

МИНОБРНАУКИ РОССИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ
БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
ВЫСШЕГО ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САМАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АЭРОКОСМИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ ИМЕНИ АКАДЕМИКА С.П. КОРОЛЕВА
(НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)»

А. А. Мельников

Материаловедение. Конспект лекций

Часть вторая. Материаловедение и термическая обработка
сталей и сплавов специального назначения

Электронное учебное пособие

САМАРА

2012

Автор: **Мельников Алексей Александрович**

Рецензенты:

Лосев М. Г., доцент кафедры обработки металлов давлением;

Журавель Л. В., доцент кафедры физики твердого тела и неравновесных систем
Самарского государственного университета

Мельников, А. А. Материаловедение. Конспект лекций. Ч. 2.

Материаловедение и термическая обработка сталей и сплавов специального назначения

[Электронный ресурс] : электрон. учеб. пособие / А. А. Мельников;

Минобрнауки России, Самар. гос. аэрокосм. ун-т им. С. П. Королева (нац.

исслед. ун-т). - Электрон. текстовые и граф. дан. (2,92 Мбайт). - Самара, 2012. -

1 эл. опт. диск (CD-ROM).

Рассмотрено строение, свойства и термообработка сталей и сплавов специального назначения. Большое внимание уделено теории и технологии термической, химико-термической и термомеханической обработки цветных сплавов.

Электронное учебное пособие предназначено для подготовки студентов инженерно-технологического факультета по направлению подготовки бакалавров 150400.62 «Металлургия», по профилю «Обработка металлов давлением», изучающих дисциплину «Термическая обработка» в 6 семестре.

Учебное пособие разработано на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения.

© Самарский государственный
аэрокосмический университет, 2012

Содержание

1.Термообработка легированных сталей-----	5
1.1 Влияние легирующих элементов на структуру и свойства стали-----	5
1.2 Влияние легирующих элементов на полиморфное превращение в стали-----	6
1.3. Влияние легирующих элементов на диаграмму Fe – C-----	8
1.4.Влияние легирующих элементов на фазовые превращения при термообработке-----	9
1.5.Классификация легированных сталей-----	12
1.6.Маркировка легированных сталей-----	12
2.Конструкционные стали-----	13
2.1.Основы выбора стали для тех или иных деталей-----	14
2.2.Строительные стали-----	15
2.3.Малоуглеродистые цементуемые стали-----	16
2.4.Среднеуглеродистые улучшаемые стали-----	17
2.5.Пружинно-рессорные стали-----	18
2.6.Стали для холодной штамповки-----	20
2.7.Двухфазные ферритно-мартенситные стали (ДФМС)-----	22
2.8.Шарикоподшипниковые стали-----	23
2.9.Высокопрочные стали-----	24
3.Инструментальные стали-----	27
3.1.Стали для режущего инструмента-----	28
3.2.Быстрорежущие стали-----	29
3.3.Твердые сплавы-----	32
3.4.Штамповые стали-----	33
3.5.Стали для штампов холодной штамповки-----	33
3.6.Стали для штампов горячего деформирования-----	35
3.7.Стали для измерительного инструмента-----	38
4.Коррозионно-стойкие стали. (КСС)-----	39
4.1.Легирование коррозионностойких сталей-----	39
4.2.Атмосферно коррозионностойкие стали-----	41
4.3Хромистые стали-----	41
4.4.Хромоникелевые коррозионностойкие стали-----	43
5.Жаростойкие стали и сплавы -----	45
6.Жаропрочные стали и сплавы-----	47
7.Алюминий и его сплавы-----	50
7.1.Термообработка алюминиевых сплавов-----	51
7.2.Термообработка алюминиевых сплавов-----	51
7.3.Термомеханическая обработка алюминиевых сплавов(ТМО)-----	55
7.4.Сплавы алюминия-----	56
7.5.Деформируемые сплавы, не упрочняемые термообработкой-----	57
7.6.Деформируемые сплавы, упрочняемые термообработкой-----	58
7.7.Литейные алюминиевые сплавы-----	61

8.Титан и его сплавы-----	64
8.1. Легирование титановых сплавов-----	64
8.2.Термообработка титановых сплавов-----	67
8.3.Применение титановых сплавов-----	71
9.Магний и его сплавы-----	72
10.Медь и ее сплавы-----	74
10.1.Бронза-----	75
10.2.Латунь-----	78
11.Подшипниковые сплавы-----	81
Список литературы-----	83

1.Термообработка легированных сталей

Легированной называется сталь, в которой, кроме обычных примесей, содержатся специально вводимые в определенных сочетаниях легирующие элементы (Cr, Ni, Mo, W, V, Al, B, Ti и др.), а также Mn и Si в количествах, превышающих их обычное содержание как технологических примесей (1% и выше). Как правило, лучшие свойства обеспечивает комплексное легирование.

Легирование сталей и сплавов используют для улучшения их технологических свойств. Легированием можно повысить предел текучести, ударную вязкость, относительное сужение и прокаливаемость, а также существенно снизить скорость закалки, порог хладноломкости, деформируемость изделий и возможность образования трещин. В изделиях крупных сечений (диаметром свыше 15...20 мм) механические свойства легированных сталей значительно выше, чем механические свойства углеродистых сталей.

Карбидообразующие элементы: Fe - Mn - Cr - Mo - W - Nb - V - Zr - Ti (за исключением марганца) препятствуют росту зерна аустенита при нагреве.

Сталь, легированная этими элементами, при одинаковой температуре сохраняет более высокую дисперсность карбидных частиц, и соответственно большую прочность.

Интерметаллиды образуются при высоком содержании легирующих элементов между этими элементами или с железом. Примером таких соединений могут служить Fe_7Mo_6 , Fe_3Nb_2 и др. Интерметаллиды, как правило, отличаются повышенные твердость и хрупкость.

1.1 Влияние легирующих элементов на структуру и свойства стали.

Легирующие элементы — это элементы, которые вводятся в сталь специально для изменения тех или иных её свойств. Легирующие элементы разделяются на несколько групп:

1. черные (Ni, Mn, Co)
2. тугоплавкие (W, Mo, Cr, Co)
3. легкоплавкие (Al, Cu, Ni).
4. карбидообразующие (Cr, W, Mo, Co, Ti, Nb)
5. некарбидообразующие (Ni, Cu, Al).

По применимости для легирования можно выделить три группы элементов. Применимость для легирования различных элементов определяется не столько физическими, сколько, в основном, экономическими соображениями.

Mn, Si, Cr, B;

Ni, Mo;

V, Ti, Nb, W, Zr и др.

Легирующие элементы по механизму их воздействия на структуру и свойства сталей и сплавов можно разделить на три группы:

1. влияние на полиморфные (альфа-Fe $\rightarrow$ гамма-Fe) превращения;
2. образование с углеродом карбидов $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$; $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$; Mo_2C и др.;
3. образование интерметаллидов (интерметаллических соединений) с железом - Fe_7Mo_6 ; Fe_3Nb и др.

1.2 Влияние легирующих элементов на полиморфное превращение в стали.

По характеру влияния на полиморфные превращения легирующие элементы можно разделить на две группы:

Элементы (Cr, W, Mo, V, Si, Al и др.) повышают температуру полиморфного превращения. Они сужают гамма область т.е. повышают точку A_3 и понижают точку A_4 (рис. 1). Эти элементы называют ферритизаторами. Достаточное содержание этих элементов обеспечивает существование в сталях при всех температурах легированного феррита (ферритные стали). Легирование феррита сопровождается его упрочнением. Наиболее значительно влияют на его прочность марганец и хром. Причем чем мельче зерно феррита, тем выше его прочность. Многие легирующие элементы способствуют измельчению зерен феррита и перлита в стали, что значительно увеличивает вязкость стали. Однако все легирующие элементы, за исключением никеля, при содержании их в растворе выше определенного предела снижают ударную вязкость, трещиностойкость и повышают порог хладноломкости. Никель понижает порог хладноломкости.

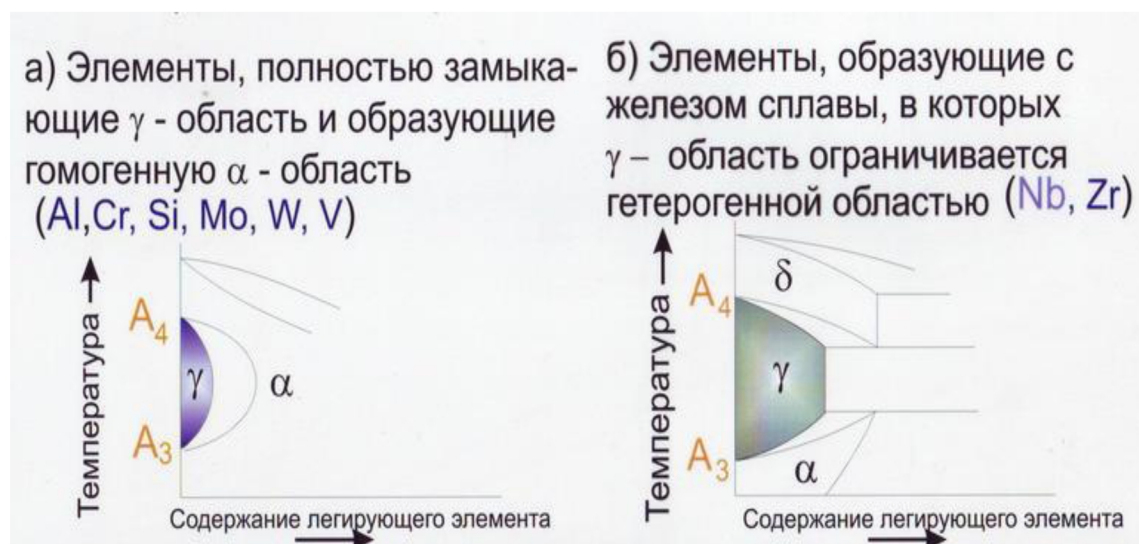


Рис. 1. Взаимодействие легирующих элементов ферритизаторов с железом.

Элементы (Ni, Mn и др.), понижают температуру полиморфного превращения стабилизируют при достаточной концентрации легированный аустенит (рис.2) при всех температурах (аустенитные стали).

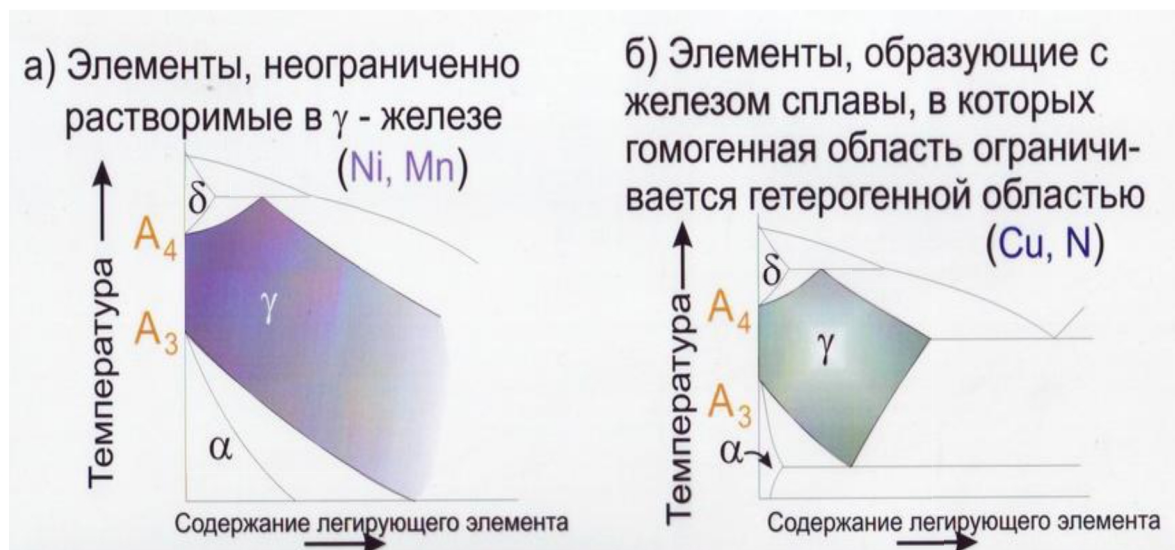


Рис. 2. Взаимодействие легирующих элементов аустенитизаторов с железом.

Легированный аустенит парамагнитен, обладает большим коэффициентом теплового расширения. Легирующие элементы, в том числе азот и углерод, растворимость которого в аустените при нормальной температуре достигает 1%, повышают его прочность при нормальной и высокой температурах, уменьшают предел текучести. Легированный аустенит является основной составляющей многих коррозионностойких, жаропрочных и немагнитных сплавов. Он легко наклепывается, то есть быстро и сильно упрочняется под действием холодной деформации. Легирующие элементы (исключение кобальт), повышая устойчивость аустенита, снижают критическую скорость заковки и увеличивают прокаливаемость. Для многих аустенитных сплавов критическая скорость заковки снижается до $20^\circ\text{C}/\text{с}$ и ниже, что имеет большое практическое значение.

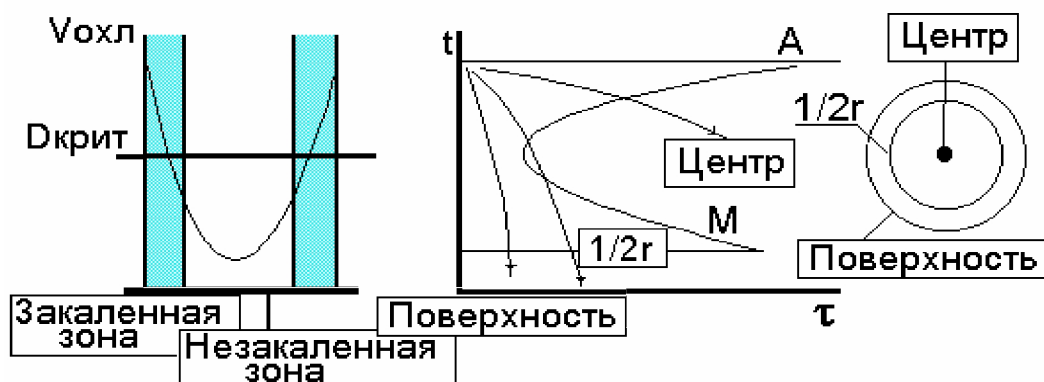
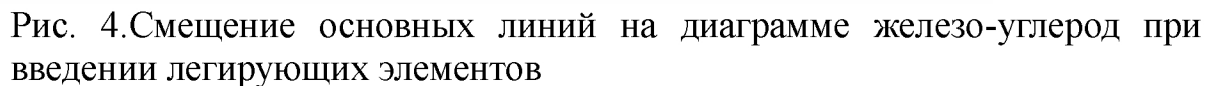


Рис. 3. Влияние легирующих элементов на критическую скорость охлаждения при закалке

1.3. Влияние легирующих элементов на диаграмму Fe – C

Легирующие элементы входят в состав твердых растворов (Ф, А), а так же образуют в сталях свои собственные карбиды, поэтому они по-разному влияют на положение критических точек в диаграмме Fe – С. Не карбидообразующие элементы понижают температуру критических точек, а карбидообразующие наоборот повышают. Это связано с тем, что карбиды легирующих элементов более устойчивые и растворяются при более высоких температурах. Одновременно с этим, карбидообразующие элементы входят в состав перлита, и из-за этого положение основных точек на диаграмме смещается влево (рис.4).



8

1.4. Влияние легирующих элементов на фазовые превращения при термообработке.

В легированных сталях первое основное превращение ($\Pi \rightarrow A$) происходит так же как и в обычных углеродистых сталях, то есть при повышении температуры происходит постепенное растворение карбидов в аустените. Однако, температура растворения специальных карбидов более высокая, чем у цементита, и поэтому окончание этого превращения происходит при более высоких температурах. Это вызывает необходимость повышения температуры отжига и заковки, кроме того скорость растворения специальных карбидов меньше, и поэтому продолжительность выдержки при отжиге или заковке у легированных сталей больше чем у углеродистых сталей.

Рис. Влияние легирующих элементов на механические свойства стали

Превращение $A \rightarrow \Pi$, которое наблюдается при медленном охлаждении, так же зависит от содержания легирующих элементов. Введение всех легирующих элементов, кроме Co , смещает расположение S – образных кривых вправо. А карбидообразующие элементы дополнительно изменяют вид S – образных кривых, разделяя между собой перлитное и промежуточное превращение (рис. 5).

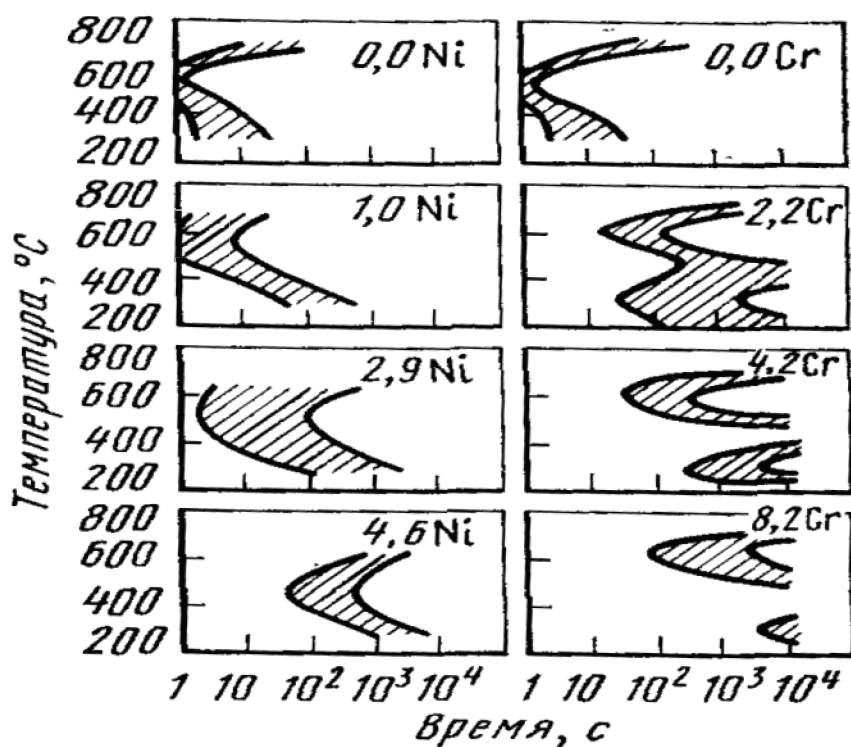


Рис. 5. Влияние никеля и хрома на характер диаграмм изотермического аустенита стали с 0,5% С

В результате в зависимости от количества легирующих элементов при одной и той же скорости охлаждения можно получать в легированных сталях различную структуру.

При закалке легированных сталей основным фазовым превращением является превращение аустенита в мартенсит. Введение легирующих элементов может повышать или понижать температуру мартенситного превращения (рис.6). Понижение температуры мартенситного превращения при введении легирующих элементов приводит к смещению интервала мартенситного превращения ниже 0° . В результате после закалки в структуре таких сталей сохраняется большое количество остаточного аустенита.

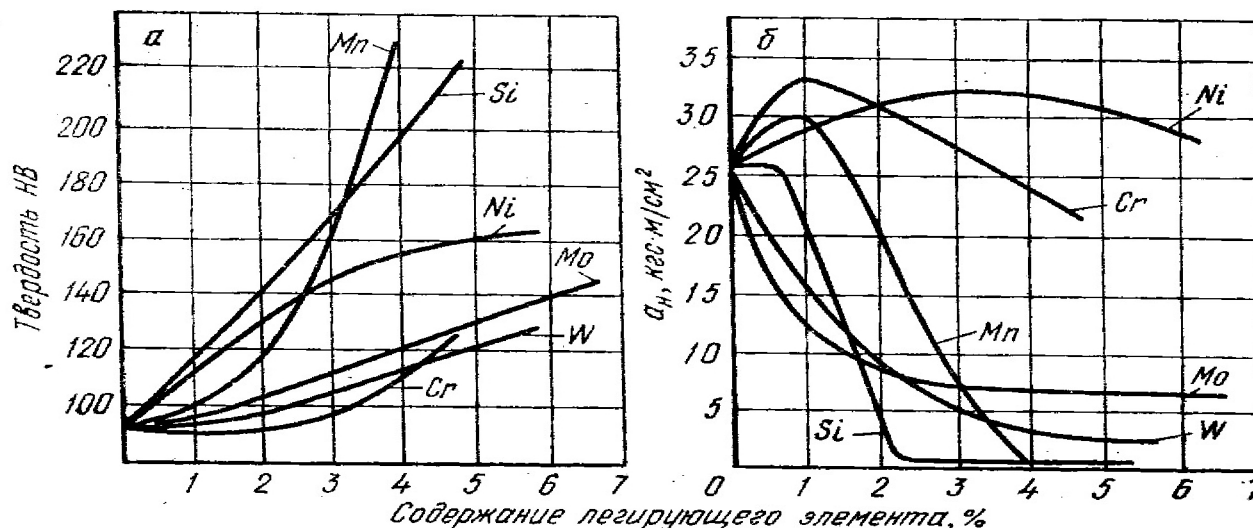


Рис. 6. Влияние легирующих элементов на механические свойства стали

Остаточный аустенит является нестабильной структурой, ухудшающей свойства стали, что вызывает необходимость его устранения. Устранить его можно либо за счет обработки холодом, сразу после закалки, либо отпуском.

Основным превращением при отпуске является распад мартенсита на феррито-карбидную смесь. Степень этого распада зависит от температуры нагрева. В простых углеродистых сталях полный распад мартенсита происходит при нагреве до 250°C . Затем при дальнейшем повышении температуры наблюдается постепенный рост и коагуляция цементита, т.е. твердость стали сохраняется только при нагреве до 250°C . В легированных сталях мартенсит сохраняется до $500-600^{\circ}\text{C}$ и лишь затем начинает распадаться на феррито-карбидную смесь. Прогресс этого распада и коагуляция карбидов также происходит медленнее, чем в углеродистых сталях. Поэтому легированные стали сохраняют свою твердость до более высоких температур отпуска. Вторым фазовым превращением, характерным для отпуска легированных сталей является распад остаточного аустенита. При нагреве из него выделяются легирующие элементы в виде специальных карбидов, а затем в процессе охлаждения после отпуска остаточный аустенит превращается в мартенсит. Для полного превращения иногда необходимо повторить процесс отпуска несколько раз до тех пор пока его количество не снизится до $0,5-1,0\%$. Из-за повышенной температуры распада мартенсита твердость легированной стали после отпуска будет другая (рис. 7).

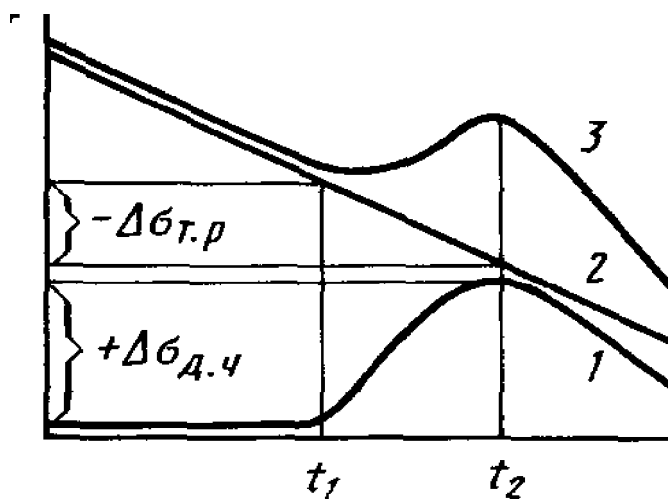


Рис.7. Изменение прочности и твердости вследствие распада мартенсита(1), из-за выделения дисперсных частиц карбидов (2) и суммарное (3) при отпуске закаленной легированной стали

В сталях, содержащих карбидосодержащие легирующие элементы (Cr, W, V, Ti) твердость стали первоначально ниже, и затем сохраняется, а иногда даже немного выше до температуры 500-600°C. Такое свойство стали называется теплостойкостью, а для режущих сталей это же свойство называется красностойкостью. Это свойство характерно для инструментальных сталей. Сохранение твердости и рост её в процессе отпуска называется дисперсионное твердение стали (вторичная твердость).

