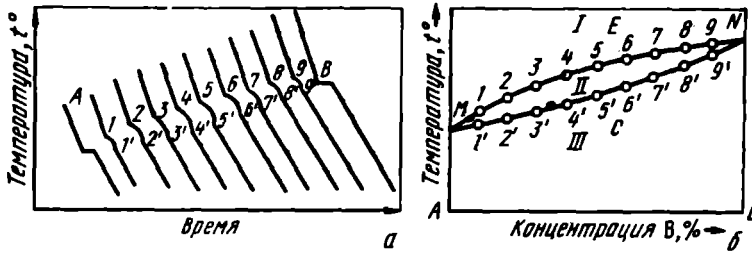


Рис. 106. Построение диаграммы состояния по кривым охлаждения: *а* — кривые охлаждения сплавов; *б* — диаграмма состояния сплавов, образующих непрерывный ряд твердых растворов

больше в сплаве тугоплавкого компонента, т. е. имеющего более высокую температуру плавления, тем выше у этого сплава температуры ликвидуса и солидуса.

Рассмотрим сплавы из двух компонентов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии, кривые охлаждения которых представлены на рис. 106, *а*. Если критические точки ликвидус и солидус, полученные для сплавов данной системы (дающей твердые растворы при любом составе сплава), изобразить в координатах температура—состав и соединить в линии ликвидуса и солидуса, то получим диаграмму состояния (рис. 106, *б*).

На этой диаграмме линия *MEN* — линия ликвидуса, т. е. линия температуры начала затвердевания сплавов этой системы при охлаждении (при нагреве эта линия соответствует температурам конца плавления этих сплавов).

Линия *MCN* — линия солидуса или линия температуры конца затвердевания сплавов этой системы при охлаждении (при нагреве эта линия соответствует температурам начала плавления этих сплавов).

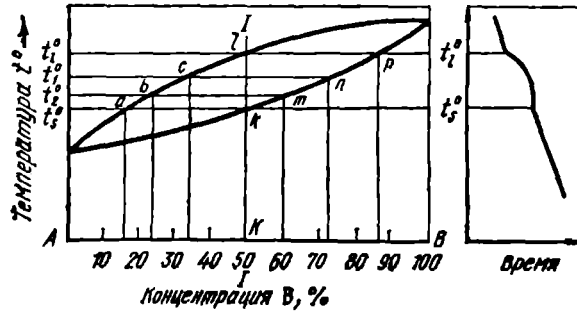


Рис. 107. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых образуют неограниченные твердые растворы

Для лучшего понимания диаграммы (рис. 107) рассмотрим кристаллизацию какого-либо сплава данной системы, например, *1—1*, кривая охлаждения которого показана на рис. 107 справа.

До температуры t_1^0 (ликвидус) сплав находится в жидком состоянии. При температуре t_1^0 начинается кристаллизация сплава. По правилу фаз число степеней свободы будет равно 1: $C = 2 + 1 - 2$, так как компонентов два: *A* и *B*, фаз тоже две — жидкая и твердый раствор. Следовательно, кристаллизация происходит в интервале температур и при изменении состава фаз. Действительно, из жидкого сплава состава точки *l* выделяются кристаллы твердого раствора, состав которых соответствует точке *p*. С понижением температуры кристаллы твердого раствора продолжают выделяться, при этом состав их меняется по линии солидуса. Так, при t_1^0 в равновесии с жидкостью будут находиться кристаллы, состав которых определяется точкой *n*; при t_2 — кристаллы состава, соответствующего точке *m*; наконец, при t_s — последние кристаллы твердого раствора будут иметь состав, отвечающий точке *k*.

Одновременно с изменением состава кристаллов происходит изменение состава жидкости. При понижении температуры состав ее меняется по линии ликвидуса от точки *e* до точки *a*. Следовательно, происходит перераспределение атомов металлов *A* и *B* между жидким расплавом и твердым раствором.

Обратим внимание на то, что в соответствии с диаграммой во всем интервале температур кристаллизации (t_1^0—t_s^0) выделяются кристаллы, более богатые тугоплавким компонентом *B*, чем исходный сплав; в исходном сплаве *1—1* содержится 50 % *B*, а в кристаллах: при t_1^0 88 % *B* (точка *p*), при t_1 72 % *B* (точка *n*), при t_2 60 % *B* (точка *m*).

В условиях равновесия к концу затвердевания все кристаллы должны быть однородны и иметь одинаковый состав, соответствующий точке *k* (50 % A и 50 % *B*). Это означает, что все кристаллы иного состава, образующиеся в процессе кристаллизации (точки *p*, *n*, *m*) должны принять состав исходного сплава, т. е. отвечающий точке *k*.

Как же это происходит? Выравнивание состава кристаллов осуществляется путем диффузии, т. е. проникновения в эти кристаллы атомов компонента *A* из жидкого сплава (более богатого компонентом *A*) в уже имеющиеся кристаллы твердого раствора.

Поскольку диффузия из жидкой фазы идет быстрее, она в основном и предопределяет выравнивание состава кристаллов твердого раствора во время кристаллизации. Частично состав кристаллов выравнивается вследствие внутрикристаллической диффузии, т. е. за счет диффузии более тугоплавкого компонента из внутренних частей кристаллов, образовавшихся при более высокой температуре, к периферийным, образовавшимся позднее (при более низкой температуре) и содержащим поэтому меньше тугоплавкого компонента; по достижении температуры t_s^0 сплав полностью затвердевает. При более низких температурах сплав будет состоять из кристаллов однородного твердого раствора.

Подобно описанному происходит процесс кристаллизации любого сплава данной системы.

Если обозначить области на диаграмме, как это сделано на рис. 106, *б*, то состояние сплавов в этих областях будет следующим: в области *I* — жидкий сплав; в области *II* — жидкий сплав (переменного состава, определяемый линией ликвидуса *MEN*) + кристаллы твердого раствора (переменного состава, определяемые линией солидуса *MCN*); в области *III* — кристаллы однородного твердого раствора.

Неограниченные твердые растворы дают следующие пары: Cu—Ni; Au—Ag; Au—Pb; Fe—Ni; Fe—Cr; Fe—Co; Fe—V и др.

Дендритная ликвация

В случае кристаллизации сплавов растут дендриты. При затвердевании твердых растворов это выявляется особенно отчетливо, так как оси дендритов — ветви различного порядка — при кристаллизации твердого раствора образуются при разной температуре, в интервале температур ликвидус—солидус. Поэтому они имеют неодинаковый состав. Ветвь первого порядка в дендрите образуется при более высокой температуре, поэтому концентрация тугоплавкого компонента в ней будет больше.

Ветвь второго порядка образуется при более низкой температуре, следовательно, в ней концентрация тугоплавкого компонента будет меньше и т. д. В местах, затвердевающих в последнюю очередь, концентрация тугоплавкого компонента будет наименьшей, а легкоплавкого компонента наибольшей. В равновесных условиях при очень медленном охлаждении состав различных частей этого кристалла путем диффузии успел бы выравняться и

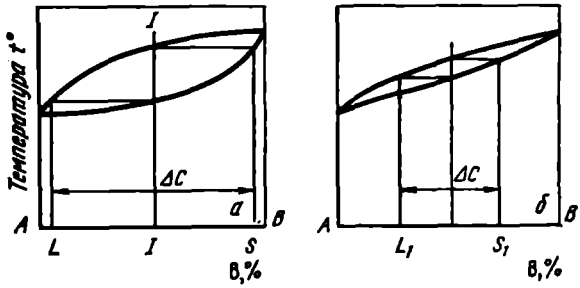


Рис. 108. Максимальная теоретическая неоднородность твердых растворов: *а* — при большом расстоянии (по горизонтали) между точками ликвидуса и солидуса; *б* — при малом расстоянии (по горизонтали) между точками ликвидуса и солидуса

во всех точках был бы средним, соответствующим среднему составу сплава, характеризуемому точкой *k* (см. рис. 107).

Однако в реальных условиях, когда расплав охлаждается ускоренно, выравнивание состава различных ветвей не успевает произойти, тогда в разных местах одного и того же кристалла-дендрита состав будет различный.

Выравнивание концентрации по объему кристаллов происходит исключительно путем диффузии. Чтобы выравнялся состав во всех частях кристалла, требуется диффузия атомов внутри кристаллов твердого раствора и между жидкостью и кристаллами.

Диффузионные процессы протекают сравнительно медленно, поэтому в обычных условиях охлаждения (кристаллизации) состав центральной и поверхностной частей кристалла не успевает полностью выравняться. Различие состава в одном и том же кристалле называется *дендритной или внутрикристаллической ликвацией*.

С помощью диаграммы состояний сплавов, образующих твердые растворы, можно оценить склонность данного сплава к дендритной ликвации.

Рассмотрим случай быстрого охлаждения, при котором совсем не успевает выравниваться состав образующихся кристаллов. Тогда, если диаграмма имеет вид, показанный на рис. 108, *а*, в сплаве *I—I* первые ветви кристалла (дендрита) будут иметь состав, соответствующий точке *S*, а последние частицы жидкости, затвердевающие в межосных пространствах дендрита и на его периферии, — состав, соответствующий точке *L*.

Следовательно, теоретически максимальное различие по составу или степень дендритной ликвации (ΔC) будет определяться расстоянием между точками *S* и *L*.

Если же кристаллизуется сплав по диаграмме рис. 108, *б*, отличающейся тем, что расстояние по горизонтали между ликвидусом и солидусом меньше, чем в предыдущем случае, то теоретически максимальное различие по составу или степень дендритной ликвации (ΔC) будет меньше и определяется расстоянием между точками S_1 и L_1.

Следовательно, чем больше расстояние по горизонтали между ликвидусом и солидусом, тем больше возможная дендритная ликвация сплава.

Неоднородность химического состава от центра к границе зерна обусловливает неодинаковые свойства, в частности пластичность. Поэтому пластическая деформация слитков с большой дендритной ликвацией затруднена.

Дендритную ликвацию можно в значительной степени устранить путем нагрева сплава в твердом состоянии до температур, при которых интенсивно протекает диффузия и состав зерен выравнивается.

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ, ОБРАЗУЮЩИХ ОГРАНИЧЕННЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ И ЭВТЕКТИКУ

Диаграмма состояния этого типа характерна для сплавов, состоящих из компонентов с неограниченной растворимостью в жидком и ограниченной растворимостью в твердом состояниях.

В представленных выше диаграммах состояния рассматривались крайние случаи, при которых компоненты в твердом состоянии совсем не растворяются или растворяются в любых пропорциях, т. е. неограниченно.

Однако значительно чаще встречаются металлические сплавы с ограниченной растворимостью компонентов. Это значит, что один компонент растворяется в другом, но не в любых количествах, а только до некоторого предела.

Если взять колнчество растворяемого компонента больше предела растворимости при данной температуре, то часть его, превышающая растворимость, в раствор не войдет, и образуется механическая смесь кристаллов насыщенного твердого раствора и кристаллов избыточного компонента, т. е. в сплаве будут находиться две фазы.

Растворимость одного компонента в другом может изменяться в зависимости от температуры. Чаще всего с повышением температуры растворимость увеличивается, но возможны случаи уменьшения растворимости с повышением температуры.

При нагреве двухфазного сплава до температуры плавления появится третья фаза, т. е. жидкий сплав. Напомним, что в двухкомпонентной системе три фазы могут сосуществовать, т. е. находиться в равновесии только при постоянной температуре. Следовательно, на диаграмме состояния данного типа должна быть линия, параллельная оси состава, характеризующая появление жидкой фазы в сплавах, имеющих концентрацию выше предельной.

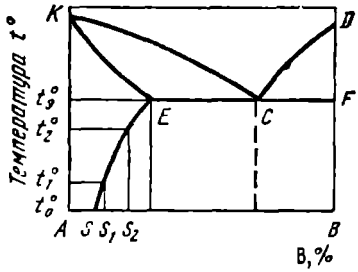


Рис. 109. Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы компонента *B* в компоненте *A* и эвтектику

Диаграмма состояния сплавов для случая ограниченной растворимости компонента *B* в компоненте *A* и отсутствия растворимости *A* в *B* представлена на рис. 109.

На этой диаграмме линия *KCD* — линия ликвидуса, линия *KECF* — линия солидуса, которая включает в себя горизонтальный участок *ECF* — линию эвтектики.

Концентрация, отвечающая точке *E*, характеризует предельную (наибольшую) растворимость *B* в *A* при эвтектической температуре. Концентрация, отвечающая точке *S*, соответствует предельной растворимости компонента *B* в *A* при нормальной комнатной температуре.

Линия *SE* — это изменение растворимости компонента *B* в *A* в твердом состоянии при изменении температуры. Она показывает, что с повышением температуры растворимость *B* в *A* увеличивается. Действительно, при температурах t_0^0, t_1^0, t_2^0, t_3^0 в твердый раствор входит соответственно *S*, S_1, S_2 и *E* % компонента *B*.

Напомним, что растворимый компонент пишется в скобках за компонентом растворителя.

Следовательно, в сплавах левее линии *SE* будут ненасыщенные кристаллы *A* (*B*); на самой линии *SE* насыщенные кристаллы *A* (*B*); правее линии *SE*, в сплавах кроме насыщенных кристаллов *A* (*B*), будет еще и избыточный компонент, в данном случае *B*.

Линия *ECF* — эвтектическая линия, на которой жидкий сплав состава точки *C* кристаллизуется, образуя эвтектику, состоящую из *A* (*B*) и *B*.

Следует обратить внимание на то, что правее точки *E* диаграмма напоминает диаграмму сплавов, в которых образуется механическая смесь; левее точки *E* — диа-

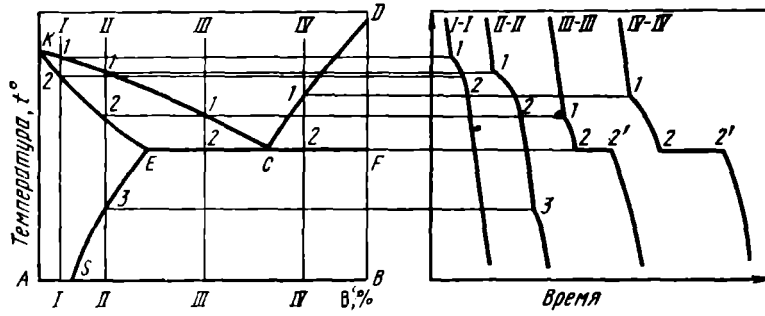


Рис. 110. Диаграмма состояния и кривые охлаждения сплавов с ограниченной растворимостью компонента *B* в компоненте *A*

грамму сплавов, в которых образуется твердый раствор. Это вполне естественно, так как правее точки *E* образуется механическая смесь твердого раствора *A* (*B*) и кристаллов *B*. Левее точки *E* непосредственно после затвердевания образуется только твердый раствор.

Рассмотрим процесс кристаллизации некоторых сплавов этой системы, кривые охлаждения которых приведены на рис. 110.

Сплав I—I кристаллизуется так же, как сплавы — твердые неограниченные растворы. При температуре, соответствующей точке *1* (ликвидус), образуются кристаллы твердого раствора *A* (*B*).

От температуры *1* до *2* идет кристаллизация с образованием кристаллов твердого раствора *A* (*B*); при температуре *2* (солидус) сплав полностью затвердевает и в равновесных условиях состоит только из однородных зерен твердого раствора *A* (*B*). От температуры *2* до полного охлаждения никаких структурных изменений в сплаве не происходит.

Любой сплав, имеющий концентрацию, не превышающую предельную растворимость при комнатной температуре (точка *S*), претерпевает при охлаждении из расплавленного состояния те же превращения, что и сплав *I—I*.

Сплав II—II. Кристаллизация этого сплава носит несколько иной характер. Кристаллизация начинается при температуре, соответствующей точке *1*; из жидкого сплава выделяются кристаллы *A* (*B*), заканчивается процесс при температуре *2*. В интервале температур от точки *2* до точки *3* сплав состоит из однородных кристаллов твердого раствора *A* (*B*). При температуре *3* в сплаве начинается вторичная кристаллизация, т. е. образование но-

вых зерен в твердом состоянии. Вследствие того что растворимость B в A меняется по линии ES ниже точки *3* в твердом растворе A (B) не может раствориться столько компонента B, сколько его содержится в сплаве. Эта избыточная часть компонента B и будет выделяться из твердого раствора в виде вторичных кристаллов, которые обычно обозначают соответствующим индексом, в данном случае B_{II}. Выделение вторичных кристаллов происходит до полного охлаждения сплава, в результате чего твердый раствор принимает состав, соответствующий точке S. Вторичные кристаллы, выделяясь из твердого раствора, располагаются по границам или внутри самого зерна. Они очень сильно отличаются от других кристаллов по размеру. Выделяясь при понижении температуры в твердом состоянии сплава, в условиях, когда диффузия атомов затрудняется, вторичные кристаллы приобретают форму очень мелких пластинок, в сотни раз меньших по размеру, чем кристаллы, выделившиеся из жидкости при первичной кристаллизации.

Вторичная кристаллизация с выделением кристаллов избыточного компонента будет происходить во всех сплавах состава от точки S до B. Чем ближе состав сплава к точке E, тем больше в нем может выделиться вторичных кристаллов. Максимальное количество вторичных кристаллов выделится в сплаве, состав которого соответствует точке E.

Выделение вторичных кристаллов имеет большое значение при термической обработке, целью которой является упрочнение сплавов. Процесс выделения вторичных кристаллов является диффузионным. Чтобы произошло выделение, требуется определенное время; полное выделение осуществляется только при небольших скоростях охлаждения. При бóльшей скорости охлаждения вторичные кристаллы могут не успеть выделиться, и тогда получается пересыщенный твердый раствор, т. е. при быстром охлаждении вместо двухфазного может быть получен однофазный сплав.

Следовательно, регулируя скорость охлаждения сплава в твердом состоянии, можно получать различную структуру и соответственно различные свойства. Этим свойством сплавов широко пользуются при термической обработке.

Сплав III—III — доэвтектический сплав (см. рис. 110).

При температуре *1* начинается кристаллизация, в результате которой выделяются кристаллы A (B) — состав

их будет меняться по линии KE. При эвтектической температуре *2* выделившиеся между температурами *1* и *2* кристаллы A (B) будут иметь состав, отвечающий точке E, а жидкая часть сплава, изменяясь по линии KC, примет состав, отвечающий точке C, т. е. эвтектический. Кристаллизуясь, жидкий сплав эвтектического состава образует эвтектику, состоящую из кристаллов A (B) состава точки E и кристаллов B.

Кристаллизация эвтектики происходит при постоянной температуре — остановка на кривой охлаждения (см. рис. 110, точки *2—2'*).

Условимся, что буква или цифра внизу обозначения фазы или структурной составляющей показывает состав (точку на диаграме), который имеет данная фаза или структурная составляющая. Так, запись $A\ (B)_E$ означает кристаллы твердого раствора компонента B в A; состав кристаллов соответствует точке E на диаграмме.

Запись $\text{эвт}_C\ [A\ (B)_E + B]$ означает: эвтектика состава точки C, состоящая из кристаллов твердого раствора B в A состава точки E и кристаллов B.

В сплаве III—III вторичные кристаллы будут выделяться как из избыточных кристаллов $A\ (B)_E$, которые образовались между точками *1* и *2*, так и из кристаллов $A\ (B)_E$, входящих в состав эвтектики. Следовательно, структура доэвтектического сплава *III—III* после затвердевания в точке *2* будет состоять из $A\ (B)_E + \text{эвт}\ [A\ (B)_E + B]$. После полного охлаждения структура будет состоять из $A\ (B)_S + B_{II} + \text{эвт}_C\ [A\ (B)_S + B_{II} + B]$. Однако мелкие кристаллики B_{II} внутри эвтектики объединяются («сливаются») с кристаллами B в однородные зерна B, поэтому эвтектика записывается так:

$$\text{эвт}_C\ [A\ (B)_S + B]. \tag{31}$$

Кроме того, чтобы отличить кристаллы твердого раствора $A\ (B)_s$, которые входят в состав эвтектики, от тех, которые образовались непосредственно из жидкости (т. е. в результате первичной кристаллизации) вводится дополнительное обозначение римской цифрой *I*. Поэтому окончательная структура доэвтектического сплава *III—III* после его полного охлаждения до комнатной температуры запишется так:

$$A\ (B)_{I_S} + B_{II} + \text{эвт}_C\ [A\ (B)_S + B] \tag{32}$$

Сплав IV—IV — заэвтектический. При температуре,

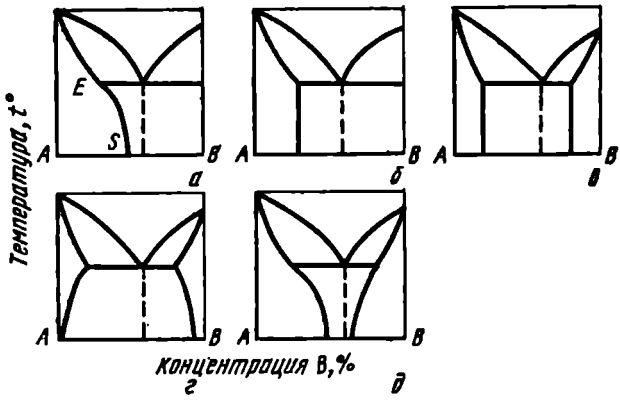


Рис. 111. Диаграмма состояния для сплавов с различной ограниченной растворимостью в твердом состоянии:
а — растворимость односторонняя, уменьшающаяся с повышением температуры; *б* — растворимость односторонняя, постоянная; *в* — растворимость двусторонняя, постоянная; *г* — растворимость двусторонняя, переменная, увеличивающаяся с повышением температуры; *д* — растворимость двусторонняя, переменная, уменьшающаяся с повышением температуры

соответствующей точке *1*, начинается выделение первичных кристаллов B_I.

Первичные кристаллы растут в жидкой среде при относительно (по сравнению со вторичными кристаллами) малом сопротивлении внешней среды и больших скоростях роста, поэтому они вырастают крупными. Выделение из жидкого сплава кристаллов *B* обогащает оставшийся жидкий сплав компонентом *A*. По достижении температуры, соответствующей точке *2*, концентрация жидкого сплава будет соответствовать эвтектической. Сплав затвердевает с образованием эвтектики, состоящей из $A\,(B)_E$ и *B*.

От точки *2* до полного охлаждения из кристаллов $A\,(B)_E$, находящихся в эвтектике, будут выделяться вторичные кристаллы, которые присоединятся к кристаллам *B* внутри эвтектики, поэтому структура заэвтектического сплава после затвердевания будет

$$B_I + \text{эвт}_C\,[A\,(B)_E + B], \tag{33}$$

а после полного охлаждения она будет состоять из

$$B_I + \text{эвт}_C\,[A\,(B)_S + B]. \tag{34}$$

Необходимо отметить, что роль вторичных кристаллов очень велика, если они сосуществуют только с первичными кристаллами твердого раствора. При дальнейшем повышении концентрации сплава в случае образования эвтектики и тем более в заэвтектических сплавах, в которых

имеются первичные кристаллы компонента B, вторичных кристаллов меньше и роль их становится менее значительной.

В сплавах рассмотренной диаграммы B растворяется в A, давая A (B), но A в B не растворяется. Такая растворимость называется *односторонней*.

Кроме того, в рассмотренном случае с понижением температуры растворимость уменьшается. Однако возможны случаи, когда растворимость при охлаждении увеличивается и линия ES идет вправо от точки E (рис. 111, *а*), или растворимость остается неизменной (постоянной) и линия ES представляет собой перпендикуляр к оси состава (рис. 111, *б*). Если оба компонента ограниченно растворяются один в другом, то такая растворимость называется *двусторонней*, и линии переменной растворимости имеются с обеих сторон (рис. 111, *в—д*).

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ, ОБРАЗУЮЩИХ ОГРАНИЧЕННЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ И ПЕРИТЕКТИКУ

До сих пор мы рассматривали случаи, в которых образование твердого раствора происходило непосредственно из жидкого сплава. Кроме того, новые твердые растворы могут образовываться при взаимодействии жидкой и твердой фаз.

Такой процесс образования новой фазы за счет растворения (расплавления) старой фазы в жидкости называется *перитектическим*. Температура, при которой происходит этот процесс, называется *перитектической*.

В момент образования твердого раствора при этих условиях должны существовать три фазы: две, взаимодействующие между собой, и третья — твердый раствор, получающийся в результате этого взаимодействия. Следовательно, в соответствии с правилом фаз образование твердого раствора по перитектической реакции идет при постоянной температуре и на диаграмме состояния ему должна соответствовать линия, параллельная оси состава, а на кривых охлаждения — остановка (площадка).

Диаграмма состояния такого типа показана на рис. 112. Перитектическое превращение на этой диаграмме происходит при температуре, отвечающей линии PKC.

При этой температуре жидкий сплав состава, соответствующего точке P, взаимодействуя с кристаллами B,

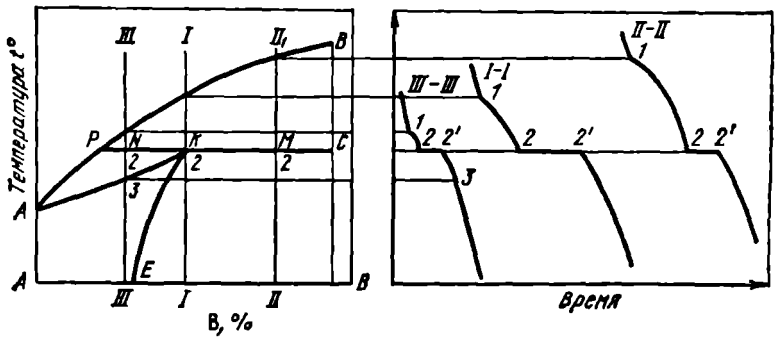


Рис. 112. Диаграмма состояния для случая образования твердого раствора по перитектической реакции

образует твердый раствор B в A состава, соответствующего точке K, который обозначим α_K. Такое обозначение является стандартным, буквами греческого алфавита α, β, γ и т. д. обозначают разные твердые растворы.

Перитектическое превращение можно записать так:

$$Ж.\ c_P + B \rightleftarrows \alpha_K. \qquad (35)$$

Реакция показывает, что указанный процесс обратимый и, следовательно, при нагреве α_K не сразу расплавляется, а сначала при перитектической температуре распадается на жидкий сплав состава точки P и кристаллы B.

Для уяснения особенностей перитектической кристаллизации рассмотрим процессы, происходящие в некоторых сплавах этой системы (рис. 112, кривые охлаждения сплавов даны справа).

Сплав 1—1 (перитектический). До температуры *1* сплав находится в жидком состоянии. При температуре *1* начинается выделение кристаллов B_I. При этом состав жидкой части сплава с понижением температуры меняется по линии ликвидуса BP. Выделение кристаллов B идет до перитектической температуры, соответствующей точке *2*, при которой жидкая часть сплава имеет состав, отвечающий точке P. При этой температуре происходит перитектическая реакция, т. е. жидкий сплав состава P в результате взаимодействия с кристаллами B образует твердый раствор α, состав которого отвечает точке K (предельная растворимость B в A), т. е.

$$Ж.\ c_P + B_I \rightarrow \alpha_K. \qquad (36)$$

Как видно из диаграммы и в соответствии с правилом отрезков, для образования α_K нужно, чтобы количество

жидкой части сплава состава P соответствовало отрезку $\overline{KC}$, а твердой части сплава — отрезку $\overline{PK}$. Тогда после окончания перитектического превращения сплав *I—I* будет состоять только из твердой фазы α_K.

При дальнейшем понижении температуры в результате изменения растворимости компонента B в компоненте A из твердого раствора α_K выделяются вторичные кристаллы B_{II}. При этом состав твердого раствора будет меняться по линии предельной растворимости KE. Следовательно, после окончательного охлаждения сплав будет состоять из α_E и B_{II}.

Сплав II—II. От точки 1 до точки *2* выделяются кристаллы B_I, при температуре *2* идет перитектическая реакция. К моменту начала перитектической кристаллизации ранее выделившиеся кристаллы B_I имеют массу, соответствующую отрезку коноды PM, который явно длиннее отрезка PK. Следовательно, в сплаве *II—II* образовалось кристаллов B_I больше, чем требуется для реакции (требуется соответственно отрезку $\overline{PK}$, а имеется соответственно отрезку PM). Часть кристаллов B в перитектическом превращении принимать участие не будет, а останется в структуре сплава в виде отдельных зерен, называемых избыточными. Поэтому после полного охлаждения структура будет $\alpha_E + B_{II} + B_{I\,изб}$.

Сплав III—III. Между точками *1—2* выделяются кристаллы B_I. При температуре *2* идет перитектическая реакция

$$Ж.\ c_P + B_I \rightleftarrows \alpha_K. \qquad (37)$$

Так как в сплаве жидкой фазы (Ж. c_P) больше, чем требуется для этой реакции (требуется соответственно отрезку $\overline{KC}$, а имеется соответственно отрезку $\overline{NC}$), то часть жидкого сплава в перитектическом превращении принимать участия не будет. После того как все кристаллы B_I будут израсходованы на образование твердого раствора α_K, перитектическая реакция закончится и сплав будет состоять из c_P и α_K.

При дальнейшем охлаждении от точки *2* до *3* происходит затвердевание оставшейся жидкой части сплава, из которой выделяются кристаллы твердого раствора α. При понижении температуры состав жидкой фазы меняется по линии ликвидуса PA, а состав твердого раствора по линии солидуса KA. При температуре, отвечающей точке *3*, сплав полностью затвердеет; он состоит только из зерен α-раствора.

Перитектическое превращение наблюдается в сплавах Cu—Zn, Cu—Sn, Cd—Hg, Fe—Fe_3C и т. д.

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ ОБРАЗУЮЩИХ ХИМИЧЕСКОЕ СОЕДИНЕНИЕ

Диаграмма состояния этого типа характерна для сплавов, состоящих из компонентов, образующих химические соединения. Химические соединения могут быть изображены простыми формулами типа $A_m B_n$, которые показывают, что соединяются между собой m атомов компонента A и n атомов компонента B, образуя одну кристаллическую решетку, не сходную с решетками компонентов A и B.

В металлических сплавах образуются различные химические соединения как между двумя или несколькими металлами (их называют интерметаллидами), так и между металлом и неметаллом (карбиды, оксиды и т. д.).

Соединения классифицируют также по типу химических связей.

Химические соединения с нормальной валентностью. К ним относятся: Mg_2Si, Mg_2Sn, Mg_2Pd, Mg_3Bi_2 и др.

Электронные соединения. В этих соединениях соблюдается определенное отношение между числом валентных электронов и числом атомов. Если это отношение равно 3/2, то соединение имеет кубическую объемноцентрированную решетку (β-фаза); если отношение равно 21/13, то соединение имеет кубическую сложную решетку и носит название γ-фазы и, наконец, если отношение равно 7/4, то решетка гексагональная плотноупакованная (ε-фаза).

Некоторые примеры электронных соединений приведены в табл. 4.

Фазы внедрения. Эти соединения образуются такими металлами, как Nb, Ti, W, Mo, V, Mn, Fe и др., с металлоидами, имеющими малый атомный радиус. Если обозначить атомный радиус металлоида r_x, атомный радиус металла r_{Me}, то в этих соединениях отношение r_x/r_{Me} должно быть меньше 0,59.

Эти соединения могут быть выражены формулами: Me_4X; Me_2X; MeX; MeX_2, в которых Me — металл (например, Fe, Mo, W, Mn) а X — металлоид (например, N, C, H, B).

Некоторые соединения, являющиеся фазами внедрения, приведены ниже:

Соединение	Fe_4N	Fe_2N	W_2C	WC	Mn_4N	MnN	TiC	Mo_2N	W_2N
r_x/r_{Me}	0,56	0,56	0,55	0,55	0,53	0,53	0,53	0,52	0,51

Таблица 4. Примеры электронных соединений

Электронное соединение	Сумма валентных электронов в соединении	Сумма атомов в соединении	Отношение суммы валентных электронов к сумме атомов	Тип решетки
CuZn	1 + 2 = 3	2	3/2	Объемноцентрированная кубическая
Cu_5Sn	5 + 4 = 9	6	3/2 (9/6)	То же
Cu_5Zn_8	5 + 16 = 21	13	21/13	Кубическая сложная
$Cu_{31}Sn_8$	31 + 32 = 63	39	21/13 (63/39)	То же
$CuZn_3$	1 + 6 = 7	4	7/4	Гексагональная плотноупакованная
Cu_3Sn	3 + 4 = 7	4	7/4	То же

Примечание. Число валентных электронов в атомах: Cu — 1, Zn — 2, Sn — 4.

Поскольку образующиеся соединения имеют кристаллическую решетку, не сходную с решетками элементов, из которых соединение образовалось, то свойства химических соединений всегда резко отличаются от свойств элементов, входящих в них. Так, химические соединения имеют большую твердость, температуры плавления их резко отличаются от температур плавления компонентов, образующих соединение, и т. д.

Следовательно, образование соединений приводит к получению новых свойств. Как было установлено Н. С. Курнаковым, в сплавах, соответствующих по составу химическому соединению, имеется скачок в свойствах.

Во многих случаях химическое соединение может растворять в себе ограниченное или даже неограниченное количество какого-либо элемента, т. е. могут образоваться твердые растворы на основе химического соединения. В этом случае химическое соединение является растворителем.

Упорядоченные растворы. Н. С. Курнаков и С. Ф. Жемчужный установили, что в твердом растворе при известных условиях атомы располагаются в определенных местах (например, атомы одного элемента занимают узлы решеток, другого — центры граней или чередуются один с другим в узлах решетки и т. д.). Такие растворы называют *упорядоченными*. Процесс расположения атомов в указанном порядке называют *упорядочением*.

Упорядочение возможно только при условии очень медленного охлаждения сплава в твердом состоянии или после специального отжига, т. е. длительной выдержки сплава в твердом состоянии при повышенной температуре. Некоторые свойства упорядоченных растворов резко отличаются от свойств неупорядоченных растворов. Если упорядоченный твердый раствор нагреть до некоторой температуры, то правильный порядок чередования различных атомов в его решетке нарушается, т. е. происходит разупрочнение, в связи с чем особые свойства сплава, резко отличающие его от других сплавов этой системы, теряются. Упорядоченные растворы вследствие определенного состава (определенное отношение числа одних атомов в решетке к числу других) могут быть выражены конкретной формулой (например, Cu_3Au, CuAu, FeAl, Fe_3Si) (рис. 113).

При образовании упорядоченного твердого раствора свойства резко (скачком) меняются. Эти особенности упорядоченных твердых растворов делают их сходными с химическими соединениями.

Однако при образовании упорядоченного твердого раствора, вернее при упорядочении твердого раствора, тип кристаллической решетки не изменяется: при нагреве до некоторой температуры этот упорядоченный твердый раствор разупорядочивается, в связи с чем особые свойства его теряются. Эти особенности отличают упорядоченные твердые растворы от химических соединений, в которых состав, строение и свойства остаются неизменными независимо от скорости их охлаждения, нагрева и т. д. Поэтому полностью относить упорядоченные твердые растворы к химическим соединениям нельзя.

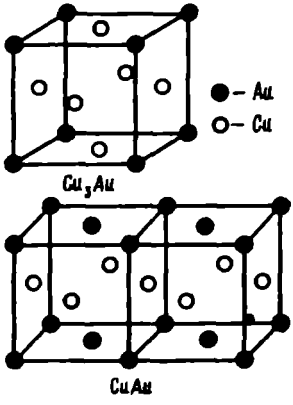


Рис. 113. Кристаллическая структура упорядоченных твердых растворов

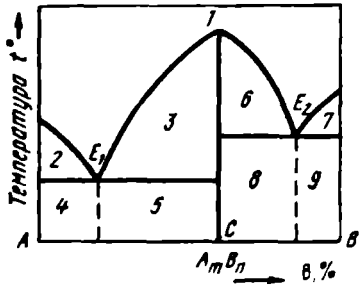


Рис. 114. Диаграмма состояния в случае образования устойчивого химического соединения

Упорядоченный твердый раствор представляет собой фазу промежуточного характера между твердым раствором и химическим соединением.

Химические соединения могут быть устойчивыми (т. е. сохраняющимися вплоть до температуры плавления) или неустойчивыми (т. е. распадающимися ниже температуры плавления и образующимися по перитектической реакции).

Если химическое соединение допускает замену части атомов одного элемента атомами другого, то образуется твердый раствор на базе химического соединения; состав этого раствора может в некоторых случаях изменяться в широких пределах.

Диаграмма состояния сплавов, в которых образуется устойчивое химическое соединение, не растворяющее в себе компонентов, приведена на рис. 114.

На этой диаграмме кроме граничных вертикальных линий для чистых металлов A и B имеется третья вертикаль, соответствующая химическому соединению A_mB_n. Верхняя точка на этой вертикали указывает температуру плавления соединения A_mB_n (аналогично точкам температур плавления компонентов A и B).

Вся диаграмма состояния при образовании устойчивого химического соединения, не растворяющего в себе компонентов системы, получается как бы составленной из двух самостоятельных диаграмм.

Процессы кристаллизации по этим диаграммам протекают так же, как в эвтектических диаграммах, только в структуре всех сплавов этой системы после охлаждения в механическую смесь будут входить кристаллы химического соединения.

В сплавах правее точки C, соответствующей составу химического соединения A_mB_n, компонента B больше, чем содержание его в этом химическом соединении. Следовательно, правее этой точки в сплавах будет механическая смесь кристаллов химического соединения A_mB_n и кристаллов B, поэтому эта часть диаграммы сходна с диаграммой эвтектического типа.

В сплавах левее точки C компонента A больше, чем входит в это химическое соединение. Следовательно, левее точки C в сплавах будет механическая смесь кристаллов химического соединения A_mB_n и кристаллов A. Поэтому эта часть диаграммы также сходна с диаграммой эвтектического типа.

Каждую часть диаграммы (левую и правую от линии соединения A_mB_n) можно использовать самостоятельно,

независимо от другой, для изучения структуры сплавов.

Если обозначить области на диаграмме (*1*—*9*), как на рис. 114, то состояния равновесия в каждой области характеризуются следующим образом: *1*—Ж. с; *2* — Ж. с + *A*; *3* — Ж. с + A_mB_n; *4* — *A* + эвт$_{E_1}$ (A_mB_n + + *A*); *5* — A_mB_n + эвт$_{E_1}$ (A_mB_n + *A*); *6* — Ж. с + + A_mB_n; *7* — Ж. с + *B*; *8* — A_mB_n + эвт$_{E_2}$ (A_mB_n + + *B*); *9* — *B* + эвт$_{E_2}$ (A_mB_n + *B*).

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ С ПОЛИМОРФНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ

Диаграммы состояния такого типа характерны для сплавов, состоящих из компонентов, которые в жидком состоянии обладают неограниченной растворимостью, а фазы, образующиеся в результате затвердевания жидкости, претерпевают в твердом состоянии аллотропические (полиморфные) превращения.

Аллотропические превращения могут сочетаться с другими фазовыми превращениями, что приводит к появлению на диаграмме состояния соответствующих точек и линий.

Если компоненты *A* и *B* не растворяются один в другом и образуют механическую смесь (рис. 97), то при охлаждении ниже температуры эвтектики появляются горизонтальные линии соответствующих полиморфных превращений.

На диаграмме (рис. 115, *а*) показан случай, когда компонент *A* претерпевает аллотропическое превращение при t_1°, переходя при нагреве из аллотропической формы A_α в аллотропическую форму A_β. Этому аллотропическому превращению соответствует на диаграмме линия, проведенная параллельно оси состава при температуре t_1°. Эта линия должна быть параллельна оси состава, так как при превращении $A_\alpha \rightleftarrows A_\beta$ в системе три фазы (A_α, A_β и *B*), а по правилу фаз такое состояние возможно только при постоянной температуре (число степеней свободы $C = 0$).

Диаграмма рис. 115, *б* иллюстрирует случай, когда оба компонента имеют аллотропические превращения. Превращение $B_\alpha \rightleftarrows B_\beta$ отмечено линией, параллельной оси абсцисс, проведенной при t_2°, отвечающей температуре аллотропического превращения $A_\alpha \rightleftarrows A_\beta$ при температуре t_1°.

Диаграмма рис. 115, *в* иллюстрирует случай, когда химическое соединение полиморфно, т. е. имеет аллотропическое превращение при температуре t_1°.

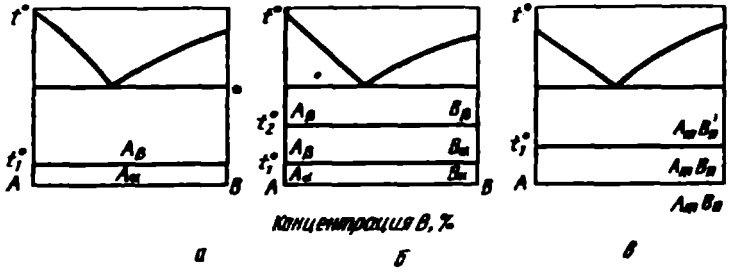


Рис. 115. Диаграммы состояния сплавов с полиморфными превращениями

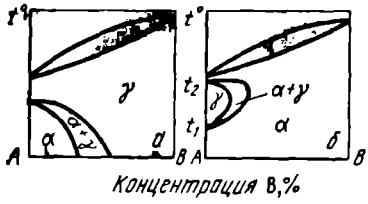


Рис. 116. Влияние компонента, понижающего (*а*) и повышающего (*б*) температуру аллотропического превращения

Если компоненты A и B неограниченно растворяются один в другом, то в диаграммах состояния ниже линии солидус располагается широкая область однофазного твердого раствора.

Нижняя часть диаграммы может иметь различный вид в зависимости от того, имеются полиморфные превращения у одного из компонентов или у каждого из них, а также большое значение имеет и число полиморфных превращений у данного компонента (см. гл. I, табл. 2).

Аллотропическое превращение в сплавах-твердых растворах происходит в интервале температур, так как число компонентов A и $B = 2$, число фаз $= 2$ (две аллотропические модификации) и число степеней свободы $C = 2 + 1 - 2 = 1$.

На диаграмме такое превращение характеризуется наклонными линиями, идущими вверх или вниз, в зависимости от того, как влияет растворенный компонент на температуру аллотропического изменения растворителя.

На рис. 116, *а* показана диаграмма для случая, когда компонент B снижает температуру превращения $A_\alpha \rightleftarrows A_\gamma$; на рис. 116, *б* дана диаграмма для случая, когда у компонента A происходит полиморфное превращение дважды: при температурах t_1 и t_2, *а* компонент B повышает температуру t_1 и понижает температуру t_2.

Влияние элементов на температуру аллотропического превращения растворителя имеет большое значение, предопределяя структуру и

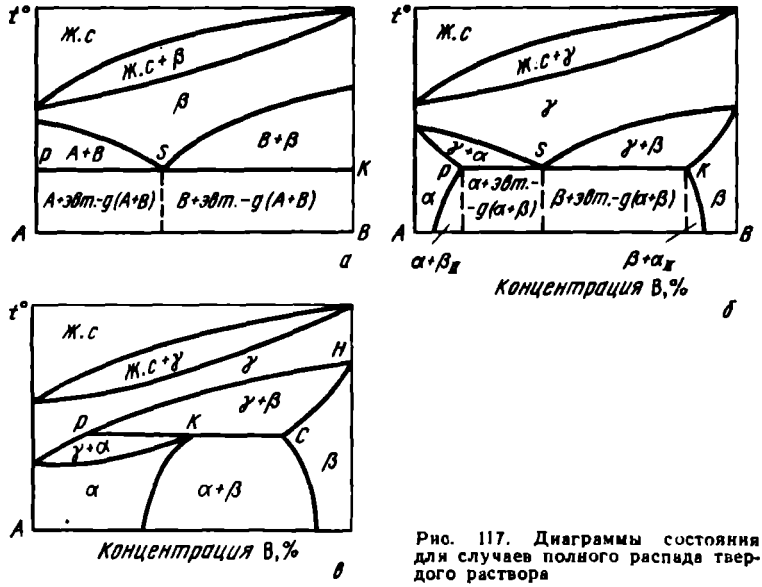


Рис. 117. Диаграммы состояния для случаев полного распада твердого раствора

свойства сплавов, обеспечивая возможность получения сплавов с совершенно новыми свойствами.

Если аллотропические видоизменения свойственны обоим компонентам A и B, то диаграммы состояния приобретают более сложный вид (рис. 117).

Иногда аллотропическое превращение твердого раствора при изменении температуры может приводить к образованию модификации, которая или совершенно не растворяет второй компонент, или растворяет его, но в значительно меньшем количестве. Тогда твердый раствор полностью распадается.

В этом случае получающаяся структура будет зависеть от характера образующихся фаз. Но всегда полный распад твердого раствора будет происходить при постоянной температуре. На диаграмме состояния это будет отражено прямой линией, параллельной оси состава, что находится в полном соответствии с правилом фаз.

В самом деле, если твердый раствор (одна фаза) распадается на две другие фазы, то в момент распада должны присутствовать три фазы, а это возможно лишь при постоянной температуре (число степеней свободы $C = 0$).

На рис. 117 приведены диаграммы для случаев, когда твердый раствор полностью распадается. Твердые растворы в результате вторичной кристаллизации могут распадаться на механические смеси чистых компонентов и смеси ограниченных твердых растворов, образовывать твердые растворы по реакциям, аналогичным перитектическим.

На рис. 117, *а* дана диаграмма для случая, когда образовавшийся в процессе первичной кристаллизации твердый раствор β при дальнейшем охлаждении распадается на механическую смесь компонентов A и B; превращение $\beta_S \rightleftarrows A + B$ идет по линии PSK. Оно сходно с эвтектическим, когда механическая смесь получается в результате распада жидкого раствора.

В отличие от распада жидкого раствора, при котором образуется эвтектика, это превращение твердого раствора называют *эвтектоидным*.

В соответствии с этим температуру образования эвтектоида (линия PSK) называют *эвтектоидной температурой;* сплав, соответствующий составу эвтектоида, — точка S, называют *эвтектоидным сплавом*, структуру, получающуюся при распаде твердого раствора эвтектоидного состава, называют *эвтектоидом*. Структура в различных областях указана непосредственно на диаграмме.

На рис. 117, *б* показана диаграмма для случая, когда образовавшийся в процессе первичной кристаллизации твердый раствор γ претерпевает эвтектоидное превращение по линии PSK; он распадается на механическую смесь кристаллов твердых растворов α и β.

Эвтектоидное превращение может быть записано так:

$$\gamma_S \rightleftarrows \alpha_P + \beta_K. \qquad (38)$$

Структуры в различных областях диаграммы такого типа указаны непосредственно на диаграмме.

Диаграмма рис. 117, *в* иллюстрирует случай, когда образовавшийся твердый раствор γ с преобразованными кристаллами β (получившимися также из твердого раствора γ по линии HP) дает твердый раствор α, т. е. при температуре линии PKC идет реакция

$$\gamma_P + \beta_B \rightleftarrows \alpha_K, \qquad (39)$$

которая аналогична перитектической реакции для жидкого раствора, в отличие от которой ее называют *перитектоидной*. В соответствии

с этим температура, при которой протекает эта реакция, называется *перитектоидной температурой* (линия *PKC*). Структура в различных областях указана непосредственно на диаграмме.

СВЯЗЬ МЕЖДУ СОСТАВОМ, СТРОЕНИЕМ И СВОЙСТВАМИ СПЛАВОВ

Рассмотренные диаграммы состояния характеризуют строение сплавов различного состава. Мы видели, что в зависимости от состава (т. е. от содержания компонентов) сплавы могут иметь разнообразную структуру в соответствии с типом диаграммы состояния. Основоположником учения о связи диаграммы состояния со свойствами сплавов является акад. Н. С. Курнаков.

Зависимость свойств от состава сплавов в общем виде приведена на рис. 118.

а) В сплавах, имеющих структуру механических смесей (рис. 118, *а*), свойства изменяются в основном прямолинейно. Некоторые свойства механических смесей, в первую очередь НВ и $\sigma_в$, зависят от размеров частиц, т. е. от степени дисперсности. В эвтектических и близко к ним расположенных сплавах фазы измельчены в наибольшей степени, поэтому механические свойства, как это показано на рис. 118, *а* и *б* штриховыми линиями, значительно повышаются.

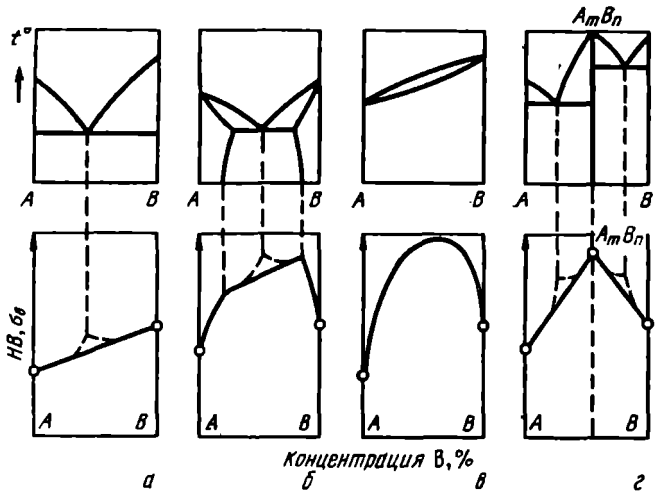


Рис 118. Зависимость свойств от состава сплавов (вида диаграммы состояния)

б) В сплавах-твердых растворах свойства изменяются по криволинейной зависимости, т. е. более существенно, чем для сплавов, имеющих структуру смеси кристаллов (118, *в*).

в) Если диаграмма показывает, что в сплавах образуется разнообразная структура, то и зависимость свойств тоже неоднозначна (рис. 118, *б*). А именно, в сплавах-твердых растворах, граничных с чистыми компонентами *A* и *B*, свойства изменяются по кривым, а в сплавах-смесях твердых растворов зависимость вновь прямолинейная.

г) При образовании химических соединений (рис. 118, *г*) свойства изменяются скачком, очень резко.

Охарактеризуем более подробно изменение свойств в сплавах, в которых образуются ограниченные твердые растворы и механические смеси этих растворов. Изменение некоторых физических и технологических свойств в этом случае показано на рис. 119. Многие физические и механические свойства сплавов четко зависят от структуры, но такие технологические свойства, как литейные (т. е. способность обеспечить хорошее качество отливок) или свариваемость, зависят не столько от структуры, сколько от того, в каких условиях по температуре проходило затвердевание сплавов.

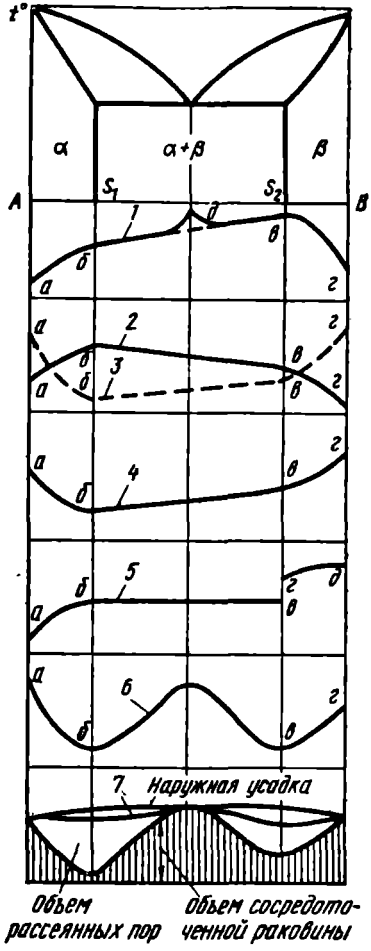


Рис. 119. Зависимость свойств сплава от состава при образовании ограниченных твердых растворов: *1* — $\sigma_в$; *2* — электросопротивление; *3* — электропроводность; *4* — температурный коэффициент электросопротивления; *5* — электрохимический потенциал; *6* — жидкотекучесть; *7* — объемная усадка

Поэтому о зависимости механических и физических свойств однофазных сплавов (α и β), т. е. сплавов, лежа-

щих левее S_1 и правее S_2 диаграммы, приведенной на рис. 119, можно сделать следующие выводы:

а) твердость НВ, прочность $\sigma_в$ и электросопротивление твердых растворов выше, чем у чистых металлов (рис. 119, кривые *1* и *2*, отрезки *аб* и *вг*);

б) электропроводность и температурный коэффициент электросопротивления у твердых растворов ниже, чем у чистых металлов (рис. 119, кривые *3* и *4*, отрезки *аб* и *вг*);

в) электрохимический потенциал изменяется по плавной (для полностью однородных твердых растворов) кривой (рис. 119, кривая *5*, отрезки *аб* и *гд*);

Технологические литейные свойства, определяющие способность сплава при затвердевании дать высококачественные отливки, слитки, детали, зависят от жидкотекучести, несклонности к образованию трещин внутри и на поверхности слитков, образования рассеянной пористости или усадочной сосредоточенной раковины.

Жидкотекучесть — это способность заполнять литейную форму сложной конфигурации. Она зависит от интервала кристаллизации сплава. Чем больше расстояние между ликвидусом и солидусом, т. е. чем больше интервал кристаллизации, тем ниже жидкотекучесть.

Поэтому сплавы-твердые растворы (рис. 119, кривая *6*, отрезки *аб* и *вг*) имеют пониженную жидкотекучесть.

Кроме того, чем больше интервал кристаллизации, тем сплавы более склонны образовывать трещины на поверхности и внутри отливки.

В результате усадки образуются мелкая пористость, разбросанная по всему объему отливки (что нередко выводит литье в брак), которая тем больше чем больше расстояние между ликвидусом и солидусом (т. е. чем больше интервал кристаллизации); при малом интервале кристаллизации в сплавах образуется сосредоточенная усадочная раковина.

На рис. 119, кривая *7* показан общий объем пустот, которые складываются из мелких пор и усадочной раковины. Как видно из рисунка, чем больше интервал кристаллизации, тем больше мелкой пористости (рассеянные поры). Следовательно, для получения качественных отливок необходимо выбрать сплавы, у которых температуры ликвидуса и солидуса были бы как можно ближе.

Следовательно, в однофазных сплавах, представляющих собой твердые растворы α или β, наибольшую рассеянную пористость будут иметь сплавы, состав которых близок составу в точках S_1 или S_2.

Таким образом, однофазные сплавы-твердые растворы обладают плохими литейными свойствами и не пригодны для фасонного литья. Однако однофазные сплавы, представляющие собой твердые растворы, при достаточно высокой прочности обладают хорошей пластичностью, высоким сопротивлением коррозии. Поэтому сплавы-твердые растворы являются наилучшими для изготовления деталей методами обработки металлов давлением, когда качество деталей будет определяться *технологической пластичностью* сплава.

В отношении механических смесей фаз ($\alpha + \beta$), т. е. для сплавов состава в интервале S_1—S_2 диаграммы рис. 119 следует, что электросопротивление (кривая *2*, отрезок *бв*), электропроводность (кривая *3*, отрезок *бв*), температурный коэффициент электропроводности (кривая *4*, отрезок *бв*), электрохимический потенциал (кривая *5*, отрезок *бв*) изменяются по прямым линиям. Прочность ($\sigma_в$) и твердость (НВ) в случае, когда фазы при кристаллизации эвтектики не слишком измельчены (или укрупнены в результате специального отжига), также изменяются прямолинейно (рис. 119, кривая *1*, отрезок *бв*). В случае, когда смесь состоит из высокодисперсных фаз, наблюдается резкое отклонение от прямолинейной зависимости и для сплавов эвтектического состава на кривых свойств виден перелом или даже ясно выраженный пик (рис. 119, кривая *1*, сплошная линия *бдв*).

Литейные свойства изменяются по указанному выше закону: чем больше интервал кристаллизации, тем меньше жидкотекучесть *6*, больше мелкой пористости *7*, больше склонность к образованию наружных трещин и т. д.

Следовательно, наилучшими литейными сплавами будут эвтектические, а худшими — сплавы, соответствующие предельным твердым растворам (S_1 и S_2). В то же время двухфазная структура обеспечивает низкую технологическую пластичность, поэтому эвтектические сплавы не пригодны для обработки давлением.

Лучшая обрабатываемость резанием выявлена у сплавов, имеющих структуру эвтектики, эти же сплавы дают и наилучшую чистоту поверхности при токарной обработке.

Очень важно отметить значительное влияние химических соединений на свойства сплавов. Присутствие их в сплавах даже в небольших количествах значительно повышает прочность, износостойкость, жаропрочность и другие свойства, необходимые при эксплуатации деталей.

Из изложенного видно, что диаграммы состояния позволяют на научной основе предвидеть поведение сплавов, выбирать сплавы в зависимости от их назначения, применять различные виды термической обработки и другие методы воздействия для получения заданной структуры и свойств.

4. Понятие о диаграммах состояния тройных сплавов

Большинство сплавов, применяемых в технике, состоит более чем из двух компонентов. В некоторых случаях количество третьего компонента так мало или его влияние настолько незначительно, что систему, хотя и состоящую более чем из двух компонентов, можно практически рассматривать как двойную. В некоторых случаях ограничиваются указаниями о влиянии третьего компонента на свойства двойных сплавов, что позволяет не прибегать к более сложным диаграммам тройных систем.

Приведем некоторые примеры. В железоуглеродистых сплавах (сталях, чугунах), которые являются двухкомпонентными, всегда присутствуют кремний, марганец, сера, фосфор. До определенных концентраций этих элементов сплавы железа с углеродом рассматривают как двойные (сплавы Fe—C или Fe—Fe_3C).

Однако, когда концентрация третьего элемента становится значительной или влияние его на структуру и свойства очень велико даже при содержании в малых количествах, рассматривать тройные (и с большим числом компонентов) системы как двойные нельзя. В этих случаях строят диаграммы состояния для трех компонентов (тройные системы). Эти диаграммы, на первый взгляд кажущиеся значительно более сложными, строят по тому же принципу, что и двойные диаграммы, опытным путем; они подчиняются правилу фаз и к ним можно применить правило отрезков.

В двойных сплавах независимой переменной является концентрация только одного компонента С, %, так как концентрация второго равна разности 100 — С, %.

В тройных сплавах независимыми переменными являются концентрации двух компонентов, следовательно, изменение состава может быть выражено двумя координатами. Температура в диаграммах состояния тройных сплавов будет уже третьей координатой. Следовательно, диаграммы тройных сплавов будут пространственными. Для определенных условий (например, для постоянной температуры) диаграммы для тройных сплавов могут быть даны также в виде плоскостных.

Прежде всего ознакомимся с тем, как выражают состав тройных сплавов. Имеются различные методы изображения на плоскости состава тройных сплавов (прямоугольные координаты и др.), но общепринятой является определение состава (концентрации) тройных сплавов с помощью равностороннего треугольника. Такой треугольник, служащий основанием тройных диаграмм, называется *концентрационным треугольником* (рис. 120).

В вершинах треугольника отмечен состав 100 % компонентов *A*, *B* и *C*, а на сторонах *BC*, *AC* и *AB* указаны концентрации компонентов в двойных сплавах.

Чтобы определить положение сплава по заданному составу, нужно найти точку содержания компонента на стороне (двойной диаграмме) и провести линию, параллельную другой стороне, противолежащей

вершине треугольника для этого компонента. Например, на стороне BC находим точку 20 % B и проводим параллельную стороне AC, противолежащую вершине компонента B. Затем аналогичное построение сделаем от стороны AB, например, от 60 % A проведем параллельную BC. Точка пересечения двух параллельных будет определять состав сплава с 60 % A, 20 % B, остальные 20 % — компонент C.

При таком методе отсчета, которым очень часто пользуются, необходимо концентрацию компонентов откладывать в одном направлении (например, против часовой стрелки, как это показано на рис. 120).

Тройные диаграммы строят экспериментальным путем. Для этого, так же как и в случае двойных сплавов, определяют критические температуры (критические точки) построением кривых охлаждения или нагрева или другим методом и наносят их на линию данного сплава, т. е. на вертикаль к точке, показывающей состав сплава (точки, характеризующие состав тройных сплавов, находятся внутри треугольника).

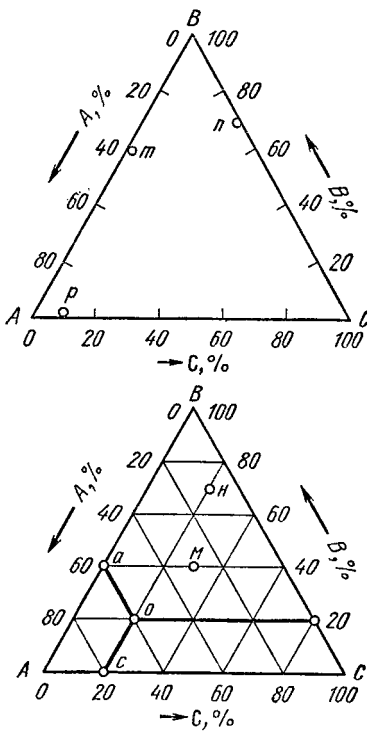


Рис. 120. Концентрационные треугольники для тройных сплавов

При соединении точек ликвидуса получается *поверхность ликвидуса;* точек солидуса — *поверхность солидуса.*

Вид тройной диаграммы состояния зависит от того, какие фазы образуются в результате взаимодействия компонентов в сплаве.

Ниже будут рассмотрены только диаграммы состояния для сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в жидком состоянии.

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ, ОБРАЗУЮЩИХ МЕХАНИЧЕСКУЮ СМЕСЬ ЧИСТЫХ КОМПОНЕНТОВ

Несмотря на то что конкретные значения критических точек для данного тройного сплава устанавливают опытным путем, направления поверхностей ликвидуса, их пересечения и весь характер тройной диаграммы можно предвидеть на основе теории.

В сплавах, образующих механическую смесь, добавка третьего компонента снижает температуры ликвидуса и солидуса двойных сплавов. Из рис. 121 видно, что линии ликвидуса и солидуса снижаются, если к двойному сплаву добавлен третий компонент (в данном случае постоянное количество компонента C).

Добавка третьего компонента может изменять также состав двойной эвтектики. На рис. 121 показано, что состав двойной эвтектики

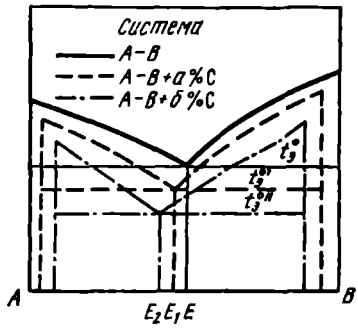


Рис. 121. Влияние добавки третьего компонента постоянной концентрации на диаграмму состояния двойных сплавов в случае, когда компоненты образуют механическую смесь

в двойном сплаве соответствует точке E; при добавке a % C — точке E_1, при добавке $б$ % C — точке E_2.

Следовательно, поверхности ликвидуса при образовании механической смеси идут вниз от температур плавления чистых компонентов.

Температуры образования двойных эвтектик в тройных сплавах различны ($t'^0_э$, $t''^0_э$) и снижаются с увеличением содержания третьего компонента (рис. 121).

Температуры плавления двойных эвтектик лежат на линиях пересечений поверхностей ликвидуса. Кроме того, линии двойных эвтектик должны сойтись в одной точке, а следовательно, в этой точке сходятся и все поверхности ликвидуса. Это вытекает из правила фаз. При образовании механической смеси в сплаве после кристаллизации двойной эвтектики должна начаться кристаллизация тройной эвтектики, в которую входят кристаллы третьего компонента, т. е. тройную эвтектику можно представить как сумму $A + B + C$.

Следовательно, в момент появления тройной эвтектики в сплаве будут существовать четыре фазы (жидкий сплав и кристаллы A, B, C). Это возможно только при постоянных составе и температуре, так как число степеней свободы равно нулю:

$$C = K + 1 - \Phi = 3 + 1 - 4 = 0. \qquad (40)$$

Поскольку состав тройной эвтектики в данной системе компонентов может быть только один, то ему должна соответствовать внутри треугольника только одна точка. Сплав, соответствующий тройной эвтектике, затвердевает при наименьшей температуре.

В тройных сплавах, образующих механическую смесь компонентов, поверхность солидуса представляет собой плоскость, параллельную плоскости концентраций, проходящую через точку затвердевания тройной эвтектики.

Пространственная диаграмма состояния тройных сплавов, состоящих из компонентов, не растворяющихся в твердом состоянии и образующих тройную эвтектику, показана на рис. 122, *а*.

Ниже приведены данные, из которых видно, какие кристаллы по какой поверхности ликвидуса выделяются и какая эвтектика соответствует линии двойной эвтектики:

Поверхность ликвидуса	Выделяющиеся кристаллы	Линия двойной эвтектики	Выделяющаяся эвтектика
AE_1EE_2A	A	E_1E	$A + B$
BE_2EE_1B	B	E_2E	$B + C$
CE_2EE_2C	C	E_2E	$A + C$

Точка E — это точка тройной эвтектики, в которой выделяется эвтектика ($A + B + C$).

Поверхность солидуса проходит при постоянной температуре на

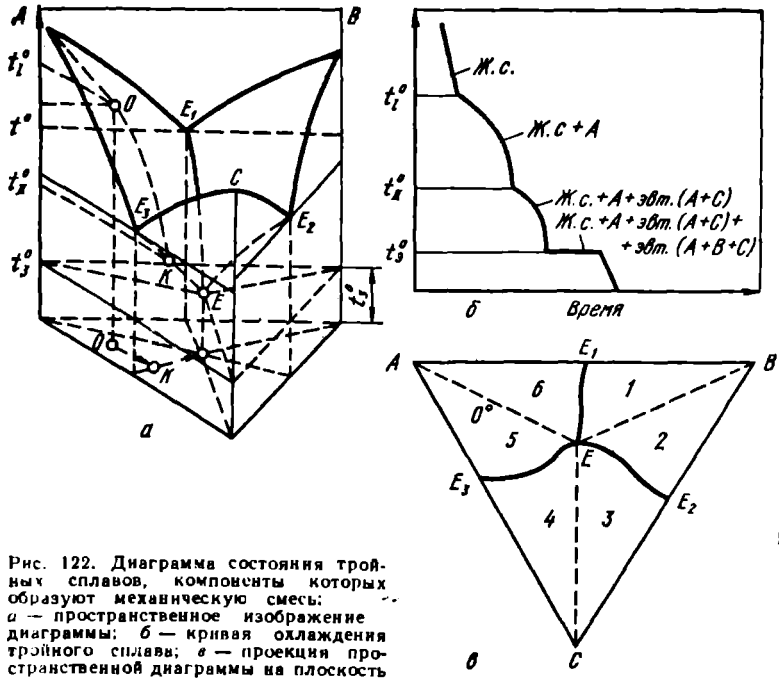


Рис. 122. Диаграмма состояния тройных сплавов, компоненты которых образуют механическую смесь: *а* — пространственное изображение диаграммы; *б* — кривая охлаждения тройного сплава; *в* — проекция пространственной диаграммы на плоскость

расстоянии $t_э^0$ от концентрационного треугольника (для которого принята нормальная температура).

Рассмотрим кристаллизацию тройного сплава *O* на диаграмме, рис. 122, *а*.

Кривая охлаждения для этого сплава приведена на рис. 122, *б*. До t_l^0 сплав находится полностью в жидком состоянии (Ж. с.); начиная с t_l^0 выделяются кристаллы *A*. Поэтому точка, характеризующая состав оставшейся жидкой части сплава, будет удаляться от вершины *A* по линии *AOK*, проходящей через точку *O* и вершину *A*. При $t_{\parallel}^0$ выделение свободных кристаллов *A* закончится и начнется выделение двойной эвтектики $(A + C)$. От $t_{\parallel}^0$ до $t_э^0$ будет выделяться эвтектика $A + C$. Вследствие выделения из жидкого сплава *A* и *C* в нем будет возрастать концентрация *B*. Жидкая часть сплава между $t_{\parallel}^0$ и $t_э^0$ будет менять состав по линии E_3E (т. е. по направлению от точки *K* к точке *E*). При $t_э^0$ оставшаяся жидкая часть сплава будет иметь состав точки *E* и при кристаллизации даст тройную эвтектику $(A + B + C)$.

Итак, после полного охлаждения сплав будет состоять из следующих структурных составляющих: свободных кристаллов *A*, двойной эвтектики $(A + C)$ и тройной эвтектики $(A + B + C)$.

Проекция пространственной тройной диаграммы на плоскость

Если нас интересует только структура сплавов после полного затвердевания, то можно воспользоваться проекцией пространственной диа-

раммы на плоскость концентрационного треугольника (рис. 122, *в*). Действительно, если смотреть на пространственную диаграмму (рис. 122, *а*) сверху, то внутри треугольника видны линии двойных эвтектик EE_1, EE_2, EE_3 и точка тройной эвтектики E, а на сторонах треугольника — точки двойных эвтектик в двойных сплавах E_1, E_2, E_3.

Введем вспомогательные штриховые линии, соединяющие точку тройной эвтектики с вершинами треугольника. Тогда проекция тройной диаграммы разделится на шесть областей (рис. 122, *в*).

Выше подробно была рассмотрена кристаллизация сплава O, находящегося в области *5*, и установлено, что процесс идет следующими этапами: а) выделение первичных кристаллов чистого компонента; б) выделение двойной эвтектики; в) выделение тройной эвтектики.

Аналогично этому протекает кристаллизация сплавов и в других областях, только выделяться будут кристаллы других компонентов и другие двойные эвтектики. Так, в сплавах области *6* будет выделяться тот же элемент A_I, но двойная эвтектика $(A + B)$.

В первой области будет выделяться элемент B и двойная эвтектика $(A + B)$. Тройная эвтектика будет во всех сплавах этой диаграммы одна и та же $(A + B + C)$. Отсюда вытекает простое правило: точки, находящиеся в вершинах каждой области, спроектированной на плоскость концентрационного треугольника, характеризуют структурные составляющие, которые образуются в сплавах этой области тройной диаграммы.

Так, вершинами области *3* являются точки C, E_2 и E — значит структура сплавов этой области: $C_I + (B + C) + (A + B + C)$.

Ниже приведены структуры для всех областей трехкомпонентного сплава, спроектированного на плоскость (рис. 122, *в*).

Область	Структура	Область	Структура
1	$B_I + (A + B) + (A + B + C)$	*4*	$C_I + (A + C) + (A + B + C)$
2	$B_I + (B + C) + (A + B + C)$	*5*	$A_I + (A + C) + (A + B + C)$
3	$C_I + (B + C) + (A + B + C)$	*6*	$A_I + (A + B) + (A + B + C)$

Любой тройной сплав этой системы после кристаллизации будет состоять из трех фаз кристаллов A, B, C.

Сплавы, находящиеся на линиях этой диаграммы, после кристаллизации будут иметь две структурные составляющие, указываемые крайними точками этой линии.

Сплавы, лежащие на линиях двойных эвтектик, будут состоять из двойной и тройной эвтектик; они не имеют свободных кристаллов компонентов A, B, C, а именно:

На линии двойной эвтектики	Структура
EE_1	$(A + B) + (A + B + C)$
EE_2	$(B + C) + (A + B + C)$
EE_3	$(A + C) + (A + B + C)$

Сплавы, лежащие на вспомогательных штриховых линиях, соединяющих вершины треугольника с точкой тройной эвтектики, будут

состоять из свободных кристаллов A, B, C и тройной эвтектики ($A + B + C$); они не содержат двойных эвтектик:

Линии	Структура
CE	$C_I + (A + B + C)$
BE	$B_I + (A + B + C)$
AE	$A_I + (A + B + C)$

На сторонах треугольника не будет тройной эвтектики, так как там располагаются двойные сплавы.

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ, ОБРАЗУЮЩИХ НЕОГРАНИЧЕННЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ

В результате кристаллизации сплавов этой системы должно получиться однофазное состояние, т. е. любой сплав должен состоять из однородных кристаллов тройного твердого раствора.

Пространственное изображение этой диаграммы показано на рис. 123, *а*; верхняя поверхность, образованная точками *n*, является поверхностью ликвидуса, а нижняя, образованная точками *m*, — поверхностью солидуса.

Если спроектировать такую диаграмму на плоскость, то получится пустой треугольник. Это вполне естественно, так как все сплавы такой системы имеют одинаковое строение, представляя собой кристаллы твердого раствора. Как характеристику системы давать пустой концентрационный треугольник не имеет смысла. В таких случаях указывают, что компоненты системы образуют неограниченные твердые растворы. Интерес представляют изотермические сечения такой диаграммы. Если провести изотермическую плоскость между температурами плавления наиболее тугоплавкого и менее тугоплавкого компонента, то такая плоскость пересечет и поверхность ликвидуса, и поверхность солидуса.

Так, на рис. 123, *б* изотермическая плоскость $t°$ (т. е. проведенная на высоте температуры $t°$) пересекает поверхность ликвидуса по линии *аб*, а следовательно, все сплавы, лежащие на линии *аб*, начнут

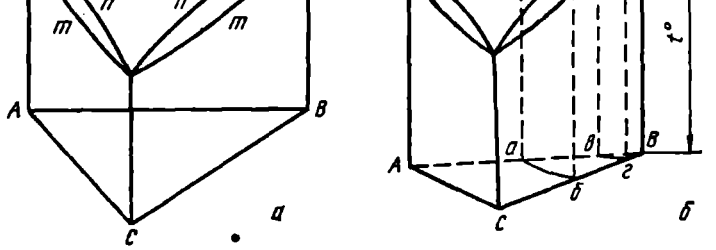


Рис. 123. Диаграмма состояния тройных сплавов, образующих неограниченные твердые растворы:
а — пространственное изображение диаграммы; *б* — сечение пространственной диаграммы изотермической плоскостью

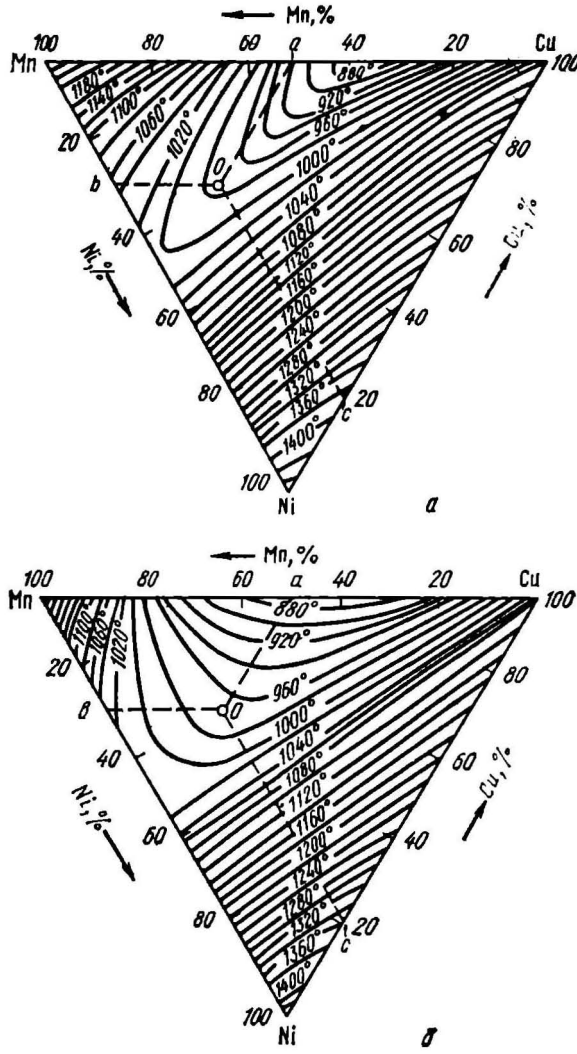


Рис. 124. Изотермы ликвидуса (*а*) и солидуса (*б*) тройных сплавов системы Mn—Ni—Cu

затвердевать при температуре $t°$ С, т. е. будут иметь одинаковую температуру ликвидуса. Такие линии называются *изотермами ликвидуса*.

Эта же плоскость $t°$ пересекает поверхность солидуса по линии *вг*. Следовательно, во всех сплавах, лежащих на линии *вг*, затвердевание закончится при температуре $t°$, т. е. эти сплавы будут иметь одинаковую температуру солидуса. Такие линии называются *изотермами солидуса*.

Тройные сплавы Mn—Ni—Cu имеют неограниченную растворимость в твердом состоянии, т. е. при любом составе в равновесных условиях образуют однородные твердые растворы. На рис. 124 приведены изотермы ликвидуса и солидуса для сплавов Mn—Ni—Cu. При помощи таких диаграмм можно легко определить температуру ликвидуса (начала затвердевания, конца плавления), солидуса (конца затвердевания, начала плавления); интервал температур кристаллизации, т. е. разность между температурой ликвидуса и солидуса. Например, у сплава *O* (рис. 124) 50 % Mn (точка *a*); 30 % Ni (точка *b*), 20 % Cu (точка *c*) температура ликвидуса (рис. 124, *а*) находится между изотермами ликвидуса 960 и 1000 °С; ее можно принять равной 990 °С, так как точка сплава ближе к изотерме 1000 °С.

Температура солидуса этого сплава (рис. 124, *б*) находится между изотермами солидуса 960 и 1000 °С; ее можно принять равной 980 °С, так как точка сплава оказалась посередине между изотермами.

В этом случае интервал кристаллизации составляет 990 — 980 = = 10 °С.

Считая, что температуры ликвидуса и солидуса близки, интервал температур кристаллизации невелик, можно предположить, что такой сплав будет иметь сравнительно хорошую жидкотекучесть, малую рассеянную пористость, у него будет небольшая склонность к дендритной ликвации (см. рис. 108), т. е. можно заранее оценить некоторые свойства такого сплава.

Изотермические сечения строят и для рассмотренной ранее диаграммы тройных сплавов, образующих механическую смесь. Но изотермические сечения в этом случае дают только изотермы ликвидуса (температура солидуса одинакова для всех сплавов данной системы и равна температуре затвердевания тройной эвтектики).

Тройные сплавы Pb—Bi—Sn характеризуются практически полной нерастворимостью компонентов в твердом состоянии, т. е. образуют механическую смесь. Пространственная диаграмма сплавов Pb—Bi—Sn приведена на рис. 125, *а*, а проекция этой диаграммы с изотермами ликвидуса — на рис. 125, *б*.

Рассмотрим при помощи этих диаграмм затвердевание и структуру сплава 70 % Pb (точка *a*); 20 % Sn (точка *c*); 10 % Bi (точка *б*) (см. рис. 125, точка *O*).

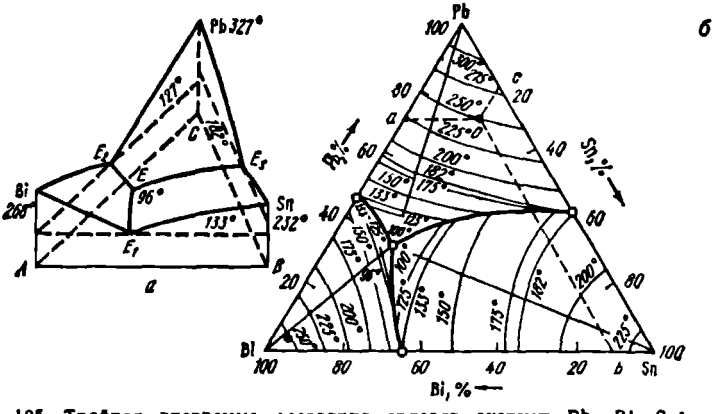


Рис. 125. Тройная диаграмма состояния сплавов системы Pb—Bi—Sn
а — пространственное изображение; *б* — проекция пространственной диаграммы на плоскость с изотермами ликвидуса

После полного охлаждения сплав будет иметь структуру:

$$Pb + эвт\ (Pb + Sn) + эвт\ (Pb + Sn + Bi). \quad (41)$$

Температура ликвидуса этого сплава лежит на изотерме 250 °С. Температура солидуса для всех тройных сплавов данной системы равна 96° С (температура затвердевания тройной эвтектики).

Интервал температур кристаллизации равен 250 — 96 = 154 °С. Этим интервалом будут определяться: малая жидкотекучесть, большая склонность к образованию рассеянной пористости и трещин.

Глава V ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫЕ СПЛАВЫ

Сплавы железа с углеродом широко применяют в технике. Наша страна всегда славилась мастерством в производстве стали и чугуна, благодаря чему еще в прошлом веке была создана сталь, превосходящая дамасскую, а в настоящее время разработаны наиболее совершенные способы производства.

Отечественной науке принадлежит первое и самое почетное место в изучении строения стали и чугуна и процессов, происходящих в них при нагреве и охлаждении. Особенно велика заслуга великого русского ученого Д. К. Чернова, благодаря открытиям которого производство стали и чугуна и их термическая обработка получили прочную научную основу. Д. К. Чернову принадлежит честь открытия превращений в стали в твердом состоянии и критических точек Чернова. До открытия критических точек не было известно, что происходит в стали при нагреве и охлаждении. Поэтому термическая обработка стали давала самые различные результаты и не гарантировала ни постоянства качества, ни требуемых свойств изделий.

Д. К. Чернов в 1868 г. установил наличие в стали критической точки *a*, соответствующей темно-вишневому цвету каления, и точки *b*, соответствующей красному цвету каления.

Позднее, в 1916 г., Д. К. Чернов построил диаграмму железо—углерод, которая явилась прообразом современной диаграммы состояния.

Открытие критических точек в стали дало возможность создать научно обоснованную технологию термической обработки.

1. Диаграмма состояния железо — углерод (Fe—C)

Тип диаграммы состояния зависит от природы компонентов и от характера взаимоотношений между компонентами.

Железо — металл серебристо-белого цвета, является переходным металлом, находится в VIII группе Периодической системы. Его атомный номер 26, атомная масса 55,8, атомный радиус 0,127 нм. Температура плавления железа 1539 °С.

Железо — полиморфный металл, может существовать в двух модификациях: α-железо, с кубической объемноцентрированной решеткой (о. ц. к.), период которой

0,286 нм, плотность 7,68 г/см^3, γ-железо с кубической гранецентрированной решеткой (г. ц. к.), период которой 0,365 нм, плотность 8,0 г/см^3.

γ-железо существует в интервале температур от 910 до 1392 °С. Эти температуры являются критическими точками железа, их обозначают буквами A_3 и A_4. Критическая точка A_3 отвечает температуре 910 °С, при которой при нагревании железа о. ц. к. решетка перестраивается в г. ц. к., а при охлаждении происходит превращение в обратном направлении.

Критическая точка A_4 соответствует температуре 1392 °С, когда γ-железо преобразуется в α-железо (иногда, чтобы отличить железо с о. ц. к. решеткой, существующей при высоких температурах, выше 1392 °С, вводят обозначение δ-железо).

Кривая охлаждения железа приведена на рис. 26. На ней отмечается еще одна критическая точка при 768 °С, соответствующая магнитному превращению, т. е. переходу из ферромагнитного в парамагнитное состояние. Эту точку называют точкой Кюри и обозначают A_2.

Углерод — неметалл, находится в IV группе Периодической системы, атомный номер 6, атомная масса 12, атомный радиус 0,077 нм, температура плавления 3500 °С.

Углерод — полиморфен, имеет две аллотропические формы: графит и алмаз. Графит является устойчивой в обычных условиях аллотропической формой. Алмаз получают при высоких давлениях и температурах.

При взаимодействии железа с углеродом в сплавах углерод может растворяться в решетках железа по механизму внедрения, т. е. внедряться в межузельные пространства решетки железа, поскольку атомный радиус углерода почти в два раза меньше, чем у железа, а также образовывать соединения Fe_3C, Fe_2C и др.

Соединение Fe_3C содержит наименьшую концентрацию углерода (6,67 %С) по сравнению с другими соединениями, поэтому (как это указывалось ранее) можно рассматривать часть диаграммы от железа до соединения Fe_3C как самостоятельную диаграмму $Fe—Fe_3C$.

2. Диаграмма состояния железо — цементит ($Fe—Fe_3C$)

Стали и белые чугуны

Эта диаграмма, изображенная на рис. 126 сплошными линиями, характеризует состояния железоуглеродистых сплавов— сталей и белых чугунов с концентрацией угле-

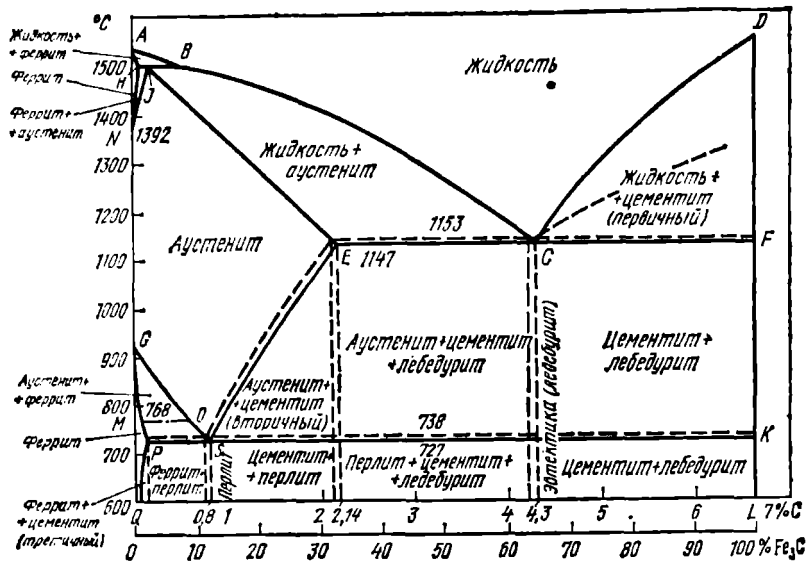


Рис. 126. Диаграмма состояния железо—углерод.
Сплошные линии — метастабильная; штриховые — стабильная

рода от 0 до 6,67 %. Концентрация 6,67 % С соответствует содержанию углерода в карбиде железа Fe_3C.

Система железо — цементит не является полностью стабильной, так как карбид железа Fe_3C при определенных условиях нагрева неустойчив и распадается с образованием свободного углерода — графита. Следовательно, система железо — цементит, в которой возможен необратимый распад цементита, является метастабильной. Превращения, совершающиеся в равновесной (стабильной)

Таблица 5. Координаты основных точек диаграммы состояния железо—цементит

Обозначение точки на диаграмме	Температура, °С	Концентрация углерода, %	Обозначение точки на диаграмме	Температура, °С	Концентрация углерода, %
A	1539	0	*D*	~1500	6,67
B	1499	0,5	*G*	911	0
H	1499	0,1	*P*	727	0,025
J	1499	0,16	*S*	727	0,8
N	1392	0	*K*	727	6,67
E	1147	2,14	*Q*	~600	0,006
C	1147	4,30	*L*	~600	6,67
F	1147	6,67			

системе, всегда полностью обратимы. Если при нагреве цементит диссоциирует на железо и графит, то при охлаждении превращение должно совершаться в обратном направлении, что в действительности не происходит.

Основные точки диаграммы состояния железо—цементит обозначены латинскими буквами, общепринятыми в международной практике. Координаты основных точек диаграммы состояния железо—цементит и их буквенные обозначения приведены в табл. 5.

Фазы в системе Fe—Fe_3C

Согласно диаграмме состояния Fe—Fe_3C в железоуглеродистых сплавах образуются следующие фазы: жидкий раствор (расплав) углерода в железе (ж. с.), феррит, аустенит, цементит.

Ф е р р и т [1] — твердый раствор углерода в α-железе. Кристаллическая решетка феррита—объемноцементрированный куб. Различают низкотемпературный и высокотемпературный феррит в соответствии с существованием низкотемпературной (Fe_α) и высокотемпературной (Fe_δ) модификаций железа с о. ц. к. решеткой. Феррит представляет собой твердый раствор внедрения. Атомы углерода располагаются в кристаллической решетке Fe_α между атомами железа в межатомных порах решетки. Из-за малых размеров этих пор в о. ц. к. решетке [2] значительная часть атомов углерода располагается на дефектах решетки (вакансиях, дислокациях). Этим объясняется малая растворимость углерода в Fe_α. Максимальная концентрация углерода в низкотемпературном феррите составляет 0,025 % при 727 °С, а в высокотемпературном феррите 0,1 % при 1499 °С. Растворимость углерода в феррите изменяется, после охлаждения до комнатной температуры она становится равной 0,006 % С.

Феррит мягок и пластичен, он имеет следующие механические свойства: $\sigma_в = 250$ МПа; $\sigma_{0,2} = 120$ МПа; $\delta = 50$ %; $\psi = 80$ %; $KCU = 2,5$ МДж/м^2; НВ 80.

Так же как и Fe_α, феррит магнитен до 768 °С.

Под микроскопом феррит выявляется в виде однородных зерен (рис. 127, *а*; альбом, с. 9). Обозначают феррит буквами Ф или α.

---

[1] Феррит получил название от латинского *Ferrum* — железо. По свойствам феррит сходен с железом.

[2] Межатомная пора о. ц. к. решетки Fe_α, в которой могут размещаться атомы углерода, имеет размер $0,291r$, где r — радиус атома железа.

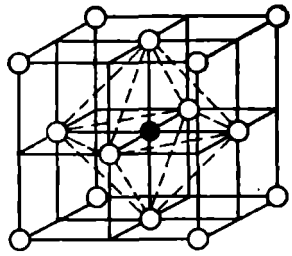


Рис. 128. Кристаллическая решетка аустенита. Светлые кружки — атомы железа, темный — атом углерода

А у с т е н и т[1] — твердый раствор внедрения углерода в γ-железе. Кристаллическая решетка аустенита гранецентрированный куб. На рис. 128 схематично показана элементарная ячейка кристаллической решетки аустенита с атомом углерода в центре куба (атомы углерода могут размещаться в центре куба и посередине ребер куба). Размер межатомных пор, в которых могут разместиться атомы углерода в решетке г. ц. к., почти в два раза больше, чем в о. ц. к. решетке. Поэтому растворимость углерода в Fe_γ больше, чем в Fe_α. Максимальная концентрация углерода в аустените достигает 2,14 % при 1147 °С и 0,8 % при 727 °С.

Аустенит, так же как Fe_γ, немагнитен, обладает меньшим удельным объемом, чем феррит. Аустенит пластичен (δ = 40—50 %), имеет твердость НВ 160—200. Структура аустенита показана на рис. 127, *б* (альбом, с. 9). Обозначают аустенит *А* или γ.

Ц е м е н т и т — химическое соединение железа с углеродом— карбид железа Fe_3C, содержит 6,67 % С. Цементит имеет сложную кристаллическую решетку, схематично показанную на рис. 129. Особенностью цементита является его исключительно высокая твердость (HV 1000, цементит легко царапает стекло) и хрупкость. Температура плавления цементита точно не установлена, так как при температурах ниже температуры плавления цементит распадается на железо и графит. Условно температуру плавления цементита принимают около 1500 °С. Обозначают цементит *Ц* или Fe_3C.

Характеристика отдельных точек и линий диаграммы состояния Fe—Fe_3C

На диаграмме состояния Fe—Fe_3C точка *А* (1539 °С) соответствует температуре плавления чистого железа, точка *D* (1500 °С) — температуре плавления цементита. Точка *N* (1392 °С) отвечает температуре полиморфного превращения $Fe_\delta \rightleftarrows Fe_\gamma$, точка *G* (911 °С) — температуре полиморфного превращения $Fe_\gamma \rightleftarrows Fe_\alpha$.

[1] Аустенит назван в честь английского ученого — металлографа В. Робертс—Аустена.

Анализ диаграммы состояния Fe—Fe_3C показывает, что отдельные ее части сходны с некоторыми простыми диаграммами, рассмотренными ранее.

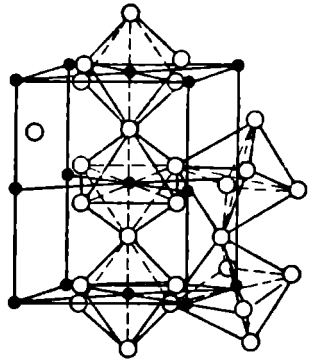


Рис. 129. Кристаллическая решетка цементита

Верхний левый угол диаграммы состояния Fe—Fe_3C соответствует диаграмме перитектического типа. Здесь линии *AB*-ликвидус и *AH*-солидус показывают температуры начала и конца кристаллизации жидких сплавов с образованием высокотемпературного феррита. При температуре, отвечающей линии *HJB*, протекает перитектическое превращение.

Правая верхняя часть диаграммы состояния Fe—Fe_3C является разновидностью диаграммы состояния эвтектического типа. Линии *BC* (ликвидус) и *JE* (солидус) указывают температуры начала и конца кристаллизации жидких сплавов соответствующего состава с образованием кристаллов аустенита. Линия *CD* отвечает температурам начала кристаллизации жидких сплавов с образованием кристаллов цементита. Линия *ECF* — эвтектическая горизонталь, при этой температуре протекает эвтектическое превращение в сплавах.

В нижней части диаграммы состояния Fe—Fe_3C имеется эвтектоидное превращение при температуре, соответствующей эвтектоидной горизонтали PSK.

Линии *NH* и *NJ* отвечают температурам начала и конца полиморфного превращения высокотемпературного феррита в аустенит при охлаждении и аустенита в феррит при нагревании сплавов. Линии *GS* и *GP* соответствуют температурам начала и конца полиморфного превращения аустенита в феррит при охлаждении и феррита в аустенит при нагревании сплавов. Линия *SE* — линия предельной растворимости углерода в γ-железе (определяет предельную концентрацию углерода в аустените). Линия *PQ* — линия предельной растворимости углерода в α-железе.

Температуры наиболее важных превращений в железоуглеродистых сплавах или критические точки обозначают буквой *A* с соответствующими индексами. Ниже приводятся обозначения линий диаграммы и соответствующих им критических точек.

Линия диаграммы.	*PSK*	*GS*	*SE*	*NJ*
Критическая точка.	A_1	A_3	A_{cm}	A_4

При нагреве и охлаждении в реальных условиях критические точки не полностью совпадают с соответствующими равновесными линиями диаграммы. При нагреве они несколько выше, а при охлаждении — ниже этих линий. Поэтому введены дополнительные обозначения критических точек, которыми пользуются при термической обработке. Для обозначения критических точек при нагреве добавляют букву *c*, а при охлаждении — букву *r*, например, Ac_1, Ac_3, Ac_4 — нагрев [1], Ar_1, Ar_3, Ar_4 — охлаждение [2].

Линия *MO* показывает температуру превращения феррита из магнитного в немагнитное состояние (768 °С). Это превращение не связано с фазовой перекристаллизацией и не относится к разряду фазовых превращений. Температура магнитного превращения обозначается точкой A_2.

Рассмотрим превращения, которые происходят в железоуглеродистых сплавах в соответствии с диаграммой состояния Fe—Fe_3C. Обратимся сначала к верхней левой части диаграммы состояния, где имеется перитектическое превращение.

Левая верхняя часть диаграммы состояния

Для удобства этот участок диаграммы представлен отдельно на рис. 130.

Из диаграммы видно, что кристаллизация сплавов с содержанием углерода до 0,5 % начинается по линии ликвидуса *AB* с выделения из жидкого сплава кристаллов феррита. При температуре 1499 °С (перитектическая горизонталь HJB) происходит перитектическое превращение между жидкой фазой (Ж. с) состава точки *B* (0,5 % С) и ферритом состава точки *H* (0,1 % С). В результате взаимодействия указанных фаз образуется аустенит состава точки *J* (0,16 % С):

$$\text{Ж. } c_{0,5} + \Phi_{0,1} \rightleftarrows A_{0,16}. \qquad (42)$$

Рассмотрим кристаллизацию наиболее характерных сплавов этой части диаграммы. Положение сплавов на диаграмме показано вертикальными линиями. Точки пересечения этих линий с линиями диаграммы определяют темпе-

[1] От начальной буквы французского слова *chauffage* — нагрев.

[2] От начальной буквы французского слова *refroidissment* — охлаждение.

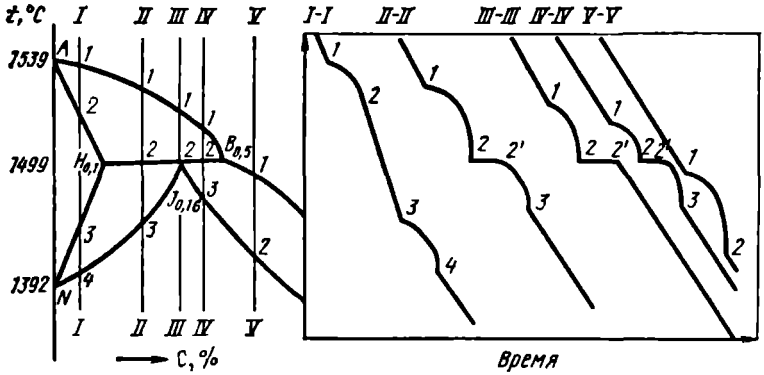


Рис. 130. Верхний левый угол диаграммы состояния Fe—Fe_3C. Справа схематично показаны кривые охлаждения

ратуры превращений. Кривые охлаждения сплавов приведены на рис. 130 справа.

Сплав I—I с содержанием углерода менее 0,1 % начинает кристаллизоваться при температуре t_1 с выделения из жидкого сплава кристаллов феррита. При температуре t_2 кристаллизация заканчивается. В интервале температур t_2—t_3 феррит охлаждается, не претерпевая никаких превращений. При температуре t_3 начинается перекристаллизация вследствие полиморфного превращения феррита в аустенит, которая заканчивается при температуре t_4. Ниже температуры t_4 сплав состоит только из аустенита.

Сплав II—II с содержанием углерода больше 0,1 %, но меньше 0,16 % начинает кристаллизоваться при температуре t_1. В интервале температур t_1—t_2 из жидкого сплава выделяются кристаллы феррита. При 1499 °С сплав состоит из феррита состава точки *H* (0,1 % С) и жидкой фазы (Ж. с.) состава точки *B* (0,5 % С). Между этими фазами при постоянной температуре и неизменной концентрации фаз происходит перитектическая реакция с образованием аустенита состава точки *J* (0,16 % С). Так как сплав находится левее точки *J*, часть феррита сохранится и по окончании перитектической реакции сплав будет состоять из аустенита и избыточного феррита. В интервале температур t_2—t_3 избыточный феррит перекристаллизуется в аустенит так же, как и в предыдущем сплаве. Ниже t_3 сплав будет состоять только из аустенита.

Сплав III—III с содержанием углерода 0,16 % начинает кристаллизоваться при температуре t_1 с выделением феррита. Кристаллизация протекает в интервале температур t_1—t_2. При температуре t_2 происходит перитектиче-

ская реакция между ферритом (0,1 % С) и жидким сплавом (0,5 % С). Так как в этом сплаве соотношение $Ф_{0,1}$/Ж. $c_{0,5} = JB/HJ$, то в результате перитектической реакции обе фазы полностью израсходуются и по окончании реакции сплав будет состоять только из аустенита (0,16 % С).

Сплав IV—IV с содержанием углерода больше 0,16, но меньше 0,5 %. При температуре t_1 из жидкого сплава начинают выделяться кристаллы феррита. Этот процесс продолжается до температуры t_2 (1499 °С). При 1499 °С в результате перитектической реакции Ж. $c_{0,5} + Ф_{0,1} \rightarrow$ $\rightarrow A_{0,16}$ образуются кристаллы аустенита, но часть жидкого сплава останется в избытке. В интервале температур t_2—t_3 из оставшейся части жидкого сплава выделяются кристаллы аустенита. Кристаллизация заканчивается при температуре t_3, ниже которой сплав состоит только из аустенита.

Сплав V—V с содержанием более 0,5 % С (0,5—2,14 % С) в отличие от предыдущих сплавов начинает кристаллизоваться при температуре t_1 с выделением из жидкого сплава кристаллов аустенита. Кристаллизация протекает в интервале температур t_1—t_2. Ниже температуры t_2 сплав состоит только из аустенита.

Таким образом, во всех сплавах с содержанием углерода до 2,14 % структура при каких-то температурах ниже солидуса получается одинаковой — аустенит. Все сплавы железа с углеродом, которые в результате первичной кристаллизации в равновесных условиях приобретают аустенитную (однофазную) структуру, называют *сталями*. Следовательно, сталь — это железоуглеродистый сплав с содержанием углерода до 2,14 %.

Левая нижняя часть диаграммы состояния Fe—Fe_3C

Для удобства эта часть диаграммы представлена отдельно на рис. 131. Левая нижняя часть диаграммы характерна тем, что здесь происходит эвтектоидное превращение (727 °С, эвтектоидная линия *PSK*). Превращение заключается в распаде твердого раствора — аустенита состава точки *S* (0,8 % С) на смесь двух фаз: феррита, состав которого отвечает точке *P* (0,025 % С), и цементита Fe_3C (точка *K*, 6,67 % С):

$$A_{0,8} \rightarrow Ф_{0,025} + Fe_3C. \qquad (43)$$

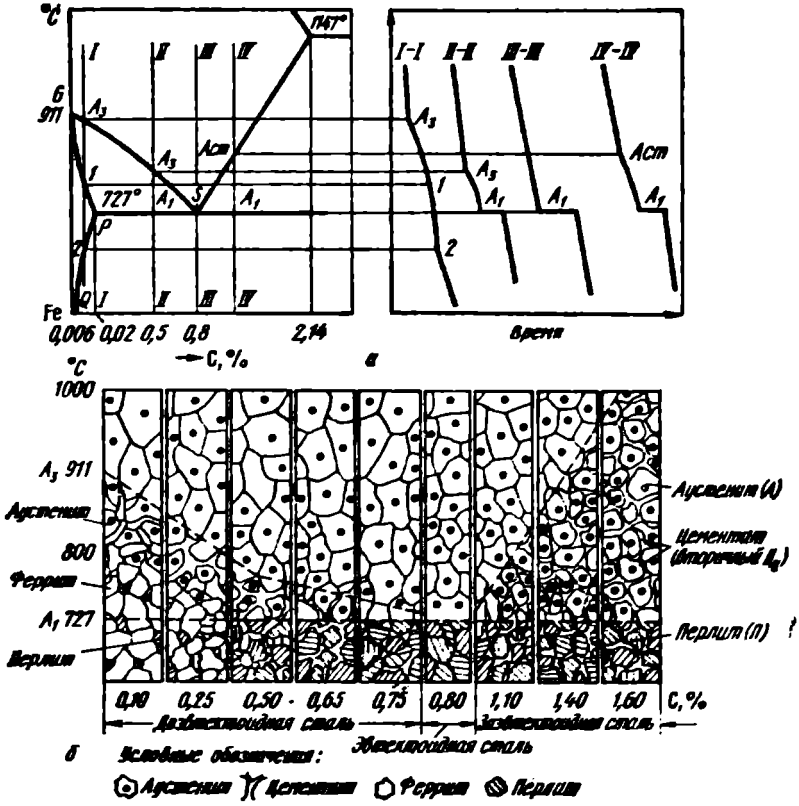


Рис. 131. Левая нижняя часть диаграммы состояния Fe—Fe_3C и кривые охлаждения (*а*), а также изменение структуры стали в процессе вторичной кристаллизации (*б*)

Точка *S* (0,8 % С) называется **эвтектоидной точкой**.

Получающаяся при распаде твердого раствора смесь кристаллов новых фаз называется **эвтектоидом** (в отличие от смеси, образующейся при кристаллизации жидкого раствора и называемой эвтектикой). В железоуглеродистых сплавах эвтектоидную смесь (*Ф* + *Ц*) называют **перлитом**[1]. Перлит, получающийся в обычных условиях охлаждения, имеет пластинчатое строение. Перлит обычно обозначают *П*.

[1] Название произошло оттого, что при травлении шлифа из стали с эвтектоидной структурой (0,8 % С) поверхность шлифа приобретает перламутровый отлив.

Выше эвтектоидной линии на диаграмме состояния имеются три области (рис. 126) разного фазового состава: слева — феррит + аустенит, затем — однофазная область аустенита, справа — аустенит + цементит. Поэтому превращения в сплавах при охлаждении будут неодинаковыми и, значит, структура тоже будет разной. Поэтому стали классифицируют по структуре в зависимости от содержания углерода: сталь с содержанием углерода 0,8 % называют эвтектоидной, с содержанием углерода до 0,8 % — стали доэвтектоидные, с содержанием углерода больше 0,8 % — заэвтектоидные.

Рассмотрим превращения, происходящие в сталях при медленном охлаждении из аустенитной области. Составы наиболее характерных сплавов показаны на диаграмме (рис. 131, *а*). Справа от диаграммы приведены кривые охлаждения этих сплавов.

Сплав 1—1 (менее 0,025 % С) — техническое железо

До температуры A_3 сплав находится в аустенитном состоянии, состоит из зерен аустенита. В интервале температур A_3—t_1 происходит перекристаллизация аустенита в феррит. При температуре t_1 этот процесс заканчивается и в интервале температур t_1—t_2 сплав состоит только из зерен феррита.

Выше температуры t_2 феррит представляет собой ненасыщенный твердый раствор углерода в α-железе. При температуре t_2 этот твердый раствор становится насыщенным углеродом. При температуре ниже t_2 (точка t_2 находится на линии PQ) твердый раствор становится пересыщенным углеродом. Поэтому из феррита в температурном интервале t_2—$t_{комн}$ выделяются атомы углерода, которые образуют фазу, богатую углеродом — цементит. Цементит, выделяющийся из феррита в результате уменьшения растворимости в нем углерода, называется третичным цементитом, его обозначают $Ц_{III}$ или Fe_3C_{III}. В условиях полного равновесия, к концу охлаждения, в феррите остается 0,006 % углерода (точка Q на диаграмме состояния Fe—Fe_3C).

Максимальное количество третичного цементита выделяется в сплаве с 0,025 % С. Относительное количество выделяющегося в этом сплаве цементита можно определить, используя правило отрезков. Конода QL длиной 6,67—0,006 = 6,664 единиц разделена на отрезки длиной 0,025—0,006 = 0,019 единицы и 6,67—0,025 = 6,65 единиц. Относительное количество третичного цементита

определяется отношением $0{,}019/6{,}664 \approx 0{,}002 \approx 0{,}2$ %. Расчеты показывают, что относительное количество третичного цементита, который может выделиться из феррита, чрезвычайно мало.

Третичный цементит выделяется по границам зерен феррита (рис. 132). Эти выделения уменьшают пластические свойства низкоуглеродистого сплава, особенно его склонность к холодной штамповке.

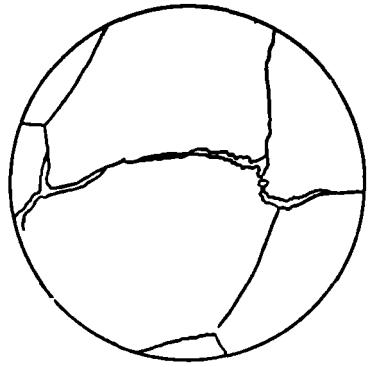


Рис. 132. Микроструктура (схема) сплава с содержанием углерода менее 0,025 %

Таким образом, структура низкоуглеродистых сплавов (до 0,025 % С) состоит из феррита и третичного цементита $Ф + Ц_{III}$.

В условиях ускоренного охлаждения выделение третичного цементита задерживается и он может совсем не выделяться.

Сплав II—II — доэвтектоидная сталь

До температуры критической точки A_3 сталь находится в аустенитном состоянии. В интервале температур A_3—A_1 происходит превращение аустенита в феррит. Но феррит содержит очень мало углерода, поэтому перекристаллизация аустенита в феррит сопровождается перемещением углерода в объемы, еще занятые аустенитом, и аустенит обогащается углеродом.

Изменение концентрации углерода в аустените показано на диаграмме линией *GS*. По мере понижения температуры количество феррита увеличивается, количество аустенита уменьшается.

По достижении температуры A_1 (727 °С) оставшийся аустенит с содержанием углерода 0,8 % (точка *S*) распадается с образованием эвтектоида ($Ф + Ц$), т. е. перлита ($П$):

$$A_{0,8} \rightarrow Ф_{0,025} + Fe_3C. \qquad (44)$$

Изменение структуры этой и других доэвтектоидных сталей в процессе кристаллизации в твердом состоянии (вторичной кристаллизации) схематично показано на рис. 131, *б*.

После завершения эвтектоидного превращения структура стали складывается из двух составляющих: феррита и перлита. При дальнейшем охлаждении растворимость углерода в феррите уменьшается (см. линию PQ). Из феррита выделяется третичный цементит. При комнатной температуре структура стали состоит из феррита, перлита и третичного цементита или $Ф + П\ (Ф + Ц) + Ц_{III}$.

Как видно из диаграммы, аналогичные превращения происходят и в любой другой доэвтектоидной стали при ее охлаждении, следовательно, структура любой доэвтектоидной стали состоит из феррита, перлита и цементита третичного. С увеличением содержания углерода в стали количество ферритной составляющей уменьшается, количество перлита увеличивается. Количество цементита третичного незначительно и его можно в структуре не учитывать.

Микроструктура доэвтектоидных сталей с различным содержанием углерода показана на рис. 133 (альбом, с. 10). Зерна феррита светлые, перлит имеет пластинчатое строение, на рисунке — темный.

Сплав III—III — эвтектоидная сталь

До температуры критической точки A_1 (727 °С) сталь находится в аустенитном состоянии. При этой температуре в стали происходит эвтектоидное превращение аустенита в феррито-цементитную смесь, т. е. в перлит:

$$A_{0,8} \rightarrow Ф_{0,025} + Ц.$$

Выделяющийся из феррита при дальнейшем охлаждении третичный цементит в структуре стали виден не будет, так как он присоединяется к цементиту, входящему в перлит.

Таким образом, после полного охлаждения структура стали с содержанием углерода 0,8 % будет состоять только из перлита $П\ (Ф + Ц)$ (рис. 133, а; альбом, с. 10). В зернах перлита четко видно пластинчатое строение смеси двух фаз.

Сплав IV—IV — заэвтектоидная сталь

Она находится в аустенитном состоянии до температуры критической точки Acm. При этой температуре аустенит оказывается предельно насыщенным углеродом. При дальнейшем охлаждении содержание углерода в аустените уменьшается по линии ES. При этом в интервале температур критических точек $Acm—A_1$ из аустенита выде-

ляется углерод, который образует вторичный цементит (его обозначают Fe_3C_{II} или $Ц_{II}$). Аустенит обедняется углеродом до концентрации 0,8 % С и при температуре критической точки A_1 (727 °С) претерпевает эвтектоидное превращение $A_{0,8} \rightarrow Ф_{0,025} + Ц$. По окончании этого превращения структура стали складывается из двух составляющих: цементита вторичного и перлита или $Ц_{II} + П$ ($Ф + Ц$). При дальнейшем охлаждении структура стали не изменяется. Такую же структуру будет иметь любая заэвтектоидная сталь. С увеличением содержания углерода количество вторичного цементита в стали увеличивается. Максимальное количество вторичного цементита в заэвтектоидной стали с 2,14 % С составляет ~ 20 %.

На рис. 133, *д* (альбом, с. 10) показана микроструктура заэвтектоидной стали. Цементит вторичный — светлая тонкая сетка по границам зерен перлита (темные участки пластинчатого строения).

Таким образом, после полного охлаждения в равновесных условиях стали будут иметь следующую структуру: доэвтектоидная сталь — феррит + перлит, или $Ф + П$; эвтектоидная сталь — перлит, или $П$; заэвтектоидная сталь — цементит вторичный + перлит, или $Ц_{II} + П$

Эвтектоидное превращение в стали

Рассмотрим подробнее процесс образования перлита в стали. Перлит является продуктом эвтектоидного превращения аустенита. В результате эвтектоидного превращения образуются две фазы, которые резко отличаются по составу от исходной фазы (аустенита): феррит содержит 0,025 % С, концентрация углерода в цементите 6,67 %, тогда как в аустените содержится 0,8 % С. Значит, по мере развития эвтектоидного превращения должно пройти перераспределение атомов углерода, который содержится в аустените, между ферритом и цементитом. Следовательно, эвтектоидное превращение — это диффузионное превращение.

Эвтектоидное превращение имеет общие черты с эвтектическим, хотя в отличие от эвтектического оно совершается в твердом состоянии. Эвтектоидное превращение подчиняется общим законам кристаллизации и происходит путем образования центров кристаллизации феррита и цементита и роста кристаллов этих фаз.

Облегчающим условием образования центров кристаллизации феррита и цементита при эвтектоидном превращении является наличие в исходной фазе (аустените)

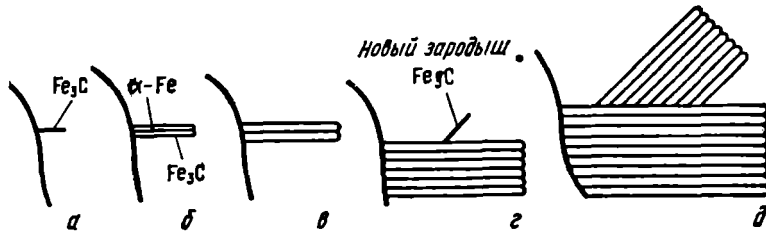


Рис. 134. Схема образования перлита

концентрационных неоднородностей (флуктуаций) в распределении углерода.

Как и в случае эвтектической кристаллизации при эвтектоидном превращении центры кристаллизации феррита и цементита возникают неодновременно, одна из фаз является ведущей.

В условиях, близких к равновесным, т. е. при медленном охлаждении стали, ведущей фазой при эвтектоидном превращении является цементит. Центры цементита возникают преимущественно у границ аустенитных зерен и растут в форме тонких пластин в глубь зерен (см. схему, рис. 134). Для роста центра кристаллизации цементита требуется диффузия к нему углерода из соседних участков аустенита. В результате аустенит, окружающий пластинку цементита, обедняется углеродом и создаются условия для его перекристаллизации в феррит. И тогда по обе стороны от цементитной пластинки возникают и растут пластинки феррита (на рис. 134, *б*, *в* показана одна из них). Рост ферритной пластинки приводит к вытеснению углерода в соседние участки аустенита, и на этих участках из него выделяется цементит. Попеременное образование пластин феррита и цементита сопровождается продольным ростом этих пластин [1] и приводит к формированию перлитной колонии с одинаково ориентированными пластинками феррита и цементита. Перлитную колонию называют также перлитным зерном. Поверхность перлитного зерна сама становится границей, от которой начинается формирование другого

[1] Характерной особенностью перлитного превращения является совместный (кооперативный) рост пластин феррита и цементита в продольном направлении. Условия для такого роста обеспечиваются перераспределением углерода в аустените перед торцами растущих пластин. Диффузия углерода происходит в направлении от торца ферритной пластинки к торцу цементитной пластинки. Это способствует одновременному росту пластин обеих фаз.

перлитного зерна (рис. 134, *г*). Таким образом, в пределах одного аустенитного зерна могут образоваться несколько перлитных зерен (рис. 134, д).

Толщина пластин феррита и цементита в перлите не одинакова. Пластинки феррита в среднем в 7,5 раза толще пластинок цементита [1]. Важной характеристикой перлита служит межпластиночное расстояние. Оно равно суммарной толщине соседних пластин феррита и цементита или расстоянию между ближайшими пластинками одной из фаз. В условиях медленного охлаждения образуется крупнопластинчатый перлит с межпластиночным расстоянием ~ 1—0,5 мкм. При ускоренном охлаждении образуется более тонкопластинчатый перлит [2]. Пластинки феррита и цементита в таком перлите можно увидеть только под электронным микроскопом. С уменьшением толщины пластин перлита увеличиваются твердость и прочность стали. Изменяя скорость охлаждения, можно получить перлит разной дисперсности и, таким образом, регулировать свойства стали.

Образование квазиэвтектоидных структур

Эвтектоидная структура — перлит образуется согласно диаграмме состояния Fe—Fe_3C из аустенита эвтектоидной концентрации (0,8 % С). Следовательно, суммарная концентрация углерода в эвтектоиде также должна быть равна 0,8 %. Однако в доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях возможно образование эвтектоида измененного состава с концентрацией углерода, не равной 0,8 %. Такой эвтектоид с концентрацией углерода большей или меньшей, чем 0,8 %,

---

[1] Количественное соотношение феррита и цементита в перлите может быть определено по правилу отрезков (см. диаграмму состояния Fe—Fe_3C):

$$Q_ф/Q_ц = SK/SP = (6{,}67 - 0{,}8)/(0{,}8 - 0{,}025) \approx 7{,}5, \qquad (45)$$

где $Q_ф$ — количество (масса) феррита, $Q_ц$ — количество (масса) цементита. Плотность феррита и цементита примерно одинакова, поэтому можно считать, что соотношение объемов феррита и цементита такое же, как и соотношение масс. Это значит, что при прочих одинаковых размерах (длине и ширине) толщина пластинки цементита в 7,5 раза больше, чем цементита.

[2] С увеличением скорости охлаждения увеличивается степень переохлаждения аустенита относительно равновесной температуры превращения. Эвтектоидное превращение совершается при более низких температурах в затрудненных для диффузии условиях. Чем тоньше пластинки феррита и цементита в перлите, тем короче пути диффузии атомов, тем легче протекает превращение.

называется квазиэвтектоидом[1]. Структура, в которую входит квазиэвтектоид, называется квазиэвтектоидной структурой.

Образование квазиэвтектоида можно пояснить на примере доэвтектоидной стали. При медленном охлаждении доэвтектоидной стали из аустенитного состояния происходят два превращения. Первое — это перекристаллизация или полиморфное превращение аустенита в феррит, в результате которой образуются самостоятельные зерна феррита. Согласно диаграмме $Fe—Fe_3C$ первое превращение протекает в интервале температур $A_3—A_1$ (см. рис. 131). Второе превращение — это эвтектоидный распад аустенита с концентрацией углерода 0,8 % при температуре A_1.

Ускоренное охлаждение способствует переохлаждению аустенита, в результате оба превращения смещаются в область более низких температур, при которых диффузия затруднена. В условиях переохлаждения превращение аустенита в феррит начинается при температурах ниже A_3 и продолжается при температурах ниже A_1. С понижением температуры скорость этого превращения уменьшается, так как для его развития требуется диффузия атомов на значительные расстояния.

При температурах ниже A_1 становится возможным также эвтектоидное превращение переохлажденного аустенита. Кристаллы феррита и цементита в форме пластин в эвтектоиде растут совместно. Для их роста не требуется диффузии атомов на значительное расстояние. С увеличением степени переохлаждения толщина пластин феррита и цементита уменьшается, пути диффузии сокращаются. Поэтому эвтектоидное превращение в условиях переохлаждения протекает быстрее, чем превращение аустенита в феррит.

При температурах ниже A_1 ход превращения определяется соотношением скоростей первого и второго превращений. Поскольку избыточный феррит выделяется медленно, то еще до завершения этого превращения начинается эвтектоидный распад аустенита, концентрация углерода в котором оказывается меньше 0,8 %. По мере увеличения степени переохлаждения аустенита происходит постепенное уменьшение количества самостоятельно выделившегося феррита. При определенной температуре (~ 550 °С) вместо последовательно развивающихся двух

[1] «Квази» по латыни означает «как бы», «как будто».

процессов осуществляется только один — эвтектоидное превращение и тогда в доэвтектоидной стали образуется только эвтектоид, точнее квазиэвтектоид.

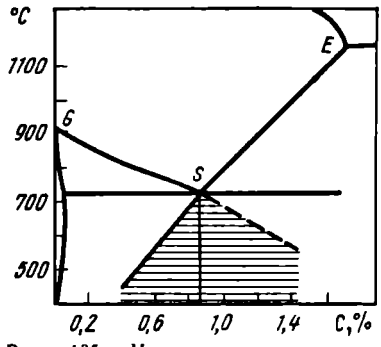


Рис. 135. Изменение концентрации углерода в квазиэвтектике

В заэвтектоидных сталях эвтектоидному превращению предшествует выделение из аустенита атомов углерода, вследствие чего образуется высокоуглеродистая фаза — цементит. При ускоренном охлаждении количество выделившегося цементита уменьшается, аустенит с концентрацией углерода больше 0,8 % превращается в квазиэвтектоид. Следовательно, квазиэвтектоид заэвтектоидной стали содержит углерода больше 0,8 %.

В отличие от эвтектоида (перлита), в котором концентрация углерода постоянна и равна 0,8 %, содержание углерода в квазиэвтектоиде может меняться в довольно широких пределах, как это схематично показано на рис. 135 (см. заштрихованную область). Если аустенит неэвтектоидной концентрации в результате переохлаждения попадает в заштрихованную область, то без предварительного выделения избыточного феррита (доэвтектоидная сталь) или цементита (заэвтектоидная сталь) он превращается в квазиэвтектоид. Таким образом, полностью эвтектоидная (квазиэвтектоидная) структура может получаться не только в стали с содержанием углерода 0,8 %, но и в других сталях с бóльшим или мéньшим содержанием углерода. Изменение структуры стали по сравнению с равновесной приводит к изменению ее свойств. При термической обработке используют способность сталей к образованию квазиэвтектоидных структур для получения требуемых свойств.

Правая часть диаграммы состояния $Fe—Fe_3C$ *(белые чугуны)*

Эта часть диаграммы представлена на рис. 136. Правая часть диаграммы состояния, включающая сплавы с содержанием углерода более 2,14 %, характерна тем, что сплавы указанных концентраций претерпевают эвтекти-

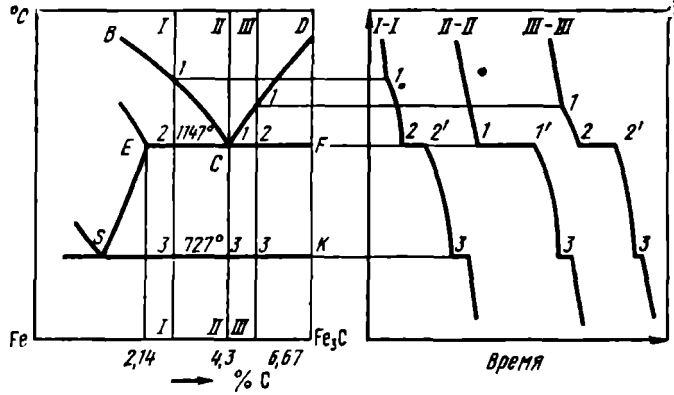


Рис. 136. Правая часть диаграммы состояния Fe—Fe_3C и кривые охлаждения сплавов

ческую кристаллизацию при эвтектической температуре 1147 °С по эвтектической горизонтали *ECF*.

При 1147 °С жидкий сплав (Ж. с) состава, отвечающего точке *C* (4,3 %), кристаллизуется с образованием эвтектической смеси кристаллов аустенита (*А*), концентрации 2,14 % С и цементита (*Ц*), получившей название ледебурит [1]. Ведущей фазой при кристаллизации эвтектики является цементит, поэтому в некоторых случаях эту эвтектику называют цементитной. Следовательно, при 1147 °С идет превращение:

$$Ж.\ c_{4,3} \rightleftarrows A_{2,14} + Ц_э. \qquad (46)$$

Сплавы с содержанием углерода более 2,14 %, в которых кристаллизация происходит с образованием эвтектики (ледебурита), называются белыми чугунами.

Белыми чугуны называются потому, что практически весь углерод находится в них в связанном состоянии, т. е. в виде соединения Fe_3C и излом таких чугунов светлый блестящий (белый излом).

Белые чугуны в зависимости от содержания углерода делят на доэвтектические с содержанием углерода до 4,3 %, эвтектический с содержанием углерода 4,3 % и заэвтектические с содержанием углерода более 4,3 %.

[1] По фамилии немецкого металлурга Ледебура.

Первичная кристаллизация белых чугунов

На части диаграммы состояния железо — цементит (рис. 136) показаны характерные белые чугуны, отмечены цифрами температуры их превращения; справа от диаграммы схематически представлены кривые охлаждения этих сплавов.

Сплав I — I — доэвтектический белый чугун (*<4,3* % С). В интервале температур t_1—t_2 из жидкой фазы выделяются кристаллы аустенита. По мере охлаждения жидкая фаза обогащается углеродом. Концентрация углерода в ней изменяется по линии ликвидуса *BC*. При температуре t_2 (1147 °С) оставшаяся часть жидкого сплава достигает концентрации 4,3 % С (эвтектическая точка *C*). Жидкий сплав затвердевает при постоянной температуре 1147 °С с образованием эвтектики (ледебурита), состоящей из аустенита состава 2,14 % С и цементита *Ц*:

$$Ж.\ c_{4,3} \rightarrow A_{2,14} + Ц_э. \qquad (47)$$

Непосредственно после затвердевания белый доэвтектический чугун имеет структуру: аустенит + ледебурит ($A + Ц_э$), или $A + Л$.

Сплав II—II — эвтектический белый чугун (*4,3* % С). Этот сплав полностью кристаллизуется при эвтектической температуре 1147 °С с образованием эвтектики — ледебурита:

$$Ж.\ c_{4,3} \rightarrow A_{2,14} + Ц_э. \qquad (48)$$

Следовательно, непосредственно после затвердевания структура эвтектического чугуна будет состоять только из эвтектики ($A + Ц_э$), или *Л*.

Сплав III—III — заэвтектический белый чугун (>4,3 % С). В интервале температур t_1—t_2 из жидкого сплава выделяются кристаллы цементита, который называют первичным цементитом и обозначают Fe_3C_I или $Ц_I$. В процессе выделения из жидкого сплава первичного цементита жидкий сплав обедняется углеродом по линии ликвидуса *DC*. После достижения температуры точки t_2 (1147 °С) жидкая часть сплава эвтектического состава (4,3 % С) кристаллизуется с образованием эвтектики — ледебурита:

$$Ж.\ c_{4,3} \rightarrow A_{2,14} + Ц_э. \qquad (49)$$

Непосредственно после окончания кристаллизации структура заэвтектического белого чугуна будет состоять из первичного цементита и ледебурита, или $Ц_I + Л$.

Вторичная кристаллизация белых чугунов

При охлаждении ниже температуры 1147 °С структура чугунов изменяется следующим образом.

При понижении температуры от 1147 до 727 °С предельная концентрация углерода в аустените уменьшается в соответствии с линией *ES* от 2,14 до 0,8 %. В этом температурном интервале аустенит обедняется углеродом и образуется высокоуглеродистая фаза — цементит вторичный, или Fe_3C_{II}.

Поскольку во всех чугунах после окончания кристаллизации имеется аустенит, то все они в интервале температур от 1147 до 727 °С претерпевают фазовое превращение с образованием вторичного цементита.

После охлаждения до 727 °С структура чугунов будет следующей:

доэвтектический чугун $А_{0,8} + Ц_{II} + Л$ ($А_{0,8} + Ц_{II} + Ц_э$); эвтектический чугун: $Л$ ($А_{0,8} + Ц_{II} + Ц_э$); заэвтектический чугун: $Ц_I + Л$ ($А_{0,8} + Ц_{II} + Ц_э$).

При 727 °С происходит эвтектоидное превращение аустенита: $А_{0,8} \rightarrow Ф_{0,025} + Ц$ с образованием перлита. Следовательно, весь имеющийся в чугунах аустенит превращается в перлит.

Ниже 727 °С структура чугунов будет следующей:

доэвтектический чугун: $П + Ц_{II} + Л$ (превращенный ледебурит); эвтектический чугун $Л$ (превращенный ледебурит); заэвтектический чугун $Ц_I + Л$ (превращенный ледебурит).

Превращенный ледебурит отличается от ледебурита, существовавшего при температурах выше 727 °С, тем, что имевшийся в нем аустенит превратился в перлит. Следовательно, превращенный ледебурит состоит из перлита и цементита.

Микроструктура доэвтектического чугуна показана на рис. 137, *а* (альбом, с 11). Крупные темные участки — это перлит, образовавшийся из структурно-свободного аустенита. Остальная часть структуры — ледебурит превращенный, состоящий из цементита (светлое поле) и перлита (темные участки). При микроскопическом исследовании белых чугунов, особенно таких, в которых много ледебурита, различить в структуре вторичный цементит прак-

тически невозможно, так как он сливается с эвтектическим цементитом.

Структура эвтектического и заэвтектического чугунов представлена на рис. 137, *б, в* (альбом, с 11). В эвтектике (ледебурите) более половины ее количества приходится на цементит — твердую, хрупкую фазу. Первичный цементит выделяется при кристаллизации в виде крупных светлых кристаллов пластинчатой формы.

Таким образом, в белых чугунах обязательной структурной составляющей является ледебуритная эвтектика, отличающаяся большой хрупкостью. Эвтектика делает чугун хрупким. Чем больше углерода в чугуне, тем больше в структуре эвтектики и тем более хрупким является чугун. Наиболее хрупок заэвтектический чугун, содержащий кроме ледебурита крупные хрупкие кристаллы первичного цементита.

3. Диаграмма состояния железо — графит

Диаграмма состояния железо — графит (стабильная) характеризует фазовое состояние железоуглеродистых сплавов, в которых превращения совершаются с образованием полностью равновесных фаз. Диаграмма состояния железо — графит изображена штриховыми линиями на рис. 126. В стабильной системе железо — графит фазами являются: жидкий сплав — жидкий раствор (расплав) железа с углеродом, аустенит, феррит и графит. Характеристики аустенита и феррита были даны при рассмотрении метастабильной системы железо — цементит. Особенностью рассматриваемой стабильной системы является образование графита.

Графит представляет собой свободный углерод. Схема атомного строения углерода показана на рис. 138, *а*. Атом углерода имеет четыре валентных электрона, посредством которых он связан с четырьмя соседними атомами. Кристаллическая решетка графита представлена на рис. 138, *б*. Как видно из рис. 138, *б*, атомы углерода располагаются слоями. В каждом слое расстояние между центрами атомов очень мало (0,142 нм), силы связи между атомами велики и связь получается прочной. Однако между атомами, расположенными в параллельных слоях, расстояние больше (0,34 нм), межатомные силы связи ослаблены, поэтому графит легко скалывается по слоям.

Плотность графита 2,2 г/см^3 (плотность α-железа 7,68 г/см^3), он мягок, прочность его небольшая.

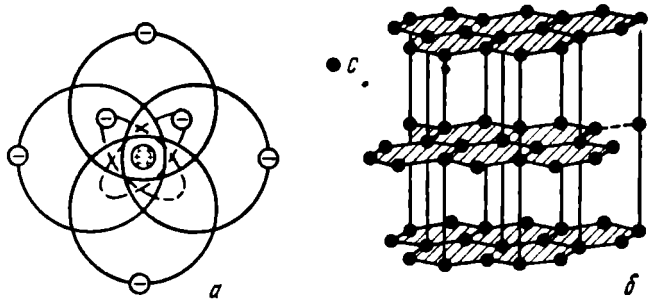


Рис 138. Строение графита:
а — схема строения атома графита; *б* — кристаллическая решетка графита

Графит является неметаллической фазой. При рассмотрении под микроскопом нетравленых шлифов графит выявляется в виде темных (черных) включений. При изготовлении шлифа графит легко выкрашивается из полостей, в которых он расположен, поэтому при рассмотрении шлифа под микроскопом часто виден не графит, а полость, из которой он выкрошился.

На рис. 139 диаграмма состояния железо — графит представлена отдельно. На диаграмме линии BC' (ликвидус) и JE' (солидус) определяют температуры начала и конца кристаллизации жидких сплавов с образованием кристаллов аустенита. Это превращение в сплавах системы железо — графит протекает в то же температурном интервале, что и в сплавах системы железо — цементит.

Линия ликвидуса $C'D'$ соответствует температурам начала кристаллизации жидких сплавов с выделением графита (графит первичный, $Г_I$). Выделение из жидкого сплава графита первичного происходит в интервале температур между линиями $C'D'$ и $E'C'F'$ (эвтектическая горизонталь, 1153 °С). При температуре этой горизонтали жидкий сплав состава точки C' (4,26 % С) кристаллизуется с образованием эвтектики, состоящей из аустенита состава точки E' (2,11 % С) и графита:

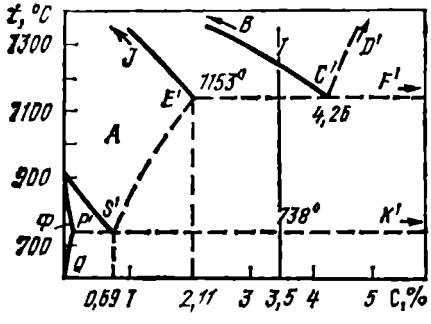


Рис. 139. Диаграмма состояния железо—графит

$$Ж.\ c_{4,26} \rightarrow A_{2,11} + Г_э. \quad (50)$$

Эвтектику ($A + Г_э$) называют *графитной эвтектикой*. Линия $E'S'$ — это линия предельной растворимости углерода— в γ-железе (предельного содержания углерода в аустените). При понижении температуры концентрация углерода в аустените уменьшается, и из аустенита выделяется углерод, образующий включения вторичного графита.

Линия $P'S'K'$ — эвтектоидная горизонталь (738 °С). При температуре, соответствующей этой горизонтали, аустенит состава точки S' (0,69 % С) распадается с образованием эвтектоида, состоящего из феррита состава точки P' и графита:

$$A_{0,69} \rightarrow Ф + Г_{эд}, \qquad (51)$$

где $Г_{эд}$ — эвтектоидный графит.

Эвтектоид, содержащий графит, называют г р а ф и т н ы м э в т е к т о и д о м.

После полного охлаждения все сплавы системы железо — графит состоят из двух фаз — феррита и графита.

Основная масса графита выделяется при первичной и эвтектической кристаллизации. Особенность кристаллизации графита заключается в следующем.

В жидком сплаве кристаллизация графита происходит путем образования центров кристаллизации и их роста. После того как центр кристаллизации образовался, дальнейшая кристаллизация графита происходит путем присоединения атомов углерода к имеющемуся центру. Включение графита растет, разветвляется и приобретает форму розеток с сильно искривленными лепестками рис. 142, *а*; альбом, с. 12). Так кристаллизуется первичный и эвтектический графит. После окончания затвердевания при дальнейшем охлаждении графит вторичный и эвтектоидный графит собственных центров кристаллизации не образуют, а присоединяются к ранее выделившимся из жидкого сплава включениям, увеличивая их размеры. Поэтому наблюдая под микроскопом включения графита, нельзя указать, какая часть данного включения образовалась из жидкого сплава, а какая — в результате вторичной или эвтектоидной кристаллизации.

Рассмотрим, используя диаграмму состояния стабильной системы железо — графит, кристаллизацию доэвтектического чугуна с содержанием углерода 3,5 % (см. рис. 139). До температуры t_1 на линии ликвидуса BC' сплав находится в жидком состоянии. В интервале температур от t_1 до 1153 °С из жидкого сплава выделяются

первичные кристаллы аустенита. Состав жидкого сплава изменяется по линии ликвидуса BC', а кристаллов аустенита — по линии солидуса JE' По достижении температуры 1153 °С сплав состоит из первичных кристаллов (дендритов) аустенита с содержанием углерода 2,11 % (точка E') и жидкой фазы эвтектического состава 4,26 % С (точка C'). При температуре 1153 °С жидкая часть сплава кристаллизуется с образованием графитной эвтектики:

$$Ж.\ c_{4,26} \rightarrow A_{2,11} + Г_э. \qquad (52)$$

При охлаждении сплава в интервале температур от 1153 ° до 738 °С из аустенита, состав которого изменяется по линии $E'S'$, выделившийся углерод образует включения вторичного графита. А затем при температуре 738 °С происходит эвтектоидное превращение аустенита:

$$A_{0,69} \rightarrow Ф + Г_{эд}. \qquad (53)$$

В результате этого превращения образуется графитный эвтектоид.

Однако после полного охлаждения в структуре чугуна невозможно дифференцировать частицы графита эвтектического, эвтектоидного и вторичного, потому что частицы вторичного и эвтектоидного графита образуются как на готовых центрах кристаллизации на частицах графита, возникшего в первую очередь, т. е. при температуре эвтектики. В результате структура сплава существенно упрощается. Она состоит из зерен феррита и изогнутых пластин графита. При рассмотрении его структуры под микроскопом будут наблюдаться две структурные составляющие: феррит и графит.

Такую структуру будут иметь все доэвтектические чугуны, кристаллизация которых происходит в соответствии с диаграммой состояния железо — графит.

Кристаллизация заэвтектических чугунов, содержащих более 4,26 % С, будет отличаться тем, что сначала в интервале температур между линией ликвидуса $D'C'$ и эвтектической линией $E'C'F'$ из жидкого сплава будет выделяться первичный графит $Г_I$. Оставшаяся часть жидкого сплава при температуре 1153 °С кристаллизуется с образованием графитной эвтектики. Таким образом, общее количество графитных включений в заэвтектическом чугуне будет больше, чем в доэвтектическом. После полного охлаждения структура заэвтектического чугуна также состоит из двух составляющих: феррита и графита.

Такую же структуру будет иметь и эвтектический чугун (4,26 % С).

Следовательно, в соответствии с диаграммой состояния железо — графит структура всех чугунов после полного охлаждения должна состоять из феррита и графита. Феррит составляет металлическую основу чугуна, в которую вкраплены включения графита (структурно свободный графит).

4. Смешанная кристаллизация

Практика производства чугунных отливок показывает, что в реальных условиях кристаллизации часто получаются чугуны, в структуре которых имеется и графит, и цементит. Кристаллизация чугуна, происходящая с образованием графита и цементита, называется смешанной кристаллизацией.

Для объяснения формирования структур, в которых имеется и графит, и цементит, необходимо обратиться к диаграмме состояния с двойными линиями, показанной на рис. 126, и принять, что превращения в сплавах в зависимости от условий могут осуществляться как в соответствии с диаграммой состояния железо—графит, так и в соответствии с диаграммой состояния железо — цементит.

Особенностью кристаллизации графита является то, что графит в процессе образования из жидкого или твердого раствора полностью обособляется как неметаллическая фаза, т. е. теряет связь с металлической основой. Для образования графитного включения требуется наличие свободного пространства (полости). Процесс кристаллизации графита состоит из отвода (самодиффузии) атомов железа от мест, в которых кристаллизуется графит. Освободившееся пространство (полость) одновременно заполняется графитом в результате диффузии к этим местам атомов углерода. Диффузионные процессы, необходимые для кристаллизации графита, осуществляются в полной мере в условиях достаточно медленного охлаждения.

Кристаллизация цементита из жидкого или твердого раствора не требует полного отвода атомов железа от мест, где зарождаются кристаллики цементита (цементит содержит 6,67 % С, а графит 100 % С). Поэтому образование цементита облегчается и может происходить в условиях ускоренного охлаждения. Следовательно, несмотря на то, что графит является полностью равновесной фазой,

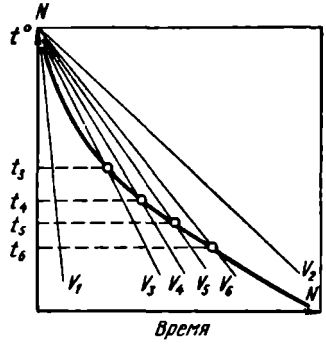


Рис. 140. Влияние скорости охлаждения на формирование структуры чугуна (схема)

а цементит — менее равновесной фазой, образование одной или другой фазы будет определяться полнотой протекания диффузионных процессов, которая, в свою очередь, зависит от скорости охлаждения сплава. Чем ниже температура, тем медленнее должно быть охлаждение для того, чтобы образовался графит, так как с понижением температуры диффузионные процессы замедляются.

Поясним сказанное схемой, представленной на рис. 140. Для того чтобы кристаллизация осуществлялась в соответствии с диаграммой состояния железо — графит, сплав должен охлаждаться так, как показано линией NN. Чем ниже температура, тем меньше должна быть скорость охлаждения. Во всех случаях, когда охлаждение происходит быстрее, чем требуется для образования графита (например, со скоростью v_1) *, кристаллизация сплава протекает с образованием цементита, т. е. в соответствии с диаграммой железо — цементит. Если сплав охлаждается достаточно медленно, например, со скоростью v_2**, то кристаллизация протекает согласно диаграмме состояния железо — графит с образованием графита.

В случаях охлаждения сплава со скоростями v_3, v_4, v_5, v_6 (линии, определяющие эти скорости, пересекают линию NN), при соответствующих температурах t_3, t_4, t_5, t_6 характер кристаллизации изменяется — вместо графита при более низкой температуре выделяется цементит.

Чем раньше и при более высокой температуре осуществляется изменение механизма кристаллизации в соответствии с диаграммой состояния железо — графит к кристаллизации в соответствии с диаграммой состояния железо — цементит, тем больше будет в чугуне связанного углерода (цементита) и меньше графита.

В результате смешанной кристаллизации отдельные части одной и той же отливки могут иметь различную

---

* Линия, определяющая скорость v_1, расположена левее линии NN.

** Линия, определяющая эту скорость, находится правее линии NN.

структуру, если они охлаждаются с неодинаковой скоростью. В медленно охлаждающихся местах (сердцевина массивной отливки, большие сечения отдельных частей отливки) графита образуется много, а в быстроохлаждающихся (поверхностная зона или тонкие части отливки) мало или он совсем не образуется (кристаллизуется цементит).

5. Структура чугунов

В соответствии с реальными условиями кристаллизации в структуре чугунов могут быть разные составляющие в зависимости от того, какая часть углерода оказывается в структурно свободном состоянии. Это же определяет название чугунов: белый, половинчатый, серый.

Белый чугун — это тот, в котором весь углерод находится в связанном состоянии. Белые чугуны по структуре подразделяют на доэвтектические, имеющие структуру $П + Ц_{II} + Л$, эвтектические со структурой $Л$, заэвтектические $Ц_I + Л$. Структура белых чугунов была показана на рис. 137. Белый чугун для изготовления деталей машин не используют, поскольку он обладает высокой твердостью (НВ 450—550), хрупок и практически не поддается обработке режущим инструментом. Высокая твердость и хрупкость белого чугуна обусловлены наличием в нем ледебурита.

Половинчатый чугун тот, в котором одна часть углерода находится в связанном состоянии ($С_{связ} > 0{,}8$ %), а другая в свободном. В структуре половинчатых чугунов наряду со вторичным цементитом или цементитом ледебурита имеется графит. Структура половинчатого чугуна может быть $П + Ц_{II} + Г$ или $П + Л + Г$ (рис. 141; альбом, с. 9).

Излом половинчатого чугуна частично белый (в местах залегания ледебурита), частично серый (в местах, где расположены включения графита).

Половинчатые чугуны, так же как и белые, для изготовления деталей машин не используются.

Серый чугун тот, в котором большая часть углерода или почти весь углерод находится в свободном состоянии, а в связанном состоянии может быть до 0,8 % С. В структуре серого чугуна имеется графит, количество, форма и распределение которого могут изменяться в широких пределах. Может содержаться также цементит, но только не в структурно свободном состоянии, а в составе эвтек-

тоида, т. е. перлита (ледебурита или цементита вторичного в структуре серого чугуна нет).

Название серый чугун получил по цвету излома — излом серого цвета.

В микроструктуре такого чугуна следует различать металлическую основу и включения графита, которые эту основу пронизывают.

Графит в сером чугуне может быть разным по форме включений: пластинчатым, хлопьевидным и шаровидным (рис. 142; альбом, с. 12). В обычном сером чугуне графит образуется в пластинчатой форме. Чугун, в котором графит имеет форму хлопьев, называют *ковким чугуном* [1]. Чугун с шаровидной формой графита называют *высокопрочным* чугуном.

Металлическая основа чугуна может состоять из перлита (если количество связанного углерода в чугуне составляет 0,8 %), или из феррита + перлита (если количество связанного углерода меньше 0,8 %), или только из феррита ($C_{связ} \leqslant 0{,}03$ %). В зависимости от структуры металлической основы различают: *перлитный чугун*, имеющий структуру $П + Г$, (143, *г*; альбом, с. 13) *ферритно-перлитный чугун*, структура которого состоит из $Ф + П + Г$; *ферритный чугун* со структурой $Ф + Г$ (143, *а*; альбом, с. 13).

Серый, ковкий и высокопрочный чугуны являются широко распространенными и дешевыми литейными конструкционными материалами. Свойства таких чугунов зависят как от структуры металлической основы, так и от характера графитных включений (формы, размеров, количества этих включений).

На прочностные свойства существенно влияет структура металлической основы.

Чугун с перлитной структурой обладает наибольшей твердостью, прочностью и износостойкостью. Наличие феррита в структуре металлической основы вызывает снижение прочностных характеристик и износостойкости. Наименьшую прочность имеет ферритный чугун. Твердость чугуна с различной структурой металлической основы имеет следующие значения:

Чугун	Ферритный	Ферритно-перлитный	Перлитный
Твердость, НВ	150	200	250

[1] Название «ковкий» условное, он не обрабатывается давлением из-за низкой пластичности.

Пластичность чугунов мало зависит от структуры металлической основы.

Форма графитных включений мало влияет на твердость чугуна, однако на прочность и пластические свойства она оказывает значительное влияние. Наиболее благоприятной формой графита является шаровидная, а пластинчатый графит снижает прочность и пластичность чугуна.

Графит обладает низкими механическими свойствами и включения графита действуют так, как будто бы в металлической основе имеются пустоты, внутренние надрезы, которые разобщают и ослабляют эту основу.

Включения графита пластинчатой формы действуют как острые внутренние надрезы или трещины, ослабляющие металлическую основу и уменьшающие прочность и пластичность чугуна. Чем крупнее пластинки графита и менее равномерно распределены по объему, тем меньше прочность чугуна при растяжении. При сжатии свойства чугуна с пластинчатыми включениями графита остаются достаточно высокими (разрушающая нагрузка при сжатии в три — пять раз больше, чем при растяжении), близкими к свойствам стали с такими же составом и структурой, что и металлическая основа чугуна. Это свидетельствует о том, что включения графита практически не влияют на прочность чугуна при сжатии. Они также менее значительно, чем при растяжении, снижают прочность чугуна при изгибающем действии нагрузки.

Чем компактнее форма включений графита и чем меньше их количество, тем в меньшей степени они ослабляют металлическую основу, тем выше прочность и пластичность чугуна при одной и той же структуре металлической основы. Так, чугун с шаровидной формой включений графита имеет значительно более высокую прочность при растяжении и изгибе, чем чугун с пластинчатой формой графитных включений (отсюда и название чугуна — высокопрочный).

Пластичность чугуна очень заметно зависит от формы включений графита:

Графит	Пластинчатый	Хлопьевидный	Шаровидный
δ, %	0,2—0,5	5—10	10—15

Кроме снижения прочности и пластичности включения графита заметно понижают также модуль упругости чугуна, значения которого оказываются значительно ниже, чем у стали.

Следует отметить, что в определенных случаях наличие графита в структуре полезно и дает чугуну преимущества перед сталью: включения графита облегчают обрабатываемость чугуна резанием (стружка делается ломкой); благодаря смазывающему действию графита чугун обладает хорошими антифрикционными свойствами, т. е. хорошо работает на трение; чугун с включениями графита обладает способностью быстро гасить вибрации, колебания; графит делает чугун практически нечувствительным к поверхностным надрезам и другим дополнительным дефектам на поверхности.

Следует также отметить хорошие литейные свойства чугуна, дающие ему преимущество по сравнению со сталью.

Влияние химического состава и скорости охлаждения на структуру чугуна

Применяемые на практике чугуны кроме железа и кремния содержат другие элементы и являются сложными по химическому составу сплавами. При этом элементы, способствующие образованию (кристаллизации) графита, называются графитизирующими: Al, Si, Ti, Cu и др. Элементы, способствующие получению углерода в связанном состоянии в виде соединений (цементита или карбидов), называются антиграфитизирующими: *W*, Mn, S, Cr и др.

На структуру чугуна значительно влияет скорость охлаждения. Поэтому при одном химическом составе в деталях разной толщины образуется неодинаковая структура.

Обычные серые чугуны содержат в качестве основных элементов железо, углерод и кремний. По существу они представляют собой Fe—C—Si сплавы, в которых постоянными примесями являются марганец, сера и фосфор. В небольших количествах в обычных серых чугунах могут присутствовать хром, никель, и медь, попадающие в них при выплавке из руды.

Кроме обычных применяют легированные чугуны, в которые специально для получения определенных свойств вводят легирующие элементы.

Углерод и *кремний* являются графитизирующими элементами. Изменяя содержание углерода и кремния, можно получить чугуны с различной структурой. Наглядное

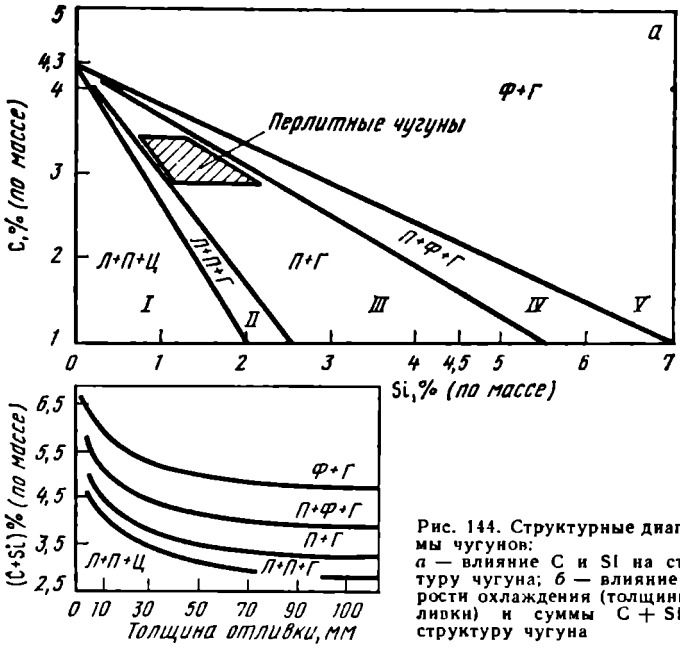


Рис. 144. Структурные диаграммы чугунов:
а — влияние С и Si на структуру чугуна; *б* — влияние скорости охлаждения (толщины отливки) и суммы С + Si на структуру чугуна

представление о влиянии углерода и кремния на степень графитизации и структуру чугуна дают так называемые структурные диаграммы чугунов. Структурная диаграмма, показанная на рис. 144, *а*, характеризует структуру чугуна в зависимости от содержания углерода и кремния и построена для отливок с толщиной стенок 50 мм (такие диаграммы строят для какой-то определенной постоянной толщины стенки отливки).

Поле диаграммы разделено на пять областей. Если соотношение углерода и кремния таково, что сплав попадает в область I, то получается белый доэвтектический чугун ($П + Ц_{II} + Л$). Область II соответствует половинчатому чугуну ($П + Г + Л$). Область III отвечает серому перлитному чугуну ($П + Г$). Область IV — серому ферритно-перлитному чугуну ($Ф + П + Г$). Область V — серому ферритному чугуну ($Ф + Г$). Диаграмма показывает, что, изменяя содержание углерода и кремния, можно получить чугун с различной структурой. Чем больше кремния содержит чугун (при одинаковом содержании углерода), тем полнее в нем протекает процесс графитизации.

На практике в одной и той же отливке при неизменном содержании углерода и кремния можно получить различную структуру. В тонких частях и в поверхностном слое, там, где скорость охлаждения больше, будет больше связанного углерода, чем в сердцевине массивных частей отливки. Поэтому при определении структуры принимают во внимание толщину стенки отливки. Чем больше толщина стенки, тем меньше скорость охлаждения, тем полнее протекает процесс графитизации.

На рис. 144, *б* приведена структурная диаграмма, показывающая, какой будет структура чугуна в зависимости от толщины стенки отливки и суммарного содержания углерода и кремния в чугуне.

Из диаграммы видно, что при одинаковом суммарном содержании углерода и кремния структура чугуна в отливках разной толщины будет неодинаковой. Так, при суммарном содержании углерода и кремния 4 % в отливках толщиной до 10 мм будет структура белого доэвтектического чугуна, толщиной от 10 до 20 мм — половинчатого чугуна, толщиной от 20 до 60 мм — структура серого перлитного чугуна, толщиной от 60 до 120 мм — структура серого ферритно-перлитного чугуна. Для того чтобы в отливках чугуна разной толщины получить одинаковую структуру, необходимо изменять его химический состав — суммарное содержание углерода и кремния.

Обычно в производстве для получения заданной структуры регулируют содержание в чугуне кремния, углерода и марганца. В отливках большой толщины, охлаждающихся медленно, содержание кремния может быть меньше, чем в отливках тонкостенных, охлаждающихся ускоренно. В серых чугунах концентрация кремния находится в пределах 1,5—3,5 %

Марганец затрудняет графитизацию и способствует увеличению связанного углерода в чугуне. Он несколько повышает механические свойства чугуна, особенно в тонкостенных отливках. Кроме того, он связывает серу, оказывающую вредное влияние, в соединение MnS. Однако с увеличением содержания марганца повышается способность чугуна к отбеливанию — появлению, особенно в поверхностных слоях отливок или в тонких сечениях, структуры белого или половинчатого чугуна. Поэтому содержание марганца в серых чугунах не должно превышать 1,25 % (0,2—1,1 %).

Сера является вредной примесью в чугуне. Она ухудшает литейные свойства чугуна и способствует его отбе-

ливанию (если содержание серы больше 0,15 %). Сера допускается в чугунах в минимальных количествах: 0,08—0,012 %.

Фосфор практически не влияет на графитизацию чугуна. Он улучшает литейные свойства чугуна, в частности жидкотекучесть. Это объясняется тем, что при достаточном содержании фосфора кристаллизация чугуна происходит с образованием наиболее легкоплавкой фосфидной эвтектики: в серых чугунах — двойной эвтектики (аустенит + Fe_3P), в белых — тройной эвтектики (аустенит + + Fe_3C + Fe_3P). Эвтектика улучшает литейные свойства чугуна. Включения фосфидной эвтектики (рис. 145; альбом, с. 13) способствуют повышению износостойкости серого чугуна, но увеличивают его хрупкость.

Обычно в сером чугуне фосфора содержится до 0,3—0,4 % Р. При изготовлении художественных отливок с целью повышения жидкотекучести содержание фосфора в чугуне может быть повышено до 1 %. Повышенное содержание фосфора рекомендуется и для антифрикционных чугунов, работающих при малых удельных давлениях.

Если в чугуны вводят такие элементы, как алюминий, медь, кремний (свыше 3,5 %), марганец (свыше 1 %), хром, никель и др., то получаются легированные чугуны.

Модифицирование чугунов

При ускоренном охлаждении отливок из серого чугуна процесс графитизации не успевает полностью завершиться и поверхностные слои отливок подвергаются отбеливанию. В результате этого структура чугуна по сечению отливки получается неоднородной: на поверхности структура белого, а в сердцевине — серого чугуна, между ними переходная зона со структурой половинчатого чугуна. Неоднородная структура может получиться и в разных частях одной и той же отливки, в случае их различной толщины.

Для получения равномерной структуры и высокого качества чугунных отливок литейщики не только регулируют химический состав и скорость охлаждения, но и применяют модифицирование. Для этого в жидкий сплав перед разливкой в небольшом количестве вводят специальные добавки — м о д и ф и к а т о р ы: ферросилиций, силикокальций и др. Модифицирование этими элементами позволяет получить чугун, в котором металлическая основа состоит главным образом из перлита, а графит, хотя и сохраняет пластинчатую форму, имеет

оптимальные размеры, среднюю завихренность и в наименьшей степени разобщает металлическую основу [1].

Особым преимуществом таких чугунов является меньшая чувствительность к скорости охлаждения, поэтому удается получить одинаковую перлитную структуру в сечениях отливки толщиной от 5—10 до 100 мм и даже больше при одинаковом химическом составе чугуна.

Однако пластичность и вязкость модифицированных чугунов вследствие того, что графит в них имеет пластинчатую форму, остаются низкими (относительное удлинение 0,5—1 %, ударная вязкость 0,05—0,1 МДж/м^2). Модифицированные чугуны обладают повышенной герметичностью и их можно также использовать для деталей, работающих под давлением (газовым или гидравлическим).

После модифицирования чугуна магнием (0,03—0,07 %) графит имеет шаровидную форму. При этом наряду с повышением прочности возрастают пластичность и вязкость чугуна (высокопрочные чугуны).

6. Серый чугун

Серые чугуны обозначают (маркируют) буквами С (серый), Ч (чугун) и цифрами, показывающими минимальное значение временного сопротивления при растяжении в МПа·10^{-1}. Стандартные марки чугунов (ГОСТ 1412—85): СЧ10, СЧ15, СЧ20, СЧ25, СЧ30, СЧ35. Допускаются также по требованию потребителя чугуны марок СЧ18, СЧ21, СЧ24.

Примерный химический состав чугунов стандартных марок: 2,9—3,7 % C, 1,2—2,6 % Si, 0,5—1,1 % Mn, не более 0,2—0,3 % P и не более 0,12—0,15 % S.

Отливки из серых чугунов широко применяют в машиностроении.

Ферритный и ферритно-перлитный чугуны марок СЧ10 и СЧ15 имеют временное сопротивление при растяжении 100 и 150 МПа соответственно. Твердость их составляет НВ 143—229. Эти чугуны предназначены для работы

---

[1] Чем больше графита в чугуне и чем крупнее, длиннее пластинки графита, тем сильнее их отрицательное влияние на механические свойства. Однако и очень мелкие включения, сильно разобщающие металлическую основу, также нежелательны, а для деталей, от которых требуется высокая износостойкость, недопустимы.

Наиболее низкие механические свойства получаются в том случае, когда графитные включения образуют замкнутый скелет.

с небольшими или средними нагрузками. Чугун марки СЧ10 используют для литых деталей, работающих при малых нагрузках без трения (стойки, основания, кожухи, коробки, изложницы), а СЧ15 — для деталей, работающих при средних нагрузках и на износ при малых удельных давлениях (тонкостенные отливки в различных отраслях машиностроения, трубы, изложницы и др.).

Перлитные чугуны марок СЧ20 и СЧ25 с временным сопротивлением при растяжении 200 и 250 МПа и твердостью НВ 170—250 применяют для деталей, работающих при повышенных статических и динамических нагрузках (блоки цилиндров, картеры двигателя, поршни цилиндров, станины различных станков и др.).

Перлитные чугуны марок СЧ30 и СЧ35 ($\sigma_в$ не менее 300 и 350 МПа, НВ 180—269) обладают наиболее высокими механическими свойствами. Их применяют для работы при высоких нагрузках или в тяжелых условиях износа (зубчатые колеса, гильзы блоков цилиндров, распределительные валы и др.).

7. Ковкий чугун

Ковкий чугун — это чугун с хлопьевидной формой графитных включений. По сравнению с пластинчатым графитом хлопьевидный графит располагается в металлической основе чугуна более компактно, включения графита не действуют как острые надрезы (что характерно для пластинчатого графита), и поэтому такие включения в меньшей степени ослабляют металлическую основу.

Получают ковкий чугун путем специальной термической обработки белого доэвтектического чугуна примерно следующего состава: 2,5—3 % C; 0,7—1,5 % Si; 0,2—1 % Mn; до 0,2 % S, до 0,18 % P.

Отливки из белого чугуна, подвергаемые отжигу на ковкий чугун, должны быть достаточно тонкостенными (сечением не более 50 мм). Отливки большей толщины охлаждаются недостаточно быстро и при кристаллизации в сердцевине образуется пластинчатый графит. Такой чугун становится непригодным для переработки на ковкий чугун, так как образующийся в процессе отжига графит (графит отжига) присоединяется к имеющимся пластинам графита. По этой же причине белые чугуны, предназначенные для переработки на ковкий чугун, имеют пониженное содержание углерода и кремния (графитизирующих элементов).

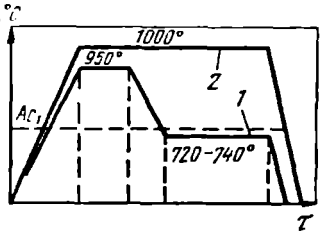


Рис. 146. Схемы отжига (*1*, *2*) белого чугуна на ковкий чугун

По структуре металлической основы, которая зависит от режима отжига, ковкие чугуны могут быть ферритными и перлитными.

Отжиг для получения ферритного ковкого чугуна проводят по режиму 1, схематично показанному на рис. 146. Отливки из белого чугуна медленно (20—25 ч) нагревают до 950—1000 °С (выше эвтектоидной, но несколько ниже эвтектической температуры). Далее следует продолжительная выдержка (10—15 ч) при этой температуре. В процессе выдержки происходит первая стадия графитизации — распад цементита эвтектического и цементита вторичного на аустенит и графит:

$$Ц \rightarrow А + Г_{отж}. \qquad (54)$$

К концу первой стадии графитизации структура чугуна будет состоять из аустенита и включений хлопьевидного графита. При последующем медленном охлаждении (6—12 ч) до температуры 720 °С (несколько ниже температуры эвтектоидного превращения) протекает промежуточная стадия графитизации — распад образующегося при охлаждении вторичного цементита. Получающийся графит присоединяется к уже имеющемуся и это приводит к росту графитовых включений.

После достижения температуры 720 °С (несколько ниже температуры эвтектоидного превращения) проводят вторую длительную (30 ч) выдержку, в процессе которой протекает вторая стадия графитизации — распад эвтектоидного цементита: $Ц_{эд} \rightarrow Ф + Г_{отж}$. По завершении второй стадии структура чугуна получается полностью равновесной ($Ф + Г$). Структура ферритного ковкого чугуна показана на рис. 147 (альбом, с. 14). Излом такого чугуна бархатисто-черный, что связано с наличием большого количества графита.

Для получения перлитного ковкого чугуна отжиг проводят по режиму 2 (рис. 146). В этом случае после первой стадии графитизации отливки охлаждают на воздухе. В таких условиях охлаждения графитизации эвтектоидного цементита не происходит, и чугун приобретает структуру, состоящую из перлита и графита от-

жига. Излом такого чугуна получается светлым из-за большого количества перлита в металлической основе.

Разработаны методы ускоренного отжига белого чугуна на ковкий чугун. Так, перед отжигом отливок из белого чугуна применяют предварительную закалку от 850—900 °С. Это обеспечивает измельчение структуры и способствует образованию многочисленных центров графитизации — ускоряются стадии I и II графитизации и процесс графитизации сокращается до 10—15 ч. Повышают температуру нагрева белого чугуна перед разливкой. Кроме того, чугуны легируют незначительными добавками алюминия (0,015—0,20 %), бора и других элементов; проводят ступенчатый нагрев при отжиге с выдержкой при 350—400 °С; сокращают время нагрева и охлаждения отливок при отжиге за счет нагрева отливок в нейтральной или защитной среде. В этом случае продолжительность отжига сокращается до 24—60 ч.

Маркируют ковкие чугуны буквами КЧ (К — ковкий, Ч — чугун) и цифрами, обозначающими минимальные значения временного сопротивления при растяжении, МПа·10^{-1}, и относительного удлинения. Например, чугун марки КЧ35-10 — это ковкий чугун с временным сопротивлением при растяжении не менее 350 МПа и относительным удлинением не менее 10 %. Механические свойства (ГОСТ 1215—59) ковких чугунов стандартных марок приведены в табл. 6.

Приведенные данные показывают, что ковкие чугуны обладают хорошим сочетанием прочности и пластичности. При этом ферритные ковкие чугуны имеют более высокую пластичность, а перлитные — более высокую прочность и твердость, обеспечивают лучшую износостойкость.

Таблица 6. Механические свойства ковкого чугуна

Марка чугуна	$\sigma_в$, МПа	δ, %	НВ	Марка чугуна	$\sigma_в$, МПа	δ, %	НВ
Структура металлической основы феррит + до 10 % перлита				*Структура металлической основы перлит + до 20 % феррита*			
КЧ30-6	300	6	163	КЧ45-6	450	6	241
КЧ33-8	330	8	163	КЧ50-4	500	4	269
КЧ35-10	350	10	163	КЧ60-3	600	3	269
КЧ37-12	370	12	163	КЧ63-2	630	2	269
				КЧ70-2	700	2	285
				КЧ80-1,5	800	1,5	320

8. Высокопрочный чугун

В высокопрочном чугуне графит имеет шаровидную форму. Такой чугун получают модифицированием расплава магнием. Магний вводят в жидкий чугун перед разливкой в количестве 0,03—0,07 %. Под воздействием магния при кристаллизации чугуна графит приобретает шаровидную форму. Шаровидная форма графита наиболее благоприятна и обеспечивает высокие механические свойства чугуна (прочность при растяжении и пластичность).

Высокопрочные чугуны маркируют буквами ВЧ (В — высокопрочный, Ч — чугун) и цифрами, обозначающими минимальное значение временного сопротивления при растяжении, МПа·10^{-1}. Стандартные марки высокопрочных чугунов и их механические свойства (ГОСТ 7293—85) приведены в табл. 7.

Чугуны с шаровидным графитом по механическим свойствам приближаются к сталям, сохраняя при этом хорошие литейные свойства, способность легко обрабатываться резанием, гасить вибрации, обеспечивать высокую износостойкость.

По структуре металлической основы высокопрочные чугуны могут быть ферритными или перлитными. Ферритный чугун имеет металлическую основу, в основном феррит, в ней допускается до 20 % перлита. Перлитный чугун имеет металлическую основу перлит и в ней допускается до 20 % феррита. К перлитным чугунам относятся чугуны марок: ВЧ50, ВЧ60, ВЧ70, ВЧ80. Чугуны марок ВЧ35, ВЧ40, ВЧ45 являются ферритными. На рис. 148 (альбом, с. 14) показана микроструктура перлитного высокопрочного чугуна. Металлическая основа чугуна состоит

Таблица 7. Механические свойства высокопрочных чугунов

Марка чугуна	МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	НВ
ВЧ35	350	220	22	140—170
ВЧ40	400	250	15	140—202
ВЧ45	450	310	10	140—255
ВЧ50	500	320	7	153—245
ВЧ60	600	370	3	192—227
ВЧ70	700	420	2	228—302
ВЧ80	800	480	2	248—351
ВЧ100	1000	700	2	270—360

в основном из перлита. Феррит расположен в виде оторочки вокруг шаровидного графита.

Высокопрочные чугуны применяют в авто-, тракторо- и дизелестроении, их используют для изготовления коленчатых валов, поршней и многих других ответственных деталей, работающих при высоких циклических нагрузках и в условиях изнашивания. В тяжелом машиностроении из них изготовляют оборудование прокатных станов (прокатные валки массой до 12 т), детали кузнечно-прессового оборудования, в турбостроении — корпус паровой турбины, лопатки направляющего аппарата. Во многих изделиях детали из высокопрочных чугунов успешно заменяют детали из стали.

Для высокопрочных чугунов весьма эффективной является термическая обработка. В некоторых случаях отливки для повышения прочности подвергают закалке и отпуску при 500—600 °С, для увеличения пластичности — отжигу, который обеспечивает сфероидизацию цементита в перлите.

9. Антифрикционные чугуны

Антифрикционные чугуны используют для изготовления литых деталей (подшипников скольжения и др.), работающих в узлах трения со смазкой. Такие чугуны должны обеспечивать низкий коэффициент трения, а в связи с этим малые потери на трение и малую скорость изнашивания сопряженной детали (стального вала).

Антифрикционные свойства чугуна определяются перлитной структурой металлической основы, наличием фосфидной эвтектики и большого количества крупных разрозненных включений графита. При этом перлитная основа создает достаточную прочность детали, фосфидная эвтектика обеспечивает повышение износостойкости, а впитывание и удержание смазки происходят в местах расположения графита.