Введение легирующих элементов влияет и на отпускную хрупкость стали. Отпускная хрупкость I рода более характерна для углеродистых сталей. В легированных сталях она проявляется меньше. Особенно сильно на нее влияет кремний, который повышает интервал отпускной хрупкости до температуры 370-430°C. Но в большинстве случаев отпускной хрупкости I рода стремятся избежать, не нагревая сталь в этот температурный интервал.

Наиболее сильно влияет на легированные стали отпускная хрупкость II рода. (обратимая). Усиливает эту отпускную хрупкость — Cr, Ni, Mn. Уменьшает склонность к отпускной хрупкости добавки - Mo и W. Таким образом, наиболее действенными способами уменьшения склонности к отпускной хрупкости II рода являются:

- ускоренное охлаждение с температурой отпуска
- введение в сталь Mo и W.
- повышение ее качества .

1.5.Классификация легированных сталей.

Легированные стали принято классифицировать по нескольким признакам:

1.по качеству.

- обыкновенного качества, - содержание примесей меньше 0,035%
- качественная, - меньше 0,025%
- высококачественная, - меньше 0,02%
- особовысококачественная, - меньше 0,015%

2.по структуре в равновесном состоянии (при медленном охлаждении)

- - доэвтектоидная
- - эвтектоидная
- - заэвтектоидная
- - ледебуритная (сталь карбидного класса)

3.по структуре в нормализованном состоянии.

- - перлитный класс.
- - ферритный класс.
- - мартенситный класс
- - аустенитный класс.
- В зависимости от соотношения легирующих элементов могут быть стали со смешанной структурой феррито-мартенситной, феррито-аустенитной, феррито-аустенитно-мартенситной.

4. по назначению (по применению)

- конструкционные
- инструментальные
- со специальными свойствами

Легированные стали должны обеспечивать достаточную прочность, быть доступными и экономичными, технологичными и обладать возможностью изготавливаться всеми существующими процессами.

1.6.Маркировка легированных сталей.

В России принята буквенная цифровая маркировка легированной стали. Условно можно разбить на 4 части.

I часть маркировки – обычно буквы, показывающие специальное назначение марки стали. А- автоматная, Ш – шарикоподшипниковая, р – быстрорежущая.

Если буквы нет, то сталь обычного назначения.

II – часть маркировки – цифровая, она показывает содержание углерода. Если две цифры, то в сотых долях процента, одна в десятых долях процента. Если нет, то $\approx 1\%$.

II – часть маркировки – буквенно-цифровая и показывает наличие и содержание легирующих элементов каждого в отдельности. Каждая буква присвоена своему элементу, а цифра после буквы показывает наличие каждого элемента в целых процентах. Если цифры нет, значит содержание легирующего элемента около 1%.

А – N (азот)
Б – Nb (набий)
В – W (вольфрам)
Г – Mn (марганец)
Д – Cu (медь)
Е – Se (селен)
К – Co (кобальт)
М – Mo (молибден)
Н – Ni (никель)
П – P (фосфор)
С – Si (кремний)
Т – Ti (титан)
Ф – V (ванадий)
Х – Cr (хром)
Р – В (бор)

Исключение: N и В вводятся в сталь в очень небольших количествах

N – 0.02-0.05%

В – 0,003-0,005%

В маркировке после таких букв содержание в цифрах не ставится.

IV часть маркировки – буквенная часть. Она относится к металлургической обработке стали.

А – высокое качество

Ш – шлаковая очистка

СШ – синтетический шлак

ЭД – электро-дуговой переплав

2.Конструкционные стали

Конструкционными называют стали, предназначенные для изготовления деталей машин и конструкций различного назначения. Их применение для тех или иных деталей определяется характеристикой, которая называется конструкционная прочность.

Конструкционная прочность — способность стали длительное время работать без катастрофического разрушения.

Конструкционная прочность — это интегральная характеристика, которая включает в себя три группы факторов:

1. Металлургический фактор.

К ним относятся

- химический состав,
 - - тип кристаллической решетки,
 - - дефектность кристаллической решетки,
 - - микро и макроструктура.
2. *Факторы формы.*
- - масштабный фактор (размер детали).
 - - фактор формы (детали).
 - - напряженно-деформированное состояние.
3. *Внешние факторы.*
- - рабочая температура.
 - - агрессивные среды.
 - - электромагнитные поля.
 - - радиация.

2.1. Основы выбора стали для тех или иных деталей

Выбор марки стали для той или иной детали определяется несколькими характеристиками. Основной характеристикой, по которой проводится выбор является **-прочность**.

Прочность определяется напряжением, которое испытывает деталь. За характеристику прочности выбирается не предел прочности, а предел текучести, т.к. Именно это напряжение не вызывает остаточной деформации более 0,2%, которая является максимально допустимой для большинства деталей.

Вторая характеристика это прокаливаемость. Максимальная прочность деталей достигается только после соответствующей термообработки. Обычно такой термообработкой является закалка и последующий отпуск. При этом структура деталей должна быть одинаковой по всему сечению. Если в центре детали после закалки будет 90% мартенсита + 10% троостита, то прочностные характеристики снизятся на 10%, а если 50% мартенсита + 50% троостита, то прочностные характеристики упадут вдвое, и особо сильно снизится сопротивление усталостному разрушению. Характеристикой прокаливаемости является критический диаметр - предельный размер деталей, закаливаемых насквозь в данном охладителе. Он определяет размер деталей, который можно изготавливать из данной стали.

Третья характеристика, которая обязательно должна учитываться, это вязкость разрушения. Вязкость стали — работа разрушения, которая складывается из работы зарождения трещины (A_3) и работы ее распространения (A_p).

$$A = A_3 + A_p$$

Вязкость оценивается несколькими показателями. Обычно это ударная вязкость (α_n) и вязкость разрушению (K_{Ic}).

Четвертая характеристика хладноломкость, т.е. способность материала работать при пониженных температурах. Вязкость стали, т.е. сопротивление её разрушению сильно зависит от температуры. Температура, при которой сопротивление разрушению падает вдвое, называется **температура полухрупкости**. Она обозначается T_{50} . Т.е. T_{50} означает, что 50%- излома составляет вязкое разрушение, а 50% - хрупкое.

По T_{50} делятся стали подразделяют на стали:

- обычной вязкости — для нормальной температуры;
- с повышенной вязкостью — для работы до -40°C ;
- с высокой вязкостью (северные) — для работы до $-80-120^\circ\text{C}$.

Всегда надо стремиться к тому, чтобы рабочая температура на $20-40^\circ\text{C}$ превышала температуру полухрупкости.

Пятый фактор выбора стали это особенности работы поверхности детали. В зависимости от требуемых свойств поверхности детали выбирается способ её обработки. При требовании к повышенной износостойкости выбирается либо поверхностная закалка, либо ХТО. Если детали работают в условиях агрессивных сред, то выбирают другие виды ХТО, которые позволяют повысить служебные свойства детали.

2.2.Строительные стали

Из этих сталей изготавливают здания, сооружения, мосты, кран., линии электропередач. Они подразделяются на группы прочности по отношению предела прочности к пределу текучести:

1. Нормальной прочности 380/230
2. Повышенной прочности 460/330, 520/400
3. С высокой прочностью 600/450, 700/600, 850/750

Строительная сталь в зависимости от температуры эксплуатации подразделяется на:

1. Сталь для обычных температур.
2. Сталь для пониженных температур (-40°C)
3. Сталь в северном исполнении. (-60°C и ниже)

Важным свойством строительных сталей является свариваемость.

Свариваемость — способность стали образовывать равнопрочный сварной шов без трещин.

Свариваемость стали определяется углеродным эквивалентом (экв.), и зависит от количества С и легирующего элемента.

$$C_{\text{экв.}} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{W}{14} + \frac{Cu}{13} + \frac{B}{2}$$

Хорошая свариваемость у сталей с $C_{\text{экв.}} < 0,45 \div 0,48$. Это достигается при

содержании углерода $C < 0,18 \div 0,2\%$.

Для конструкций с повышенной прочностью используют легированные стали. В этом случае вес конструкции меньше, но дороже. Поэтому их применение должно быть оправдано. К ним относятся стали 15Г, 09Г2С, высокопрочные стали 14Г2АФ ($N \approx 0,01-0,03$) и др.

Строительные стали можно применять упрочняющую термообработку.

Она представляет собой ускоренное охлаждение после прокатки. Это позволяет повысить прочность стали в $1,3 \div 1,6$ раза. Но после такого охлаждения происходит коробление и требуется специальное оборудование для правки.

Отдельным классом строительных сталей являются **арматурные**. Они применяются для изготовления железобетонных изделий:

- А I, А II, А III - используются в ненапряженном состоянии;
- А IV.....А VII - для особо прочных конструкций;
- 2ОХГС2, 35ГС, 25Г2С - в напряженном состоянии.

2.3. Малоуглеродистые цементуемые стали

Они предназначены для изготовления деталей, работающих с ударными нагрузками в условиях поверхностного износа. Для обеспечения высокой твердости и износостойкости поверхности, такие стали подвергают ХТО (цементации, нитроцементации или цианированию).

Кол-во углерода в этих сталях не превышает $0,25\%$. Легирующие элементы, такие как Cr, Mn, Ni, В вводятся для упрочнения сердцевины детали. Легирующие элементы не карбидообразующие (Mn, Ni, Mo) ускоряют процесс диффузии, но снижают твердость поверхности. Карбидообразующие элементы (Cr, W) замедляют процесс цементации, но повышают твердость поверхности за счет образования своих карбидов.

Термообработка этих сталей после цементации обязательно включает в себя закалку и низкий отпуск.

Для неответственных деталей закалка проводится с температурой цементационного нагрева, а для деталей ответственного значения применяют двойную закалку

1- $t^\circ = 850-900^\circ$

2- $t^\circ = 780-800^\circ$

Первая закалка служит для упрочнения центра детали, а вторая для измельчения зерна на поверхности детали, устранение цементной сетки. Для крупногабаритных деталей первая закалка может быть заменена на нормализацию. Заключительная операция - низкий отпуск при $180-220^\circ\text{C}$ 2 часа. Цементируемые стали разделяются на три группы.

1) стали неответственного назначения, пониженной прочности с не упрочняемой сердцевиной для деталей автомобильной и сельскохозяйственной промышленности (10, 15, 20).

2) Стали с повышенной прочностью малолегированные, с слабо упрочняемой

сердцевинной. (15X, 15ХГР).

3) Стали с высокой прочностью, стали с сильно упрочняемой сердцевиной, это стали ответственного назначения (18ХНВА, 18ХГТ, 12ХНЗА

2.4.Среднеуглеродистые улучшаемые стали

Эти стали содержат углерод в количестве 0,3-0,5% С. Они подвергаются полной закалке и высокому отпуску, т.е. термическому улучшению. Поэтому их называют улучшаемыми. Сталь с таким содержанием С обладает очень высоким запасом прочности и вязкости. Их применяют для деталей, работающих при знакопеременных и ударных нагрузках. Чтобы получить высокую прочность надо получить одинаковую структуру по всему сечению. Поэтому основным требованием для этих сталей является хорошая прокаливаемость.

По прочности среднеуглеродистые стали разделяются на несколько категорий прочности. Категория прочности численно равна пределу текучести после закалки и высокого отпуска.

Таблица 1

Категории прочности различных сталей

КП МПа	До 100	100-300	300-500	500-800
215	10Г2 5ХМ	20Х		35,4
275		25ГС		
395	30ХМА 40ХН	40Х	40ХН	40ХНМА
440		35ХМ		
540		50ХН		
590		40ХНМ		
685	30ХГСА 20ХНЗА			38ХНЗНА 40А2НМА

Выбор стали по категории прочности производится после расчета необходимых напряжений, которые должна выдержать данная деталь в соответствии с её размерами. Свойства стали во многом определяются составом и количеством легирующих элементов, т.к. они по разному влияют на размер зерна, хладноломкость, прокаливаемость и т.д.

Наиболее простыми и дешевыми сталями являются простые углеродистые стали 30, 40, 45 ($d_{кр} = 15-25\text{мм}$) при охлаждении в воде. Они используются для неответственных деталей небольшого размера

Вторая группа ($d_{кр} = 25-40\text{мм}$ при закалке в масло) марганцовистые стали 40Г2, 40ХГТ, 50Г. Это, дешевые, стали. Их основной недостаток - крупнозернистость.

Третья группа – хромансиль, т.е. стали содержащие хром, марганец, кремний (30ХГСА, 38ХС $d_{кр}$ до 70мм масло). Добавки легирующих элементов устраняют крупнозернистость. Эти стали имеют наилучший запас ударной вязкости, хорошую свариваемость, но недостаточно твердые.

Четвертая группа хромо никелевые и хромо молибденовые стали (30ХМ, 38ХМА, 40ХМ, 40ХН $d_{кр}$ до 100мм) Это очень прочные и хладнстойкие стали. Чем больше содержание в них никеля, тем ниже порог снижения вязкости и хладноломкость.

Пятая группа - хромоникельмолибденовые или хромоникель вольфрамовые стали (40ХНМА, 38ХНЗМФА 40ХГНМА $d_{кр} > 100$ мм при охлаждении в масле). Они применяются для особо ответственных деталей (валы, турбин самолетов).

2.5.Пружинно-рессорные стали

Эти стали предназначены для изготовления деталей машин, работающих в упругой области напряжений. 0,5-0,7% С.

Основные требования к этим сталям:

1. Высокое сопротивление малым пластическим деформациям, максимально высокий предел упругости.
2. Высокая степень сопротивления релаксации упругих напряжений.

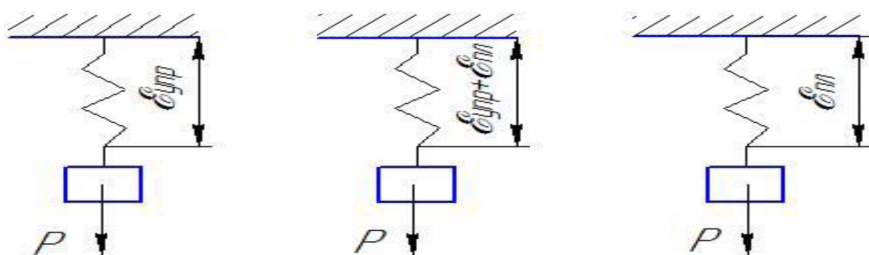
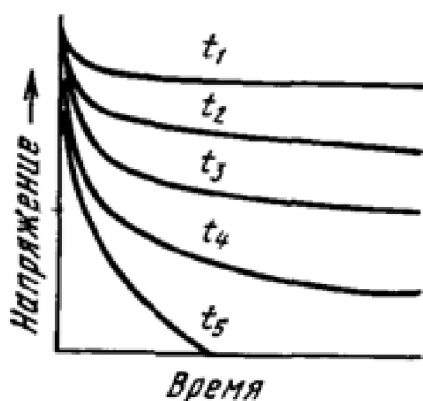


Рис. 8.Схема перехода упругой деформации в пластическую

Релаксацией упругих напряжений называют медленное перемещение дислокаций, которое означает переход упругой деформации в пластическую. Это влечет за собой и изменение формы детали. Чтобы повысить сопротивление релаксации необходимо затруднить перемещение дислокаций внутри кристаллической решетки, т.е. создать внутри неё искажения. Это можно сделать за счет образования твердых растворов или различного рода фаз внедрения: карбидов, интерметаллидов, нитридов, оксидов.



Очень сильно влияет на релаксацию напряжений рабочая температура (рис.9). Обычные углеродистые стали сохраняют свои свойства до температуры 300-400°C. При более высокой температуре необходимо использовать легированные стали.

Рис. 9. Влияние температуры на релаксацию упругих напряжений.

Основными видом термообработки для пружинных сталей обычного назначения является полная закалка и средний отпуск. Полная закалка должна обеспечивать сквозную прокаливаемость в сечении, т.е. структура в центре стали должна состоять из 90% -мартенсита +10% троостита. Если количество мартенсита будет меньше, то резко падает сопротивляемость усталостным нагрузкам и релаксации упругих напряжений. Средний отпуск после такой закалки переводит мартенсит закалки в троостит. Это обеспечивает высокий предел упругости. При этих температурах отпуска наблюдается отпускная хрупкость I рода, т.е. понижение ударной вязкости и повышение хрупкости стали. Однако для пружин это не опасно, т.к. они рассчитываются на работу только в упругой области напряжений.

Для получения пружин из проволоки очень часто применяют патентирование, которое обеспечивает необходимый комплекс свойств. Изготавливают пружины двумя способами:

- 1) горячая деформация и последующая термообработка.
- 2) холодная навивка.

Холодная деформация применяется для сплавов, которые не упрочняются термообработкой. В этом случае при изготовлении пружин необходимая деформация должна быть около 50% и более, чтобы повысить предел упругости за счет наклепа. Однако такие пружины не могут работать при повышенных температурах, т.к. наклеп быстро снижается за счет процессов полигонизации и рекристаллизации.

Основные марки пружинно-рессорных сталей.

Все пружинно рессорные стали делят на 2 группы:

- 1) обычного назначения
- 2) специального назначения.

Наиболее часто для пружин применяют углеродистые стали с содержанием углерода 0,5-0,7%. Стали общего назначения дополнительно легируются Si, Mn, Cr, V.

Si - основной легирующий элемент, который повышает релаксационную стойкость детали.

Mn – увеличивает прокаливаемость.

Cr – влияет аналогично, но он вводится в крупногабаритные детали.

V – резко измельчает зерно в стали.

Общее количество легирующих элементов в пружинных сталях обычно не превышает 3-4%.

Стали общего назначения делят на подгруппы в соответствии с максимальным пределом упругости, которое можно получить после термообработки.

$\sigma_{\text{упр}} = 800-1000 \text{ Мпа}$ - обычные углеродистые стали без добавок легирующих элементов 60, 65, 70

$\sigma_{\text{упр}} = 1000-1200 \text{ Мпа}$ - малолегированные стали 55C2, 60C2, 65Г, 60СГ.

$\sigma_{\text{упр}} = 1400-1700 \text{ Мпа}$ - более легированные стали 60C2ХФА, 65Г2С, 50ХФА

Стали специального назначения, предназначены для работы в условиях агрессивных сред:

- хромистые - 20X13, 30X13 (термообработка закалка 950-1050°, отпуск 600-650°);

- хромоникелевые - 12X18Н9Т (18% Cr и 9% Ni) стали аустенитного класса, после холодной деформации.

Для пружин, работающих при $t^\circ = 600-700^\circ\text{C}$, используют жаропрочные стали. 15X25Ю, 25X24Н4 и др.

2.6. Стали для холодной штамповки

Холодная штамповка является одним из основных видов ОМД. Наиболее часто применяемой операцией холодной штамповки является вытяжка.

Вытяжка — пластическая холодная деформация, при которой из листовой заготовки получается объемная деталь сложной формы.

Основными требованиями к сталям предназначенные для холодной штамповки являются:

- хорошая штампуемость, т.е. способность хорошо пластически деформироваться в холодном состоянии.
- высокое качество поверхности после деформации.

Эти требования обеспечиваются механическими свойствами и структурой стали.



Рис. 10 Диаграммы растяжения для стали склонной к деформационному старению (а) и нестареющей (б).

Требования к структуре.

1. Сталь должна быть среднезернистой (средний бал зерна 6-8 мм). Мелкое

зерно не желательно, т.к. вызывает повышенную жесткость листа и следовательно быстрый износ штампов, т.е. инструмента. Крупное зерно не желательно, т.к. ухудшает качество поверхности после штамповки. На поверхности появляются шероховатость, которую называют апельсиновой коркой. Особенно нежелательно иметь в сталях для холодной штамповки разнотекстурность. При деформации такой стали в первую очередь растягиваются крупные зерна, как более пластичные, и в этих местах затем появляются мелкие трещины и надрывы, что является непоправимым браком.

2. Форма включения цементита. Цементит в сталях для холодной штамповки должен иметь округлую форму, т.е. быть сферическим. Это обеспечивает наилучшую штампуемость. Недопустимо в таких сталях образование цементитной сетки по границам зерен, т.к. Это приводит к резкому снижению пластичности. И нежелателен мелкий сорбитообразный перлит, т.к. это резко повышает жесткость и упругость листа.

Наиболее часто для холодной штамповки применяют углеродистые стали с содержанием углерода 0,05 — 0,2%, $Mn \leq 0,4\%$ и минимальным содержанием газов N, O₂, H₂. Например, 05КП, 08КП, 08ПС, 08СП, 10, 15, 20, Ст. 1 — Ст. 3.

Основной маркой стали для холодной штамповки является сталь 08КП. Она отличается наилучшей пластичностью и минимальной стоимостью. Однако недостатком этой стали является повышенная газонасыщенность. Повышенное содержание газов вызывает склонность этой стали к деформационному старению.

Деформационное старение это повышение предела текучести стали вызванное накоплением атомов N₂ и O₂ вокруг дислокаций. Создание таких атмосфер атомов называют атмосферами Коттрелла. Они блокируют перемещение дислокации и требуют большего усилия для начала пластической деформации. После отрыва дислокаций напряженность сдвига понижается и пластическая деформация облегчается. В результате на кривой растяжения появляется пик на площадке текучести (рис.10). Отрыв дислокаций от атмосфер примесных атомов проходит неравномерно. В результате объем металла начинает деформироваться по плоскостям наиболее благоприятно ориентированным по отношению к действующей нагрузке. Такая преимущественная деформация проявляется в виде появления линий скольжения на поверхности металла. Сетка таких линий выглядит как царапины и снижает качество поверхности, что является дефектом для деталей после холодной штамповки. Для устранения этого дефекта применяется предварительная деформация металла в прокатных валках с обжатием 2%. Она называется дрессировка. Малая пластическая деформация вызывает отрыв дислокаций от атмосфер примесных атомов и последующая штамповка уже не вызывает появления линий скольжения. Однако эффект от дрессировки сохраняется от 10 до 12 дней.

Устранить склонность стали к деформационному старению можно введением в нее алюминия или ванадия в процессе получения. Малые добавки

этих элементов в количестве 0,02 — 0,05% связывают атомы азота в нитриды. В результате диффузия атомов азота блокируется. Такая сталь называется нестареющей, например 08Ю, 08Ф, 08ЮА, 08ГСЮТ, 08ГСЮФ.

Для обеспечения высокой пластичности стали для холодной штамповки, основным видом термообработки для нее является отжиг на рекристаллизацию.

Стальной лист после холодной прокатки обладает повышенной прочностью, в результате наклепа и для его устранения применяют отжиг при температуре 660 — 680°C. Отжиг применяют для стали в рулонах либо для пачек нарезанных листов. Продолжительность такого отжига определяется массой рулона и составляет 10-20 час. Для того чтобы получить после такого отжига среднее зерно необходимо, чтобы предшествующая деформация составляла 30-40%. При малой деформации возможно появление крупно зернистости. А при большой деформации возможно образование текстуры.

2.7. Двухфазные ферритно-мартенситные стали (ДФМС)

Основной недостаток низкоуглеродистых сталей их малая прочность. Для деталей,, работающих при высоких напряжениях используют новые стали с феррито мартенситной структурой. Для этого в сталь добавляют легирующие элементы и проводят перед штамповкой предварительную, упрочняющую термообработку. В качестве основных легирующих элементов вводят Mn – 1,4-2%, Si от 0,5 до 1,5%, Cr – до 08 - 1%, Mo - до 0,2-0,4%, а так же небольшие добавки Al и W. Количество углерода в этих сталях 0,03-0,06%. Это такие марки сталей как:

03ХГЮ	}	ДФМС
06ХГСЮ		
12ХМ		
09Г2С		
06Г2СЮ		

Предварительная термообработка.

Для создания необходимой структуры при её производстве проводят ускоренное охлаждение после горячей прокатки, либо дополнительно нагревают и охлаждают сталь с температурой превышающей ($\cdot$) A_1 , но ниже точки A_3 .. По своей сути такая термообработка называется неполной закалкой. В результате структура такой стали состоит из 70% феррита и 30% мартенсита. Феррит обеспечивает высокую пластичность, хорошую штампуемость, а мартенсит повышенную прочность. В процессе штамповки деформация сосредотачивается в зернах феррита, и повышенная степень наклепа увеличивает прочность готового изделия. После штамповки предел прочности такой стали в 1,3÷1,5раза превышает предел прочности обычных углеродистых сталей.

Дополнительный отпуск не требуется.

2.8. Шарикоподшипниковые стали

Шарикоподшипниковые стали по своему назначению являются конструкционными, но по составу, свойствам и структуре аналогичны инструментальным сталям. Это объясняется требованиями предъявляемым конструкторами к этим деталям:

1. Высокая статистическая грузоподъемность.
2. Высокое сопротивление контактной усталости.
3. Высокая износостойкость.
4. Размерная стабильность.

Такие требования обеспечиваются химическим составом и термообработкой.

Основными легирующими элементами этих сталей являются углерод 0,85 — 1,15% и Cr в количестве 0,6 – 2,5%.

Хром обеспечивает высокую прокаливаемость а карбиды $Cr_{23}C_6$ - высокую твердость и износостойкость. Марганец и кремний до 1% каждого дополнительно повышают прокаливаемость стали, которая применяется для крупногабаритных подшипников. Эта сталь должна быть высокой степени чистоты, с низким содержанием неметаллических включений.

Для обеспечения необходимых структуры и свойств, сталь подвергают отжигу на сфероидизацию, затем делают закалку 850°C (масло). После закалики проводят низкий отпуск 170-220°C для всех шарикоподшипниковых сталей. В результате в стали образуется мелко игольчатый отпущенный мартенсит, с равномерно распределёнными по всему объему карбидами.

Маркировка шарикоподшипниковой стали особая. Вначале ставятся буквы ШХ, а затем цифры, показывающие содержание хрома в десятых долях процента (ШХ6 Cr – 0,6%).

Основные марки ШХ9, ШХ12, ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20, ШХ25.

Стали ШХ работают от -40 до +300°C

Для рабочих температур до +600°C используют стали типа 8Х4В9Ф2Ш

Для работы в агрессивных средах в качестве шарикоподшипниковых используют коррозионностойкую сталь 95Х18Ш.

Для изготовления крупногабаритных подшипников диаметром больше 500 мм используют малоуглеродистые стали 18ХГТ, 20ХНЗА, 15ХГР. Первоначально полосу из этой стали сворачивают в кольцо, сваривают в стык, механически обрабатывают до нужных размеров, а затем подвергают сквозной цементации. Для того чтобы количество углерода составило $\bar{C} \geq 1,0\%$. После цементации применяют стандартную термообработку: нормализацию, закалку и Н.О..

Нормализация проводится для устранения цементной сетки по границам зерен. Закалка для получения структуры мартенсита. Низкий отпуск для снятия внутренних напряжений.

2.9.Высокопрочные стали

Высокопрочными сталями принято называть такие стали, предел прочности которых больше 1500 МПа, а предел текучести больше 1400 МПа. Эти стали особого назначения, предназначенные для работы в особо тяжелых условиях, где требуется высокая конструкционная прочность при минимальном весе.

Высокопрочные стали — сложнолегированные стали с высокой степенью чистоты. Они выплавляются из чистых шихтовых материалов, в электропечах с защитной атмосферой или вакуумной печи и подвергаются специальным методам очистки после выплавки.

Высокой прочности можно добиться и в простых углеродистых сталях после закалки и низкого отпуска, но после такой термообработки вязкость их равна нулю и они не могут быть использованы для деталей испытывающих ударные нагрузки. Для того чтобы получить необходимые сочетания механических свойств необходимо использовать целый набор легирующих элементов, которые обеспечивают не только высокую прочность, но и необходимую вязкость, хладностойкость, коррозионную стойкость, сопротивление усталостному разрушению и т.д.

Основным легирующим элементом простых сталей является углерод. Он эффективно увеличивает прочность и твердость, но снижает вязкость. Поэтому содержание углерода в высокопрочных сталях ограничено, и обычно не превышает 0,3-0,4%.

Основным легирующим элементом высокопрочных сталей является Ni. Его содержится в разных сталях от 2 до 25%. Никель хорошо растворяется в железе, увеличивает и прочность и вязкость, повышает коррозионную стойкость. Он взаимодействует в стали с другими легирующими элементами, образует интерметаллидные фазы Ni_3Al , Ni_3Ti , Mo которые располагаются вокруг дислокаций на плоскостях скольжения, затрудняют их перемещение и повышают за счет этого прочность и вязкость. Кроме Ni, высокопрочные стали содержат Cr, Mn, Si, Mo, W и микродобавки Al, Ti, Cu, Co.

Условно высокопрочные стали можно разделить на несколько групп. (рис. 11).

НУС — низкоуглеродистые стали

СУС — среднеуглеродистые стали

ВУС — высокоуглеродистые стали

МСС — мартенситостареющие стали

МАС — метастабильное аустентное состояние.

ТМО – термомеханическая обработка.

НУС

Низкоуглеродистые стали являются самыми мало прочными из высокопрочных сталей. Содержание углерода в них не превышает 0,1 — 0,2%. Кроме углерода они содержат до 2% Ni, Mn до 1,5% и легированы небольшими добавками Al, Cu. V. Кроме этих легирующих элементов в эти виды стали

вводят азот, в количестве 0,015-0,025%.

Термообработка этих сталей включает в себя закалку температурой 800-900°C и

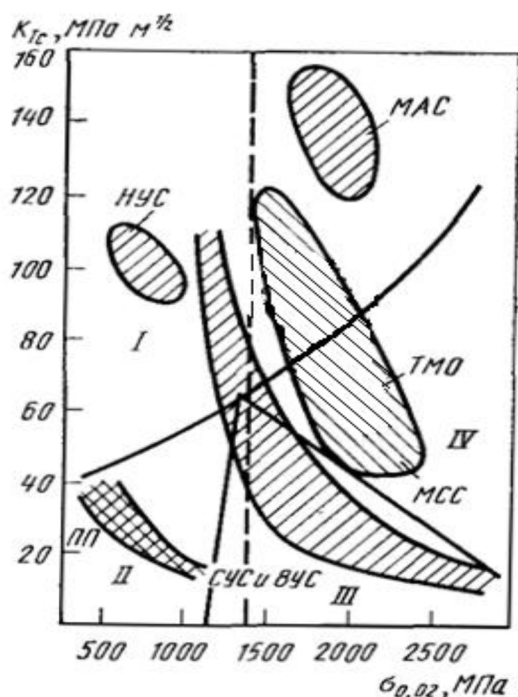


Рис.11. Обобщенная диаграмма конструкционной прочности высокопрочных сталей

высокий отпуск. После закалки в сталях образует пересыщенный раствор легирующих элементов, а в процессе отпуска из металла выделяются интерметаллидные фазы и карбонитриды. Поэтому эти стали называются стали с карбонитридным упрочнением. Основным назначением этих сталей являются высокопрочные строительные конструкции, это трубо- и газопроводы, нефтепроводы. Используют их и в судостроении.

Основные марки 14ГН2АФ, 14ХГН2МДАФ после закалки 800-900°C и высококого отпуска 500-600°C.

СУС

Для этих конструкционных сталей содержание углерода максимально 0,25-0,4%. Кроме этого они содержат Cr и Ni для повышения прокаливаемости, и увеличения вязкости. Из этих сталей изготавливают валы, шестерни, высокопрочный крепеж, роторы турбин. Термообработка - полная закалка и низкий отпуск.

Основные марки:

25ХГНТА σ_B -1500 МПа

30ХГСН2А σ_B -1750 МПа

40ХСНМА σ_B -2000 МПа

ВУС

Эти стали содержат углерод в количестве 0,7-1,0% и после закалки и низкого отпуска могут иметь предел прочности до 2000-3000 МПа, но при этом очень малый запас ударной вязкости, поэтому такие стали применяются ограниченно в условиях отсутствия ударных нагрузок. Их рассчитывают на применение в

области упругих напряжений. В основном из них изготавливают высокопрочную канатную проволоку.

МСС

Самая распространенная из высокопрочных сталей. Оно обладает одновременно и высокой прочностью и вязкостью, хорошей коррозионной стойкостью, прокаливается насквозь при любом сечении. После закалки эти стали обладают достаточной пластичностью и их можно деформировать, они легко свариваются. Они не изменяют размер и форму после закалки. Поэтому из них можно изготавливать измерительные приборы. Максимальную прочность они набирают после окончательной обработки, закалки и старения. Эти стали практически безуглеродистые. Количество углерода в них ограничено содержанием 0,03%. Основным легирующим элементом в этой стали является никель. Его вводят от 10 до 20% - основные легирующие элементы - Мо до 5%, Ti до 0,5%, W до 10%. Они снижают точку мартенситного превращения до отрицательных температур. Для компенсации этого явления в сталь вводят Со до 10%.

Основная схема термообработки для этих сталей включает в себя закалку с 900-1000°C. После закалки в этих сталях образуется безуглеродистый мартенсит с высокой плотностью дефектов кристаллического строения. Но т.к. в твердом растворе нет углерода, он сохраняет пластичность и вязкость. После окончательной термообработки проводят старение. 500-600°C — 3 часа. При этом из твердого раствора выделяются интерметаллидные фазы типа Ni₃ (Ti Мо), которые упрочняют сталь.

Основные марки:

H18K19M5T — обладает прочностью 2000 МПа, предел текучести 1900 МПа

H17K8M2B10 — предел прочности 2350 МПа

H12K12M10B10 — предел прочности 3000 МПа, предел текучести 2900 МПа (самая высокопрочная сталь).

Стали на основе системы Ni-Cr-Co – имеют повышенную коррозионную стойкость. Чем выше содержание Cr, тем выше коррозионная стойкость стали.

08X15H5Д2Т имеет предел прочности 1500 МПа, может работать с высокими нагрузками в щелочах, кислотах

Однако, эти стали очень дорогие.

МАС

Стали этого класса обладают наивысшими запасами надежности вязкости и прочности. Они содержат:

Ni до 25%

Мо до 5%

Mn до 10%

Cr до 10%

Si, Ti до 2%

Термообработка этой стали включает в себя закалку 800-1100°C, в результате чего в стали сохраняется чисто аустенитное состояние. После закалки сталь подвергают тепловой деформации при 200-250°C. Наклеп повышает точку начала

мартенситного превращения M_n от 0 до 20°C но мартенситного превращения не происходит. Деформация заканчивается в тот момент, когда состояние аустенита станет неустойчивым и дополнительная деформация может вызвать мартенситное превращение. Если из стали в таком состоянии изготавливать детали, то любая дополнительной пластической деформации может вызвать превращение неустойчивого аустенита в мартенсит, т.е. при появлении трещины в её вершине появляется мартенсит, сталь упрочняется и разрушение прекращается.

Недостатком данной технологии является сложность контролирования структурного состояния и необходимость мощного деформирующего оборудования.

Основные марки - 25H24M4, 30X10Г10 и др.

3.Инструментальные стали

Инструментальные стали предназначены для изготовления инструмента различного назначения. Основные свойства и требования, предъявляемые к инструментальным сталям:

1.Твердость — способность стали сопротивляться внедрению в поверхность другого элемента. Поверхность стали обеспечивает режущую, деформирующую способность, и от нее зависит износостойкость и долговечность инструмента. Твердость стали напрямую зависит от содержания углерода и карбидообразующих легирующих элементов.

2.Вязкость. Обеспечивает инструменту возможность работы с ударными нагрузками. Особенно вязкость нужна для деформирующего инструмента.

Вязкость и твердость — это взаимно противоположные свойства. По соотношению твердость\ вязкость стали разделяют на:

- стали с повышенной твердостью и пониженной вязкостью

- стали с повышенной вязкостью и умеренной твердостью.

Вязкость стали определяется химическим составом и термообработкой обеспечивающую необходимую структуру.

3.Износостокость. Она определяется, прежде всег, твердостью особенно для режущего инструмента. Для штампового инструмента износостойкость зависит от способности стали сопротивляться постоянному изменению температуры, налипанию металлической заготовки на поверхность инструмента, окислению поверхности и т.д.

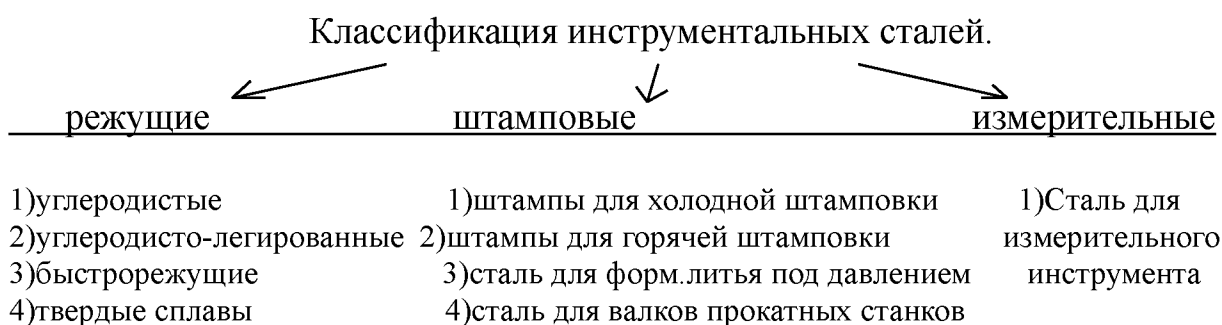
4.Теплостойкость (красностойкость). Это свойство сохранять свою твердость при повышенных температурах. Оно зависит от содержания в стали легирующих элементов, которые сохраняют свои карбиды до высоких температур, что и обеспечивает стали высокую твердость при повышенных температурах.

Кроме этих основных четырех свойств инструментальные стали должны обладать другими специфическими свойствами, присущими тому или другому

виду инструмента.

Твердость инструментальной стали и другие её основные свойства зависят от термообработки. Максимальную твердость можно получить закалкой стали на мартенсит и последующего низкого отпуска. Однако, после такой термообработки обычно получается невысокая теплостойкость, т.е. твердость сохраняется при нагреве только до 200-250°C. Если требуется более высокая теплостойкость, то применяют другой вид термообработки на вторичную твердость. При этом используется эффект дисперсионного твердения стали, т.е. увеличение твердости за счет выделения карбидов легирующих элементов из мартенсита в процессе отпуска. В этом случае сначала делается закалка на мартенсит, а затем высокий отпуск.

Режим термообработки, т.е. температура заковки, температура отпуска, а также выдержки в процессе заковки и отпуска в первую очередь зависят от химического состава стали, т.е. от содержания углерода и количества легирующих элементов.



3.1.Стали для режущего инструмента

Углеродистые стали.

Это стали, которые маркируются У7-У13.

Углеродистые стали являются самыми дешевыми сталями, и следовательно самыми распространенными. Достоинства углеродистых сталей являются одновременно их недостатками. Высокая твердость после заковки и низкого отпуска сочетается у них с малой вязкостью, т.е. высокой хрупкостью. Основным недостаток этих сталей – малая прокаливаемость (5-10 мм в воде, 2-5 в масле), но этот недостаток является его достоинством. При изготовлении более крупного инструмента, незакаленная сердцевина позволяет повысить вязкость инструмента и он становится более стойким к ударным и знакопеременным нагрузкам. Поэтому эти стали очень часто применяются для ручного инструмента: зубила, стамеска, долота, метчики, плашки, сверла. Еще один недостаток этих сталей — малая теплостокость, т.е. твердость инструмента падает при нагреве до 250°C, следовательно такие стали могут работать лишь с небольшой скоростью резания. Производительность режущего инструмента, т.е. величина снимаемого металла зависят от такого свойства как красностойкость, т.е. способность сохранять свою твердость и повышенную стойкость при повышенных температурах. Чем выше красностойкость стали,

тем более производительнее будет инструмент.

Термообработка для углеродистых сталей включает в себя закалку для

У7-У8 800-830°C

У9-У12 750-780°C

И низкий отпуск при 160-180°C твердость - 60-62 HRC

при 200-220°C твердость - 55-58 HRC

Углеродистые легированные стали.

Основным недостатком простых углеродистых сталей является малая прокаливаемость, которую можно устранить за счет введения легирующих элементов — Cr, Si, Mn, V, W.

1.) малолегированные углеродистые стали.

Они содержат Cr 0,4-0,7 %, V $\approx$ 0,3 %

7ХФ, 9ХФ, 11ХФ

V - увеличивает прокаливаемость за счет образования труднорастворимых карбидов. Они выделяются по границам зерна, блокируют их перемещение и сталь становится готова к перегреву. Глубину прокаливаемости таких сталей можно увеличить за счет температуры закалки.

2) вольфрамовые углеродистые стали.

Они содержат 2-5% вольфрама.

W В2Ф, ХВ2, ХВ4, ХВ5 .

Стали, содержащие вольфрам отличаются высшей твердостью поэтому их называют алмазные стали. Температура закалки составляет . 800-850°C, а после низкого отпуска при 160-200°C их твердость составляет 64-67 HRC в сечении до 30-40 мм.

W – ценный легирующий элемент, дорогой, образует самые твердые, самые стойкие карбиды в стали.

3) высоколегированные углеродистые стали.

Они содержат Cr 1-1,5 %, Mn $\approx$ 1-2 %, Si до 1 % и W до 1 %. Это наиболее глубоко прокаливаемые стали из них изготавливают крупные инструменты.

9Х, Х, 9ХС, ХГС, ХВГ, 9ХВГ

Термообработка - закалка 800-850°C и низкий отпуск 170-220°C.
Теплостойкость- 250°C.

3.2. Быстрорежущие стали

Быстрорежущими называют такие стали, которые сохраняют свою твердость до температуры 500-600°C. По сравнению с обычными углеродистыми сталями их стойкость увеличивается в 8-10 раз.

Основным легирующим элементом в этих сталях является вольфрам, которого содержится в них до 18%. Вторым по значимости является молибден, который частично может заменять более дорогой вольфрам в соотношении (% W + 1,5 % Мо) = (12-13) %. По такой пропорции создана марка Р6М5. Кроме

этих элементов все быстрорежущие стали содержат углерод в количестве 0,8-1,0% и хром 3,2-4,8%. Дополнительно увеличивают стойкость сталей добавки ванадия до 5% и кобальта от 5% до 15%.

Все эти элементы образуют в сталях карбидную фазу, обеспечивающую высокую твердость и красностойкость. Наиболее стойкими карбидами являются карбиды вольфрама, поэтому, чем больше в стали вольфрама, тем она более стойкая, но и более дорогая. ТО быстрорежущих сталей.

Быстрорежущие стали из-за большого кол-ва содержащихся в них карбидообразующих л.э. относятся к сталям ледебуритного класса, т. е. после литья в структуре наблюдается выделение ледебуритной эвтектики состоящей из карбидов W, Mo, V, Co и т.д. Общее количество карбидной фазы по объему в зависимости от марки может составлять от 15% до 25%. Поэтому иначе такие ст. иногда называют карбидными сталями. Выделения карбидов в эвтектике очень крупные, что снижает качество стали. Для измельчения карбидов стали после литья подвергают горячей обработке давлением. Деформация ведется в различных направлениях для того чтобы избежать неоднородности в распределении карбидной фазы. Если деформацию вести только в одном направлении, то это вызывает карбидную строчечность. Это крайне нежелательно т.к. в этом направлении стойкость металла будет ниже и будет проявляться разрушение в этом направлении. Чем выше степень деформации, тем мельче карбиды и выше стойкость инструмента. После горячей деформации заготовки из быстрорежущей стали подвергают изотермическому отжигу для облегчения обрабатываемости резанием. Предварительно при изотермическом отжиге стали нагревают до 840-860°C, выдерживают 2-3 ч. в зависимости от размера заготовки и медленно охлаждают со скоростью 50°C в час до 720-740°C. Затем выдерживают и охлаждают со скоростью 40°C в час до 600°C после чего охлаждают на воздухе до нормальной температуры. После такого отжига твердость стали составляет ~ 25 HRC. После отжига изготавливают инструмент с припуском на последующую обработку. Упрочнение инструмента производят закалкой и отпуском. Из-за плохой теплопроводности нагрев инструмента под закалку ведут с одной или двумя температурными остановками, чтобы выровнять температуру по поверхности и в центре заготовки (рис. 12). Быстрый нагрев может привести к короблению или появлению трещин. Температура нагрева под закалку лежит немного ниже температуры A₄. Высокая температура необходима для растворения тугоплавких карбидов. Время выдержки при этой температуре строго контролируется, чтобы не допустить полного растворения карбидов и в следствие этого быстрого роста зерна, поэтому не превышает 15 мин.

Охлаждение при закалке проводят в масле или в горячей среде с остановкой при 500°C с тем, чтобы выровнять

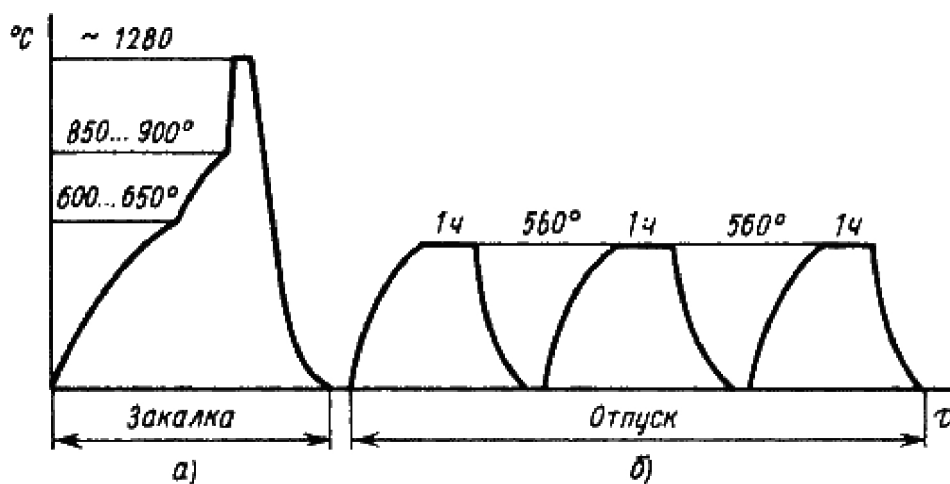


Рис. 12. Схема термообработки быстрорежущей стали

температуру по сечению инструмента перед началом мартенситного превращения.

Мартенситное превращение в быстрорежущей стали начинается при 200-250°C, а заканчивается ниже 0°C и поэтому после охлаждения до нормальной температуры в структуре стали сохраняется большое количество остаточного аустенита ($A_{ост}=20-30\%$). Удалить остаточный аустенит можно обработкой холодом и высоким отпуском. Для этого применяют многократный отпуск при 520-560°C. Продолжительность каждого отпуска 1 час. В процессе 1-го отпуска мартенсит закалки переходит в мартенсит отпуска, а остаточный аустенит в процессе выдержки выделяет из себя избыток легирующих элементов в виде карбидов. Точка окончания мартенситного превращения повышается и поэтому в процессе охлаждения после отпуска часть $A_{ост}$ превращается в мартенсит закалки. Таким образом, структура стали после 1-го отпуска состоит из мартенсита отпуска, вновь образовавшегося мартенсита закалки, выделившихся вторичных карбидов и оставшегося непревращенным остаточного аустенита в кол-ве 15-20%.

Для дальнейшего превращения $A_{ост}$ в мартенсит проводят дополнительные отпуска, каждый из которых уменьшает его кол-во. Кол-во отпусков должно быть таким, чтобы $A_{ост}$ было не более 1-2%.

1 отп. - 15-20%

2 отп. - 4-5%

3 отп. - 1-2%

Окончательная твердость быстрорежущей стали при таком содержании остаточного аустенита составляет 56-58 HRC, при теплостойкости до 600-630°C.

После термообработки производят окончательно доводку размеров, шлифовку поверхности и заточку режущих кромок.

Твердость поверхности инструмента зависит от содержания углерода, поэтому для уменьшения выгорания углерода с поверхности нагрев заготовок при отжиге и особенно при закалке ведут в печах с защитной атмосферой или в расплавах солей.