Маркируют антифрикционные чугуны буквами АЧ (А — антифрикционный, Ч — чугун) и в зависимости от формы графитных включений буквами С (серый чугун с пластинчатым графитом), В (высокопрочный чугун с шаровидным графитом), К (ковкий чугун с хлопьевидным графитом).

Большинство антифрикционных чугунов содержат в небольшом количестве специальные добавки хрома, титана, меди и других элементов.

Антифрикционные чугуны изготовляют следующих марок (ГОСТ 1585—85): АЧС-1, АЧС-2, АЧС-3, АЧС-4, АЧС-6, АЧВ-1, АЧВ-2, АКЧ-1, АЧК-1, АЧК-2 (цифра в конце марки означает ее порядковый номер).

Ниже приведен химический состав некоторых серых антифрикционных чугунов:

АЧС-1 (3,2—3,6 % C; 1,3—2,0 % Si; 0,6—1,2 % Mn; 0,2—0,5 % Cr; 0,8—1,6 % Cu; 0,15—0,40 % P; $\leqslant$0,12 % S).

АЧС-2 (3,0—3,8 % C; 1,4—2,2 % Si; 0,3—1,0 % Mn; 0,2—0,5 % Cr; 0,2—0,5 % Ni; 0,03—0,10 % Ti; 0,2—0,5 % Cu; 0,15—0,40 % P; $\leqslant$0,12 % S).

АЧС-3 (3,2—3,8 % C; 1,7—2,6 % Si; 0,3—0,7 % Mn; $\leqslant$0,3 % Cr; $\leqslant$0,3 % Ni; 0,03—0,10 % Ti; 0,2—0,5 % Cu; 0,15—0,40 % P; $\leqslant$0,12 % S).

С целью уменьшения износа сопряженной детали марку чугуна выбирают так, чтобы его твердость была ниже твердости сопряженной детали. Примеры использования антифрикционных чугунов при работе в паре со стальными валами: АЧС-1, АЧС-2 — для деталей, работающих в паре с термически обработанными закаленными или нормализованными валами, АЧС-3 — для работы в паре с термически необработанными валами, АЧС-6 — для работы при температуре до 300 °С, АЧВ-1 — для работы с повышенными окружными скоростями.

10. Отбеленный чугун

Отбеленные чугунные отливки имеют на поверхности структуру белого чугуна, а в сердцевине — структуру серого чугуна. Отбел (на глубине 12—30 мм) является следствием быстрого охлаждения поверхности при отливке чугуна в металлические формы (кокиль) или в сырые земляные формы.

Отбеленный чугун имеет высокую твердость поверхности и обладает высокой износостойкостью, особенно в условиях абразивного износа. Отделенный чугун применяют для изготовления валков листовых прокатных станов, колес, шаров для мельниц и т. д. В этом случае применяют чугуны с пониженным содержанием кремния, что приводит к увеличению склонности чугуна к отбеливанию. Примерный химический состав чугуна: 2,8—3,6 % C; 0,5—0,8 % Si; 0,4—0,6 % Mn.

Глава VI ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВАХ

1. Превращения в стали при нагреве

Превращение перлита в аустенит

Согласно нижней левой части диаграммы состояния железо—цементит (рис. 149), при нагреве стали перлит превращается в аустенит при температуре критической точки A_1 (линия PSK, температура 727 °С). В действительности превращение перлита в аустенит (а также и обратное превращение аустенита в перлит) не может происходить при 727 °С, так как при этой температуре свободная энергия перлита равна свободной энергии аустенита (рис. 150). Поэтому для превращения перлита в аустенит температура нагрева должна быть обязательно немного выше равновесной температуры 727 °С, т. е. должен быть так называемый п е р е н а г р е в, так же как для превращения аустенита в перлит должно быть обязательно некоторое п е р е о х л а ж д е н и е.

Процесс превращения перлита в аустенит при нагреве в эвтектоидной стали (0,8 % С) происходит следующим образом (рис. 151). Сталь в исходном состоянии представляет смесь фаз феррита и цементита (рис. 151, *а*). При нагреве несколько выше критической точки A_1 (727 °С) на границе ферритной и цементитной фаз начинается превращение $\alpha \rightarrow \gamma$, приводящее к образованию низкоуглеродистого аустенита, в котором растворяется цементит (рис. 151, *б*—*г*). Образующийся аустенит химически неоднороден. Концентрация углерода в аустените на границе с цементитом значительно выше, чем на границе

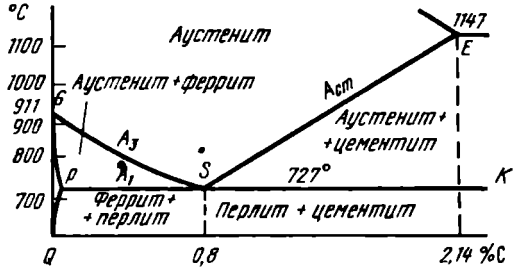


Рис 149. Нижняя левая часть диаграммы состояния Fe—Fe_3C

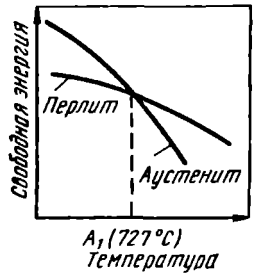


Рис. 150. Зависимость свободной энергии аустенита и перлита от температуры

с ферритом. Превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ протекает быстрее, чем растворение цементита, поэтому, когда вся α-фаза (феррит) превратится в γ-фазу (аустенит), цементит еще остается (рис. 151, *д*). После растворения всего цементита превращение заканчивается (рис. 151, *е*), но образовавшийся аустенит имеет неравномерную концентрацию углерода, уменьшающуюся от центра к периферии зерна. Только после дальнейшего повышения температуры или дополнительной выдержки аустенит в результате диффузии углерода становится однородным по всему объему.

При наличии избыточного феррита в структуре доэвтектоидных сталей неоднородность образующегося при нагревании аустенита становится еще большей. Это объясняется тем, что избыточный феррит превращается в аустенит ($\alpha \rightarrow \gamma$) при более высокой температуре, чем температура превращения перлита в аустенит ($\alpha + Fe_3C \rightarrow \gamma$). Образующийся позднее аустенит насыщается углеродом (путем диффузии) из расположенных рядом участков ранее образовавшегося аустенита.

На скорость превращения перлита в аустенит влияют многие факторы: температура превращения, скорость нагрева, дисперсность исходной структуры, пластинчатая или зернистая форма цементита, химический состав стали.

Влияние температуры и скорости нагрева на превращение перлита в аустенит показано на рис. 152. С повышением температуры скорость перлито-аустенитного превращения

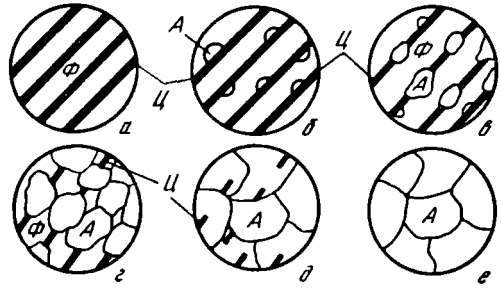


Рис. 151. Схема образования аустенитных зерен

увеличивается. Это объясняется тем, что превращение перлита в аустенит носит диффузионный характер, а с повышением температуры диффузионные процессы ускоряются.

При непрерывном нагреве (лучи v_1—v_3, показывающие нагрев с какой-то определенной скоростью) превращение происходит в интервале температур между точками *а* и *б*. При нагреве со скоростью, соответствующей лучу v_1, превращение перлита в аустенит ($П \rightarrow А$) начинается в точке *а'* и заканчивается в точке *б'*. В точке *в'* завершается растворение цементита, а в точке *г'* — гомогенизация аустенита. Если скорость нагрева больше (луч v_2), то превращение $П \rightarrow А$ начинается и заканчивается при более высоких температурах (точки *а''* и *б''*). При еще более высоких температурах (точки *а'''* и *б'''*) начинается и заканчивается превращение $П \rightarrow А$ при нагреве со скоростью, соответствующей лучу v_3. Таким образом, чем быстрее нагрев, тем при более высоких температурах начинается и заканчивается превращение перлита в аустенит. Время, необходимое для перлито-аустенитного превращения, уменьшается с повышением скорости нагрева.

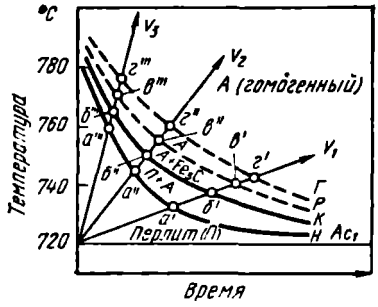


Рис. 152. Схема превращения перлита в аустенит при постоянной температуре и непрерывном нагреве:
Н — начало образования аустенита (А);
К — окончание образования аустенита;
Р — окончание растворения Fe_3C; Г — окончание гомогенизации

Аустенит образуется на границе ферритной и цементитной фаз, поэтому чем мельче (дисперснее) структура перлита, тем больше протяженность границ между ферритом и цементитом и тем быстрее совершается превращение. Самое быстрое превращение присуще мелкопластинчатому перлиту; медленнее осуществляется превращение при наличии мелкозернистого перлита и наиболее медленно — при крупнозернистом перлите.

Рост зерна аустенита при нагреве

Зерна аустенита, образующиеся при нагреве стали выше критической точки A_1, получаются мелкими (начальное зерно аустенита). При дальнейшем повышении температуры нагрева или длительности выдержки при данной температуре происходит рост зерна аустенита. Зерно обычно растет самопроизвольно — слиянием и поглоще-

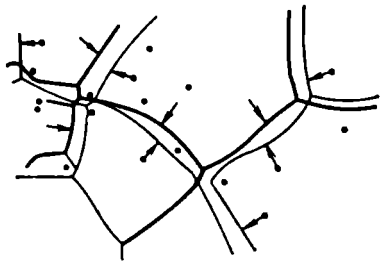


Рис. 153. Двойная сетка границ зерен, выявленная методом высокотемпературной металлографии, ×200 (М. Г. Лозинский)

нием более мелких зерен более крупными, т. е. путем увеличения размера одних зерен за счет других в результате стремления всей системы к уменьшению свободной энергии (вследствие сокращения поверхности зерен) и к увеличению термодинамической устойчивости. Движущей силой роста зерна аустенита является разность свободных энергий мелкозернистой структуры (где поверхностная энергия очень велика) и крупнозернистой структуры аустенита.

При росте зерна атомы переходят (в результате самодиффузии) от соседнего зерна к растущему через границу, вследствие чего границы зерен перемещаются. На рис. 153 показан рост зерна образца технического железа при 1000 °С в течение 30 мин (выдержка в вакууме, границы

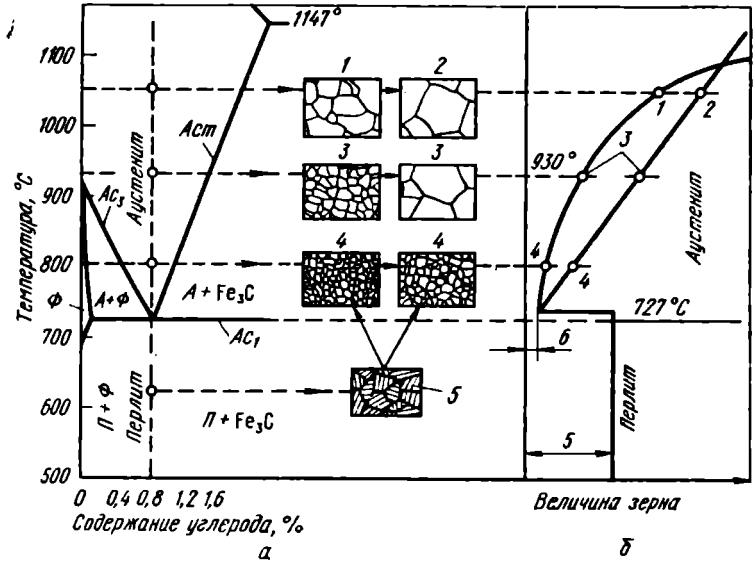


Рис. 154. Диаграмма состояния Fe—Fe₃C (*а*) и схема роста зерна аустенита в стали, содержащей 0,8 % С (*б*):
1 — наследственно мелкозернистая сталь; *2* — наследственно крупнозернистая сталь; *3* — наследственное зерно; *4* — зерно при нагреве под термическую обработку; *5* — исходное зерно; *6* — начальное зерно аустенита

зерен отмечены стрелками), а затем температура была повышена до 1050 °С на 10 мин (границы новых зерен отмечены стрелками с кружками).

Склонность к росту зерна с повышением температуры у сталей различная. Под наследственной зернистостью подразумевается *склонность* аустенитного зерна к росту при повышении температуры.

По склонности к росту зерна различают стали наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые.

Схематическое изображение роста зерна в наследственно крупнозернистой и наследственно мелкозернистой сталях приведено на рис. 154. В наследственно мелкозернистой стали при нагреве до 1000—1050 °С зерно увеличивается незначительно, но при более высоком нагреве начинается бурный рост зерна. В наследственно крупнозернистой стали уже при небольшом нагреве выше A_1 происходит очень сильный рост зерна.

Наследственно мелкозернистыми являются стали, раскисленные в процессе выплавки алюминием, образующим устойчивые дисперсные частицы AlN, которые при затвердевании стали располагаются по границам зерен, образуя барьер, и препятствуют росту зерна при нагреве. Однако, такое торможение роста зерна аустенита существует только до определенной температуры нагрева, при которой происходит растворение частиц AlN, и зерно растет даже в бо́льшей степени, чем в наследственно крупнозернистой стали.

В заэвтектоидных сталях рост зерна аустенита может сдерживаться нерастворившимися карбидными частицами; в доэвтектоидных сталях сдерживающее влияние на рост зерна оказывают участки феррита в интервале температур Ac_1—Ac_3. Карбидообразующие легирующие элементы также замедляют рост зерна аустенита. Наиболее сдерживают рост зерна труднорастворимые дисперсные карбиды титана, вольфрама, молибдена, циркония, ниобия и ванадия, располагающиеся по границам зерен.

Стали, раскисленные в процессе выплавки кремнием и марганцем, с повышением температуры склонны к непрерывному росту зерна, т. е. являются наследственно крупнозернистыми.

Термины наследственно крупнозернистая и наследственно мелкозернистая сталь не означают, что данные стали всегда будут иметь крупное или мелкое зерно. Наследственное зерно означает лишь, что крупнозернистая

сталь будет иметь крупное зерно при более низких температурах нагрева по сравнению с мелкозернистой. Поскольку наследственно мелкозернистая сталь при высокой температуре нагрева может иметь более крупное зерно аустенита, чем наследственно крупнозернистая, введено

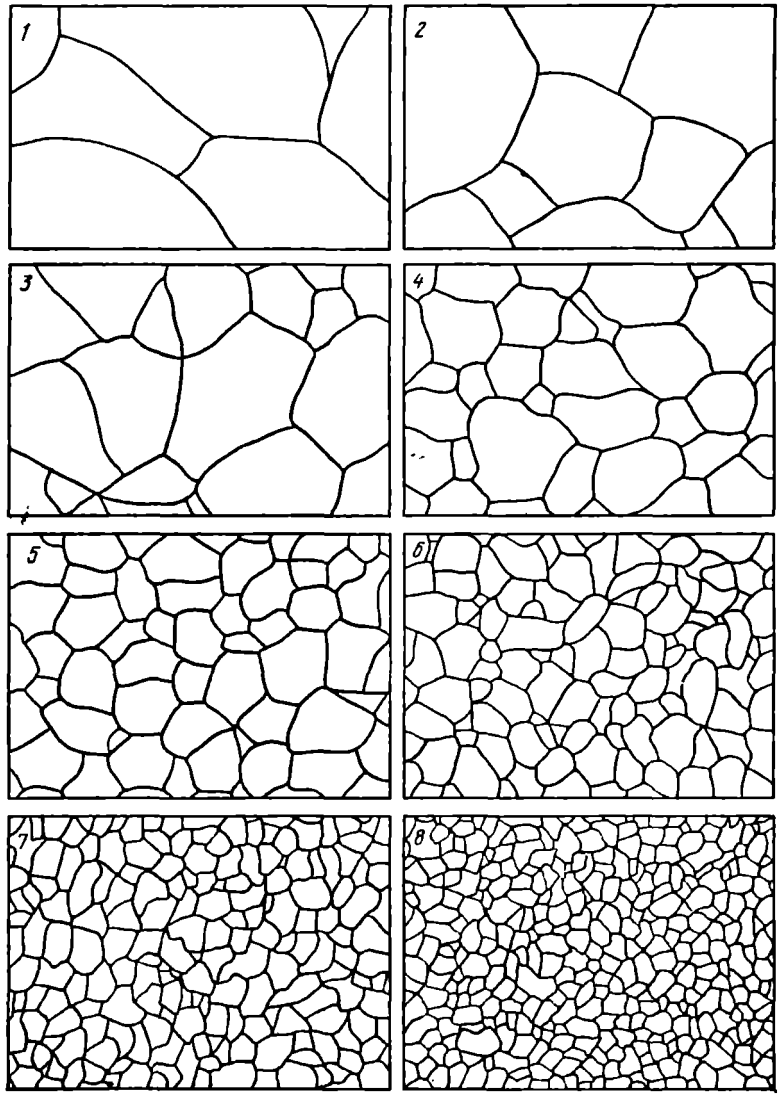


Рис. 155. Шкала зернистости стали. Цифрами указан балл зернистости. ×100

понятие действительного зерна, т. е. зерна аустенита, определяемого температурой нагрева, продолжительностью выдержки при ней и склонностью данной стали к росту зерна при нагреве. От размера зерна аустенита, образовавшегося при нагреве (действительного зерна), зависит размер зерна продуктов распада аустенита при охлаждении. Если зерно аустенита мелкое, то и продукты распада аустенита получаются мелкими, т. е. действительное зерно при последующем охлаждении не изменяется.

Влияние величины зерна на свойства стали. Величина действительного зерна практически не влияет на механические свойства, получаемые при испытании на статическое растяжение ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ) и на твердость. Рост зерна, главным образом, резко снижает ударную вязкость и повышает порог хладноломкости. Крупнозернистая сталь более склонна к закалочным трещинам, деформации и короблению. Разнозернистость стали способствует снижению ее конструктивной прочности и вызывает охрупчивание, особенно у деталей, имеющих концентраторы напряжений.

Определение величины зерна. Размер зерна аустенита по ГОСТу определяют различными методами: цементацией, окислением, по ферритной или цементитной сетке, травлением границ зерен.

По методу цементации образцы доэвтектоидной стали нагревают при 930 °С в течение 8 ч в активном карбюризаторе с целью насыщения поверхности углеродом до заэвтектоидной концентрации. Далее медленно охлаждают, в результате чего по границам зерен аустенита выделяется вторичный цементит, образуя сплошную сетку, по которой и определяют после охлаждения величину бывшего зерна аустенита.

При определении величины зерна по методу окисления металлографический шлиф нагревают в защитной атмосфере, а после выдержки окисляют поверхность подачей в печь воздуха. При этом по границам бывших зерен аустенита образуется сетка оксидов, выявляющая границы зерен.

По методу выявления величины зерна по ферритной сетке (для доэвтектоидной стали) или цементитной (для заэвтектоидных сталей) образцы нагревают до заданной температуры и охлаждают со скоростью, обеспечивающей образование сетки феррита или цементита.

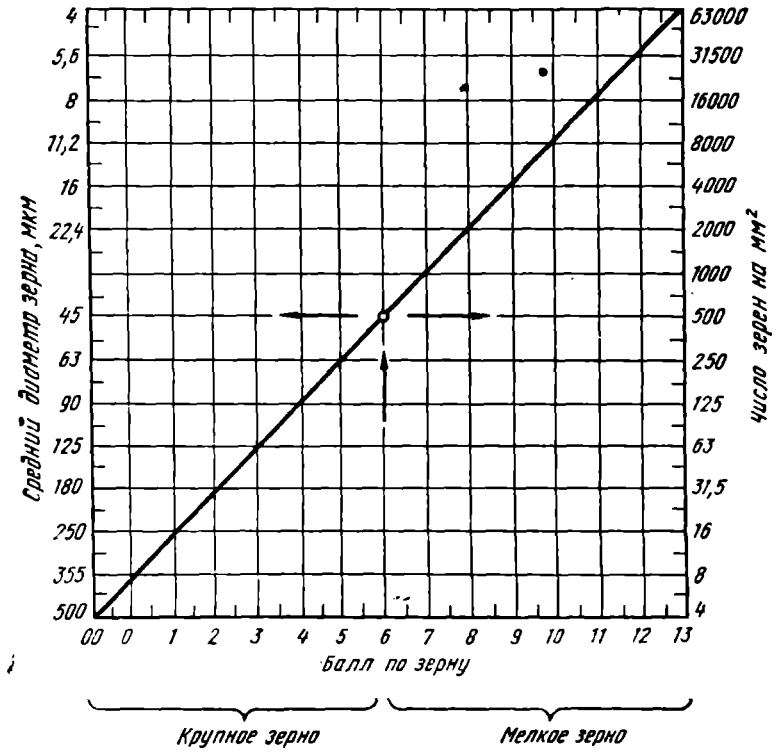


Рис. 156. Номограмма для определения размера зерна

Определяют величину зерна аустенита на образцах после закалки и отпуска методом травления микрошлифов в растворе пикриновой кислоты с добавлением 0,5—1,0 % моющих средств («Астра» или «Новость»).

Величину зерна аустенита определяют под микроскопом при увеличении в 100 раз, сравнивая видимые на микрошлифе зерна с эталонными изображениями зерен, предусмотренными стандартной шкалой величины зерна (рис. 155). Величину зерна оценивают баллами. Между баллом зерна стандартной шкалы, средним диаметром зерна и числом видимых зерен, помещающихся на 1 мм² микрошлифа, существует прямая зависимость, приведенная на рис. 156. Принято считать, что стали с зерном № 1—5 являются наследственно крупнозернистыми, а с зерном № 6—15 — мелкозернистыми.

2. Превращения в стали при охлаждении

Распад переохлажденного аустенита

Распад аустенита может происходить только при температурах ниже 727 °С (критическая точка A_1), когда свободная энергия аустенита выше свободной энергии продуктов его превращения (см. рис. 150). Следовательно, для распада аустенит должен быть переохлажден. От степени переохлаждения, т. е. от температуры, при которой происходит распад аустенита, зависят скорость превращения и строение продуктов распада аустенита. Закономерности этого процесса характеризуются диаграммой изотермического превращения аустенита, т. е. распадом аустенита при постоянной температуре.

Если нагретую до состояния аустенита сталь быстро охладить до температуры ниже критической точки A_1 и затем выдержать при данной температуре, то превращение аустенита в феррито-цементитную смесь будет проходить в течение определенного времени. Такой процесс превращения аустенита при постоянной температуре (изотермический процесс) можно охарактеризовать зависимостями, приведенными на рис. 157. После охлаждения стали до температуры t ниже температуры критической точки A_1 аустенит сохраняется нераспавшимся некоторое время (отрезок *о—а* на рис. 157, *а*). Этот период времени называется инкубационным периодом. По истечении инкубационного периода начинается распад аустенита на феррито-цементитную смесь. С течением времени аустенит распадается все больше (отрезок *а—б*). Полный распад аустенита заканчивается по истечении

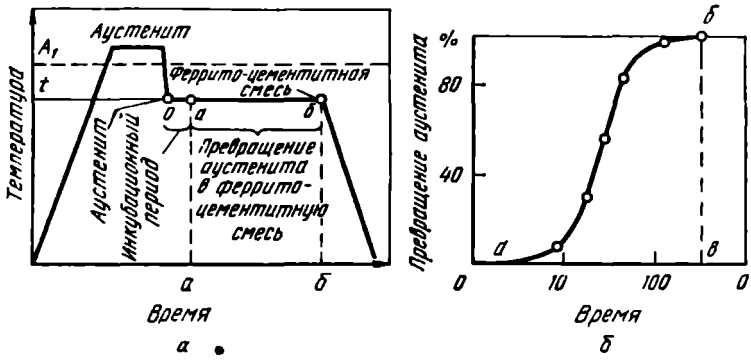


Рис. 157. График (*а*) и кинетическая кривая (*б*) изотермического превращения аустенита

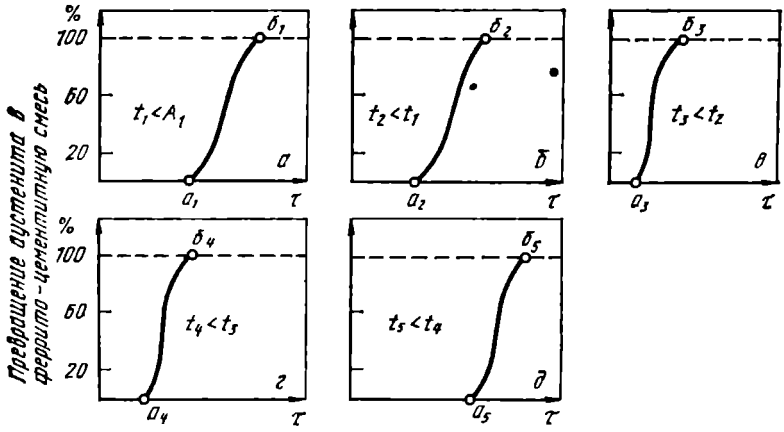


Рис. 158. Кинетические кривые изотермического превращения аустенита при разных температурах

времени, равного отрезку *а—в* (рис. 157, *б*). Следовательно, для распада аустенита на феррито-цементитную смесь при какой-то заданной температуре требуется определенное время.

Кривые изотермического распада переохлажденного аустенита приведены на рис. 158. Кривая превращения аустенита в феррито-цементитную смесь при температуре t_1 более низкой, чем температура A_1, приведена на рис. 158, *а*. При температуре t_2 более низкой, чем температура t_1, уменьшается время как инкубационного периода, так и распада аустенита на феррито-цементитную смесь (рис. 158, *б*), что объясняется увеличением разности свободных энергий аустенита и перлита (фактор, ускоряющий превращение), а скорость диффузии, хотя и снижается (фактор, замедляющий превращение), еще достаточно велика. При температуре t_3 это время наименьшее, аустенит наименее устойчив и распад его происходит наиболее быстро (рис. 158, *в*). С понижением температуры ниже температуры t_3 (при температурах t_4, t_5) время инкубационного периода и время распада аустенита на феррито-цементитную смесь увеличивается (рис. 158, *г*, *д*), что объясняется малой скоростью диффузии. Таким образом, с понижением температуры (т. е. с повышением степени переохлаждения) от A_1 до t_3 время как инкубационного периода, так и распада аустенита на феррито-цементитную смесь уменьшается, а затем с понижением температуры ниже t_3 увеличивается.

По экспериментальным кривым, полученным для многих температур переохлаждения (t_1, t_2 и т. д.), можно построить диаграмму изотермического превращения аустенита. Строят такую диаграмму следующим образом. Экспериментальные кривые (рис. 158) совмещают на одной диаграмме (рис. 159, *а*). По осям координат диаграммы (рис. 159, *б*) откладывают время (ось абсцисс) и температуру распада аустенита (ось ординат). Поскольку время распада аустенита может изменяться от нескольких секунд до нескольких часов, для удобства построения применяется логарифмическая шкала времени ($\ln \tau$). Затем проводят линии, соответствующие температуре A_1 и температуре начала мартенситного превращения (точка $M_н$). Точки *а* (начала распада аустенита) и *б* (окончания распада) для каждой температуры превращения переносят на соответствующие горизонтали температур. Затем точки a_1, a_2 и т. д. соединяют, в результате чего получается левая кривая диаграммы. После переноса и соединения точек $б_1$, $б_2$ и т. д. получается правая кривая диаграммы. Получившиеся кривые похожи на русскую букву С, поэтому их называют С-кривыми. Левая кривая характеризует начало распада, а правая — окончание распада аустенита на феррито-цементитную смесь. В области между вертикальной осью и левой кривой аустенит находится в переохлажденном состоянии (инкубационный период).

Минимальное время существования переохлажденного аустенита до начала его превращения в феррито-цементитную смесь называется устойчивостью аустенита (время *о*—a_3 на рис. 159, *б*). Главным образом, она зависит

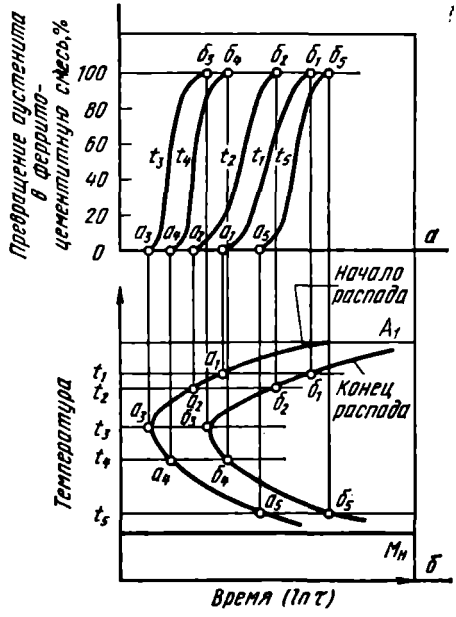


Рис. 159. Схема построения диаграммы изотермического превращения аустенита

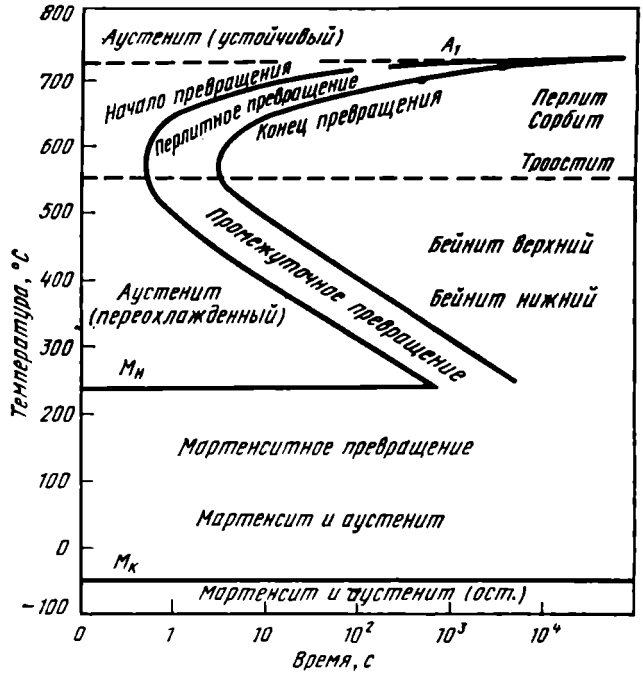


Рис. 160. Диаграмма изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали

от содержания углерода и легирующих элементов в стали и является важной характеристикой при термической обработке стали.

Приведенная на рис. 159, *б* диаграмма изотермического распада аустенита характерна для эвтектоидной стали. Если заменить условно обозначенные температуры конкретными данными, то такая диаграмма будет иметь вид, приведенный на рис. 160.

В зависимости от степени переохлаждения аустенита различают три температурные области его превращения: перлитную, промежуточного превращения и мартенситную.

Перлитное превращение. Перлитная область распространяется на интервал температур от критической точки A_1 до изгиба С-кривой (~550 °С). Распад аустенита с образованием перлита (эвтектоидный распад) является диффузионным процессом и развивается в результате флуктуации состава (неоднородности в распределении углерода в аустените). Как любой диффузионный процесс (напри-

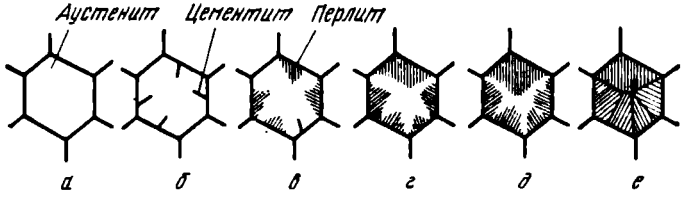


Рис. 161. Последовательные стадии *а—е*, образования перлитных зерен в зерне аустенита (схема)

мер, кристаллизация жидкости) распад аустенита происходит путем возникновения зародышей (ч. з) и роста их с определенной скоростью (с. р). В аустените (рис. 161, *а*), оказавшемся в неравновесном состоянии при температуре ниже A_1, углерод диффундирует к наиболее дефектным местам кристаллической решетки, к местам скопления вакансий вблизи границ зерен. Поэтому зародыши цементита образуются по границам зерен аустенита (рис. 161, *б*).

Рост зародышей цементита происходит вследствие диффузии углерода из прилегающего аустенита, что приводит к обеднению углеродом аустенита, окружающего образовавшиеся пластинки цементита, и способствует превращению его в феррит за счет полиморфного превращения решетки г. ц. к. в о. ц. к. Поэтому рядом с пластинками цементита образуются пластинки феррита (рис. 161, *в*). Дальнейшее утолщение ферритных пластинок ведет к обогащению окружающего аустенита углеродом, что приводит к зарождению новых пластинок цементита (вдоль границы аустенита) или к росту уже имеющихся. Таким образом, возникают участки перлита, называемые перлитными колониями, в которых пластинки цементита и феррита расположены параллельно.

При дальнейшем росте перлитной колонии эти пластинки удлиняются (краевой рост) (рис. 161, *г*) и присоединяют новые пары пластинок (цементита и феррита), параллельные исходным (боковой рост, рис. 161, *д*). При краевом росте вблизи фронта распада *АБ* (рис. 162) аустенит неоднороден: у торца цементитной пластинки концентрация углерода низкая, а у торца ферритной

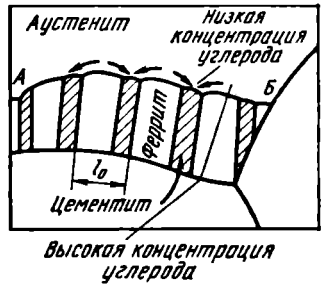


Рис. 162. Схема перераспределения углерода на фронте перлитного превращения

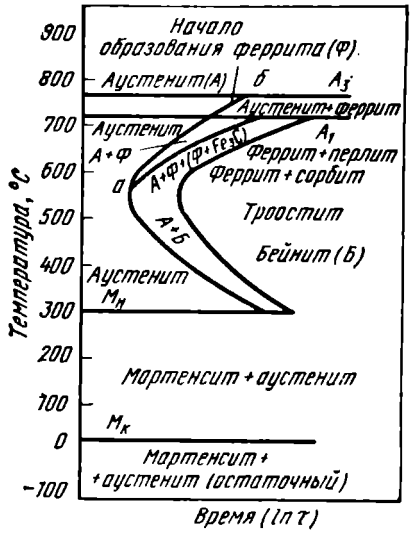


Рис. 164. Диаграмма изотермического превращения аустенита доэвтектоидной стали

пластинки — высокая. Такой перепад концентраций в аустените обеспечивает диффузионный перенос углерода вдоль фронта распада путем его диффузии в аустените, как показано стрелками на рис. 162, от мест обогащения возле феррита к местам обеднения возле цементита, что обеспечивает продолжение роста пластинок цементита и феррита. Такой процесс роста (краевого и бокового) перлитных колоний происходит до их столкновения, срастания и превращения всего аустенита в перлит (рис. 161, *е*).

Структура, состоящая из чередующихся параллельных пластинок феррита и цементита, характерна для всей перлитной области (от точки A_1 до изгиба С-кривой). Разница заключается только в том, что с увеличением переохлаждения ниже 727 °С (с понижением температуры изотермической выдержки) увеличивается число зародышей на границах аустенитного зерна, пластинок феррита и цементита оказывается больше, они становятся более тонкими и искривленными. Межпластиночное расстояние l_0 (см. рис. 162), под которым понимают сумму толщин двух соседних пластинок феррита и цементита, уменьшается. С уменьшением межпластиночного расстояния значительно изменяются механические свойства — повышается прочность и твердость и уменьшается пластичность. Под перлитом понимают продукты эвтектоидного распада аустенита, образующиеся при температурах 650—700 °С (l_0 = 0,6—1,0 мкм; НВ 180—250; рис. 163; альбом, с. 14). Если аустенит переохлажден до 600—650 °С и при этих температурах распадается, то образующаяся более мелкая феррито-цементитная смесь называется сорбитом (l_0 = 0,25—0,3 мкм; НВ 250—350). При переохлаждении аустенита до 500—

600 °С образуется еще более мелкая феррито-цементитная смесь, называемая т р о о с т и т о м (l_0 = 0,1—0,15 мкм; НВ 350—450).

При изотермическом превращении аустенита доэвтектоидных сталей в интервале температур выше изгиба С-кривой процесс начинается с образования избыточного феррита, что на диаграмме характеризуется линией *а—б* (рис. 164). Так как растворимость углерода в α-железе значительно меньше, чем в γ-железе, то превращению аустенита в феррит предшествует диффузия углерода (от периферии в глубь зерна), в результате чего участки аустенита, обедненные углеродом, превращаются в феррит, а аустенит обогащается углеродом (рис. 165).

При небольшой степени переохлаждения (при температуре немного ниже точки A_1) углерод диффундирует в глубь зерна до тех пор (все с большим образованием феррита), пока аустенит не обогатится до содержания 0,8 % С, после чего происходит перлитное превращение (рис. 165, *а*).

С повышением степени переохлаждения (с понижением температуры) изотермическое превращение ускоряется,

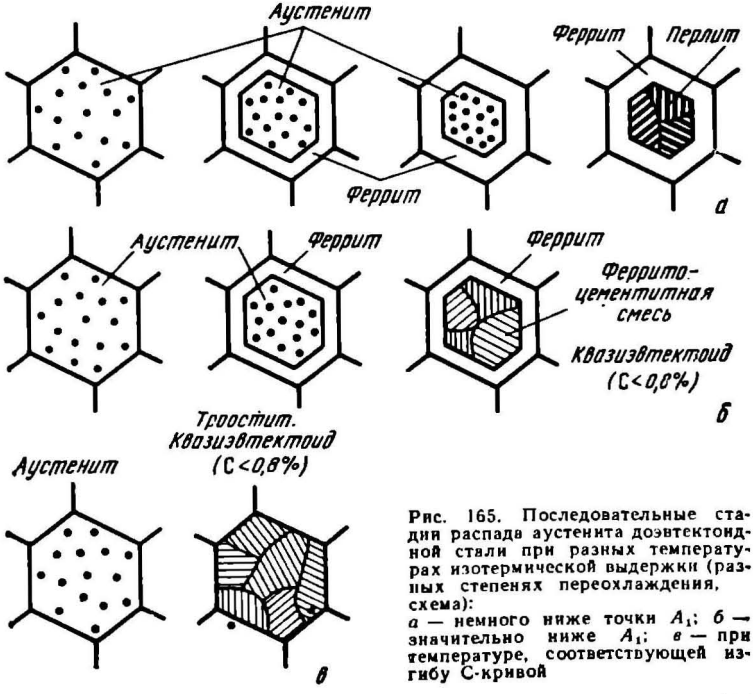


Рис. 165. Последовательные стадии распада аустенита доэвтектоидной стали при разных температурах изотермической выдержки (разных степенях переохлаждения, схема):
а — немного ниже точки A_1; *б* — значительно ниже A_1; *в* — при температуре, соответствующей изгибу С-кривой

диффузия углерода протекает в меньшей степени, избыточного феррита образуется меньше и получающаяся феррито-цементитная смесь содержит углерода меньше 0,8 % (рис. 165, *б*). При температуре, соответствующей изгибу С-кривой, диффузия углерода значительно уменьшается и аустенит распадается без образования избыточного феррита. Получается феррито-цементитная смесь (троостит) с таким количеством углерода, которое содержит данная доэвтектоидная сталь (рис. 165, *в*).

При изотермическом превращении заэвтектоидной стали процесс аналогичен; разница только в том, что вместо избыточного феррита из аустенита выделяется избыточный цементит и аустенит обедняется углеродом. Как правило, образовавшаяся феррито-цементитная смесь содержит более 0,8 % углерода.

Получающаяся при распаде аустенита феррито-цементитная смесь, содержащая углерода меньше (или больше) 0,8 %, называется квазиэвтектоидом (ложным эвтектоидом).

Мартенситное превращение. Мартенсит имеет совершенно отличную от других структур природу и образуется не так, как феррито-цементитные смеси. Характерной особенностью аустенито-мартенситного превращения является его бездиффузионный характер.

При большом переохлаждении углерод не успевает выделиться из твердого раствора (аустенита) в виде частиц цементита, как это происходит при образовании перлита, сорбита и троостита. Решетка γ-железа перестраивается в решетку α-железа. Углерод остается внутри решетки α-железа, в результате чего получается пересыщенный твердый раствор углерода в α-железе.

Значительное пересыщение α-железа углеродом вызывает изменение объемноцентрированной кубической решетки в тетрагональную, элементарной ячейкой которой является прямоугольный параллелепипед (рис. 166). Атомы углерода в такой ячейке располагаются в междоузлиях (что характерно для твердого раствора внедрения) или в центре основания (сторона *а*), или в середине удлиненных ребер (сторона *с*). Степень тетрагональности, характеризующаяся отношением осей c/a, увеличивается с повышением содержания углерода в твердом растворе, достигая в стали с 1,7 % С значения 1,08.

Из изложенного следует, что мартенсит является пересыщенным твердым раствором внедрения углерода в α-железе.

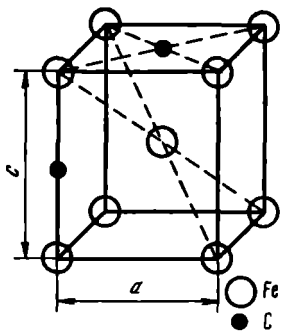


Рис. 166. Кристаллическая ячейка мартенсита

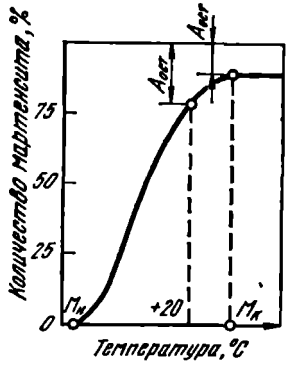


Рис. 167. Кривая мартенситного превращения

Превращение аустенита в мартенсит протекает в определенном интервале температур. При охлаждении оно начинается при некоторой температуре в точке $M_н$ (см. рис. 160), которая в отличие от начала перлитного превращения не зависит от скорости охлаждения (для данной стали). Все большее превращение аустенита в мартенсит происходит по мере понижения температуры и заканчивается при температуре в точке $M_к$ (см. рис. 160).

Характерным для мартенситного превращения является то, что даже при температуре конца превращения (точка $M_к$) полного образования мартенсита не происходит. Аустенит частично остается не превращенным в мартенсит и называется остаточным аустенитом ($A_{ост}$ на рис. 167).

Если в мартенситном интервале охлаждение приостановить и дать выдержку, то превращение аустенита в мартенсит почти сразу же прекращается. Эта особенность резко отличает мартенситное превращение от перлитного, которое полностью протекает при постоянной температуре ниже A_1. После выдержки при температурах, близких к температуре в точке $M_к$, не только прекращается образование мартенсита, но и увеличивается стойкость аустенита против мартенситного превращения при последующем охлаждении, т. е. аустенит в интервале температур мартенситного превращения $M_н$—$M_к$ стабилизируется.

Мартенситный интервал температур определяется химическим составом аустенита. Чем больше в аустените углерода, тем при более низкой (но постоянной) температуре происходит превращение аустенита в мартенсит (рис. 168). Температура в точке $M_к$, так же как тем-

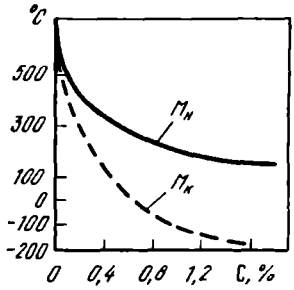


Рис. 168. Влияние содержания углерода на температуру начала ($M_н$) и конца ($M_к$) мартенситного превращения

пература в точке $M_н$, понижается с повышением в аустените углерода. При содержании углерода более 0,6 % мартенситное превращение заканчивается при температурах ниже нуля. Поэтому, для того чтобы в высокоуглеродистых сталях получить большее количество мартенсита, их следует охлаждать до температур ниже нуля.

Аустенито-мартенситное превращение сопровождается увеличением объема. Все структуры стали можно расположить (от максимального объема к минимальному) в следующий ряд: мартенсит — троостит — сорбит — перлит — аустенит.

При аустенито-мартенситном превращении мартенсит образуется в форме пластин, но обнаружить в плоскости шлифа мартенситную пластину трудно. Обычно в зависимости от угла сечения пластин плоскостью шлифа они наблюдаются под микроскопом в виде игл различной толщины (рис. 169; альбом, с. 15).

Мартенситные пластины образуются почти мгновенно, со скоростью более 1000 м/с, только в пределах аустенитного зерна и не переходят границу между зернами. Поэтому размер игл мартенсита зависит от размера зерен аустенита. Чем мельче зерна аустенита, тем мельче иглы мартенсита и структура характеризуется как *крупноигольчатый* или *мелкоигольчатый мартенсит*. При наличии очень мелких игл, не различимых под микроскопом при обычно применяемых увеличениях (в 500—600 раз), мартенсит называют *бесструктурным* или *скрытокристаллическим*. Такая структура характерна для правильно закаленной стали. Пластинчатый (игольчатый) мартенсит образуется при закалке в средне- и высокоуглеродистых сталях.

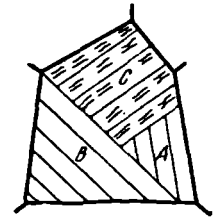


Рис. 170. Реечный мартенсит. Схема строения одного из бывших зерен аустенита: *A*, *B*, *C* — три пакета

Реечный мартенсит (называемый также пакетным) наблюдается в закаленных низко- и среднеуглеродистых сталях. Кристаллы этого мартенсита имеют вид реек (планок),

вытянутых в одном направлении. Эти рейки объединены в пакеты. В одном зерне аустенита может быть несколько таких пакетов (рис. 170).

Механизм мартенситного превращения описан в классических работах акад. Г. В. Курдюмова. Мартенситное превращение состоит в закономерной перестройке решетки, при которой атомы не обмениваются местами, а лишь смещаются одни относительно других на расстояния, не превышающие межатомные. При этом необходимо, чтобы граница раздела между старой (аустенит) и новой (мартенсит) фазами была когерентной, т. е. чтобы между решетками аустенита и мартенсита существовало хорошее сопряжение (рис. 171, *а*). Только при этих условиях возможно одновременное направленное перемещение атомов на расстояния, не превышающие межатомные, когда соседи любого атома в аустените являются соседями этого же атома в мартенсите (кооперативное превращение).

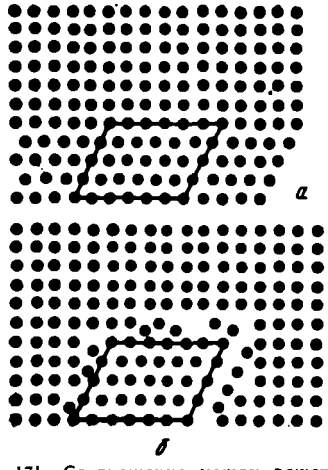


Рис. 171. Соотношение между решетками старой (аустенит) и новой (мартенсит) фаз при мартенситном превращении

Поскольку объем аустенита отличается от объема мартенсита, на границе между ними возникают напряжения, все время усиливающиеся с ростом мартенситного кристалла и вызывающие пластическую деформацию в аустените. В результате пластической деформации нарушается когерентность решеток мартенсита и аустенита, образуется некогерентность решеток мартенсита и аустенита, появляется некогерентная граница (значительные искажения в расположении атомов, рис. 171, *б*); превращение может идти только диффузионным путем, а при низких температурах диффузионный переход невозможен, поэтому рост мартенситного кристалла прекращается.

Характерным для мартенситного превращения является также измельчение блочной структуры, появление в кристаллах мартенсита большого числа микродвойников, повышение плотности дислокаций, что наряду с об-

разованием пересыщенного углеродом твердого раствора с тетрагональной кристаллической решеткой обусловливает высокую твердость мартенсита (HRC 60—65).

Промежуточное (бейнитное) превращение. Область промежуточного превращения (промежуточное между перлитным и мартенситным) распространяется от изгиба С-кривой (~550 °С) до критической точки $M_н$ (см. рис. 160). При изотермической выдержке в этой области температур образуется структура, называемая бейнитом (игольчатым трооститом).

Промежуточное (бейнитное) превращение аустенита сочетает элементы перлитного и мартенситного превращений (рис. 172). В начальной стадии углерод в переохлажденном аустените перераспределяется с образованием обогащенных и обедненных углеродом участков аустенита. Участки обедненного углеродом аустенита претерпевают мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$-превращение. С течением времени при постоянной температуре изотермиче-

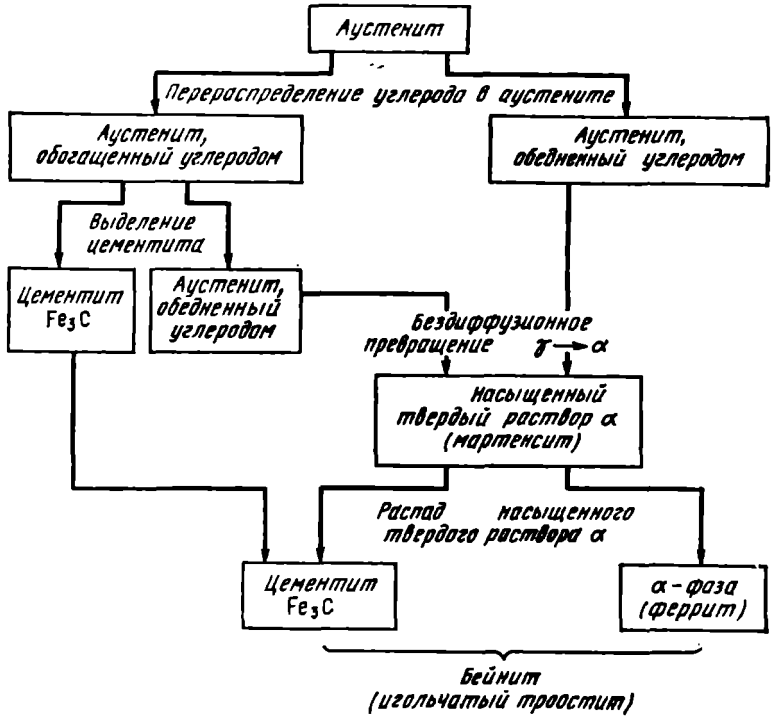


Рис. 172. Схема промежуточного (бейнитного) превращения

ской выдержки образовавшийся мартенсит диффузионным путем превращается в феррито-цементитную смесь. Из участков аустенита, обогащенных углеродом, выделяется цементит, аустенит обедняется углеродом, и сначала происходит мартенситное бездиффузионное превращение, а затем из мартенсита образуется диффузионным путем феррито-цементитная смесь.

Ферритная фаза в бейните является пересыщенным раствором углерода в α-железе. Чем ниже температура промежуточного превращения, тем больше α-фаза пересыщена углеродом (до 0,1—0,2 % С). Обогащенный углеродом аустенит, обладая высокой устойчивостью, нередко не претерпевает превращения и сохраняется как остаточный аустенит с повышенной по сравнению с исходной концентрацией углерода. Таким образом, в результате промежуточного превращения структура стали в наиболее общем случае состоит из α-фазы (феррита), пересыщенной углеродом, частиц цементита, образовавшихся в результате выделения из аустенита и при распаде мартенсита, и остаточного аустенита с концентрацией углерода, отличной от средней. Вся эта смесь высокодисперсна, имеет тонкопластинчатое строение, которое при обычных увеличениях невозможно различить.

В зависимости от температуры изотермической выдержки микроструктура и механические свойства бейнита различны. Бейнит, образующийся при более высокой температуре (немного ниже изгиба С-кривой), называется верхним бейнитом; он имеет перистое строение, напоминающее строение перлита, в связи с тем, что цементитные частицы располагаются между пластинами α-фазы; твердость верхнего бейнита ~НВ 450. Бейнит, образующийся при более низкой температуре (немного выше температуры мартенситного превращения), называется нижним бейнитом: он имеет игольчатое строение, очень похожее на строение мартенсита. Поскольку цементитные частицы располагаются внутри пластин α-фазы, твердость нижнего бейнита ~НВ 550. По сравнению с перлитными структурами пластины цементита в бейните короче, толщина и длина их уменьшаются по мере снижения температуры превращения.

Превращение аустенита при непрерывном охлаждении

Термическая обработка стали обычно осуществляется не при постоянной температуре, а путем непрерывного охлаждения после нагрева стали до аустенитного состояния.

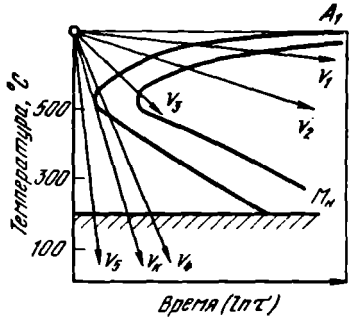


Рис. 173. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита с кривыми охлаждения

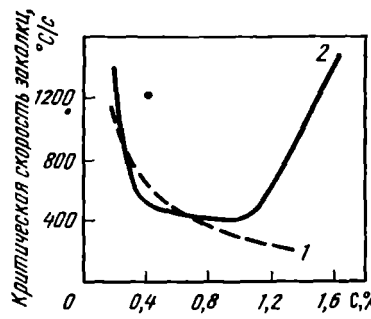


Рис. 174. Влияние содержания углерода на критическую скорость закалки (чистые железоуглеродистые сплавы)

Так как кривые охлаждения строят в тех же координатах температура — время, что и диаграмму изотермического превращения аустенита, для рассмотрения превращения аустенита при непрерывном охлаждении нанесем кривые охлаждения на диаграмму изотермического превращения переохлажденного аустенита эвтектоидной углеродистой стали (рис. 173).

При небольшой скорости охлаждения кривая v_1 пересекает линии диаграммы изотермического распада аустенита при высоких температурах и малом переохлаждении, и продуктом превращения будет перлит. С увеличением скорости охлаждения кривые v_2 и v_3 пересекают линии диаграммы при более низких температурах и бо́льших переохлаждениях, и продуктами превращений будут более мелкие феррито-цементитные смеси — сорбит и троостит. При еще большей скорости охлаждения (кривая v_4) полного превращения аустенита в феррито-цементитную смесь не происходит, а часть его переохлаждается до точки $M_н$, в результате чего образуется структура, состоящая из троостита и мартенсита. При очень большой скорости охлаждения (кривая v_5) превращение аустенита в феррито-цементитную смесь не происходит; весь аустенит переохлаждается до температуры в точке $M_н$ и превращается в мартенсит. Кривая охлаждения $v_к$ (касательная к выступу изотермической кривой) характеризует минимальную скорость охлаждения, при которой образуется мартенсит без продуктов перлитного распада, и называется. **критической скоростью закалки.**

Возможность получения мартенсита в стали имеет большое практическое значение, так как позволяет в несколько раз повысить твердость и прочность стали с помощью термической обработки. Закалкой называется нагрев стали выше критической температуры Ac_3 или Ac_1 с последующим охлаждением со скоростью больше критической. Назначение закалки — получить структуру мартенсита.

Критическая скорость закалки зависит от устойчивости аустенита и, следовательно, от расположения С-кривой. Чем ближе к оси ординат изгиб С-кривой, т. е. чем меньше инкубационный период при данной температуре, а значит и меньше устойчивость аустенита, тем больше критическая скорость закалки, а чем дальше С-кривая от оси ординат, тем критическая скорость закалки меньше.

На критическую скорость закалки влияют химический состав стали, температура нагрева, устойчивость и однородность аустенита, размеры зерна. В зависимости от критической скорости закалки выбирают охлаждающую среду.

Если закаливать углеродистую сталь, нагретую до состояния однородного аустенита (доэвтектоидную — выше точки Ac_3 и заэвтектоидную — выше точки Acm), то с увеличением в стали углерода вследствие повышения устойчивости аустенита против распада критическая скорость закалки понижается (рис. 174, кривая *1*). Но практически заэвтектоидную сталь при закалке нагревают не выше точки Acm, а выше Ac_1, когда при нагреве сохраняется избыточный цементит, ускоряющий распад аустенита и тем в большей степени, чем его больше. Поэтому при закалке заэвтектоидной стали от оптимальной температуры критическая скорость закалки с увеличением в стали содержания углерода повышается (рис. 174, кривая *2*).

Если сравнить температуры, при которых образуются структуры при непрерывном охлаждении, с температурами изотермической выдержки, необходимыми для получения тех же структур, то видно, что они одинаковы. Так, сорбит при непрерывном охлаждении образуется в интервале температур 600—650 °С, и при изотермическом распаде аустенит для получения сорбита должен быть переохлажден до 600—650 °С. Троостит в обоих случаях образуется в интервале температур 500—600 °С.

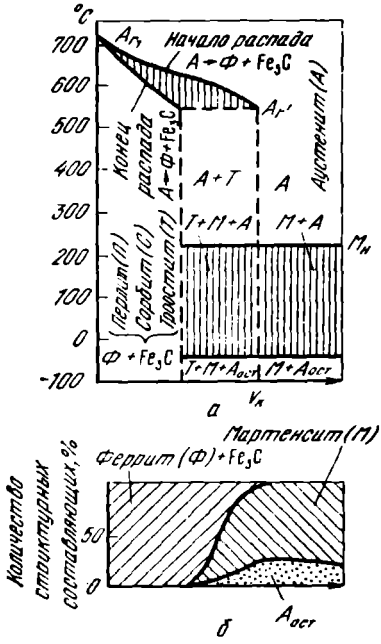


Рис. 175. Влияние скорости охлаждения на температуру распада аустенита (*а*) и количество структурных составляющих (*б*) в эвтектоидной углеродистой стали

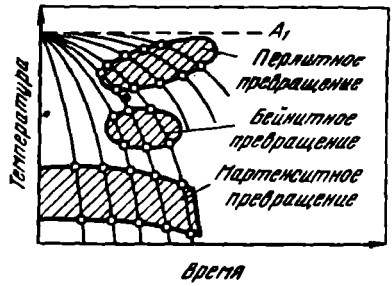
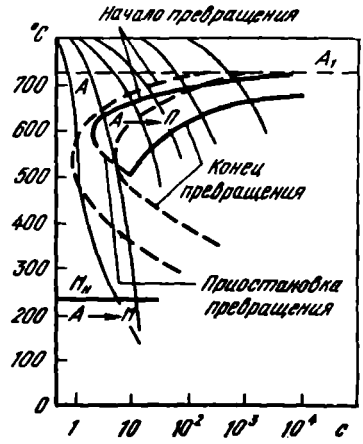


Рис 176. Схема построения термокинетической диаграммы превращения аустенита

Рис. 177. Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита (штриховые линии) и термокинетическая диаграмма (сплошные линии) эвтектоидной стали



Таким образом, основным фактором, определяющим структуру и свойства продуктов распада аустенита, является температура превращения.

Влияние скорости охлаждения на температуру распада аустенита (смещение критической точки Ar_1) и количество структурных составляющих в эвтектоидной углеродистой стали приведены на рис. 175.

С увеличением скорости охлаждения критическая точка Ar_1, т. е. температура, при которой происходит превращение аустенита в феррито-цементитную смесь, понижается (точка Ar'). Образование троостито-мартенситной структуры характеризуется двумя критическими точками — Ar' (образование троостита) и $M_н$ (образова-

ние мартенсита). При скоростях охлаждения, бо́льших критической скорости закалки ($v_к$), и температуре в критической точке $M_н$ аустенит начинает превращаться в мартенсит. Если скорость охлаждения больше критической, то мартенсит (данной стали) образуется всегда при одной и той же температуре (горизонтальная линия на рис. 175, *а*).

Наложение кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита дает лишь качественную характеристику превращений, протекающих при непрерывном охлаждении. Время минимальной устойчивости аустенита при непрерывном охлаждении в 1,5 раза больше, чем при изотермическом превращении. Поэтому для получения более правильных данных о превращениях аустенита при непрерывном охлаждении по заданным режимам пользуются термокинетическими диаграммами превращения аустенита.

Термокинетические диаграммы строят в тех же координатах, что и диаграммы изотермического превращения температура — время. Они представляют собой кривые охлаждения (пучок линий на рис. 176), на которых отмечают температурные точки начала и конца превращения. Соединение точек одинаковых превращений показывает расположение областей превращения аустенита при непрерывном охлаждении.

Диаграммы превращений переохлажденного аустенита в изотермических условиях (штриховые линии) и при непрерывном охлаждении (сплошные линии) для эвтектоидной стали (0,8 % С) приведены на рис. 177. Линии термокинетической диаграммы располагаются правее и ниже аналогичных линий изотермической диаграммы.

При определенных скоростях охлаждения превращение аустенита в феррито-цементитную смесь (троостит), начавшееся в верхней температурной области, приостанавливается и при дальнейшем охлаждении нераспавшийся аустенит превращается в мартенсит ниже точки $M_н$.

Способность аустенита претерпевать превращения в зависимости от скорости охлаждения лежит в основе различных видов термической обработки.

Отжигом называется нагрев выше критических температур с последующим очень медленным охлаждением (чаще всего вместе с печью). Назначение отжига — получить равновесную структуру (в соответствии с диаграммой состояния, см. рис. 149).

При этом образуется структура перлита с избыточными фазами феррита или цементита в зависимости от содержания в стали углерода.

Нормализационный отжиг стали включает нагрев до аустенитного состояния (выше A_3 или Acm, см. рис. 149) с последующим охлаждением на воздухе. При этом скорость охлаждения больше, чем при отжиге; структура — более дисперсный перлит, т. е. сорбит.

Для *закалки* необходимо охлаждение со скоростью больше критической. Такую скорость для углеродистых сталей можно получить только при охлаждении в воде. В зависимости от содержания углерода в стали изменяются температура закалки и закаленная структура; так, доэвтектоидные стали нагревают до температуры выше A_3 (см. рис. 149), после охлаждения в воде образуется мартенситная структура; заэвтектоидные стали нагревают выше A_1, что обеспечивает получение после закалки структуры мартенсит + цементит + аустенит остаточный.

На фазовых превращениях, которые происходят в сталях, основана также химико-термическая обработка (цементация, азотирование и др.).

3. Превращение мартенсита и остаточного аустенита при нагреве (отпуск стали)

Изменение структуры при отпуске

Закаленная структура сталей является термодинамически нестабильной, так как имеет искаженную кристаллическую решетку (тетрагональную с отношением осей $c/a > 1$) и повышенную свободную энергию. Поэтому при последующем нагреве закаленная сталь стремится к более стабильному состоянию, т. е. к превращению мартенсита и остаточного аустенита в феррито-цементитную смесь. Нагрев закаленной стали до температур ниже критической точки A_1 (727 °С) с последующим охлаждением называется *отпуском* закаленной стали.

Превращение мартенсита и остаточного аустенита сопровождается изменением объема (длины образца), так как наибольший объем у мартенсита и наименьший — у аустенита.

На рис. 178 приведена кривая влияния температуры нагрева на изменение длины образца закаленной стали. Для сравнения приведена линия (горизонтальная), которая показывает, что при нагреве (стрелка вправо) и при

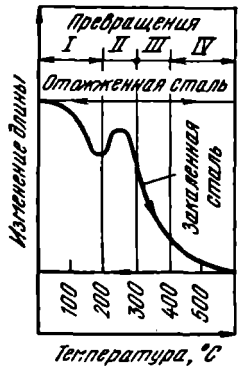


Рис. 178. Кривая отпуска закаленной углеродистой стали

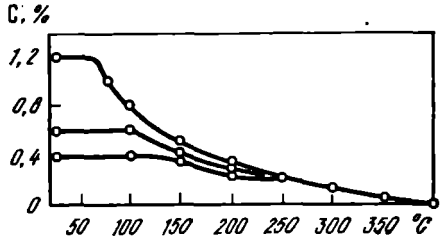


Рис. 179. Зависимость содержания углерода в α-твердом растворе (мартенсите) от температуры отпуска (Г. В. Курдюмов)

охлаждении (стрелка влево) не происходит изменения длины образца отожженной стали.

При нагреве до температуры 200 °С в процессе отпуска длина образца уменьшается, это указывает на первое превращение при отпуске.

При первом превращении из пересыщенного α-твердого раствора (мартенсита) выделяется углерод, поэтому тетрагональность решетки уменьшается и соотношение осей c/a приближается к единице. Содержание углерода в мартенсите снижается и особенно значительно в высокоуглеродистой стали (рис. 179). Углерод выделяется в виде мельчайших пластинок карбида железа, называемого ε (эпсилон)-карбидом (Fe_xC), имеющим гексагональную решетку и формулу, близкую к Fe_2C.

Г. В. Курдюмов доказал, что при первом превращении мартенсита выделившаяся очень тонкая пластинка Fe_xC еще полностью не обособилась от α-раствора. Решетки мартенсита (α-раствора) и пластинки Fe_xC имеют общие слои атомов на границе фаз, т. е. наблюдается соответствие (когерентность) решеток.

Образующийся в результате первого превращения мартенсит получается неоднородным по содержанию углерода: вблизи тех мест, где образуются пластинки Fe_xC содержание углерода в α-растворе уменьшается, а в объемах, более удаленных, сохраняется исходная концентрация углерода (вследствие затруднения диффузии при низких температурах).

Образовавшийся в результате первого превращения мартенсит называется *мартенситом отпуска*. Он представляет собой смесь пересыщенного твердого раствора углерода в α-железе неоднородной концентра-

ции и карбида, еще полностью не обособившегося от решетки мартенсита. Отпуск изменяет окраску игл мартенсита: в мартенсите закалки иглы светлые, а после отпуска — темные.

При втором превращении (нагрев до 200—300 °С) продолжается распад мартенсита; содержание углерода в пересыщенном α-растворе снижается приблизительно до 0,15 %. Однако более важным является превращение остаточного аустенита в обедненный по углероду мартенсит. Именно поэтому наблюдается увеличение объема (длины образца). Структура стали состоит из мартенсита отпуска и частиц карбида. В мартенсите отпуска содержится небольшое количество углерода, поэтому тетрагональность решетки незначительная.

Третье превращение при отпуске (нагрев до 300—400 °С) характеризуется полным распадом α-твердого раствора (мартенсита) на феррито-цементитную смесь, обособлением цементита (устранение когерентности решеток α-раствора и цементита) и уменьшением напряжений второго рода. Одновременно ε-карбид (Fe_xC) превращается в цементит Fe_3C. В результате третьего превращения образуется троостит отпуска — высокодисперсная феррито-цементитная смесь, в которой цементит имеет зернистое строение частиц.

При дальнейшем повышении температуры отпуска (400—600 °С) (четвертое превращение) никаких новых превращений не происходит, новых фаз не появляется. Но при этом интенсивно протекают коагуляция (укрупнение) и сфероидизация (скругление) частиц цементита. Эти процессы протекают при растворении более мелких цементитных частиц, диффузии углерода и выделении цементита на более крупных частицах; в результате этого частицы цементита укрупняются и по форме приближаются к сферической. Таким образом, процессы коагуляции и сфероидизации взаимно связаны и протекают одновременно. Скорость этих процессов при отпуске зависит от скорости диффузии углерода и растет с температурой. При 500—600 °С феррито-цементитная смесь становится более укрупненной, менее дисперсной, с зернистой формой частиц цементита — сорбит отпуска. При дальнейшем повышении температуры нагрева до 650—700 °С в структуре стали образуется зернистый перлит — наиболее равновесная структура.

Влияние отпуска на механические свойства

Изменение структуры при отпуске вызывает изменение механических свойств закаленной стали. При температурах отпуска до 200 °С в результате незначительного распада мартенсита и выделения карбидов уменьшаются внутренние напряжения и несколько возрастает вязкость, уменьшается склонность к хрупкому разрушению, но сохраняется высокая твердость. С повышением температуры отпуска твердость и прочность снижаются, а пластичность и вязкость повышаются (рис. 180).

Прочность феррито-цементитных смесей (перлита, сорбита и троостита), получаемых при отпуске, объясняют наличием включений цементита, которые препятствуют сдвигу по плоскостям скольжения при действии внешних сил. Чем больше включений цементита и чем меньше их размер, тем сильнее они препятствуют сдвигу по плоскостям скольжения. Поэтому троостит, в котором частицы цементита наиболее мелкие, имеет бóльшую твердость и прочность по сравнению с сорбитом, а перлит, содержащий наиболее крупные включения цементита, — наименьшую прочность и твердость.

Поэтому в зависимости от требуемого комплекса свойств закаленные стали подвергают низкому (до 200 °С), среднему (при 400—500 °С) и высокому (при 550—650 °С), отпуску.

Вследствие благоприятного сочетания механических свойств, получающихся после закалки и высокого отпуска, такую обработку, называемую у л у ч ш е н и е м, часто применяют на практике. В результате улучшения получается структура сорбита с зернистой формой цементита. Структуру сорбита можно получить и при изотермическом превращении аустенита. В этом случае сорбит получается с цементитом пластинчатой формы и механические свойства его будут отличаться от свойств сорбита отпуска. При одинаковых значе-

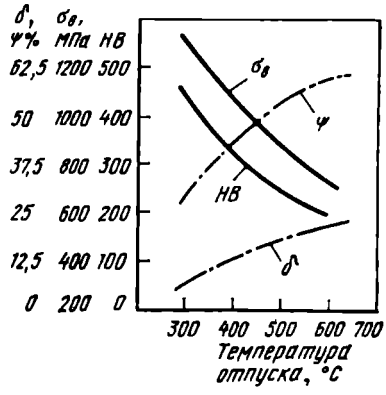


Рис. 180. Зависимость механических свойств закаленной стали 40 от температуры отпуска

ниях временного сопротивления сталь, имеющая зернистую структуру, обладает большей пластичностью по сравнению со сталью, имеющей пластинчатую структуру.

4. Старение стали

Общие сведения

Старением называют изменение свойств сплавов с течением времени. В результате старения изменяются физико-механические свойства. Прочность и твердость повышаются, а пластичность и вязкость понижаются. Старение может происходить при температуре 20 °С (естественное старение) или при нагреве до невысоких температур (искусственное старение).

Различают два вида старения: термическое, протекающее в закаленных сплавах, и деформационное (механическое), происходящее в сплавах, пластически деформированных при температуре ниже температуры рекристаллизации.

Термическому старению подвергают сплавы, компоненты которых обладают ограниченной переменной растворимостью в твердом состоянии. Деформационное старение не связано с диаграммой состояния сплава. К старению склонны многие сплавы железа и сплавы цветных металлов. Результаты старения могут быть разными. В одних случаях старение является положительным и его используют при термической обработке алюминиевых, магниевых, титановых и некоторых других цветных сплавов для повышения их прочности и твердости (термическое старение); для упрочнения деталей из пружинных сталей, которые при эксплуатации должны обладать высокими упругими, прочностными и усталостными свойствами (деформационное старение). В других случаях старение является отрицательным: резкое снижение ударной вязкости и повышение порога хладноломкости в результате старения (особенно деформационного) могут явиться причиной разрушения конструкции; ухудшение штампуемости листовой стали; изменение размеров закаленных деталей и инструмента при естественном старении, что особенно вредно для точного измерительного инструмента и прецизионных деталей (например, подшипников), размагничивание в процессе эксплуатации стальных закаленных постоянных магнитов; преждевременное разрушение рельсов в пути.

Термическое старение низкоуглеродистой стали

Растворимость углерода в α-железе ограничена и уменьшается с понижением температуры от 0,02 % С при 727 °С (точка *P* диаграммы Fe—Fe_3C) до 0,006 % С при температуре 20 °С (точка *Q* диаграммы). Поэтому низкоуглеродистая сталь способна подвергаться процессу термического старения.

При быстром охлаждении низкоуглеродистой стали от температур выше линии *PQ* (из области однородного α-раствора) выделение избыточной фазы искусственно задержится и получится пересыщенный α-раствор. При последующем старении из пересыщенного α-раствора выделятся включения избыточной фазы (третичного цементита Fe_3C_{III}), препятствующие перемещению дислокаций в α-растворе, в результате чего повышаются твердость и прочность и понижается пластичность.

Твердость зависит от температуры старения и длительности выдержки (рис. 181). Максимум твердости достигается после естественного старения в течение длительного времени (нескольких дней). С повышением температуры старения достижение максимума твердости ускоряется, но этот максимум тем ниже, чем выше температура старения, а после достижения максимума наблюдается снижение твердости. Такой характер изменения твердости при различных температурах старения объясняется тем, что с повышением температуры старения происходит рост (коагуляция) вновь выделившейся фазы (Fe_3C_{III}). Выделившиеся частицы становятся более крупными, расстояние между ними увеличивается, что в меньшей степени препятствует перемещению дислокаций в твердом растворе, и поэтому твердость понижается.

Кроме углерода на процесс старения низкоуглеродистой стали влияет азот, растворимость которого в α-железе уменьшается с понижением температуры (с 0,1 % при 590 °С до 0,004 % при температуре 20 °С). При старении из пересыщенного α-раствора выделяются нитриды, но по сравнению с

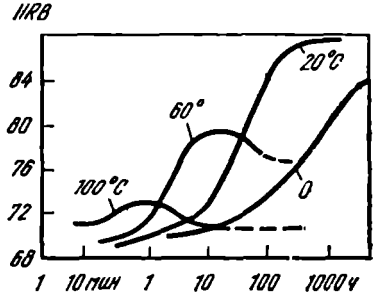


Рис. 181. Зависимость твердости закаленной от 730 °С низкоуглеродистой стали (0,06 % С) от температуры и длительности старения

углеродом азот оказывает меньшее влияние на термическое старение.

Наибольший эффект термического старения наблюдается у сталей с концентрацией углерода, равной или близкой максимальной растворимости углерода в α-железе (0,02—0,04 % С); например, твердость железа типа Армко (0,02 % С) после закалки и естественного старения по сравнению с твердостью в отожженном состоянии увеличивается на 175 %.

С увеличением содержания углерода более 0,04 % склонность стали к термическому старению уменьшается.

Термическое старение является разновидностью отпуска, поэтому наибольший эффект старения наблюдается в закаленной стали, а после отжига или улучшения никакого старения быть не может.

Деформационное старение низкоуглеродистой стали

Деформационному старению подвержена сталь, пластически деформированная при температуре ниже температуры рекристаллизации. Деформационное старение объясняется теорией дислокаций. При холодной пластической деформации возрастает плотность дислокаций, увеличивающаяся с повышением степени деформации. При старении атомы азота и углерода, находящиеся в α-растворе, перемещаются к дислокациям, образуя вокруг них скопления, называемые облаками (атмосферами) Коттрелла[1]. Эти скопления атомов блокируют дислокации, затрудняют их перемещение при пластической деформации. Поэтому твердость и прочность стали повышаются, а пластичность понижается.

Старение в низкоуглеродистой стали проявляется сразу, если ее деформируют при температуре 200—300 °С. Хрупкость стали, возникающая непосредственно после деформации в указанном температурном интервале, соответствующем появлению на поверхности стальной детали синего цвета побежалости, называют синеломкостью.

На деформационное старение в основном влияет азот. Медь и никель увеличивают интенсивность деформационного старения, а алюминий и кремний значительно снижают его эффект; хром, ванадий и титан при определенных концентрациях исключают деформационное старение.

[1] Облаком (атмосферой) Коттрелла называется скопление у дислокаций примесных атомов внедрения.

Экономичнее применять сталь, содержащую алюминий. Алюминий связывает азот в нитриды, а для уменьшения влияния углерода применяется специальная термическая обработка до и после деформирования. Такой сталью является листовая сталь 08Ю (0,02—0,07 % Al).

Изменение механических свойств при деформационном старении зависит от температуры, степени и способа деформации и длительности старения. При естественном старении процесс идет медленно и заканчивается через 15 суток с максимальным упрочнением. При искусственном деформационном старении с повышением температуры и выдержки твердость снижается. На склонность стали к деформационному старению в наибольшей степени влияет деформация сжатием при обжатиях до 10 %. Из-за неблагоприятного влияния деформационного старения на свойства стали для некоторых низкоуглеродистых сталей предусмотрено специальное испытание на склонность к деформационному старению.

Старение высокоуглеродистой стали

Размеры деталей из закаленной высокоуглеродистой стали (в которой после нагрева и быстрого охлаждения произошли изменения объема) при длительном вылеживании при температуре 20 °С (естественное старение) постепенно изменяются.

Стабилизация напряженного состояния достигается искусственным старением при 125—150 °С с выдержкой 25—30 ч. Обработку целесообразно вести в следующей технологической последовательности: закалка, низкий отпуск, предварительное шлифование, старение, чистовое шлифование. Если хотят после закалки сохранить более высокую твердость, то старение целесообразно проводить при 125—130 °С.

Размеры закаленной детали изменяются также вследствие распада остаточного аустенита. Отпуск при 200—300 °С уменьшает количество остаточного аустенита, но при этом твердость стали значительно снижается. Поэтому при термической обработке необходима стабилизация остаточного аустенита. Аустенит получается стабильным, если сталь при закалке была охлаждена до температуры конца мартенситного превращения (точка $M_к$). Оставшийся после охлаждения (до точки $M_к$) аустенит при последующей выдержке при температуре 20 °С в мартенсит не превращается.

В высокоуглеродистых сталях, закаленных от оптимальных температур, содержание углерода в твердом растворе обычно не превышает 0,6—0,7 % и температура точки $M_к$ близка к 0 °С. Поэтому для стабилизации остаточного аустенита достаточно охлаждение до температур, близких к 0 °С.

Глава VII УГЛЕРОДИСТЫЕ И ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ И ЧУГУНЫ

1. Классификация сталей

Стали систематизируют по различным признакам: по химическому составу, качеству, способу раскисления, назначению, структуре.

По химическому составу стали делят на углеродистые и легированные. Легированные стали в зависимости от того, какие элементы в них введены, подразделяют на хромистые, марганцовистые, хромомарганцевые, хромоникелевые и др.

По качеству стали классифицируют на стали обыкновенного качества, качественные, высококачественные и особовысококачественные. Качество стали зависит от металлургического процесса ее производства; оно определяется содержанием в стали газов кислорода, водорода, азота и вредных примесей (серы и фосфора).

По способу производства (*выплавки*) стали делят на мартеновские, бессемеровские (конвертерные) и электростали. Около 70 % углеродистых сталей выплавляют в мартеновских печах. Широкое применение мартеновского процесса объясняется возможностью переработки не только чугуна, но и металлического лома, а также отходов производства, накапливающихся на заводах в большом количестве. Подавляющее количество мартеновской стали выплавляют основным процессом, при этом футеровка печи основная (магнезит или доломит), шлак тоже основной (CaO, MgO). В таких печах можно выплавлять сталь из шихты, загрязненной серой и фосфором, так как при помощи основного шлака эти вредные примеси могут быть в значительной степени удалены.

При кислом процессе футеровка мартеновских печей кислая (динас), шлак тоже кислый (SiO_2). В таких печах сталь выплавляют из металлической шихты, содержащей мало серы и фосфора (т. е. более дорогой), так как при этом способе серу и фосфор из металла удалить трудно.

Качество кислой мартеновской стали лучше, чем основной (из-за меньшего содержания кислорода), но необходимость использования

шихты чистой по сере и фосфору удорожает производство кислой мартеновской стали.

Бессемеровская сталь получается в бессемеровском конвертере из жидкого чугуна при продувке через него воздуха. Бессемеровская сталь отличается невысоким качеством. Она насыщена газами (особенно азотом), недостаточно очищена от серы и фосфора, загрязнена примесями. Поэтому бессемеровский способ изживает себя и ему на смену приходит кислородно-конвертерный способ. Он отличается от бессемеровского тем, что вместо воздуха для продувки используют технически чистый кислород. Получаемая сталь, называемая кислородно-конвертерной, по качеству равноценна мартеновской и значительно превосходит бессемеровскую.

Положительными особенностями кислородно-конвертерной стали являются: однородность химического состава, низкое содержание азота, серы и фосфора, высокие механические свойства при комнатной и минусовых температурах.

В кислородных конвертерах можно получать стали всех марок, выплавляемых в мартеновских печах.

Электросталь, выплавляемая в электрических печах, по качеству превосходит другие виды стали. Производство стали в электропечи с основной футеровкой позволяет наиболее полно удалить из нее серу, фосфор, а также кислород. В электропечах выплавляют преимущественно легированные стали. Дополнительное рафинирование сталей жидким синтетическим шлаком при разливке, и особенно применение выплавки в вакуумно-индукционных печах, электрошлаковый и вакуумно-дуговой переплавы обеспечивают получение наилучшего качества, но удорожают производство стали.

По способу раскисления стали классифицируют на спокойные, кипящие и полуспокойные. Спокойная сталь раскислена наиболее хорошо — марганцем, кремнием и алюминием. Затвердевание ее происходит спокойно, без выделения газов. В верхней части слитка образуется усадочная раковина, которую отрезают. Слиток получается плотным, однородным, но выход годного при таком способе раскисления составляет всего 85—90 %.

Кипящая сталь раскислена не полностью — только марганцем. При выплавке в ней сохраняется повышенное количество закиси железа FeO. В процессе затвердевания FeO взаимодействует с углеродом стали и выделяется газ CO. Пузырьки газа всплывают на поверхность, создавая впечатление кипения стали. Слиток кипящей стали затвердевает без образования усадочной раковины. Поэтому выход годного повышается до 95—100 %. Кипящие стали дешевле спокойных. Однако по качеству кипящие стали уступают спокойным. Они обладают повышенной газонасыщенностью. Полуспокойная сталь раскислена марганцем и алюминием и занимает промежуточное положение между спокойной и кипящей. Выход годного при производстве полуспокой-

ной стали составляет 90—95 %. Эта сталь может заменять как кипящую, так и спокойную сталь.

По назначению стали делят на конструкционные, инструментальные и стали с особыми свойствами.

Конструкционные стали применяют для изготовления деталей, машин, строительных конструкций.

Инструментальные стали применяют для изготовления различных инструментов: режущих, измерительных, для обработки металлов давлением, для плавки и кристаллизации сплавов.

Стали с особыми свойствами имеют специфические физико-химические свойства (коррозионностойкие, окалиностойкие, жаропрочные, магнитные и др.).

2. Влияние углерода и постоянных примесей на свойства стали

Сталь промышленного производства является сложным по составу сплавом. Кроме железа и углерода — основных компонентов, а также возможных легирующих элементов, сталь всегда содержит в том или ином количестве постоянные примеси. К ним относят марганец и кремний, серу, фосфор и газы (кислород, азот, водород).

Углерод оказывает основное влияние на свойства стали. С увеличением в стали содержания углерода повышаются твердость и прочность ее и уменьшаются пластичность и вязкость (рис. 182). Прочность ($\sigma_в$) достигает максимального значения при содержании приблизительно 0,9 % С. Это объясняется тем, что в заэвтектоидных сталях образуется твердая и хрупкая структурная составляющая — вторичный цементит (Fe_3C_{II}).

С увеличением содержания углерода повышается температура и расширяется температурный интервал перехода стали от вязкого к хрупкому состоянию. Каждая 0,1 % С повышает верхнюю границу этого перехода на 20 °С (рис. 183).

Углерод влияет на технологические свойства стали. Увеличение содержания углерода приводит к снижению способности стали деформироваться в горячем и особенно холодном состоянии, затрудняется свариваемость стали.

Примеси в сталях подразделяют на вредные, полезные и случайные.