Для повышения стойкости режущей кромки инструмента его желательно

подвергать доп. ХТО (азотированию, цианированию) или вакуумно-плазменному напылению карбидов или карбонитридов. Доп. такая обработка позволяет увеличить стойкость инструмента в 8-10 раз.

Основные марки быстрорежущих сталей.

Быстрорежущая сталь маркируется буквой Р после которой идут цифры показывающие содержание вольфрама в целых процентах.

Р18 – 18% вольфрама. Менее стойкие но более дешевые стали – Р12, Р9.

Стали дополнительно легированные молибденом, ванадием и кобальтом (Р6М5, Р6М5Ф3, Р9М5К5) являются более стойкими и используются для обработки нержавеющей, титановых и др. труднообрабатываемых сталей.

3.3. Твердые сплавы

Твердые сплавы являются спеченными порошковыми материалами. Основой большинства твердых сплавов являются карбиды, нитриды или карбонитриды. Эти материалы нельзя подвергать пластической деформации, т. к. они очень твердые и хрупкие. Они подвергаются лишь окончательной заточке.

Изготавливают твердые сплавы и изделия из них методами порошковой металлургии, смешивая порошки карбида и связующего металла, спрессовывая их в формы и спекая при высокой температуре (1250-1500⁰С). Основными материалами для твердых сплавов являются карбиды WC, TiC, TaC(тантал). В качестве связки используется Со 2-15 %, или Ni + Мо до 50 %.

Твердые сплавы имеют значительно более высокую красностойкость (выше 800-1000⁰С) твердость и износостойкость, чем быстрорежущие стали. Однако их вязкость меньше и они чувствительны к ударным нагрузкам.

Все твердые сплавы делят на вольфрамовые, титановольфрамовые и титанотанталовольфрамовые.

1. Вольфрамовые маркируются буквами ВК. Цифра показывает содержание кобальта, остальное карбиды вольфрама. (ВК3 – 3% кобальта ост. карбиды вольфрама).
2. Титановольфрамовые маркируются буквами Т и К. Цифра после Т показывает содержание карбидов титана, цифра после К содержание кобальта, остальное карбиды вольфрама. (Т30К4 – 30% карбидов титана 4% кобальта ост. карбиды вольфрама).
3. Титанотанталовольфрамовые маркируются буквами ТТ и К. Цифра после ТТ показывает содержание карбидов титана и тантала, цифра после К содержание кобальта, остальное карбиды вольфрама. (ТТ17К12 – 17% карбидов титана и тантала 12% кобальта ост. карбиды вольфрама).
4. Титаноникелевые маркируются буквами ТН. Цифра показывает содержание никеля остальное карбиды титана. (ТН30 – 30% никеля ост. карбидов титана).

3.4.Штамповые стали

Это стали, которые предназначены для изготовления деформирующего инструмента. Основные требования к штамповым сталям – это:

- необходимая и достаточная твердость;
- запас вязкости, которая зависит от наличия ударных нагрузок ;
- необходимая теплостойкость;
- износостойкость;
- прокаливаемость;

В зависимости от условий работы для различного инструмента оказываются необходимы и другие свойства.

Стали применяемые для изготовления инструмента предназначенного для изменения формы материала деформированием, относятся к штамповым.

По условиям работы штамповые стали делят на стали для холодного деформирования и стали для горячего деформирования.

3.5.Стали для штампов холодной штамповки

При холодной штамповке деформации подвергается холодная заготовка. Штамповые стали для холодного деформирования должны иметь высокую твердость, износостойкость и повышенную вязкость для инструментов, работающих с ударными нагрузками.

По характеру формоизменения при деформации операции холодной штамповки можно определить на разделительные и формоизменяющие (рис.13).

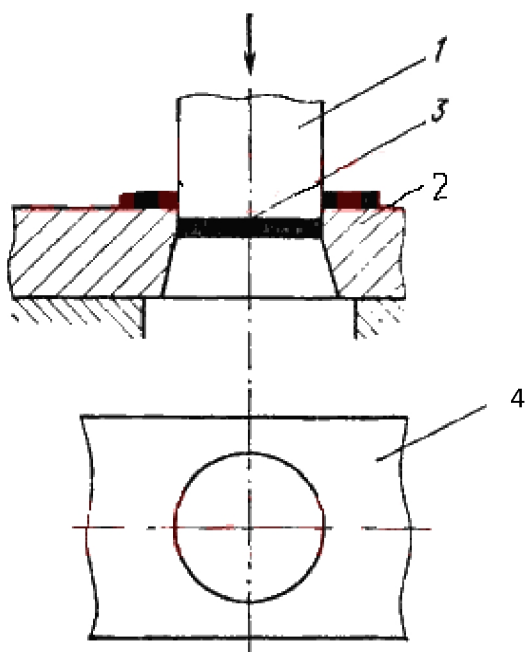
- 1.Разделительные - резка, вырубка, пробивка. При этом происходит разделение заготовки на отдельные части.
- 2.Формоизменяющие – вытяжка, формовка, обтяжка объемная штамповка.

Требования к сталям для инструмента разделительных операций аналогичны требованиям, предъявляемым к режущим сталям.

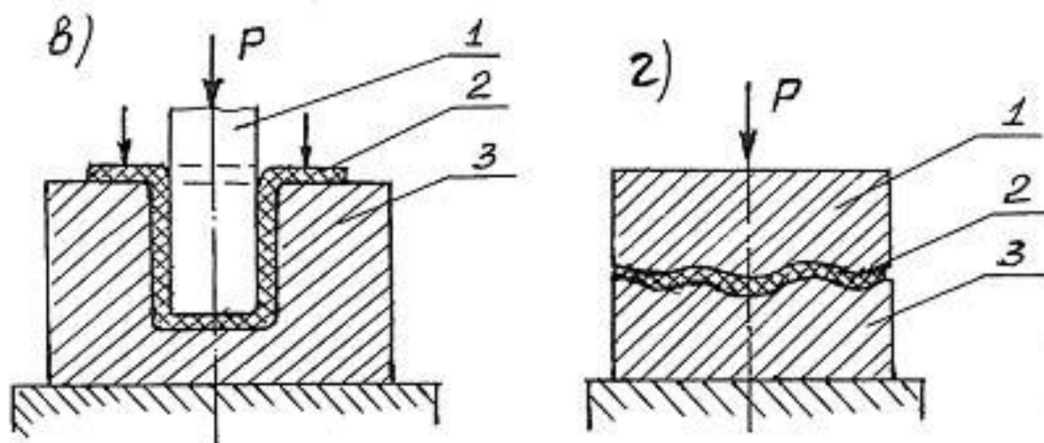
- высокая вязкость
- износостойкость
- прокаливаемость
- шлифуемость

Поэтому для его изготовления можно применять стали с соответствующей термообработкой:

1. У7-У13
2. 9ХС, ХВГ
3. 9ХГС, ХГС
4. быстрорежущие Р9, Р18
5. твердые сплавы ВК3, ВК4, ВК6, ВК8, ВК12



1 – пуансон; 2 – матрица; 3 – изделие; 4 – отход



1 – пуансон; 2 – изделие; 3 – матрица.

Рис. 13 Схема пробивки (а), вытяжки (б) и формовки (в)

Формоизменяющий инструмент в зависимости от условий работы должен обладать повышенной износостойкостью или повышенной вязкостью.

Стали с повышенной износостойкостью применяются для изготовления штампов холодной листовой штамповки. Работа этих штампов сопровождается скольжением металла заготовки по рабочей поверхности инструмента. Если этот процесс идет с большой скоростью, то поверхность инструмента может нагреваться до 300-400°C, поэтому для вытяжных штампов важным требованием является теплостойкость.

Основные требования к этим сталям:

1. высокая твердость;
2. износостойкость;
3. прокаливаемость;
4. теплостойкость.

Вытяжные штампы можно изготавливать из простых углеродистых, а также легированных сталей, однако в полной мере эти стали не обеспечивают достаточной стойкости инструмента, поэтому разработан специальный класс сталей с высоким содержанием хрома от 6 до 12 %.

X6ВФ, X12М, X12Ф, X12. Содержание углерода в этих сталях от 1,2 % до 2,5%. Большое кол-во углерода и хрома позволяет довести кол-во карбидов до 10-15 % по объему. Основным карбидом является карбид хрома Cr_{23}C_6 . Однако большое количество карбидной фазы вызывает склонность такой ст. к растрескиванию и выкрашиванию рабочих кромок. Это происходит из-за неоднородности распределения карбидов по объему стали. Поэтому обработка такой стали должна включать предварительную горячую деформацию в разных направлениях. Это необходимо для измельчения карбидов и устранения карбидной ликвации. Измельчить карбиды и повысить стойкость такой стали помогает введение л.э. W, Mo, V. После закалки такой стали с температуры 950°C - 1000°C и низкого отпуска $180\text{--}220^{\circ}\text{C}$ достигается твердость 62-63 HRC. При необходимости высокой теплостойкости (до 400°C) проводится закалка с температуры 1050°C и отпуск $350\text{--}400^{\circ}\text{C}$. Твердость стали в этом случае составляет 55-57 HRC

Для штампов холодной объемной штамповки применяют стали с повышенной ударной вязкостью, высоким сопротивлением смятию поверхности, теплостойкостью до $500\text{--}600^{\circ}\text{C}$. При таком виде обработки рабочее давление в штампе достигает $P=2000\text{--}3000$ МПа. Содержание углерода в такой стали составляет 0,4-0,8 %, Cr ~ 4 – 5 %, W, Mo, V каждого от 1 – 3 %.

Например,
8Х4В2М2Ф2, 8Х4В3М3Ф.

Термообработка такой стали включает закалку ~ 1050°C (на дисперсионное твердение) и отпуск $500\text{--}600^{\circ}\text{C}$ 2- 3 раза

Для изготовления ударного инструмента (чеканка) ограничивают количество углерода 0,4-0,6%. Получения высокой твердости обеспечивают карбидообразующие элементы; Cr, W, Mo, и Si (для повышения прокаливаемости). Это такие марки как 4ХС, 6ХС, 4ХВ2С, 7ХГНМ, 7ХВ2М, 6Х3МФС, 6Х4М2ФС.

Термообработка этих сталей включает закалку и высокий или низкий отпуск в зависимости от состава стали.

3.6.Стали для штампов горячего деформирования

Горячим деформированием называют обработку давлением с использованием заготовки, нагретой до заданной температуры, определяемой с помощью диаграммы пластичности. Для различных сплавов температура

горячей деформации составляет:

Al - 450 - 470°

Сu - 700 - 900°

Сталь - 900 - 1150°

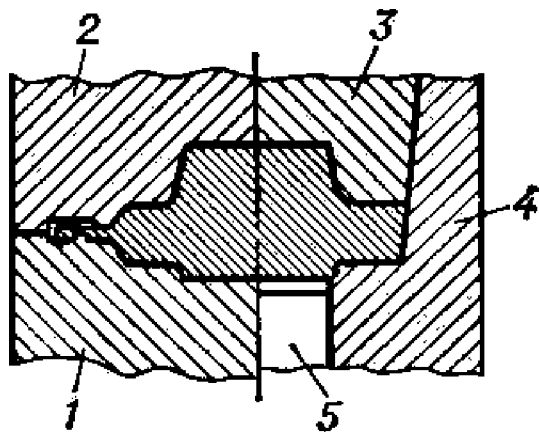


Рис. 14. Условная схема штампа для объёмной штамповки:

1 — нижняя половина; 2 — верхняя половина; 3 — пуансон; 4 — матрица; 5 — выталкиватель.

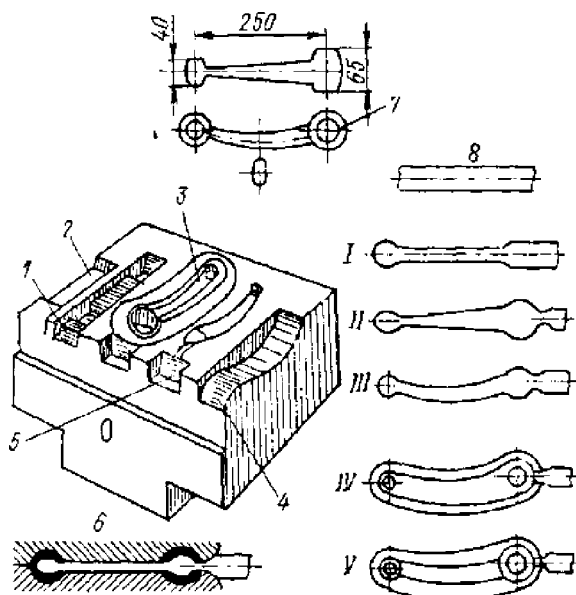


Рис. 15. Стадии получения сложной поковки в нескольких ручьях

1 — черновой ручей; 2 — подкатной ручей; 3 — протяжной ручей; 4 — чистовой ручей; 5 — гибочный ручей

Работа инструмента горячей деформирования сопровождается постоянным циклическим изменением нагрузки и температуры поверхности штампа. В момент увеличения нагрузки температура инструмента растет, а в процессе удаления деформированной заготовки происходит ее снижение.

Постоянные теплосмены поверхности вызывают циклическое термическое расширение и сжатие. В результате постепенно на поверхности штампа появляется сетка мелких трещин, которые растут, соединяются друг с другом, что может привести к ее выкрашиванию. Это явление наз-ся **термической усталостью**, а у штамповщиков – **разгаром поверхности**.

Работа штампа при горячей штамповке сопровождается резкими ударными нагрузками, при этом происходит ударное заполнение горячим металлом внутренних полостей штампов. В результате могут появиться усталостные трещины в его углублениях. А также появление разгара на верхней и нижней части штампа, износ поверхности, вызванный скольжением металла заготовки.

В связи с этим основными требованиями к сталям для инструмента горячего деформирования являются:

- 1.Высокое сопротивление пластическим деформациям.
- 2.Теплостойкость.
- 3.Вязкость.
- 5.Износостойкость.
- 6.Теплопроводность.
- 7.Окалиностойкость.

По условиям работы штампов для горячей штамповки подразделяют наследующие группы.

- 1.Стали с повышенной вязкостью (для работы на молотах $T_{\text{раб.}} = 400 - 450^{\circ}\text{C}$).
- 2.Стали с повышенной теплостойкостью и умеренной вязкостью (для работы на гидравлических и кривошипных прессах $T_{\text{раб.}} = 450 - 550^{\circ}\text{C}$).
- 3.Стали с высокой теплостойкостью ($T_{\text{раб.}} = 550 - 650^{\circ}\text{C}$ (750°C)).

Стали с повышенной вязкостью.

Эти стали предназначены для молотового инструмента, работающего с резкими ударными нагрузками. Содержание углерода в них 0,3–0,5 %, хрома 1-2 %, никеля и молибдена от 1 до 3%. Основные марки для мелких штампов - 5ХНМ , 5ХГМ, 5ХНВ, 4ХМФС, для крупных - 3Х2НМФ, 3Х2НМФ. Температура закалки мелких штампов 920-950⁰ крупных 980-1020⁰С. Высокий отпуск 500-550⁰С. В результате структура стали состоит из мартенсита бейнита и остаточного аустенита. Твердость составляет 42-48 HRC.

Стали с повышенной теплостойкостью и умеренной вязкостью.

Содержание углерода в них 0,3–0,4 %, хрома 4,5-5,5 %, молибдена от 1,2-1,5% вольфрама 1,6-2.2%. Основные марки для мелких штампов -4Х5МФС , 4Х5В2ФС, 4Х3ВМФ. Температура закалки 980- 1050⁰С. Твердость составляет 47-49 HRC.

Из них изготавливают контейнеры прессов для прессования, матрицы, прессштемпели.

Стали с высокой теплостойкостью.

Содержание углерода в них 0,2–0,3 %, хрома 2,2-3 %, молибдена от 0,6-0,9%, вольфрама 2-3%. Основные марки сталей с карбидным упрочнением -3X2B8Ф, 3X2HМФ, с карбидо-интерметаллидным упрочнением -2X6B8M2K8. Температура закалки 1150- 1180°С. Высокий отпуск 630-650°С. Твердость составляет 45-49 HRC.

Для всех сталей для повышения стойкости рабочей поверхности применяют азотирование, или борирование.

Эти же ст. можно применять для пресс форм литья под давлением.

Стали для валков прокатных станов.

Стали для прокатных валков делят на 2 группы:

1.Стали для валков холодной прокатки.

2.Стали для валков горячей прокатки.

Стали для валков холодной прокатки должны обладать высокой твердостью, износостойкостью, хорошей шлифуемостью, необходимой прокаливаемостью.

В зависимости от диаметра валка применяют различные марки сталей. При диаметре

до 200 мм. - 9X, 9XФ

до 400 мм. - 9X2M, 9X2Ф, 9XCBФ

Температура закалки -920-950°С, отпуска - 150-400°С.

При диаметре

400 мм и более применяют стали 70 XCMФ, 60XCMФ.

Температура закалки 1000-1050°С, высокий отпуск 500-550°С.

Стали для валков горячей прокатки должны обладать необходимой вязкостью, прочностью, прокаливаемостью, шлифуемостью. Для них используют стали 40XM, 50XM, (закалка 850°, высокий отпуск 550°)

150XHM после двойной нормализации или 55XГ2МФСБ после закалки 1020-1050° и высокого отпуска 600°.

3.7.Стали для измерительного инструмента.

К сталям для измерительного инструмента предъявляют комплекс требований, наиболее важными из которых являются высокая износостойкость и размерная стабильность. Кроме того необходима высокая чистота поверхности т.е. хорошая шлифуемость.

Для измерительного инструмента применяются высокоуглеродистые стали легированные хромом, марганцем, вольфрамом и ванадием. Наиболее часто используют марки сталей тип X (0,95-1,1% C, 1,3-1,65% Cr) и 12X1(1,15-1,25% C, 1,3-1,65% Cr). Высокая твердость достигается закалкой с температуры 855-870°С. Размерная стабильность сталей зависит от содержания нестабильных неравновесных фаз таких как остаточный аустенит и неотпущенный мартенсит закалки. Для их устранения применяется многократная обработка холодом с охлаждением до -70°С и последующим

отпуском при 125°C . В результате количество остаточного аустенита не должно превышать 1,5-2,5%.

Измерительные инструменты типа лекал. Шаблонов. Скоб изготавливают вырубкой из листа стали 20Х с последующей цементацией, закалкой и низким отпуском.

4.Коррозионностойкие стали

Коррозия это разрушение металла вследствие химического или электрохимического взаимодействия с окружающей средой.

Основные виды коррозии:

- 1.поверхностная,
- 2.точечная,
- 3.межкристаллитная,(по границам зерен),
- 4.коррозия под напряжением (ножевая)
- 5.электрохимическая

Коррозионная стойкость это способность металла сопротивляться коррозионному воздействию среды. Стали предназначенные для работы средах повышенной агрессивности, называют коррозионностойкими.

4.1.Легирование коррозионностойких сталей

Основной легирующий элемент коррозионностойких сталей – хром. Его содержание обычно находится в пределах от 11 до 30% Введение хрома приводит к изменению электродного потенциала железа с отрицательного до более положительного (рис.16).

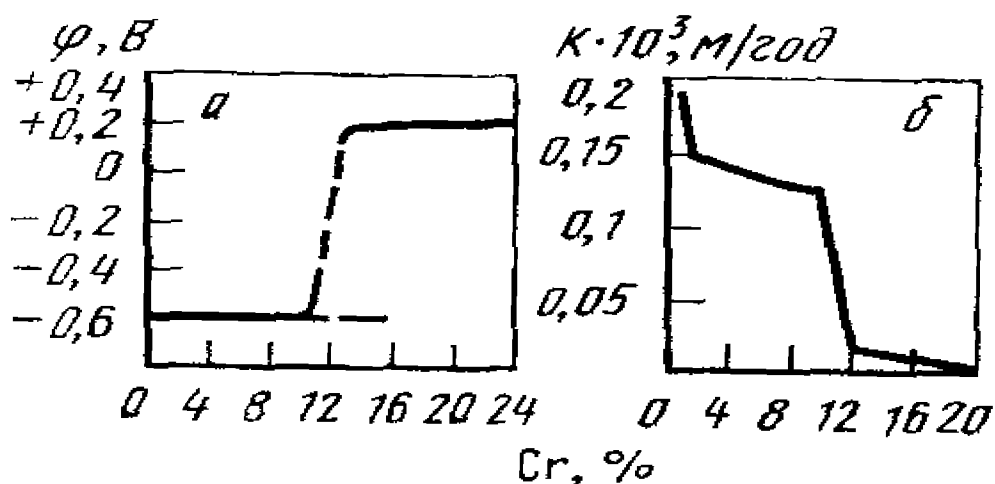


Рис. 16.Влияние хрома на изменение электродного потенциала (а) и скорость развития коррозии (б)

Никель в сплавах с железом повышает коррозионную стойкость, а также

стабилизирует аустенитную структуру. Это позволяет создать аустенитные хромоникелевые стали с высокой коррозионной стойкостью.

Для получения необходимой структуры и свойств коррозионностойких сталей применяют и другие легирующие элементы ферритообразующие и аустенитообразующие (рис. 17). Первые расширяют область существования феррита, вторые – аустенита

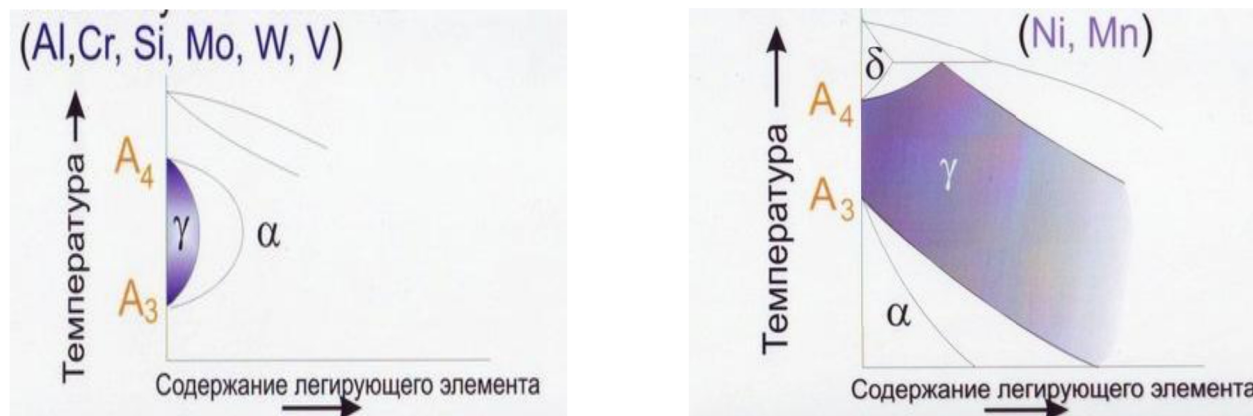


Рис. 17. Влияние легирующих элементов на полиморфные превращения в железе.

Влияние легирующих элементов на фазовый состав стали можно оценить при помощи специальных диаграмм. Наиболее распространенной является диаграмма А. Шеффлера (рис.18).

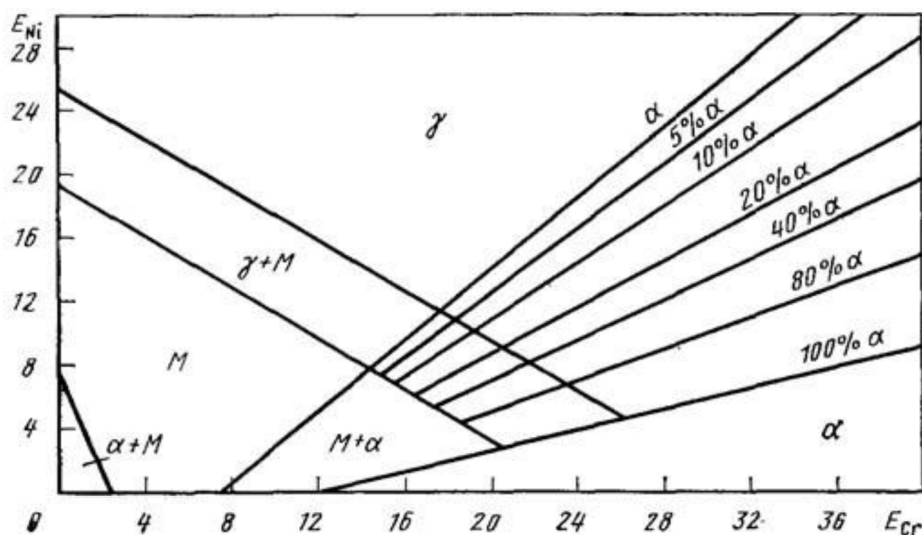


Рис. 18. Структурная диаграмма для нержавеющей сталей (А.Шеффлер)

$$\text{экв. Cr} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5 \cdot (\% \text{Si}) + 0,5 \cdot (\% \text{Nb})$$

$$\text{экв. Ni} = \% \text{Ni} + 30 \cdot (\% \text{C}) + 0,5 \cdot (\% \text{Mn})$$

По содержанию легирующих элементов с переводными коэффициентами подсчитывают два эквивалента хрома и никеля. После подсчета этих эквивалентов на диаграмме находят точку соответствующую фазовому составу данной марки стали.

Коррозионностойкие стали принято разделять на атмосферно коррозионностойкие (сталии АКС) и коррозионностойкие (КСС).

По структуре их разделяют на ферритные, мартенситные, аустенитные и стали смешанных классов.

По хим. составу их разделяют на хромистые, хромоникелевые, хромоникелемарганцевые, хромоникельмолибденовые и сплавы на основе никеля.

4.2. Атмосферно коррозионностойкие стали

В эти стали для защиты от атмосферной коррозии вводят в небольшом количестве элементы (Cr, Si, P, Cu, As), которые образуют на поверхности изделий плотные защитные окисные пленки. С их появлением скорость коррозии замедляется. По сравнению с обычными сталями, потеря веса конструкций из таких сталей меньше в 2-3 раза за 20-30 лет. Кроме того, защитные окисные пленки хорошо удерживают лакокрасочные покрытия, что еще больше продлевает срок службы конструкции. Все эти стали хорошо свариваются из-за малого содержания углерода и поэтому используются для сварных конструкций. Из них изготавливают мостовые переходы, крановые конструкции, линии электропередач, и т.д.

Термообработкой эти стали не упрочняются и используются в нормализованном состоянии. Типовые марки - 10ХСНД, 15ХНДП.

4.3 Хромистые стали

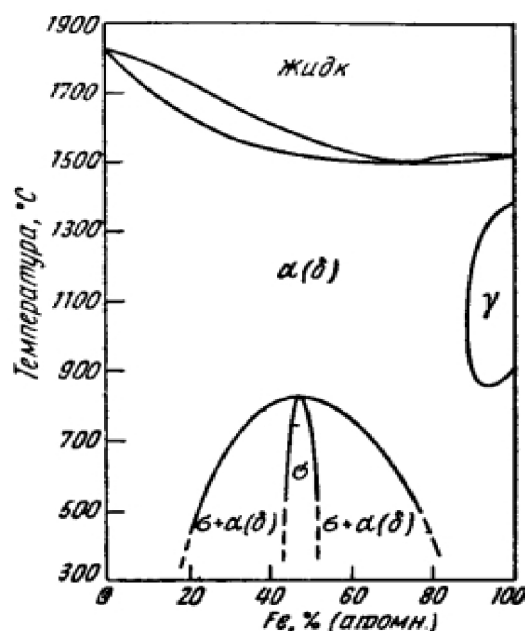
Хромистые КСС являются наиболее дешевыми среди всех нержавеющей сталей. Количество хрома в этих ст. от 13% до 30%.

По содержанию хрома их разделяют на 3 группы:

- 1.) 13 % Cr
- 2.) 17 % Cr
- 3.) 27 % Cr и более

Чем больше содержание хрома, тем выше коррозионная стойкость. При содержании хрома более 13% структура стали ферритная, во всем диапазоне температур, т.е. полиморфное превращение отсутствует.

Рис. 19. Диаграмма состояния Fe-Cr



Кроме α - твердого раствора в системе Fe-Cr (рис.19), есть еще одна фаза $\sigma_{\text{ф}} = \text{FeCr}$ – это интерметаллидная фаза эквиатомного состава 50-50%. $\sigma_{\text{ф}}$ является хрупкой и ее образование охрупчивает сталь. Поэтому ее появление нежелательно. Устранять ее можно нагревом выше 650° и быстрым охлаждением.

При температуре 475° в этой системе образуется упорядоченный твердый раствор. Образование упорядоченного твердого раствора также приводит к хрупкости стали. Она называется **475°С – хрупкость**. Устранение этой хрупкости возможно нагревом выше 475° и быстрым охлаждением.

Кроме того, хрупкость в хромистых сталях может возникнуть при нагреве до высоких температур из-за укрупнения зерна. Измельчить зерно в этих сталях термообработкой невозможно. Устранить крупное зерно можно только за счет пластической деформацией с отжигом на рекристаллизацию.

Кроме того, следует учитывать, что хромистые стали обладают плохой хладостойкостью, т.е. охрупчивается при отрицательных температурах. Поэтому выбор, марки стали для тех или иных изделий должен проводиться с учетом возможных причин охрупчивания.

Добавки углерода сильно изменяют свойства хромистой стали. При резком охлаждении такие стали можно закаливать на мартенсит, а при большом содержании углерода 0,4% и более, в структуре стали образуется большое количество карбидов хрома, что обеспечивает высокую твердость и износостойкость. В зависимости от содержания углерода хромистые стали могут быть:

- ферритного класса 15X25 08X13, 12X17
- переходного феррито-мартенситного класса 12X13
- мартенситного класса 40X16 20X13, 30X13, 40X13 95X18.

Стали ферритного класса.

Стали ферритного класса отличаются высокой пластичностью, хорошей штампуемостью, легко поддаются холодной обработке давлением. И из них изготавливают листы, трубы, профили и т.д. Основной вид термообработки для этих сталей - отжиг для снятия наклепа. Основной причиной разрушения для этих сталей является межкристаллитная коррозия. Причиной межкристаллитной коррозии является разрушение металла происходящее по границам зерен. Межкристаллитная коррозия (МКК) развивается после быстрого охлаждения стали с температуры 800-900°С. В этом случае происходит образование карбидов Cr на границах зерен. Из-за быстрого охлаждения хром не успевает переместиться из центра зерна на границы и его количество в твердом растворе становится меньше 12 %. Такая сталь становится нестойкой к коррозии. Уменьшение склонности стали к МКК возможно либо за счет повышения содержания хрома в стали, либо за счет снижения содержания в ней углерода.

Повысить стойкость стали к МКК возможно за счет проведения стабилизирующего отжига, во время которого хром перемещается из центра зерна на границы за счет диффузии (рис.20).

Полностью устранить склонность стали к МКК можно введением в ее состав сильных карбидообразующих элементов - Ti и Nb. В этом случае на границах зерен, образуются карбиды Ti или Nb, а весь хром остается в твердом растворе, сохраняя тем самым высокую коррозионную стойкость стали.

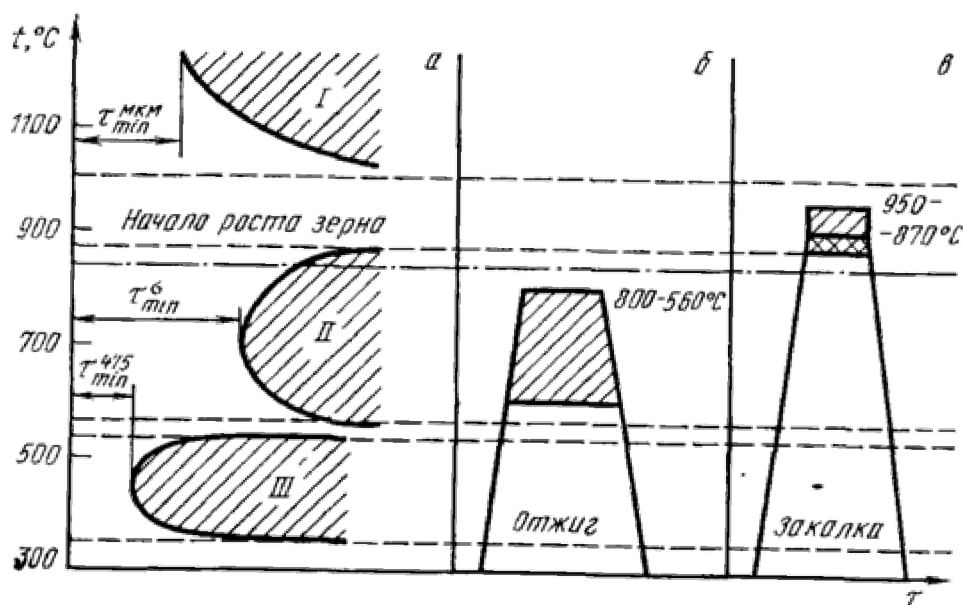


Рис. 20. Схема термообработки хромистых ферритных сталей

Стали мартенситного класса.

Хромистые стали мартенситного класса отличаются высокой прочностью, твердостью, упругостью. Из них изготавливают ответственные детали, работающие в агрессивных средах, пружины, ножи, валы, фланцы. Закалка этих сталей может проводиться на воздухе, и практически при любой скорости охлаждения образуется мартенситная структура.

При большом содержании углерода в структуре стали появляется карбидная фаза, которая обеспечивает высокую твердость и износостойкость. При отпуске из-за распада мартенсита на ферритокарбидную смесь коррозионная стойкость уменьшается, но появляется высокий запас вязкости. Режим упрочняющей термообработки: закалка 950-1050°C, охлаждение – воздух, отпуск низкий 200-300°C (50-52 HRC), высокий 500-600°C (28-30 HRC).

4.4. Хромоникелевые коррозионностойкие стали

Основным преимуществом хромоникелевые коррозионностойких сталей аустенитного класса являются их высокие служебные характеристики (прочность, пластичность, хорошая свариваемость). Они практически не разрушаются в растворе азотной кислоты. Эти стали отличаются высокой пластичностью в горячем и холодном состоянии.

Минимальное содержание никеля при 18% хрома для достижения аустенитного состояния составляет 8%. Поэтому стали типа 18-8 экономически самые выгодные. Однако стабильное аустенитное состояние достигается при содержании никеля 9% и более.

Термообработка хромоникелевых сталей также включает в себя отжиг или закалку (рис.21). Однако, и та и другая обработка направлена на снятие

наклепа, т.к. эти стали закалкой не упрочняются. Отжиг применяется для массивных изделий, а закалка для мелких, т.к. при быстром охлаждении крупные детали могут коробиться.

Различают термообработку стабилизированных и нестабилизированных сталей.

Стабилизированными наз. стали, легированные Ti и Nb для устранения склонности их к МКК.

Стали содержащие добавки Ti и Nb, нагревают на 100°C выше.

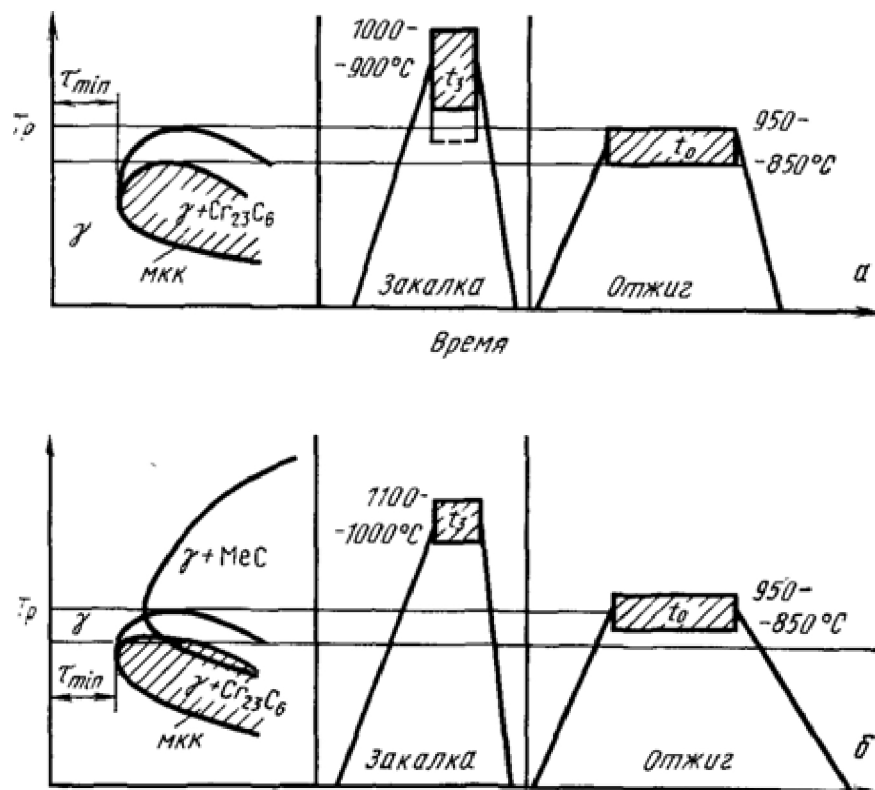


Рис. 21. Схема термообработки хромоникелевых аустенитных сталей
а – нестабилизированных; б- стабилизированных.

Второй вид коррозии, к которой склонны стали аустенитного класса – **коррозия под напряжением (ножевая)**. Это появление тонких трещин в местах с повышенным уровнем внутренних напряжений. Для устранения этой склонности необходимо провести отжиг для снятия внутренних напряжений.

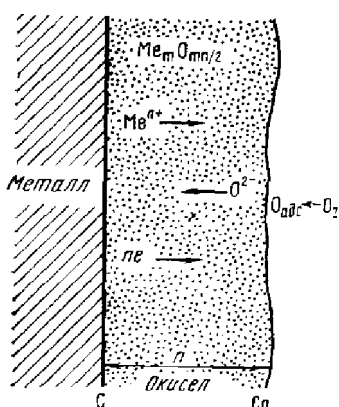
Одним из недостатков хромоникелевых аустенитных сталей является их дороговизна. Для их удешевления никель частично заменяют марганцем (08X18H18 - 08X18Г14). Однако чисто Cr-Mn стали являются нестабильными, аустенитная структура в них может переходить в мартенситную под влиянием деформации или обработки холодом. Поэтому для получения стабильной структуры замену Ni на Mn проводят частично, например. 20X13H4Г9, 10X14Г14H4Т. Термообработка таких сталей аналогична термообработке хромоникелевых сталей.

В случае необходимости изготовления изделий с высокой коррозионной стойкостью для изготовления труб или резервуаров, вместо сталей применяют

коррозионностойкие сплавы на основе Fe-Cr - 04X40МДТЮ, Cr-Ni ХН56МФ, Ni - Mo Н70МФ, и др.

5.Жаростойкие стали и сплавы

Под **жаростойкостью** понимают способность стали или сплавов сопротивляться химическому разрушению при высоких температурах, т.е. сопротивляться газовой коррозии.



$$1 < \frac{V_{Met O}}{V_{Met}} \leq 2,5$$

При окислении металла на его поверхности образуется слой окисла. Если этот окисел плотный и без трещин, то он защищает металл от дальнейшего окисления, обеспечивая его жаростойкость. Если же окисел трескается и расслаивается, то это сопровождается дальнейшим его окислением. Защитные качества окисла возможны только в том случае, если его объем по отношению к исходному объему металла больше 1 но меньше 2,5.

Рис. 22.Схема образования окисной пленки на поверхности металла

Таблица 2

Соотношение объемов окисла и металла

Na	Na ₂ O	0,59	Cu	CuO	1,67
Mg	MgO	0,79	Cr	Cr ₂ O ₃	2,02
Al	Al ₂ O ₃	1,31	Mo	MoO ₃	3,45
Ni	Ni ₂ O	1,52	W	WO ₃	3,36

Железо с кислородом образует три окисла. При температурах выше 750° 94-95% всей окалины составляет окисел FeO. Этот окисел представляет собой

FeO 1,77
Fe₃O₄ 2,14
Fe₂O₃ 2,09

твердый раствор вычитания с дефицитом атомов железа. Т.е. его пленка пористая с большим количеством вакансий, и не защищает поверхность металла от окисления.

Поэтому для предотвращения интенсивного окисления и повышения жаростойкости стальных деталей необходимо:

во-первых, вводить в состав стали легирующие элементы, которые бы заполняли образующиеся вакансии в поверхностном слое окисла;

во-вторых, входили бы в состав сложных окислов FeCrO₄, FeAl₂O₄ с более плотной кристаллической решеткой;

в-третьих, образовывали на поверхности металла новые окислы более плотные, чем FeO, (Al, Ni, Cu, Si).

Таким образом, основными легирующими элементами для жаростойких сплавов и сталей являются Cr, Ni, Al, Cu, Si.

Жаростойкие ст. и сплавы разделяют по 2-м признакам.

1. По основному легирующему элементу:

- хромистые;
- хромоникелевые;
- Cr-Ni-Al и т.д.

2. По структуре в нормализованном состоянии (после охлаждения на воздухе):

- ст. ферритного класса;
- ст. мартенситного класса;
- ст. аустенитного класса;
- сплавы на основе Ni.

Стали ферритного класса.

К ним относятся стали, где основным легирующим элементом является хром (от 13 до 28%). Эти стали наиболее дешевые, обладают хорошей пластичностью, хорошо свариваются. Они обладают высоким уровнем жаростойкости (до 1300°C). К недостаткам этих сталей можно отнести:

- охрупчивание в процессе работы из-за образования σ фазы FeCr;
- увеличение размера зерна при повышенных температурах, что также уменьшает вязкость;
- недостаточно высокая прочность, т.е. они не могут быть использованы для тяжело нагруженных деталей.

Рабочая температура некоторых марок хромистых сталей составляет:

08X17T,	15X25T,	15X28T,	08X27Ю5
1000-1050°C	1150°C	1250°C	1300°C

При малом содержании углерода (до 0,15%) эти стали сохраняют структуру феррита и относятся к сталям ферритного класса. Для противостояния межкристаллитной коррозии в них вводят небольшое количество титана.

Термообработка - нормализация или отжиг.

Стали мартенситного класса.

Эти стали обладают высокой твердостью и прочностью и предназначены для изготовления тяжело нагруженных деталей.

Основными легирующими элементами в них являются кремний и хром при содержании углерода 0,3-0,4%. Поэтому эти стали называют – сильхромы.

Основное назначение этих сплавов - применение в двигателях для выпускных клапанов. Резкие ударные нагрузки при повышенных температурах требуют от них высокой прочности, твердости и сопротивления смятию поверхности.

В зависимости от рабочей температуры для изготовления клапанов

применяют различные стали:

750°C	800°C	850°C	900°C	1000°C
15X6C	40X7CM	40X9C2	40X10C2M	30X13H7C2

Термообработка эти сталей - закалка 950-1050°C в масле и высокий отпуск 660-750°C. Это обеспечивает твердость на уровне 50-56 HRC.

Стали аустенитного класса.

В качестве жаростойких сталей аустенитного класса применяют в основном стали на хромоникелевой основе. По своему составу они близки к коррозионностойким сталям. Рабочая температура этих сталей зависит от состава:

- 08X18H8 600-800°C

- 15X23H18T 1000°C

- 20X25H20 1050°C (кратковременно 1100°C).

По сравнению со сталями ферритного класса, стали аустенитного класса более дорогие, но имеют преимущество в отсутствии охрупчивания в процессе работы. Они хорошо свариваются и более прочные.

Термообработка отжиг или закалка с температур 950-1050°C.

Сплавы на основе никеля.

Жаростойкие сплавы на никель хромовой основе (нихромы) получили широкое распространение в качестве материалов для работы при 800-1100 °C и при кратковременной работе до 1200°C. Эти сплавы применяют для изготовления деталей газовых турбин, не испытывающих больших рабочих нагрузок. Сплавы представляют собой твердый раствор хрома в никеле. Они слабо упрочняются термообработкой, имеют высокую пластичность и высокое удельное электро сопротивление. Основной легирующий элемент – хром (18-20%). Дополнительно повышают жаростойкость алюминий до 3,5 %.

Это такие сплавы как ХН80, ХН78Т и др. Их применяют для камер сгорания, для электрических нагревателей с рабочей температурой до 1150°C.

6.Жаропрочные стали и сплавы

Под **жаропрочностью** понимают способность металлов и сплавов выдерживать нагрузки при высокой температуре в течении длительного времени.

Фактор времени работы деталей для жаропрочных сплавов имеет большое значение, т.к. чем дольше должна работать деталь при данной температуре, тем меньше допустимое напряжение, которое она может выдержать. Поэтому основной характеристикой, которая показывает возможность применения данного сплава, является **длительная прочность** (σ_t^t). Например предел длительной прочности $\sigma_{100}^{750} = 50$ МПа означает, что данный

сплав выдерживает нагрузку 50 МПа при температуре 750°C без разрушения в течении 100 ч.

Вторым основным показателем, по которому определяется выбор сплава, является **предел ползучести**.

Ползучесть- медленная пластическая деформация, которая протекает при нагрузках меньше чем предел текучести, но при температуре большей порога рекристаллизации (рис.23).

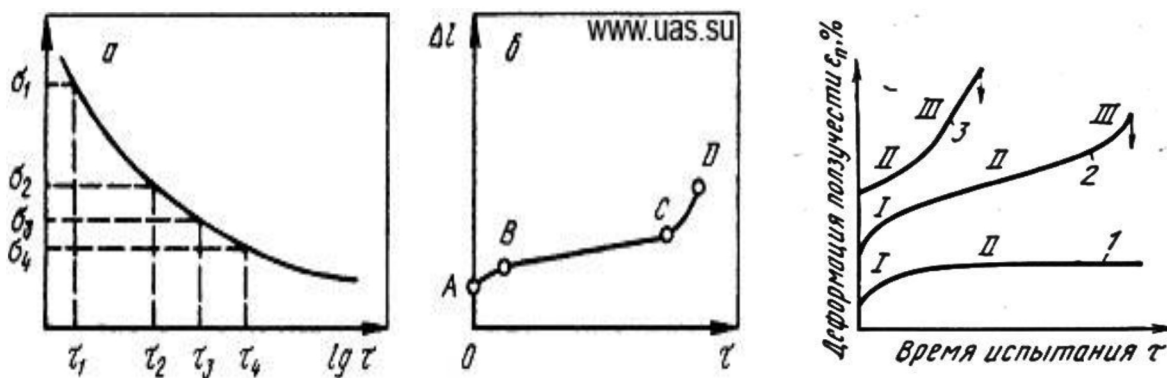


Рис. 23.Кривые ползучести, полученные при разных температурах и напряжениях:

- 1 –стадия неустановившейся ползучести;
- 2 – стадия установившейся ползучести;
- 3 – стадия разрушения.

Предел ползучести $\sigma_{0,1/1000}^{750} = 50$ МПа означает, напряжение 50 МПа при температуре 750°C за 1000 часов не должно вызвать остаточной деформации более 0,1 %.

Степень жаропрочности сплава определяется во-первых, его природой, т.е. металлической основой, а, во-вторых, его структурой, которая создается термообработкой.

Прочность металла при повышенной температуре зависит, прежде всего, от сил связи атомов в кристаллической решетке, чем выше силы связи, тем больше прочность и жаропрочность металла. Показателем сил связи атомов в кристаллической решетке является температура плавления. Для технических металлов температуры плавления сильно отличаются:

Mg=650°C	Fe=1535°C	Mo=2425°C
Al=660°C	Ti=1668°C	W=3415°C
Ni=1442°C	Zr=1825°C	
Co=1492°C	Cr=1890°C	

От температуры плавления зависит и температура рекристаллизации $t_p = 0,4T_{пл.}^{\circ}K$, при которой происходит разупрочнение сплава. Легированием можно увеличить температуру рекристаллизации до 0,6-0,8 $T_{пл.}^{\circ}K$.

Следует учитывать, что в таких металлах, как Fe и Ti есть полиморфные превращения, при которых один тип кристаллической решетки меняется на др.

В этот момент силы межатомного взаимодействия резко падают и металл разупрочняется, поэтому жаропрочные сплавы можно создавать только на базе высокотемпературных полиморфных модификаций данных металлов. Окончательный выбор металлической основы, определяется не только его температурой плавления, но и его удельным весом. Именно поэтому Мо и W редко используется в авиации, т.к. он очень тяжелы.