Сера и фосфор являются вредными примесями. Сера вызывает красноломкость стали — хрупкость при

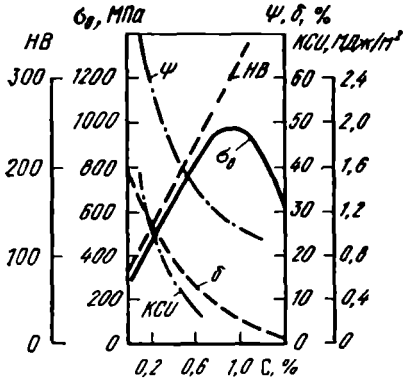


Рис. 182. Влияние углерода на механические свойства стали

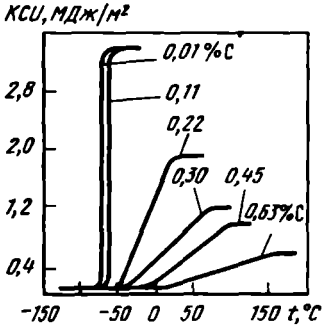


Рис. 183. Влияние углерода на хладноломкость стали

горячей обработке давлением. Красноломкость связана с наличием в стали сульфидов железа FeS, которые входят в состав эвтектики. Температура плавления эвтектики 988 °С, она легкоплавкая и располагается по границам зерен. При горячей деформации с нагревом до 1000 °С и выше эвтектика расплавляется и сталь хрупко разрушается по границам зерен.

Ф о с ф о р растворяется в феррите, повышая его прочность, но в сильной степени понижает пластичность. Фосфор вызывает хладноломкость стали — снижение ударной вязкости по мере понижения температуры. Фосфор повышает порог хладноломкости стали (рис. 184). Каждая 0,01 % Р повышает порог хладноломкости на 25 °С. Вредное влияние фосфора усугубляется тем, что он (так же как и сера) обладает большой склонностью к ликвации. Участки, обогащенные фосфором, отличаются повышенной хрупкостью. Содержание фосфора в стали строго ограничивают.

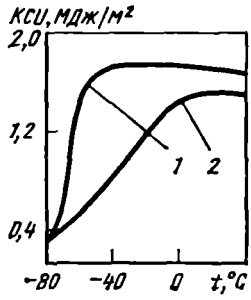


Рис. 184. Влияние фосфора на хладноломкость стали: 1 — 0,08 % Р; 2 — 0,06 % Р

Красноломкость стали из-за примеси серы устраняет марганец, который связывает серу в сульфиды MnS, при этом образование легкоплавкой эвтектики в стали исключается. Частицы сульфидов MnS располагаются в структуре стали в виде отдельных включений. В деформированной стали эти частицы вытянуты в направлении

прокатки. Наличие сернистых включений нежелательно, так как они снижают пластичность и ударную вязкость стали. Поэтому содержание серы в стали строго ограничивают.

Основным показателем качества стали является содержание в ней серы и фосфора. Стали обыкновенного качества содержат до 0,055 % S и до 0,045 % P, качественные — не более 0,04 % S и 0,035 % P; высококачественные — не более 0,025 % S и 0,025 % P; особовысококачественные — не более 0,015 % S и 0,025 % P.

Марганец и кремний добавляют в сталь при ее выплавке для удаления оксидов железа. Они являются раскислителями:

$$FeO + Mn \rightarrow MnO + Fe;$$

$$2FeO + Si \rightarrow SiO_2 + 2Fe. \qquad (55)$$

Частично марганец и кремний переходят в сталь в процессе раскисления и остаются в ней в количестве, обычно не превышающем 0,5—0,8 % Mn и 0,3—0,4 % Si.

Марганец и кремний растворяются в феррите и повышают его твердость и прочность. Так как марганец и кремний оказывают положительное влияние, то они считаются полезными примесями.

Кислород, азот, водород являются вредными примесями. Вследствие того, что содержание газов в стали очень мало и его трудно количественно определить, эти примеси называют скрытыми.

Газовые примеси частично растворены в железе, частично находятся в виде неметаллических включений (оксидов и нитридов) или расположены в свободном виде в раковинах, трещинах и других несплошностях. Оксиды, нитриды являются хрупкими неметаллическими соединениями, они служат концентраторами напряжений, снижают пластичность и вязкость стали.

Водород не образует химических соединений в стали. При наличии достаточно большого количества водорода в стали возникает опасный дефект — внутренние надрывы (флокены).

Случайные примеси — это элементы, которые попадают в сталь при выплавке из вторичного сырья (переплава бытового или машиностроительного лома) или из руд отдельных месторождений.

3. Маркировка сталей

В СССР принята буквенно-цифровая система обозначения марок сталей, характеризующаяся наглядностью и простотой.

Углеродистые стали, за исключением сталей обыкновенного качества, маркируют по содержанию углерода.

Углеродистые качественные конструкционные стали маркируют двухзначным числом, указывающим среднее содержание углерода в стали в сотых долях процента. Например, сталь 15 содержит в среднем 0,15 % С, сталь 40 — в среднем 0,40 % С и т. д. Если сталь (С $\leqslant$ 0,20 %) полностью не раскислена, то в обозначение добавляют индексы кп — кипящая, пс — полуспокойная. Так, сталь 08кп содержит 0,08 % С кипящая; сталь 20пс содержит 0,20 % С, полуспокойная. Для спокойных сталей индекс не указывается.

Углеродистые качественные инструментальные стали маркируют буквой У и следующей за ней цифрой, указывающей среднее содержание углерода в десятых долях процента. Так, У8 означает, что сталь углеродистая инструментальная качественная содержит в среднем 0,8 % С. Сталь У12 — углеродистая инструментальная качественная, содержит в среднем 1,2 % С. Если сталь высококачественная, то справа от цифры ставится буква А, например, У8А, У12А.

В легированных сталях содержатся специально вводимые в различных количествах легирующие элементы.

Легирующие элементы в стали обозначают русскими буквами: марганец — Г; кремний — С; хром — Х; никель — Н; вольфрам — В; ванадий — Ф; титан — Т; молибден — М; кобальт — К; алюминий — Ю; медь — Д; бор — Р; ниобий — Б; цирконий — Ц; фосфор — П; азот — А, если буква А находится в середине марки.

Цифры после буквы указывают примерное содержание данного легирующего элемента, округленное до целого числа процентов. Если после буквы цифра не поставлена, то это означает, что среднее содержание легирующего элемента меньше или около 1 %.

В конструкционных легированных сталях две цифры в начале марки указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента. Так, сталь состава 0,36—0,44 % С и 0,8—1,1 % Cr маркируют 40Х; сталь состава 0,27—0,34 % С; 2,3—2,7 % Cr; 0,2—0,3 % Mo; 0,06—0,12 % V маркируют 30Х3МФ. Буква А в конце марки означает,

что сталь высококачественная (например, 30ХГСА, 12Х2Н3А). Буква Ш в конце марки, поставленная через дефис, указывает, что сталь относится к категории особовысококачественных (например, 30ХГС-Ш). Сталь, не содержащая в конце марки букв А или Ш, относится к категории качественных.

В инструментальных легированных сталях одна цифра в начале марки указывает содержание углерода в десятых долях процента. Например, инструментальную сталь состава 0,60—0,75 % С и 3,2—3,8 % Cr маркируют 7Х3. При содержании углерода 1 % или более цифру, указывающую содержание углерода в марке, опускают, например, стали: ХВГ (0,95—1,05 % С; 0,90—1,20 % Cr; 1,20—1,60 % *W*; 0,80—1,10 % Mn), В2Ф (1,05—1,22 % С; 1,6—2,0 % *W*; 0,20—0,28 % V), Х12М (1,45—1,65 % С; 11,0—12,5 % Cr; 0,40—0,60 % Mo).

Некоторые группы сталей содержат в марке дополнительные обозначения характеризующие группу или тип сталей. Марки автоматных сталей начинаются с буквы А, шарикоподшипниковых — с буквы Ш, быстрорежущих — с буквы Р (от первой буквы слова rapid, анг. — быстрый), магнитных — с буквы Е.

Высоколегированные стали сложного состава иногда обозначают упрощенно по порядковому номеру разработки и освоения стали на металлургическом заводе. Перед номером стали ставят индексы ЭИ (Э — завод «Электросталь», И — исследовательская) или ЭП (П — пробная). Например, ЭИ481 или 37Х12Н8Г8МФБ; сталь ЭП388 или 40Х15Н7ГФ2МС.

4. Легирующие элементы в стали

Легирующие элементы вводят в стали с целью изменения свойств. Влияние легирующих элементов на свойства стали зависит от характера их взаимодействия с основными компонентами — железом и углеродом, а также между собой и с примесями. Взаимодействуя с железом, легирующие элементы образуют твердые растворы внедрения или замещения. Растворяясь в железе, легирующие элементы изменяют температуру полиморфных превращений.

По влиянию на критические точки железа легирующие элементы делях на две группы.

К первой группе относятся элементы, под влиянием которых критическая точка A_3 понижается,

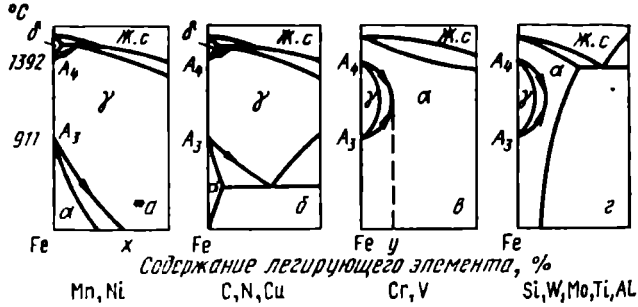


Рис. 185. Диаграммы состояния железо — легирующий элемент (схемы): *а* — с открытой областью γ; *б* — с расширенной областью γ; *в*, *г* — с закрытой областью γ

а критическая точка A_4 повышается, следовательно, температурный интервал между ними увеличивается. В связи с этим на диаграмме состояния железо — легирующий элемент наблюдается расширение области существования γ-фазы (аустенита) и сужается область α-фазы (феррита). Влияние этих элементов на расширение области γ-фазы показано схематично на рис. 185, *а* (диаграмма с открытой областью γ-фазы). Как видно, при увеличении концентрации легирующего элемента до значения, отмеченного точкой *x*, критическая точка A_3 снижается до комнатной температуры. Сплав состава точки *x* не будет иметь аллотропических превращений и при любой температуре — от комнатной до температуры плавления, будет представлять собой твердый раствор легирующего элемента в γ-железе. Такие однофазные γ-сплавы, не имеющие аллотропических превращений, называют аустенитными, а легирующие элементы — аустенитообразующими. К элементам первой группы относятся никель и марганец, а также углерод, азот, медь которые при небольшом содержании расширяют область γ-фазы, а при дальнейшем увеличении концентрации сужают ее и затем полностью ограничивают, как показано на рис. 185, *б* (диаграмма с расширенной областью γ-фазы). Ограничение области γ-фазы объясняется тем, что указанные элементы в небольшом количестве растворяются в железе и по достижении предельного насыщения железа в сплавах образуются новые фазы.

Во вторую группу объединяют элементы, которые повышают критическую точку A_3, понижают критическую точку A_4 и уменьшают температурный интервал

между ними. В результате на диаграмме состояния наблюдается сужение области γ-фазы и расширение области α-фазы так, как показано на рис. 185, *в* (диаграмма с закрытой областью γ-фазы). При концентрации легирующего элемента, соответствующей точке *y*, критические точки A_3 и A_4 совмещаются и область γ-фазы полностью замыкается. Сплав состава точки *y* не испытывает аллотропических превращений и при всех температурах представляет собой твердый раствор легирующего элемента в α-железе. Такие сплавы называют ферритными. Сплавы с частичным $\alpha \rightleftarrows \gamma$ превращением называют полуферритными. Легирующие элементы второй группы называют ферритообразующими элементами.

По отношению к углероду легирующие элементы подразделяют на карбидообразующие и некарбидообразующие.

Карбидообразующими называют элементы, обладающие химическим сродством к углероду и образующие с ним карбиды.

Все карбидообразующие элементы являются металлами переходных групп и расположены в периодической системе элементов Менделеева левее железа. В порядке уменьшения карбидообразующей способности элементы располагаются в следующий ряд: Zr, Ti (2) → Nb, V (3) → Cr, Mo, W (4) → Mn (5) → Fe (6) (в скобках указано число электронов в недостроенной *d*-электронной подгруппе атома металла).

При легировании стали марганцем атомы марганца замещают в кристаллической решетке цементита атомы железа. Образуется легированный цементит $(Fe, Mn)_3C$. При небольшом содержании хрома, вольфрама, молибдена в стали также образуется легированный цементит $(Fe, Cr)_3C$, $(Fe, W)_3C$ и т. д., в котором атомы легирующих карбидообразующих элементов замещают атомы железа. В общем виде формулу легированного цементита можно записать M_3C, где под символом M подразумевают все металлические элементы, входящие в карбид.

При увеличении содержания хрома, вольфрама, молибдена в стали могут образовываться специальные карбиды, т. е. самостоятельные карбиды легирующих элементов (например, карбиды хрома Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$). В них могут растворяться железо и другие металлические элементы. Поэтому в общем виде формулу специальных карбидов записывают: M_7C_3 и $M_{23}C_6$, подразумевая под M все метал-

лы, входящие в карбид (например, $(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$ или $M_{23}C_6$). Образуются также специальные сложные карбиды, которые в общем виде имеют формулу M_6C. Здесь под М подразумевают по крайней мере два металла — железо и вольфрам или железо и молибден (например, Fe_3W_3C или Fe_3Mo_3C).

Элементы, обладающие наибольшим сродством к углероду, такие как титан, цирконий, ниобий, ванадий, всегда образуют в стали специальные карбиды, которые в общем виде обозначают формулой МС (TiC; ZrC; NbC; VC). Эти карбиды относятся к соединениям, называемым фазами внедрения. В специальных условиях производства могут быть получены карбиды WC и MoC, а также W_2C и Mo_2C, относящиеся к фазам внедрения.

Все встречающиеся в сталях карбиды в зависимости от строения кристаллической решетки подразделяют на две группы. Карбиды первой группы имеют сложные кристаллические решетки. К ним относятся карбиды типов M_3C, M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_6C. Эти карбиды сравнительно легко растворяются в аустените при нагреве. При этом следует отметить, что специальные карбиды устойчивее и труднее (при более высоких температурах) растворяются в аустените, чем легированный цементит.

Ко второй группе относятся специальные карбиды типа МС и M_2C, являющиеся фазами внедрения. Эти карбиды имеют простые кристаллические решетки и обладают высокой устойчивостью. В реальных условиях нагрева указанные карбиды почти не растворяются в аустените.

Все карбиды, особенно фазы внедрения, имеют высокую твердость.

Не образуют карбидов кремний, алюминий, медь, никель. В стали эти элементы находятся в твердом растворе (аустените или феррите). В определенных условиях указанные элементы могут снижать устойчивость карбидов других элементов. Особенно сильно влияют они на устойчивость цементита, способствуя его распаду на феррит и свободный углерод (графит). Поэтому перечисленные выше элементы называют графитизирующими элементами. Наибольшее графитизирующее действие оказывает кремний.

Легирующие элементы сильно влияют на фазовые превращения в сталях при нагревании и охлаждении, поэтому воздействуют на структуру и свойства сталей после различной термической обработки.

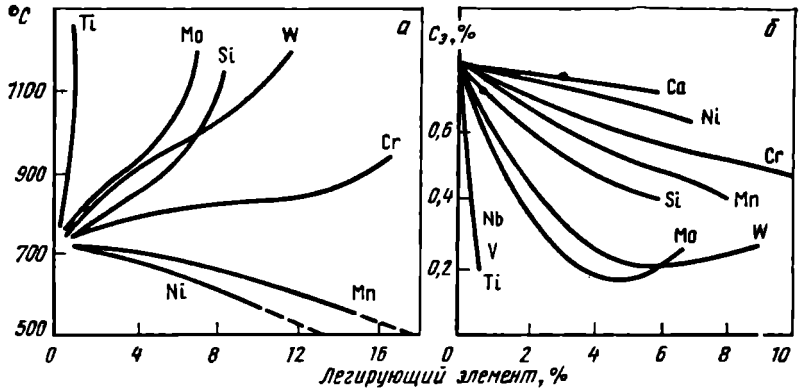


Рис. 186. Влияние легирующих элементов на температуру эвтектоидного превращения (*а*) и на содержание углерода в эвтектоиде (*б*)

Влияние легирующих элементов на температуру эвтектоидного превращения и содержание углерода в эвтектоиде

Легирующие элементы значительно изменяют температуру эвтектоидного (перлитного) превращения A_1 подобно изменению температуры полиморфного превращения A_3. Так, никель, марганец, понижающие критическую точку A_3, снижают также критическую точку A_1 (рис. 186, *а*), в то время как кремний, хром, вольфрам, молибден, титан, повышающие критическую точку A_3, повышают критическую точку A_1.

Легирующие элементы значительно влияют на содержание углерода в эвтектоиде (перлите), рис. 186, *б*. Все легирующие элементы уменьшают содержание углерода в эвтектоиде. Для углеродистой стали эвтектоидная концентрация углерода соответствует точке S диаграммы состояния железо—цементит (0,8 % С). Легирующие элементы смещают точку S к меньшим содержаниям углерода.

Большинство легирующих элементов уменьшают предельную растворимость углерода в γ-железе (точка E, 2,14 % С, на диаграмме состояния железо—цементит). Под влиянием легирующих элементов точка E смещается в сторону меньших концентраций углерода.

Влияние легирующих элементов на рост зерна аустенита при нагревании

Все легирующие элементы, за исключением марганца и бора, при нагреве уменьшают склонность зерна аустенита к росту, поэтому легированные стали являются наслед-

ственно мелкозернистыми. Наиболее интенсивно в этом направлении действуют элементы, образующие с углеродом стойкие специальные карбиды (Ti, Zr, Nb, V). Алюминий, связанный в нитрид алюминия, также сильно тормозит рост зерна аустенита. Такое влияние карбидо- и нитридообразующих элементов объясняется наличием нерастворенных в аустените очень мелких, видимых только под электронным микроскопом, частиц карбидов и нитридов, располагающихся по границам зерен и механически препятствующих их росту. При растворении этих частиц в аустените их барьерное действие устраняется и аустенитные зерна становятся способными к росту. Поэтому чем выше температура растворения указанных частиц, тем больше устойчивость зерна аустенита к росту.

Значительно повышают устойчивость зерен аустенита к росту карбидообразующие элементы; хром, молибден, вольфрам. Элементы, не образующие в стали карбидов, такие как никель, кобальт, медь, кремний слабо влияют на рост зерна аустенита, а марганец и бор не только не препятствуют, но даже способствуют росту зерна.

Влияние легирующих элементов на изотермический распад аустенита

Легирующие элементы значительно влияют на устойчивость переохлажденного аустенита к распаду.

Для углеродистой стади характерно то, что кривые начала и конца распада переохлажденного аустенита (С-образные кривые) близко подходят к оси ординат, что свидетельствует о малой устойчивости аустенита и большой скорости его распада, особенно при температурах 500—600 °С (см. рис. 160).

Все легирующие элементы, за исключением кобальта замедляют распад переохлажденного аустенита, увеличивают устойчивость аустенита. Кобальт является единственным элементом, ускоряющим распад аустенита. Легирующие элементы по влиянию на изотермический распад аустенита можно разделить на две группы.

К элементам первой группы относятся никель, кремний, медь, алюминий (некарбидообразующие элементы) и марганец. Под влиянием этих элементов устойчивость переохлажденного аустенита увеличивается, но С-образные кривые не изменяют своей формы (рис. 187, *а*). Чем больше содержание легирующего элемента, тем дальше вправо удалены С-образные кривые от вертикальной оси диаграммы.

Кобальт также относится к элементам первой группы, но он уменьшает устойчивость переохлажденного аустенита и на диаграмме С-образные кривые смещаются влево, т. е. влияние кобальта противоположно влиянию всех других элементов первой группы.

К элементам второй группы относятся хром, вольфрам, молибден, ванадий и другие карбидообразующие элементы (за исключением марганца). Эти элементы, увеличивая устойчивость переохлажденного аустенита, существенно изменяют вид диаграмм изотермического распада. Линии диаграмм смещаются вправо и становятся как бы двойными С-образными кривыми (рис. 187, *б*). На диаграмме наблюдаются две температурные зоны минимальной устойчивости переохлажденного аустенита. Верхняя зона расположена в интервале 600—650 °С. Здесь происходит превращение аустенита с образованием пластинчатой феррито-цементитной смеси, такой же, как в углеродистой стали при температурах выше изгиба С-образных кривых.

Нижняя зона минимальной устойчивости переохлажденного аустенита расположена в интервале 300—400 °С.

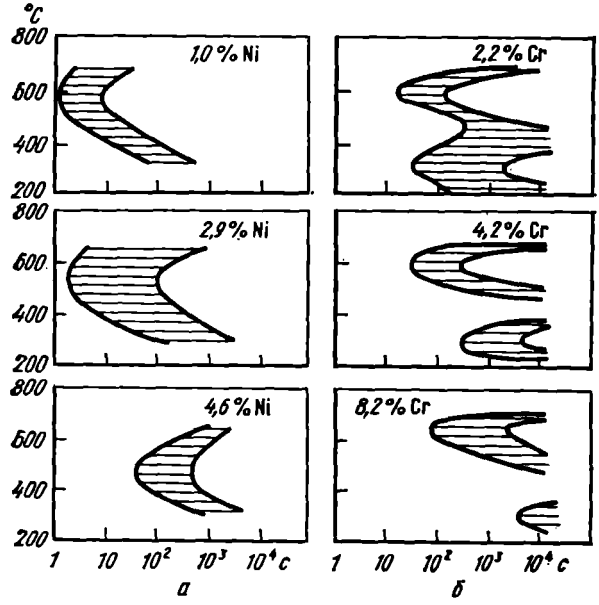


Рис. 187 Диаграммы изотермического распада аустенита стали с 0,5 % С, легированной никелем (*а*) и хромом (*б*)

В этой зоне переохлажденный аустенит распадается с образованием игольчатого троостита (бейнита) такого же, как в углеродистых сталях при температурах ниже изгиба С-образных кривых. Зоны перлитного и бейнитного превращений четко разделены температурной областью повышенной устойчивости аустенита (400—500 °С).

При легировании стали одновременно элементами первой и второй групп, особенно в таких сочетаниях, как Cr—Ni, Cr—Ni—Mo; Cr—Mn и др., можно достигнуть значительного повышения устойчивости переохлажденного аустенита, что имеет большое практическое значение.

Влияние легирующих элементов на критическую скорость закалки и прокаливаемость стали

Критическая скорость закалки и прокаливаемость непосредственно связаны с устойчивостью переохлажденного аустенита.

Критическую скорость закалки можно определить, используя диаграмму изотермического распада аустенита. Углеродистая сталь имеет высокую критическую скорость закалки. На диаграмме ей соответствует кривая охлаждения v_1, касательная к изгибу С-образной кривой начала изотермического распада аустенита (рис. 188, *а*). При скорости охлаждения v_1 и более из аустенита образуется мартенсит. Если углеродистую сталь охлаждать медленнее (например, со скоростью, отвечающей кривой v_2), то аустенит распадается с образованием феррито-цементитной смеси (кривая v_2 пересекает С-образные кривые начала и конца изотермического распада аустенита). Если же легированную сталь охлаждать со скоростью v_2 (рис. 188,*б*), то распада аустенита на феррито-цементитную смесь не произойдет. В этом случае кривая v_2 не пересекает С-образные кривые изотермического превращения аустенита. Скорость охлаждения, соответствующая кривой v_2, касательной к С-образной кривой начала превращения аустенита, является критической скоростью закалки для легированной стали. Скорость охлаждения,

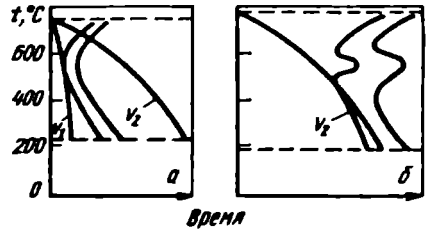


Рис. 188. Определение критической скорости закалки по диаграмме изотермического распада аустенита углеродистой (*а*) и легированной (*б*) стали

медленнее, чем v_2, для данной стали меньше критической. Критическая скорость закалки уменьшается тем сильнее, чем дальше от вертикальной оси диаграммы расположены кривые изотермического превращения аустенита. В связи с этим легированную сталь при закалке можно охлаждать медленнее, чем углеродистую, не в воде, а в масле, некоторые стали даже на воздухе.

Меньшая критическая скорость закалки дает легированным сталям преимущества по сравнению с углеродистыми. При закалке легированных сталей в средах, обеспечивающих более медленное охлаждение, чем вода, уменьшаются внутренние (закалочные) напряжения, вызывающие коробление и даже растрескивание деталей.

Повышение устойчивости переохлажденного аустенита и уменьшение критической скорости закалки приводят к увеличению прокаливаемости стали.

Под прокаливаемостью подразумевается способность стали закаливаться на определенную глубину. Поскольку при закалке деталь охлаждается быстрее с поверхности и медленнее в сердцевине, только при малом значении критической скорости для данной стали деталь сможет закалиться насквозь. Углеродистые стали, обладающие малой устойчивостью аустенита, имеют очень малую прокаливаемость, на глубину нескольких миллиметров от поверхности. Наиболее сильно повышают прокаливаемость марганец, хром, никель, кобальт. При легировании стали несколькими элементами прокаливаемость может быть увеличена наиболее значительно.

Некоторые элементы, в первую очередь бор, увеличивают прокаливаемость, если содержатся в стали в небольшом количестве, тогда как при большем содержании подобного их действия не наблюдается. Эффективное влияние бора на прокаливаемость проявляется при его содержании в стали 0,002—0,006 %. Введение бора для увеличения прокаливаемости стали позволяет сэкономить более дорогие и дефицитные элементы.

Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение в стали

Типичной структурой закаленной стали является мартенсит и некоторое количество остаточного аустенита. Легирующие элементы не изменяют характера мартенситного превращения (превращение аустенита в мартенсит носит

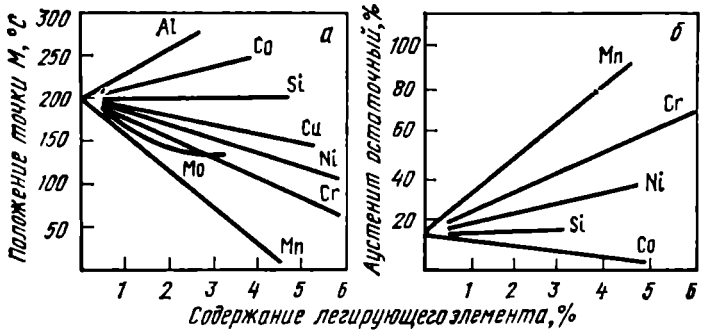


Рис. 189. Влияние легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения $M_н$ (*а*) и на количество остаточного аустенита в стали после закалки (*б*)

бездиффузионный характер), но существенно влияют на температурный интервал этого превращения.

Большинство легирующих элементов (марганец, хром, никель, молибден и др.) понижают мартенситную точку $M_н$ (рис. 189, *а*), отдельные элементы (алюминий, кобальт) повышают $M_н$, а кремний не оказывает заметного влияния на положение этой точки.

Изменение температурного интервала мартенситного превращения отражается на количестве остаточного аустенита, которое сохраняется в стали после закалки. Элементы, снижающие температурный интервал мартенситного превращения, способствуют увеличению количества остаточного аустенита в структуре закаленной стали (рис. 189, *б*). Если легирующий элемент снижает температуру начала мартенситного превращения до нуля (например, марганец при содержании 5 % и более), то в этом случае структура стали после закалки будет состоять только из аустенита.

Влияние легирующих элементов на превращения в стали при отпуске

При отпуске происходит распад мартенсита и остаточного аустенита, зафиксированного закалкой. Легирующие элементы влияют на эти процессы.

Большинство легирующих элементов замедляет распад мартенсита при отпуске. Элементы, не образующие карбидов (за исключением кремния), и марганец слабо влияют на распад мартенсита и практически не задерживают выделение из него углерода. Кремний сильно задерживает

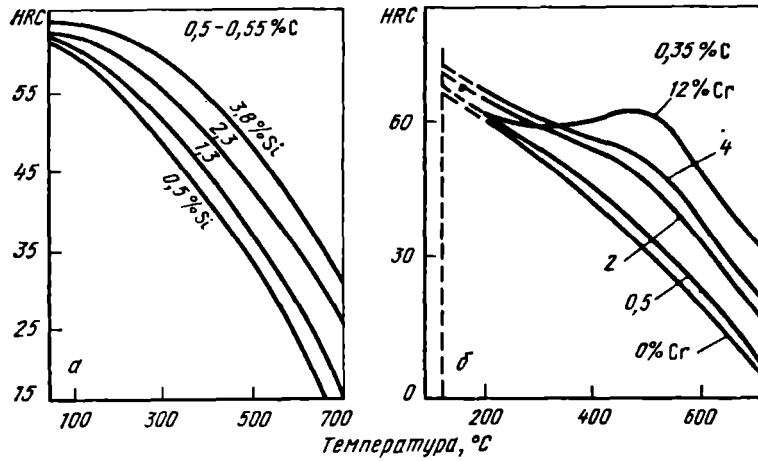


Рис. 190. Зависимость твердости закаленной стали с различным содержанием кремния (*а*) и хрома (*б*) от температуры отпуска

распад мартенсита, что отражается на изменении твердости (и других свойств стали) при отпуске (рис. 190, *а*). Кремний повышает устойчивость стали против отпуска. Для получения одного и того же значения твердости сталь, более легированную кремнием, необходимо подвергать отпуску при более высокой температуре, чем сталь с малым содержанием кремния.

Карбидообразующие легирующие элементы (Cr, Mo, W, V, Nb) сильно замедляют распад мартенсита при отпуске. Это объясняется тем, что указанные элементы тормозят карбидное превращение и особенно коагуляцию частиц карбидов, образовавшихся в результате распада мартенсита. Поэтому сталь, легированная карбидообразующими элементами, обладает повышенной устойчивостью против отпуска.

На рис. 190, *б* представлены кривые измерения твердости стали с разным содержанием хрома (карбидообразующий элемент) в зависимости от температуры отпуска. При содержании в стали 2—4 % Cr устойчивость против отпуска повышается, но характер кривых остается тем же. В этом случае распад мартенсита происходит с образованием легированного цементита. Для зарождения частиц легированного цементита и их последующего укрупнения необходима диффузия не только углерода, но и легирующего элемента (хрома). Диффузия легирующих элементов протекает значительно медленнее, чем диффузия углерода.

В связи с этим снижение твердости стали, легированной хромом, при отпуске замедляется.

В стали с большим содержанием хрома (12 %) при отпуске образуются специальные карбиды хрома. Твердость такой стали почти не изменяется при повышении температуры отпуска до 400—450 °С.

Отпускная хрупкость стали. После закалки и отпуска сталь может проявлять склонность к отпускной хрупкости, которая выражается в снижении ударной вязкости и повышении температуры перехода стали из вязкого в хрупкое состояние.

Различают два рода отпускной хрупкости. Отпускная хрупкость I рода (необратимая отпускная хрупкость) обнаруживается после отпуска при температурах 250—350 °С. Если сталь, в которой проявляется отпускная хрупкость I рода, повторно отпустить при более высоких температурах (400—500 °С), то отпускная хрупкость I рода устраняется и после дополнительного нагрева в опасном интервале температур не обнаруживается (отсюда название — необратимая). Отпускная хрупкость I рода возникает в связи с неравномерным распадом мартенсита внутри зерен и в приграничных зонах. Наиболее полно распад происходит по границам исходных аустенитных зерен (существовавших при нагреве под закалку). Это приводит к ослаблению границ и вызывает хрупкое межзеренное разрушение. Отпускная хрупкость I рода проявляется как в углеродистых, так и в легированных сталях.

Отпускная хрупкость II рода (обратимая отпускная хрупкость) наблюдается в сталях определенной легированности после отпуска при температурах выше 600 °С и медленного охлаждения от этих температур (обычно на воздухе). После быстрого охлаждения (в воде) отпускная хрупкость II рода не проявляется.

Отпускная хрупкость II рода можно устранить, если повторно подвергнуть сталь высокому отпуску (выше 600 °С) с последующим быстрым охлаждением. Она снова может возникнуть, если охлаждение при повторном высоком отпуске было медленным (отсюда название — обратимая).

Склонными к отпускной хрупкости II рода являются стали, легированные хромом, никелем, марганцем. Склонность к отпускной хрупкости II рода уменьшается при легировании стали молибденом (0,2 ÷ 0,4%) или вольфрамом (0,6 ÷ 1,2 %).

Влияние легирующих элементов на свойства стали

Легирующие элементы значительно влияют на свойства стали в различных состояниях. В сталях с небольшим и средним содержанием углерода (до 0,6 %) во многих структурных состояниях имеется большое количество феррита. Поэтому свойства стали существенно зависят от свойств феррита. Прочность и твердость феррита больше всего повышаются при увеличении содержания в нем марганца и кремния и в меньшей степени никеля. Наиболее слабо на твердость феррита влияют Mo, W и Cr (рис. 191, *а*).

Изменение ударной вязкости феррита в зависимости от содержания легирующих элементов показано на рис. 191, *б*. Хром в небольших количествах немного повышает ударную вязкость, а при дальнейшем увеличении содержания — снижает ее. Ударная вязкость феррита резко снижается под влиянием молибдена, вольфрама, марганца (более 1 %), кремния (более 0,5 %), но повышается при легировании никеля.

Легирующие элементы существенно влияют на температуру перехода феррита в хрупкое состояние (порог хладноломкости). На рис. 192 показано изменение положения порога хладноломкости (T_{50}) железа под влиянием легирующих элементов. Символ T_{50} означает середину температурного интервала хрупкости (50 % хрупкой составляющей в изломе), которую принимают за порог хладноломкости. Большинство легирующих элементов повышают порог хладноломкости. Никель, в отличие от

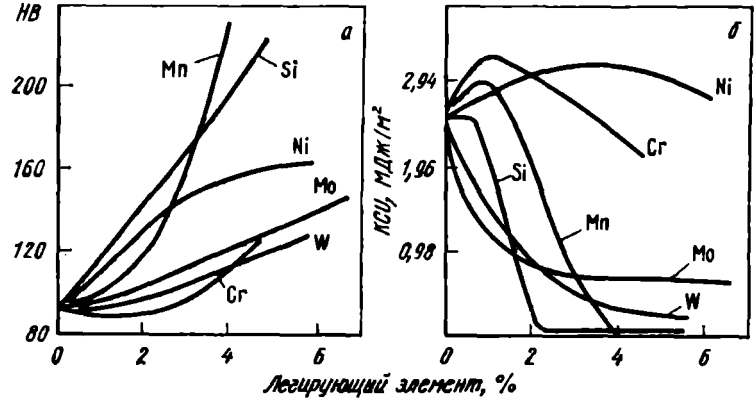


Рис. 191. Зависимость твердости и ударной вязкости феррита от содержания легирующих элементов

других элементов, существенно понижает порог хладноломкости при всех концентрациях.

Феррит является основой сорбита — структуры, получаемой после закалки и высокого отпуска. Повышение прочностных свойств феррита вызывает повышение прочностных свойств сорбита легированных сталей.

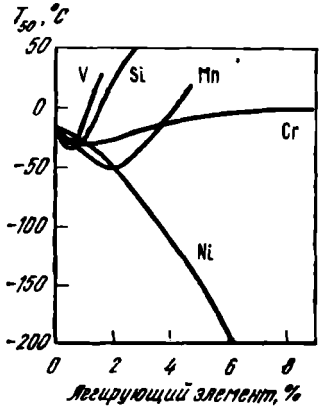


Рис. 192. Влияние легирующих элементов на температуру перехода феррита в хрупкое состояние (порог хладноломкости T_{50})

Легирующие элементы, увеличивая устойчивость переохлажденного аустенита и уменьшая критическую скорость закалки, позволяют получить при закалке мартенсит в менее резкоохлаждающих средах и увеличить прокаливаемость стали. Однако заметного влияния на твердость мартенсита легирующие элементы не оказывают. Твердость мартенсита зависит главным образом от содержания в нем углерода. Это объясняется тем, что атомы легирующих элементов (хрома, марганца, никеля, молибдена, вольфрама и др.), замещая в кристаллической решетке мартенсита атомы железа, не создают в ней больших искажений, тогда как атомы углерода, располагающиеся в решетке по типу внедрения, сильно искажают ее, вызывая тетрагональность решетки ($c/a > 1$). Степень тетрагональности c/a тем больше, чем больше содержание углерода в мартенсите.

Улучшение механических свойств связано также с благоприятным влиянием легирующих элементов на прокаливаемость, измельчение зерна, замедление процессов, вызывающих разупрочнение стали при отпуске. Путем легирования можно получить сталь, которая после соответствующей термической обработки будет иметь лучший комплекс механических свойств по сравнению с углеродистой сталью: более высокую прочность при одинаковой вязкости, или более высокую вязкость при одинаковой прочности, или бóльшую прочность и бóльшую вязкость при повышенных температурах.

Легированием можно также изменить физико-химические свойства стали и получить сталь коррозионностойкую, жаропрочную, немагнитную, магнитную, с особыми тепловыми и электрическими свойствами.

5. Классификация легированных сталей по структуре

Легированные стали классифицируют по структуре в отожженном и нормализованном состояниях.

В отожженном состоянии стали классифицируют на следующие основные структурные классы: доэвтектоидный, заэвтектоидный, ледебуритный, ферритный. Класс стали можно определить в зависимости от содержания в ней углерода и легирующего элемента по специально построенным структурным диаграммам (рис. 193).

Поскольку легирующие элементы уменьшают содержание углерода в эвтектоиде, граница между доэвтектоидными и заэвтектоидными легированными сталями лежит при содержаниях углерода меньших, чем в углеродистых сталях (0,8 % С).

Так как растворимость углерода в аустените при добавлении в сталь легирующего элемента уменьшается, то граница между эвтектоидными и ледебуритными сталями также сдвигается в сторону меньших содержаний углерода по сравнению с углеродистыми сплавами (2,14 %). Поэтому в легированных сталях при содержании углерода менее 2,14 % в структуре может появиться эвтектика — ледебурит. Так, сталь с 12 % Cr при 1,5 % С является ледебуритной.

При небольшом содержании углерода и высоком содержании легирующего ферритообразующего элемента (Cr, W, V, Mo и др.) α-фаза будет сохраняться при любых температурах — от комнатной до температуры плавления. Такие стали по структуре будут ферритными. Возможен также полуферритный класс — это такие стали, у которых

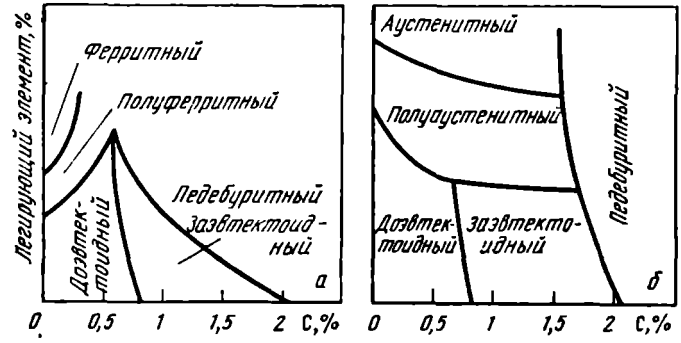


Рис. 193. Структурные диаграммы отожженных сталей (схема): *а* — легирующий элемент сужает область γ-фазы; *б* — легирующий элемент расширяет область γ-фазы

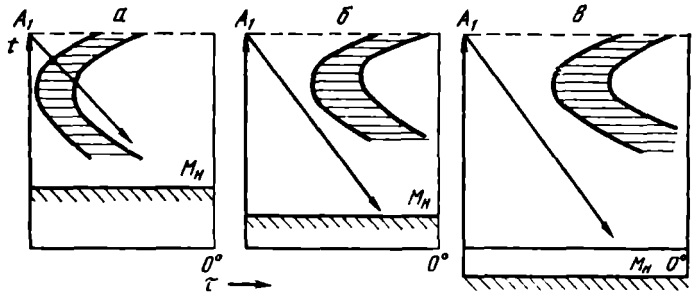


Рис. 194. Диаграммы изотермического распада аустенита сталей перлитного (*а*), мартенситного (*б*) и аустенитного (*в*) классов

при нагревании и охлаждении $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение происходит частично (рис. 193, *а*).

При легировании стали аустенитообразующим элементом, расширяющим область γ-фазы (Mn, Ni), может быть получен класс аустенитных сталей, а также промежуточный полуаустенитный класс (рис. 193, *б*).

Структура доэвтектоидных сталей состоит из феррита и перлита, заэвтектоидных сталей — из перлита и вторичных карбидов. Ледебуритные стали имеют в структуре карбиды эвтектического происхождения, которые условно называют первичными карбидами. При кристаллизации таких сталей образуется эвтектика — ледебурит, состоящая из специальных карбидов и аустенита. Характерной особенностью сталей ледебуритного класса является наличие в структуре большого количества карбидов.

В нормализованном состоянии стали по структуре разделяют на следующие основные структурные классы: перлитный, мартенситный, аустенитный. Формирование структуры сталей различного класса можно объяснить, используя диаграмму изотермического распада аустенита. На рис. 194 схематично представлены такие диаграммы с нанесенными на них кривыми нормализации (охлаждения на воздухе).

К перлитному классу относят стали с низким содержанием легирующего элемента. В таких сталях переохлажденный аустенит мало устойчив, кривая нормализации пересекает С-образные кривые начала и конца распада аустенита в температурной зоне образования феррито-цементитной смеси — перлита, сорбита, троостита (рис. 194, *а*).

К мартенситному классу относят стали с более высоким содержанием легирующего элемента. Для таких сталей скорость охлаждения на воздухе оказывается больше критической скорости закалки. Поэтому аустенит переохлаждается до точки $M_в$ и при дальнейшем охлаждении превращается в мартенсит (рис. 194, *б*).

К аустенитному классу относят высоколегированные стали. Легирующий элемент, введенный в большом количестве, не только сдвигает С-образные кривые вправо, но и сильно понижает температуру начала мартенситного превращения ($M_н$), которая оказывается ниже комнатной температуры. Поэтому кривая нормализации не пресекает С-образные кривые и не доходит до точки $M_н$; в результате в структуре полностью сохраняется аустенит (рис. 194, *в*).

Рассмотренная классификация относится только к нормализованным сталям. Если условия охлаждения изменить, то структура стали тоже может измениться. Если сталь перлитного класса охладить с бóльшей скоростью, то можно получить мартенсит; при охлаждении стали мартенситного класса с меньшей скоростью можно получить перлит, после обработки стали аустенитного класса холодом можно получить мартенсит.

Стали доэвтектоидного, заэвтектоидного и перлитного классов являются наиболее распространенными легированными сталями для деталей конструкций и инструмента. Стали мартенситного класса применяют ограниченно. Стали аустенитного и ферритного классов имеют особые физические и химические свойства (коррозионно-стойкие, жаропрочные и др.). Стали ледебуритного класса применяют как инструментальные. Наиболее типичной сталью данного класса является быстрорежущая сталь.

6. Конструкционные стали

К конструкционным сталям, применяемым для изготовления разнообразных деталей машин и конструкций, предъявляют следующие требования: высокий комплекс механических свойств, обеспечивающих надежную и длительную работу машин, эксплуатацию конструкций; технологичность, т. е. хорошая обрабатываемость давлением, резанием, свариваемость и пр.; низкая стоимость и доступность. Легированные стали должны содержать по возможности меньше дорогих и дефицитных легирующих элементов.

Детали машин и конструкций в работе испытывают действие различных нагрузок: статических, динамических, повторно переменных. Поэтому конструкционные стали должны обладать высоким комплексом стандартных механических свойств, определяемых при разных способах нагружения. Однако эти свойства полностью еще не гарантируют надежную и длительную работу изделия. Необходимо учитывать, что в реальных условиях эксплуатации действуют факторы, которые могут снижать пластичность и ударную вязкость и увеличивать опасность хрупкого разрушения. Это подтверждается случаями внезапного хрупкого разрушения изделий, изготовленных из сталей высокой пластичности (подвесных мостов, рельсов, автомобильных осей и др.). К факторам, увеличивающим склонность сталей к хрупкому разрушению, относятся концентраторы напряжений, которые всегда имеются в реальных деталях; понижение температуры, увеличение скорости нагружения и др.

Для обеспечения работоспособности деталей необходимо, чтобы конструкционная сталь обладала высокой конструктивной прочностью. Под конструктивной прочностью подразумевают такую прочность, которую сталь имеет в реальных условиях ее применения (в виде конкретных деталей). Конструктивную прочность можно определить, если испытать образцы или детали в условиях, близких к эксплуатационным (при рабочих температурах, в эксплуатационной среде, при наличии концентраторов напряжений и т. д.), а также по показателям надежности и долговечности.

Надежность — это свойство материала противостоять хрупкому разрушению. Для предупреждения внезапных хрупких поломок высоконагруженных деталей важно учитывать не только пластичность (δ, ψ) и ударную вязкость (KCU) стали, но и параметры конструктивной прочности, характеризующие ее надежность: ударную вязкость KCU и KCT, температурный порог хладноломкости $T_{хл}$, вязкость разрушения K_{1c}.

Долговечность — это свойство материала сопротивляться развитию постепенного разрушения и потере работоспособности в течение заданного времени (ресурса). Потеря работоспособности может быть вызвана различными причинами: развитием

процессов усталости, изнашиванием детали, коррозией и др. Все эти процессы приводят к постепенному накоплению повреждений и разрушению материала. Для обеспечения долговечности важно уменьшить до допустимого уровня скорость развития процессов разрушения.

Высокая конструктивная прочность стали достигается путем рационального выбора химического состава, режимов термической обработки, методов поверхностного упрочнения, улучшением металлургического качества.

Решающая роль в составе конструкционной стали отводится углероду. Углерод повышает прочность стали, но снижает ее пластичность и вязкость, повышает порог хладноломкости, увеличивая чувствительность к хрупкому разрушению. Поэтому содержание углерода в конструкционных сталях регламентировано и редко превышает 0,6 %.

Большое влияние на конструктивную прочность стали оказывают легирующие элементы. Повышение конструктивной прочности при легировании связано с обеспечением высокой прокаливаемости, уменьшением критической скорости закалки, измельчением зерна, упрочнением феррита и другими факторами. Одним из наиболее важных факторов является повышение прокаливаемости.

Применение упрочняющей термической обработки — закалки на мертенсит и последующего отпуска — позволяет улучшить комплекс механических свойств конструкционных сталей. Для низкоуглеродистых легированных сталей типичным режимом термической обработки является закалка и низкотемпературный отпуск (структура отпущенного мартенсита). Для среднеуглеродистых конструкционных сталей такой отпуск недостаточен, так как в мартенсите после закалки много углерода и после низкого отпуска при высокой прочности стали очень склонны к хрупкому разрушению. Для таких сталей типичным является высокий отпуск (структура сорбит отпуска), т. е. для них основной термической обработкой является термическое улучшение.

Сопротивление усталости, износу и некоторые другие характеристики долговечности зависят от свойств поверхностного слоя изделия. Для получения требуемых свойств конструкционную сталь подвергают химико-термической обработке (цементации, азотированию и др.) и поверхностной пластической деформации (обдувка дробью, обкатка роликами), которые приводят к поверхностному упрочнению и созданию на поверхности остаточных сжимающих

напряжений, затрудняющих возникновение и развитие трещин.

Заметно влияет на конструктивную прочность металлургическое качество стали. Чистая сталь при одних и тех же значениях прочностных свойств имеет повышенные характеристики надежности, в частности более низкий порог хладноломкости.

В зависимости от применения в конкретных деталях и узлах конструкционные стали подразделяют на строительные, машиностроительные, пружинные, шарикоподшипниковые, высокопрочные и др.

Конструкционные строительные стали

К конструкционным строительным сталям относятся углеродистые стали обыкновенного качества и низколегированные конструкционные стали, содержащие недорогие и доступные легирующие элементы (обычно до 2,5 %).

Углеродистые стали обыкновенного качества

Это наиболее дешевые стали, которые производят в большом количестве. Из них изготовляют горячей прокаткой балки, прутки, швеллеры, уголки, листы, трубы и т. п. В горячекатаном состоянии стали имеют феррито-перлитную структуру. Обычно их применяют без упрочняющей термической обработки.

В зависимости от назначения и гарантируемых свойств углеродистые стали обыкновенного качества поставляют трех групп — А, Б и В (по ГОСТ 380—71).

Маркируют стали обыкновенного качества буквами Ст и условным номером от 0 до 6. Если сталь относится к группе А, то обозначение группы в марке не указывают: Ст0, Ст1, Ст2...Ст6. Если сталь относится к группе Б, то в начале марки ставят букву «Б»: БСт0, БСт1, БСт2...БСт6. Если сталь принадлежит к группе В, то в начале марки ставят букву «В»: ВСт1, ВСт2,...ВСт5.

Стали всех групп с номерами марок 1—4 производят кипящими, полуспокойными и спокойными, а с номерами 5 и 6 только полуспокойными и спокойными. Сталь марки Ст0 по степени раскисленности не разделяют. Кипящие стали маркируют в конце марки индексом кп, полуспокойные пс, спокойные сп.

В зависимости от нормируемых показателей стали групп А, Б, В делят на категории 1, 2, 3...6. Категория (кроме категории 1) указывается цифрой в конце марки

Таблица 8. Механические свойства сталей обыкновенного качества группы А

Марка стали	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	Марка стали	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %
Ст0	⩾310	—	23—20	Ст4	420—540	270—240	24—21
Ст1	320—420	—	34—31	Ст5	500—640	290—260	20—17
Ст2	340—440	230—240	32—29	Ст6	⩾600	320—300	15—12
Ст3	380—490	250—210	26—23				

Примечание. Механические свойства приведены для спокойных и полуспокойных сталей. Значения $\sigma_в$ и $\sigma_т$ кипящих сталей Ст1кп Ст4кп меньше на 10—20 МПа, а значения δ больше на 1 %.

(например, Ст3пс2, ВСт3сп3 и т. д.). Для сталей группы А нормируемыми показателями являются механические свойства (табл. 8). С увеличением номера марки стали повышаются прочностные свойства и уменьшается пластичность стали, что объясняется увеличением в стали содержания углерода.

Стали группы А применяют в горячекатаном состоянии для конструкций и деталей, изготовление которых не

Таблица 9. Химический состав, %, углеродистых сталей обыкновенного качества группы Б

Марка стали	C, %	Mn, %	Si, %			S, %	P, %
			кп	пс	сп	не более	
БСт0	⩽0,23	—	—	—	—	0,06	0,07
БСт1	0,06—0,12	0,25—0,50	⩽0,05	0,05—0,17	0,12—0,30	0,05	0,04
БСт2	0,09—0,15	0,25—0,50	⩽0,07	0,05—0,17	0,12—0,30	0,05	0,04
БСт3	0,14—0,22	0,30—0,65	⩽0,07	0,05—0,17	0,12—0,30	0,05	0,04
БСт4	0,18—0,26	0,40—0,70	⩽0,07	0,05—0,17	0,12—0,30	0,05	0,04
БСт5	0,28—0,37	0,50—0,80	—	0,05—0,17	0,15—0,35	0,05	0,04
БСт6	0,38—0,49	0,50—0,80	—	0,05—0,17	0,15—0,35	0,05	0,04

Примечание. В сталях БСт1 ... БСт6 допускается не более 0,3 % Cr; 0,3 % Ni; 0,3 % Cu; 0,08 % As; 0,008 % N, а в сталях, выплавленных из керченских руд, до 0,15 % As и до 0,05 % P.

связано с горячей деформацией и термической обработкой. Поэтому структура и механические свойства сохраняются в изделии такими, какими они гарантируются стандартом.

Стали группы Б поставляют с гарантируемым химическим составом (табл. 9). Механические свойства их не гарантируются. Поскольку известен химический состав, то стали группы Б можно подвергать горячей обработке давлением, а изготовленные из нее детали — термической обработке. Для установления режима горячей деформации и термической обработки необходимы данные о химическом составе стали.

Стали группы В поставляют с гарантированным химическим составом и механическими свойствами. При этом механические свойства сталей группы В соответствуют свойствам, установленным для сталей группы А аналогичных марок, а по химическому составу — составу сталей группы Б тех же марок. Так, механические свойства стали ВСт2кп такие же, как у стали Ст2кп, а химический состав, как у стали БСт2кп. Стали этой группы выпускают марок ВСт1...ВСт5.

Стали группы В используют для сварных строительных конструкций. Свариваемость — одно из главных технологических требований, предъявляемых к строительным сталям, так как большинство строительных конструкций сварные. Свариваемость зависит в первую очередь от содержания в стали углерода. С увеличением содержания углерода свариваемость ухудшается. Поэтому хорошо свариваются стали с низким содержанием углерода ($C < 0{,}22$—$0{,}25$ %). Поскольку сварочному нагреву подвергается только ограниченная часть конструкции, то гарантированные в состоянии поставки механические свойства остаются неизменными на большей ее части, не подвергавшейся сварочному нагреву.

Углеродистые стали обыкновенного качества всех трех групп применяют в сварных, клепаных, соединенных болтами металлических конструкциях и сооружениях, а также для изготовления слабонагруженных деталей машин.

Для строительных конструкций и машин, эксплуатируемых в северных районах, где температура зимой бывает ниже —40 °С, большое значение имеет температура перехода стали в хрупкое состояние (порог хладноломкости). Эта температура для кипящей стали выше, чем для спокойной (это объясняется повышенным содержанием вредных примесей P, S, O, N в кипящей стали). Полуспокойная

сталь занимает по склонности к хладноломкости промежуточное положение между кипящей и спокойной сталями. Поэтому строительные конструкции и машины северного исполнения (для работы в северных районах) необходимо изготовлять из спокойной стали.

Низколегированные стали

Применение низколегированных строительных сталей, обладающих повышенной прочностью и пониженной склонностью к хрупкому разрушению по сравнению с углеродистыми, позволяет уменьшить массу строительных конструкций и повысить их надежность.

В зависимости от достигаемого уровня прочностных свойств (основным показателем прочности принимают предел текучести $\sigma_т$) низколегированные строительные стали можно разделить на стали повышенной прочности ($\sigma_т \leqslant 400$ МПа) и стали высокой прочности ($\sigma_т = 450$—750 МПа).

Стали повышенной прочности поставляют в горячекатаном состоянии с феррито-перлитной структурой. Химический состав сталей и нормы механических свойств определяются соответственно ГОСТ 19281—73 и ГОСТ 19282—

Таблица 10. Химический состав и механические свойства низколегированных строительных сталей повышенной прочности

Марка стали	Содержание основных элементов				$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	*KCU*, МДж/м², при *t*, °С	
	C	Si	Mn	другие элементы	не менее			−40	−70
09Г2	⩽0,12	0,17—0,37	1,4—1,8	—	450	310	21	0,30	—
09Г2С	⩽0,12	0,5—0,8	1,3—1,7	—	480	330	21	0,35	0,3
15ГФ	0,12—0,18	0,17—0,37	0,9—1,2	0,05—0,12 V	520	340	21	0,30	—
15Г2СФ	0,12—0,18	0,4—0,7	1,3—1,7	0,05—0,10 V	560	400	18	0,35	—
15ХСНД	0,12—0,18	0,4—0,7	0,4—0,7	0,6—0,9 Cr 0,3—0,6 Ni 0,2—0,4 Cu	500	350	21	0,30	0,3

Примечание. Механические свойства указаны при толщине проката до 20 мм. Во всех сталях содержание P ⩽ 0,035 %; S ⩽ 0,040 %.

73. В табл. 10 приведены данные о составе и гарантируемых механических свойствах некоторых типичных низколегированных сталей повышенной прочности.

Высокопрочные стали представляют особый интерес, потому что, имея наиболее высокую прочность, они в то же время обладают малой склонностью к хрупкому разрушению. Сочетание этих свойств достигается контролируемой прокаткой, созданием малоперлитных и бейнитных сталей, карбонитридным упрочнением.

Карбонитридное упрочнение получают за счет мельчайших частиц карбонитридных фаз, которые образуются при наличии в стали ванадия и ниобия при повышенном содержании азота (до 0,030 %). Упрочняющими фазами являются карбонитриды ванадия V (CN) и ниобия Nb (CN). Примером стали с карбонитридным упрочнением является сталь 14Г2АФ (0,12—0,18 % C; 0,3—0,6 % Si; 1,2—1,6 % Mn; 0,015—0,025 % N; 0,07—0,12 % V).

Контролируемая прокатка обеспечивает получение мелкозернистой структуры стали. Она проводится по регламентированному режиму. Необходимо, чтобы на завершающем этапе прокатки температура была достаточно низкой (800—850 °С), а степень деформации соответствовала 15—20 %. Наилучшие результаты получаются при контролируемой прокатке сталей с карбонитридным упрочнением. Мельчайшие частицы карбонитридов тормозят развитие рекристаллизации аустенита и способствуют формированию мелкозернистой структуры феррита при охлаждении стали от температуры прокатки.

Малоперлитные стали имеют пониженное содержание углерода (до 0,10 %), вследствие чего в структуре этих сталей уменьшается количество перлита. Это приводит к повышению ударной вязкости стали, снижению порога хладноломкости и улучшению свариваемости (например, сталь 09ГФБ с 0,09 % C).

Низкоуглеродистые бейнитные стали имеют повышенную устойчивость переохлажденного аустенита. В процессе охлаждения от температуры прокатки аустенит распадается с образованием игольчатого феррита и малоуглеродистого бейнита. Типичным представителем такой стали является 08Г2МФБ ($\leqslant$ 0,08 % C; $\sim$1,6 % Mn; $\sim$0,2 % Mo; $\sim$0,06 % V; $\sim$0,05 % Nb).

Машиностроительные стали

Машиностроительные стали, предназначенные для изготовления различных деталей машин и механизмов, класси-

фицируют по составу (углеродистые и легированные), обработке (цементуемые и улучшаемые), назначению (пружинные, подшипниковые и др.). Рассмотрим отдельные группы машиностроительных сталей.

Углеродистые качественные стали

По сравнению со сталями обыкновенного качества они имеют более низкое содержание вредных примесей и неметаллических включений. Их поставляют в виде проката, поковок, труб, листов, ленты, проволоки с гарантированными химическим составом и механическими свойствами. К качественным углеродистым сталям относятся стали 08, 10, 15, 20, 25...70, 75, 80, 85, а также стали с повышенным содержанием марганца (0,7—1,0 %). Это стали повышенной прокаливаемости (15Г, 20Г, 25Г...65Г). Углеродистые качественные стали производят спокойными, кипящими и полуспокойными. Химический состав и механические свойства некоторых спокойных углеродистых качественных сталей приведены в табл. 11 (ГОСТ 1050—74).

Кипящими производят стали 05 кп, 08 кп, 10 кп, 15 кп, 20 кп; полуспокойными — 08 пс, 10 пс, 15 пс, 20 пс.

Низкоуглеродистые стали 05 кп; 0,8; 08 кп; 10 и 10кп обладают малой прочностью и высокой пластичностью. Их применяют без термической обработки для изготовле-

Таблица 11. Химический состав и механические свойства (не менее) углеродистых качественных сталей

Марка стали	С, %	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	ψ, %	НВ (не более)
08	0,05—0,12	330	200	33	60	131
10	0,07—0,14	340	210	31	55	143
15	0,12—0,19	380	230	27	55	149
20	0,17—0,24	420	250	25	55	163
30	0,27—0,35	500	300	21	50	179
40	0,37—0,45	580	340	19	45	217
50	0,47—0,55	640	380	14	40	241
60	0,57—0,65	690	400	12	35	255
70	0,67—0,75	730	430	9	30	269

Примечания: 1. В сталях допускается не более 0,04 % S, 0,035 % P.
2. Содержание марганца в сталях 08, 10, 15, 20 составляет 0,35—0,65 %, в остальных сталях 0,50—0,80 %.
3. Механические свойства $\sigma_в$, $\sigma_т$, δ, ψ гарантируются после нормализации, твердость указана для горячекатаного состояния.
4. Ударная вязкость *KCU* для сталей 30, 40 и 50 равна соответственно 0,8; 0,6 и 0,4 МДж/м². после закалки и высокого отпуска при 600 °С (улучшения).

ния малонагруженных деталей (шайб, прокладок и др.), элементов сварных конструкций, изготовляемых холодной деформацией.

Среднеуглеродистые стали 30, 35, 40, 45, 50, 55 применяют после нормализации, термического улучшения, поверхностной закалки. В нормализованном состоянии эти стали по сравнению с низкоуглеродистыми обладают большей прочностью, но меньшей пластичностью. После термического улучшения достигается наилучшее сочетание механических свойств. После поверхностной закалки сталей 40, 45, 50 обеспечивается высокая поверхностная твердость деталей (HRC 40—58) и сопротивление износу. Среднеуглеродистые стали применяют для изготовления самых разнообразных деталей во всех отраслях машиностроения.

Стали с высокой концентрацией углерода 60, 65, 70, 75, 80, 85 используют в основном как рессорно-пружинные. В нормализованном состоянии эти стали также применяют для прокатных валков, шпинделей станков и других крупных деталей.

Достоинствами углеродистых качественных сталей являются дешевизна и технологичность. Однако вследствие малой прокаливаемости углеродистые стали не обеспечивают требуемого комплекса механических свойств в деталях сечением более 15—20 мм.

Листовая сталь для холодной штамповки

В машиностроении большое количество деталей изготавливают из листовой стали методом холодной штамповки, при этом происходит значительная и сложная пластическая деформация стали (глубокая вытяжка). Поэтому от листовой стали для холодной штамповки требуется высокая способность к вытяжке.

Для холодной штамповки преимущественно применяют тонколистовую холоднокатаную качественную низкоуглеродистую сталь 08кп. В этой стали содержание углерода 0,05—0,12 % и $\leqslant$0,03 % Si, что положительно, так как углерод и кремний уменьшают способность стали к вытяжке.

Тонколистовую сталь для холодной штамповки изготавливают в соответствии с ГОСТ 9045—80. Приемку листов ведут по механическим свойствам, микроструктуре и штампуемости. В состоянии поставки листы имеют низкую прочность $\sigma_т \leqslant 190 - 210$ МПа, $\sigma_в \leqslant 260-360$ МПа и высокую пластичность $\delta = 42-50$ %. Большое влияние на штампуемость оказывает величина зерна стали. При штамповке стали с крупным зерном получается шероховатая поверхность, так называемая «апельсиновая корка». Такая поверхность с трудом поддается полированию и защитным покрытиям. Лучше штампуется сталь с мелким зерном. Штампуемость снижается при наличии разнозернистости. Сталь с неоднородной разнозернистой структурой деформируется при штамповке неодинаково, в результате чего образуются разрывы. Штампуемость ухудшается также при выделении по границам зерен феррита

третичного цементита в виде сетки или цепочки. Это приводит к возникновению при штамповке разрывов листа.

Способность листовой стали к холодной штамповке определяют технологической пробой на выдавливание (вытяжку).

Стали 08Ю и 08Фкп применяют для особо сложной штамповки. Стали 08кп, 08Ю, 08Фкп используют в машиностроении для холодной штамповки деталей сложного профиля, от которых не требуется высокой прочности (например, детали кузова автомобиля). Для штамповки более простых деталей могут быть использованы стали 10кп, 15кп, 20кп, а также полуспокойные и спокойные стали тех же марок.

Автоматные стали

Автоматные стали — это стали, обладающие высокой обрабатываемостью резанием. Они предназначены для массового изготовления деталей на металлорежущих станках-автоматах. Для улучшения обрабатываемости резанием в стали вводят повышенное по сравнению с обычными углеродистыми сталями количество серы и фосфора. При обработке резанием богатых серой и фосфором сталей образуется короткая и ломкая стружка, условия резания облегчаются, так как стружка легко отделяется, устраняется налипание обрабатываемого материала на инструмент. Поверхность обрабатываемой детали получается гладкой, что особенно важно для деталей с мелкой резьбой (болтов, гаек, винтов и пр.). Стойкость режущего инструмента при обработке автоматных сталей повышается, а скорость резания допускается больше, чем при обработке обычных углеродистых сталей.

Автоматные стали маркируют буквой А (автоматная) и цифрами, показывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента.

Химический состав и механические свойства некоторых автоматных сталей (ГОСТ 1414—75) приведены в табл. 12.

Для улучшения обрабатываемости резанием в автоматные стали в количестве 0,15—0,30 % вводят также свинец. Железо и свинец практически не сплавляются друг с другом. В жидкой стали свинец находится в виде мельчайших капелек, образуя «эмульсию». После затвердевания мельчайшие частицы свинца равномерно распределены

Таблица 12. Химический состав и механические свойства автоматных сталей

Марка стали	C, %	Mn, %	S, %	P, %	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	НВ
А12	0,08—0,16	0,60—0,90	0,08—0,20	0,08—0,15	420	22	36	160
А20	0,15—0,25	0,60—0,90	0,08—0,15	≤0,06	460	20	30	168
А30	0,25—0,35	0,70—1,00	0,08—0,15	≤0,06	520	15	25	185
А40Г	0,35—0,45	1,20—1,55	0,18—0,30	≤0,05	600	14	20	207

Примечания: 1. Содержание кремния в сталях 0,15—0,35 %. 2. Механические свойства приведены для горячекатаной стали. Образцы вырезаны в направлении прокатки. 3. Буква Г указывает на повышенное содержание марганца в стали.

в объеме стали и практически не влияют на ее механические свойства при комнатной температуре. При резании частицы свинца, расплавляясь, играют роль смазки и снижают трение и усилие резания. Недостаток свинцовосодержащих сталей в том, что свинец ухудшает горячую обработку давлением. Свинцовосодержащие стали маркируют так же, как и другие автоматные стали, только после буквы А ставят букву С (например, АС14, АС40).

Кроме углеродистых выпускают также легированные автоматные стали. Легирующие элементы (марганец, хром, никель и др.) повышают прочность и ударную вязкость сталей в термически обработанном (закалка с высоким отпуском) состоянии. Однако легирование ухудшает их обрабатываемость резанием, поэтому автоматные стали относятся к малолегированным сталям.

Цементуемые стали

Цементуемые стали применяют для изготовления деталей, работающих на износ и подвергающихся действию переменных и ударных нагрузок. Такие детали должны иметь высокую поверхностную твердость и прочность при достаточной вязкости сердцевины. Требуемые свойства цементованная сталь приобретает в результате последующей термической обработки, состоящей из закалки и низкого отпуска.

Цементации подвергают низкоуглеродистые стали с содержанием 0,08—0,25 % С, это дает возможность получить вязкую сердцевину. Для деталей, работающих с большими нагрузками, применяют также стали с повышенным (до 0,3—0,35) содержанием углерода. С увеличением содержания углерода прочность сердцевины повышается, вязкость снижается.

Цементуемые углеродистые стали 15, 20, 25 используют для изготовления деталей небольшого размера, работающих в условиях изнашивания при малых нагрузках (втулки, валики, оси, шпильки и др.). После цементации, закалки в воде и низкого отпуска эти стали обеспечивают высокую твердость поверхности детали (HRC 60—64). Сердцевина же не закаливается и остается мягкой. Детали из этих сталей при закалке значительно деформируются.

Цементуемые легированные стали применяют для более крупных и тяжело нагруженных деталей, в которых необходимо иметь, кроме высокой твердости поверхности, достаточно прочную сердцевину.

Химический состав и гарантируемые механические свойства некоторых легированных конструкционных сталей, применяемых для цементации (ГОСТ 1050—71), приведены в табл. 13.

Таблица 13. Химический состав и механические свойства (не менее)

Марка стали	Содержание основных элементов, %				
	C	Mn	Cr	Ni	другие элементы
20Х	0,17—0,23	0,5—0,8	0,7—1,1	—	—
18ХГТ	0,17—0,23	0,8—1,1	1,0—1,3	—	0,03—0,09 Ti
30ХГТ	0,24—0,32	0,8—1,1	1,0—1,3	—	0,03—0,09 Ti
12ХН3А	0,09—0,16	0,3—0,6	0,6—0,9	2,75—3,15	—
18Х2Н4МА (18Х2Н4ВА)	0,14—0,20	0,25—0,55	1,35—1,65	4,0—4,4	0,3—0,4 Mo 0,8—1,2 W

Примечание. Условное обозначение охлаждающих сред: в — ства приведены после термической обработки без предварительной цементации.

Режимы термической обработки даны в соответствии с ГОСТ 1050—71 для образцов, по результатам испытаний которых определяют качество стали в состоянии поставки при приемке стали. Обычно реальные детали после цементации обрабатывают по другим режимам. Двойная закалка после цементации применяется редко.

Хромоникелевые стали 20ХН, 12ХН3А, 20ХН3А, 20Х2Н4А и др. применяют для изготовления деталей средних и больших размеров, работающих на износ при высоких нагрузках (зубчатые колеса, шлицевые и другие валы, поршневые пальцы и др.). Они являются лучшими конструкционными сталями, но из-за дефицитности никеля их применение ограничено. Во всех случаях, когда это возможно, хромоникельные стали заменяют безникелевыми.

Хромомарганцовистые стали с небольшими добавками (0,03—0,09 %) титана (18ХГТ; 25ХГТ; 30ХГТ) или 0,20—0,30 % молибдена (25ХГМ) экономнолегированны и их широко используют для замены хромоникелевых сталей. Вместо никеля в них введен марганец. По сравнению со сталью 18ХГТ сталь 30ХГТ значительно лучше прокаливается (влияние углерода), приблизительно так же, как сталь 12Х2Н4А (рис. 195). Стали 18ХГТ и 30ГТ используют для замены стали 12Х2Н4А.

Хромоникельмолибденовую (вольфрамовую) сталь 18Х2Н4МА (18Х2Н4ВА) применяют для изготовления наиболее ответственных высоконагруженных деталей. В

цементуемых сталей

Режим термической обработки			$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, МДж/м²
1-я закалка, или нормализация t, °С	2-я закалка, t, °С	отпуск, t, °С					
880, в (м)	770—820, в (м)	180, вз (м)	800	650	11	40	0,6
880—950, вз	870, м	200, вз (м)	1000	900	9	50	0,8
880—950, вз	850, м	200, вз (м)	1500	1300	9	40	0,6
860, м	760—810, м	180, вз (м)	950	700	11	55	0,9
950, вз	860, вз	200, вз (м)	1150 (1150)	850 (800)	12 (12)	50 (50)	1,0 (1,2)

вода; м — масло, в (м) — вода или масло; вз — воздух. Механические свой-

этой стали, как видно из диаграммы изотермического распада аустенита (рис. 196), переохлажденный аустенит в интервале температур 700—500 °С очень устойчив, поэтому распада аустенита на ферритно-цементитную перлитную смесь не происходит. В интервале температур 450—300 °С переохлажденный аустенит распадается с образованием бейнитной структуры, при этом температурные интервалы бейнитного и мартенситного превращения практически совпадают; даже при медленном охлаждении из аустенита образуется мартенсит или смесь мартенсита с бейнитом.

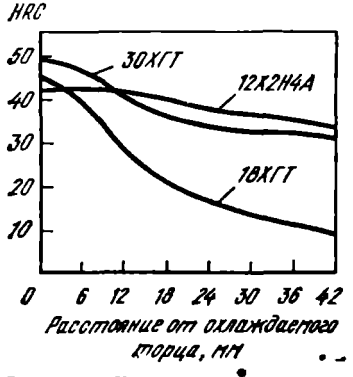


Рис 195. Кривые прокаливаемости сталей 18ХГТ, 30ХГТ, 12Х2Н4А

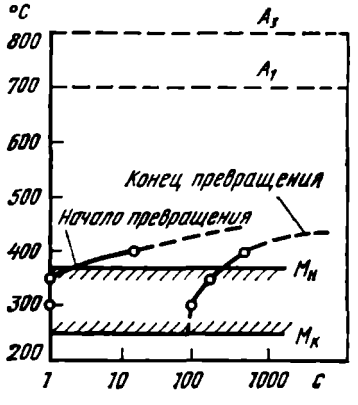


Рис. 196. Диаграмма изотермического распада аустенита стали 18Х2Н4ВА

Сталь 18Х2Н4МА по структуре в нормализованном состоянии относится к мартенситному классу. Следовательно, она способна закаливаться не только в масле, но и на воздухе. При этом сталь прокаливается на очень большую глубину ($\geqslant$ 100 мм). Перед обработкой режущим инструментом применяют высокотемпературный отпуск при 650—670 °С; после отпуска структура стали — сорбит.

К недостаткам стали 18Х2Н4МА (18Х2Н4ВА) относятся высокая стоимость и необходимость применения более сложного режима термической обработки.

Улучшаемые стали

Стали, подвергаемые термическому улучшению — закалке и высокому отпуску, обеспечивающему получение структуры сорбит отпуска, широко применяют для изготовления разных деталей, работающих в сложных напряженных условиях (при действии разнообразных нагрузок, в том числе переменных и динамических). Для этих сталей важное значение имеет сопротивление хрупкому разрушению. Они должны обладать высокой конструктивной прочностью. Улучшаемые стали — среднеуглеродистые. Нелегированные стали 35, 40, 45 дешевы. Из них изготовляют детали, испытывающие небольшие напряжения (сталь 35), и детали, требующие повышенной прочности (стали 40, 45). Наиболее распространенной является сталь 45.

Таблица 14. Химический состав и механические свойства (не менее)

Марка стали	Содержание основных элемен			
	C	Mn	Cr	Ni
40Х	0,36—0,44	0,5—0,8	0,8—1,1	—
40Г2	0,36—0,44	1,4—1,8	—	—
40ХГТР	0,38—0,45	0,7—1,0	0,8—1,1	—
30ХГСА	0,28—0,34	0,8—1,1	0,8—1,1	—
40ХН	0,36—0,44	0,5—0,8	0,45—0,75	1,0—1,4
30ХН3А	0,27—0,33	0,3—0,8	0,3—0,6	2,75—3,15
40ХН2МА	0,37—0,44	0,5—0,8	0,6—0,9	1,25—1,65
36Х2Н2МФА	0,33—0,40	0,25—0,5	1,3—1,7	1,3—1,7

Примечание. Условное обозначение охлаждающих сред: в — вода, после указанной термической обработки для заготовок сечением 25 мм.

Термическое улучшение обеспечивает высокий комплекс механических свойств, но только в деталях небольшого сечения (диаметром до 10—15 мм). С увеличением сечения механические свойства ухудшаются, что объясняется низкой прокаливаемостью среднеуглеродистых сталей.

Детали, от которых требуется высокая поверхностная твердость при достаточно вязкой сердцевине (например, зубчатые колеса, валы, оси, втулки и др.), подвергают поверхностной закалке с нагревом токами высокой частоты (ТВЧ). После закалки с нагревом ТВЧ поверхностная твердость получается на 2—3 единицы выше, чем после обычной закалки. Такая закалка обеспечивает минимальное коробление деталей. Для снятия внутренних напряжений после закалки применяют отпуск при 160—200 °С. Детали, подвергающиеся закалке с нагревом ТВЧ, изготавливают из сталей 40, 45, 50. Стали с меньшим содержанием углерода не обеспечивают требуемой высокой твердости поверхности, в сталях с более высоким содержанием углерода при такой закалке могут возникать трещины.

Легированные улучшаемые стали применяют для более крупных и более нагруженных ответственных деталей. Химический состав и механические свойства (ГОСТ 4543—71) улучшаемых легированных конструкционных сталей приведены в табл. 14.

легированных улучшаемых конструкционных сталей

%	Режим термической обработки		$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	*KCU*, МДж/м²
другие элементы	$t^0_{зак}$	$t^0_{отп}$	МПа		%		
—	860, м	500, в (м)	1000	800	10	45	0,6
—	880, м	600, вз	600	350	15	45	—
0,03—0,09 Ti; 0,001—0,005 B	840, м	550, в (м)	1000	800	11	45	0,8
0,9—1,2 Si	880, м	540, в (м)	1100	850	10	45	0,5
—	820, м	500, в (м)	1000	800	11	45	0,7
—	820, м	530, в (м)	1000	800	10	50	0,8
0,15—0,25 Mo	850, м	620, вз	1100	950	12	50	0,8
0,3—0,4 Mo 0,1—0,18 V	850, м	600, вз	1200	1100	12	50	0,8

м — масло, вз — воздух. Механические свойства приведены как контрольные

Хромокремнистые и хромокремнемарганцевые стали 33ХС, 38ХС, 25ХГСА, 30ХГСА, 35ХГСА и др. не содержат дорогих элементов, обладают высокой прочностью и умеренной вязкостью. Широко распространенной сталью, особенно в авиационной промышленности, является сталь 30ХГСА (хромансиль), обладающая хорошей свариваемостью. Из этой стали изготовляют стыковочные сварные узлы, кронштейны, крепежные и другие детали. Стали хромансиль могут заменять более дорогие хромоникелевые и хромомолибденовые стали.

Хромоникелевые стали 40ХН, 45ХН, 50ХН, 30ХН3А обладают хорошим сочетанием прокаливаемости и вязкости (влияние никеля). Они прокаливаются в сечениях до 40—50 мм, а сталь 30ХН3А — до 100 мм.

Эти стали особенно чувствительны к обратимой отпускной хрупкости. При высокотемпературном отпуске деталей большого сечения даже при ускоренном охлаждении невозможно задержать развитие отпускной хрупкости. Чувствительность к отпускной хрупкости уменьшают дополнительным легированием хромоникелевых сталей молибденом (вольфрамом). Эти элементы (особенно молибден) также увеличивают прокаливаемость и повышают устойчивость к разупрочнению при работе деталей с нагревом до 300—400 °С.

Хромоникельмолибденовые стали являются наилучшими конструкционными сталями, обладающими наиболее глубокой прокаливаемостью, высокой вязкостью. К ним относятся 30ХН2М, 38Х2Н2МА, 40ХН2МА и др. Эти стали применяют для изготовления самых ответственных крупных деталей сечением 100—1000 мм, работающих в тяжелых условиях (валы, роторы турбин, коленчатые валы и др.).

Указанные стали относятся к мартенситному классу. Это означает, что детали из них (не слишком большого сечения) закаливаются на мартенсит при охлаждении на воздухе.

К недостаткам хромоникельмолибденовых (вольфрамовых) сталей относятся высокая стоимость и пониженная обрабатываемость резанием.

Высокопрочные стали

К высокопрочным относят стали с $\sigma_в \geqslant 1500$ МПа. Такой уровень прочности можно получить в среднеуглеродистых легированных сталях, применяя для них закалку с низким отпуском (200—250 °С) или изотермическую закалку с

получением структуры нижнего бейнита. Для изотермической закалки сталь, нагретую выше температуры A_3, быстро переносят в ванну с температурой, близкой к началу мартенситного превращения $M_н$. После выдержки, в течение которой полностью пройдет превращение аустенита, сталь охлаждают (с целью промывки) в воде.

После изотермической закалки среднеуглеродистые легированные конструкционные стали имеют несколько меньшую прочность, но большую пластичность и вязкость, поэтому такие стали более надежны в работе, чем закаленные и низкоотпущенные.

Уровень прочности, который может быть достигнут при термической обработке среднеуглеродистых легированных конструкционных сталей, определяется содержанием углерода:

C, %	0,3	0,35	0,40
$\sigma_в$, МПа	1800	1900	2000
$\sigma'_в$, МПа	1650—1700	1750—1800	1800—1900

Примечание. $\sigma_в$ — после закалки и низкотемпературного отпуска, $\sigma'_в$ — после изотермической закалки.

При высоком уровне прочности закаленные и низкоотпущенные среднеуглеродистые стали обладают повышенной чувствительностью к концентраторам напряжений, склонностью к хрупкому разрушению, поэтому их рекомендуется применять для работы в условиях плавного нагружения. Большое значение для обеспечения надежной работы имеют величина зерна (сталь должна быть мелкозернистой), чистота стали от неметаллических включений, которые могут служить в работе концентраторами напряжений, положение порога хладноломкости.

Разработанные в настоящее время способы упрочнения позволяют получить при обработке среднеуглеродистых легированных конструкционных сталей очень высокую прочность ($\sigma_в$ = 2000 — 2800 МПа), но при этом среднеуглеродистые стали становятся особочувствительными к хрупкому разрушению. Поэтому для обеспечения высокой конструктивной прочности в большинстве случаев среднеуглеродистые высокопрочные стали применяют с $\sigma_в$ до 1700—1900 МПа.

Мартенситно-стареющие стали

Эта группа высокопрочных сталей разработана сравнительно недавно (в 60-х годах). По способу легирования и термической обработки эти стали отличаются от обычных

конструкционных сталей. Достигаемый в результате легирования и термической обработки комплекс механических свойств выше у мартенситно-стареющих сталей, чем у среднеуглеродистых легированных высокопрочных сталей. Кроме того, мартенситно-стареющие стали имеют более высокое сопротивление хрупкому разрушению, менее чувствительны к концентраторам напряжений, лучше свариваются. Их можно использовать для работы при температурах от криогенных (—196 °С) до 450 °С.

Мартенситно-стареющие стали практически не содержат углерода (допускается менее 0,03 % С).

Основной легирующий элемент — никель. При добавлении никеля к железу критическая точка A_3 снижается, достигая при определенном содержании никеля комнатной температуры (см. рис. 184, *а*).

Характер $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при охлаждении железоникелевых сплавов зависит от содержания в них никеля. Вследствие того, что при увеличении содержания никеля критическая точка A_3 снижается и диффузионные процессы замедляются, в сплавах становится возможным переход $\gamma \rightarrow \alpha$ по сдвиговому (мартенситному) механизму. Продукт бездиффузионного превращения — никелевый мартенсит— отличается от мартенсита, образующегося в углеродистых сталях (являющегося пересыщенным твердым раствором внедрения углерода в решетке α-железа с кристаллической тетрагональной решеткой, где $c/a > 1$).

Никелевый мартенсит — твердый раствор замещения атомов железа атомами никеля в решетке о. ц. к. железа, поэтому он пластичен, вязок и обладает умеренной прочностью. Сплав со структурой никелевого мартенсита легко поддается холодной штамповке. В сплавах, содержащих порядка 8 % никеля и более (до 20—25 %), мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение протекает даже при небольших скоростях охлаждения. Дополнительное упрочнение железоникелевого мартенсита достигается легированием другими элементами (Ti, Al, Mo и др.), которые ограниченно растворяются в α-железе и образуют с ним пересыщенные твердые растворы (см. диаграмму рис. 185). При нагреве перед закалкой указанные элементы растворяются в γ-твердом растворе, а при охлаждении не успевают выделяться, в результате чего образуется мартенсит, пересыщенный этими металлами. При отпуске до 450—500 °С происходит старение мартенсита — выделение из него дисперсных частиц интерметаллических соединений: Ni_3Ti, NiAl, Fe_2Mo и др. Старение мартенсита сильно повышает проч-

Таблица 15. Химический состав мартенситно-стареющих сталей

Марка стали	Содержание основных элементов, %					
	C	Ni	Co	Mo	Ti	Al
Н18К9М5Т	≤0,03	17,7—19,0	8,5—9,5	4,6—5,5	0,5—0,8	0,15
Н18К12М5Т2	≤0,03	17,0—18,0	11,8—13,2	3,3—4,2	1,5—1,9	0,20
Н16К4М5Т2Ю	≤0,03	15,0—17,0	4,0—5,0	4,0—5,0	1,5—1,9	0,15—0,35
Н18К14М5Т	≤0,03	17,0—19,0	13,0—15,0	4,5—5,5	1,3—1,9	—

Примечание. Стали содержат ≤0,01 % S и ≤0,01 % P. В состав сталей вводят 0,003 % B; 0,02 % Zr; 0,02 % Ce для связывания и нейтрализации вредных примесей.

ность стали. Наиболее эффективно повышают прочность титан и алюминий, меньше молибден и медь.