Вторым фактором повышения жаропрочности является легирование металлической основы. Основными легирующими элементами являются такие, которые повышают силы межатомных связей в кристаллической решетке – это элементы, температура плавления, которых больше, чем у металла основы. Совершенно недопустимо загрязнение жаропрочных металлов легкоплавкими примесями. Легирующие элементы, которые вводятся в металл - основу должны образовать с этим металлом упрочняющие фазы – интерметаллиды, бориды, которые располагаясь на плоскостях скольжения, препятствуют перемещению дислокаций, т.е. увеличивают сопротивление ползучести. Образуя жесткий каркас, карбидов на границах зерен они препятствуют зернограницной деформации.

Третий фактор, обеспечивающий высокую жаропрочность это структура сплава. Для получения необходимой структуры жаропрочных сплавов применяют термообработку -высокотемпературную закалку и последующее старение. В процессе нагрева под закалку происходит растворение легирующих элементов в твердом растворе. Быстрое охлаждение фиксирует пересыщенный твердый раствор. Последующее старение после закалки формирует необходимую структуру, обеспечивающую высокую жаропрочность. Для этого сначала проводят высокотемпературное старение, при котором происходит выделение карбидов или боридов по границам зерен, а затем проводят низкотемпературное старение. При этом происходит распад твердого раствора и выделение упрочняющих интерметаллидных фаз внутри зерен.

Классификация жаропрочных сплавов.

По рабочей температуре жаропрочные сплавы разделяют на цветные

Mg 150 – 250°C

Al 250 – 350°C

Ti 350 – 450°C

Сплавы на основе железа

α -Fe 500-600°C

γ -Fe 600-700°C

на основе никеля

Fe-Ni 700-800°C

Ni-Cr 800-900°C

Теплоустойчивые стали.

Предназначены для длительной работы, в течении 100000 – 200000 час при температуре до 600°C.

Основой этих сплавов является α -Fe (ОЦК).

Это стали применяемые в теплоэнергетических установках (паровые котлы, трубы теплообмен.).

1. Углеродистые стали 15К, 18К, 20К до 500°C. Они обладают высокой свариваемостью. Термообработка : отжиг или нормализация.

2. Низколегированные 12ХМ, 12Х1МФ, 25Х1ВМФ. Они обладают высокой прочностью и жаростойкостью до 550°C. Термообработка - закалка и высокий отпуск.

3. Хромистые стали 15Х5М, 25Х5ВМФ, 14Х12В2МФ. Термообработка - закалка и высокий отпуск (до 700-730°C) 12Х13, 20Х13. Рабочая температура до 600°C.

Жаропрочные стали (600-700°C).

Это стали на основе γ -Fe (ГЦК). Они предназначены для изготовления печной арматуры , а также конструкционных деталей авиационных и ракетных двигателей.

1. Аустенитные тип 12Х18Н12Т. Они обладают хорошей свариваемостью (сварные корпусные конструкции). Термообработка закалка – смягчающая операция.

2. Стали с карбидным упрочнением типа 40 Х14Н14В2М (ЭИ 69) (валы, диски турбин). Термообработка - закалка высокий отпуск.

3. Стали с карбидоинтерметаллидным упрочнением типа 10Х11Н20ТЗР.

Они упрочняются за счет выделения фазы Ni_3Ti (γ'). Термообработка - закалка и старение

4. Fe-Ni (рабочая температура - 700-800°C). Сплавы типа ХН32Т, ХН35ВТЮ. Термообработка - закалка и старение

5. Сплавы на основе никеля (Ni-Cr-Ti-Al) (нимоники). Деформируемые - ЭИ437Б (ХН77ТЮР) литейные ХН62МВТЮ, ЖС3, ЖС6, ВЖЛ14. Термообработка - закалка 1100-1150°C и старение 750°C +(550-600)°C.

7.Алюминий и его сплавы

Алюминий – легкий металл, с плотностью 2,7 г/см³ и температурой плавления 660 °С. Имеет гранецентрированную кубическую решетку. Обладает высокой тепло- и электропроводностью. Химически активен, но образующаяся плотная пленка оксида алюминия Al_2O_3 , предохраняет его от коррозии. Механические свойства: предел прочности 150 МПа, относительное удлинение 50 %, модуль упругости 7000 МПа.

Технический алюминий хорошо сваривается, имеет высокую пластичность. Из него изготавливают строительные конструкции,

малонагруженные детали машин, используют в качестве электротехнического материала для кабелей, проводов

Алюминий высокой чистоты маркируется А99 (99,999 % Al), А8, А7, А6, А5, А0 (содержание алюминия от 99,85 % до 99 %).

Маркировка алюминиевых сплавов.

В начале марки указывается тип сплава: Д – сплавы типа дюралюминов; А – технический алюминий; АК – ковкие алюминиевые сплавы; В – высокопрочные сплавы; АЛ – литейные сплавы.

Далее указывается условный номер сплава. За условным номером следует обозначение, характеризующее состояние сплава: М – мягкий (отожженный); Т – термически обработанный (закалка плюс старение); Н – нагартованный; П – полунангартованный.

7.1.Классификация алюминиевых сплавов

Алюминиевые сплавы разделяют на деформируемые (1) и литейные (2) (рис. 24).

Деформируемые сплавы в свою очередь разделяются на не упрочняемые (3) и упрочняемые (4) термообработкой.

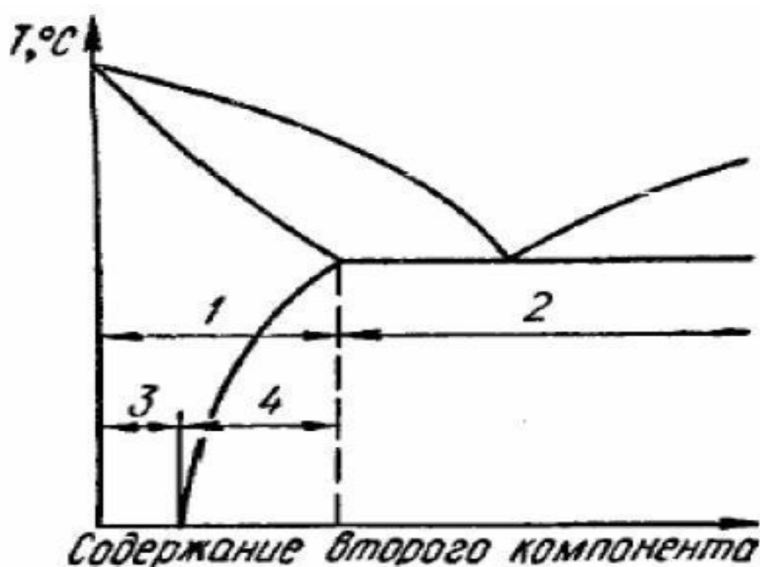


Рис. 24. Классификация алюминиевых сплавов: 1 – деформируемые; 2 – литейные; 3 – деформируемые не упрочняемые термообработкой; 4 – деформируемые, упрочняемые термообработкой.

7.2.Термообработка алюминиевых сплавов

Алюминий относится к металлам, в которых отсутствует полиморфное превращение и поэтому основным фазовым превращением, происходящем при термообработке является растворение избыточных вторичных фаз в процессе нагрева и их выделение в процессе охлаждения. Т.о. для алюминиевых сплавов

применяют все виды термообработки без полиморфных превращений, (отжиги, закалка без полиморфного превращения и старение).

Алюминиевые сплавы подвергают трем видам термической обработки: отжигу, закалке и старению. Основными видами отжига являются: диффузионный (гомогенизация), рекристаллизационный и отжиг термически упрочненных сплавов.

Гомогенизацию применяют для выравнивания химической микро неоднородности зерен твердого раствора путем диффузии, т. е. уменьшения дендритной ликвации в слитках. Так как скорость диффузии увеличивается с повышением температуры, а количество продиффундировавшего вещества тем больше, чем длительнее выдержка, то для энергичного протекания диффузии необходимы высокая температура (близкая к температуре линии солидуса) и продолжительная выдержка.

Для выполнения гомогенизации алюминиевые сплавы (слитки) нагревают до 450-520В° С и выдерживают при этих температурах от 4 до 40 ч; после выдержки - охлаждение вместе с печью или на воздухе. В результате гомогенизации структура становится более однородной (гомогенной), повышается пластичность, что значительно улучшает последующую деформацию слитка горячей обработкой давлением. Поэтому гомогенизацию широко применяют для деформируемых алюминиевых сплавов.

Для алюминия и алюминиевых сплавов (а также для других цветных металлов и сплавов) рекристаллизационный отжиг применяют гораздо шире, чем для стали. Это объясняется тем, что такие металлы, как алюминий и медь (используемые в промышленности в чистом виде), а также многие сплавы на их основе, не упрочняются закалкой и повышение их механических свойств может быть достигнуто только холодной обработкой давлением, а промежуточной операцией при такой обработке (для восстановления пластичности) является рекристаллизационный отжиг. Кроме того, сплавы, упрочняемые закалкой, часто подвергают холодной обработке давлением с последующим рекристаллизационным отжигом для придания требуемых свойств. Температура рекристаллизационного отжига алюминиевых сплавов 300-500° С, выдержка 0,5-2 ч.

Отжиг термически упрочненных сплавов применяют для полного снятия упрочнения, полученного в результате закалки и старения; он проводится при температурах 350-450°С с выдержкой 1-2 ч и последующим достаточно медленным охлаждением (со скоростью не более 30°С/ч), чтобы обеспечить протекание диффузионных процессов распада твердого раствора и коагуляцию продуктов распада.

Закалка.

В современной технике применяют много сплавов на алюминиевой основе с различным количеством легирующих элементов. Одни из них, например Cu, Si, Mg, Zn, резко изменяют свойства алюминия и его сплавов. Другие, например Mn, Ni, Cr, дополнительно улучшают свойства и вводятся только при наличии перечисленных выше, одного или нескольких, основных легирующих элементов. Часть элементов вводят в качестве модификаторов, добавок, действующих различно, но улучшающих (главным образом измельчающих) структуру; к таким добавкам относятся Na, Be, Ti, Ce, Nb. Некоторые элементы, входящие в алюминиевые сплавы, образуют с алюминием ограниченные твердые растворы переменной концентрации, в которых растворимость элементов с понижением температуры уменьшается. На этом и основывается закалка алюминиевых сплавов.

В качестве примера рассмотрим процесс закаливания алюминиево-медных сплавов. При температуре 20°C растворимость меди в алюминии равна 0,1%, а при температуре 548°C - 5,65% (рис.25). Алюминиево-медные сплавы с содержанием меди менее 0,1% не могут быть закалены, так как являются однофазными сплавами. Сплавы с содержанием меди от 0,1 до 5,65% являются двухфазными и в исходном отожженном состоянии имеют структуру твердого α -раствора меди в алюминии и включений химического соединения CuAl_2 . При нагреве сплавов выше линии ограниченной растворимости, например сплава, содержащего 4% Cu, до температуры t_1 включения CuAl_2 растворяются, и образуется однофазный твердый α -раствор. Быстрым охлаждением (закалка в воде) фиксируется твердый α -раствор (пересыщенный) меди в алюминии. После закаливания прочность сплава несколько повышается, а пластичность не изменяется.

После закаливания алюминиевые сплавы подвергают старению, при котором происходит распад пересыщенного твердого раствора. Если он происходит при нормальной температуре в естественных условиях, то такой процесс называется естественным. Ускорить распад твердого раствора можно подогревом. Распад пересыщенного твердого раствора при повышенных температурах, называется искусственным старением.

При старении в сплавах Al-Cu протекают следующие процессы.

1. Зонное старение.

При температуре 20В° С (естественное старение) и при температурах до 100В°С (искусственное старение) в пересыщенном твердом растворе возникают области (тонкопластинчатой, дискообразной формы), обогащенные атомами меди, названные зонами Гинье-Престона и обозначаемые Г. П., а для данного начального процесса Г. П. 1. Эти зоны имеют толщину 5-10 А и диаметр 40-100 А. Структура их неупорядоченная, как и твердого раствора. Образование зон Г.

П. 1 сопровождается искажением кристаллической решетки (рис.26.), что приводит к повышению механических свойств сплава.

При температурах 100-150° С, происходит рост зон Г. П. 1 до толщины 10-40 А и диаметра 200-300 А, обогащение атомами меди до состава, близкого к составу стабильной фазы θ'' (CuAl_2). Структура образующихся зон становится упорядоченной. Такие зоны называются зонами Г. П. 2 или фазой θ'' , и их наличие обуславливает максимальную прочность сплава.

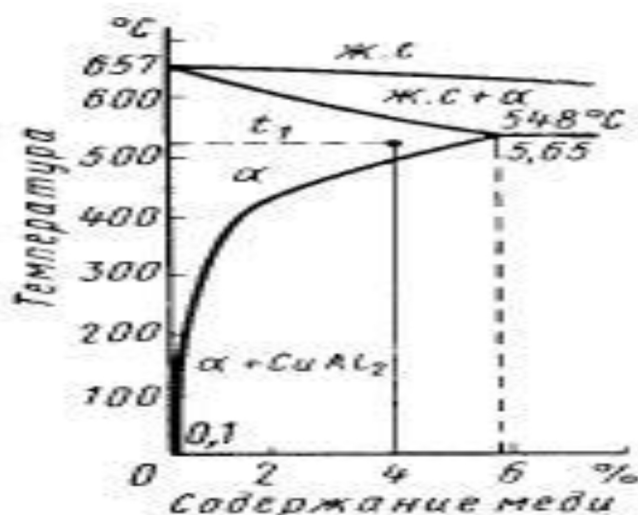


Рис. 25. "Алюминиевый" угол диаграммы состояния алюминий - медь

Фазовое старение.

При температурах 150-200° С образуется метастабильная промежуточная фаза θ' , имеющая такой же состав, как равновесная θ -фаза (CuAl_2). Но выделения θ' -фазы не имеют границ раздела с зернами твердого раствора, т. е. когерентно связаны с решеткой алюминия. Таким образом, появление зон Г. П. 1 и Г. П. 2 - это подготовительные стадии к началу распада твердого раствора (выделению избыточной фазы), а образование θ' -фазы - начало распада твердого раствора (выделение избыточной фазы).

При температурах 200-250° С решетка О-фазы отрывается от решетки твердого раствора (когерентность полностью нарушается) и оформляется в решетку, соответствующую соединению CuAl_8 (θ' -фаза).

.Коагуляционное старение (перестаривание).

Дальнейшее повышение температуры приводит к коагуляции выделившейся θ' -фазы, резкому снижению прочности и повышению пластичности.

Таким образом, структура сплавов при старении изменяется в следующей последовательности: зоны Т.П. 1 > зоны Г. П. 2 (фаза θ'') > фаза θ' > фаза θ (CuAl_2).

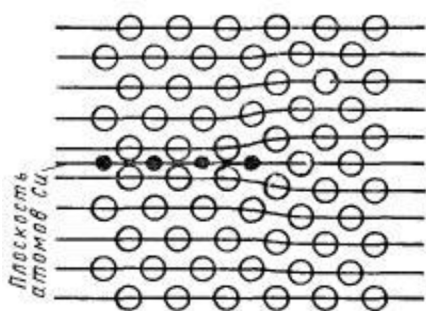


Рис. 26. Схемы зоны Гинье-Престона: белые кружки - атомы алюминия, черные - меди.

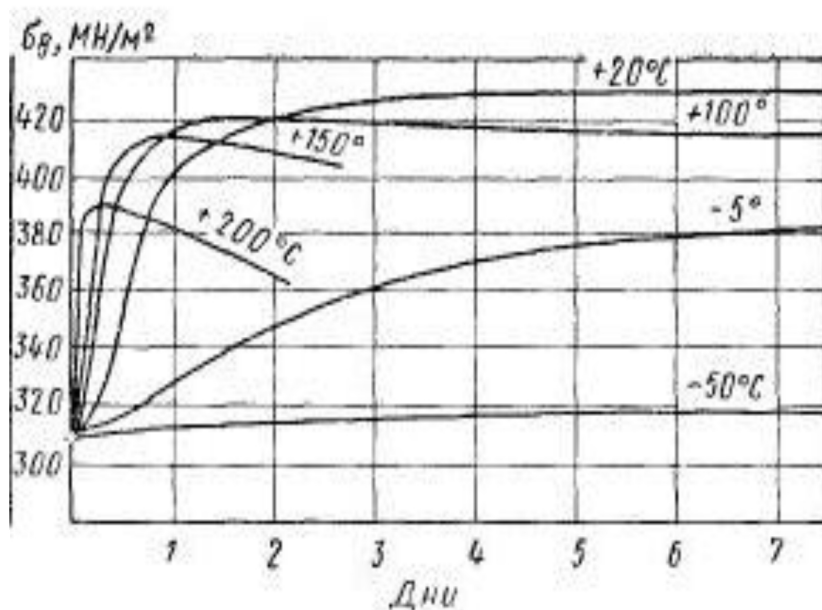


Рис. 27. Изменение прочности при старении дуралюмина при различных температурах

Обычно процесс старения ведут до получения макс прочности, заканчивая его второй стадией - фазовым старением. Однако, для некоторых высокопрочных сплавов максимальная прочность достигается при резком снижении пластичности и вязкости. В этом случае, старение ведут до 3-стадии, добиваясь необходимого сочетания пластичности и вязкости.

Закалка без полиморфного превращения и старение может быть применено ко всем сплавам, в которых есть легирующие элементы, испытывающие переменную растворимость в алюминии - Cu, Mg, Zn, Li.

7.3. Термомеханическая обработка алюминиевых сплавов (ТМО)

Для сплавов алюминия можно применять все виды ТМО. Однако, наиболее часто применяют ВТМО, НТМО, ВНТМО

ВТМО.

При ВТМО горячую деформацию, как правило. Объединяют с нагревом металла под закалку. Горячую деформацию проводят таким образом, чтобы не допустить снятия наклепа за счет процесса рекристаллизации, т.е. деформацию ведут медленно, и ограничивают степень деформации 15-20 %. После деформации сразу проводят закалку и затем старение.

Частичное сохранение наклепа ведет к образованию в металле стенок дислокаций, т.е. ячеистой структуры. Эти стенки дислокаций фиксируются, при старении выделением вторичных фаз. Такая структура имеет повышенное сопротивление деформации, т.е. прочность повышается.

ВТМО легче всего осуществляется при горячем прессовании, поэтому часто это явление называют *пресс – эффект*.

Наиболее сильно он выражен в сплавах, где температура закалки и температура деформации меньше порога рекристаллизации. В этом случае не требуется даже резкого охлаждения для закалки. Полуфабрикаты закаляют на воздухе на столе прессы. Иногда применяют дополнительное охлаждение воздухом.

НТМО.

Чаще проводится для листов при прокатке алюминиевых сплавов.

Холодная деформация закаленных листов вызывает наклеп, т.е. резкое увеличение плотности дислокаций. При старении распад твердого раствора происходит с выделением упрочняющей фазы вокруг дислокаций. Это закрепляет дислокации и затрудняет процесс их перемещения. В результате прочность таких листов увеличивается.

ВНТМО.

Применяется в отдельных случаях, когда требуется получить максимально прочное состояние сплава. В этом случае, делают сначала горячую деформацию, а затем закалку с последующей холодной деформацией. Затем следует окончательное старение.

7.4.Сплавы алюминия

Маркировка Al – сплавов.

Чистый алюминий маркируется буквой – А и цифрами, показывающими содержание основного металла:

А99 – степень чистоты 99,99% Al;

А 95 – 99.95 % Al;

А 9 - 99.9%

А 8 - 99.8%

А 7 - 99.7%

А 0 - 99.0%

Технически чистый алюминий для листов, электротехнической продукции (провода).

АД – алюминий деформируемый

Для изготовления листов, проволоки, с высокой пластичностью и коррозионной стойкостью содержание примесей ограничивается:

АД00,	АД0,	АД1,	АД
0,3%	0,5%	0,7%	1,2%

Буквы в маркировке сплавов означают:

А – чистый алюминий

АД – Al деформируемый

АВ – Al авиационный

Д – дюралюмины

В – высокопрочные сплавы

АК – ковочные

Маркировка состояния поставки сплава.

Состояние поставки определяет механические свойства полуфабрикатов при выходе с завода изготовителя.

Эта маркировка добавляется к маркировке сплава и пишется в конце.

А – (Д16А) – плакировка – покрытие сплава сверху чистым алюминием для повышения коррозионной стойкости.

Б – (Д16Б) – технологическая плакировка. Применяется для хрупких сплавов, для повышения пластичности.

М – (Д16М) – отожженное состояние, минимальная прочность и максимальная пластичность.

Н – (Д16Н) – наклепанное состояние (нагартовка).

П – (Д16П) – полунагартованное состояние нагартованное на 50 %.

Т – (Д16Т) – закаленное и естественно состаренное состояние.

ТН – (Д16ТН) – закаленное, нагартованное, естественно состаренное.

Литейные сплавы маркируют буквами АЛ (номер сплава).

7.5. Деформируемые сплавы, не упрочняемые термообработкой

К этим сплавам относят сплавы на основе чистого алюминия, сплавы на основе системы Al-Mn и Al-Mg.

Эти сплавы характеризуются сравнительно невысокой прочностью, высокой пластичностью и коррозионной стойкостью. Хотя и магний, и марганец, имеют переменную растворимость в алюминии (рис.), проведение упрочняющей термообработки дает для этих сплавов очень незначительный эффект. Поэтому эти сплавы считают термически неупрочняемыми.

Диаграмма состояний системы Al-Mn

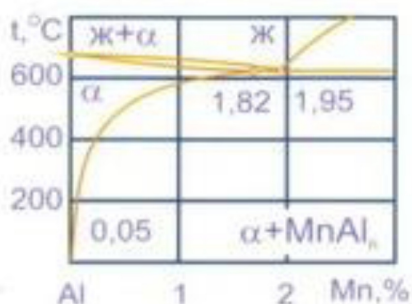
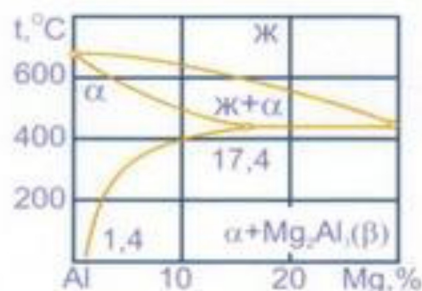
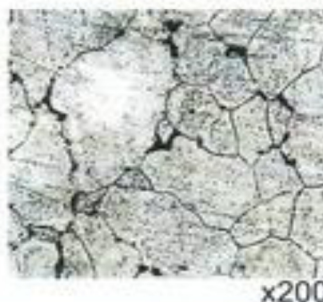


Диаграмма состояний системы Al-Mg



Структура сплава АМг



x200

Состав и механические свойства сплавов в отожженном состоянии

Марка сплава	Содержание, %		$\sigma_{в1}$ МПа	δ , %
	Mg	Mn		
АМц	<0,2	1,0-1,6	130	23
АМг1	0,7-1,6	<0,2	110	28
АМг2	1,8-2,6	0,3-0,6	200	23
АМг3	3,2-3,8	0,3-0,6	220	23
АМГ4	4,8-5,8	0,3-0,8	300	20
АМГ5	5,8-6,8	0,5-0,8	340	18

Рис. 28. Диаграммы состояния и свойства термически не упрочняемых сплавов.

Прочность этих сплавов повышается только в результате деформации в холодном состоянии. Чем больше степень деформации, тем значительно растет прочность и снижается пластичность. В зависимости от степени упрочнения различают сплавы нагартованные и полунатертованные (АМгЗП). Эти сплавы применяют для изготовления различных сварных емкостей для горючего, азотной и других кислот, мало- и средненагруженных конструкций.

7.6. Деформируемые сплавы, упрочняемые термообработкой

К таким сплавам относятся дуралюмины (сложные сплавы систем алюминий–медь–магний или алюминий–медь–магний–цинк). Они имеют пониженную коррозионную стойкость, для повышения которой вводится марганец.

Дюралюмины обычно подвергаются закалке с температуры 500^оС и естественному старению, которому предшествует двух-, трехчасовой инкубационный период. Максимальная прочность достигается через 4...5 суток.

Широкое применение дюралюмины находят в авиастроении, автомобилестроении, строительстве.

Наличие в дуралюминах меди, магния, марганца и примесей (десятые доли процента) кремния и железа приводит к образованию ряда растворимых при нагреве (упрочняющих) фаз - CuAl_2 , Mg_2Si , Al_2CuMg (так называемая фаза S) и практически не растворимых, например $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$, AlFeSiMn .

Микроструктура дуралюмина после отжига состоит из твердого раствора и включений различных фаз (рис. 29,а).

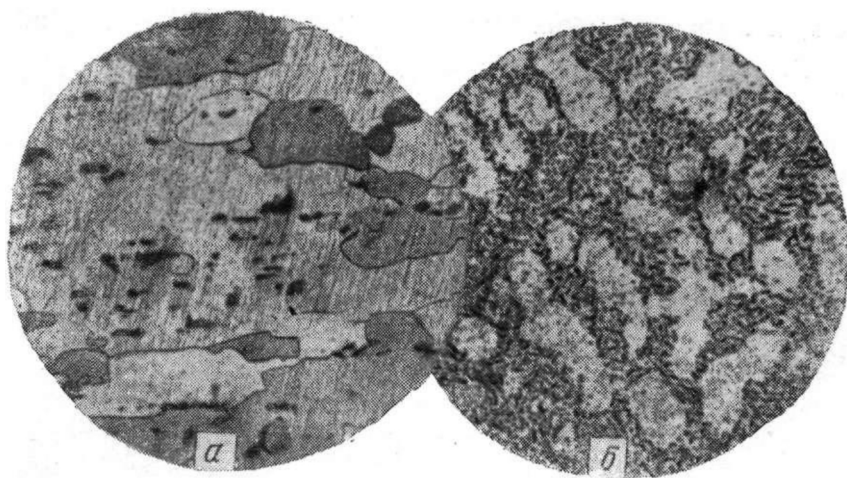


Рис.29. Микроструктура дуралюмина Д16:

а - отожженного; X 1000; на фоне твердого раствора видны частицы упрочняющих фаз CuAl_2 (серые) и S-фазы темные);

б - закаленного и искусственно состаренного; X 1000; по границам и внутри зерен α -твердого раствора видны серые включения CuAl_2 и темные фазы S.

При нагреве приблизительно до 500^оС упрочняющие фазы растворяются в α -растворе, а быстрое охлаждение в воде (закалка) позволяет зафиксировать пересыщенный твердый раствор. Микроструктура дуралюмина после закалки состоит из зерен пересыщенного твердого α -раствора и включений, не растворимых в твердом растворе при нагреве фаз (железистых и марганцовистых соединений), микроструктура не изменяется после естественного старения. После искусственного старения по границам и внутри зерен α -твердого раствора выделяются включения CuAl_2 и фазы S (рис. 29, б).

В закаленном состоянии дуралюмины пластичны и легко деформируются. После закалки и естественного или искусственного старения прочность дуралюмина резко повышается. Максимум прочности получается после естественного старения. При искусственном старении сплав упрочняется тем

быстрее, чем выше температура старения, но максимум прочности при этом получается более низким.

Период, при котором после закалки дуралюмина упрочнение не наступает, сравнительно невелик и оставляет 1-6 ч. В это время и должны проводиться все операции холодной деформации (штамповка, высадка, расклепка и т. п.)

Особенностью термической обработки дуралюминов является узкий интервал температуры нагрева под закалку- $\pm 5^\circ\text{C}$ (например, для дуралюминов Д16, Д18, ВД17 $495-505^\circ\text{C}$, для дуралюмина Д1 $500-510^\circ\text{C}$, для дуралюмина В65 - $515-525^\circ\text{C}$). Указанные температуры нагрева необходимо строго соблюдать при закалке дуралюминов, так как нагрев до температур выше или ниже рекомендованного интервала приводит к значительному снижению прочности и пластичности.

Снижение механических свойств дуралюмина при нагреве до температуры выше допустимых пределов связано с оплавлением эвтектики, сопровождающимся по границам зерен окислением металла, т. е. происходит пережог. При нагреве до температуры ниже допустимых пределов не произойдет максимального растворения упрочняющих фаз.

Вследствие узкого предела допустимых температур нагрева дуралюминов под закалку применяемые печи должны обеспечивать равномерность нагрева и перепад температур, не превышающий интервала температур закалки. Этим требованиям удовлетворяют соляные (селитряные) ванны и электрические печи с принудительной циркуляцией воздуха.

Нагретые алюминиевые сплавы (после выдержки при температуре закалки) охлаждают в холодной воде с температурой не выше $30-40^\circ\text{C}$ с быстрым их переносом из печи (ванны) в закалочный бак. Такие условия охлаждения необходимы для того, чтобы зафиксировать в сплаве твердый раствор и получить в дальнейшем (при старении) необходимое упрочнение, а также для предотвращения межкристаллитной коррозии, склонность к которой повышается даже при незначительном распаде твердого раствора с выделением избыточных фаз по границам зерен.

Высокопрочными стареющими сплавами являются сплавы, которые кроме меди и магния содержат цинк. Сплавы В95, В96 имеют предел прочности около 650 МПа. Основной потребитель – авиастроение (обшивка, стрингеры, лонжероны).

Ковочные алюминиевые сплавы АК6-АК8 применяются для изготовления поковок. Поковки изготавливаются при температуре $380...450^\circ\text{C}$, подвергаются закалке от температуры $500...560^\circ\text{C}$ и старению при $150...165^\circ\text{C}$ в течение 6...15 часов. В состав алюминиевых сплавов дополнительно вводят никель, железо, титан, которые повышают температуру рекристаллизации и жаропрочность до 300°C . Изготавливают поршни, лопатки и диски осевых компрессоров, турбореактивных двигателей.

7.7.Литейные алюминиевые сплавы

К литейным сплавам относятся сплавы системы алюминий–кремний (силумины), содержащие 10...13 % кремния (рис.30).

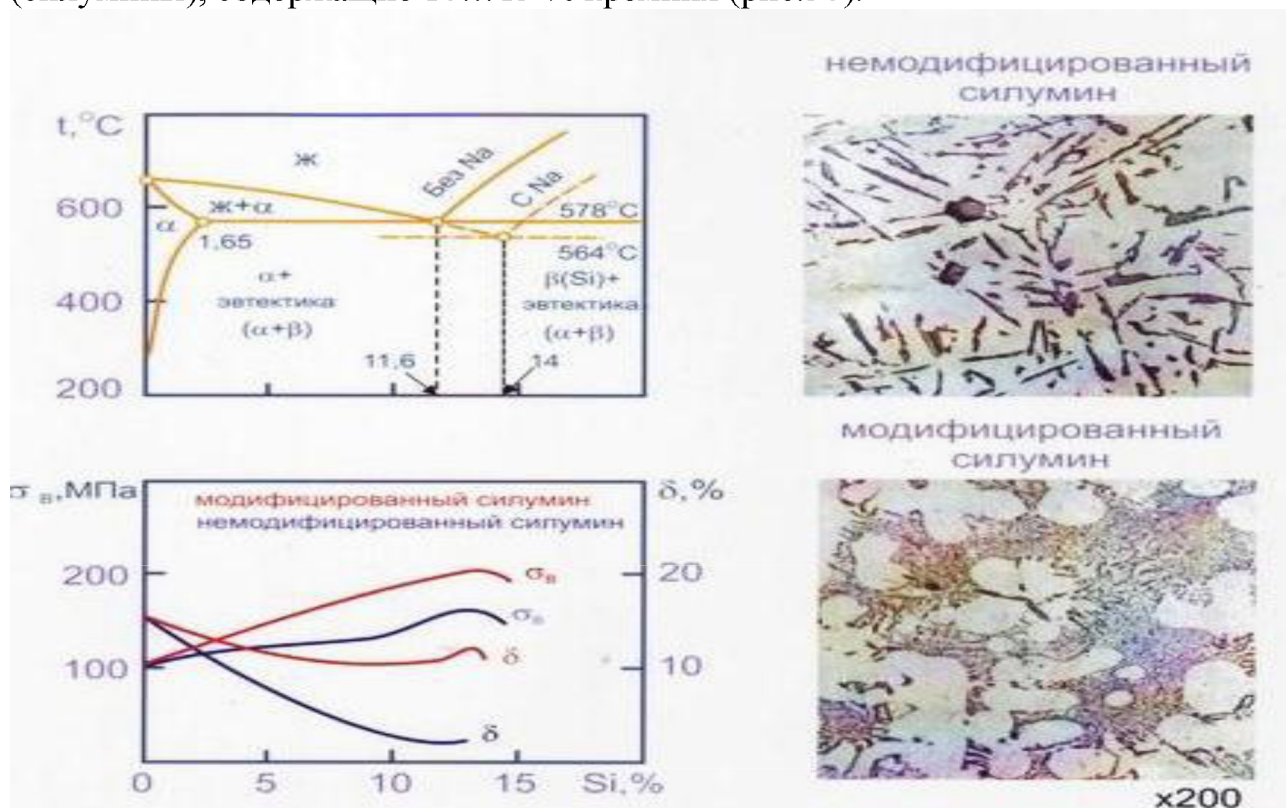


Рис. 30. Диаграмма состояния и микроструктура сплавов Al – Si

Присадка к силуминам магния, меди содействует эффекту упрочнения литейных сплавов при старении. Титан и цирконий измельчают зерно. Марганец повышает антикоррозионные свойства. Никель и железо повышают жаропрочность.

Литейные сплавы маркируются от АЛ2 до АЛ20. Силумины широко применяют для изготовления литых деталей приборов и других средне- и малонагруженных деталей, в том числе тонкостенных отливок сложной формы.

Для литейных алюминиевых сплавов используют различные виды термической обработки в зависимости от химического состава сплава и назначения литых деталей. Виды термической обработки имеют условные обозначения: Т1 - искусственное старение без предварительной закалки; Т2 - отжиг; Т3 - закалка; Т4 - закалка и естественное старение; Т5 - закалка и частичное (неполное) искусственное старение; Т6 - закалка и полное искусственное старение; Т7 - закалка и стабилизирующий отпуск; Т8 - закалка и смягчающий отпуск.

Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов по сравнению с термической обработкой деформированных сплавов имеет ряд особенностей, что объясняется различным химическим составом, а также тем, что у литейных сплавов структура более крупнозернистая, чем у деформированных.

Температура нагрева под закалку у литейных сплавов несколько выше, чем у деформированных. Выдерживать отливки при этой температуре надо более длительное время. Это необходимо для того, чтобы растворить интерметаллические соединения, обычно выделяющиеся по границам зерен, и обеспечить уменьшение ликвации сплава. При закалке литейные сплавы выдерживают при температуре нагрева от 2 до 20 ч. Охлаждают литейные сплавы при закалке в холодной и нагретой (50-100В° С) воде, а также и в масле. Для упрочнения литейные алюминиевые сплавы подвергают (так же как и деформируемые) закалке с получением пересыщенного твердого раствора и искусственному старению (по режимам Т5 и Т6) с выделением упрочняющих фаз, а также (в отличие от деформируемых сплавов) только закалке без старения с получением в закаленном состоянии устойчивого твердого раствора.

Все применяемые алюминиевые сплавы по химическому составу и комплексу свойств можно разделить на пять основных групп:

1. Сплавы на основе систем Al - Si и Al - Si - Mg, отличающиеся хорошими литейными свойствами и высокой герметичностью.
2. Сплавы на основе системы Al - Si - Си - Mg с хорошими литейными свойствами, высокими значениями пределов прочности и текучести при комнатной и повышенных температурах.
3. Сплавы на основе систем Al - Си и Al - Си - Mn - высокопрочные жаропрочные сплавы.
4. Сплавы на основе системы Al - Mg - высокопрочные коррозионостойкие сплавы.
5. Сплавы на основе системы алюминий - прочие компоненты (в том числе никель, цинк, железо).

К наиболее типичным сплавам первой группы относятся сплавы АЛ12, АЛ4, АЛ9, АЛ34, ВАЛ5, которые характеризуются более высоким содержанием кремния, чем ряд сплавов остальных четырех групп.

В этих сплавах содержится большое количество (50-75%) эвтектики, что обуславливает высокие литейные свойства: высокую жидкотекучесть, пониженную линейную усадку. Поэтому при литье сложнофасонных крупногабаритных деталей они не проявляют склонности к образованию горячих трещин. Сплавы первой группы по коррозионной стойкости превосходят сплавы второй, третьей и пятой групп, но уступают им по жаропрочности.

Ко второй группе сплавов относятся сплавы АЛ3, АЛ5, АЛ6, 8124, АЛ32, АЛ4М.

Эти сплавы (за исключением сплавов АЛ3 и АЛ5) также отличаются высоким содержанием кремния, следовательно, обладают хорошими литейными свойствами. К преимуществу этих сплавов по отношению к сплавам первой группы следует отнести лучшую обрабатываемость режущим инструментом и повышенную жаропрочность. Однако их коррозионная стойкость понижается с увеличением содержания меди; при этом жаропрочность и прочность при комнатной температуре повышаются, пластичность понижается.

К сплавам третьей группы относятся сплавы АЛ7, АЛ19, ВАЛ10, ВАЛ1 АЛ33.

Особенностью этих сплавов является сравнительно высокий уровень жаропрочности. По жаропрочности их можно расположить в следующий восходящий ряд: АЛ7-ВАЛ10-АЛ19-ВАЛ1. Сплавы АЛ19 и ВАЛ10 являются высокопрочными сплавами с повышенной пластичностью. Однако все эти сплавы по коррозионной стойкости уступают всем сплавам других четырех групп.

К сплавам четвертой группы относятся сплавы АЛ8, АЛ13, АЛ22, АЛ23, АЛ23-1, АЛ27, АЛ27-1, из которых наибольшую прочность имеет сплав АЛ27 - 1, а наиболее высокие литейные свойства - сплав АЛ22. Все сплавы четвертой группы имеют высокую коррозионную стойкость в морской среде, а также в тропических условиях с максимальной влажностью. К преимуществам этих сплавов также следует отнести хорошую обрабатываемость их режущим инструментом. При полировке отливок из сплавов АЛ8 и АЛ27-1 можно получать зеркальную поверхность с высокой отражательной способностью.

К недостаткам этих сплавов следует отнести низкую жаропрочность: по жаропрочности они занимают последнее место из всех стандартных алюминиевых сплавов.

К пятой группе относятся сплавы АЛ1, АЛ10В, АЛ11, АЛ21, АЛ24, АЛ25, АЛ30, из которых сплав АЛ25 наиболее широко применяется для изготовления деталей тракторных моторов, а сплав АЛ30 для изготовления деталей автомобильных моторов.

По уровню жаропрочности сплавы АЛ25 и АЛ30 практически одинаковы. Однако поршни из сплава АЛ25 значительно дешевле, чем поршни из сплава АЛ30, так как поршни из сплава АЛ25 изготавливаются из менее чистых по содержанию примесей шихтовых материалов, чем поршни из сплава АЛ30.

Механические свойства и микроструктура всех литейных алюминиевых сплавов определяются способом литья и применяемой термической обработкой. Целью термической обработки деталей из литейных алюминиевых сплавов является получение определенных свойств воздействием соответствующих температур, времени выдержки при этой температуре, а также скорости охлаждения.

В зависимости от природы сплавов и назначения деталей могут быть применены различные виды термической обработки.

8.Титан и его сплавы

8.1. Легирование титановых сплавов

Титан является переходным металлом и имеет недостроенную d-оболочку. Он находится в четвертой группе периодической таблицы Менделеева, имеет атомный номер 22, атомную массу 47,90. Температура плавления титана, полученного методом иодидного рафинирования, равна $1665 \pm 5^\circ\text{C}$.

Титан является металлом, имеющим полиморфное превращение при температуре 882°C ., и существует в двух аллотропических формах. Ниже этой температуры устойчива гексагональная плотноупакованная кристаллическая решетка α -модификация титана, а выше – объемно центрированная кубическая (о. ц. к.) решетка β -титана.

Для получения сплавов титан легируют различными металлами: алюминием, марганцем, хромом, молибденом, ванадием и др. Легирование изменяет положение температуры аллотропического превращения титана α - β (рис.).



Рис. 31. Схема влияния легирующих элементов и примесей на температуру аллотропического превращения титана

Элементы, повышающие температуру (α - β)-превращения (рис.31, а), способствуют стабилизации α - твердого раствора и называются α - стабилизаторами (алюминий, кислород, азот).

Элементы, понижающие температуру (α - β) превращения (рис.31, б, в), способствуют стабилизации β -твердого раствора и называются β - стабилизаторами (молибден, ванадий, ниобий, хром, марганец, железо).

В сплавах титана с хромом, марганцем, железом происходит эвтектоидный распад β - фазы (рис.31, в) с образованием α и γ - фаз (обычно раствор на основе интерметаллида TiX).

Наиболее важным элементом является алюминий: он содержится во всех сплавах. Алюминий увеличивает прочность, жаропрочность и сопротивляемость титановых сплавов окислению при высоких температурах. Другие элементы, стабилизирующие α - фазу (кислород, азот), влияют

положительно (увеличивая прочность) только при очень небольшом их количестве - до 0,15% O₂ и 0,04% N₂ (рис.32). Большее содержание этих элементов вызывает хрупкость в сплавах. Для получения в титановых сплавах ($\alpha+\beta$) или β - структуры их легируют в определенном количестве α - стабилизатором (алюминием) и β -стабилизаторами (хромом, молибденом, ванадием и др.).

Алюминий практически применяется почти во всех промышленных сплавах, так как является наиболее эффективным упрочнителем, улучшая прочностные и жаропрочные свойства титана. В последнее время наряду с алюминием в качестве легирующих элементов применяют цирконий и олово.

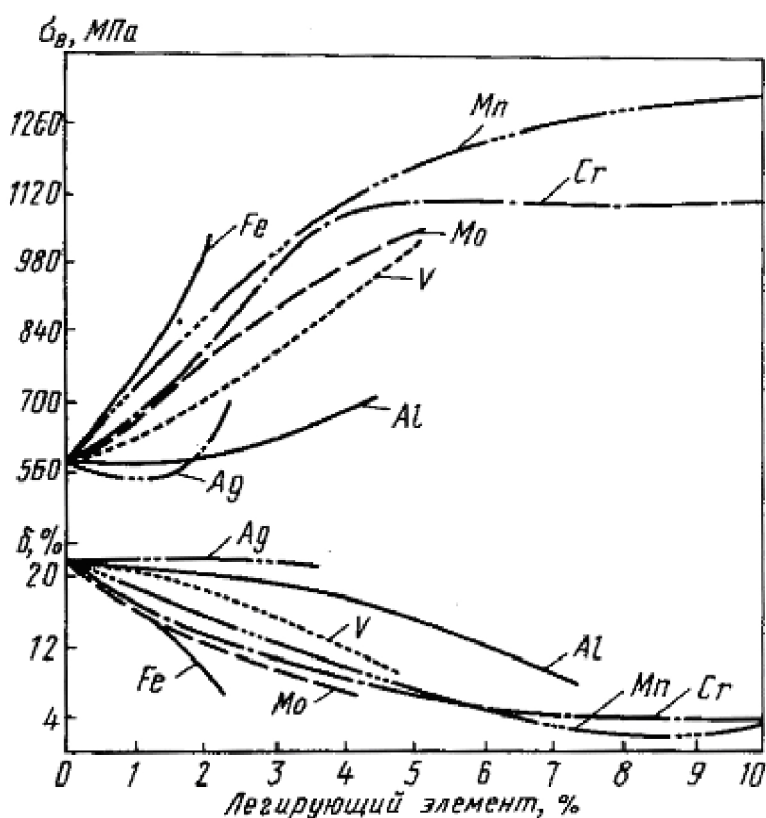


Рис. 32. Влияние легирующих элементов на механические свойства титана

Цирконий положительно влияет на свойства сплавов при повышенных температурах, образует с титаном непрерывный ряд твердых растворов на основе β - титана и не участвует в упорядочении твердого раствора.

Олово, особенно в сочетании с алюминием и цирконием, повышает жаропрочные свойства сплавов.

Преимущество титановых сплавов с α -структурой в высокой термической стабильности, хорошей свариваемости и высоком сопротивлении окислению. Однако, сплавы типа α чувствительны к водородной хрупкости вследствие малой растворимости водорода в α -титане и не поддаются упрочнению термической обработкой. Высокая прочность, полученная за счет легирования,

сопровождается низкой технологической пластичностью этих сплавов, что вызывает ряд трудностей в промышленном производстве.

Для повышения прочности, жаропрочности и технологической пластичности титановых сплавов типа α в качестве легирующих элементов наряду с α -стабилизаторами применяются элементы, стабилизирующие β -фазу.

Элементы из группы β -стабилизаторов упрочняют титан, образуя α и $\alpha+\beta$ твердые растворы. В зависимости от содержания указанных элементов можно получить сплавы с α и $\alpha+\beta$ структурой.

Таким образом, по структуре титановые сплавы условно делятся на три группы: сплавы со структурой α -твердого раствора; сплавы со смешанной структурой ($\alpha+\beta$)-твердого раствора и сплавы со структурой β -твердого раствора. Термической обработкой упрочняются ($\alpha+\beta$) и β сплавы, а α -сплавы не упрочняются. Химический состав некоторых промышленных титановых сплавов приведен в табл. 19.

Таблица 3

Химический состав (%) титановых сплавов (остальное титан)

Марка сплава	Структурная группа	Al	V	Mo	Cr	Si	Другие элементы
BT1 * Технический титан							
BT5 OT4 AT3	α	4,3—6,2 3,5—5,0 2,5—3,5	— — —	— — —	— — 0,4—0,9	— — 0,25—0,60	— 0,8—2,0 Mn 0,01 B; 0,25—0,60 Fe
BT6 BT8	$\alpha+\beta$	5,5—7,0 6,0—7,3	4,2—6,0 —	— 2,8—3,8	— —	— 0,20—0,40	— —
BT14 BT3-1		4,5—6,3 5,5—7,0	0,9—1,9 —	2,5—3,8 2,0—3,0	— 1,0—2,5	— 0,15—0,40	— 0,2—0,7 Fe
BT22		4,0—5,7	4,0—5,5	4,0—5,5	0,5—2,0	—	0,5—1,5 Fe
BT15	β	2,3—3,6	—	6,8—8,0	9,5—11,0	—	—

* В зависимости от количества примесей различают титан марок BT1-00 (наиболее чистый), BT1-1, BT1-2.

В

структуре каждой группы могут присутствовать интерметаллидные фазы.

Для повышения прочности и жаростойкости α -сплавы можно легировать также растворимыми в α -фазе β -стабилизирующими металлами, например ванадием, ниобием, танталом и серебром, которые повышают жаропрочность этих сплавов; α -сплавы с добавкой β -стабилизаторов называют псевдо- α сплавами или мартенситными, так как при резком охлаждении они образуют мартенситную структуру.

Преимущество двухфазных $\alpha+\beta$ сплавов – способность упрочняться термической обработкой (закалкой и старением), что позволяет получить

существенный выигрыш в прочности и жаропрочности.

8.2. Термообработка титановых сплавов

Титановые сплавы подвергают рекристаллизационному отжигу и отжигу с фазовой перекристаллизацией, закалке и старению. Для повышения износостойкости и задиристости титановые сплавы подвергают азотированию, цементации или окислению.

Рекристаллизационный отжиг применяют для титана и α -сплавов для снятия наклепа после их холодной обработки давлением. Температура рекристаллизационного отжига 520- 850°С в зависимости от химического состава сплава (легирующие элементы повышают температуру рекристаллизации) и вида полуфабриката (более низкая температура для листов, более высокая для прутков, поковок, штампованных деталей).

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 при отжиге 750-950В° С (в зависимости от сплава).

При простом отжиге $((\alpha+\beta)$ сплавов их нагревают до температуры отжига, выдерживают и медленно охлаждают. Образующаяся при нагреве β - фаза (иногда с остаточной α -фазой) при медленном охлаждении распадается с выделением α -фазы, в результате чего образуется структура α и β -фаз, близкая к равновесной.