Для большего эффекта старения в мартенситно-стареющие стали вводят кобальт, который не образует упрочняющих фаз, но увеличивает степень пересыщенности мартенсита другими элементами.

Химический состав некоторых мартенситно-стареющих сталей приведен в табл. 15.

Механические свойства одной из таких сталей (Н18К9М5Т) после закалки и старения при 500 °С: $\sigma_в$ = = 2100 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 2000 МПа; δ = 9 %; KCU = = 0,5 МДж/м^2; HRC 52—53.

К недостаткам мартенситно-стареющих сталей относится их высокая стоимость (примерно в 5 раз дороже легированных среднеуглеродистых сталей), главным образом из-за кобальта и никеля. В экономнолегированных мартенситно-стареющих сталях концентрацию этих элементов стремятся уменьшить и при этом скорректировать состав таким образом, чтобы упрочнение при старении значительно не снижалось. Экономия никеля достигается за счет введения в сталь менее дорогостоящих элементов, таких как марганец, хром, медь и др. При содержании хрома 10—11 % мартенситно-стареющая сталь становится коррозионностойкой (например, сталь 0,02 % C, 10 % Ni, 10 % Cr, 2% Mo, 0,3 % Al, 0,2 % Ti).

Мартенситно-стареющие стали применяют для изготовления наиболее ответственных деталей новой техники, в основном в самолето- и ракетостроении. Они являются

также хорошим материалом для пружин. Благодаря высокой хладостойкости их используют в криогенной технике.

Пружинно-рессорные стали

Пружины и рессоры являются важнейшими деталями различных машин и механизмов. В работе они испытывают многократные знакопеременные нагрузки. Под действием нагрузки пружины и рессоры упруго деформируются, а после прекращения действия нагрузки восстанавливают свою первоначальную форму и размеры. Особенностью работы этих деталей является то, что при значительных ударных и статических нагрузках они должны испытывать только упругую деформацию, остаточная деформация не допускается. В связи с этим основным требованием, предъявляемым к сталям для пружин и рессор, является высокое сопротивление малым пластическим деформациям (высокий предел упругости) и стойкость к релаксации напряжений.

Пружина работает в области упругих деформаций, когда между действующим напряжением и деформацией наблюдается прямая пропорциональность. При длительной работе эта зависимость может нарушаться, что объясняется переходом части энергии упругой деформации в энергию пластической деформации. При этом напряжения снижаются. Самопроизвольное снижение напряжений при постоянной суммар-

Таблица 16. Химический состав и механические свойства (не мене

Марка стали	Содержание основных элементов, %				
	C	Si	Mn	Cr	другие элемент
65	0,62—0,70	0,17—0,37	0,50—0,80	⩽0,25	—
85	0,82—0,90	0,17—0,37	0,50—0,80	⩽0,25	—
65Г	0,62—0,70	0,17—0,37	0,90—1,20	⩽0,25	—
60С2	0,57—0,65	1,5—2,0	0,60—0,90	⩽0,30	—
70С3А	0,66—0,74	2,4—2,8	0,60—0,90	⩽30	—
50ХГА	0,47—0,52	0,17—0,37	0,80—1,00	0,95—1,20	
50ХФА	0,46—0,54	0,17—0,37	0,50—0,80	0,80—1,10	0,10— 0,20 V
60С2ХФА	0,56—0,64	1,4—1,8	0,40—0,70	0,90—1,20	0,10— 0,20 V
65С2ВА	0,61—0,69	1,5—2,0	0,70—1,0	⩽0,30	0,8— 1,2 W

ной деформации называют релаксацией напряжений. Релаксация напряжений приводит к уменьшению упругости и надежности работы пружин.

Пружины и рессоры изготавливают из углеродистых (0,65—0,85 % С) и легированных (0,5—0,7 % С) конструкционных сталей.

Химический состав некоторых пружинно-рессорных сталей приведен в табл. 16.

Для упрочнения пружинно-рессорных углеродистых сталей применяют холодную пластическую деформацию с последующим отпуском (старением) или закалку с последующим отпуском.

После навивки в холодном состоянии пружины подвергают отпуску при 175—250 °С для снятия внутренних напряжений, повышения предела упругости и стабилизации размеров.

Пружины сечением до 6 мм, испытывающие невысокие напряжения, изготавливают из углеродистых сталей. После холодной навивки пружины подвергают закалке с 820—830 °С в масле и среднему отпуску при 470 °С. При этом обеспечивается: $\sigma_в$ = 980—1080 МПа; $\sigma_т$ = = 780—930 МПа; δ = 8—10 %; ψ = 30—35 %.

Недостатком пружинных углеродистых сталей является небольшая прокаливаемость и склонность к быстрому разупрочнению при отпуске.

ружинных сталей

ежим тер-ической обработки		$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ
ак-С	$t_{отп}$, °С	МПа		%	
40	480	800	1100	10	35
20	480	1000	1150	8	30
30	480	800	1000	8	30
70	460	1200	1300	6	25
30	460	1600	1800	6	25
50	470	1200	1300	6	25
50	520	1100	1300	8	35
50	410	1700	1900	5	20
50	420	1700	1900	5	20

Пружинно - рессорные стали легируют такими элементами, которые повышают предел упругости стали, приближая значение его к временному сопротивлению. Это — Si, Mn, Cr, V, *W* Применяемый после закалки средний отпуск при 400—500 °С дает структуру троостит отпуска (высоко-дисперсную смесь феррита с карбидами).

Дополнительное легирование стали вольфрамом, ванадием, молибденом повышает устойчивость против отпуска.

Стали, легированные этими элементами, могут работать с нагревом до 200—250 °С. Поэтому их используют для наиболее ответственных и тяжелонагруженных пружин.

Кроме того, применяют борсодержащие стали (например, 55ХГР, 50ХФРА и др.). Добавки 0,003 % В увеличивают прокаливаемость и облегчают закалку (уменьшают критическую скорость закалки). При введении бора повышается предел упругости стали.

На работоспособность пружин большое влияние оказывает состояние поверхности пружин (рессор). Поскольку готовые детали после термической обработки не подвергаются дополнительной механической обработке поверхности, то окисление, обезуглероживание, грубые риски и другие поверхностные дефекты не допускаются. Для повышения сопротивления усталости и уменьшения чувствительности к концентраторам напряжений готовые пружины и листы рессор подвергают поверхностному наклепу дробеструйной обдувкой.

Шарикоподшипниковые стали

При работе подшипника качения материал колец, шариков и роликов подвергается воздействию высоких удельных нагрузок переменного характера; раздавливающей нагрузке (шарики и ролики); износу от трения вследствие неточности размеров или неточности регулирования; химическому износу вследствие контакта с атмосферой или смазкой, содержащей примеси; абразивному износу.

Основными требованиями, предъявляемыми к шарикоподшипниковой стали, являются высокая прочность и износостойкость.

Шарикоподшипниковые стали составляют особую группу конструкционных сталей. Характерным для них является высокое содержание углерода (~1 %) и наличие хрома (табл. 17).

В обозначении марки стали буквы ШХ расшифровываются как шарикоподшипниковая хромистая, следующие за ними цифры указывают содержание в стали хрома в десятых долях процента.

Заэвтектоидное содержание углерода и хром обеспечивают получение в стали после закалки структуры мартенсита с карбидами высокой твердости, износостойкости, необходимой прокаливаемости. Дальнейшее увеличение прокаливаемости достигается легированием стали марганцем и кремнием (ШХ15СГ, ШХ20СГ).

Таблица 17. Химический состав шарикоподшипниковых сталей

Марка	Содержание основных элементов, %			
	C	Si	Mn	Cr
ШХ15	0,95—1,05	0,17—0,37	0,20—0,40	1,30—1,65
ШХ15СГ	0,95—1,05	0,40—0,65	0,90—1,20	1,30—1,65
ШХ4	0,95—1,05	0,15—0,30	0,15—0,30	0,35—0,50
ШХ20СГ	0,90—1,00	0,55—0,85	1,40—1,70	1,40—1,70

Примечание. Содержание серы не должно превышать 0,02 %; в фосфора 0,027 %. Содержание других элементов допускается: Ni ⩽ 0,30 %; Cu ⩽ 0,025 %; суммарное содержание никеля и меди — не более 0,50 %.

К шарикоподшипниковым сталям предъявляют повышенные требования в отношении чистоты и равномерности распределения карбидов. В связи с тем, что рабочая (контактная) поверхность деталей небольшая, а действующие напряжения высокие, в зоне контакта при наличии пористости, загрязнений или скоплений карбидов может произойти разрушение (выкрашивание). Поэтому шарикоподшипниковые стали подвергают строгому металлургическому контролю на наличие пористости, неметаллических включений, карбидной ликвации, карбидной полосчатости, карбидной сетки.

Термическая обработка шарикоподшипниковых сталей включает операции отжига, закалки и отпуска. Отжиг проводят после ковки для снижения твердости и подготовки структуры к последующей закалке. После ковки заготовок для деталей подшипников структура шарикоподшипниковой стали состоит из пластинчатого перлита и избыточного цементита $(Fe, Cr)_3C$ в виде тонкой сетки вокруг перлитных зерен. Твердость стали НВ 255—340. Обработка резанием стали с такой структурой и твердостью затруднена. После отжига при 780—800 °С с замедленным (15—25 °С/ч) охлаждением в интервале температур 760—650 °С сталь имеет структуру мелкозернистого перлита и твердость НВ 179—207.

Температуру закалки (790—880 °С) выбирают в зависимости от массивности детали — чем она крупнее, тем выше температура закалки. Закалку проводят с охлаждением в масле (кольца, ролики) или в водном растворе соды или поваренной соли (шарики). Непосредственно после закалки детали отпускают при 150—160 °С, твердость

стали после такой обработки HRC 62—65. Структура — скрытокристаллический мартенсит с равномерно распределенными мелкими избыточными карбидами.

Стали для деталей сельскохозяйственных машин

Большое число деталей почвообрабатывающих и уборочных машин при подрезании и рыхлении почвы, обработке растительной массы подвергается трению и изнашивается. Особенно интенсивно происходит абразивное изнашивание под воздействием имеющихся в почве твердых частиц. Основным требованием для деталей, работающих в условиях трения о почву, является износостойкость. Кроме того, детали должны обладать достаточной прочностью, чтобы не ломаться под влиянием возникающих при работе напряжений. Этим требованиям удовлетворяют стали с достаточно высоким содержанием углерода, обычно более 0,4—0,45% С, экономнолегированные (не содержащие дорогих и дефицитных элементов) стали, чаще всего марганцовистые и кремниевые стали. Марганец (1—2%) не влияет на износостойкость. При равной твердости стали 65Г и 70Г имеют такую же износостойкость, как и углеродистые стали с таким же содержанием углерода. Полезное влияние марганца заключается в уменьшении критической скорости закалки. Марганцовистые стали закаливают в масле, при этом уменьшается коробление деталей, что особенно важно для деталей сложной конфигурации или плоских листовых деталей.

Кремний повышает износостойкость. Следует отметить также, что марганец и кремний повышают твердость и прочность феррита. Марганцовистые стали 65Г и 70Г и кремнистая сталь 55С2 отличаются высокими упругими свойствами.

В некоторых конструкциях применяют самозатачивающиеся лапы. В этом случае режущая часть лапы (лезвие) изготовляется двухслойной. На нее наплавляют твердый сплав, который обладает большей износостойкостью, чем сталь. В процессе работы вследствие изнашивания стали твердый слой выступает вперед и создает острую режущую кромку. Лапы такого типа не требуют специальной заточки.

Значительная масса металла, используемого в сельскохозяйственном машиностроении, приходится на различного рода рамы, которые испытывают в основном статические нагрузки и поэтому должны обладать достаточной прочностью. В сельскохозяйственных машинах используют в основном сварные рамы, поэтому сталь для рам должна хорошо свариваться.

Оси и валы сельскохозяйственных машин должны обладать достаточной прочностью, пластичностью и вязкостью, сопротивлением усталости, износостойкостью на участках, подвергающихся трению. Для этих деталей используют стали обыкновенного качества. Наиболее нагруженные оси и валы термически упрочняют, применяя закалку с последующим отпуском.

В сельскохозяйственных машинах используют различного рода цепи, от которых требуются прочность, способность выдерживать пульсирующие нагрузки. Элементы роликовых цепей (валики, ролики, втулки) должны быть достаточно износостойкими. Детали роликовых цепей изготовляют из сталей 10; 15; 20 (втулки, ролики); 20Х; 18ХГТ (валики); 45; 50 (пластины). Втулки, валики, ролики подвергают химико-термической обработке, в основном нитроцементации. Поверхностная твердость валиков и втулок должна быть HRC 54—62, а роликов — HRC 47—55. Пластины закаливают и отпускают для получения твердости HRC 32—40.

Лемехи плугов изготовляют в основном из углеродистых сталей 50; 55, обладающих повышенной прочностью. Лемехи для обеспечения требуемой износостойкости при подрезании пластов почвы подвергают местной закалке и отпуску для получения твердости НВ 444—653 в зависимости от типа лемеха. Для изготовления лемехов могут быть использованы легированные стали (например, 55С2).

Кроме рассмотренных для изготовления деталей сельскохозяйственных машин применяют и другие стали, которые используют в других отраслях машиностроения.

Стали для отливок

Отливки (фасонное литье) получают заливкой жидкой стали в определенные формы (песчаные, реже чугунные или другие из огнеупорных материалов). Изготовление отливок особенно выгодно тогда, когда деталь имеет сложную форму, получить которую обработкой давлением и механической обработкой резанием затруднительно.

В зависимости от назначения и условий работы деталей отливки изготавливают из углеродистых и легированных конструкционных сталей, а также сталей специального назначения (коррозионностойких, жаропрочных и пр.).

Для отливок применяют углеродистые стали с содержанием углерода от 0,12 до 0,60 %: 15Л, 20Л, 25Л, 30Л и т. д. до 55Л. Буква Л в марке указывает, что сталь литая.

Химический состав некоторых легированных конструкционных сталей для отливок (ГОСТ 977—75) приведен в табл. 18.

Сталь в отливке характеризуется крупнозернистым строением. Структура литой конструкционной стали обычно состоит из крупных зерен или сетки феррита и пластинчатого перлита. Часто сталь в фасонной отливке имеет видманштеттову структуру, отличающуюся от обычной крупнозернистой структуры пластинчатой формой феррита (рис. 197; альбом, с. 15). Сталь с крупнозернистой или видманштеттовой структурой обладает пониженными пластическими свойствами и ударной вязкостью.

Как правило, отливки подвергают термической обработке — отжигу или нормализации с целью снятия внутренних напряжений, исправления крупнозернистой структуры, облегчения обрабатываемости резанием. Для обеспечения требуемых механических свойств отливки из легированных сталей подвергают закалке с высокотемпературным отпуском или нормализации с высокотемпературным отпуском. Применение нормализации вместо закалки приводит к снижению

Таблица 18. Химический состав легированных конструкционных сталей для отливок

Сталь	Содержание элементов, %			
	C	Mn	Si	Cr
35ГЛ	0,30—0,40	1,20—1,60	0,20—0,40	—
40ХЛ	0,35—0,45	0,40—0,90	0,20—0,40	0,80—1,10
35ХГСЛ	0,30—0,40	1,00—1,30	0,60—0,80	0,60—0,90

Примечание. Содержание примесей: $S \leqslant 0{,}04$ %; $P \leqslant 0{,}04$ %.

внутренних напряжений. После нормализации прочностные свойства и ударная вязкость стали получаются несколько ниже, чем после закалки при одинаковой температуре отпуска. Однако чем более легирована сталь, тем меньше различие свойств после нормализации и закалки.

После термической обработки механические свойства литой стали получаются в большинстве случаев примерно такие же, как и у горячедеформированных сталей такого же или близкого состава.

7. Инструментальные стали

Инструментальные стали применяют для изготовления трех основных групп инструмента: режущего, измерительного и штампового.

Инструментальные стали по назначению делят на следующие группы: углеродистые и легированные стали для режущих инструментов; быстрорежущие стали; штамповые стали для холодного деформирования; штамповые стали для горячего деформирования; стали для измерительного инструмента.

Углеродистые и легированные стали для режущих инструментов

Стали для режущего инструмента должны обладать высокой твердостью, превышающей твердость обрабатываемого материала. В процессе работы режущая часть инструмента все время находится в соприкосновении со снимаемой

Таблица 19. Химический состав, %, сталей неглубокой прокаливаемости

Сталь	C	Mn	Cr
У7	0,65—0,74	0,20—0,40	≤0,20
У8	0,74—0,84	0,15—0,40	≤0,15
У9	0,85—0,94	0,15—0,35	≤0,15
У10	0,95—1,04	0,15—0,35	≤0,15
У11	1,05—1,14	0,15—0,35	≤0,15
У12	1,15—1,24	0,15—0,35	≤0,15
У13	1,25—1,35	0,15—0,35	≤0,15
7ХФ	0,63—0,73	0,30—0,60	0,40—0,70
8ХФ	0,70—0,80	0,15—0,40	0,40—0,70
9ХФ	0,80—0,90	0,30—0,60	0,40—0,70
11ХФ (11Х)	1,05—1,15	0,40—0,70	0,40—0,70
13Х	1,25—1,40	0,30—0,60	0,40—0,70

Примечание. Во всех перечисленных сталях содержание кремния ограничивается (≤0,35—0,37 %), серы (≤0,028—0,03 %), фосфора (≤0,03 %). В высококачественных сталях У7А, У8А, У9А ... У13А уменьшено содержание серы (≤0,018 %) и фосфора (≤0,025 %). В сталях 7ХФ, 8ХФ, 9ХФ, 11ХФ содержится 0,15—0,30 % V.

стружкой, т. е. происходит непрерывное трение и износ поверхности режущей кромки инструмента. Поэтому сталь для режущего инструмента, кроме высокой твердости, должна иметь высокую износостойкость. В процессе резания механическая энергия превращается в тепловую и вследствие этого нагреваются инструмент, обрабатываемая деталь и стружка. При обработке с малыми скоростями резания мягких материалов и при снятии стружки небольшого сечения режущая кромка инструмента нагревается очень незначительно.

Стали этой группы делят на стали неглубокой прокаливаемости (углеродистые и низколегированные) и стали глубокой прокаливаемости (легированные)

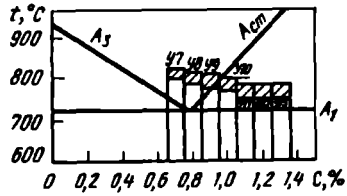
Стали неглубокой прокаливаемости

Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1435—74) производят качественными: У7, У8, У9, У10, У11, У12, У13, и высококачественными У7А, У8А, У9А...У13А. Химический состав углеродистых сталей показан в табл. 19.

Углеродистые стали поставляют после отжига на зернистый перлит с твердостью не более НВ 187—217. Цементитная сетка в структуре заэвтектоидных сталей не допускается. В состоянии поставки углеродистые стали хорошо обрабатываются резанием и принимают пластическую деформацию, необходимую при накатке, насечке и других операциях изготовления инструмента.

Высокая твердость (HRC 62—65) инструментальных углеродистых сталей достигается в результате закалки. Температуры нагрева углеродистых сталей для закалки показаны на рис. 198. Стали У7, У8, У9 подвергают полной закалке, стали У10—У13 — неполной закалке. Закалку углеродистой стали проводят в воде или водных растворах солей и щелочей, так как она имеет малую устойчивость переохлажденного аустенита. После закалки структура углеродистых сталей У7, У8, У9 состоит из мартенсита, а сталей У10, У11, У12, У13 — из мартенсита и избыточных карбидов (цементита). Избыточные карбиды повышают износостойкость стали. В структуре закаленных углеродистых сталей имеется также небольшое (до 5—8 %) количество остаточного аустенита, но так как его мало, твердость стали не снижается.

Критический диаметр изделий из углеродистых сталей не превышает 15 мм. Поэтому эти стали применяют для изготовления мелких инструментов с поперечным сечением до 25 мм с незакаленной сердцевиной. При несквозной



Рис, 198. Интервал температур закалки инструментальных углеродистых сталей

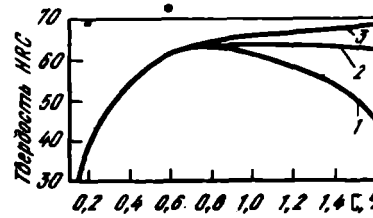


Рис. 199. Зависимость твердости закаленной стали от содержания углерода; *1* — заэвтектоидная сталь, закаленная с температуры *Acm* + (20 ÷ 30 °С); *2* — та же сталь, закаленная температуры A_1 + (20 + 30 °С); *3* — сталь со структурой мартенсита

прокаливаемости меньше деформация инструмента при закалке. Инструмент с незакаленной вязкой сердцевиной обладает большей устойчивостью к ударам и вибрациям.

Твердость сталей после закалки зависит от содержания в них углерода. При увеличении содержания углерода до 0,6—0,7 % твердость повышается (рис. 199), а при дальнейшем увеличении содержания углерода твердость практически не изменяется. Углеродистые инструментальные стали имеют после закалки одинаковую твердость, потому что, несмотря на различное содержание углерода в сталях, его концентрация в мартенсите получается близкой к эвтектоидной (0,8—0,9 %С). Действительно, заэвтектоидные стади закаливают с температуры выше A_1, но ниже *Acm* (см. рис. 198), практически одинаковой для всех сталей. С увеличением содержания углерода в этих сталях концентрация его в аустените остается постоянной, а количество избыточного цементита возрастает.

Если заэвтектоидную сталь закалить от температуры выше критической точки *Acm*, то концентрация углерода в мартенсите повысится и будет соответствовать его содержанию в стали. Однако твердость закаленной стали снизится (рис. 199, кривая *1*), поскольку в структуре стали после закалки увеличится количество остаточного аустенита. Если остаточный аустенит при обработке стали холодом перевести в мартенсит, то твердость повысится и достигнет максимальных значений (рис. 199, кривая *3*). Заэвтектоидные стали практически не закаливают от температур выше *Acm*. Это объясняется тем, что в результате такого нагрева происходит рост зерна аустенита (возникает перегрев), а при закалке увеличивается коробление инструмента и возникает опасность образования трещин.

После закалки инструмент из углеродистой стали подвергают низкотемпературному отпуску. В зависимости от назначения инструмента и требуемой твердости температура отпуска может изменяться в определенных пределах (табл. 20).

Для уменьшения внутренних напряжений при сохранении высокой твердости достаточен отпуск при 150—180° в течение 1—2 ч. Такой отпуск проводят для инструментов, работающих с небольшими ударными нагрузками. Для инструментов, от которых требуются достаточно высокая твердость и повышенная вязкость, применяют отпуск при температурах до 220—240 °С. Инструменты, работающие с ударными нагрузками, отпускают при 250—320° С.

Так как инструмент из углеродистой стали теряет твердость при нагреве выше 200 °С, условия работы его должны быть такими, чтобы режущая кромка в процессе работы не нагревалась выше 200 °С, т. е. резание следует проводить при небольших скоростях.

Низколегированные стали (ГОСТ 5958—73) содержат 0,4—0,7 % Cr и 0,15—0,30 % V (табл. 19). Хром несколько повышает устойчивость переохлажденного аустенита, а в связи с этим и прокаливаемость по сравнению с углеродистыми сталями. Ванадий обеспечивает устойчивость к перегреву. Применяя разную температуру нагрева для закалки, можно регулировать толщину закаленного слоя без опасности перегрева. При более высокой температуре нагрева часть карбидов ванадия растворяется в аустените, способствуя увеличению его устойчивости, а нерастворившиеся карбиды препятствуют росту зерна аустенита.

К сталям неглубокой прокаливаемости относят также стали с вольфрамом: ХВ4 (1,25—1,45 % С; 0,4—0,7 % Cr; 3,5—4,3 % *W*) и В2Ф (1,05—1,22 % С); 1,6—2,0 % *W*; 0,2—0,28 % V.

Таблица 20. Температура отпуска инструмента из углеродистых сталей

Инструмент	Сталь	Температура отпуска, °С	HRC
Зубила	У7, У7А	280—300	56—58
Плашки	У10, У10А	220—240	59—61
Метчики	У10, У10А	180—200	60—62
Развертки	У10, У10А	160—180	62—64
Метчики	У12, У12А	180—200	60—62
Развертки	У12, У12А	160—180	62—64

Таблица 21. Режимы обработки и некоторые свойства низколегированных сталей неглубокой прокаливаемости

Марка стали	Закалка		Критический диаметр, мм при закалке		Отпуск	
	температура, °С среда	HRC	в воду	в масло	температура, °С	HRC
7ХФ	820—840, м	62—64	20—25	8—12	200—220	58—60
9ХФ	850—880, м	61—64	15—20	5—8	200—250	58—60
11ХФ	840—860, м	62—64	15—25	4—10	150—170	62—65
11ХФ	810—830, в	62—65	—	—	—	—
13Х	780—810, м	62—64	20—25	10—15	150—170	62—65
ХВ4	800—820, в	63—65	—	—	140—170	62—67
В2Ф	800—850, в	63—67	—	—	100—180	62—67

Примечание: м — масло; в — вода.
Низколегированные стали 7ХФ, 8ХФ, 9ХФ и др. применяют для изготовления метчиков пил, зубки, отрезных матриц, пуансонов, ножей холодной резки. Стали с вольфрамом ХВ4 и В2Ф после закалки имеют очень высокую твердость.

Режимы обработки и некоторые свойства низколегированных сталей представлены в табл. 21.

Сталь В2Ф применяют для изготовления ленточных пил по металлу, ножовочных полотен. Наиболее твердую и износостойкую сталь ХВ4 используют для режущего инструмента (резцы, фрезы) при обработке очень твердых материалов, но при небольших скоростях резания (например, валков холодной прокатки с закаленной поверхностью).

Стали глубокой прокаливаемости

Стали этой группы обладают более глубокой прокаливаемостью по сравнению с углеродистыми и низколегированными сталями. Поэтому из этих сталей изготавливают крупный режущий инструмент.

Прокаливаемость обеспечивается легированием сталей хромом (1,3—1,6 %). Наибольшую прокаливаемость имеют стали, легированные несколькими элементами: хромом, марганцем, кремнием, вольфрамом.

Химический состав некоторых сталей глубокой прокаливаемости (ГОСТ 5950—73) представлен в табл. 22.

Инструмент из легированных сталей закаливают в масле, что обеспечивает уменьшение коробления и опасность образования трещин. Преимуществом сталей этой группы, особенно легированных кремнием и вольфрамом, является повышенная устойчивость против отпуска. По

структуре в отожженном состоянии все стали относятся к заэвтектоидному классу.

Для закалки инструмент из различных сталей нагревают выше критической точки A_1, но ниже Acm — до 840—860 °С (Х и 9ХС); 830—850 °С (ХВГ); 840—860 °С (ХВСГ). Закалку проводят в масле или расплавленной соли (160—200 °С). После закалки стали имеют твердость не ниже HRC 62.

Если требуется сохранить высокую твердость, то отпуск проводят при 150—160 °С. Если требуется повысить вязкость, то температуру отпуска назначают более высокой (до 300 °С), при этом твердость снижается в зависимости от состава стали до HRC 55—60.

К сталям глубокой прокаливаемости относятся также высокохромистая 9Х5ВФ и сложнолегированная 8Х4В3М3Ф2, обладающие повышенной устойчивостью к нагреву (отпуску).

Сталь 9Х5ВФ содержит 0,85—1,0 % С; 4,5—5,5 % Cr; 0,8—1,2 % *W*; 0,15—0,30 % V. Инструмент из этой стали закаливают с 900—1000 °С в масле. Твердость после закалки не ниже HRC 58. Особенностью стали является то, что она сохраняет сравнительно высокую твердость (HRC 50—55) при повышенных температурах отпуска (400—450 °С); этому способствует большое содержание в стали хрома. Распад мартенсита при отпуске стали происходит с образованием наряду с легированным цементитом также карбидов хрома Cr_7C_3.

Сталь 9Х5ВФ применяют для изготовления ножей для фрезерования древесины и другого деревообрабатывающего инструмента. После закалки инструмент подвергают отпуску при 160—200 °С (HRC 61—63) или при 275—300 °С (HRC 55—58).

Таблица 22. Химический состав, %, сталей глубокой прокаливаемости

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Другие элементы
Х	0,95—1,10	0,15—0,35	0,15—0,40	1,30—1,65	—
9ХС	0,85—0,95	1,20—1,60	0,30—0,60	0,95—1,25	—
ХВГ	0,90—1,05	0,15—0,35	0,80—1,10	0,90—1,20	1,20—1,60 W
ХВСГ	0,95—1,05	0,65—1,00	0,60—1,10	0,60—1,10	0,50—0,80 W; 0,05—0,15 V

Примечание. Содержание в сталях серы и фосфора не должно превышать 0,03 % (каждого элемента).

Сталь 8Х4В3МФ2 относится к полутеплостойким сталям. Ее применяют для изготовления деревообрабатывающего инструмента, способного работать при повышенных скоростях резания в условиях, когда происходит разогрев режущей кромки. Инструмент из этой стали подвергают закалке с 1150—1170 °С в масле на твердость HRC 60—62 и трехкратному отпуску при 550—560 °С, после которого твердость изменяется мало (HRC 60—61), но стойкость режущей кромки повышается.

Быстрорежущие стали

Быстрорежущие стали предназначены для изготовления различного рода режущего инструмента, работающего с большими скоростями резания в тяжелых тепловых условиях. При обработке с большими скоростями резания твердых материалов и при снятии стружки большого сечения режущая кромка инструмента нагревается до высокой температуры. Поэтому режущий инструмент, работающий в тяжелых условиях, следует изготовлять из стали, обладающей красностойкостью, т. е. способностью сохранять высокую твердость при нагреве до высокой температуры (600—650 °С). Для обеспечения красностойкости сталь легируют большим количеством вольфрама в сочетании

Таблица 23. Химический состав и некоторые свойства быстрорежу

Марки стали	Содержание основных эле			
	C	Cr	W	Mo
Р18	0,7—0,8	3,8—4,4	17,0—18,5	≤1,0
Р12	0,8—0,9	3,1—3,6	12,0—13,0	≤1,0
Р9	0,85—0,95	3,8—4,4	8,5—10,0	≤1,0
Р6АМ5	0,82—0,90	3,8—4,4	5,5—6,5	5,0—5,5
11Р3АМ3Ф2	1,02—1,12	3,8—4,3	2,5—3,3	2,5—3,0
Р6АМ5Ф3	0,95—1,05	3,8—4,3	5,7—6,7	5,5—6,0
Р12Ф3	0,95—1,05	3,8—4,3	12,0—13,0	0,5—1,0
Р18К5Ф2	0,85—0,95	3,8—4,3	17,0—18,5	≤1,0
Р9К5	0,9—1,0	3,8—4,4	9,0—10,5	≤1,0
Р6М5К5	0,84—0,92	3,8—4,3	6,0—7,0	4,8—5,3
Р9М4К8	1,0—1,1	3,0—3,6	8,5—9,6	3,8—4,3

Примечание. Во всех сталях содержится: Mn ≤ 0,5 %; Si ≤ изготовление сталей без легирования азотом, в этом случае стали соответствен

с молибденом и ванадием. Кроме этих элементов все быстрорежущие стали легированы хромом (примерно 4 %), а некоторые — кобальтом. Марки и химический состав быстрорежущих сталей (ГОСТ 19265—73) представлены в табл. 23.

Среди легирующих элементов, входящих в состав быстрорежущих сталей, особое место отводится вольфраму. Он является карбидообразующим элементом, и если его содержание достаточно велико, то в стали образуются карбиды типа M_6C (Fe_nW_mC, где сумма атомов железа и вольфрама $n + m = 6$). При наличии в стали молибдена, хрома, ванадия, кобальта они также могут входить в состав карбидов M_6C.

Хром, содержание которого во всех быстрорежущих сталях примерно одинаково (~4 %), при соединении с углеродом образует карбид $Cr_{23}C_6$. В этом карбиде дополнительно растворяются железо, вольфрам, молибден и другие элементы. Поэтому формулу карбида записывают $M_{23}C_6$, где M — различные металлы.

Ванадий образует в стали карбиды типа MC (VC) высокой твердости и износостойкости.

Кобальт повышает красностойкость и твердость, увеличивает теплопроводность быстрорежущих сталей и бла-

щих сталей

ментов, %		Режим термической обработки, °С		HRC (не менее)	Красностойкость (HRC > 58), °С
V	Co, N	$t^{\circ}_{зак}$	$t^{\circ}_{отп}$		
1,0—1,4	—	1270—1290	550—570	62	620
1,5—1,9	—	1240—1260	550—570	62	620
2,0—2,6	—	1220—1240	550—570	62	620
	N				
1,7—2,1	0,05—0,10	1210—1230	540—560	64	620
2,2—2,6	0,05—0,10	1240—1260	550—570	63	630
2,3—2,7	0,05—0,10	1210—1230	540—560	64	630
2,5—3,0	—	1240—1260	550—570	63	630
	Co				
1,8—2,4	5,0—6,0	1270—1290	560—580	63	640
2,2—2,6	5,0—6,0	1220—1240	560—580	63	630
1,7—2,2	4,8—5,3	1210—1240	540—560	64	630
2,1—2,5	7,5—8,5	1210—1240	540—560	64	630

0,5 %; Ni ≤ 0,4 %; S ≤ 0,025—0,030 %; P ≤ 0,030—0,035 %. Допускается
но обозначают Р6М5 и Р6М5Ф3.

годаря этому облегчаются условия отвода тепла от режущей кромки инструмента. Кобальт — дефицитный и дорогой элемент, поэтому производство кобальтсодержащих сталей ограничено. К недостаткам таких сталей относятся пониженная прочность и вязкость.

Вольфрам — дефицитный и дорогой элемент, поэтому его содержание в быстрорежущей стали стремятся уменьшить. Наряду со сталью Р18 используют стали Р12 и Р9 (цифра в марке стали означает процент вольфрама). Частично вольфрам заменяют молибденом из расчета, что 1 % молибдена оказывает такое же влияние на свойства быстрорежущей стали, как 1,5—1,6 % вольфрама. Содержание молибдена в быстрорежущих сталях обычно не превышает 5 %. Считается, что наиболее оптимальным является состав, в котором сумма (W + 1,5 Mo) = 12—13 %. Такое сочетание вольфрама и молибдена имеется в широко применяемой стали Р6М5.

Быстрорежущие стали условно разделяют на стали умеренной красностойкости и стали повышенной красностойкости. В первую группу входят стали, легированные вольфрамом и молибденом и с небольшим содержанием ванадия (1—2 %): Р18, Р12, Р9, Р6М5. Эти стали сохраняют высокую твердость (не ниже HRC 60) при нагреве до 620 °С.

В настоящее время основной маркой быстрорежущих сталей (80 % от общего объема производства) является Р6М5. Для повышения эксплуатационных свойств сталь дополнительно легируют азотом (Р6АМ5).

В группу сталей повышенной теплостойкости входят стали с высоким (> 2 %) содержанием ванадия, а также стали, дополнительно легированные кобальтом (Р9К5, Р12Ф3, Р18К5Ф2 и др.). Стали этой группы сохраняют высокую твердость при нагреве до 630—650 °С.

Быстрорежущие стали по структуре в отожженном состоянии относятся к ледебуритному классу. В их структуре имеется эвтектика (ледебурит), в состав которой входят специальные карбиды.

Эвтектика, которая располагается в виде сетки по границам зерен, снижает вязкость стали, поэтому литая быстрорежущая сталь отличается повышенной хрупкостью. При горячей обработке давлением сетка эвтектики дробится и первичные (эвтектические) карбиды распределяются в структуре более равномерно.

Горячедеформированную быстрорежущую сталь подвергают отжигу при 840—860 °С для снижения твердости,

облегчения обрабатываемости резанием и подготовки структуры к закалке. Структура после отжига — мелкозернистый сорбитообразный перлит, состоящий из феррита и мелких карбидов, и избыточные карбиды — вторичные и первичные (рис. 200 альбом, с. 16). Твердость стали после отжига должна быть не более НВ 255—285.

Инструмент, изготовленный из быстрорежущей стали, подвергают закалке и трехкратному отпуску.

Характерной и очень важной особенностью закалки быстрорежущих сталей является высокая температура нагрева (табл. 23). От температуры закалки зависит красностойкость инструмента. Для того чтобы обеспечить это свойство, необходимо получить при нагреве аустенит, в котором содержится много вольфрама, хрома и других легирующих элементов. При закалке из такого аустенита образуется высоколегированный мартенсит, устойчивый при температуре работы инструмента.

Для насыщения аустенита вольфрамом требуются высокие температуры нагрева. Поэтому быстрорежущую сталь необходимо закаливать от температур, превышающих на 300—400 °С температуры закалки заэвтектоидных сталей.

Но даже при очень высоких температурах нагрева в структуре быстрорежущих сталей остается много избыточных карбидов. Это прежде всего первичные карбиды, которые не растворяются в аустените при нагреве. Их положительная роль заключается в том, что они, располагаясь по границам зерен аустенита, препятствуют росту зерен, т. е. предохраняют сталь от перегрева и связанного с ним повышения хрупкости. Сталь Р18, содержащая большее количество первичных карбидов, менее чувствительная к перегреву, чем, например, сталь Р9.

Процесс закалки быстрорежущей стали состоит из медленного нагрева до 800—850 °С, окончательного быстрого нагрева до температуры закалки и регламентированного охлаждения. Быстрорежущие стали обладают пониженной теплопроводностью, медленный или ступенчатый нагрев позволяет выравнить температуру по сечению инструмента и предупредить образование больших внутренних напряжений. При ступенчатом нагреве инструмент подогревают при 800—850 °С, для сложной формы инструмента применяют два подогрева: при 550—600 °С и 800—850 °С. Быстрый окончательный нагрев позволяет предупредить окисление и обезуглероживание стали. Выдержку при высокой температуре (до 1290 °С, см. табл. 23) дают очень непродолжительную (10—12 с на каждый миллиметр

диаметра или наименьшей толщины инструмента при нагреве в расплавленной соли). При более высокой температуре или излишне продолжительной выдержке могут происходить рост зерна, окисление, обезуглероживание и даже пережог, если начинает оплавляться эвтектика.

Закаливают инструмент из быстрорежущей стали в масле. Для инструмента сложной формы применяют ступенчатую закалку с выдержкой при 450—500 °С в течение 2—5 мин в соляной ванне для выравнивания температуры по сечению инструмента (превращение аустенита при этом не происходит) и дальнейшим охлаждением на воздухе.

Структура быстрорежущей стали после закалки состоит из высоколегированного мартенсита, содержащего 0,3—0,4 % С, нерастворенных избыточных карбидов и остаточного аустенита. Для стали Р18 после закалки с 1280 °С соотношение структурных составляющих получается следующим: 55 % мартенсита, 30 % остаточного аустенита и 15 % нерастворившихся карбидов, в основном первичных. Сохранение в структуре закаленной стали большого количества остаточного аустенита объясняется тем, что аустенит высоколегированный и для него температура начала мартенситного превращения $M_н$ выше комнатной температуры, а температура конца мартенситного превращения $M_к$ — ниже 0 °С. При отпуске 150—400 °С из мартенсита выделяются карбиды цементитного типа, которые быстро коагулируют, поэтому твердость несколько понижается (до HRC 58—60). Содержание углерода в мартенсите по сравнению с закаленным состоянием (~0,4 %С) при отпуске 350 °С уменьшается до 0,3 %. Отпуск при 500—560 °С приводит снова к повышению твердости до HRC 63—65. Такое повышение твердости объясняется выделением из мартенсита дисперсных специальных карбидов (дисперсионное твердение мартенсита). К этому превращению добавляется также превращение остаточного аустенита. Высоколегированный остаточный аустенит достаточно устойчив при температурах отпуска до 500 °С. В процессе выдержки при отпуске 550—570 °С из аустенита выделяются в дисперсном виде специальные карбиды. Аустенит обедняется углеродом и легирующими элементами и становится менее устойчивым. В процессе охлаждения от температуры отпуска остаточный аустенит превращается в мартенсит (вторичная закалка). Превращение не заканчивается полностью при однократном отпуске. Для того чтобы достигнуть почти полного превращения остаточного аустенита в мартенсит, необходимо двух-трех-

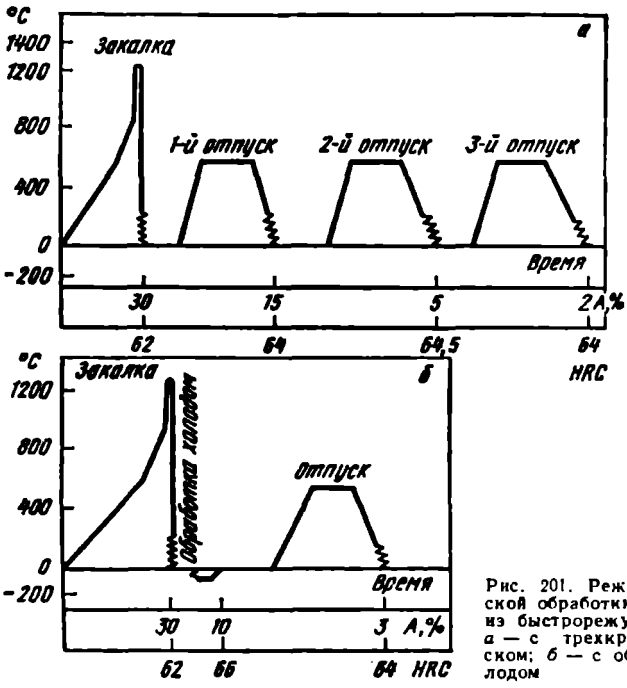


Рис. 201. Режимы термической обработки инструмента из быстрорежущей стали: *а* — с трехкратным отпуском; *б* — с обработкой холодом

кратное повторение отпуска при 550—570 °С с выдержкой при каждом отпуске 45—60 мин (рис. 201, *а*). Следует отметить, что аустенит превращается в мартенсит не при нагревании и не в процессе выдержки, а во время охлаждения.

Цикл термической обработки быстрорежущей стали может быть сокращен, если сразу после закалки сталь обработать холодом при (—75—80 °С). В этом случае вместо трехкратного отпуска назначают однократный отпуск (рис. 201, *б*).

Микроструктура стали после закалки и отпуска состоит из мартенсита и карбидов. Если температура отпуска или время выдержки недостаточны (сталь недоотпущена), то в структуре сохраняется некоторое количество остаточного аустенита. При отпуске выше 600 °С твердость быстрорежущей стали снижается в связи с распадом мартенсита и коагуляцией выделившихся карбидов.

Для улучшения режущих свойств и повышения стойкости инструмент из быстрорежущей стали подвергают низкотемпературному цианированию — химико-термиче-

ской обработке, в результате которой поверхностные слои насыщаются атомами углерода и азота, при этом образуется тонкий (0,02—0,07 мм) диапированный слой, имеющий твердость HV 1000—1100 и повышенную красностойкость (~650 °С).

Твердые сплавы

Твердые сплавы делят на металлокерамические и литые.

Металлокерамические твердые сплавы. Эти сплавы состоят в основном из карбида вольфрама (WC). Твердость карбида вольфрама очень высокая, но в то же время он очень хрупкий. Для применения карбида вольфрама в качестве материала для режущих инструментов порошок карбида вольфрама прессуют и спекают при высокой температуре (1400 °С) с порошком кобальта, при этом кобальт является пластичной связкой для карбида вольфрама.

В дальнейшем вольфрамокобальтовые твердые сплавы были усовершенствованы введением в них карбида титана (TiC) и карбида тантала (TaC). Вольфрамотитанокобальтовые твердые сплавы получают прессованием и спеканием порошков карбида вольфрама, карбида титана и кобальта. Высокие твердость (до HRA 92), износостойкость и красностойкость (до 900 °С) этих сплавов позволили значительно увеличить скорости резания.

По ГОСТ 3882—74 металлокерамические твердые сплавы делят на три группы: вольфрамовые твердые сплавы для обработки чугуна, цветных металлов и сплавов, неметаллических материалов; титановольфрамовые твердые сплавы и титанотанталовольфрамовые сплавы для обработки стали.

Химический состав и твердость некоторых металлокерамических твердых сплавов (ГОСТ 3882—74) приведены в табл. 24.

Карбидной фазой в сплавах первой группы является WC. С увеличением связующей основы кобальта твердость сплавов снижается, но они становятся менее хрупкими и поэтому более прочными.

Сплавы второй группы отличаются бо́льшей красностойкостью, чем сплавы первой группы. В сплавах третьей группы содержатся карбиды (Ti, Ta, W) C и WC. Сплавы этой группы обладают большей прочностью, чем сплавы второй группы, и лучше сопротивляются вибрации и выкрашиванию. Поэтому их используют при наиболее тяжелых условиях резания (черновое точение стальных поковок, отливок по корке, при налипании песка и пр.).

Литые твердые сплавы и наплавочные материалы. В тех случаях, когда требуются наиболее высокая твердость и износостойкость (например, для оснащения рабочих поверхностей буровых долот в нефтяном бурении, для вставок в волоки для волочения проволоки) используют литые сплавы, целиком состоящие из твердых тугоплавких карбидов, в частности карбидов вольфрама.

Производство литых сплавов карбидов вольфрама основано на получении сплавов, близких по составу к эвтектическому: $W_2C + WC$. Сплав эвтектического состава имеет более низкую температуру плавления (2525 °С) и обладает весьма мелкозернистой структурой, что приводит к повышению эксплуатационных свойств. Твердость литых карбидов вольфрама достигает HRA 92—93. Однако вследствие высокой хрупкости литые сплавы карбидов вольфрама используют для изготовления не целиком всего инструмента, а в виде вставок, вваривaемых при помощи ацетилено-кислородного пламени или электриче-

Таблица 24. Состав (массовая доля основных компонентов, %) и твердость HRA некоторых твердых сплавов

Сплав	WC	TiC	TaC	Co	Твердость HRA, не менее
Вольфрамовая группа					
ВК3	97	—	—	3	89,5
ВК4	96	—	—	4	89,5
ВК6	94	—	—	6	88,5
ВК8	92	—	—	8	87,5
ВК10	90	—	—	10	87,0
Титановольфрамовая группа					
Т30К4	66	30	—	4	92,0
Т15К6	79	15		6	90,0
Т5К10	85	5		10	88,5
Титанотанталовольфрамовая группа					
ТТ7К12	81	4	3	12	87
ТТ8К6	84	8	2	6	90,5
ТТ20К9	71	8	12	9	89,0

ской дуги на рабочую поверхность бурового долота или инструмента для разведочного бурения.

Наплавочные материалы широко используют для повышения износостойкости и восстановления размеров изношенных деталей и инструмента. С этой целью в качестве наплавочных материалов применяют литые сплавы на основе железа типа сормайт. Примерный состав одного из них (сормайт № 1) следующий: 3 % C, 30 % Cr, 5 % Ni, 3 % Si, остальное — железо. Подобные сплавы используют для наплавки на рабочие поверхности штампов, крупных волочильных матриц и др.

Наиболее распространенными сплавами на основе кобальта являются сплавы типа стеллитов, такие, например, как В2К (2 % C, 30 % Cr, 15 % W) и В3К (1,1 % C, 30 % Cr, 5 % W).

Литые наплавочные сплавы изготовляют в виде прутков небольшого диаметра (6—7 мм). Для наплавки сплав расплавляют ацетилено-кислородным пламенем или электрической дугой и наносят на рабочую поверхность детали.

Для наплавки применяют также зерновые наплавочные смеси раздробленного ферромарганца, феррохрома, чугуна и угля. После расплавления и нанесения на рабочую поверхность изделия получается сплав примерного состава: 8—10 % C, 16—20 % Cr, 13—17 % Mn, 3 % Si, остальное — железо. Структура сплава — аустенит с большим количеством карбидов, твердость более HRC 65.

Износостойкие покрытия наплавляют также электродами, изготовленными из железа или стали и обмазанными разнообразными зерновыми или порошковыми наплавочными смесями (электродуговая наплавка).

Штамповые стали

Штамповые стали делят на стали для изготовления инструмента, деформирующего металл в холодном и горячем состояниях.

Стали для штампов холодного деформирования

К инструменту, деформирующему металл в холодном состоянии, относятся вытяжные, вырезные, гибочные, формовочные, высадочные штампы, дыропробивные пуансоны, обрезные матрицы, ножи для резания материалов, волочильные доски, ролики для накатывания резьбы и др.

Сталь, предназначенная для изготовления инструмента, деформирующего металл в холодном состоянии, должна иметь высокую твердость и износостойкость, достаточную вязкость и незначительно деформироваться при закалке.

Все штамповые стали для холодного деформирования являются высокоуглеродистыми, заэвтектоидными, а количество легирующих элементов определяется необходимой износостойкостью и прокаливаемостью стали.

Для обработки малопрочных материалов используют стали У10, У11, У12.

Более крупные и сложные по форме штампы, предназначенные для работы в более тяжелых условиях, изготавливают из легированных сталей повышенной прокаливаемости (Х, ХВГ, ХВСГ, 7ХГ2ВМ и др.). Штампы из легированных сталей закаливают в масле, что предохраняет их от образования трещин и значительного изменения размеров.

Сталь 7ХГ2ВМ, содержащая 0,68—0,76 % С; 1,5—1,8 % Cr; 1,8—2,3 % Mn; 0,5—0,9 % W; 0,5—0,8 % Mo; сочетает глубокую прокаливаемость (в сечениях диаметром до 100—125 мм) с небольшими объемными изменениями при закалке. Последнее обусловлено повышенным количеством остаточного аустенита в структуре стали (до 17—20 %).

Приведенные стали являются сталями обычной износостойкости и требуемые от них свойства формируются в результате неполной закалки на максимальную твердость и низкотемпературного отпуска (HRC $\geqslant$ 60).

Для изготовления инструмента, который должен иметь высокую твердость и повышенную износостойкость, а также малую деформируемость при закалке (дыропрошив-

Таблица 25. Химический состав, %, штамповых сталей для холодного деформирования высокой прокаливаемости и износостойкости

Марка стали	C	Cr	W, Mo	V
			Mo	
X12M	1,45—1,65	11,0—12,5	0,4—0,6	0,15—0,30
X12Ф1	1,25—1,45	11,0—12,5	—	0,7—0,9
			W	
X6ВФ	1,0—1,15	5,5—6,5	1,1—1,5	0,5—0,8

Примечание. Во всех сталях содержится 0,15—0,40 % Mn, 0,15—0,35 % Si, ≤0,030 % S и P (каждого элемента).

ные матрицы и пуансоны, матрицы глубокой высадки листового металла, матрицы и пуансоны глубокой высадки вырубных и просечных штампов сложной конфигурации и др.), применяют стали высокой прокаливаемости и износостойкости (ГОСТ 5950—73). Наиболее широко применяемые стали этой группы приведены в табл. 25.

Высокохромистые стали Х12М и Х12Ф1 по своей природе близки к быстрорежущим. По структуре в отожженном состоянии они относятся к ледебуритному классу.

Кроме основного легирующего элемента — хрома— 12 %-ные хромистые стали содержат молибден или ванадий, которые способствуют сохранению мелкого зерна и повышают устойчивость против разупрочнения при отпуске.

12 %-ные хромистые стали имеют высокую прокаливаемость. При закалке в масле можно полностью закалить изделия диаметром (толщиной) 150—200 мм и более. Большим преимуществом этих сталей является то, что они имеют незначительные объемные изменения при закалке, что связано с наличием в структуре достаточно большого количества остаточного аустенита.

Основным недостатком 12 %-ных сталей является неравномерное распределение карбидов. Карбидная неоднородность способствует снижению износостойкости штампов и уменьшению прочности и вязкости материала.

Твердость 12 %-ных хромистых сталей в зависимости от температуры закалки изменяется по кривым с резко выраженным максимумом (рис. 202). Повышение температуры нагрева более 1050—1075 °С приводит к снижению твердости закаленной стали. Это объясняется тем,

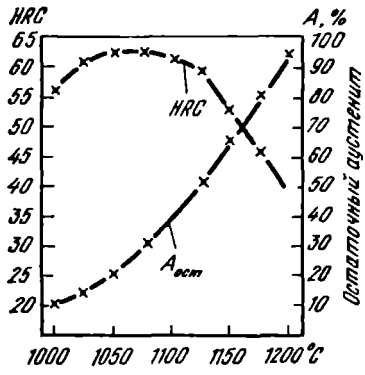


Рис. 202. Зависимость твердости и количества остаточного аустенита стали Х12Ф1 от температуры нагрева под закалку

что с повышением температуры закалки увеличивается растворимость карбидов в аустените, содержание углерода и хрома в нем возрастает. В связи с этим температурный интервал мартенситного превращения снижается и в структуре стали при закалке увеличивается количество остаточного аустенита. Следовательно, повышение твердости при закалке с нагревом до 1075 °С вызвано увеличением твердости мартенсита в результате того, что он становится более пересыщенным углеродом, а снижение твердости при закалке от более высоких температур — увеличением в структуре стали количества остаточного аустенита.

Штампы из 12 %-ных хромистых сталей в зависимости от условий работы и требуемых свойств термически обрабатывают на первичную и вторичную твердость. При обработке на первичную твердость закалку проводят с 1020—1070 °С для стали Х12Ф1 и 1000—1030 °С для стали Х12М, охлаждение — в масле или горячих средах (закалка на первичную твердость, HRC 61—63). Структура закаленной стали: мартенсит, избыточные карбиды (первичные и вторичные) и остаточный аустенит (20—25 %). После закалки проводят низкотемпературный отпуск при 150—180 °С, после которого твердость сохраняется высокой.

При обработке на вторичную твердость закалку проводят от более высоких температур 1100—1170 °С (для стали Х12Ф1 1120—1150 °С), при этом получают твердость HRC 45—50, так как в структуре сохраняется большое количество остаточного аустенита. Превращение остаточного аустенита и повышение твердости до HRC 60—62 получают в результате двух-трехкратного отпуска при 500—520 °С. Многократный отпуск можно заменить обработкой холодом при —70 °С и однократным отпуском.

Сталь Х6ВФ содержит меньше углерода и хрома и менее склонна к карбидной неоднородности, чем 12 %-ные хромистые стали. По прочности и особенно вязкости она превосходит высокохромистые стали, но уступает им

по прокаливаемости и износостойкости. Сталь Х6ВФ является заэвтектоидной. Ее обрабатывают на первичную твердость: закаливают с 980—1000 °С в масле (HRC 61—63) и отпускают при 150—200 °С. Сталь Х6ВФ применяют для изготовления штампов, работающих при значительных динамических нагрузках, штампов с тонкой гравюрой (например, чеканочных) и резьбонакатных роликов.

К сталям, обрабатываемым на вторичную твердость, относится 6Х6В3МФС (0,5—0,6 % С; 5,5—6,5 % Cr; 2,5—3,2 % W; 0,6—0,9 % Mo; 0,5—0,8 % V; 0,6—0 9 % Si). Эту сталь закаливают с 1080 °С для более полного растворения карбидов и отпускают при 540—560 °С (HRC 58—60).

Для инструментов, работающих с большими ударными нагрузками (пневматические зубила, ножи для холодной резки металла, обжимные матрицы и др.), применяют стали повышенной вязкости. В эту группу входят хромокремнистые стали (4ХС, 6ХС) и стали, дополнительно легированные вольфрамом: 4ХВ2С, 5ХВ2С, 6ХВ2С. Повышение вязкости достигается снижением содержания в сталях углерода (0,4—0,6 %) и повышением температуры отпуска (температура закалки 840—900 °С).

Для изготовления рабочих частей штампов широко используют металлокерамические твердые сплавы с более высокой твердостью, чем инструментальные стали (твердые сплавы группы ВК с содержанием кобальта не менее 15 %).

Улучшение свойств поверхностного слоя штампов (повышение твердости, теплостойкости) может быть получено путем химико-термической обработки (азотирования) и применения специальных наплавок.

Стали для штампов горячего деформирования

К инструменту, деформирующему металл в горячем состоянии, относятся штампы для кузнечного производства; которые деформируют металл, предварительно нагретый до высоких температур (1000—1150 °С). В процессе работы штампы подвергаются воздействию сложных напряжений (сжатию, растяжению, изгибу) и истирающему действию горячего металла. Кроме того, при пластической деформации рабочая часть штампа значительно нагревается. Поэтому сталь для изготовления кузнечных штампов должна иметь высокие механические свойства (прочность, вязкость, износостойкость), не только при обычных,

но и при повышенных температурах, т. е. быть теплостойкой.

В процессе работы кузнечные штампы испытывают периодический нагрев и охлаждение рабочей поверхности. Температура нагрева рабочей поверхности может превышать критическую точку стали, и, следовательно, при каждом нагреве и охлаждении будут происходить фазовые превращения, сопровождающиеся объемными изменениями. В результате периодичности нагрева и охлаждения на рабочей поверхности штампа появляются так называемые трещины разгара, которые в большинстве случаев имеют вид сетки. Поэтому сталь для штампов, деформирующих металл в горячем состоянии, должна быть стойкой против разгара.

Для того, чтобы при нагреве штампа в работе тепло не концентрировалось у рабочей поверхности, а быстро распространялось по всему объему штампа, сталь должна быть достаточно теплопроводной. Для получения равномерной и одинаковой твердости по всему сечению штампа сталь должна глубоко прокаливаться.

Молотовые штампы, для которых характерны большие размеры, работают со значительными ударными нагрузками при умеренном разогреве рабочих поверхностей (примерно до 400 °С). Их изготовляют из полутеплостойких сталей 5ХНМ, 5ХГМ, 5ХНВ, 5ХНВС (табл. 26). Все стали содержат одинаковое количество углерода 0,5—0,6 %, что дает возможность получить требуемую твердость и прочность при достаточной вязкости. Комплексное легирование обеспечивает большую прокаливаемость сталей (например, стали 5ХНМ и 5ХГМ прокаливаются в сечениях до 200—300 мм, а сталь 5ХНВ до 150—180 мм). Марганец, как более дешевый элемент является заменителем никеля, но сталь с марганцем 5ХГМ имеет пониженную ударную вязкость. Молибден и вольфрам повышают теплостойкость, измельчают зерно, уменьшают склонность стали к отпускной хрупкости.

Таблица 26. Химический состав, %, сталей для молотовых штампов

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Другие элементы
5ХНМ	0,5—0,6	0,5—0,8	0,15—0,35	0,5—0,8	1,4—1,8	0,15—0,3 Mo
5ХГМ	0,5—0,6	1,2—1,6	0,25—0,65	0,6—0,9	—	0,15—0,3 Mo
5ХНВ	0,5—0,6	0,5—0,8	0,15—0,35	0,5—0,8	1,4—1,8	0,4—0,7 W
5ХНВС	0,5—0,6	0,3—0,6	0,6—0,9	1,3—1,6	0,8—1,2	0,4—0,7 W

Штамповые стали 5ХНМ, 5ХГМ, 5ХНВ, 5ХНВС (ГОСТ 5950—73) — доэвтектоидные, карбидной фазой в этих сталях является легированный цементит.

Для получения более однородных свойств заготовки для штампов подвергают ковке и последующему отжигу.

Отжиг проводят по изотермическому режиму с нагревом при 760—790 °С для сталей 5ХНМ, 5ХГМ, 5ХНВ и 780—820 °С для стали 5ХНСВ, и изотермической выдержкой при 640—660 °С до полного распада аустенита. Структура после отжига пластинчатый перлит и феррит: твердость НВ 197—241, а для стали 5ХНВС — 207—255.

Температуру закалки штампов выбирают на 20—40 °С выше критической точки Ac_3. Стали 5ХНМ, 5ХГМ, 5ХНВ нагревают до 840—860 °С, а сталь 5ХНВС — до 860—880 °С, охлаждение в масле. Крупные штампы большой массы охлаждают водовоздушной смесью. Охлаждение при закалке не доводят до комнатной температуры (охлаждение внутренней зоны при большой массе штампа отстает от охлаждения поверхности, что приводит к возникновению внутренних напряжений), а лишь до 150—200 °С, после чего штамп переносят в печь для отпуска.

Температура отпуска и твердость после отпуска зависят от состава стали и размеров штампа. Мелкие штампы, в которых деформируемый металл остывает быстрее и поэтому становится более прочным, должны иметь повышенную твердость, прочность и износостойкость. Их отпускают при более высоких температурах для получения твердости обычно не выше HRC 40—46; штампы с мелкой гравюрой для штамповки деталей толщиной менее 10 мм могут иметь твердость до HRC 50. Крупные штампы, в которых деформирование крупных заготовок производится сильными ударами, отпускают при более высоких температурах с получением твердости HRC 35—38. Изменение механических свойств сталей 5ХВМ и 5ХНВС в зависимости от температуры отпуска показано на рис. 203.

При обработке на одинаковую твердость все стали этой группы независимо от состава имеют близкие прочностные свойства, но стали 5ХГМ и 5ХНВС обладают по сравнению с остальными сталями пониженной вязкостью (влияние марганца в стали 5ХГМ и повышенного содержания хрома и кремния в стали 5ХНВС).

При работе с нагревом до 500—600 °С прочностные свойства полутеплостойких сталей существенно снижаются и для работы при этих и более высоких температурах используют теплостойкие стали.

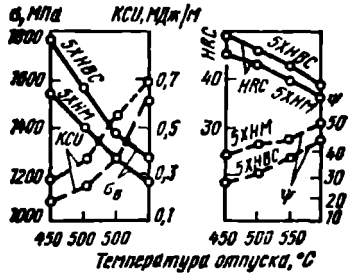


Рис. 203. Влияние температуры отпуска на механические свойства сталей 5ХНМ (закалка с 810 °С) и 5ХНВС (закалка с 870 °С)

Теплостойкие штамповые стали обладают более высокой прочностью при рабочих температурах и могут выдерживать более высокие нагрузки, но по вязкости и разгаростойкости они уступают полутеплостойким сталям. Их в основном применяют для изготовления штампов горизонтально-ковочных машин и прессового инструмента, а также для деталей пресс-форм. Условия работы всех этих инструментов таковы, что они находятся в более длительном контакте с нагретым металлом, испытывают в работе высокие давления, но без значительных ударных нагрузок.

По химическому составу теплостойкие стали имеют сходство с быстрорежущими, но содержат меньше углерода (обычно 0,3—0,5 %) и легирующих элементов: вольфрама, молибдена, ванадия. Поэтому теплостойкие штамповые стали содержат меньше карбидов и являются заэвтектоидными. Фазовый состав этих сталей в отожженном состоянии — легированный феррит и специальные карбиды типа $M_{23}C_6$ и M_6C. Для обеспечения теплостойкости при закалке рассматриваемых сталей необходимо получить высоколегированный устойчивый мартенсит; теплостойкие стали закаливают от повышенных температур с тем, чтобы перевести наибольшее количество карбидов в твердый раствор.

Особенностью отпуска теплостойких сталей является то, что при отпуске они дополнительно упрочняются в результате дисперсионного твердения. Дисперсионное твердение — это упрочнение стали в результате выделения карбидов и других упрочняющих фаз в очень мелкой дисперсной форме.

Легирующие элементы вольфрам, молибден, ванадий по-разному влияют на основные свойства теплостойких штамповых сталей. Они эффективно повышают теплостойкость и прочность, усиливая дисперсионное твердение и задерживая коагуляцию карбидов. Вместе с тем, при увеличении их содержания снижается вязкость и разгаростойкость сталей.

Теплостойкие штамповые стали можно разделить на стали повышенной разгаростойко-

сти и стали повышенной теплостойкости.

Стали повышенной разгаростойкости содержат 3—5 % Cr, сравнительное небольшое количество вольфрама (до 2 %). Широко распространенной сталью этой группы является 4Х5В2ФС (0,35—0,45 % C; 4,5—5,5 % Cr; 1,6—2,2 % W; 0,6—0,9 % V; 0,8—1,2 % Si). Сталь 4Х5В2ФС закаливают с 1030—1050 °С в масле, мелкие штампы для уменьшения деформации можно закаливать на воздухе. После закалки структура стали состоит из мартенсита, 4—5 % остаточного аустенита и небольшого количества карбидов; твердость стали HRC 52—54.

Твердость штампов и многих деталей пресс-форм из сталей с 5 % Cr должна составлять HRC 45—50. Для получения такой твердости отпуск штампов проводят при 580—620 °С. Кроме стали 4Х5В2ФС в группу разгаростойких сталей входят 4Х5МФС, 4Х3ВМФ, 4Х4ВМФС и др.

Другая группа сталей повышенной теплостойкости предназначена для работы при более высоком и длительном нагреве, но без динамических нагрузок и без интенсивного охлаждения (для прессования, выдавливания, прошивки и пр.).

Стали повышенной теплостойкости сохраняют высокую прочность и износостойкость до температуры ~700 °С, но уступают сталям с 5 % Cr по вязкости и разгаростойкости. Теплостойкость возрастает наиболее значительно при увеличении содержания в стали вольфрама до 8 %. Вольфрам может быть частично заменен молибденом. Широко распространенной сталью повышенной теплостойкости является сталь 3Х2В8Ф (0,3—0,4 % C; 2,2—2,7 % Cr; 7,5—8,5 % W; 0,2—0,5 % V). Фазовый состав стали в отожженном состоянии — легированный феррит и специальные карбиды типа M_6C и $M_{23}C_6$.

При закалке сталь 3Х2В8Ф нагревают до 1100 °С для растворения труднорастворимых карбидов в аустените (часть карбидов сохраняется и сдерживает рост зерна). Закалку проводят в масле с получением высоколегированного мартенсита (в структуре сохраняется 6—8 % остаточного аустенита) и твердости HRC 48—50.

Последующий отпуск при температурах до 500 °С существенно не изменяет временного сопротивления стали 3Х2В8Ф (рис. 204), что объясняется утойчивостью полученного при закалке состояния. При повышении температуры отпуска до 600 °С в результате дисперсионного твердения прочность несколько возрастает, но снижаются

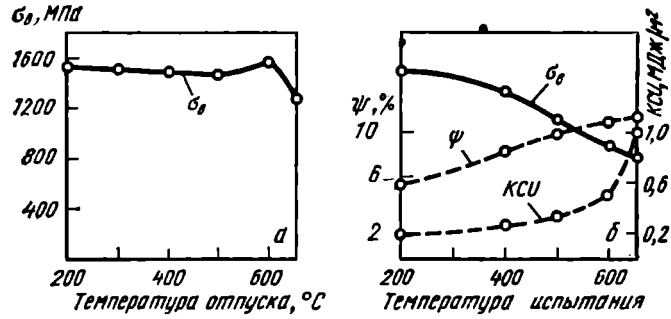


Рис. 204. Влияние температуры отпуска (*а*) и температуры испытания (*б*) на механические свойства стали 3Х2В8

пластичность и вязкость. Поэтому температуру отпуска стали 3Х2В8Ф назначают обычно несколько выше 600 °С. После отпуска при 630—650 °С сталь 3Х2В8Ф имеет твердость HRC 42—47 и хороший комплекс механических свойств: $\sigma_в$ = 1400—1500 МПа; δ = 9—10 %; ψ = = 28—32 %; KCU = 0,2—0,3 МДж/м² при 20 °С. Достаточно высокую прочность сталь 3Х2В8Ф сохраняет при работе с нагревом (рис. 204) вплоть до 660 °С.

В группу сталей повышенной теплостойкости входят также стали: 4Х2В5МФ (0,3—0,4 % С; 2,2—3,0 % Cr; 4,5—5,5 % W; 0,6—0,9 % Mo; 0,6—0,9 % V), 5Х3В3МФС (0,45—0,52 % С; 2,5—3,2 % Cr; 3,0—3,6 % W; 0,8—1,1 % Mo; 1,5—1,8 % V; 0,5—0,8 % Si) и др.

Структура теплостойких сталей в состоянии поставки — после отжига 850—870 °С или высокотемпературного отпуска 750—780 °С — сорбитообразный перлит.

Теплостойкие стали применяют для изготовления тяжелонагруженного прессового инструмента, а также штампов для горизонтально-ковочных машин. Из них также изготовляют детали пресс-форм для литья под давлением магниевых, алюминиевых и медных сплавов. Условия работы пресс-форм и прессового инструмента для горячего деформирования во многом сходны. Для форм литья под давлением медных сплавов часто применяют сталь 3Х2В8Ф. Для сплавов с более низкими температурами плавления используют стали повышенной разгаростойкости (4Х5В2ФС и др.).

Стали для измерительных инструментов

Измерительный инструмент, применяемый для проверки размеров изготавливаемых изделий, должен обладать постоянством размеров и формы в течение длительного

срока службы. Поверхность инструмента, соприкасающаяся с поверхностью проверяемой детали, подвергается износу. Поэтому основным требованием, предъявляемым к сталям этого назначения, является высокая твердость и износостойкость, а также обеспечение постоянства размеров в течение длительного времени. К дополнительным требованиям относятся: малая деформируемость при закалке и возможность получения при механической обработке высокой чистоты поверхности (высокая шлифуемость и полируемость).

Измерительный инструмент изготавливают из различных углеродистых и легированных сталей. Для простых по форме измерительных инструментов небольшой точности применяют инструментальные углеродистые стали. Длинные и плоские инструменты (измерительные скобы, шаблоны, линейки и пр.) изготовляют из листовой стали 15, 20, 20Х, 15Х, 12ХН3А, подвергаемой цементации с последующей закалкой и отпуском. Эти же инструменты получают из среднеуглеродистых сталей 50, 55, закаливаемых в рабочей части с нагревом током высокой частоты и подвергаемых затем низкотемпературному отпуску. Такая обработка обеспечивает меньшую деформацию и облегчает правку.

Для изготовления калибров, измерительных плиток и других подобных инструментов наиболее широко применяют заэвтектоидные низколегированные стали Х (0,95—1,1 % С, 1,3—1,65 % Cr) и 12Х1 (1,15 %—1,25 % С, 1,3—1,65 % Cr), обрабатываемые на высокую твердость (не менее HRC62), которая достигается закалкой на мартенсит и низкотемпературным отпуском. Закалку инструмента из стали Х осуществляют от 850—860 °С, для стали 12Х1 от 850—870 °С в масле.

Для измерительного инструмента, особенно высокого класса точности, большое значение имеет процесс естественного старения, развивающийся в закаленной стали в течение времени. Этот процесс вызывает постепенное изменение размеров инструмента. Причинами старения служат уменьшение тетрагональности кристаллической решетки мартенсита, превращение остаточного аустенита в мартенсит и перераспределение внутренних напряжений. Поэтому при термической обработке измерительного инструмента большое внимание уделяют стабилизации напряженного состояния и структуры стали. Достигается это обработкой холодом (до —70 °С), и последующим длительным отпуском в течение 12—50 ч при 120—130 °С,

называемым также искусственным старением. Твердость сталей после указанной обработки HRC 62—64.

Высокая твердость обеспечивает хорошую полируемость стали. Это свойство зависит также от однородности структуры. Стали, имеющие карбидную неоднородность, мало пригодны для изготовления измерительного инструмента, так как крупные карбиды могут выкрашиваться в процессе шлифования и полирования и качество поверхности не будет соответствовать предъявляемым требованиям.

Из других легированных сталей, которые могут быть использованы для изготовления измерительного инструмента, можно отметить ШХ15, ХВГ, азотируемую конструкционную сталь 36Х2МЮА (азотирование применяют для инструмента большого размера и сложной формы, склонного к значительной деформации при закалке). Если от инструмента требуется повышенная коррозионная стойкость, то его изготавливают из инструментальных нержавеющих сталей.

8. Коррозионностойкие стали и сплавы

Коррозия металлов и сплавов

Коррозией металлов и сплавов называют их разрушение вследствие химического или электрохимического взаимодействия с окружающей средой.

Различают химическую и электрохимическую коррозию.

Химическая коррозия происходит в основном при воздействии на металлы и сплавы сухих газов, обычно при высоких температурах. Коррозия в газах при высоких температурах называется газовой коррозией.

Электрохимическая коррозия возникает при воздействии на металлы и сплавы влажных газов, атмосферных осадков, речной и морской воды, водных растворов электролитов.

В отличие от химической коррозии, при которой взаимодействие атомов металла с окислителем среды происходит в одной и той же точке поверхности, при электрохимической коррозии этот процесс протекает в различных точках поверхности и разделяется на два взаимосвязанных процесса: анодный и катодный.

Анодным процессом называется реакция самопроизвольной ионизации (окисления) атомов металла, находящегося в контакте с электролитом:

$$Me \rightleftarrows Me^{n+} + ne. \qquad (56)$$

Катодным процессом называется реакция самопроизвольного восстановления окислителей среды (молекул кислорода, ионов водорода) освободившимися при ионизации атомов металла электронами. Находящиеся в растворе электролита окислители называют

деполяризаторами. Если окислителем является кислород, то происходит катодная реакция кислородной деполяризации:

$$O_2 + H_2O + 4e \rightleftarrows 4OH^-. \quad (57)$$

Анодная и катодная электрохимические реакции характеризуются определенными значениями равновесных электродных потенциалов.

Электродный потенциал — это скачок электрического потенциала между двумя электропроводящими фазами — металлом и раствором электролита. Равновесный электродный потенциал соответствуют скачку потенциала, при котором анодная или катодная реакции в прямом и обратном направлении идут с одинаковой скоростью, т. е. обратимы. Самопроизвольное протекание электрохимического коррозионного процесса возможно, если равновесный электродный потенциал катодной реакции положительнее, чем анодной реакции в данных условиях.

Анодная и катодная реакции сосредоточиваются в тех точках или участках поверхности, в которых их протекание наиболее облегчено. Развитие анодных и катодных процессов в различных точках поверхности приводит к самопроизвольному протеканию электрохимической коррозии.

При электрохимической коррозии сталей существует электрохимическая микронеоднородность поверхности из-за наличия двух или больше фаз — феррита и карбидов и др.

Анодная реакция локализуется на зернах феррита, а катодная реакция кислородной деполяризации — на включениях карбидов.

Анодная реакция: $2Fe - 4e \rightarrow 2Fe^{2+}$.

Катодная реакция: $O_2 + 2H_2O + 4e \rightarrow 4OH^-$.

Взаимодействие первичных продуктов реакций: $2Fe^{2+} + 4OH^- \rightarrow$ $\rightarrow 2Fe(OH)_2$.

Дальнейшее окисление $Fe(OH)_2$ в растворе электролита приводит к образованию сложных гидратированных оксидов железа $FeO \cdot Fe_2O_3 \cdot nH_2O$ на поверхности детали — «ржавчины».

В конструкциях из разнородных металлов или сплавов: в сварных, клепаных и других соединениях, везде, где разнородные металлические материалы находятся в контакте и соприкасаются с электролитом, наблюдается электрохимическая макронеоднородность различных участков поверхности, видимых невооруженным глазом. В этих случаях соответствующие участки, на которых сосредотачиваются анодная или катодная реакции, называются анодными или катодными участками.

Состояние металла по отношению к коррозионной среде может быть активным и пассивным. При активном состоянии металл легко разрушается в коррозионной среде. При пассивном состоянии скорость коррозионного разрушения резко снижается и металл приобретает повышенную коррозионную стойкость. Способностью в определенных условиях переходить в пассивное состояние обладают многие металлы (Cr, Ni, Co, Zn, Mo, Cu, Al, Ti и др.). Для большинства металлов переход в пассивное состояние происходит в окислительных средах. Легко самопассивирующимися металлами в атмосферных условиях и многих растворах электролитов являются, например, титан, алюминий, хром. Переход в пассивное состояние связывают с образованием на поверхности тончайших плотных пленок оксидов металлов, обладающих защитными свойствами.

Пассивный металл может снова при соответствующих условиях перейти в активное состояние, если происходит повреждение или устранение защитной пленки.

Виды коррозионного разрушения металлов и сплавов

Различают следующие виды коррозионного разрушения:

1. Сплошная или общая коррозия, которая охватывает всю поверхность металла или сплава; она может быть равномерной (рис. 205, *а*) или неравномерной (рис. 205, *б*) по глубине;

2. Избирательная (структурная) коррозия, при которой разрушается одна структурная составляющая сплава (рис. 205, *в*).

3. Местная коррозия, которая охватывает отдельные участки поверхности металла или сплава. Различают коррозию пятнами (рис. 205, *г*); язвами (рис. 205, *д*); питтингами — в виде точечных поражений (рис. 205, *е*); расслаивающую — коррозионное разрушение начинается с поверхности, но распространяется в глубь, вызывая расслаивание материала (рис. 205, *ж*). Особенно опасны следующие виды местной коррозии: межкристаллитная, распространяющаяся по границам зерен (рис. 205, *з*), и коррозионное растрескивание (рис. 205, *и*), наблюдающееся обычно при одновременном действии коррозионной среды и внешних или внутренних растягивающих напряжений.

Коррозия приносит большой ущерб народному хозяйству. Она вызывает безвозвратные потери металлов и сплавов в виде продуктов коррозии. Но еще больший ущерб связан с порчей готовой металлопродукции, частично пораженной коррозией. Вследствие потери необходимых свойств (прочности, пластичности, герметичности и др.), детали машин, оборудование выходят из строя значительно раньше рассчитанного срока их эксплуатации. К косвенным убыткам от коррозии следует отнести простой машин и оборудования, затраты на их ремонт, ухудшение качества продукции, загрязненной продуктами коррозии. Поэтому борьба с коррозией является очень важной народнохозяйственной задачей.

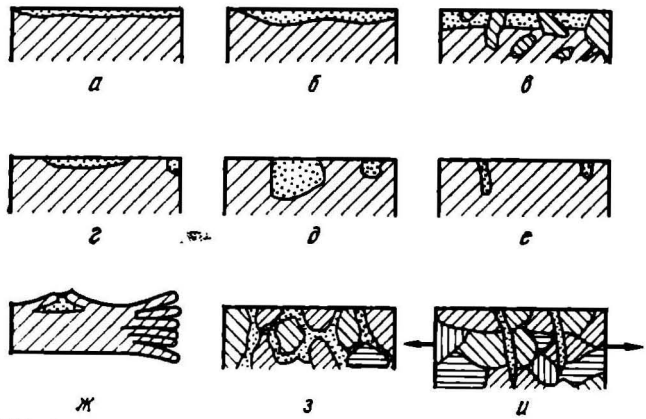


Рис. 205. Виды коррозии в зависимости от характера коррозионного разрушения:
Общая коррозия: *а* — равномерная; *б* — неравномерная; *в* — избирательная, структурная;
Местная коррозия: *г* — пятнами; *д* — язвами; *е* — питтингами; *ж* — расслаивающая; *з* — межкристаллитная; *и* — коррозионное растрескивание

Метод защиты от коррозии

Для защиты от коррозии применяют легирование сплавов, нанесение защитных покрытий, электрозащиту, специальную обработку коррозионной среды и др.

Защита легированием. При сплавлении менее устойчивого против коррозии металла с более устойчивым пассивирующимся металлом можно получить сплавы, обладающие защитными свойствами. Это имеет место, например, при легировании железа хромом при условии, что хром образует с железом твердый раствор.

При легировании стали хромом с целью повышения коррозионной стойкости учитывают, что хром может связываться с углеродом в карбиды. При этом возникает опасность обеднения твердого раствора хромом, вследствие чего сталь может потерять способность пассивироваться. Для обеспечения определенного содержания хрома в твердом растворе в коррозионностойких сталях минимальное содержание хрома повышают до 13%. Стали с содержанием хрома 13% и более настолько устойчивы против ржавления, что получили название «нержавеющих».

Защитные покрытия. Это искусственно создаваемые слои на поверхности металлических изделий с целью предохранения их от коррозии. К защитным покрытиям относятся покрытия на основе органических соединений (лакокрасочные, высокополимерные покрытия, смазки), на неорганической основе (оксидные, фосфатные и др.), металлические покрытия различных типов.

Защита металлическими покрытиями. Материалами для металлических покрытий могут быть чистые металлы, такие как цинк, кадмий, алюминий, никель, медь, хром и др., а также сплавы — латунь, бронза и др. Применяют различные способы нанесения защитных покрытий: гальванические, погружение в расплавленный металл, металлизацию, диффузионные.

В промышленности широко используют следующие виды гальванической обработки: цинкование, кадмирование, лужение, никелирование, меднение, хромирование, свинцевание и др.

Погружением в расплавленный металл получают покрытия из цинка, олова, свинца, алюминия — металлов с невысокой температурой плавления. Этот метод прост и производителен, но неприменим для деталей, нагрев которых приводит к изменению свойств.

При металлизации расплавленный металл распыляется по поверхности защищаемого изделия с помощью особого прибора—металлизатора. Частички металла, движущиеся с большой скоростью, попадают на поверхность изделия и создают защитное покрытие.

При диффузионном способе покрытие получают, подвергая детали химико-термической обработке (азотированию, алитированию, хромированию, силицированию и др.). В результате диффузионного насыщения поверхности различными элементами на поверхности образуются твердые растворы и химические соединения, устойчивые против коррозии.

Покрытие методом плакирования. Такое покрытие получают прокаткой заготовки (листа защищаемого металла или сплава) с наложенными на нее листами более устойчивого против коррозии металла. Соединение заготовки с покрывающими ее листами коррозионностойкого металла происходит при нагревании и под давлением, поэтому сцепление между защищаемым и наложенными листами получается достаточно прочным. Примером может служить плакирование железа медью или некоторых алюминиевых сплавов, склонных к коррозии, чистым алюминием.

Электрохимическая защита протекторами. Уменьшение или полное прекращение электрохимической коррозии (например, углеродистой стали) происходит при присоединении к защищаемому металлу другого металла с более низким электродным потенциалом. Присоединяемый металл называется протектором. Он является анодом в растворе электролита и подвергается разрушению, тогда как защищаемый металл служит катодом и коррозии не подвергается. Для стальных деталей протектором обычно служит цинк.

Защиту внешним током или протекторами используют, например, для трубопроводов, кабелей, проложенных под землей, подводной части обшивки судов, внутренних поверхностей резервуаров и др.

Коррозионностойкие стали

Стали, обладающие высоким сопротивлением электрохимической коррозии, называются коррозионностойкими (нержавеющими).

Антикоррозионными свойствами обладают специально легированные стали. Основными легирующими элементами, обеспечивающими коррозионную стойкость сталей, являются хром и никель.

Хром обладает высоким сопротивлением коррозии во многих окислительных средах (на воздухе, в воде, в азотной кислоте и др.). В этих средах в первые моменты окисления на поверхности хрома возникает очень тонкая (толщиной менее сотой доли микрометра), прозрачная и плотная пленка оксидов хрома, которая служит защитой от воздействия на хром внешней среды. Поэтому хром становится пассивным к внешней среде.

Свою способность легко пассивироваться хром передает при легировании железу и стали при условии, что он входит в состав твердого раствора на основе железа и его концентрация в этом растворе превышает 12 % (рис. 206). Такая сталь ведет себя в окислительной среде, как благородный металл, т. е. становится коррозионностойкой.

Коррозионностойкие стали бывают хромистыми, хромоникелевыми.

Хромистые коррозионностойкие стали содержат от 13 до 30 % хрома. Это обеспечивает им высокую коррозионную стойкость во влажной атмосфере, водопроводной и речной воде, удовлетворительную стойкость в азотной кислоте и ряде других агрессивных сред. С повышением содержания хрома круг сред, в котором хромистая сталь сохраняет коррозионную стойкость, расширяется. Однако хром является карбидообразующим элементом, он взаимодействует с углеродом с образованием карбидов. В высоко-

хромистых сталях образуются специальные карбиды, богатые хромом $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и $(Cr, Fe)_7C_3$.

Поскольку углерод при образовании карбидов выводит хром из твердого раствора, его влияние на коррозионную стойкость сталей оказывается неблагоприятным. Количество карбидов и, следовательно, обеднение твердого раствора хромом, будет тем больше, чем больше содержание в стали углерода. Наличие карбидов в стали увеличивает ее химическую неоднородность в коррозионной среде, а следовательно способствует понижению коррозионной стойкости. Поэтому содержание углерода в коррозионностойких сталях небольшое и обычно не превышает 0,4 % (в наиболее коррозионностойких сталях не превышает 0,1—0,15 %).

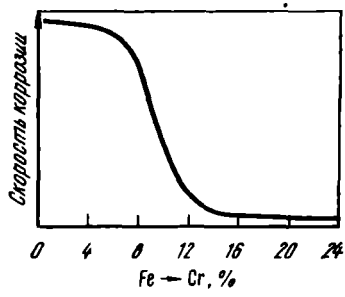


Рис. 206. Влияние содержания хрома на скорость коррозии сплавов Fe—Cr в воде

В зависимости от содержания углерода и хрома хромистые коррозионностойкие стали имеют разную структуру. По структуре их обычно классифицируют в нормализованном состоянии.

Химический состав (ГОСТ 5632—72) и структурный класс в нормализованном состоянии некоторых коррозионностойких хромистых сталей приведены в табл. 27.

Таблица 27. Химический состав и структура хромистых коррозионностойких сталей в нормализованном состоянии

Сталь	Содержание основных элементов, %				Структурный класс в нормализованном состоянии
	C	Cr	Mn	Si	
12Х13	0,09—0,15	12—14	≤0,8	≤0,8	Мартенситно-ферритный
20Х13	0,16—0,25	12—14	≤0,8	≤0,8	Мартенситный
30Х13	0,26—0,35	12—14	≤0,8	≤0,8	»
40Х13	0,36—0,45	12—14	≤0,8	≤0,8	»
12Х17	≤0,12	16—18	≤0,8	≤0,8	Ферритный
15Х28	≤0,15	27—30	≤0,8	≤0,8	»

Примечание. Во всех сталях содержится менее 0,025 % S и 0,030 % P.

В отожженном состоянии (см. структурную диаграмму рис. 193, *а*) сталь 12Х13 является полуферритной, а сталь 20Х13 доэвтектоидной.

Стали 12Х13 и 20Х13 подвергают закалке с 1000—1050 °С в масле. При указанных температурах обеспечивается переход сталей в аустенитное (для стали 12Х13 в аустенитно-ферритное) состояние и полное растворение специальных карбидов в аустените. В процессе закалки в масле или на воздухе аустенит превращается в мартенсит. После закалки стали имеют наиболее высокую коррозионную стойкость.

Для получения требуемых механических свойств закаленные стали подвергают высокотемпературному отпуску. Обычно закаленные стали 12Х13 и 20Х13 отпускают при температурах 600—700 °С для получения структуры подобной сорбиту (Ф+К, твердость НВ 200—220).

Механические свойства сталей 12Х13 и 20Х13 после закалки и высокотемпературного отпуска близки. Вследствие того, что сталь 20Х13 содержит больше углерода, она имеет несколько более высокую прочность и меньшую пластичность и вязкость по сравнению со сталью 12Х13 ($\sigma_в$ = 600 и 800 МПа; δ = 20 и 10 %).

Стали 12Х13 и 20Х13 являются хорошим конструкционным коррозионностойким материалом для работы в условиях ударного нагружения, для работы с нагревом до 450—550 °С. Из них изготавливают клапаны гидравлических прессов, лопатки гидравлических и паровых турбин, предметы домашнего обихода и пр.

Стали 30Х13 и 40Х13 обладают свойствами, близкими к инструментальным сталям. В отожженном состоянии сталь 30Х13 является эвтектоидной, а сталь 40Х13 — заэвтектоидной. В отожженном состоянии эти стали менее пластичны по сравнению со сталями 12Х13 и 20Х13. После закалки с 1050 °С в масле и отпуска при 200—300 °С твердость стали 30Х13 HRC 48—55, а стали 4Х13 HRC 50—56.

Стали 30Х13 и 40Х13 стойки в среде разных пищевых продуктов, (например, фруктовые соки, 4—5 %-ная уксусная кислота и др.) и слабых растворах азотной кислоты. Применяют эти стали для изготовления изделий, работающих на износ (режущий, измерительный, хирургический инструмент), а также пружин (30Х13), в пищевой, химической промышленности, в медицине. В зависимости от применения назначают режим отпуска.

При содержании хрома 17 и 28 % стали не претерпевают фазовых превращений, имеют однофазную феррит-

ную структуру и пониженную прочность ($\sigma_в$ = 450—500 МПа). Преимущество сталей 12Х17 и 15Х28 состоит в повышенной коррозионной стойкости во всех средах, перечисленных для мартенситных сталей, и кроме того в азотной кислоте, органических кислотах (уксусной и др.) и ряде других сред.

Эти стали хорошо свариваются, удовлетворительно обрабатываются резанием.

Существенным недостатком ферритных сталей является большая склонность к росту зерна при нагреве выше 850 °С.

После высокотемпературного нагрева, например, при сварке, ферритные стали становятся чувствительными к межкристаллитной коррозии. Это связано с выделением из феррита по границам зерен богатых хромом карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$.

Склонность стали к межкристаллитной коррозии можно устранить дополнительным легированием ее сильным карбидообразующим элементом (Ti, Nb, V, Ta). В этом случае введенные элементы (чаще всего титан) образуют с углеродом стойкие карбиды, содержание углерода в твердом растворе уменьшается и образования карбидов хрома, а, следовательно, обеднения хромом твердого раствора, не происходит. Примером сталей стабилизированных против межкристаллитной коррозии, являются 08Х17Т, 08Х18Т1, 15Х25Т.

Сталь 12Х17 и подобные ей стали применяют для изготовления технологического оборудования в химической (для производства азотной кислоты) пищевой и легкой промышленности. Она может также использоваться как окалиностойкая (до 900 °С).

Хромистые ферритные стали с 25—30 % Cr применяют в основном, как окалиностойкие (до 1100 °С) для изготовления муфелей и реторт термических печей, чехлов термопар и пр.

Хромоникелевые коррозионностойкие стали

Роль никеля в коррозионностойких сталях чрезвычайно велика. Никель является аустенитообразующим элементом. Диаграмма состояния железоникелевых сплавов характеризуется открытой областью γ (см. рис. 185, *а*). Низкоуглеродстые стали, содержащие более 24 % Ni, при комнатной температуре имеют полностью аустенитную структуру. Дополнительное легирование никелем высоко-

хромистых сталей также позволяет при определенном соотношении хрома и никеля получить при комнатной температуре стали с полностью аустенитной структурой

Стали аустенитного класса. Такие стали обладают более высокой коррозионной стойкостью по сравнению с хромистыми сталями. Особенно хорошо они сопротивляются коррозии в атмосферных условиях, в том числе и в загрязненной атмосфере промышленных районов, содержащей сернистые газы. Никель повышает коррозионную стойкость сталей во многих органических кислотах и в H_2SO_4.

Существенным преимуществом аустенитных сталей по сравнению с ферритными является их технологичность: эти стали обладают высокой пластичностью и вязкостью, хорошо свариваются. Из них можно изготавливать листовые детали методом холодной штамповки с глубокой вытяжкой, применять особые способы сварки. Однако аустенитные стали имеют невысокую прочность.

Для получения аустенитной структуры в сталь, содержащую 18 % Cr и 0,1 % C, необходимо добавить не менее 9—10 % Ni. Стали типа 18 % Cr и 9—10 % Ni являются наиболее широко распространенными коррозионностойкими сталями аустенитного класса. Типичным представителем этой группы сталей является сталь

Таблица 28. Химический состав, %, хромоникелевых коррозионностойких (нержавеющих) сталей

Сталь	C	Cr	Ni	Ti	Другие элементы	Структурный класс
08Х18Н10	⩽0,08	17—19	9—11	—	⩽0,8 Si; ⩽2 Mn	Аустенитный
12Х18Н9	⩽0,12	17—19	8—10	—	⩽0,8 Si; ⩽2 Mn	То же
12Х18Н9Т	⩽0,12	17—19	8—9,5	5·C—0,8	⩽0,8 Si; ⩽2 Mn	»
12Х21Н5Т (ЭИ811)	0,09—0,14	20—22	4,8—5,8	0,25—0,5	⩽0,8 Si; ⩽0,8 Mn	Аустенито-ферритный
08Х22Н6Т (ЭП53)	⩽0,08	21—23	5,3—6,3	5·C—0,65	⩽0,8 Si; 0,8 Mn	То же
09Х16Н4Б (ЭП165)	0,08—0,12	15—16,5	4—4,5	~0,1Nb	⩽0,8 Si; ⩽0,8 Mn	Мартенситный
07Х16Н6 (ЭП288)	⩽0,08	16,5—18	5,5—6,5	0,15—0,45	⩽0,8 Si; ⩽0,8 Mn	Аустенито-мартенситный

Примечание. Во всех сталях ⩽0,02 % S и ⩽0,035 % P

12Х18Н9. В эту же группу входят стали 12Х18Н9Т; 08Х18Н10; 08Х18Н10Т и некоторые другие сходного состава. Химический состав некоторых сталей (ГОСТ 5632—72) представлен в табл. 28.

Поскольку аустенитные стали не упрочняются при закалке, единственным способом упрочнения для них является холодная пластическая деформация, при которой они хорошо наклепываются. Так, при степени обжатия 50 % временное сопротивление аустенитной стали повышается до 1300 МПа, пластические свойства и ударная вязкость снижаются, уменьшается коррозионная стойкость. При нагреве холоднодеформированной стали выше 450 °С наклеп начинает сниматься. Полное снятие наклепа происходит при закалке, которая для таких сталей заменяет рекристаллизационный отжиг.

Недостатком аустенитных сталей типа 12Х18Н9; 08Х18Н10 является склонность к межкристаллитной коррозии. Она возникает, если закаленная сталь при термической обработке или сварке подвергалась нагреву до температур от 500 до 800 °С. При этих температурах из аустенита преимущественно по границам зерен выделяются карбиды хрома $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Прилегающие к карбидам участки зерен обедняются хромом и перестают быть стойкими против коррозии.

Склонность аустенитных сталей к межкристаллитной коррозии можно уменьшить различными способами: закалку сталей ведут от температур, обеспечивающих растворение карбидов в аустените (950—1100 °С) в зависимости от содержания углерода; содержание углерода при выплавке стали уменьшают до 0,03—0,02 %, до количества, соответствующего предельной растворимости углерода в аустените при комнатной температуре; проводят дополнительное легирование сталей элементами, обладающими более высоким сродством к углероду, чем хром (например, титаном и ниобием).

Хромоникелевые аустенитные стали наиболее широко используют как конструкционный материал для изделий, которые в процессе изготовления подвергаются холодной штамповке и сварке (обшивки, оболочки, емкости, трубопроводы). Стали широко применяют в самолетостроении, машиностроении, судостроении, химической промышленности, а также для архитектурных и декоративных целей (скульптура В. Мухиной «Рабочий и колхозница» на ВДНХ, облицовка колонн на станции метро «Маяковская» и др.).

Аустенитные хромоникелевые стали содержат большое количество дефицитного никеля, поэтому дороги. Их по возможности стремятся заменять безникелевыми или малоникелевыми сталями. Для замены никеля используют аустенитообразующие элементы марганец и азот. Примером экономнолегированных аустенитных сталей могут служить 10Х14АГ15 (0,15—0,25 % N), 10Х14Г14Н4Т и другие, применяемые для работы в слабоагрессивных средах для оборудования пищевой промышленности.

Хромоникелевые стали аустенитно-ферритного класса

Эти стали характеризуются пониженным содержанием никеля и повышенным содержанием хрома по сравнению с аустенитными сталями типа 18 % Cr—(9÷10) % Ni.

Аустенитно-ферритными являются стали: 12Х21Н5Т; 08Х22Н6Т; 08Х20Н14С2 и др. Химический состав некоторых аустенитно-ферритных сталей представлен в табл. 28.

Преимуществом аустенитно-ферритных сталей по сравнению с аустенитными является меньшее содержание никеля, повышенная прочность, меньшая склонность к межкристаллитной коррозии, хорошая свариваемость.

Также как и аустенитные стали, аустенитно-ферритные стали не упрочняются при закалке. После закалки (проводится для устранения наклепа, уменьшения склонности к межкристаллитной коррозии) аустенитно-ферритные стали имеют двухфазную аустенитно-ферритную структуру и следующие механические свойства: $\sigma_в$ = 600—700 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 450—550 МПа; δ = 30 %; ψ = 50 %.

Аустенитно-ферритные стали используют в качестве заменителей аустенитных сталей в различных областях современной техники, особенно в химическом машиностроении, судостроении, самолетостроении и др.

Стали мартенситного и переходного аустенитно-мартенситного классов. Эти стали применяют в тех случаях, когда наряду с высокой коррозионной стойкостью от материала деталей требуется повышенная прочность. Стали мартенситного класса, представителем которых может служить 09Х16Н4Б (см. табл. 28) подвергают закалке с 950—1050 °С на воздухе. При нагреве сталь приобретает полностью аустенитную структуру, а при охлаждении аустенит превращается в мартенсит. Для снятия внутренних напряжений закаленную сталь подвергают отпуску при 350—450 °С.

В результате такой обработки прочность сталей повышается и достигает $\sigma_в = 1100—1400$ МПа; $\sigma_{0,2} = 700—1000$ МПа. Применяют также мартенситно-стареющие стали.

Особенностью сталей переходного аустенитно-мартенситного класса является то, что закалка с 950—1050 °С на воздухе не приводит к полному превращению аустенита в мартенсит. Это обусловлено низкой температурой начала мартенситного превращения $M_н$. Сталь в закаленном состоянии остается высокопластичной и легко деформируется. После выполнения различных операций изготовления (пластической деформации, сварки и др.) деталь подвергают обработке холодом (обычно при —70 °С), при которой аустенит превращается в мартенсит, и сталь упрочняется. Заключительной операцией является отпуск при 400 °С для снятия внутренних напряжений. Примером сталей переходного аустенитно-мартенситного класса может служить сталь 07Х16Н6.

Кислотостойкие стали и сплавы

Кислотостойкими называют стали и сплавы, обладающие высоким сопротивлением коррозии в агрессивных кислотных средах: азотной, серной, соляной, фосфорной кислотах разной концентрации и при разных температурах, а также в смеси этих кислот и других средах высокой агрессивности.

Хромистые ферритные стали с 17 и особенно 25—30 % Cr, а также хромоникелевые аустенитные стали типа 18 % Cr—10 % Ni, устойчивы в азотной кислоте, но недостаточно стойки, особенно хромистые в других кислотных средах высокой агрессивности. Для работы в таких средах используют специально легированные кислотостойкие стали и никелевые сплавы.

В качестве кислотостойких применяют хромоникелевые аустенитные стали, дополнительно легированные молибденом и медью при одновременном увеличении содержания в них никеля (например, следующие композиции: 18 % Cr + 12 % Ni + 3 % Mo; 18 % Cr + 24 % Ni + + 3 % Mo + 2 % Cu; 23 % Cr + 28 % Ni + 3 % Mo + 3 % Cu.

Содержание углерода в таких сталях не превышает 0,1 %. Для уменьшения склонности к межкристаллитной коррозии в них вводят дополнительно титан, необходимое количество которого зависит от содержания в стали углерода.

Наиболее высокой коррозионной стойкостью в агрессивных кислотных средах обладают никелевые сплавы систем: Ni—Mo; Ni—Cr и Ni—Cr—Mo. Примером никельмолибденового сплава является Н70МФ (0,02 % C; 25—27 % Mo; 1,4—1,7 % V), который может применяться для изготовления сварных емкостей, работающих в солянокислых средах и в растворах серной и фосфорной кислот. Никелевые сплавы легированные хромом (до 50—60 %) имеют высокое сопротивление коррозии в растворах азотной кислоты, в том числе и с добавками ионов фтора.

Хромоникелевые сплавы, содержащие до 45 % Cr, являются аустенитными, а с более высоким содержанием хрома — аустенитно-ферритными.

Сплавы никеля с хромом и молибденом (например, ХН65МВ: 0,03 % C; 14,5—16,5 % Cr, 15—17 % Mo; 3—4,5 % W) могут быть использованы для работы в смесях кислот, в растворах окисляющих солей и других средах.

Стали, работающие при отрицательных температурах — стали для криогенной техники

Конструкционные стали для работы при низких температурах подразделяют на две группы. В первую группу входят стали, предназначенные для эксплуатации при низких климатических температурах (до —60 °С). Это так называемые стали северного исполнения. Стали второй группы используют в машинах и оборудовании для получения, хранения и транспортировки сжиженных газов с температурами кипения от —80 до —269 °С (углеводородов, кислорода, азота, водорода, гелия и др.). Стали второй группы называют криогенными сталями.

Основным требованием, предъявляемым к криогенным сталям, является высокое сопротивление хрупкому разрушению при рабочих температурах. Температурный порог хладноломкости таких сталей должен находиться ниже рабочей температуры.

В качестве криогенных материалов для работы в широком диапазоне минусовых температур, используют аустенитные стали, многие из которых являются одновременно коррозионностойкими. Криогенные аустенитные стали могут быть хромоникелевыми, хромомарганцевыми и хромоникельмарганцевыми.

Хромоникелевые аустенитные стали содержат от 18 до 25 % Cr и от 8 до 25 % Ni. К ним относятся 08Х18Н8; 08Х18Н10; 08Х18Н20 и др. Стали сохраняют аустенитную структуру при низких температурах, так как хром и никель эффективно снижают температуру мартенситного превращения $M_н$.

Хромоникелевые аустенитные стали обладают высоким сопротивлением хрупкому разрушению вплоть до —269 °С (температура кипения жидкого гелия) это определяет их широкий диапазон рабочих температур (до —269 °С).

Для работы при температурах выше —196 °С (температура кипения жидкого азота), могут быть использованы стали, в которых дефицитный никель частично заменен марганцем или совместно марганцем и азотом. Такими сталями являются 10Х14Г14Н4Т; 07Х21Г7АН5; 03Х13Г19 и др. Так же, как никель, марганец повышает стабильность аустенита при охлаждении и холодной пластической деформации, снижая температуру мартенситного превращения.

Термическая обработка криогенных сталей одинакова: закалка 1050—1150 °С в воде для получения однородной аустенитной структуры.

Широкое применение для работы при низких температурах (до —196 °С) получили также железоникелевые сплавы (стали), содержащие 3,5—9 % Ni и до 0,06 % C.

Никель интенсивно снижает температурный порог хладноломкости железа и уменьшает его склонность к хрупкому разрушению. При добавлении к железу (0,06 % C) 3—4 % Ni порог хладноломкости снижается от —40 до —120 °С. Сплавы с 6—9 % Ni имеют порог хладноломкости (—180) — (—190 °С).

К указанной группе относятся никелевые стали 0Н6 (6—7 % Ni; 0,06 % C) и 0Н9 (8,5—9,5 % Ni; 0,06 % C). Они имеют структуру

легированного никелем феррита. Стали экономно легированы, технологичны, хорошо свариваются, имеют более высокие прочностные свойства при комнатной температуре, чем хромоникелевые аустенитные стали.

Высокомарганцовистая износостойкая сталь

Сталь 110Г13Л (ГОСТ 2176—77) содержит 1—1,4 % С; 11,5—14 % Mn Она относится к аустенитному классу, имеет высокое сопротивление износу. Характерным для нее является то, что высокая износостойкость сочетается с высокой вязкостью и низкой твердостью ($\sigma_в \approx 1000$ МПа, $\delta \approx 60$ %, НВ 210) в противоположность закаленным инструментальным сталям, в которых сопротивление износу обусловлено высокой твердостью. Высокая износостойкость стали 110Г13Л объясняется упрочнением (наклепом) аустенита при пластической деформации в процессе работы. Сталь 110Г13Л хорошо сопротивляется ударным нагрузкам; применяют ее для трамвайных стрелок, щек камнедробилок, козырьков ковшей, черпаков и т. п.

Сталь 110Г13Л закаливают в воде с 1000—1100 °С (структура — аустенит). Закалка в воде необходима для того, чтобы в процессе охлаждения не произошло выделения карбидов по границам зерен аустенита. Несмотря на низкую твердость, сталь 110Г13Л трудно обрабатывать режущими инструментами, что объясняется происходящим при резании упрочнением (наклепом). Поэтому детали из стали 110Г13Л изготовляют литьем (буква Л в марке сплава) с последующим шлифованием.

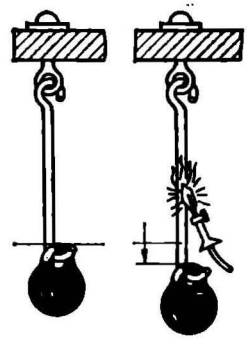
Графитизированная сталь

Графитизированная сталь представляет собой высокоуглеродистую сталь с повышением содержания кремния (1,3—1,7 % С; 0,7—1,2 % Si). Ее применяют как заменитель инструментальной стали (У10, Х12Ф1), для изготовления штампов, и высокомарганцовистой стали (110Г13Л), для изготовления деталей, работающих на удар и износ (шары для шаровых мельниц и др.). Из-за повышенного содержания кремния часть углерода в стали после графитизирующего отжига находится в виде графита. С целью получения высокой твердости графитизированную сталь закаливают в воде или масле от 840—860 °С и отпускают при 150—170 °С.

9. Жаропрочность

При высоких температурах механические свойства металлов и сплавов изменяются. Рассмотрим такой пример.

На стальном стержне (рис. 207, *а*) подвешен груз, вызывающий в стержне напряжение, величина которого меньше предела прочности. Стержень под нагрузкой вытянется на определенную длину, но если нагрузка остается постоянной, то дальнейшего удлинения стержня происходить не будет. Нагреем стержень. При той же самой нагрузке стержень начнет удлиняться (рис. 207, *б*). Чем до более высокой температуры будет нагрет стержень, тем он больше вытянется. Наконец, при определенной температуре нагрузка окажется равной разрушающей и стержень разорвется. Из этого примера видно, что с по-



а *б*

Рис. 207. Влияние нагрева на удлинение стержня:
а — стержень с грузом до нагрева;
б — стержень с грузом после нагрева



Рис. 208. Зависимость прочности от продолжительности испытания образца на растяжение с нагревом при постоянной температуре

вышением температуры прочность стали понижается и тем в большей степени, чем выше температура. Кроме того, большое влияние на прочность при высокой температуре оказывает продолжительность действия нагрузки. Чем длительнее действие нагрузки при постоянной температуре тем при меньшей нагрузке произойдет разрушение.

На рис. 208 показана зависимость прочности материала образцов от продолжительности испытания при одинаковой температуре нагрева. Напряжения σ_1, σ_2, σ_3 ниже предела прочности материала при этой температуре, однако они вызывают разрушение образцов через промежутки времени τ_1, τ_2, τ_3, которые тем больше, чем меньше действующие напряжения. С повышением температуры испытания влияние времени действия нагрузки усиливается. Поэтому при расчете деталей, работающих под нагрузкой при высоких температурах, необходимо учитывать не только прочность при кратковременном нагружении, но и длительную прочность. Пределом длительной прочности называется такое напряжение, которое вызывает разрушение образца через данный промежуток времени при постоянной температуре нагрева.

Предел длительной прочности обозначают σ с двумя числовыми индексами: верхний указывает температуру испытаний, нижний — заданное время до разрушения, обычно выражаемое в часах. Так, σ_{100}^{700} означает предел длительной прочности при 100-ч нагружении при 700 °С.

Предел длительной прочности определяют по кривым длительной прочности в координатах напряжение σ — время до разрушения τ (рис. 209). В логарифмических

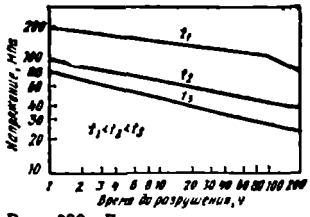


Рис. 209. Диаграмма напряжение—время до разрушения

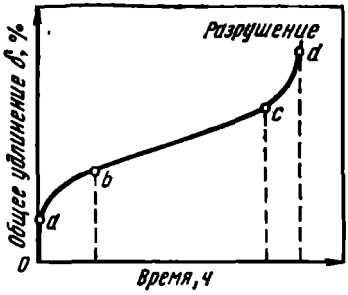


Рис. 210. Первичная кривая ползучести

координатах эта зависимость выражается прямой линией (рис. 209).

При высокой температуре и длительном действии нагрузки в металлах и сплавах наблюдается явление ползучести. Непрерывное медленное нарастание деформации при постоянном длительно действующем напряжении называется ползучестью.

Испытания на ползучесть (ГОСТ 3248—81) дают первичную кривую ползучести в координатах время τ — относительное удлинение δ (рис. 210) образца.

На первичной кривой ползучести различают несколько участков, соответствующих различным стадиям ползучести: *ab* — неустановившаяся ползучесть; *bc* — установившаяся ползучесть; *cd* — ускоренная ползучесть, которая заканчивается разрывом образца. Участок *bc* установившейся ползучести прямолинейный, на этой стадии деформация растет с постоянной скоростью. Тангенс угла наклона прямой *bc* к оси абсцисс определяет скорость ползучести. Эта скорость представляет наибольший практический интерес, так как именно она в основном определяет накопление деформации при работе деталей. Чем меньше напряжение, тем меньше скорость ползучести и тем более длительное время образец выдерживает нагрузку без разрушения.

Влияние структуры и состава сплава на жаропрочность

Жаропрочность сплава, т. е. способность выдерживать нагрузку при высокой температуре, определяется устойчивостью упрочненного состояния, полученного легированием, термической обработкой и др.

Большое влияние на жаропрочность оказывает структура сплава. При работе в условиях ползучести происходят два противоположных процесса: пластическая деформация, сопровождающаяся упрочнением сплава (увеличивается количество дислокаций, растет сопротивление их перемещению), и рекристаллизационные процессы, связанные с диффузионным перемещением атомов (уменьшается количество дислокаций и сопротивление их движению), приводящие к разупрочнению. Чем выше температура рекристаллизации сплава, тем при более высоких температурах будет происходить разупрочнение. Поэтому положительное влияние на сопротивление ползучести оказывают легирующие элементы, повышающие температуру рекристаллизации сплава. Перспективными в этом отношении для стали являются тугоплавкие металлы вольфрам, молибден и значительно в меньшей степени хром.

Современные жаропрочные сплавы в большинстве случаев являются гетерогенными, т. е. состоят из жаропрочного сложнолегированного твердого раствора, и одной или нескольких избыточных упрочняющих фаз (химических соединений — специальных карбидов, интерметаллидов).

Наиболее эффективным является упрочнение дисперсными выделениями упрочняющих фаз, которые равномерно распределяясь в основе сплава — твердом растворе, создают препятствия на пути движения дислокаций. Чем дисперснее и стабильнее эти выделения при рабочей температуре, чем больше сопротивление пластической деформации и жаропрочность сплава. Развитие процессов коагуляции упрочняющих фаз приводит к разупрочнению сплава и к снижению его жаропрочности. Поскольку карбидные фазы более слонны к коагуляции, чем интерметаллидные, сплавы с карбидным упрочнением менее жаропрочны, чем сплавы с интерметаллидным упрочнением.

Упрочнение дисперсными частицами удерживается при рабочих температурах до $(0{,}5 \div 0{,}6)\ T_{пл}$. При более высоких температурах вследствие коагуляции этих частиц эффект упрочнения снижается и при температурах выше $(0{,}6 \div 0{,}65)\ T_{пл}$ становится мало заметным.

При переходе к рабочим температурам порядка $(0{,}6 \div 0{,}7)\ T_{пл}$ из всех способов упрочнения сохраняется лишь один — упрочнение включениями тугоплавких и жаропрочных избыточных фаз, которые в виде скелета или

сетки пронизывают основу сплава. Такая структура образуется при кристаллизации жидкого сплава.

В связи с этим при достаточно высоких температурах имеют преимущества крупнозернистые литые сплавы, а при наиболее высоких — монокристаллические детали, строение которых состоит из одного зерна, выращенного из одного центра кристаллизации (зародыша).

10. Окалиностойкость (жаростойкость)

Высокая температура влияет не только на прочность стали. При высокой температуре в условиях эксплуатации в среде нагретого воздуха, в продуктах сгорания топлива и т. п. происходит окисление стали. На поверхности стали образуется сначала тонкая пленка оксидов, которая с течением времени утолщается и образуется окалина. Окисление приводит к невозвратимой потере металла. Сечение детали уменьшается. Поэтому для нормальной, длительной работы деталей при высоких температурах необходимо, чтобы, кроме достаточной жаропрочности, сталь хорошо сопротивлялась окислению. Свойство стали сопротивляться окислению при высокой температуре называется окалиностойкостью.

Окалиностойкой сталь становится в том случае, если при нагреве до высоких температур на ее поверхности образуется плотная, прочная защитная пленка окислов. Для получения защитной пленки сталь легируют Cr, Si, Al и другими элементами.

11. Жаропрочные и окалиностойкие стали

Стали, предназначенные для работы при высоких температурах, разделяют на теплостойкие, работающие в нагруженном состоянии при температурах до 600 °С; жаропрочные, работающие в нагруженном состоянии при более высоких температурах (до 850 °С) и обладающие при этом достаточной жаростойкостью; окалиностойкие (жаростойкие), работающие в слабонагруженном состоянии при температурах выше 550 °С.

В группу теплостойких сталей входят углеродистые низколегированные и хромистые стали с различным дополнительным легированием. По структуре в нормализованном состоянии эти стали относятся к перлитному или мартенситному классам.

К жаропрочным сталям относятся высоколегированные стали аустенитного класса на хромоникелевой или хромоникельмарганцовистой основе, дополнительно легированные другими элементами.

По назначению жаропрочные стали можно разделить на клапанные, котельные, для паровых турбин, для газовых турбин и др.

Рассмотрим отдельные группы теплостойких и жаропрочных сталей различного назначения.

Клапанные стали

Клапаны выпуска автомобильных и тракторных двигателей небольшой мощности изготовляют из хромокремнистых сталей мартенситного класса, называемых сильхромами. В состав сильхромов входит 6—14 % Cr и 1—3 % Si. Совместно хром и кремний повышают температуру интенсивного окалинообразования до 800—900 °С, что обеспечивает высокое сопротивление сильхромов газовой коррозии при работе. Примером сильхромов являются стали 40Х9С2 и 40Х10С2М, химический состав (ГОСТ 5632—72) которых представлен в табл. 29.

Для экономии высокохромистой стали клапаны иногда изготавливают сварными: головку из сильхрома, а стержень — из менее легированной стали, обычно применяемой для впускных клапанов (40Х, 40ХН и др.).

При температурах 20—300 °С сильхромы не имеют преимущества в прочности перед среднеуглеродистыми легированными нежаропрочными сталями (например, 40ХН). В интервале 300—500 °С в то время, как в нежаропрочной стали прочность интенсивно снижается, сильхромы сохраняют ее на высоком уровне. При тем-

Таблица 29. Химический состав клапанных сталей

Сталь	Содержание основных элементов, %				
	C	Si	Cr	Mo	другие элементы
40Х9С2	0,35—0,45	2,0—3,0	8,0—10,0	—	—
40Х10С2М	0,35—0,45	1,9—2,6	9,0—10,5	0,7—0,9	
45Х14Н14В2М	0,4—0,5	0,8	13,0—15,0	0,25—0,40	13,0—15,0 Ni; 2,0—2,8 W

пературах выше 600 °С жаропрочность сильхромов резко снижается.

Для клапанов двигателей повышенной и высокой мощности применяют более жаропрочные стали, способные работать под нагрузкой при температурах до 700—750 °С. Эти стали относятся к аустенитному классу и являются высоколегированными. Примером клапанной стали аустенитного класса является термически неупрочняемая сталь 45Х14Н14В2М.

С целью экономии дефицитного никеля применяют также заменители стали 45Х14Н14В2М, в которых часть никеля заменена марганцем, а содержание хрома для повышения жаростойкости увеличено до 22—23 %.

Котлотурбинные стали

Из котлотурбинных сталей изготовляют детали паросиловых установок тепловых электростанций (трубы пароперегревателей и паропроводов, лопатки паровых турбин, котлы сверхвысокого давления и др.), работающие длительное время (до 100 000—200 000 ч) при температуре нагретого до 540—560 °С пара и выше (до 650 °С).

Котлы низкого и среднего давления (до 6 МПа) с рабочей температурой до 400 °С изготавливают из низкоуглеродистых сталей обыкновенного качества (Ст2 и Ст3) и качественных: 12К, 15К, 16К, 18К, 20К (цифры в марке обозначают среднее содержание углерода в сотых долях процентта, буква К — котельная сталь).

В котлах высокого давления (до 10 МПа и более) с температурой перегрева 540—560 °С отдельные детали, подвергающиеся высокотемпературному нагреву (трубы пароперегревателей и паропроводов) изготавливают из низколегированных теплостойких сталей. Эти стали содер-

Таблица 30. Режимы термической обработки и длительная прочность низколегированных теплостойких сталей

Сталь	Температура закалки (нормализации), °С	Температура отпуска, °С	Температура испытания, °С	Предел длительной прочности, $\sigma_{дл}$, МПа, за время, ч	
				10^3	10^5
12ХМ	910—930	670—690	480	250	200
12Х1МФ	960—980	740—760	520	200	140
20Х3ВМФ	1030—1080	660—700	500	340	300
20Х3ВМФ	1030—1080	660—700	500	200	160

жат 0,08—0,2 % С, их легируют хромом, молибденом, ванадием.

Для изготовления ответственных высоконагруженных деталей паровых турбин (диски, крепежные детали) применяют низколегированные теплостойкие стали более сложного состава, дополнительно легированные вольфрамом, ниобием и содержащие повышенное количество хрома (табл. 30). Примером такой стали может служить 20Х3МВФ (0,15—0,23 % С; 2,8—3,3 % Cr; 0,35—0,55 % Mo; 0,3—0,5 % W; 0,6—0,8 % V).

Жаропрочные стали и сплавы для газовых турбин

Многие детали газовых турбин различного назначения (для реактивных самолетов, судов, стационарных газотурбинных установок) работают при высоких температурах и больших нагрузках. Их изготавливают из жаропрочных сталей и сплавов. В зависимости от условий эксплуатации в качестве материала для газовых турбин, применяют различные группы сталей и сплавов.

Для работы при 550—600 °С с большими нагрузками используют теплостойкие 12 %-ные хромистые стали мартенситного класса. Комплексные легирование сталей карбидообразующими элементами (вольфрамом, молибденом, ванадием, ниобием), микродобавки бора обеспечивают высокое сопротивление ползучести. Хром обеспечивает жаростойкость при рабочих температурах и умеренно повышает жаропрочность. Примером является сталь 13Х11Н2В2МФ.

После закалки с 1020 °С в масле или на воздухе и отпуска при 600 °С сталь 13Х11Н2В2МФ имеет следующие механические свойства: $\sigma_в$ = 1000 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 850 МПа; δ = 10 %; KCU = 0,6 МДж/м². Предел длительной прочности при 600 °С за 100 000 ч σ^{600}_{100000} = 130—140 МПа; при температурах до 600 °С сталь обладает высоким сопротивлением ползучести.

При рабочих температурах выше 600 °С теплостойкие стали мартенситного класса интенсивно разупрочняются. Поэтому для более высоких рабочих температур используют жаропрочные стали аустенитного класса.

Для обеспечения требуемой прочности и жаропрочности аустенитные стали легируют молибденом, вольфрамом, ниобием, ванадием, титаном, алюминием. Жаростойкость определяется содержанием в них хрома. Упрочнение сталей создается легированием твердого раствора (аустенита) и образованием устойчивых карбидных и интерме-

таллидных упрочняющих фаз. Для упрочнения границ зерен вводят микродобавки бора. Аустенитные жаропрочные стали разделяют на термически упрочняемые и термически неупрочняемые. Термически упрочняемые стали в свою очередь разделяют на стали с карбидным и стали с интерметаллидным упрочнением.

Термически неупрочняемые стали применяют в основном для изготовления слабонагруженных деталей. Примером термически неупрочняемых сталей аустенитного класса могут служить 12Х18Н9Т; 12Х25Н16Г7АР (0,3 % азота; 0,02 % бора) и др.

Аустенитные стали с карбидным упрочнением используют для работы при температурах 650—700 °С и высоких нагрузках (диски и лопатки турбин, крепежные детали). Эти стали содержат 0,25—0,5 % С и легированы карбидообразующими элементами (ванадием, ниобием, вольфрамом, молибденом). Указанные элементы упрочняют аустенит и связывают углерод в специальные карбиды.

Типичным представителем аустенитных сталей с карбидным упрочнением является 37Х12Н8Г8МФБ (ЭИ481), химический состав которой и длительная прочность при рабочих температурах приведены в табл. 31.

Аустенитные стали с интерметаллидным упрочнением применяют для работы высоконагруженных деталей с наиболее высокой рабочей температурой (до 750—850 °С). Характерной особенностью состава жаропрочных сталей этой группы является пониженное содержание углерода ($\leqslant$0,1 %), большое количество никеля (до 35—37 %) и наличие титана и алюминия.

Основной упрочняющей фазой в этих сталях является γ'-твердый раствор на основе интерметаллического соединения $(Ni, Fe)_3 (Ti, Al)$. Нужные свойства сталь с интерметаллидным упрочнением приобретает в результате закалки и старения. Типичная сталь с интерметаллидным упрочнением 10Х11Н23Т3МР, химический состав которой и длительная прочность при рабочих температурах приведены в табл. 31.

В структуре стали 10Х11Н23Т3МР после закалки и старения имеется 3—4 % γ'-фазы. Ее долю можно увеличить до 10 %, если повысить содержание в стали никеля, титана и алюминия.

Как уже отмечалось, жаропрочные стали должны быть одновременно и жаростойкими, иначе из-за быстрого окисления при высокой температуре детали из них не могли бы работать и быстро «сгорали», т. е. превращались

Таблица 31. Химический состав и длительная прочность аустенит

Сталь	Среднее содержание основных элементов, %
37Х12Н8Г8МБФ (ЭИ481)	0,37 C; 12,5 Cr; 8 Ni; 8,5 Mn; 1,2 Mo; 1,4 V; 0,35 Nb
10Х11Н23Т3МР (ЭИ696М)	≤0,1 C; 11 Cr; 23 Ni; 1,3 Mo; 2,9 Ti; ≤0,8 Al; ≤0,02 B
08Х11Н35МТЮР (ЭП105)	≤0,1 C; 13 Cr; 35 Ni; 3,4 Mo; 2,3 Ti; 2,8 Al; ≤0,015 B

бы в окалину. Наоборот, жаростойкие стали не всегда обладают высокой жаропрочностью. К жаростойким сталям относятся, например, ферритные высокохромистые стали типа Х17 с содержанием углерода около 0,1 %. Наиболее высокой жаростойкостью обладают ферритные стали с 25—27 % хрома.

В качестве жаростойких сталей широко используют хромоникелевые и хромомарганцевоникелевые аустенитные стали. По жаростойкости стали этой группы не имеют преимуществ перед сталями ферритного класса, они отличаются более высокой прочностью и технологичностью, способны к глубокой вытяжке, хорошо свариваются.

Повышение жаростойкости аустенитных сталей достигается легированием их в большом количестве хрома. Хром ферритообразующий элемент и при увеличении его содержания для сохранения аустенитной структуры необходимо увеличивать содержание аустенитообразующего элемента никеля. Так, в стали с 22—25 % Cr (0,1—0,2 % C) аустенитная структура сохраняется при содержании не менее 17—20 % Ni.

К жаростойким аустенитным сталям относятся стали с 18 % Cr и 9—10 % Ni (12Х18Н9Т, 08Х18Н10Т), сталь 10Х23Н18, 20Х25Н20С2, 12Х25Н16Г7АР, в которую для частичной замены никеля введено 7 % Mn и 0,3—0,4 % N и др.

Термическая обработка жаростойких аустенитных сталей состоит обычно из закалки с 1000—1100 °С. После закалки стали обладают умеренной прочностью — $\sigma_в$ = = 500—750 МПа (для ферритных жаростойких сталей $\sigma_в$ = 500—600 МПа) и высокой пластичностью.

$t_{зак}$, °С	$t_{стар}$, °С	$t_{исп}$, °С	σ_{100}, МПа
1140	660, 16 ч + 790, 14—16 ч	600	450
		700	360
		800	150
1100—1150	750, 16 ч	600	600
		700	400
		800	200
1150—1180	780, 25 ч	600	650
		700	450
		800	250

Жаростойкие аустенитные стали применяют для деталей газовых турбин (газопроводы, листовые детали), изготовляемых с применением глубокой вытяжки, гибки, штамповки и соединяемых сваркой.

Жаропрочные никелевые и кобальтовые сплавы

Эти сплавы по жаропрочным свойствам превосходят сплавы на железной основе — у них более высокие рабочие температуры, они предназначаются для изготовления ответственных деталей газовых турбин, таких как лопатки соплового аппарата, лопатки и диски рабочего колеса турбины и другие, которые в эксплуатации нагреваются выше 700 °С. Наибольшее распространение жаропрочные никелевые и кобальтовые сплавы получили в авиационном двигателестроении и ракетостроении для производства деталей двигателей, работающих в наиболее тяжелых условиях (турбореактивные двигатели). Однако область распространения этих сплавов в настоящее время значительно шире: стационарные энергетические турбины, транспортные (судовые, локомотивные и др.) энергетические установки, нефтехимическое оборудование и пр.

Никелевые жаропрочные сплавы

Эта группа сплавов имеет наибольшее значение. Без применения никелевых жаропрочных сплавов было бы невозможно развитие ведущих отраслей турбостроения. Рабочие температуры никелевых жаропрочных сплавов 700—1030 °С, что составляет 0,6÷0,75 $T_{пл}$ основы. Никелевые сплавы удачно сочетают высокую жаропрочность с жаростойкостью и технологичностью.

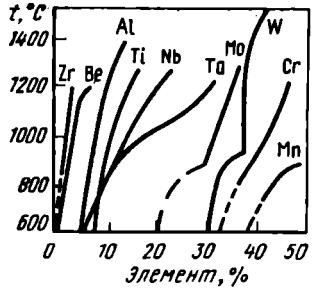


Рис. 211. Растворимость легирующих элементов в никеле при различных температурах

Никель сам по себе не является жаропрочным. Температура плавления никеля 1455 °С, т. е. ниже, чем у железа (1539 °С). Кристаллическая решетка никеля г. ц. к., плотность 8,9 г/см^3 (плотность железа 7,8 г/см^3). Никель мягок ($\sigma_в$ = = 200—400 МПа) и пластичен (δ = 40—50 %).

Жаропрочность никелевых сплавов обеспечивается легированием и соответствующей термической обработкой. Современные никелевые жаропрочные сплавы имеют сложный химический состав, в них входят до 7—9 основных легирующих элементов. Растворимость различных легирующих элементов в никеле в зависимости от температуры показана на рис. 211. В никеле в большом количестве растворяются тугоплавкие металлы: хром, вольфрам, молибден, ниобий, тантал, ванадий и в значительных количествах титан и алюминий. Неограниченно растворяется в никеле кобальт. Все эти элементы, входя в состав твердого раствора на основе никеля, называемого γ-твердым раствором (г. ц. к.), повышают его жаропрочность. Особенно эффективно влияют тугоплавкие металлы вольфрам, молибден, ниобий, тантал.

Особая роль в никелевых жаропрочных сплавах отводится алюминию и титану, которые образуют основную упрочняющую γ'-фазу на основе Ni_3 (Al, Ti). Кристаллическая решетка γ'-фазы г. ц. к., параметры решеток γ-твердого раствора и γ'-фазы очень близки.

В отличие от других упрочняющих фаз (например, карбидов) γ'-фаза пластична и не вызывает охрупчивания сплавов.

Кроме основной упрочняющей γ'-фазы в никелевых сплавах в небольшом количестве встречаются и другие фазы (карбиды, бориды, интерметаллиды).

Жаростойкость никелевых сплавов обеспечивается достаточным содержанием хрома, который увеличивает сопротивление окислению и газовой коррозии. Наиболее жаростойкие никелевые сплавы содержат 20—25 % Cr. Минимальное содержание хрома в никелевых жаропрочных сплавах 9—12 %. Благоприятное влияние на сопро-

тивление окислению при высоких температурах оказывает также алюминий.

Таким образом, высокий комплекс свойств никелевых жаропрочных сплавов (жаропрочность, жаростойкость, технологичность) обеспечивается легированием сплавов в значительном количестве элементами, которые входят в состав твердого раствора и существенно затормаживают диффузионные процессы разупрочнения в нем (W, Mo, Nb); введением в сплавы элементов, образующих упрочняющую γ'-фазу (Al, Ti, Nb, Ta); увеличением до оптимального уровня содержания элементов, повышающих жаростойкость (Cr, Al); упрочнением границ зерен и приграничных объемов, для чего необходимы в небольших количествах углерод и бор; введением в сплавы микродобавок РЗМ, циркония и др., способствующих очищению границ зерен от вредных примесей; усовершенствованием технологии производства и обработки сплавов, в частности применения упрочняющей термической обработки.

Никелевые жаропрочные сплавы маркируют следующим образом; основные легирующие элементы обозначают в марке заглавными буквами русского алфавита так же, как и в сталях. Процентное содержание легирующих элементов обычно в марке не показывают, обозначают только процентное содержание никеля. Так, сплав ХН70ВМТЮ содержит в среднем 70 % Ni и основные легирующие элементы: Cr, W, Mo, Ti, Al. Наряду с этой применяется и другая маркировка: буквами ЭИ или ЭП, за которыми следует порядковый номер сплава, например, ЭИ617 (ХН70ВМТЮ). Некоторые жаропрочные никелевые сплавы имеют специальную маркировку.

Жаропрочные никелевые сплавы делят на деформируемые и литейные (для отливок). Химический состав некоторых жаропрочных никелевых сплавов дан в табл. 32.

Деформируемые никелевые жаропрочные сплавы — наиболее многочисленная группа сплавов. Выбор состава сплава определяется режимом работы изготавливаемой из него детали: температурой, уровнем напряжений и др. Сплавы, предназначенные для эксплуатации при умеренных температурах (750—800 °С), содержат сравнительно большое (до 20 %) количество хрома. Чистый никель при 800 °С имеет очень низкую длительную прочность $\sigma_{100}^{800} = 40$ МПа. При легировании никеля 20 % хрома длительная прочность несколько возрастает, всего лишь до 50—55 МПа.

Таблица 32. Химический состав жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	Содержание основ			
	C	Cr	Ti	Al
				Деформируе
ХН77ТЮ (ЭИ437А)	⩽0,06	19—22	2,3—2,7	0,55—0,95
ХН77ТЮР (ЭИ437Б)	⩽0,07	19—22	2,4—2,8	0,6—1,0
ХН70ВМТЮ (ЭИ617)	⩽0,12	13—16	1,8—2,3	1,7—2,3
ХН73МБТЮ (ЭИ698)	⩽0,08	13—16	2,35—2,75	1,3—1,7
ХН62ВМКЮ (ЭИ867)	⩽0,10	8,5—10,5	—	4,2—4,9
ХН60ВМТКЮ (ЭИ929)	⩽0,12	9—12	1,4—2,0	3,6—4,5
				Литейные
ЖС6	0,11—0,18	11,5—13,5	2,2—2,8	4,7—5,2
ВЖ36-Л1	⩽0,08	10—12	0,4—0,6	4,8—5,2
ВЖЛ12У	0,14—0,20	8,5—10,5	5,0—5,7	4,2—4,7

Увеличение процентного содержания элементов, обеспечивающих образование упрочняющей γ'-фазы, а также усложнение состава сплавов при введении в них тугоплавких металлов и кобальта, обеспечивают дальнейшее повышение жаропрочных свойств.

Следует обратить внимание на соотношение процентного содержания алюминия и титана в различных сплавах. Сплавы, предназначенные для работы при умеренных температурах (750—800 °С), обычно имеют процентное соотношение Al Ti меньше единицы (ЭИ437А, ЭИ437Б, ЭИ 698).

Сплав ЭИ617 с рабочей температурой 800—850° С содержит примерно одинаковое количество алюминия и титана. В сплаве ЭИ927, предназначенного для работы при 900 °С, Al Ti-> 1. Сплав ЭИ867 с такой же высокой рабочей температурой вообще не содержит титана; упрочнение этого сплава при термической обработке происходит за счет образования γ'-фазы на основе соединения Ni_3Al.

В высокожаропрочные сложнолегированные никелевые сплавы вводится кобальт. Положительное влияние кобальта на жаропрочность сплавов связана с тем, что он увеличивает количество выделяющейся из твердого раствора γ'-фазы. Кобальт также повышает пластичность сплавов при высоких температурах и, таким образом,

ных легирующих элементов, %

W	Mo	другие элементы
мые сплавы		
—	—	⩽0,01 Ce, ⩽1 Fe
—	—	⩽0,01 B, ⩽0,01 Ce, ⩽1 Fe
5—7	2—4	⩽0,02 B, ⩽0,02 Ce, ⩽5 Fe
—	2,8—3,2	1,8—2,2 Nb, ⩽0,005 B; ⩽0,005 Ce, ⩽2 Fe
4,3—6	9—11,5	4—6 Co, ⩽0,02 B, ⩽0,02 Ce; ⩽4 Fe
4,5—6	4—6	12—16 Co, 0,2—0,8 V; 0,02 B; ⩽5 Fe
сплавы		
6—8	4—5,5	0,02 B, ⩽2 Fe
7—9	3,7—4,5	0,7—1,1 V; 0,1 B; ⩽0,01 Ce; ⩽1,5 Fe
1—1,8	2,7—3,4	12—15 Co; 0,5—1 V; ⩽0,015 B

улучшает ковкость сплавов (высокожаропрочные никелевые сплавы являются труднодеформируемыми сплавами).

Термическая обработка никелевых жаропрочных деформируемых сплавов состоит из одинарной или двойной закалки (от разных температур) и старения. После закалки структура деформируемых сплавов состоит в основном из γ-твердого раствора и небольшого количества карбидов (рис. 212; альбом, с. 16). В сложнолегированных сплавах в процессе охлаждения на воздухе из γ-твердого раствора происходит частичное выделение γ′-фазы.

При старении из γ-твердого раствора в дисперсном виде выделяется γ′-фаза, равномерно распределенная в объеме сплава. Температура старения обычно выбирается выше рабочей температуры сплава, чтобы стабилизировать структуру и свойства сплава в рабочих условиях.

Максимальные рабочие температуры деформируемых жаропрочных никелевых сплавов, определяемые температурой устойчивости γ′-фазы к разупрочнению, составляют 900—950 °С.

Литейные жаропрочные никелевые сплавы

Литейные жаропрочные никелевые сплавы применяются для работы при температурах 800—1030 °С. Особенно

сильно преимущества этих сплавов проявляются при температурах 950—1030 °С, при которых деформируемые сплавы интенсивно разупрочняются.

Литейные сплавы могут иметь меньшую пластичность, поэтому они содержат большее количество титана, вольфрама и алюминия.

Химический состав некоторых жаропрочных литейных сплавов представлен в табл. 32.

В литейных жаропрочных никелевых сплавах образуются те же фазы, что и в деформируемых, однако в структуре имеются существенные различия. Зерна γ-твердого раствора в литейных сплавах имеют дендритную форму. В связи с дендритной ликвацией распределение легирующих элементов и отдельных фаз (карбидов, боридов и др.) менее равномерное, чем в деформированных. Между осями дендритов располагается эвтектика, в состав которой входят карбиды MC (TiC) пластинчатой формы и γ′-фаза округлой розеточной формы (рис. 213; альбом, с. 16).

γ′-фаза, выделяющаяся из твердого раствора, распределяется относительно равномерно. Форма частиц этой фазы кубоидная, на плоскости шлифа кубическая (скоагулированные частицы имеют неправильную форму). Максимальное количество γ′-фазы в литейных жаропрочных никелевых сплавах может достигать 60 %.

После термической обработки (закалки) величина зерна γ-твердого раствора практически не изменяется, распределение легирующих элементов в объеме сплава становится более равномерным. Важно при термической обработке стабилизировать структуру, чтобы при работе в условиях действия высоких температур и напряжений она не изменялась.

В зависимости от состава и рабочей температуры изделия из литейных жаропрочных сплавов подвергают закалке или закалке и старению. Закалку проводят от высоких температур (~1200 °С) на воздухе. В сплавах с высоким содержанием алюминия и титана γ′-фаза выделяется из твердого раствора даже при быстром охлаждении в воде и в тем большем количестве, чем сложнее состав сплава. Старение жаропрочных литейных сплавов с высокой рабочей температурой проводят при 900—950 °С с целью стабилизации структуры. Иногда старения не применяют и оно осуществляется в процессе эксплуатации сплава.

Литейные жаропрочные сплавы выплавляют в вакуумных печах. Детали из них изготовляют методом точ-

ного литья по выплавляемым моделям. В настоящее время разработаны и применяются новые методы получения отливок. К ним относятся направленная кристаллизация и монокристаллические литье. Направленная кристаллизация рабочих лопаток турбины осуществляется в таких условиях, при которых рост зерен γ-твердого раствора при затвердевании происходит в направлении оси лопатки, совпадающим с направлением действия основных растягивающих напряжений при работе лопатки.

Наибольший эффект повышения жаропрочности достигается при направленной кристаллизации специально подобранных композиций сплавов эвтектического состава. Эвтектика состоит из двух фаз, одна из которых представляет высоколегированный γ-твердый раствор, а другая служит фазой-упрочнителем (карбидная или интерметаллидная фаза высокой жаропрочности). Направленная кристаллизация эвтектики обеспечивает образование структуры, состоящей из параллельных тонких волокон высокожаропрочной фазы в матрице из γ-твердого раствора, из которого при дальнейшем охлаждении выделяется упрочняющая γ'-фаза. Упрочнение, созданное волокнами одной из фаз эвтектики, очень устойчиво. Направленная кристаллизация наиболее перспективных эвтектических сплавов обеспечивает рекордные показатели жаропрочности при температурах 1000—1100 °С. Такой способ может быть использован для изготовления лопаток турбин с высокой рабочей температурой.

Лопатки турбины могут быть изготовлены также методом монокристаллического литья — выращивания крупного монокристалла размером в лопатку. Лопатка с монокристаллической структурой обладает повышенным качеством (отсутствие границ зерен) и более высокой жаропрочностью, чем лопатка из того же сплава с поликристаллической структурой.

Дисперсноупрочненные никелевые жаропрочные сплавы

Для крайне высоких рабочих температур вплоть до 1100—1200 °С используют сплавы, упрочненные дисперсными частицами тугоплавких оксидов, называемые дисперсноупрочненными сплавами. Такие сплавы приготавливают одним из способов порошковой металлургии — методом механического легирования.

Одним из первых дисперсноупрочненных сплавов был сплав никеля с оксидом тория ThO_2 (6% Ni +

+ 2% ThO_2), называемый ТД-никель. В этом сплаве ThO_2 выполняет роль упрочняющей фазы при высоких рабочих температурах. При комнатной и умеренной рабочих температурах сплав ТД-никель по прочности и жаропрочным свойствам существенно уступает стареющим никелевым сплавам, приготовленным обычным способом, но при температурах 1000—1100 °С, когда другие сплавы разупрочняются, он приобретает преимущества.

Другим сплавом, полученным методом механического легирования, является ТД-нихром, основой которого служит легированный хромом твердый раствор (Ni + + 20 % Cr).

Проводятся работы по созданию новых дисперсноупрочненных сплавов более сложного состава.

При механическом легировании исходными материалами служат дисперсные порошки компонентов сплава (никеля, хрома и др.) в смеси с очень тонким порошком тугоплавких оксидов тория, иттрия или гафния.

Жаропрочные кобальтовые сплавы

Кобальт по свойствам сходен с никелем. Температура плавления кобальта 1495 °С. Ниже 477 °С кобальт имеет г. п. у. кристаллическую решетку, а выше этой температуры г. ц. к. решетку. Плотность кобальта и никеля очень близки, плотность кобальта высокотемпературной модификации 8,7 г/см^3, а низкотемпературной 8,9 г/см^3.

По характеристикам жаропрочности кобальт также существенно не отличается от никеля. Что касается жаропрочности сплавов, то наилучшие жаропрочные кобальтовые сплавы уступают лучшим жаропрочным никелевым сплавам. Достоинством кобальтовых сплавов является их хорошая коррозионная стойкость при повышенных температурах в продуктах сгорания топлива, содержащего серу. Они имеют более высокую теплопроводность, чем никелевые жаропрочные сплавы. Структура кобальтовых сплавов отличается высокой стабильностью при длительной работе, сплавы обладают повышенным сопротивлением термической усталости. Однако кобальт является более дефицитным и дорогостоящим металлом по сравнению с никелем. Поэтому по возможности кобальтовые сплавы стараются заменить никелевыми.

Деформируемые кобальтхромоникелевые сплавы, дополнительно легированные вольфрамом, молибденом, ниобием, титаном и др. элементами и содержащие до 0,4 % С, после закалки, имеют структуру твердого раствора, они

упрочняются при старении за счет выделения из твердого раствора упрочняющих фаз, в основном дисперсных карбидов. Литейные сплавы могут быть кобальтхромистыми или кобальтохромоникелевыми, дополнительно легированными различными элементами. В большинстве случаев они имеют структуру твердого раствора с сеткой выделившихся при кристаллизации избыточных карбидов. Они также могут упрочняться в результате старения.

Характерной особенностью кобальтовых жаропрочных сплавов является то, что они имеют сравнительно невысокие характеристики жаропрочности при умеренных температурах, которые с повышением температуры до 900 °С мало меняются и поэтому оказываются достаточно высокими по сравнению со свойствами других сплавов. При 800 °С предел 100-ч длительной прочности кобальтовых сплавов составляет 150—200 МПа, при 870 °С — 110—160 МПа, при 980 °С — 60—80 МПа.

12. Магнитные стали и сплавы

Из всех металлов только железо, никель и кобальт [1] обладают ферромагнетизмом. Во внешнем магнитном поле эти металлы сильно намагничиваются. Способность металлов сильно намагничиваться широко используется в технике.

Важнейшими характеристиками, определяющими магнитные свойства, являются остаточная индукция B_r и коэрцитивная сила H_c.

Остаточная индукция B_r — это индукция, остающаяся в образце после снятия внешнего поля (единица измерения — тесла, Тл).

Коэрцитивная сила H_c — напряженность магнитного поля обратного знака, необходимого для размагничивания образца, измеряется в А/м (ампер на метр).

На рис. 214 приведена кривая намагничивания (петля гистерезиса), на которой отрезок 02 соответствует остаточной индукции B_r (когда напряженность внешнего поля $H = 0$), а отрезок 03 соответствует коэрцитивной силе H_c (когда намагниченность тела $i = 0$).

Ферромагнитные материалы подразделяют на две большие группы: магнитно-твердые (магнитно-жесткие) и магнитно-мягкие материалы. Магнитно-жесткие материалы обладают высокими значениями коэрцитивной силы — от нескольких десятков до нескольких тысяч ампер

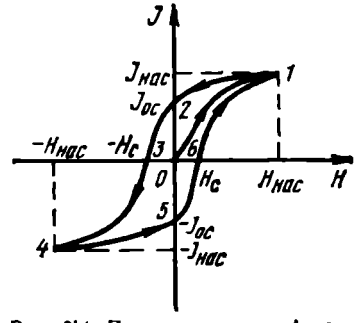


Рис. 214. Петля гистерезиса ферромагнетика

[1] А также редкоземельный металл гадолиний при температурах ниже 0 °С.

на сантиметр. Такие материалы используют для изготовления постоянных магнитов. Магнитно-мягкие материалы характеризуются малыми (от нескольких тысячных до 1—2 А/см) значениями коэрцитивной силы. Из них изготовляют магнитопроводы — проводники магнитного потока, генерируемого каким-либо источником (сердечники катушек, электромагнитов, трансформаторов, динамомашин). Петли гистерезиса для материалов различных групп разные: для магнитно-твердых — широкие, для магнитно-мягких — узкие.

Магнитно-твердые стали и сплавы

Магнитно-твердые стали и сплавы для постоянных магнитов должны обладать высокими значениями коэрцитивной силы H_c и остаточной индукции B_r.

Обычно коэрцитивная сила у чистых ферромагнитных металлов небольшая и возрастает в сплавах. Получение высококоэрцитивного состояния в этих сплавах обусловлено происходящими в них фазовыми превращениями: мартенситным превращением, распадом твердого раствора с выделением дисперсных фаз, превращением неупорядоченных твердых растворов, в решетке которых атомы компонентов распределены относительно равномерно, в упорядоченные твердые растворы, атомы компонентов в которых занимают определенные положения в кристаллической решетке. Коэрцитивная сила возрастает также при возникновении искажений в кристаллической решетке, вызванных напряжениями, при измельчении зерна.

Все промышленные сплавы для постоянных магнитов можно разделить на следующие группы: 1) стали с мартенситной структурой; 2) литые магнитно-твердые сплавы; 3) порошковые металлокерамические сплавы; 4) пластически деформируемые сплавы.

В первую группу входят углеродистые заэвтектоидные стали У10 и У12, а также легированные стали.

Легирование углеродистой стали (~1 % С) хромом, вольфрамом, совместно хромом и кобальтом вызывает повышение коэрцитивной силы, обеспечивает более высокую стабильность свойств при эксплуатации.

Марки легированных магнитно-твердых сталей: ЕХ3 (0,9—1,1 % С; 2,8—3,6 % Cr); ЕВ6 (0,68—0,78 % С; 0,30—0,50 % Cr, 5,2—6,2 % W), ЕХ5К5 (0,9—1,0 % С, 5,5—6,5 % Cr; 5,5—6,5 % Co); ЕХ9К15М2 (0,9—1,05 % С; 8—10 % Cr; 13,5—16,5 % Co; 1,2—1,7 % Mo) *. Хромистые стали по сравнению с углеродистыми прокаливаются значительно глубже, поэтому из них изготовляют более крупные магниты. Хромокобальтовые стали имеют наиболее высокие магнитные свойства.

Наилучшие магнитные свойства достигаются, если структура сталей состоит из мартенсита с включениями дисперсных карбидов, дополнительно повышающих коэрцитивную силу.

Коэрцитивная сила легированных сталей после термической обработки составляет 4,8—12 кА/м, остаточная магнитная индукция 0,8—1,0 Тл.

Рассмотренные выше стали для постоянных магнитов имеют ограниченное применение, так как по своим магнитным свойствам они уступают литым и металлокерамическим сплавам.

Магнитно-твердые литые сплавы — это сплавы системы Fe—Ni—Al на основе железа. Они содержат примерно 12—34 % Ni и 6,5—15 % Al, остальное — железо. В равновесном состоянии в сплавах указанного состава имеются две фазы с объемноцентрированной кубической ре-

* ГОСТ 6862—71. Буква Е обозначает магнитно-твердую сталь.

Таблица 33. Химический состав, %, и магнитные свойства сплавов для постоянных магнитов

Сплав	Содержание элементов, % (Fe — остальное)	H_c, кА/м	B_r, Тл
ЮНД4	13,5 Al; 24,5 Ni; 3,5 Cu	40	0,5
ЮНДК18	9,5 Al; 18,5 Ni; 3,5 Cu; 18,5 Co	55	0,9
ЮНДК35Т5Б	7 Al; 14,5 Ni; 3,5 Cu; 35 Co; 1 Nb; 5 Ti	96	0,75
ЮНДК35Т5БА *	7 Al; 14,5 Ni; 3,5 Cu; 35 Co; 1 Nb; 5 Ti	110	1

* Буква А означает, что сплав имеет столбчатую структуру. Если в конце марки стоят буквы АА, это означает, что сплав имеет монокристаллическую структуру.

шеткой: β_1-твердый раствор, близкий по составу к железу, и β_2-упорядоченный твердый раствор на основе соединения NiAl. β_2-фаза слабоферромагнитна. Для практических целей применяют сплавы, дополнительно легированные Cu, Co, Ti, Nb, которые улучшают магнитные свойства. Сплавы обладают высокой твердостью и хрупкостью, поэтому они не поддаются деформации и обработке резанием; магниты из них изготовляют методом литья.

Химический состав некоторых широко распространенных в промышленности сплавов и их магнитные свойства (ГОСТ 17809—72) приведены в табл. 33.

Магнитные сплавы подвергают специфической термической обработке. Она включает в себя нагрев до 1250—1280 °С с последующим регламентированным охлаждением, которое обеспечивает получение наибольшего значения коэрцитивной силы.

Еще более высокие результаты достигаются при термической обработке сплавов в магнитном поле (термомагнитная обработка).

Недостатком литых сплавов является высокая твердость и хрупкость, что делает практически невозможным все виды обработки этих сплавов, кроме шлифования.

Порошковые магнитно-твердые сплавы имеют ряд преимуществ перед литыми сплавами: они обладают повышенной прочностью, что объясняется малой величиной зерна.

Порошковые сплавы системы Fe—Ni—Al можно изготовить из порошка измельченного литого сплава или из порошков элементов, входящих в эти сплавы, путем прессования и спекания порошков при высокой температуре (1300 °С для спекания порошков металлов) в защитной атмосфере. По химическому составу порошковые сплавы существенно не отличаются от литых, но по магнитным свойствам (после тех же видов термической и термомагнитной обработки) несколько уступают им. Маркируют такие сплавы буквами ММК (магнит металлокерамический) и цифрами, обозначающими порядковый номер сплава (например, ММК1, ММК7, ММК11).

Деформируемые магнитно-твердые сплавы изготовляют на основе пластичных металлов: Fe_α, Co, Cu. Они обладают способностью к обработке давлением, резанием. Рассмотренные ранее легированные стали с мартенситной структурой хотя и обладают этими свойствами, но имеют низкие магнитные свойства.

Среди деформируемых высококоэрцитивных сплавов, приближающихся по магнитным свойствам к литейным сплавам для постоянных магнитов, сплавы на основе α-железа, сплавы Fe—Cr—Co; Fe—Co—V; Cu—Ni—Co и др. Сплавы являются дисперсионно-твердеющими. Термическая обработка их включает закалку и старение (отпуск).

В промышленности используют деформируемые сплавы: хромко (45 % Fe; 30 % Cr; 25 % Co); викаллой (52 % Co; 13 % V, остальное — Fe); кунико (50 % Cu; 21 % Ni; 29 % Co) и др. Некоторые сплавы после закалки можно подвергать холодной пластической деформации, при которой формируется кристаллографическая текстура, что приводит к дополнительному повышению магнитных свойств. После закалки, холодной деформации и старения при 600—620 °С сплав викаллой, например, имеет следующие свойства: HRC 58—62; H_c = = 28 кА/м; B_r = 0,6 Тл.

Ковкие пластичные деформируемые сплавы хромко, викаллой, кунико и другие применяют для изготовления тонких лент и проволоки.

Магнитно-мягкие стали и сплавы

Магнитно-мягкие стали и сплавы предназначены для изготовления магнитопроводов, элементов магнитной системы, проводящих магнитный поток, создаваемый каким-либо источником.

Эти стали и сплавы должны иметь малую коэрцитивную силу, большую магнитную восприимчивость.

В качестве магнитно-мягкого материала используют тонколистовую электротехническую сталь, точнее, низкоуглеродистые (0,05—0,005 % C), железокремнистые сплавы (0,8—4,8 % Si).

Кремний образует с железом твердый раствор (легированный феррит). Он сильно повышает электросопротивление стали и тем самым снижает потери на вихревые токи, увеличивает магнитную проницаемость.

Электротехнические стали по структуре и виду прокатки разделяют на классы (ГОСТ 214270—75): 1 — горячекатаная изотропная; 2 — холоднокатаная изотропная; 3 — холоднокатаная анизотропная с определенной текстурой.

В зависимости от содержания кремния стали подразделяют на группы: 0 — с содержанием до 0,4 % Si; 1 — с 0,4—0,8 % Si; 2 — с 0,8—1,8 % Si; 3 — с 1,8—2,8 % Si; 4 — с 2,8—3,8 % Si; 5 — с 3,8—4,8 % Si.

Электротехнические стали делят на группы (0, 1, 2, 6, 7) в зависимости от нормируемых показателей электрических и магнитных свойств.

Выпускают следующие марки тонколистовых электротехнических сталей: горячекатаная сталь 1211; 1212; 1213; 1311; 1312; 1313; 1411; 1412 и др.; холоднокатаная анизотропная: 2011; 2012; 2013; 2111; 2211 и др.; холоднокатаная анизотропная (текстурированная): 3411; 3412; 3414 и т. д.

В марке цифры означают: первая — класс по структуре и виду прокатки, вторая — содержание кремния; третья — группу по основной нормируемой характеристике свойств; четвертая — порядковый номер типа стали.

Более высокие магнитные свойства имеет крупнозернистая сталь с определенной текстурой, т. е. с определенной преимущественной кристаллографической ориентацией зерен.

Электротехническую сталь по применению делят на динамную и трансформаторную. *Динамная сталь* содержит 0,5—2,3 % Si и

по сравнению с *трансформаторной сталью* (3,5—4,8 % Si) она более пластична и менее магнитно-мягкая.

Особо чистые сорта железа после специальной обработки также имеют высокую магнитную проницаемость и малую коэрцитивную силу, но низкое электросопротивление и большие потери на вихревые токи. Такое железо можно применять в качестве магнитно-мягкого материала для изготовления сердечников, полюсных наконечников электромагнитов и др.

Железоникелевые сплавы (пермаллои) содержат 45—80 % Ni и дополнительно легированы хромом, кремнием, молибденом. Легирующие элементы входят в твердый раствор, повышают электросопротивление и уменьшают потери на вихревые токи. Магнитная проницаемость этих сплавов очень высокая.

Наиболее высокие свойства имеет пермаллой 79НМА (78,5—80 % Ni; 3,8—4,1 % Mo, остальное — Fe). После специальной термической обработки (высокотемпературный отжиг при 1100—1250 °С в атмосфере водорода с медленным охлаждением в магнитном поле) они обладают высокой начальной магнитной проницаемостью до 50 000 и максимальной проницаемостью до 300 000, а также малой коэрцитивной силой (0,05—0,003 А/см).

Из-за очень высокой начальной магнитной проницаемости пермаллои применяют в аппаратуре, работающей в слабых полях (телефон, радио).

13. Сплавы с высоким электрическим сопротивлением

Сплавы с высоким электросопротивлением (ГОСТ 12766—67) применяют для изготовления нагревательных элементов электрических печей и приборов (сплавы для нагревательных элементов) и для реостатов (реостатные сплавы, ГОСТ 492—73). Сплавы с высоким электросопротивлением должны иметь высокое удельное сопротивление; низкий температурный коэффициент электросопротивления; высокую окалиностойкость, особенно сплавы для элементов, нагревающихся в процессе работы до высокой температуры.

Для реостатных сплавов окалиностойкость не имеет особенного значения, так как проволока в реостатах нагревается не выше 500 °С. Для нагревательных элементов применяют сплавы на никелевой или железной основе, а для реостатов — на медной. Все сплавы с высоким электросопротивлением относятся к сплавам-твердым растворам. Химический состав и свойства их приведены в табл. 34 и 35.

14. Сплавы с особыми тепловыми и упругими свойствами

Эти сплавы содержат большое количество никеля. Так, инвар (Н36) содержит ≈36 % Ni; платинит (Н48) ≈ 48 % Ni; элинвар (Н35ХМВ) 1,14—1,26 % C; 8,5—9,5 % Cr; 34,3—35,7 % Ni; 2—4 % W; 1,8—2,2 % Mo.

Сплав инвар почти не расширяется при температурах до 100 °С; его применяют для деталей точных приборов, которые не должны менять своих размеров с изменением температуры.

Сплав платинит имеет такой же коэффициент температурного расширения, как стекло и платина; его применяют для замены платины при впаивании в электрические лампы. Сплав элинвар имеет постоянный, не изменяющийся до 100 °С, модуль упругости — его применяют

Таблица 34. Химический состав, %, и свойства сплавов с высоким

Сталь	C	Mn	Si	Cr
Х13Ю4 (фехраль)	≤0,15	≤0,7	≤1,0	12—15
0Х23Ю5	≤0,06	≤0,5	≤0,7	21,5—24,5
0Х27Ю5	≤0,05	≤0,3	≤0,6	26—28
Х15Н60 (нихром)	≤0,15	≤1,5	0,4—1,3	15—18
Х20Н80 (нихром)	≤0,15	≤0,7	0,4—1,3	20—23
Х20Н80Т3	≤0,08	≤0,5	≤1,0	19—23

для изготовления часовых пружин, камертонов, маятников, хронометров и т. п.

15. Легированные чугуны

Чугуны легируют для повышения их механических свойств или для придания им специальных свойств: коррозионной стойкости, окалиностойкости, жаропрочности и др.

Повышение механических свойств чугуна при легировании связано с влиянием легирующих элементов на формирование структуры при эвтектической и эвтектоидной кристаллизации. Почти все легирующие элементы повышают устойчивость жидкой фазы и аустенита, в результате чего эвтектическая кристаллизация, при которой происходит образование графита, и эвтектоидная кристаллизация, при которой формируется структура металлической основы чугуна, происходит при больших степенях переохлаждения, чем в нелегированном чугуне. Это способствует образованию более мелкого графита и получению более дисперсного (тонкопластинчатого) перлита, что и приводит к повышению механических свойств чугуна.

Для легирования чугуна используют те же элементы, что и для легирования стали. Если легирование проводят с целью повышения механических свойств, то легирующие элементы вводят в количествах

Таблица 35. Химический состав, %, и свойства реостатных сплавов

Сплав	Mn	Ni + Co	Cu	Электросопротивление при 20 °С, мкОм·м	Температурный коэффициент электросопротивления	Максимальная рабочая температура, °С
МНМц3-12 (манганин)	11,5—13,5	2,5—3,5	Ост.	0,43	0,00003	200
МНМц 40-1,5 (константан)	1—2	39—41		0,48	0,00002	500
МНМц 43-0,5 (копель)	0,1—1,0	42,5—44		0,50	0,00014	500

электрическим сопротивлением

Ni	Al	Fe	Удельное электро-сопротивление, мкОм·м	Окалино-стойкость до температуры, °С
⩽0,6	3,5—5,5	Ост.	1,26	1000
⩽0,6	4,5—5,5	»	1,37	1200
⩽0,6	5,0—5,8	»	1,42	1300
55—61	⩽0,2	»	1,1	1050
75—78	⩽0,2	⩽1,0	1,11	1100
Остальное	0,4—1,1	⩽2,5	1,27	1100

преимущественно до 1 %, так как большинство из них (карбидообразующие элементы) при увеличении содержания вызывают отбеливание чугуна, т. е. способствуют образованию ледебурита при эвтектической кристаллизации.

Если легирование ведут с целью придания чугуну специальных свойств, то содержание легирующих элементов увеличивают, иногда значительно (более десяти процентов).

Легированные чугуны широко используют как конструкционные материалы. Благодаря ряду ценных свойств легированные чугуны в ряде случаев применяют вместо более дорогих и дефицитных металлических материалов — цветных сплавов, легированных сталей.

Широкое применение получили низколегированные чугуны для изготовления поршневых колец двигателей внутреннего сгорания. От поршневых колец требуется высокая упругость и износостойкость. Основным материалом для них является фосфористый серый перлитный чугун (0,3—0,5 % Р). Имеющаяся в структуре такого чугуна фосфидная эвтектика повышает износостойкость.

Наиболее ответственные по назначению поршневые кольца изготовляют из легированного чугуна марок ХНВ, ХНМ и др. Наличие в их составе вольфрама или молибдена обеспечивает чугуну повышенную теплостойкость (до 400 °С). Такие чугуны используют для изготовления поршневых колец, применяемых в авиационных и других высоконагруженных двигателях внутреннего сгорания.

Из чугунов со специальными свойствами необходимо отметить коррозионностойкие, окалиностойкие и жаропрочные чугуны.

Повышение коррозионной стойкости достигается при легировании чугуна в большом количестве (13—17 %) кремнием отдельно или в сочетании с молибденом или хромом. К коррозионностойким чугунам относятся ЧС13, ЧС15, ЧС17, ЧС15М3, ЧХ22С, ЧХ28Д2 и другие (ГОСТ 7769—82). Высокая коррозионная стойкость их обеспечивается благодаря созданию на поверхности защитной оксидной пленки.

Окалиностойкие чугуны предназначены для работы в газовых и воздушных средах в условиях газовой коррозии. Окалиностойкость повышают легированием чугуна хромом, кремнием, алюминием. Низколегированные чугуны марок ЧХ2, ЧХ3, ЧХ5, ЧЮХШ (Ш — чугун с шаровидной формой графита) обладают умеренной жаростойкостью. Наиболее жаростойкими являются высоколегированные чугуны ЧХ22С, ЧХ28, ЧЮ22Ш и др.

Высокой жаропрочностью обладают аустенитные чугуны (например, ЧН11Г7Ш, ЧН19Х3Ш) и др.

Аустенитные чугуны используют в качестве маломагнитных материалов, особенно в электротехнической промышленности. К ним относятся марганцевые и никелевые чугуны (ЧГ6С3Ш, ЧГ8Д3, ЧН15Д6) и др.

Наряду со специальными свойствами легированные чугуны характеризуются значительной износостойкостью и хорошими литейными свойствами.

Специальные чугуны применяют в различных отраслях промышленности: в химическом машиностроении для работы в агрессивных средах, для изготовления насосно-компрессорного оборудования, чугунных литых нагревателей, немагнитных деталей, машин, механизмов, работающих в условиях трения.

Глава VIII ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

К группе широко применяемых цветных металлов относятся алюминий, титан, магний, медь, свинец, олово.

Цветные металлы обладают целым рядом весьма ценных свойств, например, высокой теплопроводностью (алюминий и медь), очень малой плотностью (алюминий и магний) очень низкой температурой плавления (свинец и олово), высокой коррозионной стойкостью (титан и алюминий).

Основные физические свойства некоторых цветных металлов приведены ниже:

	Mg	Al	Ti	Cu
Атомный номер	12	13	22	29
Атомная масса	24,3	27,0	47,0	63,5
Плотность при 20 °С, г/см^3	1,74	2,7	4,5	8,9
Температура плавления, °С	651	660	1668	1083
Атомный диаметр, Н·м	0,32	0,28	$d_\alpha = 0{,}289$ $d_\beta = 0{,}286$	0,256
Скрытая теплота плавления, Дж/г	293	405	358	205
Удельная теплопроводность при 20 °С, Вт/(м·К) . . .	1391	225	18,85	387
Температурный коэффициент линейного расширения $\times 10^6$ при 25 °С . . .	26,0	24,3	8,15	16,8
Удельное электросопротивление при 20 °С, Ом·см 10^6	4,5	2,7	45	1,72
Модуль нормальной упругости Е, МПа	45 000	71 000	112 000	125 000

1. Алюминий и его сплавы

Алюминий — металл серебристо-белого цвета; находится в III группе Периодической системы Д. И. Менделеева.

Таблица 36. Марки первичного алюминия

Марка	Химический состав, %,				Марка	Химический состав, %,			
	Al, % (не менее)	примеси, (не более)				Al, % (не менее)	примеси, (не более)		
		Fe	Si	всего			Fe	Si	всего
	Особой чистоты					*Технической чистоты*			
А999	99,999	—	—	0,001	А85	99,85	0,08	0,06	0,15
	Высокой чистоты				А8	99,8	0,12	0,10	0,20
					А7	99,7	0,16	0,16	0,30
А995	99,995	0,0015	0,0015	0,005	А6	99,6	0,25	0,20	0,40
А99	99,99	0,003	0,013	0,010	А5	99,5	0,30	0,30	0,50
А97	99,97	0,015	0,015	0,030	А0	99,0	0,50	0,50	1,0
А95	99,95	0,030	0,030	0,050					

Алюминий легкий (плотность 2,7 г/см^3) и легкоплавкий (температура плавления 660 °С) металл, он не имеет полиморфных превращений, кристаллизуется в гранецентрированной кубической решетке с параметром $a = 0{,}404$ нм и поэтому обладает высокой пластичностью. Алюминий имеет высокую теплопроводность, а электропроводность его составляет 65 % от электропроводности меди.

Алюминий — коррозионностойкий металл. Образующаяся на его поверхности плотная пленка оксида Al_2O_3 обладает очень хорошим сцеплением с металлом, малопроницаема для всех газов и предохраняет алюминий от дальнейшего окисления и коррозии в атмосферных условиях, воде и других средах. Алюминий стоек в концентрированной азотной кислоте и некоторых органических кислотах (лимонной, уксусной и др.). Минеральные кислоты (соляная, плавиковая) и щелочи разрушают оксидную пленку.

Постоянные примеси (Fe, Si, Ti, Mn, Cu Zn, Cr) понижают физико-химические характеристики и пластичность алюминия.

В зависимости от содержания примесей различают марки первичного алюминия А999, А995, А99, А97, А95 (табл. 36).

Железо и кремний являются основными неизбежными примесями, попадающими в алюминий при его производстве Их присутствие отрицательно сказывается на свойствах алюминия.

На рис. 215 приведены микроструктуры алюминия. Чистейший алюминий имеет крупнозернистую структуру

с тонкими прямолинейными границами (рис. 215, *а*; альбом, с. 18).

Железо практически нерастворимо в алюминии, поэтому даже при самом малом его содержании образуется хрупкое химическое соединение $FeAl_3$. Кристаллизуясь в виде игл (рис. 215, *б*; альбом, с. 18), служащих надрезами в металле, оно снижает пластические свойства алюминия. Железо уменьшает коррозионную стойкость алюминия вследствие большой разницы электрохимических потенциалов фаз Al и $FeAl_3$, возникновения микрогальванических пар на границе этих фаз и развития межкристаллитной коррозии.

Кремний не образует с алюминием химических соединений и присутствует в сплавах алюминия в элементарном виде. Растворимость кремния в алюминии при комнатной температуре не превышает 0,05 %. Уже при незначительных количествах кремния в структуре алюминия образуются включения эвтектики Al + Si (рис. 215, *в*; альбом, с. 18). Кристаллики кремния по свойствам близки к химическим соединениям, обладают высокой твердостью (НВ 800) и хрупкостью.

Основное отрицательное влияние примеси кремния выражается в ухудшении литейных свойств технического алюминия. Кремний резко снижает температуру солидуса, увеличивает интервал кристаллизации ($\Delta t = t_л - t_c$), а значит, уменьшает жидкотекучесть и увеличивает склонность сплава к трещинообразованию.

В промышленном алюминии одновременно присутствуют железо и кремний, поэтому его можно рассматривать как тройной сплав системы Al—Fe—Si. При этом в алюминии могут образовываться два тройных химических соединения: α (Al—Fe—Si) и β (Al—Fe—Si), которые практически нерастворимы в Al. Появление в структуре технического алюминия скелетообразной, крабовидной фазы α (Al—Fe—Si) и грубой пластинчатой фазы β (Al—Fe—Si) резко изменяет его свойства.

Из-за низкой прочности технический алюминий применять как конструкционный материал нецелесообразно. Его широко используют для изготовления ненагруженных деталей и элементов конструкций, когда основную роль играют его малая плотность, высокая пластичность, коррозионная стойкость, хорошая свариваемость. Высокая электропроводность алюминия, сочетающаяся с малой плотностью, позволили широко использовать его в электротехнике в качестве проводникового материала.

Благодаря высокой теплопроводности из технического алюминия изготавливают теплообменники в холодильных установках. Высокая отражательная способность позволяет делать из него рефлекторы, зеркала, экраны телевизоров. Коррозионная стойкость позволяет широко применять алюминий в химическом машиностроении, пищевой промышленности и строительстве.

Наибольшее количество алюминия расходуется для производства сплавов на алюминиевой основе, которые благодаря их малой плотности позволяют значительно снижать массу конструкций.

Классификация алюминиевых сплавов

Введение легирующих элементов позволило создать целую группу алюминиевых сплавов с различными физико-механическими и технологическими свойствами.

По технологии изготовления полуфабрикатов и изделий все применяемые в промышленности алюминиевые сплавы делят на три группы: деформируемые, литейные и спеченные.

Деформируемые сплавы должны иметь высокую технологическую пластичность, так как используются для изготовления деталей различными способами пластической деформации (прокаткой, ковкой, прессованием и т. д.). Поэтому деформируемые сплавы должны иметь однородную структуру твердого раствора на основе алюминия. Для повышения прочности при условии сохранения технологической пластичности в деформируемых сплавах допускается небольшое количество кристаллов эвтектики.

Литейные сплавы, предназначенные для изготовления деталей методами фасонного литья (в земляные или металлические формы, под давлением и пр.) должны иметь хорошие литейные свойства — высокую жидкотекучесть, малую склонность к образованию горячих трещин, которые зависят от интервала кристаллизации. Чем меньше интервал температур начала и конца затвердевания сплава, тем выше его жидкотекучесть и, следовательно, способность расплава к заполнению литейной формы сложной конфигурации. Поэтому наилучшими литейными свойствами обладают эвтектические сплавы, так как они кристаллизуются практически при постоянной температуре.

Принадлежность алюминиевого сплава к той или иной группе определяется характером взаимодействия алюминия с легирующими элементами, т. е. типом диаграммы состояния.

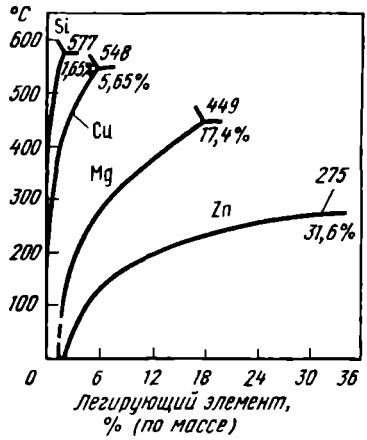


Рис. 216. Начальные области диаграмм состояния сплавов алюминия с различными элементами

Одни легирующие элементы, например Cu, Si, Mg, Zn, резко изменяют свойства алюминия и его сплавов. Другие, например Mn, Ni, Cr, улучшают свойства только при наличии перечисленных выше, одного или нескольких, основных легирующих элементов. Наконец, часть элементов вводят в качестве модификаторов — малых количеств улучшающих добавок, действующих различно, но улучшающих (главным образом, измельчающих) структуру; к таким добавкам относятся Na, Be, Ti, Ce, Nb.

Большинство элементов, входящих в алюминиевые сплавы, образуют с алюминием ограниченные твердые растворы переменной концентрации, в которых растворимость элемента с понижением температуры уменьшается. На рис. 216 показаны начальные области диаграмм состояния алюминия с некоторыми элементами (Si, Cu, Mg, Zn), т. е. начальные области диаграмм состояния систем: Al—Si; Al—Cu; Al—Mg; Al—Zn.

Вследствие уменьшения растворимости из двойных твердых растворов должны выделяться избыточные вторичные кристаллы. В системе Al—Si избыточной фазой являются кристаллы Si; в системе Al—Cu — химическое соединение $CuAl_2$; системе Al—Mg — соединение Mg_2Al_3.

В многокомпонентных сплавах на алюминиевой основе легирующие элементы, взаимодействуя между собой, образуют новые фазы. Так, Mg и Si образуют фазу Mg_2Si. Наконец, образуются тройные или четверные соединения (например, $CuMgAl_2$, AlCuMgSi), растворимость которых в алюминии ограничена и с понижением температуры уменьшается.

В схематическом виде диаграмма состояния сплавов на алюминиевой основе представлена на рис. 217, *а*. Сплавы, в которых суммарное количество добавляемых элементов меньше количества, соответствующего точке *S*, в твердом состоянии будут однофазными, т. е. представляют собой

твердый раствор. Такие сплавы должны иметь высокую пластичность, хорошо обрабатываться давлением в горячем и холодном состояниях. Поскольку в них не происходит фазовых превращений, упрочнить такие сплавы термической обработкой невозможно.

В сплавах с содержанием легирующих элементов больше концентрации в точке S при охлаждении выделяются избыточные фазы — вторичные кристаллы. Характер их зависит от состава сплава в соответствии с диаграммами состояния. Избыточные фазы всегда упрочняют сплав, делают его более твердым, более прочным, но менее пластичным. Насколько эффективно влияют вторичные кристаллы, зависит от их свойств, количества, формы и распределения. Чем ближе сплав по составу к точке E, тем больше эффект от выделения вторичных кристаллов.

В структуре сплавов, лежащих правее точки E, имеется равновесная эвтектика, не устраняемая никакой термической обработкой. Способность этой группы сплавов к пластической деформации из-за наличия эвтектики резко снижается, а литейные свойства возрастают.

Таким образом, все алюминиевые сплавы, химический состав которых лежит левее точки E относятся к деформируемым (их область существования обозначена на диаграмме рис. 217 буквой A), а сплавы состава правее точки E — к литейным (область B).

Деформируемые алюминиевые сплавы могут быть классифицированы также по склонности к термическому упрочнению. Способность упрочняться в результате термической обработки зависит от изменения концентрации α-твердого раствора при изменении температуры и от при-

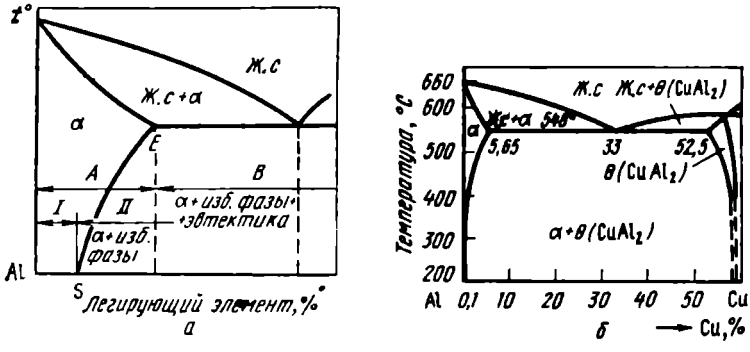


Рис. 217 Диаграмма состояния сплавов на алюминиевой основе (схема): *А* — деформируемые сплавы; *Б* — литейные сплавы; *I*, *II* — сплавы, не упрочняемые и упрочняемые термической обработкой, соответственно

роды упрочняющих фаз, которыми могут быть только интерметаллиды, растворяющиеся в основном α-твердом растворе при нагревании сплава. Следовательно, деформируемые алюминиевые сплавы можно разделить на две подгруппы: деформируемые, неупрочняемые термической обработкой (левее точки *S* на схеме диаграммы рис. 217), и деформируемые, упрочняемые термической обработкой (находящиеся по составу между точками *S* и *E*).

Наконец, все алюминиевые сплавы, как литейные, так и деформируемые, классифицируют по свойствам: сплавы повышенной пластичности, конструкционные, высокопрочные, жаропрочные и др.

Термическая обработка алюминиевых сплавов

Структура алюминиевых промышленных сплавов в равновесном состоянии, соответствующем диаграмме, должна представлять собой алюминиевый α-твердный раствор с включениями интерметаллидных фаз θ ($CuAl_2$), *S* (Al_2CuMg), Mg_2Si и др. Однако в реальных условиях затвердевания промышленных слитков, а также под действием внешних сил (нагрузки и тепла) происходит изменение равновесного состояния, структуры и свойств сплавов. Получить требуемый комплекс механических и технологических свойств алюминиевых сплавов можно путем термической обработки: отжига, закалки, старения.

Отжиг

Применяется для устранения неравновесного структурного состояния. Поскольку образование неравновесных структур может быть вызвано различными причинами.

Гомогенизирующий отжиг устраняет неравновесные структурные составляющие, возникающие в сплаве вследствие неполноты протекания диффузионных процессов при кристаллизации слитков. Так как в промышленных условиях скорость кристаллизации слитка всегда выше равновесной, в литом металле наблюдается ликвация химических элементов и появляется дендритная ликвация. Неоднородность литой структуры значительно понижает технологическую пластичность сплавов.

В результате гомогенизирующего отжига структура слитка становится более однородной (гомогенной), выравнивается химический состав по сечению зерна. Часть неравновесных интерметаллидов, расположенных между

ветвями — осями дендритов α-твердого алюминиевого раствора, при нагревании растворяется в этом растворе, но при охлаждении интерметаллиды вновь выделяются в мелкодисперсной форме и равномерно распределяются по сечению слитка. Пластичность слитков в результате гомогенизации значительно возраст чтоает, положительно сказывается на последующей обработке давлением (прокатке, ковке и др.).

Выбор температуры гомогенизирующего отжига проводят в соответствии с диаграммой состояния сплава так, чтобы она была выше температуры полного растворения легирующих элементов в алюминии, но ниже температуры плавления неравновесной эвтектики в сплаве. Нагрев выше температуры неравновесной эвтектики приведет к появлению жидкой фазы, что отрицательно скажется на прочности и, особенно, на пластичности сплавов. Гомогенизирующий отжиг промышленных слитков алюминиевых сплавов проводят при температурах от 450 до 540 °С, выдержка от 4 до 40 ч (в зависимости от состава сплава), охлаждение с печью или на воздухе.

Рекристаллизационный отжиг устраняет неравновесность структуры, возникающую при холодной или горячей деформации. Его применяют как промежуточную операцию при обработке давлением. В результате отжига в деформированном металле снимается наклеп, протекает процесс рекристаллизации, прочность и твердость снижаются, а пластичность возрастает. При выборе температур рекристаллизационного отжига необходимо учитывать, что образующаяся рекристаллизованная структура должна быть мелкозернистой. Отжиг этого вида осуществляют при температурах 350—500 °С в течение 0,5—2 ч.

Неполный отжиг (дорекристаллизационный) дают как окончательную операцию в тех случаях, когда свойства детали должны сочетать прочность и пластичность. Отжиг проводят при температуре ниже температуры рекристаллизации (при 200—350 °С), в результате сплав приобретает полигонизованную структуру, поэтому упрочнение от холодной деформации снимается не полностью.

Закалка

Целью закалки является получение при комнатной температуре структурного состояния, свойственного повышенной температуре, а именно пересыщенного твердого раствора. Закалка алюминиевых сплавов основана

на переменной растворимости легирующих элементов в твердом растворе. К таким элементам относятся медь, магний, кремний, цинк, присутствующие в сплавах в определенном сочетании. Легирующие элементы образуют интерметаллидные фазы.

Рассмотрим, как происходят фазовые превращения при закалке на примере сплава Al + 4,5 % Cu по диаграмме Al—Cu (рис. 217, *б*).

В структуре этого сплава перед закалкой имеются кристаллы α-фазы и вторичные кристаллы фазы θ ($CuAl_2$). При нагревании до температуры 500 °С происходит растворение кристаллов интерметаллида $CuAl_2$, вследствие чего в кристаллической решетке α-фазы увеличивается содержание атомов меди от 0,1 % (при комнатной температуре) до 4,5 % (в момент достижения температуры закалки). При последующем охлаждении со скоростью больше критической, при которой затормаживаются диффузионные процессы, атомы меди не могут выделиться из решетки алюминия, поэтому в сплаве фиксируется тот твердый раствор, который получился при нагревании (т. е. с содержанием 4,5 % Cu). Таким образом, получается α-твердый раствор, пересыщенный атомами легирующего элемента.

Основными технологическими параметрами закалки являются температура нагрева и скорость охлаждения до комнатной температуры.

Температура нагрева под закалку определяет степень насыщения твердого раствора легирующими элементами.

Поскольку в большинстве промышленных сплавов содержание легирующих элементов больше предельной растворимости их при эвтектической температуре, то они имеют в структуре некоторое количество эвтектической составляющей. Следовательно, нагревать сплавы под закалку можно до температуры ниже эвтектической. Нагрев выше этой температуры неизбежно приведет к неисправимому браку — пережогу: произойдет оплавление эвтектики по границам зерен алюминиевого твердого раствора с одновременным окислением жидких прослоек и последующим образованием усадочной пористости при затвердевании жидкой фазы. При малом объеме оплавления в первую очередь будут снижаться характеристики пластичности и вязкости, при большом объеме оплавления снижаются прочность и твердость.

Критическая скорость закалки большинства алюминиевых сплавов достигается путем охлаждения в воде.

Старение

Это заключительная операция термической обработки. Старение, основано на распаде закаленного пересыщенного твердого раствора.

Старение сплавов при комнатной температуре называют естественным; при повышенной — искусственным.

В процессе распада пересыщенного твердого раствора различают три стадии: зонную, фазовую и коагуляционную. На зонной стадии старения создается химическая неоднородность в объеме кристалла пересыщенного твердого раствора, т. е. возникают субмикроскопические зоны с повышенным содержанием легирующего компонента. Эти зоны называют зонами Гинье—Престона по имени исследователей, впервые их открывших в дуралюминах. В зависимости от соотношения размеров атомов алюминия и легирующих компонентов зоны могут иметь форму дисков (в сплавах Al—Cu) или сферическую форму (в сплавах Al—Zn). По мере развития зонной стадии различают зоны Г.П.1 и Г.П.2. Зоны Г.П.1 имеют меньший размер, атомы легирующего компонента в них расположены хаотично. Зоны Г.П.2 имеют больший, чем зоны Г.П.1, размер, концентрация атомов легирующего компонента в них возрастает, приближаясь к составу интерметаллидной фазы. Для зон Г.П.2 характерно упорядоченное взаимное расположение атомов алюминия и легирующего компонента.

Фазовая стадия старения развивается по мере повышения температуры. Диффузионные превращения на этой стадии протекают более интенсивно, что приводит к образованию в местах, где образовались зоны Г.П.2, дисперсных частиц промежуточной фазы, которая по своему составу не отличается от стабильной интерметаллидной фазы, но имеет отличную от нее кристаллическую решетку. Промежуточная фаза когерентна с твердым раствором. Размер зон Г.П.1, Г.П.2 и кристаллов промежуточной фазы зависит от температуры старения. При повышении температуры увеличивается размер устойчивых при данной температуре зон и промежуточных фаз, а зоны и промежуточные фазы, ранее образовавшиеся при низкой температуре, будут нестабильны и растворятся.

Дальнейшее повышение температуры старения приводит к развитию коагуляционной стадии. На этой стадии образуется некогерентная стабильная интерметаллидная фаза, которая укрупняется (коагулирует) по мере развития процесса.

Изменение свойств алюминиевых сплавов в процессе старения также соответствует рассмотренным стадиям распада пересыщенного твердого раствора.

На зонной стадии многочисленные зоны Г.П. препятствуют перемещению дислокаций, что увеличивает сопротивление сплава пластической деформации. При этом повышаются прочностные свойства без существенного изменения пластических характеристик.

При естественном старении наблюдается только зонная стадия.

На коагуляционной стадии укрупнение выделившихся кристаллов равновесной фазы приводит к разупрочнению сплава.

Эффект упрочнения при старении зависит от природы упрочняющих фаз. Упрочняющими фазами называются интерметаллические соединения, которые растворяются в алюминии при нагреве под закалку и выделяются из пересыщенного твердого раствора при старении.

Процессы старения развиваются диффузионным путем, поэтому зависят и от температуры и от времени.

При естественном старении упрочнение достигается в течение нескольких суток. Искусственное старение происходит в течение нескольких часов в зависимости от температуры.

ДЕФОРМИРУЕМЫЕ СПЛАВЫ, НЕ УПРОЧНЯЕМЫЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

К этим сплавам относятся сплавы алюминия с марганцем или магнием (табл. 37), а также технический алюминий (АД, АД1, АД0).

Особыми преимуществами этих сплавов является их высокая пластичность, высокая коррозионная стойкость и хорошая свариваемость, а для сплавов с магнием — пониженная плотность. Прочность указанных сплавов невысокая. Холодная деформация (нагартовка) позволяет увеличить ее в 1,5—2 раза.

В сплаве АМц образуется соединение $MnAl_6$, а в присутствии неизбежных примесей Fe и Si — соединения $Al_6(Fe, Mn)$, α (AlFeSi), AlFeSiMn, практически нерастворимые в алюминии. Поэтому сплав АМц термической обработкой не упрочняется.

В сплавах АМг образуется интерметаллидная фаза β (Mg_2Al_8), а в присутствии Fe и Si дополнительные марганцовистые фазы и соединение Mg_2Si. Однако упрочняющей термической обработке сплавы АМг не подвергают,

Таблица 37. Химический состав, %, деформируемых алюминиевых сплавов, не упрочняемых термической обработкой

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)				
	Mg	Mn	Si	Ti	Be
		Система Al—Mn			
АМц	—	1,0—1,6	—	—	—
		Система Al—Mg			
АМг1	0,4—1,7	—	—	—	—
АМг3	3,2—3,8	0,3—0,6	0,5—0,8	—	—
АМг5	4,8—5,8	0,3—0,8	—	0,02—0,10	0,0002—0,005
АМг6	5,8—6,8	0,5—0,8	—	0,02—0,10	0,0002—0,005

так как эффект термического упрочнения значительно ниже эффекта деформационного упрочнения (от пластической деформации). Кроме того, диффузионные процессы в сплавах системы Al—Mg протекают очень медленно, а повышение температуры искусственного старения резко ухудшает коррозионную стойкость из-за выделения по границам зерен фазы β (Al_3Mg_2).

Из сплавов АМц и АМг изготовляют листы, прутки, проволоку. Если сплавы поставляют в отожженном состоянии, то в конце обозначения марки сплава ставят букву М — мягкие (АМгМ), если степень наклепа небольшая — букву П — полунагартованные (АМгП) и, если наклеп сильный, — букву Н (АМгН). Чем выше степень деформации, тем, естественно, больше прочность сплавов. Так, прочность и пластичность сплава АМцН— $\sigma_в = 220$ МПа, $\delta = 5$ %, а сплава АМцМ — $\sigma_в = 130$ МПа, $\delta = 20$ %.

ДЕФОРМИРУЕМЫЕ СПЛАВЫ, УПРОЧНЯЕМЫЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Деформируемые термически упрочняемые сплавы более разнообразны по химическому и фазовому составам, чем термически неупрочняемые. По характерным свойствам эти сплавы делят на сплавы повышенной пластичности (на базе системы Al—Mg—Si); конструкционные сплавы (Al—Cu—Mg); ковочные сплавы (Al—Mg—Si—Cu); высокопрочные сплавы системы (Al—Zn—Mg—Cu); жаро-

прочные сплавы систем Al—Cu—Mg и Al—Cu—Mn (табл. 38).

Сплавы повышенной пластичности — авиали (АВ) обладают хорошей свариваемостью, высокой пластичностью, коррозионной стойкостью. Основная упрочняющая фаза — Mg_2Si. Закалку авиалей проводят при температурах 515—525 °С, затем сплавы подвергают естественному или искусственному старению. Естественное старение в сплавах протекает замедленно и дает меньший эффект упрочнения, чем искусственное. Искусственное старение сплавов данной группы осуществляют при 160—170 °С в течение 12—15 ч.

Особенностью авиалей является их чувствительность к перерыву между закалкой и искусственным старением. Для получения максимальной прочности необходимо проводить искусственное старение сразу после закалки. Механические свойства прессованных профилей из сплава АВ в закаленном и искусственно состаренном состоянии: $\sigma_в = 380$ МПа, $\sigma_{0,2} = 250$ МПа, $\delta = 14$ %, а после естественного старения $\sigma_в = 260$ МПа, $\sigma_{0,2} = 200$ МПа, $\delta = 20$ %.

Из сплавов АВ, АД31 и других получают листы, трубы, прессованные профили и прочие полуфабрикаты, а также изготовляют лопасти винтов вертолетов, кованые детали двигателей, рамы, двери и т. д.

Конструкционные алюминиевые сплавы системы Al—Cu—Mg, называемые **дуралюминами**, — наиболее старые сплавы, нашедшие широкое применение в различных областях техники.

Структура дуралюминов состоит из твердого раствора α и упрочняющих фаз θ ($CuAl_2$) и S (Al_2CuMg).

В промышленных дуралюминах Д1 и Д16, приготовленных из технического алюминия, в результате взаимодействия атомов Fe, Si и Mn с основными элементами Al, Cu и Mg образуются интерметаллиды, содержащие Fe и Mn. Эти интерметаллидные фазы нерастворимы в алюминии, поэтому они не участвуют в термическом упрочнении. Они отрицательно влияют на технологическую пластичность и коррозионную стойкость дуралюминов.

В дуралюмине Д1 основной упрочняющей фазой является фаза θ ($CuAl_2$). В сплаве Д16, называемом супердуралюмином, содержится повышенное количество магния и упрочняющими фазами в нем являются θ ($CuAl_2$) и S (Al_2CuMg), что обеспечивает его более высокую прочность по сравнению со сплавом Д1.

Таблица 38. Химический состав алюминиевых деформируемых термически упрочняемых сплавов

Система	Сплав	Содержание элементов, % (по массе)				
		Cu	Mg	Mn	Si	прочие
Сплавы повышенной пластичности						
Al—Mg—Si	АВ	0,2—0,5	0,45—0,9	0,15—0,35	0,5—1,2	—
	АД31	—	0,4—0,9	—	0,3—0,7	—
	АД33	0,15—0,4	0,8—1,2	—	0,4—0,8	0,15—0,35
Дуралюмины						
Al—Cu—Mg	Д1	3,8—4,8	0,4—0,8	0,4—0,8	—	—
	Д16	3,8—4,9	1,2—1,8	0,3—0,9	—	—
	Д18	2,2—3,0	0,2—0,5	—	—	—
	В65	3,9—4,5	0,15—0,3	0,3—0,5	—	—
Ковочные сплавы						
Al—Cu—Mg—Si	АК6	1,8—2,6	0,4—0,8	0,4—0,8	0,7—1,2	—
	АК8	3,9—4,8	0,4—0,8	0,4—1,0	0,6—1,2	—
Высокопрочные сплавы						
Al—Zn—Mg—Cu	В95	1,4—2,0	1,8—2,0	0,2—0,6	—	5,0—7,0 Zn; 0,1—0,25 Cr
	В96	2,2—2,8	2,5—3,2	0,2—0,5	—	7,6—8,6 Zn; 0,1—0,25 Cr
Жаропрочные сплавы						
Al—Cu—Mn	Д20	6,0—7,0	—	0,4—0,8	0,3	0,1—0,2 Ti; 0,2 Zr
Al—Cu—Mg	АК4—1	1,9—2,5	1,4—1,8	—	0,35	1,0—1,5 Ni; 1,0—1,5 Fe; 0,02—0,1 Ti

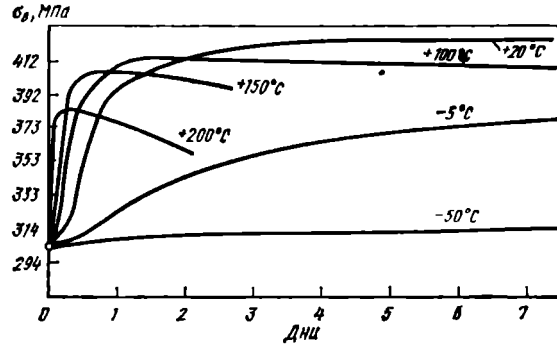


Рис. 219. Старение дуралюмина при разных температурах

На рис. 218 приведены характерные микроструктуры сплава Д16 в различных состояниях. В литом состоянии (рис. 218, *а*; альбом, с. 17) по границам ячеек дендритов α-твердого раствора расположены кристаллы эвтектики, где более светлые частицы — фаза θ ($CuAl_2$), а темные — фаза *S* (Al_2CuMg). В результате деформации образуется строчечная структура (рис. 218, *б*; альбом, с. 17), в которой по границам деформированных волокон α-фазы вытянулись в строчки раздробленные частицы интерметаллидов. В результате закалки прошла рекристаллизация и появились новые зерна (рис. 218, *в*; альбом, с. 17). Дело в том, что для максимального растворения упрочняющих фаз температуры закалки приближают к температуре плавления эвтектики. Перегрев выше указанных температур приведет к оплавлению эвтектик по границам зерен (рис. 218, *г*; альбом, с. 17), что резко снизит прочность, пластичность и коррозионную стойкость дуралюминов. Такое снижение свойств дуралюминов после перегрева при закалке называется п е р е ж о г о м.

Особенностью закалки дуралюминов является необходимость строгого соблюдения температурного режима: 505 ± 5°С (для Д1) и 500 ± 5 °С (для Д16 и Д18).

После закалки все дуралюмины упрочняются в процессе естественного или искусственного старения.

При естественном старении в структуре закаленного сплава изменений не наблюдается. На рис. 218, *д*; альбом, с. 17) видны крупные зерна пересыщенного раствора. На фазовой стадии искусственного старения появляются дисперсные частицы упрочняющих фаз, которые выделяются или по плоскостям скольжения (рис. 218, *е*;

альбом, с. 17), или по границам полигонов (рис. 218, *ж*; альбом, с. 17).

Для каждой стадии старения характерен определенный комплекс свойств сплава. На зонной стадии при максимальном упрочнении сплав обладает высокими коррозионной стойкостью, пластичностью и ударной вязкостью. Поэтому дуралюмины наиболее часто применяют после естественного старения в течение 4—10 сут.

При искусственном старении дуралюмины упрочняются тем быстрее, чем выше температура старения (рис. 219). Попытки повысить свойства дуралюминов в результате искусственного старения приводят к снижению пластичности. Поэтому искусственному старению (190 °С, 8—12 ч) подвергают лишь детали, используемые для работы при повышенных температурах (до 200 °С).

Дуралюмин Д16 имеет наиболее высокую прочность по сравнению с другими дуралюминами. Механические свойства прессованных полуфабрикатов из сплава Д16 после закалки и естественного старения следующие: $\sigma_в = 480$ МПа, $\sigma_{0,2} = 320$ МПа, $\delta = 14$ %.

Дуралюмины широко применяют в авиации. Из сплава Д1 изготовляют лопасти воздушных винтов, из Д16 — обшивки, шпангоуты, лонжероны самолетов. Кроме того их используют для строительных конструкций, кузовов грузовых автомобилей, труб и т. д.

Сплавы Д18 и В65 являются основными заклепочными алюминиевыми сплавами. Заклепки из сплава Д18 ставят в конструкцию после закалки и естественного старения. Сплав В65 имеет высокую технологичность, хорошо расклепывается после искусственного старения по режиму 75 °С, 24 ч, после чего имеет такую же высокую прочность, как сплав Д16.

Ковочные сплавы АК относятся к системе Al—Cu—Mg—Si. Они обладают хорошей пластичностью и стойки к образованию трещин при горячей пластической деформации.

Сплавы АК6 и АК8 по химическому составу близки к дуралюминам, отличаясь от них более высоким содержанием кремния.

Сплавы АК6 и АК8 применяют после закалки с 505 ± ± 5 °С (АК8) и с 520 ± 5 °С (АК6) и искуственного старения 160÷170 °С, 12÷15 ч (для обоих сплавов). После термической обработки поковки из сплава АК6 имеют следующие механические свойства: $\sigma_в = 400$ МПа, $\delta =$ $= 12$ %, а из сплава АК8 $\sigma_в = 480$ МПа, $\delta = 9$ %.

Из сплава АК6 изготавливают штампованные и кованые детали сложной формы и средней прочности (подмоторные рамы, фитинги, крепеж), а из сплава АК8 — высоконагруженные штампованные детали (пояса лонжеронов, лопасти винтов, вертолетов, бандажи вагонов). Оба сплава имеют низкую коррозионную стойкость и нуждаются в защите.

Высокопрочные алюминиевые сплавы В95, В96 наряду с медью и магнием содержат значительное количество цинка. Повышенная прочность этих сплавов обусловлена присутствием в их структуре интерметаллидных фаз η ($MgZn_2$), Т ($Al_2Mg_3Zn_3$), S (Al_2CuMg).

Сплавы В95 и В96 подвергают закалке с 460—470 °С в холодной или подогретой до 80÷100 °С воде. Нагрев воды необходим для того, чтобы избежать растрескивания и коробления крупногабаритных полуфабрикатов. Последующее искусственное старение проводят при температурах 120—140 °С, в течение 24—16 ч (соответственно).

После такой термической обработки механические свойства сплава В95 составляют $\sigma_в$ = 550—600 МПа; $\sigma_{0,2}$ = = 530—550 МПа; δ = 8 %, а сплава В96: $\sigma_в$ = 700 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 650 МПа, δ = 7 %. Недостатками этих сплавов являются пониженные пластичность, вязкость разрушения и коррозионная стойкость под напряжением. Для повышения этих характеристик сплавы подвергают двухступенчатому смягчающему старению.

Сплавы В95 и В96 применяют в самолетостроении для высоконагруженных конструкций, длительно работающих при температурах до 100 °С (шпангоуты, лонжероны, силовые каркасы).

Жаропрочные сплавы АК4-1 (система Al—Cu—Mg—Si с добавками Fe и Ni) и Д20 (система Al—Cu—Mn с добавками Ti и Zr) имеют более сложный фазовый состав, чем другие алюминиевые сплавы и сохраняют высокие механические свойства при температурах порядка 200—300 °С.

Сплав Д20 закаливают с 535° ± 5 °С в воде и подвергают искусственному старению при 170—190 °С в течение 12—18 ч, после чего механические свойства полуфабрикатов из сплава Д20 составляют $\sigma_в$ = 420 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 300 МПа; δ = 11 %.

В сплаве АК4-1 железо и никель создают нерастворимую фазу Al_9FeNi, не участвующую в процессе термической обработки. Основной упрочняющей фазой в сплаве АК4-1 является фаза S (Al_2CuMg).

Сплав АК4-1 подвергают закалке с 530 ± 5 °С и искусственному старению при 190—200 °С в течение 12—24 ч. При температурах эксплуатации от 20 до 200 °С сплав АК4-1 не имеет преимуществ перед дуралюмином Д16. Однако при температурах 250—300 °С наряду со сплавом Д20 он является одним из наиболее прочных алюминиевых сплавов ($\sigma_в$ = 300 — 180 МПа; $\sigma_{0,2}$ = = 190 — 120 МПа; δ = 18—12 %).

Жаропрочные алюминиевые сплавы используют для деталей, работающих при температурах до 300 °С (поршни, головки цилиндров, лопатки и диски компрессоров турбореактивных двигателей, обшивка сверхзвуковых самолетов).

Созданные в последние годы сверхлегкие алюминиевые сплавы системы Al—Mg—Li удачно сочетают высокую прочность и малую плотность, что определяет большой интерес к ним авиационных конструкторов, однако технология получения полуфабрикатов из них находится в стадии разработки.

ЛИТЕЙНЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Литейные сплавы используют для изготовления изделий различными методами литья: в изложницы из разных материалов, по выплавляемым моделям, под давлением, способами прецизионного литья и т. д.

Литейные алюминиевые сплавы классифицируют по химическому составу.

Наиболее широко распространенными литейными алюминиевыми сплавами являются сплавы системы Al—Si—силумины.

Растворимость Si в Al, как видно из рис. 220, вообще мала (при 500 °С — 0,8 %, при 20 °С — 0,05 %), поэтому сплавы, состоящие только из Al и Si, практически не упрочняются термической обработкой; в системе Al—Si могут быть литейные сплавы, состоящие частично или полностью из эвтектики.

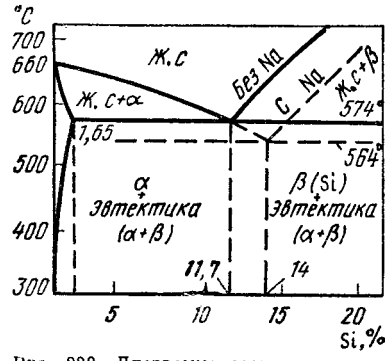


Рис. 220. Диаграмма состояния сплавов алюминий — кремний (штриховыми линиями показано смещение линий после введения модификатора — натрия)

Таблица 39. Химический состав, %, литейных алюминиевых сплавов

Система сплава	Сплав	Mg	Si	Mn	Cu
Al—Si (высококремнистые силумины)	АЛ2	—	10,0—13,0	—	—
	АЛ4	0,17—0,30	8,0—10,5	0,25—0,5	—
Al—Si—Cu (низкокремнистые силумины)	АЛ5	0,35—0,6	4,5—5,5	—	1,0—1,5
	АЛ6	—	4,5—6,0	—	2,0—3,0
Al—Mg (магналии)	АЛ8	9,5—11,5	—	—	—
	АЛ13	4,5—5,5	0,8—1,3	0,1—0,4	—
Al—Cu	А7	—	—	—	4,0—5,0
	АЛ19	—	—	0,6—1,0	4,5—5,3
Al—Zn (цинковистый силумин)	АЛ11	0,1—0,3	6,0—8,0	Zn 10—14	—

В эвтектическом силумине АЛ2 наблюдается грубая эвтектическая структура с крупноигольчатыми кристаллами β (Si) (рис. 221, *а*; альбом, с. 18). Сплав имеет низкую прочность и очень хрупок.

Для улучшения структуры силуминов и повышения их механических и технологических свойств используют различные способы модифицирования: обработку расплава солями натрия, введение модифицирующих добавок (Ti, Zr), понижение температуры расплава, увеличение скорости охлаждения (использование металлической изложницы вместо земляной).

Если перед кристаллизацией (т. е. в жидкий сплав) ввести небольшое количество натрия (0,01—0,1 %), то линии кристаллизации кремния и эвтектики смещаются к более низким температурам (см. рис. 220) и сплав с 12—13 % Si из заэвтектического со структурой Si + эвт. (α + Si) превращается в доэвтектический со структурой избыточных зерен α-твердого раствора и эвтектики (α+Si), измельченной из-за переохлаждения сплава (см. рис. 221, *б*; альбом, с. 18).

В результате модифицирования натрием прочность сплава АЛ2, содержащего 13 % Si повышается со 130 до 180 МПа, а пластичность с 3 до 8 %.

Силумин АЛ2 не упрочняется термической обработкой, обладает невысокими механическими свойствами, но из-за малого интервала кристаллизации не образует

усадочной пористости. Поэтому из сплава АЛ2 изготавливают герметичные отливки сложной конфигурации.

При определенных содержаниях примеси железа в структуре силуминов появляются первичные кристаллы фазы β (Al—Fe—Si) в виде хрупких пластин, отрицательно влияющих на пластичность и коррозионную стойкость сплавов.

Для нейтрализации отрицательного влияния примеси железа на свойства силумина, в его состав вводится марганец (сплав АЛ4). В присутствии марганца в структуре образуется соединение (AlFeSiMn), которое кристаллизуется в компактной форме и в меньшей степени снижает коррозионную стойкость сплава, пластичность и ударную вязкость.

Силумин АЛ4 дополнительно легирован 0,2—0,3 % Mg. При этом в сплаве образуется фаза Mg_2Si, которая является эффективным упрочнителем при термической обработке, поэтому силумин АЛ4 является термически упрочняемым сплавом. Режим упрочняющей термической обработки состоит из закалки при 535 ± 5 °С и искусственного старения при 175 °С в течение 15 ч. Из сплава АЛ4 отливают крупные детали средней нагруженности, работающие при температурах до 200 °С.

Низкокремнистые силумины относятся к термически упрочняемым сплавам. В низкокремнистых силуминах АЛ5 и АЛ6 кремний и медь образуют упрочняющие интерметаллидные фазы Mg_2Si и θ ($CuAl_2$).

Сплав АЛ5 за счет более сложного фазового состава является наиболее прочным силумином при повышенных температурах, однако из-за присутствия меди коррозионная стойкость его понижена.

Из этих сплавов изготовляют детали путем литья в землю, в металлические формы и под давлением (крупные нагруженные детали различных двигателей, блоки головок и рубашки цилиндров, картеры двигателей, корпуса приборов и другие ответственные детали).

Наиболее прочными литейными алюминиевыми сплавами являются магналии—сплавы системы Al—Mg. Сплав АЛ8 — высоко коррозионностойкий легкий сплав, однако по литейным свойствам он уступает силуминам. Для уменьшения склонности к окислению в составе сплава имеется 0,01—0,02 % Be. Добавки Ti и Zr модифицируют сплав. Отливки из сплава АЛ8 упрочняются в основном при закалке, которую проводят с 430 ± 5 °С, охлаждают отливки в масле (40—50 °С). Длительная выдержка при

температуре закалки (12—20 ч) приводит к растворению частиц фазы β (Al_3Mg_2) в α-твердом растворе. Полученный при закалке однородный твердый раствор вполне устойчив, поэтому если детали не работают при повышенных температурах, то их применяют в закаленном состоянии. Сплав АЛ8 имеет достаточную прочность и высокую пластичность ($\sigma_в$ = 315 МПа, δ = 11 %), поэтому его применяют для наиболее ответственных литых узлов и деталей машин, подверженных ударным нагрузкам, но работающим при нормальных температурах.

В сплав АЛ13 для улучшения литейных свойств дополнительно вводят 0,8—1,3 % Si. Его применяют без термической обработки для изготовления средненагруженных деталей, работающих в контакте с химически активными средами и при повышенных температурах.

Для работы при повышенных температурах используют жаропрочные сплавы системы Al—Cu (АЛ7 и АЛ19). Эти сплавы эффективно упрочняются термической обработкой. Присутствие в сплаве АЛ7 примесей Fe и Si приводит к тому, что кроме основной упрочняющей фазы θ ($CuAl_2$) в структуре образуются нерастворимые интерметаллидные фазы N (Al_7Cu_2Fe) и α (AlFeSi). Вместе с фазой θ ($CuAl_2$) эти тугоплавкие интерметаллиды создают ободки вокруг дендритных ячеек, повышая прочность сплава при повышенной температуре. Недостатком сплава АЛ7 являются невысокие литейные свойства.

Сплав АЛ7 применяют для изготовления высоконагруженных ответственных, но простых по форме деталей.

Высокая температура плавления эвтектики, благоприятная форма кристаллов эвтектики, образующих каркас по границам зерен твердого раствора, наличие в составе эвтектики прочного соединения Т (AlCuMn), устойчивого при высоких температурах, а также наличие химического соединения Al_3Ti — все это обусловливает высокую жаропрочность сплава АЛ19. После закалки с температуры 545 ± 3 °С в горячей воде и искусственного старения при 175 ± 5 °С в течение 3—5 ч механические свойства отливок из сплава АЛ19 равны $\sigma_в$ = 370 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 250 МПа; δ = 5 %.

Из сплава АЛ19 изготавливают высоконагруженные детали, работающие при комнатной и повышенной температурах (250—300 °С).

К группе цинковистых силуминов относится сплав АЛ11 с большим количеством Zn (10—14 %) и Si (6—8 %). Цинк, растворяясь в алюминии, упрочняет твер-

дый раствор и позволяет получать отливки с высокими механическими свойствами без применения термической обработки. Наличие в сплаве АЛ11 кремния обусловливает его высокие литейные свойства. Этот сплав подвергается модифицированию натрием и применяется для изготовления крупных, сложных по конфигурациям тяжелонагруженных деталей.

2. Магний и его сплавы

Магний — очень легкий металл. Его плотность в 4,5 раза меньше плотности железа, в 1,5 раза меньше плотности алюминия и составляет 1,74 г/см^3. Это металл серебристо-белого цвета, находится во II группе Периодической системы Д. И. Менделеева; полиморфных превращений не имеет; кристаллизуется в гексагональной плотноупакованной решетке с параметрами $a = 0{,}32$ нм, $c = 0{,}52$ нм (соотношение $c/a = 1{,}62$). Физические свойства магния приведены ранее (см. с. 354).

Прочностные свойства и модуль упругости магния в 1,5 раза меньше, чем у алюминия, однако значения их удельной прочности близки.

Присутствующие в магнии примеси Fe, Si, Ni, Cu резко снижают его коррозионную стойкость. В промышленности используют следующие марки магния (ГОСТ 804—72): Мг96 (99,96 % Mg), Мг95 (99,95 % Mg), Мг90 (99,90 % Mg).

Магний химически активный металл, легко окисляется на воздухе, а при температурах выше 623 °С воспламеняется.

Большую опасность представляет собой магниевая стружка и порошок магния, так как они самовоспламеняются на воздухе при обычных температурах и излучают ослепительно яркий свет.

Литой магний обладает невысокими механическими свойствами: $\sigma_в = 110 — 120$ МПа; $\sigma_{0,2} = 20 \div 30$ МПа; $\delta = 6—8$ %; НВ 300. Столь низкие пластические характеристики магния обусловлены типом его кристаллической решетки. С повышением температуры до 350—450 °С пластичность магния возрастает.

Из-за низких механических свойств чистый магний как конструкционный материал практически не применяется. Его используют в химической промышленности, в металлургии — в качестве раскислителя и модификатора при производстве чугунов, в пиротехнике.

Сплавы на основе магния

Сплавы на магниевой основе, отличающиеся малой плотностью, высокой удельной прочностью, хорошо обрабатываемые резанием, способные воспринимать ударные и гасить вибрационные нагрузки, представляют большой технический интерес и широко применяются в машиностроении.

Основными легирующими элементами магниевых сплавов являются Al, Zn, Mn. Все эти элементы, как показывают начальные области соответствующих двойных диаграмм состояния (рис. 222) имеют ограниченную растворимость в магнии. Алюминий образует с магнием соединение Al_3Mg_4, а цинк — $MgZn_2$. В сплавах системы Mg—Al—Zn образуется соединение Mg_3Zn_3Al. При охлаждении магниевых сплавов, содержащих указанные элементы, из твердого раствора должны выделяться вторичные кристаллы упрочняющих фаз, улучшающие механические свойства. Однако упрочняющее действие этих фаз сохраняется только до 150—200 °С.

Для улучшения механических свойств при повышенной температуре (для обеспечения жаропрочности) магниевые сплавы легируют церием, неодимом, скандием, иттрием. Эти элементы образуют с магнием интерметаллидные фазы типа Mg_9Ce, Mg_9Nd, $Mg_{24}Y_5$ и др., которые с повышением температуры до 300 °С не коагулируют, поэтому прочность сплавов снижается незначительно.

Марганец повышает коррозионную стойкость сплавов, так как очищает их от примеси железа. Образуемое железом и марганцем соединение обладает большой плотностью и при выплавке сплава оседает на дно тигля.

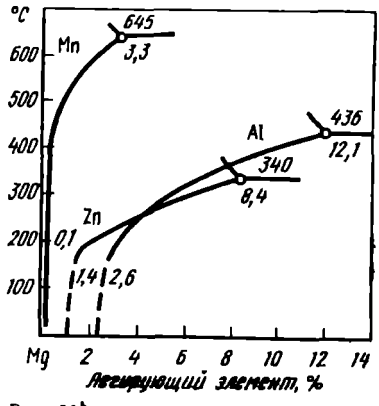


Рис. 222. Начальные области диаграмм состояния магния с различными элементами

Цирконий и церий оказывают модифицирующее действие и очень эффективно измельчают зерно. Так, добавка 0,5—0,7 % Zr уменьшает размер зерна в 80—100 раз.

Бериллий в количестве 0,005—0,012 % вводится в магниевые спла-

вы для уменьшения их окисляемости при плавке, литье, термической обработке.

По способу производства полуфабрикатов и изделий магниевые сплавы, как и алюминиевые подразделяют на деформируемые, предназначенные для обработки давлением (их маркируют буквами МА), и литейные, предназначенные для получения фасонных отливок (их маркируют буквами МЛ). Цифра обозначает порядковый номер сплава. Магниевые сплавы подразделяют также на термически упрочняемые и термически неупрочняемые.

Термическая обработка магниевых сплавов

Магниевые сплавы так же, как и алюминиевые, подвергают отжигу, закалке и старению.

Рекристаллизационному отжигу при температуре 350 °С подвергают полуфабрикаты деформируемых магниевых сплавов. Для снятия остаточных напряжений в фасонных отливках, холоднокатаных листах их отжигают при 150—250 °С.

Гомогенизацию слитков проводят при 400—530 °С (выбор температуры зависит от химического состава сплава), выдержка 15—30 ч.

Закалка и старение магниевых сплавов имеют ряд особенностей, которые вызваны малой скоростью протекания в них диффузионных процессов. Поэтому выдержка при температуре закалки должна быть очень длительной (до 30 ч). Критическая скорость закалки мала, а так как пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в магнии распадается очень медленно, закалку этих сплавов можно проводить на воздухе. Образующийся при закалке пересыщенный твердый раствор обладает большой устойчивостью. При искусственном старении требуются высокие температуры (до 200 °С) и длительные выдержки (до суток и более).

Поскольку диффузионные процессы в магниевых сплавах происходят медленно, то закаленная структура пересыщенного твердого раствора образуется при охлаждении на воздухе после гомогенизации фасонных отливок и при горячей деформации (прессовании, штамповке и др.). Поэтому старение сплавов можно проводить без дополнительной закалки, а непосредственно после гомогенизации и после горячей деформации.

Наибольший упрочняющий эффект от термической обработки наблюдается в сплавах магния с неодимом,

Таблица 40. Химический состав деформируемых магниевых сплавов

Система	Сплав	Содержание легирующих эле		
		Al	Mn	Zn
Mg—Mn	MA1	—	1,3—2,5	—
Mg—Mn	MA8	—	1,3—2,2	—
Mg—Al—Zn—Mn	MA2-1	3,8—5,0	0,15—0,5	0,2—0,8
Mg—Al—Zn—Mn	MA5	7,8—9,2	0,15—0,5	0,2—0,8
Mg—Zn—Zr	MA14	—	—	5,6—6,0
Mg—РЗМ	MA12	—	—	—
Mg—Li	MA21	4,0—6,0	0,15—0,5	0,8—2,0

иттрием, гадолинием. В этом случае распад пересыщенного твердого раствора проходит через те же стадии, что и в алюминиевых сплавах (зоны Гинье—Престона—метастабильная, промежуточная фаза—стабильная упрочняющая фаза). При искусственном старении сплавов системы Mg—Al—Zn промежуточные стадии при старении отсутствуют, сразу появляется стабильная упрочняющая фаза Mg_4Al_3.

Химический состав промышленных деформируемых сплавов представлен в табл. 40.

В табл. 41 приведены типичные механические свойства некоторых сплавов в прессованном состоянии и указаны их предельные рабочие температуры.

В сплавах МА1 и МА8 основным легирующим элементом является марганец. Термической обработкой эти сплавы не упрочняются, однако обладают хорошей коррозионной стойкостью и свариваемостью. Введение в сплав МА8 церия приводит к измельчению зерна вследствие образования частиц соединения Mg_9Ce, являющихся дополнительными центрами кристаллизации. Микроструктура сплава МА8 в литом и гомогенизированном состоянии приведена на рис. 223 (альбом, с. 19). Сплавы МА1 и МА8 обладают высокой технологической пластичностью, средней прочностью. Полуфабрикаты поставляют в отожженном состоянии. Из этих сплавов изготовляют малонагруженные детали.

Сплавы МА2-1 и МА5 относятся к системе Mg—Al—Zn—Mn. Al и Zn повышают прочность этих сплавов вследствие увеличения концентрации твердого раствора и благодаря появлению вторичных кристаллов упрочняющих фаз Mg_4Al_3 и $Mg_3Zn_3Al_2$.

ментов, % (по массе)	
РЗМ	прочие компоненты
—	—
(0,15—0,35) Ce	—
—	—
—	—
—	(0,3—0,9) Zr
(2,5—3,5) Nd	(0,3—0,8) Zr
(0,05—0,15) РЗМ	(3,0—5,0) Cd
	(7,0—10,0) Li

Закалка и старение дают сравнительно небольшой эффект упрочнения (около 30 %), так как при искусственном старении сразу образуются стабильные фазы, склонные к коагуляции.

Сплав МА2-1 обладает высокой технологичностью, хорошо сваривается. Поставляется в отожженном, полунагартованном и горячекатаном состоянии. Недостаток сплава МА2-1 — его склонность к коррозии под напряжением.

Сплавы системы Mg—Zn—Zr относятся к высокопрочным магниевым сплавам. Цирконий, вводимый в эти сплавы, измельчает зерно, повышает временное сопротивление и предел текучести, способствует коррозионной стойкости сплавов.

Сплав МА14 подвергают искусственному старению после горячей обработки давлением. При этом $\sigma_в$ увеличивается на 20—40 МПа, $\sigma_{0,2}$ на 40—50 МПа.

Недостатками сплавов этой системы является сложность их приготовления, склонность к образованию трещин при горячей деформации, невысокая свариваемость.

В сплаве МА12 основным легирующим элементом является неодим. Образуемая им упрочняющая фаза Mg_9Nd устойчива вплоть до 300 °С и обеспечивает жаропрочность этого сплава.

Разработанные в последние годы сплавы системы Mg—Li (МА21) являются сверхлегкими сплавами (плот-

Таблица 41. Механические свойства прессованных полуфабрикатов

Сплав	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	Предельные рабочие температуры, °С
МА1	240—260	130—140	5—6	150
МА8	240—260	120—150	7—12	200
МА2-1	260—280	160—180	10—12	150
МА5	310	220	8	150
МА14	340—350	290—300	9—10	125
МА11	260	130	9,5	250
МА12	280	140	14	200

Таблица 42. Химический состав литейных магниевых сплавов

Система	Сплав	Содержание легирующих элементов, % (по массе)				
		Al	Mn	Zn	Zr	прочие компоненты
Mg—Al—Zn	МЛ5	7,5—9,0	0,15—0,5	0,2—0,8	—	—
Mg—Al—Zn	МЛ6	9,0—10,2	0,1—0,5	0,6—1,2	—	—
Mg—Zn—Zr	МЛ12	—	—	4,0—5,0	0,6—1,1	—
Mg—РЗМ—Zr	МЛ10	—	—	0,1—0,7	0,4—1,0	2,2—2,8 Nd

ность 1,3—1,6 г/см^3). Это обусловлено очень малой плотностью основного легирующего элемента—лития. Эти сплавы обладают высокой технологической пластичностью, удовлетворительной коррозионной стойкостью.

Литейные магниевые сплавы по химическому составу близки к деформируемым (табл. 42).

В табл. 43 приведены механические свойства и предельные рабочие температуры некоторых литейных сплавов.

Для литейных сплавов характерна грубозернистая структура и, соответственно, более низкие, чем у деформируемых сплавов, механические свойства. Механические свойства литейных сплавов повышают различными способами: перегревом и модифицированием расплава, гомогенизацией слитков, повышением степени чистоты сплавов.

Таблица 43. Механические свойства литейных магниевых сплавов

Сплав	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Предельные рабочие температуры
МЛ5	230	5	150
МЛ6	220	4	150
МЛ12	230	5	200
МЛ10	250	5	250

Примечание. Свойства сплавов МЛ5 и МЛ6 приведены после закалки, сплава МЛ12 — после искусственного старения без закалки, сплава МЛ10 — после гомогенизации и старения.

Наиболее распространенными являются сплавы системы Mg—Al—Zn (МЛ5 и МЛ6). Они обладают малой линейной усадкой, хорошей жидкотекучестью.

Структура сплавов МЛ5 и МЛ6 в литом состоянии представлена зернами твердого раствора, по границам которого располагаются неравновесные эвтектические кристаллы интерметаллидной фазы Mg_4Al_3 (рис. 224, *а*; альбом, с. 19). В процессе гомогенизации при 415—420 °С в течение 12—24 ч неравновесные фазы почти полностью растворяются и после охлаждения на воздухе фиксируется твердый раствор с остатками нерастворившихся включений (рис. 224, *б*; альбом, с. 19).

Из сплавов МЛ5 и МЛ6 изготавливают сложные ответственные отливки, применяемые в самолетостроении (корпуса приборов, насосы, коробки передач), в ракетной технике (корпуса ракет, обтекатели), в конструкциях автомобилей (корпуса, колеса).

Сплавы системы Mg—Zn—Zr (МЛ12) отличаются более высокими механическими и технологическими свойствами как при комнатной, так и при повышенной температурах, бóльшей коррозионной стойкостью, лучшими литейными свойствами. Сплав МЛ12 является термически упрочняемым. Упрочняющая обработка состоит из закалки с 400 °С (охлаждение на воздухе) и искусственного старения при 150 °С в течение 50 ч. Из сплава МЛ12 получают отливки деталей, требующих высокой герметичности и прочности в условиях динамических нагрузок.

Сплавы системы Mg—РЗМ—Zr (МЛ10) отличаются высокой жаропрочностью. Их можно длительно эксплуатировать при температурах 250—350 °С и кратковременно использовать вплоть до 400 °С. Сплавы этой системы применяют в термически упрочненном состоянии (закалка с 530 °С, старение при 200 °С) для нагруженных деталей самолетов и авиадвигателей (корпусов компрессоров, картеров, ферм, шасси).

3. Титан и его сплавы

Титан — металл серого цвета, с невысокой плотностью ($\gamma = 4{,}5$ г/см^3), находится в IV группе Периодической системы Д. И. Менделеева, относится к переходным металлам.

Титан является полиморфным металлом и существует в двух аллотропических формах — α и β. Температура полиморфного превращения $\alpha \rightleftarrows \beta$ равна 882 °С. α-титан

(ниже 882 °С) имеет гексагональную решетку с периодами $a = 0{,}296$ Нм, $c = 0{,}472$ нм; β-титан (выше 882 °С) имеет решетку объемноцентрированного куба ($a = 0{,}331$ нм).

Физические свойства титана приведены на с. 354. Высокие темпы роста производства титана и его сплавов объясняются следующими их преимуществами: малой плотностью, высокими механическими свойствами, хорошей коррозионной стойкостью (более высокой, чем у нержавеющей стали), высокой жаропрочностью, большой удельной прочностью $\sigma_в/\gamma$. По удельной прочности титановые сплавы превосходят высокопрочные конструкционные стали и алюминиевые сплавы. Сравнительная удельная прочность указанных сплавов приведена ниже:

Материал	$\sigma_в$, МПа	γ, г/см³	$\sigma_в/\gamma$
Титановый сплав . .	981 (98,1)	4,5	218
Алюминиевый сплав	490 (49,0)	2,7	182
Конструкционная сталь	1177 (117,7)	7,8	151

Высокая коррозионная и химическая стойкость титана обусловлены тем, что на его поверхности в атмосферных условиях образуется прочная и плотная пленка оксида TiO_2, которая обеспечивает высокое сопротивление коррозии более чем в 130 агрессивных средах, в том числе в морской воде и в большинстве органических кислот.

Все эти свойства делают титановые сплавы весьма перспективным конструкционным материалом. Их применяют в авиационной промышленности, ракетостроении (для работы при температурах 250—500 °С), судостроении, химической промышленности.

Свойства технического титана (табл. 44) существенно зависят от присутствующих в нем примесей.

Примеси С, О, Н, образующие твердые растворы внедрения, снижают пластичность, сопротивление коррозии

Таблица 44. Химический состав технического титана

Марка титана	Примеси, % (не более)				
	Fe	Si	C	O	H
ВТ1-0	0,18	0,10	0,07	0,12	0,010
ВТ1-00	0,12	0,08	0,05	0,10	0,008
ВТ1-1	0,3	0,15	0,10	0,15	0,015

и свариваемость титана и его сплавов. Особенно вредной примесью является водород. Так как растворимость водорода в α-титане при комнатной температуре ничтожно мала (0,002—0,005 %), то даже при очень малых концентрациях водорода в системе Ti—H_2 образуется гидрид TiH_2 (рис. 225; альбом, с. 19). Пластинчатые хрупкие выделения гидридной фазы располагаются вдоль плоскостей скольжения и двойникования или по границам зерен, что резко охрупчивает титан и его сплавы. Для удаления водорода из титановых сплавов применяют вакуумный отжиг.

Из технического титана изготовляют прессованные и катаные полуфабрикаты: листы, трубы, проволоку, поковки. Титан хорошо сваривается всеми видами сварки, при этом сварной шов имеет хорошее сочетание прочности и пластичности. К недостаткам титана следует отнести плохую обрабатываемость резанием и низкие антифрикционные свойства.

Сплавы на основе титана

Легирование позволяет значительно повысить механические свойства титана. Для получения сплавов титан легируют различными металлами — алюминием, хромом, железом, марганцем, молибденом, оловом, ванадием.

Легирующие элементы, входящие в состав промышленных титановых сплавов, образуют с титаном твердые растворы замещения и наряду с примесями изменяют температуру аллотропического (полиморфного) превращения титана $\alpha \rightleftarrows \beta$ (рис. 226). Элементы, повышающие температуру $\alpha \rightleftarrows \beta$-превращения (рис. 226, *а*), способствуют стабилизации α-твердого раствора и называются α-стабилизаторами (алюминий, кислород, азот). Эле-

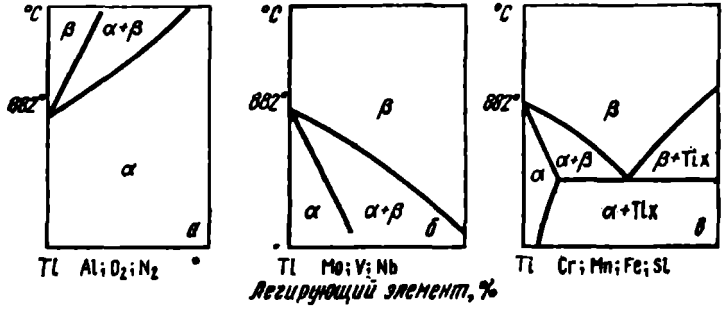


Рис. 226. Влияние легирующих элементов на аллотропические превращения титана

менты, понижающие температуру $\alpha \rightleftarrows \beta$-превращения (рис. 226, *б*, *в*), способствуют стабилизации β-твердого раствора и называются β-стабилизаторами (молибден, ванадий, ниобий, хром, марганец, железо).

В сплавах титана с хромом, марганцем, железом, кремнием происходит эвтектоидный распад β-фазы (рис. 226, *в*) по типу $\beta \rightarrow \alpha + Ti\,Me$ с образованием химических соединений — интерметаллидов (титанидов). Однако эвтектоидное превращение протекает медленно и в обычных условиях при комнатной температуре сохраняется не распавшаяся β-фаза.

Кроме α- и β-стабилизаторов различают нейтральные упрочнители (Sn, Zr, Hf), не оказывающие существенного влияния на температуру $\alpha \rightleftarrows \beta$-перехода.

Титановые сплавы по структуре в равновесном состоянии подразделяют на α-сплавы (однофазные) и $(\alpha+\beta)$-сплавы (двухфазные).

Термическая обработка титановых сплавов

Согласно двойным диаграммам состояния титан — легирующий элемент, титановые сплавы в зависимости от их состава и назначения можно подвергать всем основным видам термической обработки, а также химико-термической обработке.

Рекристаллизационный отжиг применяют для титана и сплавов с α-структурой для снятия напряжений, созданных предшествующей деформацией. Температура рекристаллизационного отжига должна быть выше температуры рекристаллизации, но ниже температуры аллотропического превращения $\alpha \rightleftarrows \beta$, так как в β-области происходит очень быстрый рост зерна. Обычно это температуры 520—850 °С в зависимости от химического состава сплава и вида полуфабриката.

Отжиг с фазовой перекристаллизацией применяют для $(\alpha + \beta)$-сплавов с целью снижения твердости, повышения пластичности, измельчения зерна, устранения структурной неоднородности. Применяют простой, изотермический и двойной отжиг; температура нагрева 750—950 °С (в зависимости от состава сплава).

Простой отжиг предусматривает нагрев $(\alpha+\beta)$ сплавов до температуры отжига, выдержку и медленное охлаждение. Образующаяся при нагреве β-фаза (иногда с остаточной α-фазой) при медленном охлаждении распадается и выделяет α-фазу, в результате чего обра-

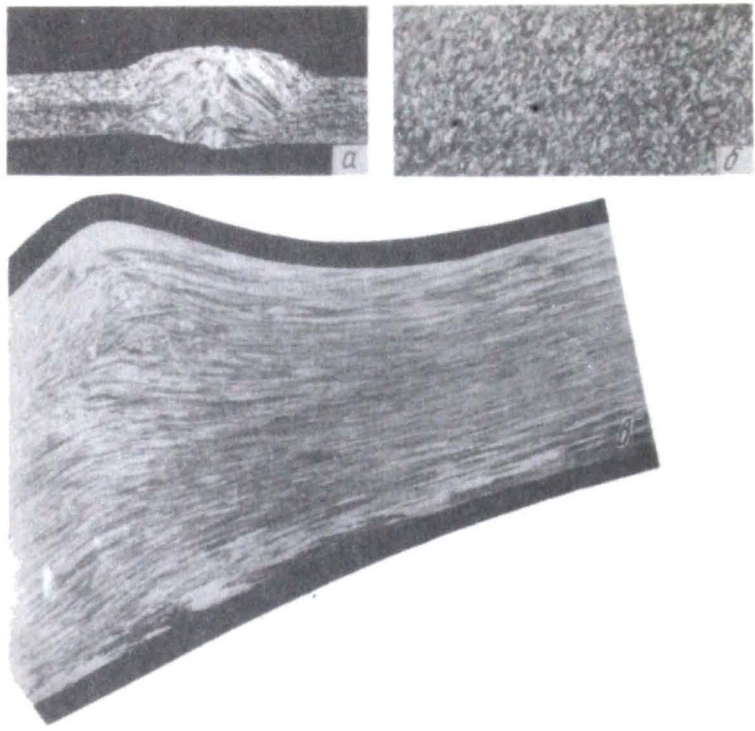


Рис. 27. Макроструктура металла, выявленная травлением: *а* — сварного шва; *б* — слитка алюминия; *в* — штамповки

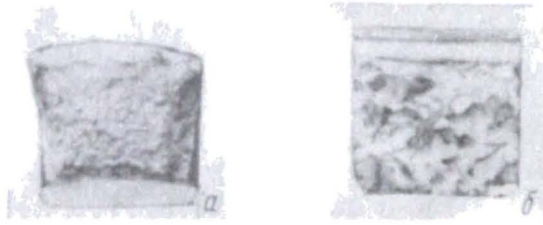
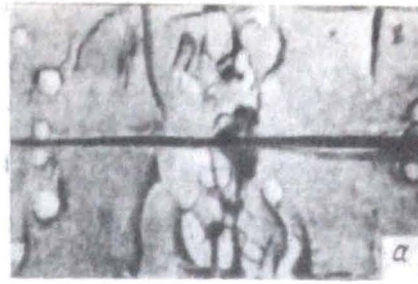
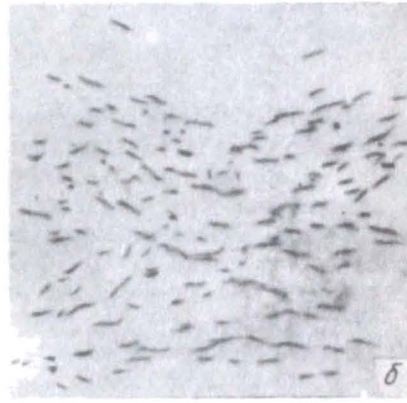


Рис. 28. Изломы металла:
а — волокнистый; *б* — кристаллический

Рис. 29. Флокены в изломе стали (*а*) и микроструктура с флокенами (*б*)





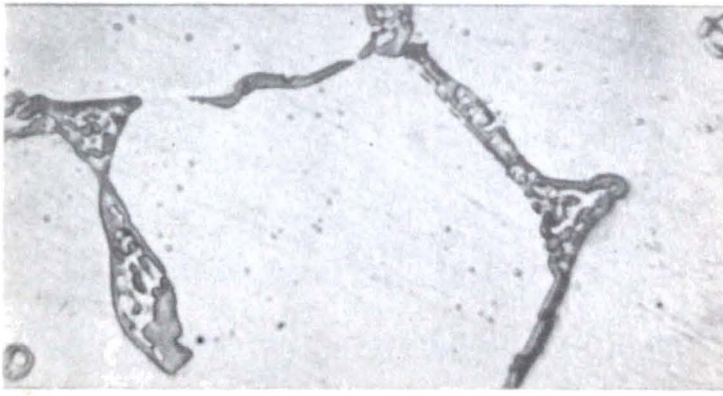


Рис. 30. Микроструктура металла, выявленная травлением (четко видны фазы)

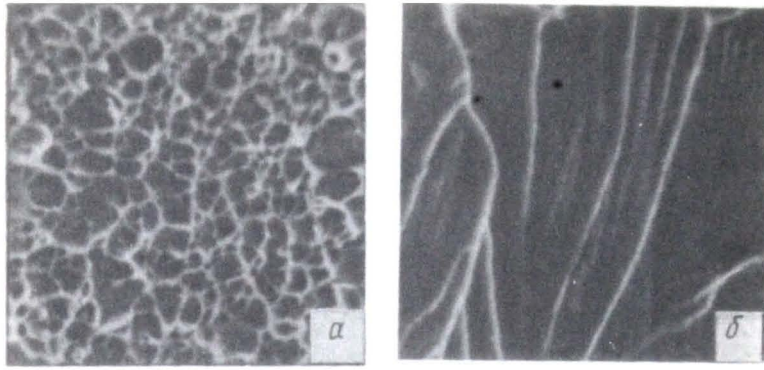


Рис. 38. Микроструктура изломов, ×3000:
а — «чашечный» излом (вязкое разрушение); *б* — ручьистый излом (хрупкое транскристаллитное разрушение)

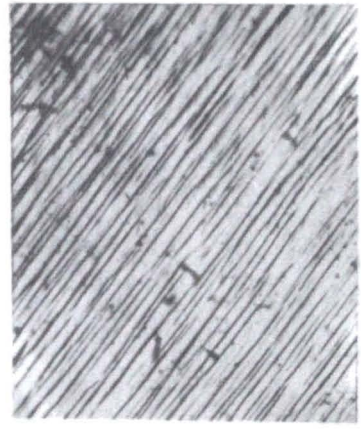


Рис. 57. Следы скольжения на поверхности алюминия, ×340

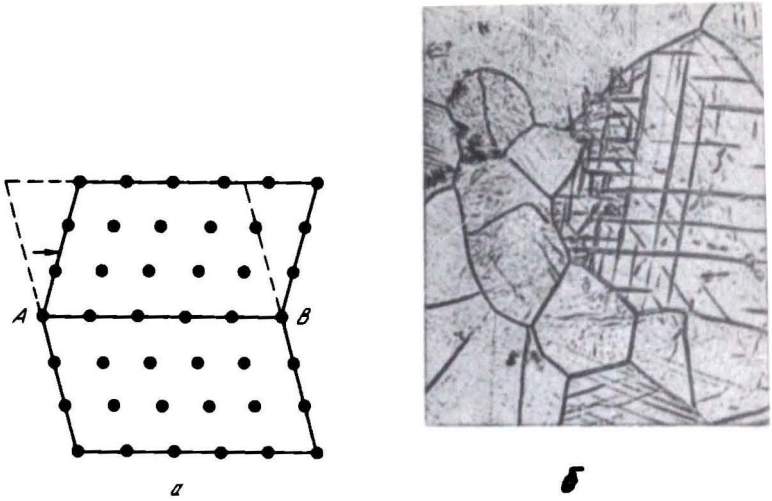


Рис. 59. Схема расположения атомов в двойниковой области кристалла (*а*) и структура магниевого сплава с двойниками (*б*). ×340

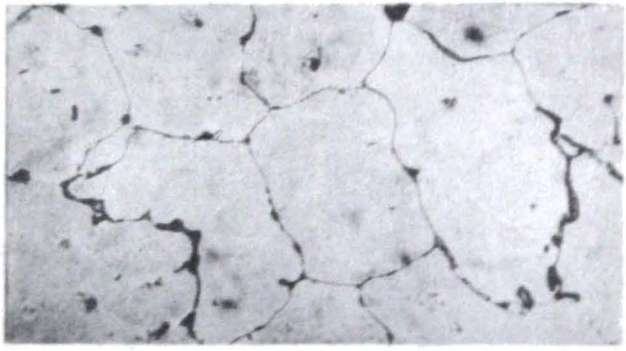


Рис. 60. Микроструктура поликристаллического металла

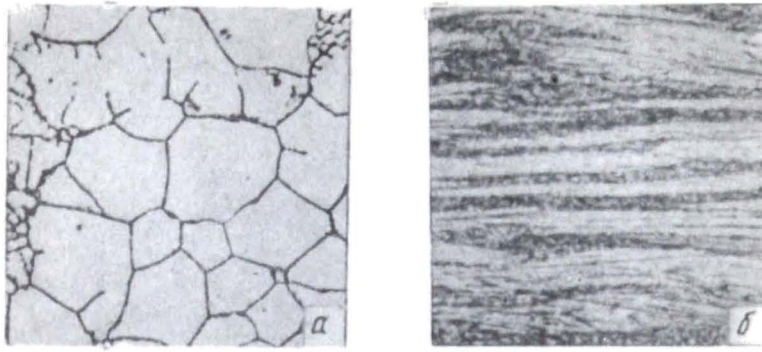


Рис. 62. Зернистая (*а*) и волокнистая (*б*) структура металла, ×340

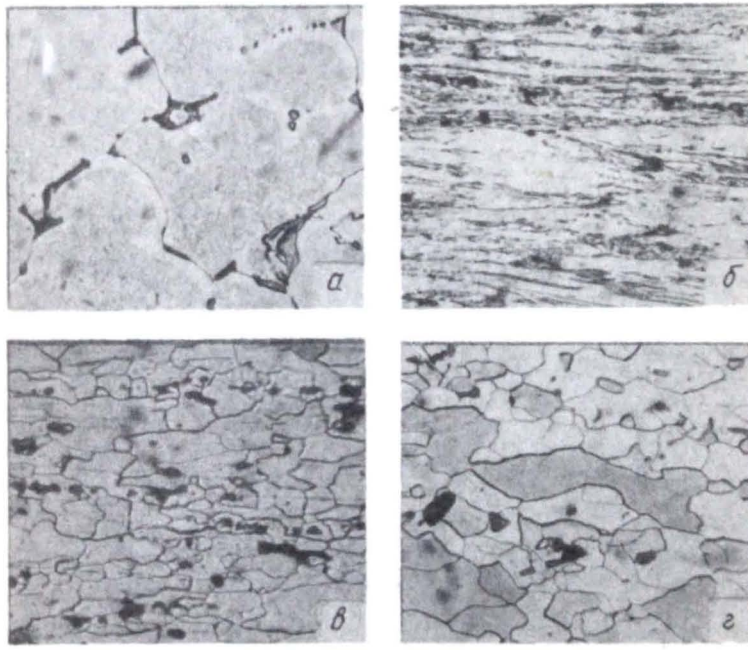


Рис. 88. Изменение структуры алюминиевого сплава, ×200:
а — дендритные ячейки слитка; *б* — волокна после деформации; *в* — первичная рекристаллизация; *г* — собирательная рекристаллизация

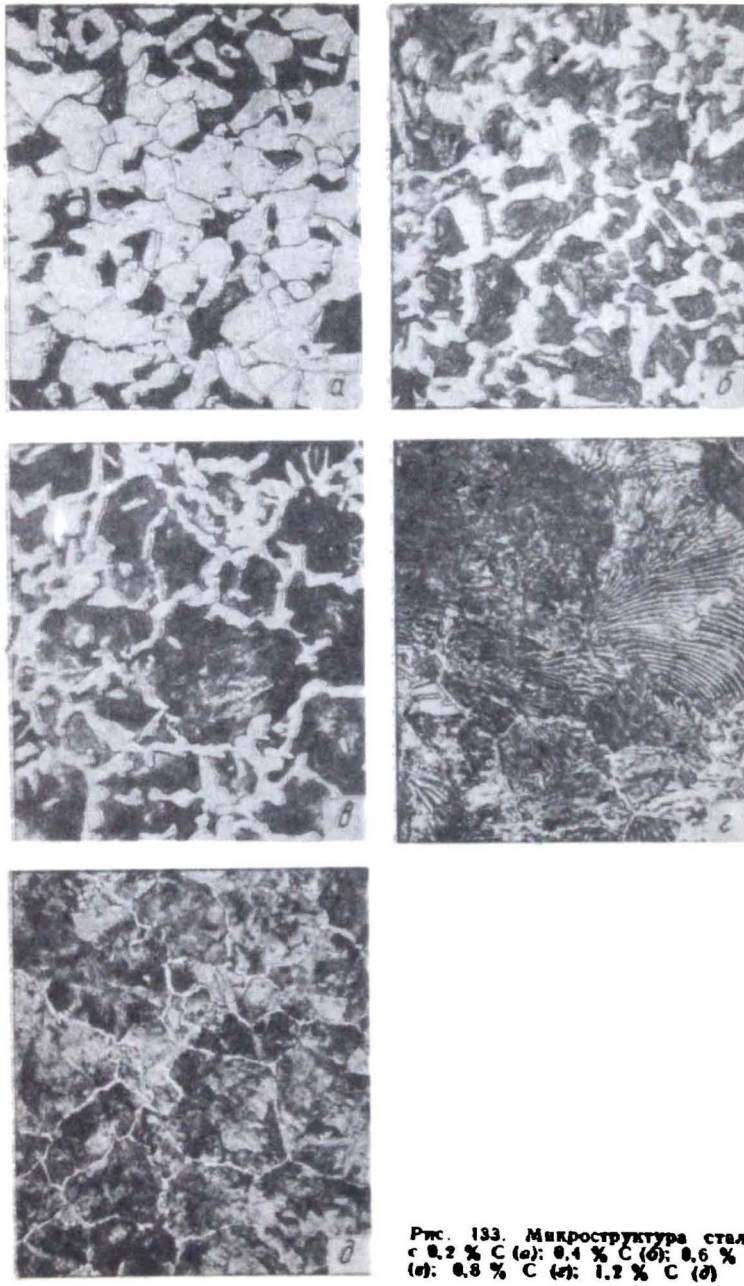


Рис. 133. Микроструктура сталя с 0,2 % С (*а*); 0,4 % С (*б*); 0,6 % С (*в*); 0,8 % С (*г*); 1,2 % С (*д*)

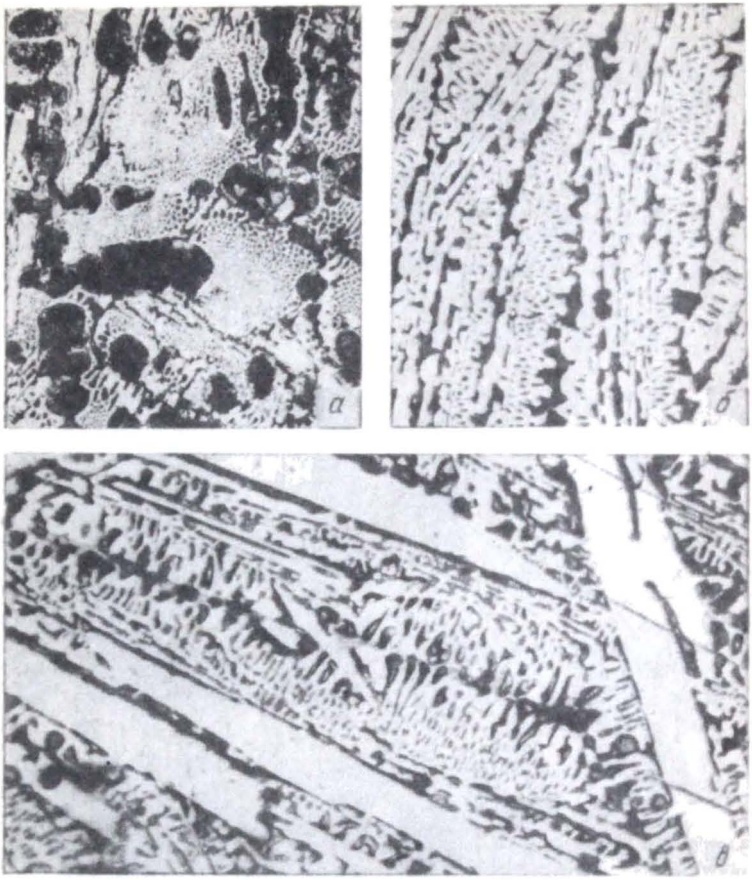


Рис. 137. Микроструктура белых чугунов:
а — доэвтектического; *б* — эвтектического; *в* — заэвтектического

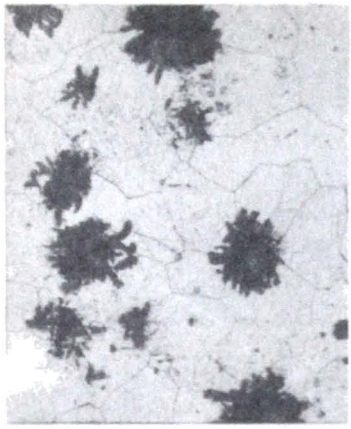


Рис. 147. Микроструктура ферритного ковкого чугуна, ×340

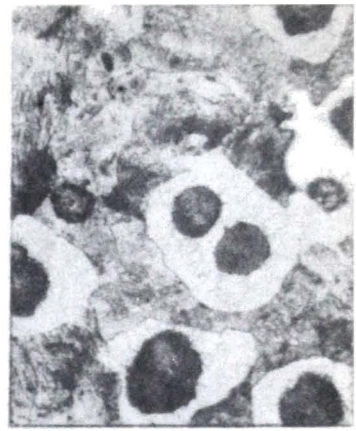


Рис. 148. Микроструктура перлитного высокопрочного чугуна

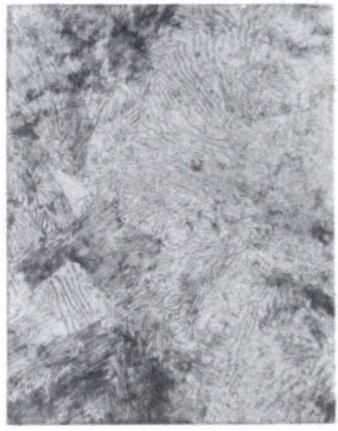


Рис. 163. Микроструктура пластинчатого перлита, ×500



Рис. 169. Мартенситные иглы, ×10 000

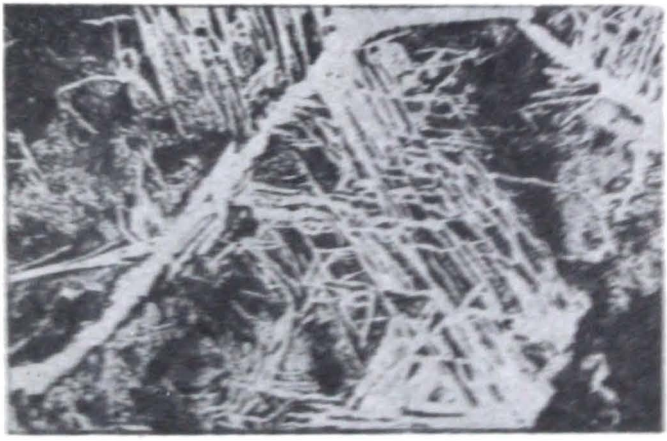


Рис. 157 [illegible] структура. ×120

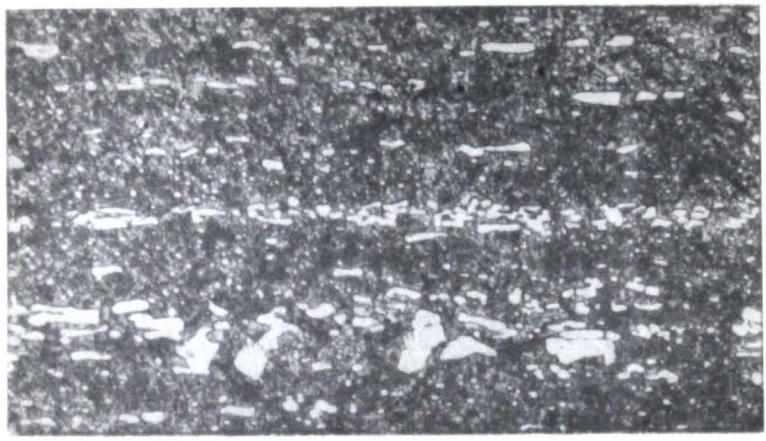


Рис. 200 Микроструктура быстрорежущей стали после отжига. × 400

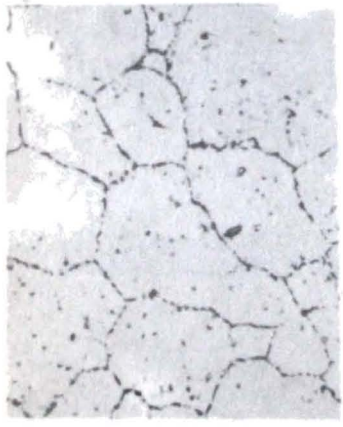


Рис. 212. Микроструктура жаропрочного сплава на никелевой основе, × 340



Рис. 213. Микроструктура жаропрочного литейного сплава на никелевой основе, × 400

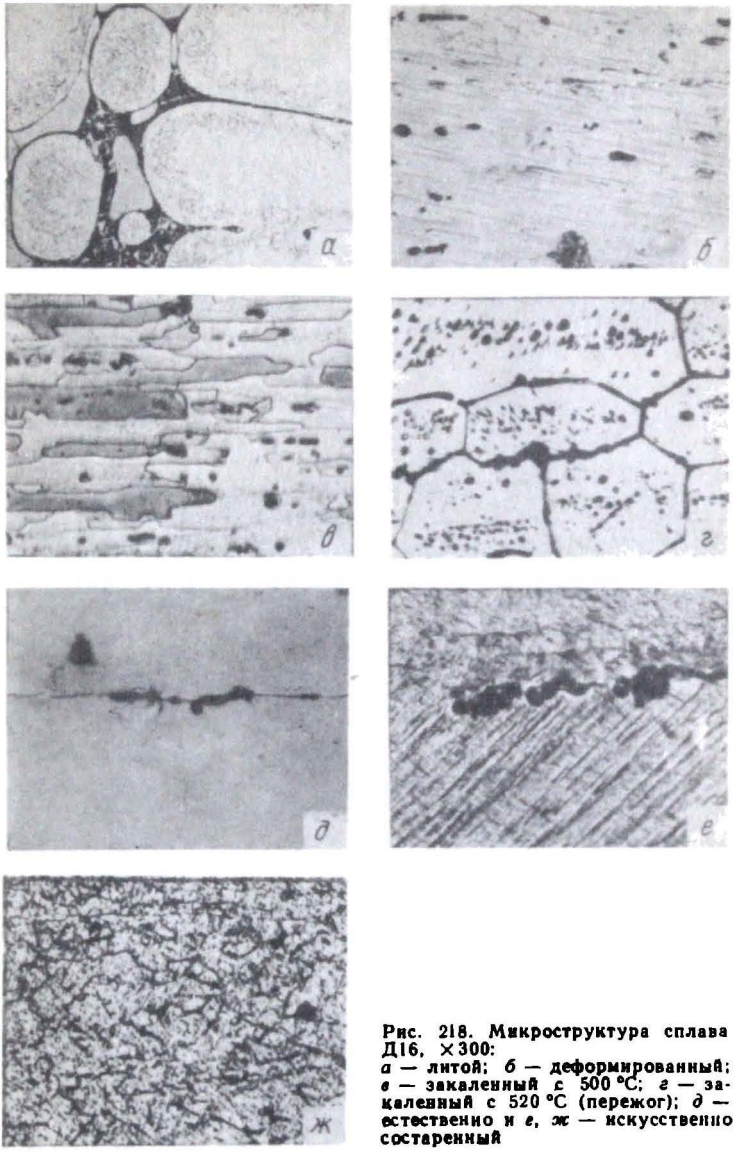


Рис. 218. Микроструктура сплава Д16, ×300:
***а* — литой; *б* — деформированный; *в* — закаленный с 500 °С; *г* — закаленный с 520 °С (пережог); *д* — естественно и *е*, *ж* — искусственно состаренный**

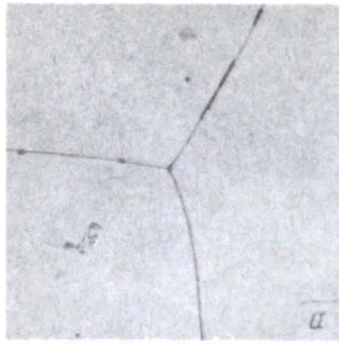






Рис. 215. Микроструктура технического алюминия, ×200:
а — алюминий высокой чистоты; *б* — 1 % Fe; *в* — 1 % Si



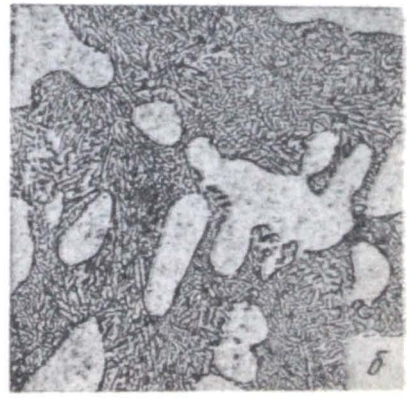


Рис. 221. Микроструктура силумина, ×300:
а — до модификации; *б* — после модифицирования натрием

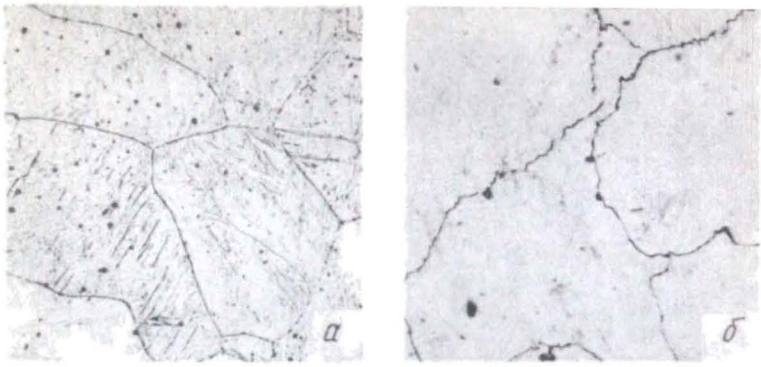


Рис. 223. Микроструктура сплава МА8 в литом (*а*) и гомогенизированном (*б*) состояниях, ×300

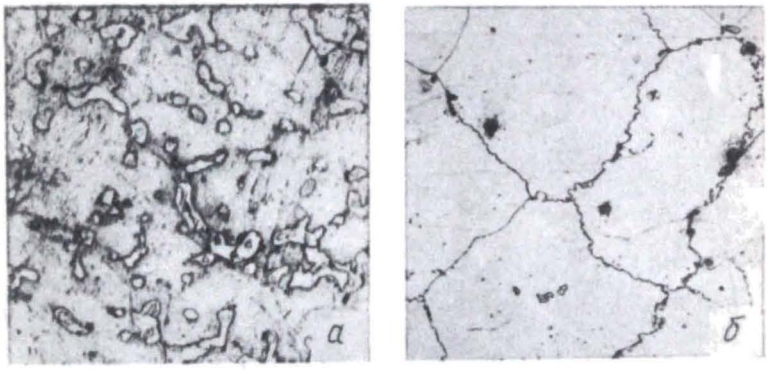
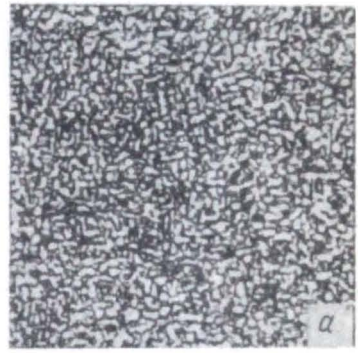


Рис. 224. Микроструктура сплава МЛ5 в литом (*а*) и гомогенизированном (*б*) состояниях, ×300



Рис. 225. Микроструктура технического титана ВТ1, содержащего 0,03% H_2, × 300



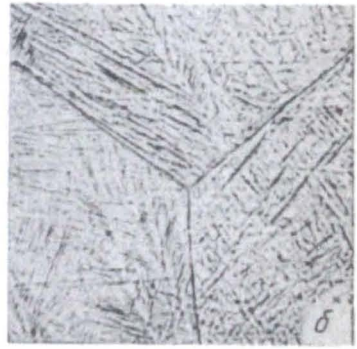




Рис. 229. Микроструктура сплава ВТ3-1 в отожженном (*а*), закаленном (*б*), состаренном (*в*) состояниях, × 300

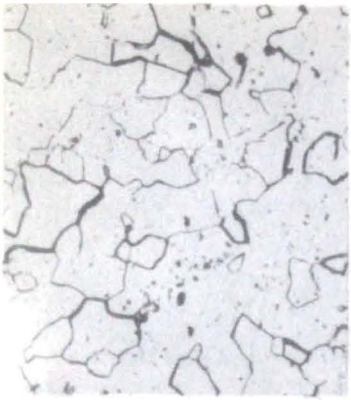
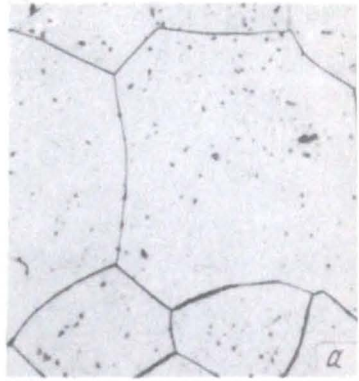


Рис. 228. Микроструктура однофазного титанового сплава ВТ5, ×300





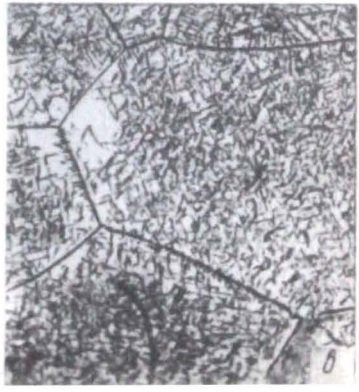


Рис. 230. Микроструктура сплава ВТ15 в отожженном (*а*), закаленном (*б*) и искусственно состаренном (*в*) состояниях, ×300

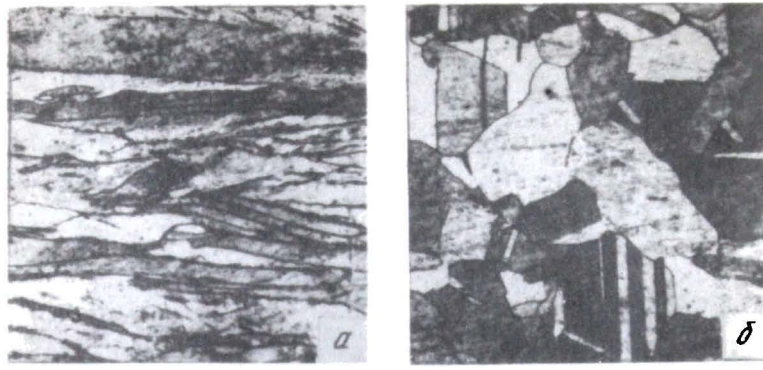


Рис. 231 Микроструктура прокатанной (*а*) и отожженной (*б*) меди, ×200

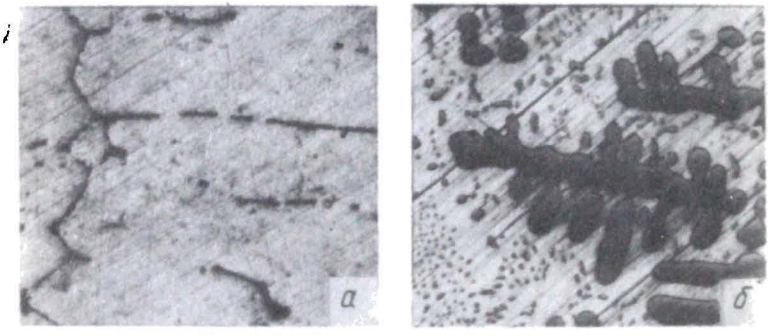
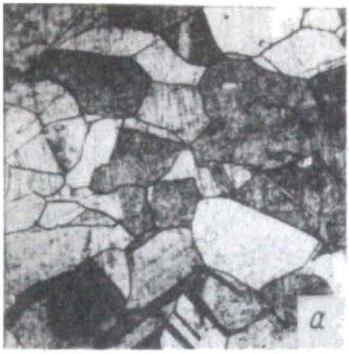
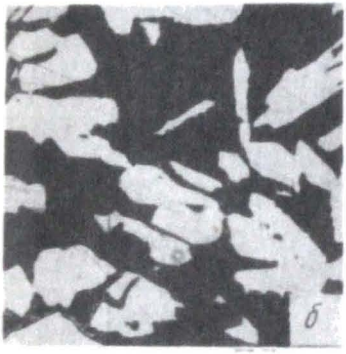


Рис. 233. Микроструктура литой меди с примесями 0,2 % висмута (*а*) и 0,5 % кислорода (*б*), ×300





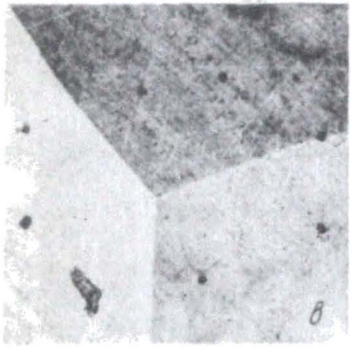


Рис. 235. Микроструктура латуни: *а* — однофазная α, ×200; *б* — двухфазная α + β′, ×300; *в* — однофазная β, ×200



Рис. 240. Микроструктура литой алюминиевой бронзы БрА-10, ×300

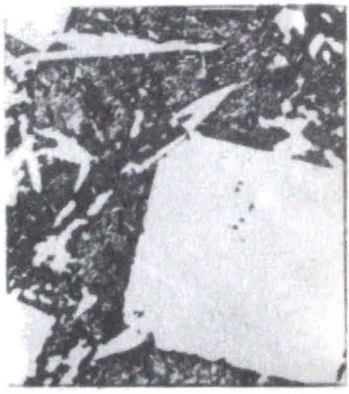


Рис. 244. Микроструктура баббита Б83, ×300



Рис. 245. Микроструктура баббита БКА, ×300



Рис. 247. Микроструктура свинцовой бронзы БрС30 (светлое поле — медь, темные включения — свинец), ×200

зуется двухфазная структура ($\alpha+\beta$), близкая к равновесной.

Изотермический отжиг позволяет получить более термически стабильные свойства титановых сплавов. Изотермический отжиг можно разбить на четыре этапа:

1. Нагрев до температуры выше температуры рекристаллизации, (обычно 800—950 °С), для снятия наклепа (I ступень); 2. Охлаждение до 500—650 °С в зависимости от состава сплава; 3. Выдержка при данных температурах для стабилизации β-фазы (II ступень); 4. Охлаждение на воздухе. Изотермическим отжигом достигается высокая прочность и жаропрочность в сочетании с хорошей пластичностью сплава.

Двойной отжиг отличается от изотермического тем, что после выдержки на высокотемпературной ступени (800—950 °С) сплав охлаждают до комнатной температуры и затем повторно нагревают до температуры II ступени. В процессе охлаждения от I ступени до комнатной температуры в сплаве фиксируется неустойчивая β-фаза, распадающаяся на II ступени отжига. Фактически II ступень при двойном отжиге является старением: образующиеся мелкодисперсные продукты распада упрочняют сплав. Двойной отжиг способствует увеличению сопротивления ползучести.

Закалка применяется только для двухфазных сплавов. В зависимости от химического состава, в первую очередь от суммарного содержания легирующих β-стабилизаторов, в титановых сплавах при закалке может происходить мартенситное превращение или фиксироваться высокотемпературное состояние β-фазы при комнатной температуре, т. е. образовываться нестабильная $\beta_{нест}$-фаза.

Мартенситное превращение в титановых сплавах, так же как и в сталях происходит сдвиговым, бездиффузионным путем в интервале температур и характеризуется температурой начала ($M_н$) и температурой конца ($M_к$) превращения.

Схема превращений, происходящих при закалке титановых сплавов в зависимости от содержания β-стаби-

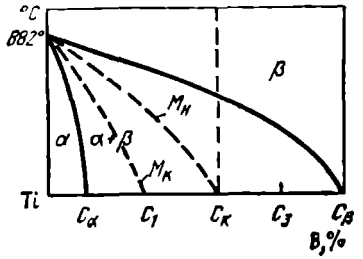


Рис. 227. Схема превращений, происходящих при закалке титановых сплавов в зависимости от содержания β-стабилизатора

лизатора, показана на рис. 227. На этой схеме сплошные линии соответствуют температурам начала и конца полиморфного превращения $\alpha \rightleftarrows \beta$, а штриховые — температурному интервалу мартенситного превращения $M_н—M_к$.

При закалке сплавов, содержащих β-стабилизатора меньше $C_α$ образуется игольчатая фаза мартенситного типа, называемая α'

В интервале концентраций β-стабилизатора $C_α—C_1$ процесс закалки протекает так же, как и при концентрациях, меньших C_1 с той лишь разницей, что вместо α-фазы образуется α''-фаза.

Фаза α'' представляет собой подобно α' фазе твердый раствор легирующих элементов в α-титане, но по сравнению с α'-фазой более насыщена, так как образуется в сплавах с большей концентрацией легирующих элементов; α''-фаза имеет ромбическую решетку. Эта фаза образуется только в титановых сплавах, легированных Mo, V, Nb и другими элементами, атомные радиусы которых близки к атомному радиусу титана; как и α'-фаза, она имеет игольчатое строение, но твердость и прочность ее значительно ниже.

При концентрациях β-стабилизатора от C_1 до $C_к$ β-фаза только частично превращается в α''-фазу и образуется структура $\alpha'' + \beta$. Сохранившаяся β-фаза называется нестабильной ($\beta_{нест}$).

Внутри $\beta_{нест}$ образуется ω-фаза, которая когерентна с решеткой β-фазы, имеет искаженную гексагональную кристаллическую решетку, повышает твердость и резко охрупчивает сплавы. При закалке сплавов с концентрацией β-стабилизатора от $C_к$ до $C_з$ мартенситное превращение не происходит, и сплавы имеют структуру $\beta_{нест} + \omega$.

При концентрациях β-стабилизатора от $C_з$ до $C_в$ при закалке фиксируется β нестабильная фаза, которая представляет собой твердый раствор легирующих элементов в β-титане.

В процессе нагрева закаленных титановых сплавов происходит старение и образовавшиеся при закалке метастабильные фазы α', α'', ω и $\beta_{нест}$ распадаются с образованием более стабильных дисперсных структур.

При температурах старения 500 °С и выше в $(\alpha + \beta)$ сплавах в зависимости от структуры, полученной после закалки, могут происходить следующие превращения:

α' (α'') $\rightarrow \alpha + \beta$; $\alpha'' + \beta_{нест} \rightarrow \alpha + \beta$; $\beta_{нест} + \omega \rightarrow \alpha + \beta$; $\beta_{нест} \rightarrow \alpha + \beta$.

В результате распада неравновесных фаз с выделением дисперсных частиц титановые сплавы упрочняются. Наибольший эффект упрочнения получается при распаде $\beta_{нест}$-фазы.

Титановые сплавы подвергают также химико-термической обработке. Для повышения износостойкости трущихся поверхностей применяют азотирование. Получаемый азотированный слой имеет глубину 0,1—0,15 мм и твердость HV 700—1000. Для снижения хрупкости азотированного слоя и повышения его сцепления со сплавом изделия подвергают вакуумному отжигу при 800—900 °С.

Титановые сплавы по способу производства полуфабрикатов и изделий подразделяют на деформируемые и литейные; по склонности к термическому упрочнению — на термически упрочняемые и термически неупрочняемые. Кроме того, титановые сплавы классифицируют по структуре, которую они имеют после охлаждения на воздухе: сплавы со структурой α-твердого раствора; сплавы со смешанной структурой ($\alpha + \beta$)-твердого раствора и сплавы со структурой β-твердого раствора. Сплавы каждой из этих групп имеют свои особенности.

α-Сплавы

Преимущества: до 650 °С сохраняют достаточную прочность. До 1090 °С сопротивляются коррозии в атмосферной среде, загрязненной газами, что позволяет вести обработку давлением при более высоких температурах. Хорошо свариваются. После термической обработки охрупчивания не наблюдается.

Недостатки: пластичность листов при изгибе хуже, чем у β-сплавов; для горячей обработки давлением требуется более значительная мощность, чем для сплавов $\alpha + \beta$; невозможность получения высокопрочных сплавов; закалке и старению не подвергаются.

$\alpha + \beta$-Сплавы

Преимущества: удвоенная прочность по сравнению с нелегированным титаном; хорошая пластичность, в частности при изгибе; легче куются, штампуются и прокатываются, чем сплавы α или β; возможно упрочнение путем термической обработки.

Недостатки: чувствительность к термической обработке (при недостаточном контроле может наблюдаться охрупчивание); пластичность сварного шва хуже, чем у α-сплавов; сохраняют достаточную прочность лишь до 430 °С.

β-Сплавы

Преимущества: отличная пластичность при всех видах штамповки (лист толщиной 0,7 мм может быть согнут без оправки до полного соприкосновения сторон); сохраняют достаточную прочность до 540 °С, для получения высокой прочности необходима термическая обработка.

Недостатки: весьма чувствительны к загрязнениям в процессе производства. Чувствительны к загрязнению атмосферными газами при температурах выше 700 °С. Высокая прочность вызывает трудности при штамповке. Относительно высокое содержание дефицитных легирующих элементов. Возможно охрупчивание при старении.

Химический состав и механические свойства некоторых титановых сплавов приведены в табл. 45.

Однофазные α-сплавы ВТ5 и ВТ5-1 относятся к термически неупрочняемым сплавам (рис. 228; альбом, с. 21). Это сплавы средней прочности. Олово в сплаве ВТ5-1

Таблица 45. Химический состав и механические свойства промышленных деформируемых сплавов титана

Марка	Содержание элементов, % (по массе)	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
	α-сплавы			
ВТ5	5 Al	700—950	660—850	10—15
ВТ5-1	5 Al; 2,5 Sn	750—950	650—850	10—15
	α + β-сплавы мартенситного класса			
ВТ3-1	6 Al; 2,5 Mo; 0,2 Si; 0,5 Fe; 2 Cr	1100—1200	1050—1100	12—14
ВТ6	6 Al; 4 V	1100—1150	1000—1050	14—16
ВТ14	4,5 Al; 3,0 Mo; 1,0 V	1150—1400	1080—1300	6—10
	Псевдо-β-сплавы			
ВТ15	4 Al; 11 Cr; 8 Mo	1300—1500	—	4—8

повышает сопротивление ползучести и технологическую пластичность. Сплавы имеют стабильные механические свойства вплоть до 450—500 °С. Их поставляют в виде прутков, поковок, труб, сортового проката, проволоки. Предназначены для изготовления деталей, работающих в широком диапазоне температур.

Двухфазные титановые сплавы ВТ3-1, ВТ6 и ВТ14 обладают хорошим сочетанием механических и технологических свойств. Изменяя количество α- и β-фаз, можно менять свойства сплавов в широком диапазоне. Сплав ВТ3-1 относится к системе Ti—Al—Cr—Mo—Fe—Si и является одним из наиболее освоенных в производстве сплавов. После изотермического отжига имеет (α + β)-структуру, обеспечивающую высокую термическую стабильность и пластичность (рис. 229, *а*; альбом, с. 20). После закалки сплава ВТ3-1 с температуры 970 °С образуется игольчатый α′ мартенсит с небольшим количеством $\beta_{нест}$ распадающийся при последующем старении (600 °С) на дисперсную смесь α- и β-фаз (рис. 229 *б*, *в*; альбом, с. 20), что приводит к упрочнению сплава. ВТ3-1 жаропрочный сплав, предназначенный для длительной работы при 400—450 °С. Из него изготовляют прутки, профили, плиты, поковки.

Однофазные β-сплавы являются высоколегированными (⩾20 % легирующих элементов) титановыми сплавами. По структуре в равновесном состоянии они относятся к двухфазным, так как в них кроме β-фазы имеется небольшое количество α-фазы (рис. 230, *а*; альбом, с. 21). После охлаждения на воздухе фиксируется только одна $\beta_{нест}$-фаза. Такие сплавы называют псевдо-β-сплавами.

Сплав ВТ15 системы Ti—Al—Mo—Cr в закаленном с 780—900 °С состоянии имеет структуру $\beta_{нест}$ (рис. 230, *б*; альбом, с. 21); он обладает высокой пластичностью. Это позволяет деформировать сплав в холодном состоянии. При последующем старении (600 °С) из неравновесного β-раствора выделяются дисперсные частицы α-фазы, дающие значительный эффект упрочнения (рис. 230, *в*; альбом, с. 21). Сплавы с неустойчивой β-фазой являются наиболее высокопрочными среди титановых сплавов. Однако недостаточная термическая стабильность не позволяет длительно эксплуатировать эти сплавы при температурах выше 350 °С.

Литейные титановые сплавы (ВТ5Л, ВТ3-1Л, ВТ14Л и др.) по химическому составу практически совпадают с аналогичными деформируемыми. Из этих сплавов бла-

годаря их высокой жидкотекучести, незначительной линейной усадке и малой склонности к образованию горячих трещин получают качественные фасонные отливки. Однако склонность титана и его сплавов к активному взаимодействию с газами и формовочными материалами заставляет проводить плавку и разливку в защитной атмосфере или вакууме. Упрочняющая термическая обработка не применима к литейным титановым сплавам, так как резко снижает их пластичность.

4. Медь и ее сплавы

Медь — тяжелый металл (плотность 8,94 г/см^3) красно-розового цвета; находится в I группе Периодической системы, полиморфных превращений не имеет; кристаллизуется в гранецентрированной кубической решетке с параметром $a = 0{,}36074$ нм. Физические свойства меди приведены на с. 354.

На поверхности меди образуется плотная оксидная пленка, поэтому медь имеет высокую коррозионную стойкость в пресной и морской воде, в атмосферных условиях и различных химических средах: органических кислотах, едких щелочах, сухих газах. Однако медь не противостоит действию азотной и соляной кислот, горячей концентрированной серной кислоты, аммиака.

Механические свойства технической меди зависят от ее состояния. В отожженном виде медь весьма пластична ($\delta \approx 50$ %, $\psi \approx 75$ %, $\sigma_{0,2} = 70$ МПа, НВ 35, $\sigma_в = 240$ МПа). В деформированном состоянии пластичность меди понижается, но прочность повышается: $\delta = 1$—3 %, $\psi \approx 35$ %, $\sigma_{0,2} = 380$ МПа, НВ 120, $\sigma_в = 500$ МПа. На рис. 231 (альбом, с. 22) показана структура катаной и отожженной меди. Свойства меди существенно зависят от присутствующих в ней примесей.

Марка меди	М00	М0	М1	М2	М3	М4
Cu, % . . .	99,99	99,95	99,9	99,7	99,5	99,0
Примеси, % .	0,01	0,05	0,1	0,3	0,5	1,0

В технически чистой меди примесями являются Bi, Sb, As, Fe, Ni, Pb, Sn, S, O. Эти примеси попадают в медь при производстве ее из медных руд и резко снижают тепло- и электропроводность.

Наиболее чистую медь, марок М00, М0, М1, содержащую не более 0,1 % примесей, применяют для проводников тока. Медь остальных марок, более загрязненная

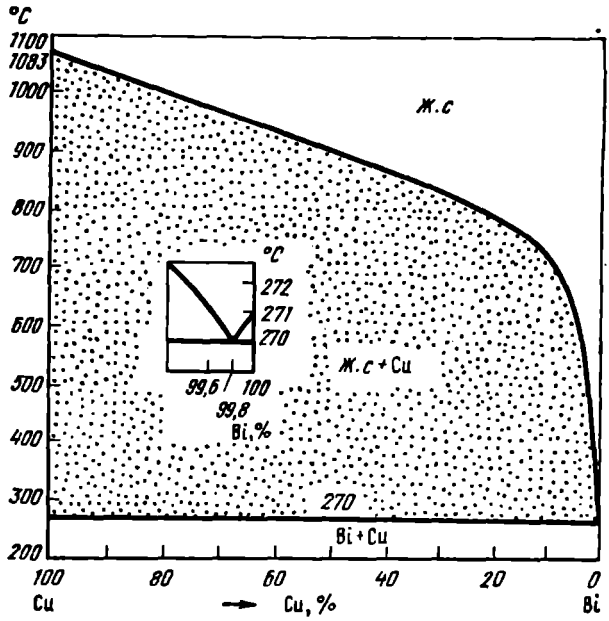


Рис. 232. Диаграмма состояния сплавов медь—висмут

примесями, пригодна только для производства сплавов различного состава и качества (М3, М4).

Висмут и свинец даже в тысячных долях процента резко ухудшают способность меди обрабатываться путем прокатки или волочения. С этими элементами медь образует легкоплавкие эвтектики, которые, располагаясь по границам зерен, при нагреве расплавляются и вызывают горячеломкость меди, т. е. приводят к разрушению металла при горячей деформации. Так, эвтектика Cu—Bi, содержащая 0,2 % Cu, плавится при 270 °С (рис. 232). Расположение висмута в литой меди показано на рис. 233, *а* (альбом, с. 22).

Свинец и медь ограниченно растворяются в жидком состоянии и совершенно не растворяются в твердом состоянии. В механической смеси Cu—Pb уже при 327 °С свинец расплавляется; следовательно, в горячем состоянии деформировать медь, содержащую свинец, нельзя. Поэтому Bi и Pb допускаются в меди в количестве не более 0,002 %. Кислород при концентрациях 0,1—2 % отрицательно влияет на горячую прокатку и волочение. Причиной тому образование эвтектики Cu—Cu_2O, кото-

рая в виде хрупкой тугоплавкой (1065 °С) составляющей располагается по границам зерен меди, резко ухудшая ее пластические свойства. На рис. 233, *б* (альбом, с. 22) показана микроструктура литой меди, содержащей 0,5 % кислорода. В структуре видны первичные кристаллы Cu_2O (темные дендриты) и эвтектика ($Cu + Cu_2O$).

Медь, содержащая кислород, склонна к так называемой водородной болезни. Если в медь, содержащую кислород, попадает водород или восстановительные газы, например, CO, CH_4 и др., то Cu_2O восстанавливается, но зато образуются продукты восстановления в виде H_2O или CO_2. Эти газы стремятся выйти из металла, создают большое внутреннее давление, которое нередко приводит к образованию трещин и разрушению медных изделий. В связи с этим следует избегать нагрева меди, содержащей кислород, в восстановительной атмосфере.

При деформации меди (наклеп) возрастает ее прочность и уменьшается пластичность. В некоторых случаях этим пользуются специально для упрочнения меди. В частности, для того чтобы увеличить расстояние между подвесками проводов при передаче электрического тока на значительное расстояние, применяют провода из нагартованной, наклепанной, так называемой твердой меди. Прочность такой меди ($\sigma_в$ = 500 МПа) почти в два раза больше прочности мягкой меди ($\sigma_в$ = 240 МПа), поэтому расстояние между подвесками может быть вдвое увеличено без опасности обрыва проводов под влиянием собственного веса.

Правда, с увеличением степени деформации электропроводность меди несколько падает и в связи с этим приходится брать более толстые сечения проводов.

Классификация медных сплавов

Для повышения прочностных свойств медь легируют цинком, оловом, алюминием, марганцем, железом, кремнием, никелем.

Наиболее распространена классификация медных сплавов по химическому составу.

Латунями называют сплавы меди с цинком, а иногда с добавками небольшого количества некоторых других элементов. Из цветных сплавов латуни являются самыми распространенными.

Латуни обозначают буквой Л, справа от которой пишут буквенные обозначения специально вводимых (кроме Zn) элементов, затем цифру, указывающую процент меди,

и затем проценты специальных элементов в той же последовательности, в какой записаны сами элементы. Элементы обозначают русскими буквами: О — олово; Ц — цинк; С — свинец; Ж — железо; Мц — марганец; Н — никель; К — кремний; А — алюминий и т. д. Например, Л90 означает, что латунь содержит 90 % Cu, остальное (10 %) Zn, ЛАЖМц 66-6-3-2 означает латунь, содержащую 66 % Cu, 6 % Al, 3 % Fe, 2 % Mn, остальное (23 %) Zn.

Бронзами называют сплавы меди с оловом (бронзы оловянные) алюминием, кремнием, бериллием, свинцом (бронзы безоловянные). Кроме основных указанных элементов бронзы дополнительно легируют фосфором, цинком, марганцем, железом, никелем, титаном.

Бронзы маркируют буквами Бр, справа пишут элементы, входящие в бронзу: О — олово; Ц — цинк; С — свинец; Ф — фосфор; Н — никель; К — кремний и т. д., в том же порядке пишут содержание элементов в процентах. Например, БрОЦ4-3 означает, что в бронзе в среднем 4 % Sn, 3 % Zn, остальное Cu; бронза БрАЖМц10-3-1,5 содержит в среднем 10 % Al, 3 % Fe, 1,5 % Mn, остальное Cu.

По способу производства полуфабрикатов и изделий медные сплавы (латуни и бронзы) подразделяют на деформируемые и литейные, а по способности к термическому упрочнению — на термически упрочняемые и термически неупрочняемые.

Латуни

По химическому составу латуни разделяют на п р о с т ы е (легированные только цинком) и с п е ц и а л ь н ы е, которые помимо цинка содержат в качестве легирующих элементов свинец, олово, никель, марганец.

С медью цинк образует фазы, представляющие собой твердый раствор и электронные соединения.

Диаграмма состояния системы Cu—Zn приведены на рис. 234.

Диаграмма состояния показывает, что при концентрациях до 39 % Zn образуется α-фаза — твердый раствор замещения цинка в меди. Раствор этот имеет решетку меди, т. е. гранецентрированную кубическую. Особенностью его является уменьшение растворимости цинка в меди при повышении температуры. При температуре перитектической реакции (905 °С) α-фаза содержит

32 % Zn, а после полного охлаждения содержание Zn в α-растворе может доходить до 39 %.

В сплавах Cu—Zn образуются соединения электронного типа. Например, CuZn, в котором отношение числа валентных электронов к числу атомов равно 3/2. Электронные соединения этого типа имеют решетку объемноцентрированного куба. β-фаза представляет собой твердый раствор на базе этого электронного соединения.

При высоких температурах (выше 450—470 °С) β-фаза является неупорядоченным твердым раствором, при 470—450 °С происходит упорядочение расположения атомов меди и цинка в кристаллической решетке объемноцентрированного куба, и на каждый атом Cu приходится атом Zn. Упорядоченный твердый раствор обозначен β′.

β′-фаза существует в области от 47 до 50 % Zn, следовательно, CuZn может растворять в себе и Cu, и Zn. Это и означает, что β-раствор получается на базе соединения CuZn.

γ-фаза — твердый раствор на базе электронного соединения Cu_5Zn_8. В этом соединении отношение числа электронов к числу атомов равно 21/13. Такие фазы имеют сложные кубические решетки. Существенно важно то,

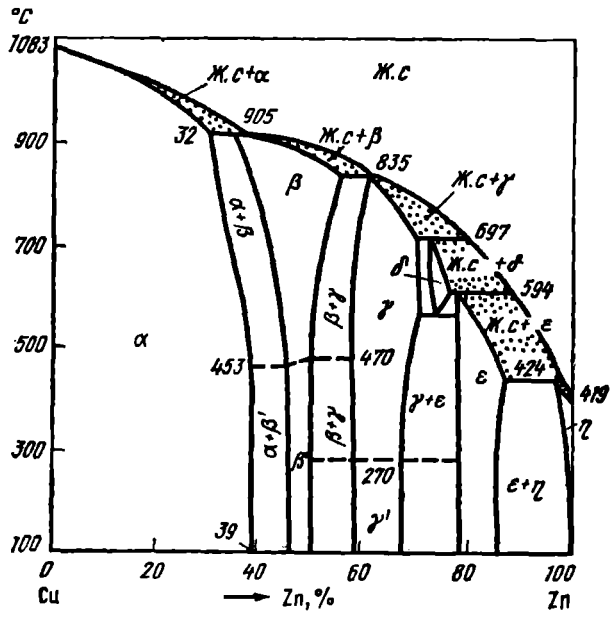


Рис. 234. Диаграмма состояния сплавов медь—цинк

что γ-твердый раствор является хрупким, поэтому сплавы меди с цинком, включающие γ-фазу, применения не находят.

Практическое применение находят латуни с содержанием не выше 45—47 % Zn. Следовательно, по структурному признаку практически применяемые латуни могут быть разделены на два основных типа: α-латуни с содержанием до 39 % Zn (рис. 235, *а*; альбом, с. 23), (α + β′)-латуни с содержанием от 39 до 45 % Zn (рис. 235, *б*; альбом, с. 23).

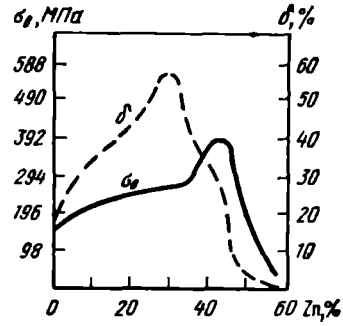


Рис. 236. Влияние цинка на механические свойства латуни

В сплавах с содержанием от 45 до 50 % Zn должна быть однофазная β′-структура; такую латунь можно назвать β-латунью (рис. 235, *в*; альбом, с. 23).

При содержании Zn > 50 %, кроме указанных фаз, в сплавах могут быть ε-фаза, твердый раствор на базе электронного соединения $CuZn_3$; η-фаза — твердый раствор меди в цинке с гексагональной решеткой. Сплавы со структурой η-твердого раствора находят некоторое применение для изготовления деталей методом литья под давлением и в антифрикционных подшипниковых сплавах на цинковой основе.

Влияние цинка на свойства латуни показано на рис. 236, из которого видно, что цинк повышает и пластичность, и прочность латуней. Наибольшую пластичность, как и следовало ожидать, имеют однофазные α-латуни, содержащие до 39 % Zn. Эти весьма пластичные латуни очень хорошо обрабатываются давлением в холодном и горячем состояниях.

В (α + β′)-латунях пластичность резко снижена, поэтому они удовлетворительно деформируются только в горячем состоянии.

Двойные латуни в соответствии с ГОСТ 17711—80 выпускают шести марок: Л96, Л90, Л85, Л80, Л70, Л68, Л62. Состав и свойства этих латуней приведены в табл. 46.

Однофазные латуни хорошо обрабатываются давлением в горячем и холодном состояниях, они коррозионностойки.

Из латуней изготовляют листы, ленты, проволоку. Необходимо отметить, что для латуни вредны те же примеси, что и для меди, поэтому примеси допускаются

Таблица 46. Состав и свойства двойных латуней

Марка латуни	Содержание элементов, % *		$\sigma_в$, МПа	δ, %	Марка латуни	Содержание элементов, %		$\sigma_в$, МПа	δ, %
	Cu	сумма примесей				Cu	сумма примесей		
Л96	95—97	0,2	240	52	Л70	69—72	0,2	320	55
Л90	88—91	0,2	260	44	Л68	67—70	0,3	330	56
Л85	84—86	0,3	280	43	Л62	60,5—63,5	0,5	360	49
Л80	79—81	0,3	310	52					

* Остальное — цинк.

в очень малых количествах: 0,03 % Pb, 0,002 % Bi, 0,005 % Sb. Из диаграммы состояния системы Cu—Zn видно, что линии ликвидуса и солидуса расположены близко, поэтому дендритная ликвация в латунях сравнительно мала и в большинстве случаев нет практической необходимости подвергать их гомогенизирующему отжигу для выравнивания состава α-раствора.

Вследствие малого интервала между температурами ликвидуса и солидуса латуни имеют хорошие литейные свойства.

В α-латунях нет фазовых превращений, поэтому они не могут подвергаться термической обработке, связанной с изменением растворимости. В процессе холодной деформации (прокат, протяжка, волочение) латуни получают наклеп, вследствие которого возрастает их прочность и падает пластичность. Для снятия наклепа проводят рекристаллизационный отжиг при 600—700 °С, резко повышающий пластичность латуни.

Для латунных изделий, имеющих большие внутренние напряжения, характерно явление растрескивания. Растрескивание и трещины (продольные и поперечные) образуются в изделиях при хранении их на воздухе. Чтобы избежать этого изделия, находящиеся на длительном хранении, подвергают низкотемпературному (200—300 °С) отжигу.

Специальные латуни

Для повышения механических свойств, улучшения обрабатываемости, коррозионностойкости в латуни вводят

Pb, Sn, Ni, Fe, Al, Si и другие элементы. Такие латуни называют специальными.

Свинец ухудшает пластические свойства латуни, но улучшает обрабатываемость резанием. Из этих латуней изготавливают детали, вытачиваемые на станках-автоматах. Поэтому их называют автоматными латунями.

Олово повышает прочность латуни и сопротивление коррозии в морской воде. Поэтому латуни, содержа-

Таблица 47. Химический состав, %, и примерное назначение специальных латуней

Латунь (основа Zn)	Марка латуни	Cu	Легирующие элементы	Назначение
		Деформируемые латуни		
Алюминиевая	ЛА77-2	76—79	1,75—2,5 Al	Трубы конденсаторные
Никелевая	ЛН65-5	64—67	5—6,5 Ni	Трубки манометрические, проволока, листы
Марганцовистая	ЛМц58-2	57—60	1—2 Mn	Полосы, прутки, проволока, листы
Марганцовистоалюминиевая	ЛМцА57-3-1	55—58,5	2,5—3,5 Mn; 0,5—1,5 Al	Поковки
Оловянистая	ЛО70-1	69—71	1—1,5 Sn	Трубы
Свинцовистая	ЛС59-1	57—60	0,8—1,9 Pb	Листы, полосы, ленты, прутки
Кремнистая	ЛК80-3	79—81	2,5—4 Si	Поковки и штамповки
		Литейные латуни		
Алюминиевожелезистомарганцовистая	ЛАЖМц66-6-3-2	64—68	6—7 Al; 2—4 Fe; 1,5—2,5 Mn	Гайки, червячные винты
Кремнистосвинцовистая	ЛКС80-3-3	79—81	2,5—4,5 Si; 2—4 Pb	Подшипники и втулки
Марганцовистооловянносвинцовистая	ЛМцОС58-2-2-2	56—60	1,5—2,5 Mn; 1,5—2,5 Sn; 0,5—2,5 Pb	Шестерни

щие олово, называют еще **морскими латунями.**

Никель повышает прочность и коррозионную стойкость латуней.

Марганец повышает прочность, и коррозионную стойкость, особенно в присутствии Al, Fe, Sn.

Кремний повышает твердость, прочность, а совместно с Pb улучшает антифрикционные свойства, поэтому кремнисто-свинцовистые латуни могут заменять оловянистые подшипниковые бронзы. Марки, химический состав и примерное назначение некоторых специальных латуней приведены в табл. 47.

Бронзы

Бронзы оловянные представляют собой сплав меди с оловом.

Диаграмма состояния Cu—Sn в части, представляющей интерес при изучении оловянных бронз, приведена на рис. 237.

В сплавах системы Cu—Sn образуются следующие фазы: α-фаза — твердый раствор замещения олова в меди, имеющий гранецентрированную кристаллическую решетку; β-фаза — твердый раствор на базе электронного соединения Cu_5Sn (отношение числа валентных электронов к числу атомов 3/2) имеет решетку объемноцентрированного куба;

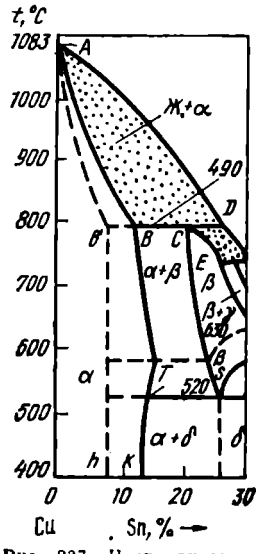


Рис. 237. Часть диаграммы состояния сплавов медь—олово

δ-фаза — твердый раствор на базе электронного соединения $Cu_{31}Sn_8$. Электронное соединение $Cu_{31}Sn_8$ имеет сложную кристаллическую решетку. Отношение числа валентных электронов к числу атомов 21 13.

В первую очередь необходимо обратить внимание на наличие в начальной области диаграммы (до 15—20 % Sn) линий двух видов. Сплошная линия *ABK* (см. рис. 237) характеризует состояние при очень медленном охлаждении или отжиге после литья; такие условия при обычном литье не достигаются. Штриховая линия характеризует состояние в обычных условиях ли-

тья. Такое различие структур в зависимости от условий охлаждения объясняется большим интервалом кристаллизации, доходящим до 150—160 °С, и малой скоростью диффузионных процессов в медноолованистых твердых растворах. Вследствие этого и в сплавах, которые должны были бы состоять только из α-фазы, существует значительная ликвация; образуется частично β-фаза, распадающаяся в конечном итоге с образованием эвтектоида $\alpha + Cu_{31}Sn_8$. Совершенно очевидно, что для определения структур литых бронз лучше пользоваться диаграммой со штриховой линией.

Чтобы выяснить различие строения в зависимости от условий охлаждения рассмотрим процесс кристаллизации бронзы с 10 % Sn. Если процесс идет по сплошным линиям, т. е. в условиях медленного охлаждения, то, достигнув линии солидуса (AB), сплав будет состоять из однородного α-раствора; ниже этой температуры никаких превращений нет, и сплав останется однофазным до конца охлаждения.

Если сплав получен в обычных производственных условиях, не являющихся равновесными, то кристаллизация идет по штриховым линиям диаграммы (рис. 236). До 790 °С будут выделяться кристаллы α-раствора.

При 790 °С по перитектической реакции $\alpha_{b'} + Ж.\ с. \rightarrow \beta_c$ образуются кристаллы β.

Ниже 790 °С бронза будет состоять из фаз ($\alpha + \beta$). При дальнейшем охлаждении β-раствор будет претерпевать следующие превращения: при 587 °С β-раствор упорядочивается с образованием β′-раствора, при 520 °С идет эвтектоидный распад $\beta \rightleftarrows \alpha + Cu_{31}Sn_8$, и, следовательно, после полного охлаждения эта бронза будет иметь структуру $\alpha +$ эвтектоид ($\alpha + Cu_{31}Sn_8$).

Совершенно очевидно, что такая структура получается только из-за неравновесных условий кристаллизации. Если такую бронзу отжечь при 700—800 °С, то она получится однофазной, состоящей только из α-кристаллов.

Следовательно, во всех оловянных бронзах, содержащих олова больше 6—7 % Sn (точка h на рис. 237), будет не однофазная структура, а двухфазная, включающая эвтектоид ($\alpha + Cu_{31}Sn_8$).

Наличие эвтектоида в бронзах, содержащих более 6—7 % Sn, затрудняет их пластическую деформацию, но придает им высокое сопротивление истиранию. Поэтому оловянные бронзы применяют в литом виде и используют как антифрикционный материал. Вследствие

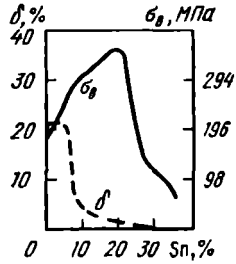


Рис. 238. Влияние олова на механические свойства бронз

высокой коррозионной стойкости в воде и паре из оловянной бронзы отливают арматуру (краны, тройники и пр.). Химический состав оловянистых бронз и их механические свойства показаны на рис. 238 и в табл. 48.

В оловянные бронзы вводят некоторые добавки, улучшающие их свойства.

С в и н е ц улучшает обрабатываемость бронзы на станках и ее антифрикционные свойства; свинец не растворяется в жидкой бронзе и поэтому в структуре находится в виде мелкорассеянных самостоятельных включений.

Ф о с ф о р является раскислителем для бронзы. Кроме того, он образует твердые включения, повышающие антифрикционные свойства.

Ц и н к улучшает технологические свойства и увеличивает количество эвтектоида, при получении той же структуры, твердости и износостойкости, что позволяет экономить олово.

Т а б л и ц а 48. Химический состав, %, и назначение оловянных бронз

Марка бронзы (основа — медь)	Sn	Легирующие элементы, %	Примерное назначение
		Деформируемые бронзы	
БрОФ 6,5-0,15	6—7	0,1—0,25 P	Ленты, полосы, прутки, проволока для пружин, детали подшипников
БрОЦ4-3	3,5—4	2,7—3,3 Zn	Ленты, полосы, прутки, проволока для пружин и для аппаратуры химической промышленности
БрОЦС 4-4-2,5	3—5	3—5 Zn 1,5—3,5 Pb	Ленты и полосы для прокладок во втулках подшипников
		Литейные бронзы	
БрОЦСН 3-7-5-1	2,5—4,5	3—9,5 Zn 3—6 Pb 0,5—1,5 Ni	Аппаратура, работающая в условиях морской и пресной воды
БрОЦС 6-6-3	5—7	5—7 Zn	Антифрикционные детали
БрОЦС 3,5-7-5	3—4,5	2—4 Pb 5—6 Zn	Детали для тракторов

Безоловянные бронзы имеют высокую прочность, хорошие антикоррозионные и антифрикционные свойства и не только с успехом заменяют оловянные бронзы, но в некоторых случаях превосходят их по свойствам.

Алюминиевые бронзы. Часть диаграммы состояния сплавов Cu—Al показана на рис. 239. Из диаграммы видно, что при содержании до 9 % Al образуется α-фаза — однородный твердый раствор алюминия в меди. Вследствие близкого расположения линий ликвидуса и солидуса сплавы Cu—Al характеризуются хорошей жидкотекучестью, мало развитой дендритной ликвацией и сосредоточенной усадкой. Такие сплавы, будучи однофазными, хорошо деформируются в холодном и горячем состояниях.

В табл. 49 приведены химический состав и указано примерное назначение некоторых алюминиевых бронз.

Добавки Ni, Fe, Mn, Pb улучшают свойства алюминиевых бронз: Ni повышает прочность и пластичность; Fe повышает прочность и твердость и измельчает структуру; Mn повышает и прочность, и коррозионную стойкость; Pb улучшает обрабатываемость на станках и антифрикционные свойства.

Алюминевые бронзы, содержащие Al более 9 %, относятся к двухфазным сплавам. При температуре 565 °С в них происходит эвтектоидное превращение: β-раствор на основе соединения Cu_3Al распадается на эвтектоидную смесь фаз α-твердого раствора алюминия в меди и γ-раствора на основе соединения CuAl. Эвтектоидная точка

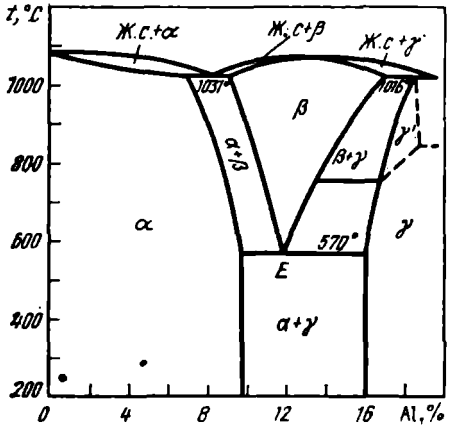


Рис. 239. Часть диаграммы состояния сплавов медь—алюминий

Таблица 49. Химический состав, %, и примерное назначение алюминиевых бронз

Марка бронзы (основа — медь)	Al	Легирующие элементы	Назначение
Бр.А5	4—6	—	Ленты, полосы
Бр.А7	6—8	—	То же
БрАМц9-2	8—10	1,5—2,5 Mn	Прутки, полосы, ленты, фасонное литье
БрАЖМц10-3-1,5	9—11	2—4 Fe; 1—2 Mn	Прутки, поковки, трубы, фасонное литье
БрАЖС7-1,5-1,5	6—8	1—1,5 Fe; 1—1,5 Pb	Фасонное литье
БрАЖН10-4-4Л	9,5—11	3,5—5,5 Fe; 3,5—5,5 Ni	Прутки, трубы, поковки, фасонное литье
БрАЖН11-6-6	10,5—11,5	5—6,5 Fe; 5—6 Ni	Фасонное литье

соответствует содержанию 11,8 % Al. Поэтому алюминиевые бронзы подобно углеродистым сталям могут иметь доэвтектоидную и заэвтектоидную структуру. В структуре доэвтектоидной бронзы БрА10 (рис. 240; альбом, с.23) видны светлые кристаллы α-раствора и темные пластинчатые кристаллы эвтектоида ($\alpha + \gamma$) по внешнему виду похожие на перлит в сталях.

Бронзы, содержащие около 10 % Al с добавками железа и никеля, можно подвергать закалке и отпуску. Механические свойства бронзы БрАЖН 10-4-4 после закалки с 920 °С в воде и отпуска при 650 °С: $\sigma_в = 650$ МПа; $\delta = 5$ %

Структурные превращения при закалке с отпуском (закалку с отпуском называют часто облагораживанием) аналогичны превращениям в стали. После закалки получается мартенситная структура, а после отпуска — тонкая механическая смесь фаз.

Кремнистые бронзы (БрКМц3—1, БрКН1—3) имеют высокую пластичность и коррозионную стойкость. По механическим свойствам они превосходят оловянные бронзы, кроме того они более дешевы.

Бериллиевые бронзы. Часть диаграммы состояния Cu—Be показана на рис. 241. Растворимость Be в Cu уменьшается с 2,1 % при 864 °С до 0,2 % при 300 °С. В системе Cu—Be образуется химическое соединение CuBe с высокой твердостью.

Бериллиевая бронза БрБ2 содержит в среднем 2 % Be. Бронза БрБНТ1,9 содержит также добавки никеля и титана (0,2—0,4 % Ni; 0,1—0,25 % Ti).

Бериллиевую бронзу закаливают с 800—820 °С в воде. После закалки сплав состоит из α-твердого раствора, пересыщенного атомами бериллия. Эта бронза после закалки мягка и пластична ($\sigma_в$ = 500 МПа, твердость НВ 100, δ = 30 %), поэтому изготовление тонкой ленты и штампованных деталей выполняют из сплава в свежезакаленном состоянии.

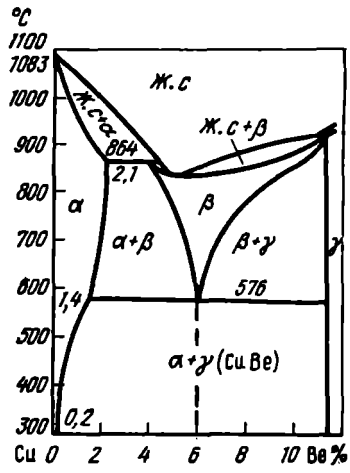


Рис. 241. Часть диаграммы состояния сплавов медь—бериллий

В результате окончательной термической обработки (отпуска при 325 °С) бронза становится чрезвычайно прочной и твердой: ($\sigma_в$ = 1300 МПа и НВ 370), т. е. после закалки с отпуском прочность сплава повышается почти в три раза, а твердость — в четыре раза. Это упрочнение называется дисперсионным твердением, потому что при отпуске происходит упрочнение дисперсными частицами соединения γ (CuBe), выделившимися из закаленного твердого раствора.

Вследствие высокой прочности и упругости бериллиевой бронзы из нее изготавливают пружины, мембраны, пружинящие контакты.

Высокая твердость позволяет использовать эту бронзу для ударного инструмента, особенно в тех случаях, когда недопустимо искрообразование (производство взрывчатых веществ, взрывоопасные горные работы и др.).

5. Антифрикционные (подшипниковые) сплавы

Антифрикционные сплавы применяют для изготовления деталей трущихся поверхностей механизмов и машин. Трение происходит в подшипниках между вкладышем подшипника и трущейся деталью (оси, валы). Для вкладышей подшипников должен быть подобран такой материал, который предохранил бы от износа вал, сам минимально изнашивался, создавал условия для нор-

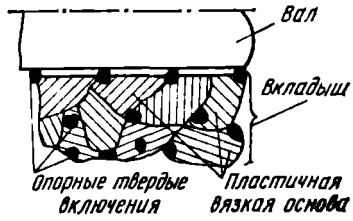


Рис. 242. Схема работы вала с вкладышем

мальной смазки, и облегчал работу трущегося узла, т. е. уменьшал коэффициент трения.

Исходя из условий работы подшипника, подшипниковый материал должен представлять собой сочетание достаточно прочной, относительно пластичной и вязкой основы, в которой должны быть твердые опорные включения. При этих условиях изнашивается пластичная основа, вал в основном лежит на твердых опорных включениях и, следовательно, трение будет идти не по всей поверхности подшипника, смазка будет удерживаться в изнашивающихся местах пластичной основы. Схематические условия, создающиеся при работе вала с вкладышем, имеющим такую структуру, показаны на рис. 242.

Вполне естественно, что основа сплава не должна быть слишком мягкой, иначе из-за давления на подшипник материал вкладыша будет просто выдавливаться, наволакиваться на вал и т. д., твердые включения не будут удерживаться основной массой, и такой материал не будет пригоден для работы. Количество твердых включений также не должно быть слишком велико, иначе подшипник будет плохо прирабатываться. Под давлением вала твердые частицы будут ломаться, осколки, попадая между валом и вкладышем, будут действовать как абразив, царапая вал. При значительных количествах твердой фазы сам вкладыш будет разрушаться.

Следовательно, для подшипников применимы не однофазные, а многофазные сплавы. Такими сплавами являются сплавы на основе олова или свинца (так называемые баббиты), меди, алюминия, цинка, а также антифрикционные чугуны и металлокерамические подшипниковые материалы.

Баббиты

Баббиты (табл. 50) обозначают буквой Б, справа от которой ставится цифра, показывающая процент олова или буква, характеризующая специальный элемент, входящий в сплав. Например, Б83, Б16, Б6 означает, что в эти баббиты входит соответственно 83, 16 и 6 % олова. БН означает, что в сплав вводится никель, БТ — теллур,

Таблица 50. Химический состав, %, и примерное назначение баббитов

Марка сплава	Sb	Cu	Cd	Sn	Другие элементы	Назначение
Б83	10—12	5,5—6,5	—	—	—	Для заливки подшипников особо нагруженных машин
Б89	7,25—8,25	2,5—3,5	—	—	—	То же
БН	13—15	1,5—2,0	1,25—1,75	9—11	0,75—1,25 Ni; 0,5—0,9 As	Для заливки подшипников машин средней нагруженности
БТ	14—16	0,7—1,1	—	9—11	0,05—0,20 Tl	Для подшипников тракторных и автомобильных двигателей
Б16	15—17	1,5—2,0	—	15—17	—	Для подшипников машин средней нагруженности
Б6	14—16	2,5—3,0	1,75—2,25	5—6	0,6—1,0 As	Для подшипников машин, нагруженных сравнительно мало
БКА	—	—	Ca 0,85—1,15	—	0,65—0,95 Na; 0,05—0,20 Al	Для подшипников с максимальным давлением 1000 МПа
БК2	—	—	Ca 0,35—0,55	1,5—2,5	0,25—0,50 Na; 0,04—0,09 Mg	То же

Примечание: Основа баббитов Б83 и Б89 — олово: БН, БТ, Б16, Б6, БКА, БК2 — свинец.

т. е. обозначение носит условный характер, не показывая полностью состав сплава.

Оловянные и свинцовые баббиты

Олово имеет в таблице элементов Менделеева порядковый номер 50: атомная масса 118, 70; плотность 7,3 г/см^3; температура плавления 232 °С; кристаллическая решетка олова при температурах выше 18 °С (т. е. Sn_β) тетрагональная. Параметры решетки: $a = 0{,}582$ нм; $c = 0{,}317$ нм. Механические свойства: твердость $\approx$НВ 5; $\sigma_в \approx 24{,}5$ МПа; $\delta \approx 40$ %; $\psi \approx 100$ %.

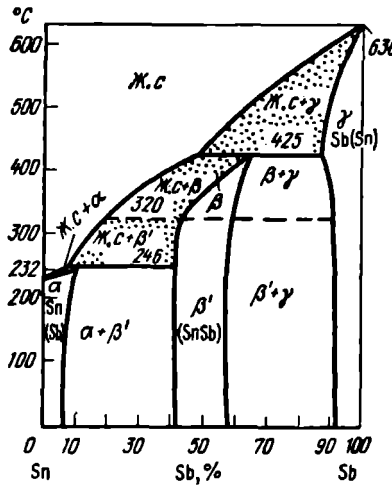


Рис. 243. Диаграмма состояния сплавов олово—сурьма

Свинец еще менее прочный и более мягкий и пластичный металл: $\sigma_в$ = = 18 МПа, твердость НВ 4; δ = 45 %, ψ = 100 %.

Для того, чтобы на основе олова можно было получить антифрикционный сплав, надо ввести элементы, которые упрочнили бы само олово, так как оно слишком мягко и непрочно, и образовали бы твердые включения. Для этой цели к олову добавляют сурьму и медь. Диаграмма состояния Sb—Sn показана на рис. 243. Из диаграммы видно, что Sb растворяется в Sn и дает α-твердый раствор, который имеет большую твердость и прочность, чем чистое олово, почти при той же пластичности.

При содержании более 7,5 % Sb в структуре образуется химическое соединение SbSn (фаза β′) с высокой твердостью. Таким образом, сурьма упрочняет основу оловянных антифрикционных сплавов и создает опорные включения высокой твердости в виде химических соединений.

Медь почти не растворяется в олове и, следовательно, практически не влияет на основу сплава, но образует кристаллы химического соединения, близкого по составу Cu_3Sn. Кроме того, медь препятствует ликвации легких кристалликов SbSn, чем обеспечивается равномерное распределение твердой составляющей по всему сплаву.

Pb, Bi, Zn, As — весьма вредные примеси, потому что они образуют с оловом легкоплавкие эвтектики. При наличии Pb (даже 0,5 %) образуется тройная эвтектика (Sn—Pb—Sb), плавящаяся при 184 °С; при наличии Bi образуется тройная эвтектика (Sb—Sn—Bi), плавящаяся при 135 °С. Эти эвтектики понижают температуру, при которой можно использовать сплав.

Структура оловянного баббита Б83 (83 % Sn) показана на рис. 244 (см. альбом, с. 23), темный фон — это α-раствор, крупные светлые кристаллы — это Cu_3Sn.

Так как олово дорогой и дефицитный элемент, оловянные баббиты применяют только в особо ответственных случаях.

Для подшипников более широкого применения в баббиты в значительных количествах вводят свинец и понижают содержание олова до 6—10 % или совсем его не вводят. В таких сплавах (БН, БТ, Б16, Б6, см. табл. 50) основой служит свинец.

Для упрочнения свинца и создания твердых частиц кроме олова вводят также сурьму и медь.

Сурьма со свинцом образует эвтектику, твердость которой равна НВ 8—15, т. е. в 2—3 раза выше твердости свинца. Эта свинцово-сурьмянистая эвтектика и представляет собой основу свинцового баббита. Так как содержание сурьмы берется заэвтектическое, то в сплаве имеются первичные кристаллы сурьмы.

Олово растворяется в свинце и притом в значительных количествах (до 19,5 %). Так как в свинцовых баббитах имеется и сурьма, то образуется тройной твердый раствор Sb (Pb, Sn) повышенной твердости и прочности.

Медь предотвращает ликвацию и образует, как уже указывалось, твердые включения Cu_3Sn.

Вводимые в некоторые баббиты никель (марка БН) и теллур (марка БТ) улучшают форму включений и измельчают структуру.

Свинцовые баббиты применяют в самых различных отраслях машиностроения: марки БН — для подшипников тракторных и автомобильных двигателей, паровых турбин, центробежных насосов и т. д.; БТ — для коренных и шатунных подшипников тракторных и автомобильных двигателей; Б16 — для компрессоров, вакуум-насосов, локомобилей, подъемных машин, подшипников трамваев и т. д.; Б6 — для подшипников нефтяных двигателей, металлообрабатывающих станков, трансмиссий, вентиляторов, насосов и т. д.

Нашли применение также баббиты, состоящие почти из одного свинца, в которые вводят незначительное количество щелочноземельных элементов (марки БКА и БК2).

В этих баббитах мягкая основа образуется раствором натрия в свинце. Твердые включения образует Ca, дающий соединение $CaPb_3$. На рис. 245 (см. альбом, с. 24) представлена микроструктура баббита БКА. На темном фоне α-твердого раствора сложного состава видны дендриты химического соединения Ca_3Pb_8. Щелочноземельные баббиты более хрупки, чем оловянно-свинцо-

вые, поэтому их применяют при меньших удельных давлениях, главным образом, в подшипниках железнодорожных вагонов.

Подшипниковые сплавы на медной основе

Для изготовления вкладышей подшипников, работающих при повышенном удельном давлении и больших скоростях, применяют свинцовую бронзу БрС30 с содержанием 27—33 % Pb, остальное Cu.

Свинец практически не растворяется в меди в жидком состоянии (рис. 246), поэтому при затвердевании такой механической смеси жидких фаз получается также механическая смесь твердых фаз свинца и меди. В соответствии с диаграммой состояния Cu—Pb (см. рис. 246) бронза БрС30 будет затвердевать следующим образом.

После достижения температуры ликвидуса (которая для сплавов с содержанием 27—33 % Pb не намного превышает 954 °С) начинается выделение кристаллов меди.

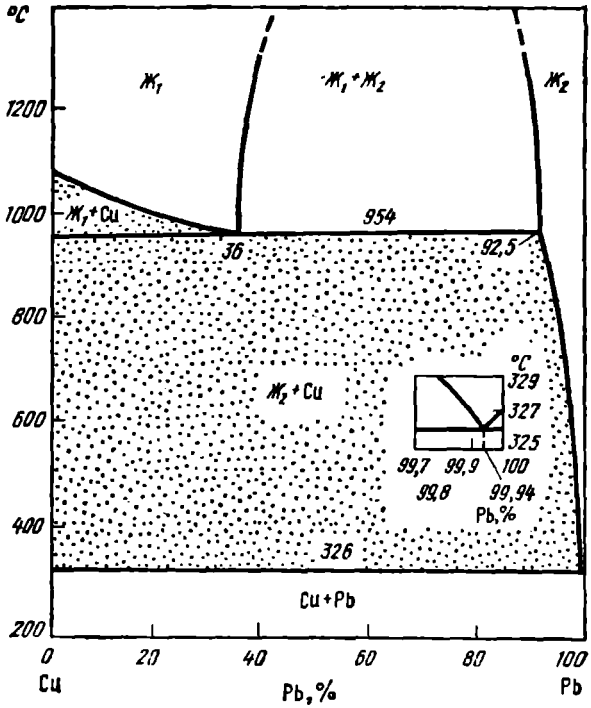


Рис. 246. Диаграмма состояния сплавов медь—свинец

Вследствие выделения кристаллов меди в жидкой части сплава повышается концентрация свинца и при температуре 954 °С жидкая часть сплава будет иметь состав: 36 % Pb и 64 % Cu (на диаграмме она обозначена $Ж_1$). Так как эта концентрация является границей сплавляемости, т. е. границей растворимости, то дальнейшее выделение кристаллов меди приводит к тому, что жидкая фаза расслаивается на две фазы, одна из которых Ж1 имеет состав 36 % Pb и 64 % Cu, а другая, которая на диаграмме обозначена $Ж_2$, — 92,5 % Pb и 7,5 % Cu.

Три фазы в двойных сплавах могут сосуществовать только при одной температуре, в данном случае при 954 °С. При этой постоянной температуре в жидкой части сплава, более богатой медью, т. е. в $Ж_1$, и будет протекать кристаллизация меди. Этот процесс будет идти при наличии трех фаз ($Ж_1$; $Ж_2$; кристаллы Cu) при постоянной температуре (954 °С) до тех пор, пока фаза $Ж_1$ не обеднится медью настолько, что будет иметь состав 92,5 % Pb и 7,5 % Cu. В этот момент $Ж_1$ уже не будет отличаться по составу от $Ж_2$, т. е. будут две фазы $Ж_2$ и кристаллы Cu. Только с этого момента начнется снижение температуры сплава. Как видно из диаграммы, при снижении температуры от 924 до 326 °С растворимость Cu в жидкой фазе падает до 0,06 %, т. е. к моменту достижения температуры 326 °С почти вся медь закристаллизуется, а при 326 °С будет кристаллизоваться свинец (точнее эвтектика Pb—Cu). Ниже 326 °С будет существовать смесь твердых фаз меди и свинца.

Если описанный процесс идет при медленном охлаждении, то при условии, что в интервале 954—326 °С имеется жидкая фаза — свинец с плотностью 11,34 г/см^3 и медь более легкая с плотностью 8,93 г/см^3, вследствие ликвации по удельному весу весь свинец должен оказаться внизу, а медь наверху отливки.

В действительности такого полного отделения не будет, так как кристаллизация меди носит дендритный характер, и жидкий свинец частично застревает в междендритных пространствах. Но все же, если не принимать специальных мер, то практически получается очень сильная ликвация по удельному весу.

Для того чтобы не произошло полного расслоения в жидком состоянии и чтобы свинец застрял между дендритами меди, принимают специальные меры (очень быстрое охлаждение, перемешивание и др.). В таких бронзах основной фон составляет сравнительно твердая

медь с включениями мягкого свинца. На рис. 247 (см. альбом, с. 24) показана структура бронзы БрС30.

Теплопроводность бронзы БрС30 высокая, следовательно, подшипники меньше нагреваются, высокие механические свойства при нагреве сохраняются до сравнительно высоких температур (200 °С), поэтому ее применяют для вкладышей подшипников наиболее мощных двигателей.

Подшипниковые сплавы на основе алюминия

Антифрикционными сплавами на основе алюминия являются сплавы: АН2,5 (2,7—3,4 % Ni), Алькусин Д (7,5—9,5 Cu, 1,5—2,5 % Si).

В этих сплавах мягкая основа — твердые растворы алюминия с элементами, входящими в данный сплав, а твердые включения — химические соединения, находящиеся в эвтектике с твердым раствором. Микроструктура сплава АН2,5 состоит из Al(Ni) + эвт. [Al (Ni) + + $NiAl_3$]; сплава Алькусин Д — Al(Cu, Si) + Эвт. [Al(Cu, Si) + $CuAl_2$]. Антифрикционные алюминиевые сплавы имеют высокую теплопроводность, что ценно для подшипников. Твердость алюминиевых сплавов выше, чем баббитов, поэтому их можно применять только в паре с твердыми валами (азотированные шейки валов, поверхностно закаленные шейки валов и т. д.).

Подшипниковые сплавы на основе цинка

Цинк в таблице Менделеева имеет порядковый номер 30. Атомная масса 65,37; плотность — 7,14 г/см^3. Температура плавления 419 °С. Кристаллическая решетка гексагональная. Параметры решетки a = 0,266 нм (2,66 Å); c = 0,494 нм (4,94 Å). Механические свойства: $\sigma_в$ = = 150 МПа; $\delta \approx 50$ %; $\psi \approx 70$ %.

Цинковые подшипниковые сплавы содержат 8—12 % Al, 1—5,5 % Cu, 0,03—0,06 % Mg, остальное цинк (ЦАМ 10-5, ЦАМ9-1,5). По свойствам эти сплавы равноценны свинцовым баббитам, и их применяют в подшипниках металлорежущих станков, прессов и т. д.

Глава IX ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ И МЕТОДЫ ИХ УПРОЧНЕНИЯ

Современный научно-технический прогресс немыслим без создания новых материалов и технологических процессов. К материалам нового поколения, обладающим высокими эксплуатационными характеристиками, о которых совсем еще недавно можно было только мечтать, относятся сплавы, не имеющие кристаллического строения, названные аморфными, и композиционные материалы.

Создание порошковых материалов, дает возможность не только получения новых особых свойств деталей конструкций, но и позволяет использовать металлические отходы, вторичное сырье, тем самым повысить процент выхода годного металла, а значит, повысить эффективность производства.

1. Порошковые материалы

Порошковые сплавы представляют собой металлический порошок (железный, из цветных металлов, в некоторых случаях с добавкой графита или других примесей), спрессованный при высоком давлении и подвергнутый спеканию. Такой способ получения порошковых сплавов называется порошковой металлургией.

Порошковые сплавы называют также металлокерамическими ввиду сходства их изготовления с изготовлением керамических изделий.

Порошковые сплавы широко применяют в различных отраслях машиностроения благодаря высокой экономичности технологии их изготовления (по сравнению с методами литья и штамповки). Особенно эффективны порошковые сплавы на железной основе как заменители цветных металлов.

Производство порошковых сплавов

В технологический процесс производства порошковых сплавов входят: получение порошков, подготовка шихты, прессование и спекание полученной заготовки. Иногда изделия из порошковых сплавов подвергают дополнительной обработке — калиброванию, горячей допрессовке, термической и химико-термической обработке, декоративным и защитным покрытиям.

Получение порошков. Порошки получают различными способами: механическим измельчением железной и стальной стружки в шаровых, молотковых и вихревых мельницах; восстановлением из окислов тугоплавких металлов (вольфрам, молибден, железо и др.); распылением жидкого металла сжатым воздухом или паром (алюминия, меди, олова и др.); электролитическим осаждением — меди, олова, железа и др.

Подготовка шихты. Порошок подвергают очистке от загрязнений, сушке, дополнительному измельчению, отжигу (для снятия наклепа, улучшения однородности металлов в защитной или восстановительной атмосфере), классификации по размеру (с помощью набора стандартных сит), смешиванию (в специальных смесителях).

Прессование. Прессование проводят в штампах — пресс-формах. При прессовании происходит механическое сцепление частиц порошка.

Спекание заготовок. Спекание представляет собой специальный

отжиг спрессованных заготовок, его проводят с целью повышения их механических свойств.

При спекании происходит восстановление окислов на металлических частичках и образование прочного металлического контакта, снятие внутренних напряжений и искажений в кристаллической решетке, рекристаллизация, диффузия.

В результате спекания малопрочные механические связи между частицами порошка заменяются более прочными межатомными связями.

Спекание осуществляют в печах с защитной атмосферой.

Температура спекания заготовок, спрессованных из порошка одного металла, составляет примерно 75 % от температуры плавления данного металла. Например, для железа эта температура равна 1100—1200, для меди 800—900, для молибдена 2100—2300 °С.

Спекание заготовок из порошков с большой разницей в температурах плавления ведут при температуре, превышающей температуру плавления наиболее легкоплавкого компонента. При спекании образуется жидкая фаза (например, температура спекания порошков железа и меди 1100—1200, меди и олова 700—800 °С).

Продолжительность спекания обычно составляет 1—3 ч.

Прессование и спекание можно совместить в одну операцию, называемую горячим прессованием. В этом случае применяют более низкое давление, составляющее 5—10 % давления обычного прессования и более низкие температуры (на 10—30 % ниже температуры спекания холоднопрессованных заготовок).

Наиболее распространенными видами брака при спекании являются пережог, плохо пропеченная сердцевина, неравномерная плотность, усадочные макропоры, коробление, трещины, расслоение, несоответствие заданным свойствам и размерам.

Применение порошковых сплавов

В зависимости от назначения порошковые сплавы делят на антифрикционные, фрикционные, плотные, тугоплавкие, электротехнические и твердые сплавы.

Антифрикционные сплавы. Эти сплавы получают из порошков как черных, так и цветных металлов. Изменяя режимы прессования и спекания, можно получить сплавы различной степени пористости (объем пор составляет 20—30 % от общего объема). Часто в сплавы вводят графит (1—3 %), который заполняет поры. При наличии пор, в которых удерживается смазка, и наличии графита, являющегося твердой смазкой, подшипники отличаются малым износом, малым коэффициентом трения, потребляют меньшее количество смазки, хорошо прирабатываются.

Пористыми подшипниковыми металлами и сплавами являются: пористое железо; железо—графит (1—2 %); железо—медь и железо—медь—графит с содержанием меди до 25 % и графита до 3 %; медь (88 %) — олово (10 %) — графит (2 %).

Для пористых железографитных сплавов наиболее желательной структурой, обеспечивающей высокое качество подшипников, является перлит с графитом.

Фрикционные сплавы. Эти сплавы, применяемые для тормозных устройств, должны иметь высокий коэффициент трения, обладать износостойкостью, высокой теплопроводностью, хорошей прирабатываемостью. Например, применение в промышленности нашли фрикционные сплавы, состоящие из 60—75 % Cu, 5—8 % Pb, 5—10 % Sn,

до 22 % Ni, до 22 % Fe, 0,5 % SiO_2, 4—8 % графита и до 0,3 % асбеста. Фрикционные сплавы отличаются невысокой прочностью, и поэтому тонкий слой сплава соединяется (чаще всего спеканием под давлением) со стальной основой (диском, лентой).

Плотные сплавы. Эти сплавы, применяемые для деталей машин и измерительного инструмента, получают из порошков железа, стали, меди, бронзы, латуни. В данном случае упрощается технологический процесс, сокращается расход материала, снижается трудоемкость производства. Особенно целесообразно изготовление небольших фасонных деталей типа шестерен, колец, втулок, кулачков, шайб, рычагов и др. Измерительный инструмент (скобы, лекала, плитки и др.) изготавливают из железного порошка и подвергают цементации или применяют железографитные смеси без последующей цементации.

Тугоплавкие металлы и сплавы. Эти металлы — вольфрам, молибден, титан и др., применяемые в виде прутков, проволоки и листа, получают прессованием порошков в холодном состоянии в брикеты, спеканием в атмосфере водорода (вольфрам и молибден) или в вакууме (титан). Спеченные заготовки проковывают в прутки, которые при необходимости протягивают в проволоку или прокатывают в листы. Высокая температура плавления затрудняет возможность получения этих металлов обычными металлургическими методами (плавка, литье и др.).

Вольфрам применяют для нитей накала в электролампах, для деталей радиоламп, для электрических контактов, нагревателей и др. Молибден — для нужд электролампового и электровакуумного производства (подвески, сетки, аноды и др.). Кроме чистых металлов, методом порошковой металлургии получают сплавы тугоплавких металлов, например сплавы вольфрама с молибденом для электровакуумной аппаратуры, сплавы вольфрам—молибден—никель для изделий, впаиваемых в стекло, и др.

Тугоплавкие металлы можно получать также методом горячего прессования. Карбиды тугоплавких металлов, главным образом, вольфрама, являются основой при производстве твердых сплавов.

Электротехнические сплавы. Эти сплавы, применяемые для электрических контактов, магнитов, сердечников индукционных катушек, получают из порошков, железа, вольфрама, бронзы и графита, железа и никеля и специальных сплавов.

Лучшее сочетание свойств — высокой красностойкости, жаропрочности, сопротивления электрической эрозии достигается в порошковых сплавах из тугоплавких металлов (вольфрама и др.). Скользящие контакты для электродвигателей изготавливают из бронзографитных и медно графитных сплавов, постоянные магниты — из порошков Al—Ni—Cu (сплав Ални), Al—Ni—Co—Cu (сплав Алнико).

Порошковые магниты по магнитным свойствам не уступают литым, структура их мелкозернистая, а механические свойства более высокие.

Магнитно-мягкие изделия получают из порошка карбонильного железа или железа и никеля с высокими магнитными свойствами.

Все большее применение находят порошковые и гранулируемые материалы на основе легких металлов — алюминия, магния, титана.

Порошки и гранулы из них получают путем распыления или разбрызгивания жидкого металла и затвердевания его либо на воздухе, либо в воде.

Скорость кристаллизации гранул диаметром 1—4 мм, равна 10^3—10^4 °С/с. При кристаллизации волокон, чешуек толщиной 50—100 мкм, получаемых методами высокоскоростного затвердевания расплава, скорость кристаллизации достигает 10^6—10^7— °С/с.

В условиях высоких скоростей кристаллизации образуется метастабильная структура, существенно отличающаяся от равновесной структуры.

Так, в сплавах алюминия с Mn, Si, Cu, Ti, Zr и др., с увеличением скорости охлаждения: 1) предотвращается образование первичных крупных интерметаллидов, 2) эвтектическая кристаллизация происходит со значительным переохлаждением, образуя тонкую квазиэвтектику, 3) концентрация легирующего компонента в твердом растворе повышается более предельной растворимости его в равновесных условиях, что приводит к образованию однофазной структуры аномального (сверх нормы) пересыщенного твердого раствора.

Порошковая и гранульная металлургия позволяет получить новые нестандартные композиции сплавов, в сплавах стандартного химического состава — новые свойства.

Промышленное применение нашли *сплавы САС* с низким коэффициентом линейного расширения и высоким модулем упругости. Например, сплав САС, содержащий 25—30 % Si, 5—7 % Ni, 65—70 % Al, характеризуемый достаточно высокими твердостью и прочностью, может использоваться в качестве материала для отдельных деталей приборов, заменяя стали.

Кроме того, такой высококремнистый силумин за счет порошковой металлургии становится хорошим деформируемым сплавом, и детали приборов изготавливают прессованием или штамповкой.

В высокопрочном наиболее легированном алюминиевом сплаве В95 в результате применения метода порошковой металлургии увеличена концентрация легирующих элементов. Временное сопротивление возрастает до 700—750 МПа. Одновременно повышаются пластичность и прочность при повышенной температуре.

На основе алюминия получены сплавы, легированные компонентами, малорастворимыми в алюминии (хром, цирконий, ванадий и др.). За счет больших скоростей затвердевания удалось получить сплав с содержанием до 2 % Cr и 2 % Zr (вместо сотых долей процента), имеющий однородную структуру, высокую прочность в сочетании с высокой пластичностью и жаропрочностью.

2. Композиционные материалы

Композиционными называют материалы, которые представляют собой соединение высокопрочных, жаропрочных или особо жестких (высокомодульных) тонких волокон и полимерной, металлической или керамической матрицы, в которую эти волокна погружены и которая связывает их в монолитное тело. Именно такие волокна из-за ряда особенностей позволяют материалу обрести рекордные характеристики.

Композиционные материалы по жесткости и удельной прочности, прочности при высокой температуре, сопротивлению усталостному разрушению и другим свойствам, значительно превосходят все известные конструкционные сплавы.

Свойства композиционных материалов определяются физико-механическими свойствами компонентов и прочностью связи между ними.

Композиционные материалы могут быть двух типов: а) на металлической основе, основой (матрицей) в которых служат металлы или

сплавы; б) композиционные материалы на неметаллической основе, основой (матрицей) в которых являются полимеры, углеродные и керамические материалы.

Свойства матрицы определяют технологию получения композиционных материалов и такие важные характеристики, как температура эксплуатации, сопротивление усталостному разрушению, плотность и удельная прочность.

Упрочнители (наполнители) равномерно распределены в матрице. По твердости, прочности и модулю упругости упрочнители, или, как их называют, «армирующие компоненты» должны значительно превосходить матрицу.

По форме армирующих компонентов композиционные материалы разделяют на: 1) дисперсно-упрочненные, в которых армирующие компоненты присутствуют в виде частиц малого размера; 2) волокнистые, в которых армирующие компоненты представляют собой волокна или пластины.

Дисперсно-упрочненные композиционные материалы в качестве наполнителей содержат дисперсные частицы тугоплавких фаз — оксидов, нитридов, боридов, карбидов (Al_2O_3, SiO_2, SiC, BN и др.). Эти тугоплавкие соединения имеют высокий модуль упругости, низкую плотность, не взаимодействуют с материалом матриц. Основную нагрузку в этих материалах воспринимает матрица, а дисперсные частицы упрочнителя препятствуют движению дислокаций, тем самым повышая прочность материала. Уровень достигнутой прочности зависит от общего объема частиц упрочнителя, равномерности их распределения, степени дисперсности и расстояния между частицами.

По сравнению с волокнистыми композиционными материалами, дисперсно-упрочненные обладают большей изотропностью свойств.

Широкое применение в промышленности нашел дисперсно-упрочненный композиционный материал на алюминиевой основе — САП (спеченная алюминиевая пудра).

Для САП характерны: высокая прочность, жаропрочность, коррозионная стойкость и термическая стабильность свойств.

САП состоит из алюминия и оксида алюминия. Оксид алюминия не растворяется в алюминии, равномерно распределен в алюминиевой матрице, тормозит движение дислокаций, в результате чего предотвращается ползучесть, уменьшается пластичность и повышается прочность сплавов.

В СССР получают САП четырех марок, с содержанием от 6 до 22 % Al_2O_3:

	САП-1	САП-2	САП-3	САП-4
Al_2O_3, %	6—9	9—13	13—18	18—22
$\sigma_в$, МПа	300	350	400	450
$\sigma_{0,2}$, МПа	220	280	320	370
δ, %	7	5	3	1,5

По жаропрочности САП превосходит все алюминиевые сплавы, его используют для изготовления деталей, работающих при температурах до 500 °С, когда требуется также высокая прочность и коррозионная стойкость. САП хорошо обрабатывается давлением, резанием, удовлетворительно сваривается. Благодаря своим свойствам САП нашел широкое применение в самолето- и судостроении, в атомных реакторах, в электротехнической и химической промышленности. Из САП изготовляют поршневые штоки, лопатки компрессоров, обмотки электродвигателей, теплообменники, вентили управляющей системы реактивных двигателей и др.

Волокнистые композиционные материалы в качестве наполнителей содержат волокна или нитевидные кристаллы чистых элементов и тугоплавкие соединения (B, C, Al_2O_3, SiC и др.), а также проволоку из металлов и сплавов (Mo, W, Be, высокопрочной стали и др.).

Волокнистые композиционные материалы обладают значительной анизотропией. Свойства их зависят от схемы армирования. Наибольшая анизотропия наблюдается при армировании вдоль одной оси. При армировании вдоль двух перпендикулярных осей анизотропии почти не наблюдается. Нагрузку в волокнистых материалах в основном воспринимает упрочнитель, а матрица служит средой для передачи напряжений. Поэтому их упрочнение зависит от прочности, толщины и длины волокна: чем тоньше и длиннее волокно, тем выше прочностные характеристики волокнистых материалов. Например, КМ алюминия с бериллиевой проволокой имеет удельную прочность порядка 48 (по сравнению со значением 15 для алюминиевого сплава типа дуралюмин). КМ: никель — графитовые волокна и алюминий — волокна бора являются наиболее перспективными.

Аморфные металлы. Аморфными называют металлы и металлические сплавы, у которых отсутствует дальний порядок в расположении атомов. Иногда их называют металлическими стеклами или некристаллическими сплавами.

Для их приготовления используют различные методы, в основе которых лежит быстрый переход компонентов сплава из жидкого или газообразного состояния в твердое. При этом затвердевание происходит настолько быстро, что атомы вещества оказываются замороженными в тех положениях, которые они занимали, находясь в жидком состоянии.

Следствием такой аморфной структуры являются необычные магнитные, механические, электрические свойства и коррозионная стойкость аморфных металлических сплавов. Например, наряду с высокой магнитной мягкостью, эти материалы проявляют исключительно высокие механическую твердость и прочность при растяжении, в ряде случаев имеют близкий к нулю коэффициент теплового расширения, а удельное электросопротивление их в три-четыре раза выше его значения для железа и сплавов Fe—Ni. Наконец, некоторые из аморфных сплавов являются в высшей степени коррозионностойкими.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Геллер Ю. А., Рахштадт А. Г.* Материаловедение. — М.: Металлургия, 1983. — 384 с.
2. *Лахтин Ю. М.* Основы металловедения. — М.: Металлургия, 1988. — 320 с.
3. Металловедение и термическая обработка стали: Справочник. Т. I—III. — М.: Металлургия, 1983. — 1130 с.
4. *Самохоцкий А. И., Кунявский М. Н.* Лабораторные работы по металловедению и термической обработке металлов. — М.: Машиностроение, 1981. — 174 с.
5. *Самохоцкий А. И., Парфеновская Н. Г.* Технология термической обработки. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.

1р. 30к.

•МЕТАЛЛУРГИЯ•