При изотермическом отжиге после выдержки при температуре отжига детали охлаждают до 500-650В° С (в зависимости от сплава) в той же печи или переносят в другую печь и выдерживают определенное время, необходимое для распада β - фазы, и охлаждают на воздухе. При изотермическом отжиге сокращается продолжительность отжига, а пластичность получается более высокой.

При двойном отжиге детали нагревают до температуры отжига, выдерживают и охлаждают на воздухе. Затем повторно нагревают до 500-650° С, выдерживают и охлаждают на воздухе. Двойной отжиг по сравнению с изотермическим отжигом повышает предел прочности при незначительном снижении пластичности и сокращает длительность обработки. При двойном отжиге распад β - фазы происходит при охлаждении на воздухе от температуры первого отжига и в процессе второго отжига, который в данном случае является фактически старением; образующиеся мелкодисперсные продукты распада упрочняют сплав.

Титановые сплавы, содержащие β -стабилизатор, подвергают упрочнению термической обработкой - закалкой и старением. Схема превращений при закалке титановых сплавов в зависимости от содержания β - стабилизатора приведена на рис. 136.

Рассмотрим превращения, происходящие в титановых сплавах с различным содержанием β - стабилизатора при быстром охлаждении (закалке) от температур выше линии ac_4 при которых сплавы имеют структуру устойчивой β - фазы (рис.33).

При концентрации β -стабилизатора меньше концентрации в точке c_1 при температурах на линии Mn в сплавах начинается (например, в сплаве I-I при температуре t_1) и при температурах на линии Mk заканчивается (в сплаве I-I при температуре t_2) мартенситное превращение β - фазы в α' - фазу (β - β') с образованием структуры α' - фазы.

При концентрации β - стабилизатора от концентрации в точке c_1 до концентрации в точке c_2 процесс протекает так же, как для сплавов при концентрации β - стабилизатора меньше концентрации в точке c_1 с той разницей, что вместо α' - фазы образуется α'' - фаза (β - α'') и это превращение начинается (в сплаве II-II при температуре t_3) и заканчивается (в сплаве II-II при температуре t_4) при более низких температурах.

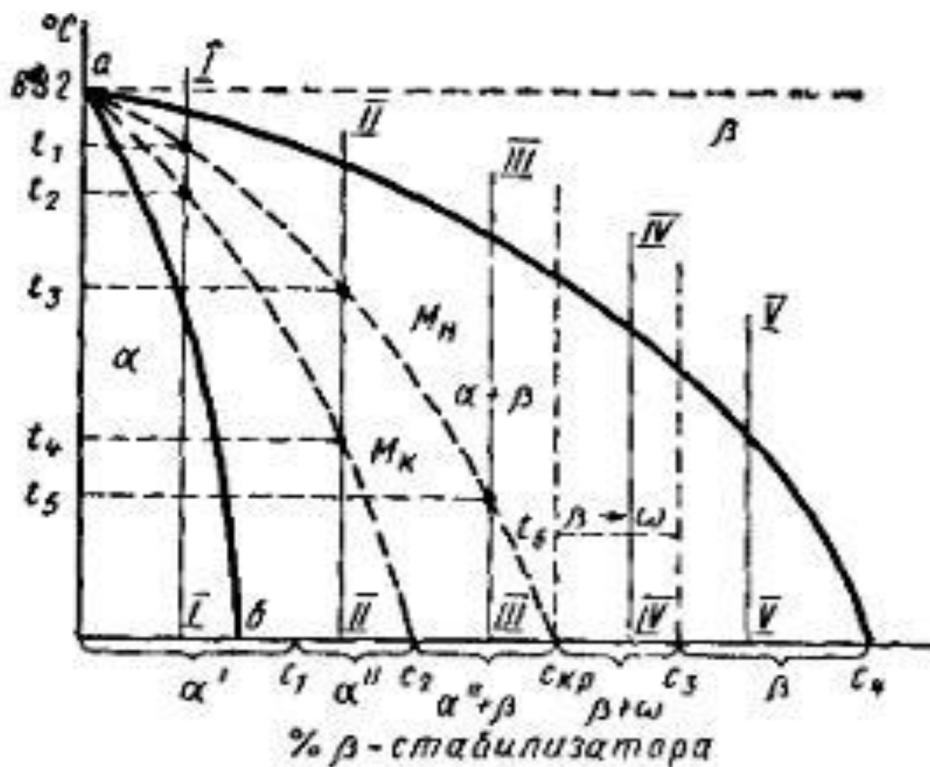


Рис. 33. Схема превращений при закалке титановых сплавов в зависимости от содержания β -стабилизатора

При концентрации β -стабилизатора от концентрации в точке c_2 до концентрации в точке $c_{кр}$ при температурах на линии Mn в сплавах начинается (в сплаве III-III при температуре t_5) мартенситное превращение, но при понижении температуры не заканчивается. Следовательно, при температурах на линии Mn (в сплаве III-III при температуре t_5 β - фаза только частично превращается в β'' -фазу и образуется структура $\alpha''+\beta$. Сохранившаяся β - фаза является нестабильной $\beta_{нест}$.

При концентрации β -стабилизатора от концентрации в точке $S_{кр}$ до концентрации в точке c_3 при температуре в точке t_6 (например, в сплаве IV-IV) внутри β -твердого раствора образуется ω -фаза. Это превращение никогда не доходит до конца, и поэтому сплав состоит из $\beta_{мет} + \omega$. При концентрации β -стабилизатора от концентрации в точке c_3 до концентрации в точке c_4 при закалке фиксируется нестабильная β - фаза (например, в сплаве V-V). При концентрации β - стабилизатора больше концентрации в точке c_4 сохраняется стабильная β - фаза.

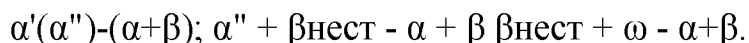
При закалке титановых сплавов от температур ниже линии ac_4 (но выше ab), т. е. из $(\alpha + \beta)$ -области, в β -фазе произойдут те же превращения, какие протекают в данном сплаве при его закалке с нагревом до температур выше линии ac_4 , но в структуре сохранится также еще и α - фаза. Как видно из рассмотренных выше превращений, при закалке титановых сплавов в зависимости от содержания β -стабилизатора образуются фазы α' , α'' , ω и $\beta_{нест}$. Эти фазы образуются из β - фазы в результате бездиффузионного (мартенситного) превращения.

Фаза α' представляет собой пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -титане; как и α -фаза, она имеет гексагональную кристаллическую решетку (несколько искаженную подобно мартенситу в сталях) и игольчатую микроструктуру; по сравнению с α -фазой β' -фаза несколько тверже и прочнее; образуется в титановых сплавах с малой концентрацией легирующих элементов. Фаза α'' представляет собой, подобно α' -фазе, пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -титане, но по сравнению с α' -фазой более пересыщена, так как образуется в сплавах с большей концентрацией легирующих элементов; кристаллическая решетка α'' - фазы ромбическая. Эта фаза образуется только в титановых сплавах, легированных такими элементами (Mo, V, Nb и др.), атомные радиусы которых близки к атомному радиусу титана; как и α' -фаза, она имеет игольчатое строение, а твердость и прочность ее значительно ниже.

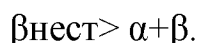
Фаза ω представляет собой соединение электронного типа (с электронной концентрацией, близкой к 4,2 электрона на атом) с искаженной гексагональной кристаллической решеткой, когерентно связанной с решеткой β -фазы (так как превращение β - ω со никогда не доходит до конца). Подобно α' - и α'' -фазам превращение β - ω происходит без диффузионным путем, но образующаяся структура не имеет игольчатого строения. При наличии ω -фазы повышается твердость, но резко снижается пластичность сплавов, поэтому следует применять режимы, исключаящие образование при термической обработке ω -фазы, охрупчивающей сплав. Нестабильная β -фаза ($\beta_{нест}$), фиксируемая с высокой температуры, представляет собой пересыщенный твердый раствор на основе β -титана.

Образовавшиеся в результате закалки метастабильные фазы α' , α'' , ω и $\beta_{нест}$. При последующем нагреве переходят в более стабильные дисперсные структуры. На процесс старения и получаемые при этом результаты влияют состав сплава, его структура после закалки, температура и длительность

старения. При старении α -сплавов со структурой после закалки α' -фазы происходит превращение α' - α . При старении $(\alpha+\beta)$ - сплавов в зависимости от структуры, полученной после закалки, происходят следующие превращения:



При старении β -сплавов происходит распад $\beta_{\text{нест}}$ фазы на α и β -фазы:



Распад β -фазы в $(\alpha+\beta)$ - и β -сплавах по схеме $\beta_{\text{нест}} > \alpha+\beta$ происходит во время старения при температурах выше 450°C (для большинства сплавов). При более низких температурах распад β -фазы происходит с образованием ω -фазы: $\beta_{\text{нест}} - \beta_{\text{нест}}+\omega$, а если после закалки получена структура $\beta_{\text{нест}}+\omega$, то старение при низких температурах приводит к возрастанию количества ω -фазы. Так как наличие ω -фазы вызывает охрупчивание сплава, старения при низких температурах избегают.

Длительность старения при выбранной температуре влияет следующим образом: вначале твердость повышается (образование дисперсных частиц α -фазы), достигает максимума, а затем снижается (коагуляция частиц α -фазы). Изменение структуры сплавов при старении, как результат распада пересыщенного твердого раствора с выделением дисперсных частиц α -фазы (а в сплавах с β -эвтектоидным стабилизатором интерметаллидов TiX), вызывает упрочнение сплава. Наибольший эффект упрочнения получается при распаде β -фазы.

Закалка и старение α -сплавов (ВТ5, ОТ4 и др.) почти не изменяют механических свойств, и поэтому сплавы этой группы подвергают только отжигу. Закалкой и старением $(\alpha+\beta)$ -сплавов (ВТ3-1, ВТ6, ВТ8 и др.) можно получить значительное упрочнение. Эти сплавы закалывают из двухфазной $(\alpha+\beta)$ -области ($800-920^\circ \text{C}$ в зависимости от сплава) и подвергают старению при температурах $450-550^\circ \text{C}$ от 2 до 16 ч. С повышением температуры закалки увеличивается прочность и снижается пластичность. Хорошее сочетание прочности и пластичности достигается старением при $500-550^\circ \text{C}$. Например, сплав ВТ3-1 после закалки в воде от 835°C и последующего старения при 500°C имеет $\sigma_{\text{в}} = 150 \text{ кгс/мм}^2$ (1500 МН/м^2), $\delta = 7\%$, $\psi = 17\%$.

Сплавом р является сплав ВТ15, упрочнение которого проводят закалкой в воде от 800°C с последующим двойным старением при $480-500^\circ \text{C}$ 16-25 ч и при 560°C 15 мин. После двойного старения сплав более пластичен (устранение ω -фазы при втором старении при 560°C): $\sigma_{\text{в}} = 125-135 \text{ кгс/мм}^2$ ($1250-1350 \text{ МН/м}^2$) и $\delta = 9-11\%$, а после такого же режима, но без второго старения $\sigma_{\text{в}} = 145-150 \text{ кгс/мм}^2$ ($1450-1500 \text{ МН/м}^2$), $\delta = 3-4\%$.

Азотирование.

Из всех видов химико-термической обработки титановых сплавов наибольшее распространение получило азотирование, осуществляемое в среде азота или в смеси азота и аргона при температурах 850-950° С в течение 10-50 ч. Микроструктура азотированного слоя состоит из хрупкой зоны нитридов (на поверхности) толщиной 5-20 мкм и глубже расположенной зоны твердого раствора азота в α -титане (толщиной 0,1- 0,15 мм) с твердостью HV 800-1000. Хрупкую поверхностную нитридную зону удаляют шлифованием.

Детали из титановых сплавов после азотирования обладают хорошими антифрикционными свойствами, повышенным пределом выносливости, коррозионной стойкостью и высокой износостойкостью.

8.3. Применение титановых сплавов

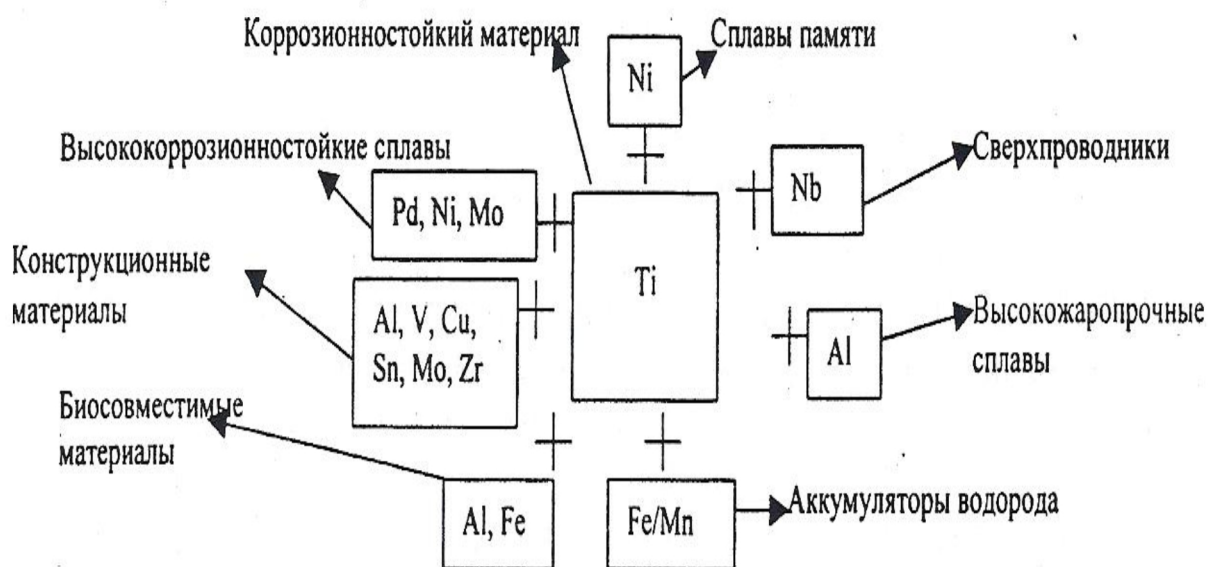


Рис. 34. Основные области применения титановых сплавов.

Одним из важных преимуществ титановых сплавов перед алюминиевыми и магниевыми сплавами является жаропрочность, которая в условиях практического применения с избытком компенсирует разницу в плотности (магний 1,8, алюминий 2,7, титан 4,5). Превосходство титановых сплавов над алюминиевыми и магниевыми сплавами особенно резко проявляется при температурах выше 300°С. Так как при повышении температуры прочность алюминиевых и магниевых сплавов сильно уменьшается, а прочность титановых сплавов остается высокой.

Титановые сплавы по удельной прочности т.е. прочности, отнесенной к плотности, превосходят большинство нержавеющей и теплостойких сталей при температурах до 400°С – 500°С. Если учесть к тому же, что в большинстве случаев в реальных конструкциях не удается полностью использовать прочность сталей из-за необходимости сохранения жесткости или

определенной аэродинамической формы изделия (например, профиль лопатки компрессора), то окажется, что при замене стальных деталей титановыми. можно получить значительную экономию в массе.

9.Магний и его сплавы

Магний – очень легкий металл, его плотность – 1,74 г/см³. Температура плавления – 650оС. Магний имеет гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку. Очень активен химически, вплоть до самовозгорания на воздухе. Механические свойства технически чистого магния (Mg1): предел прочности – 190 МПа, относительное удлинение – 18 %, модуль упругости – 4500 МПа.

Магний относится к числу металлов, промышленное использование и производство которого стало развиваться около ста лет назад. Основными его достоинствами являются сравнительно низкая плотность (1,74 г/см куб.), удовлетворительная устойчивость в воздухе и некоторых других средах, высокая активность в качестве восстановителя в химических процессах, а также хорошая способность сплавляться с другими металлами.

Чистый металлический магний используется в основном в качестве легирующей добавки в сплавах на основе алюминия, титана и некоторых других металлов. В черной металлургии магний довольно широко применяется для глубокой десульфурации чугуна и стали, а также для улучшения свойств чугуна путем сфероидизации графита. Кроме того, магний является незаменимым восстановителем, в первую очередь в производстве титановой губки.

Магниевого сплавы широко используются в современной технике, в первую очередь, благодаря низкой плотности, что позволяет существенно снизить вес изделий и конструкций. Например, разработанные в последние годы промышленные магниевые сплавы, содержащие литий, имеют плотность 1,35-1,6 г/см куб. при достаточно высоких прочностных свойствах и хорошем модуле упругости. Кроме того, сплавы магния химически устойчивы в щелочах, минеральных маслах, фторсодержащих газовых средах. Из-за высокого электрического потенциала эти сплавы используются в качестве протекторов при электрохимической защите стальных конструкций от коррозии в морской воде и подземных сооружениях.

Предварительные исследования показали, что магниевые сплавы обладают повышенной способностью аккумулировать водород, который рассматривается как возможная альтернатива углеводородному сырью в будущем, и поэтому являются весьма перспективными материалами для его накопления и хранения в специальных устройствах. К особым физическим свойствам магниевых сплавов относится их способность эффективно поглощать упругие колебания (демпфирующая способность), что обеспечивает большую устойчивость при ударных нагрузках и снижает чувствительность к возникновению резонансных

явлений. Магний имеет сравнительно низкий коэффициент поглощения тепловых нейтронов, что в сочетании с хорошей теплопроводностью и слабым взаимодействием с ядерным топливом обуславливает его применение в качестве оболочек тепловыделяющих элементов ядерных реакторов. В сравнительно небольшом объеме магниевые сплавы в последние годы нашли также применение в различных радиотехнических системах для изготовления звукопроводов ультразвуковых линий задержки электрических сигналов.

Основными магниевыми сплавами являются сплавы магния с алюминием, цинком, марганцем, цирконием. Сплавы делятся на деформируемые и литейные.

Сплавы упрочняются после закалки и искусственного старения. Закалку проводят от температуры 380...420оС, старение при температуре 260...300оС в течение 10...24 часов. Особенностью является длительная выдержка под закалку – 4...24 часа.

Деформируемые магниевые сплавы

Магний плохо деформируется при нормальной температуре. Пластичность сплавов значительно увеличивается при горячей обработке давлением (360...520оС). Деформируемые сплавы маркируют МА1, МА8, МА9, ВМ 5-1. Из деформируемых магниевых сплавов изготавливают детали автомашин, самолетов, прядильных и ткацких станков. В большинстве случаев эти сплавы обладают удовлетворительной свариваемостью.

Литейные магниевые сплавы

Литейные сплавы маркируются МЛЗ, МЛ5, ВМЛ–1. Последний сплав является жаропрочным, может работать при температурах до 300оС. Отливки изготавливают литьем в землю, в кокиль, под давлением. Необходимы меры, предотвращающие загорание сплава при плавке, в процессе литья.

Из литейных сплавов изготавливают детали двигателей, приборов, телевизоров, швейных машин.

Литейные и деформируемые магниевые сплавы в отечественных стандартах (ГОСТ) обозначаются следующим образом:

МЛ - магниевые литейные сплавы (ГОСТ 2856);

МА - магниевые деформируемые сплавы (ГОСТ 14957);

пч - повышенной чистоты;

он - общего назначения.

Литейные магниевые сплавы подразделяются в зависимости от способа литья: в песчаные формы, в кокиль, литье под давлением и др.

Деформируемые магниевые сплавы классифицируются следующим образом: сплавы для прессования,ковки,штамповки, для горячей и холодной прокатки.

Кроме того, литейные и деформируемые магниевые сплавы классифицируются по прочности при нормальных и повышенных температурах, коррозионной стойкости и плотности.

По уровню прочности и ряду других основных свойств (жаропрочности, плотности) магниевые деформируемые сплавы подразделяются на группы.

1. Сплавы средней прочности

МА1, МА2, МА8, МА8пч, МА2-1, МА2-1пч, МА20, МЛ3.

2. Сплавы высокой прочности

МА4, МЛ4пч, МЛ5, МЛ5пч, МЛ5он, МЛ6, МЛ8, МЛ12, МЛ15

МА5, МА14, МА15, МА19

3. Жаропрочные сплавы

МЛ9, МЛ10, МЛ11, МЛ19

МА11, МА12

4. Сплавы пониженной плотности, содержащие литий

МА18, МА21

По коррозионной стойкости во всех климатических атмосферных условиях магниевые сплавы можно разделить на 3 основные группы:

1. Повышенная

МЛ4пч, МЛ5пч

МА1, МА8, МА8пч, МА2-1пч

2. Удовлетворительная

МЛ3, МЛ4, МЛ5, МЛ6, МЛ8, МЛ9, МЛ10, МЛ11, МЛ12, МЛ19

МА2, МА2-1, МА5, МА12, МА14, МА15, МА18, МЛ15, МА19, МА20, МА21

3. Пониженная

МЛ5он

МА11

По степени свариваемости магниевые сплавы можно классифицировать:

1. Хорошая

МЛ9, МЛ10, МЛ11

МА2 МА2-1, МА2-1пч, МА11, МА18, МА20, МА21

2. Удовлетворительная

МЛ3, МЛ4, МЛ4пч, МЛ5, МЛ5пч, МЛ6, МЛ8, МЛ12, МЛ15

МА1, МА5, МАВ, МА11, МА15

3. Практически несвариваемые

МА14, МА19

10. Медь и ее сплавы

Медь это пластичный металл золотисто-розового цвета. Плотность 8,92 г/см³. Температура плавления (1083,4 С).

Кристаллическая решётка кубическая гранецентрированная

Медь отличается высокой пластичностью, хорошей тепло- и электропроводностью. Медь и ее сплавы имеют высокую коррозионную стойкость.

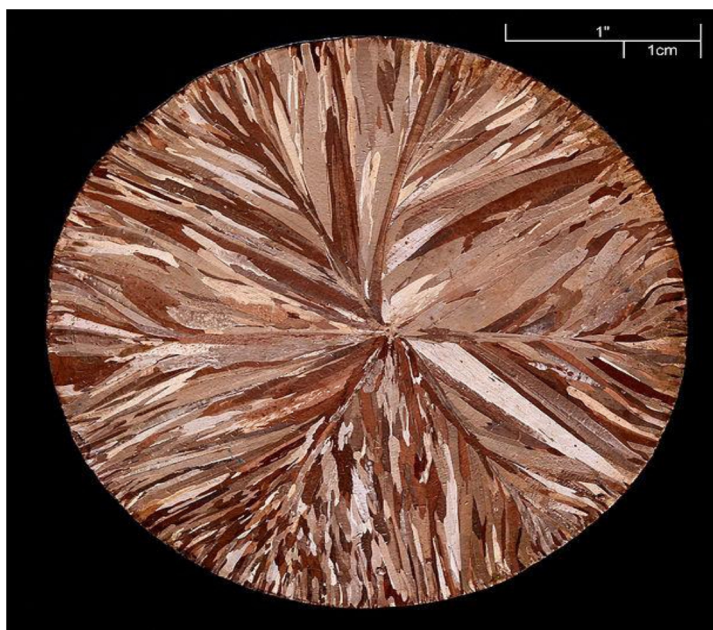


Рис. 35. Микроструктура литой меди

Основными сплавами меди являются бронзы и латуни.

10.1.Бронза

Бронза — сплав меди, обычно с оловом как основным легирующим элементом, но применяются и сплавы с алюминием, кремнием, бериллием, свинцом и другими элементами, за исключением цинка и никеля. Бронзы подразделяются на деформируемые и литейные.

При маркировке деформируемых бронз на первом месте ставятся буквы Бр, затем буквы, указывающие, какие элементы, кроме меди, входят в состав сплава. После букв идут цифры, показывающие содержание компонентов в сплаве. Например, марка БрОФ10-1 означает, что в бронзу входит 10 % олова, 1 % фосфора, остальное – медь.

Маркировка литейных бронз также начинается с букв Бр, затем указываются буквенные обозначения легирующих элементов и ставится цифра, указывающая его усредненное содержание в сплаве. Например, бронза БрОЗЦ12С5 содержит 3 % олова, 12 % цинка, 5 % свинца, остальное – медь.

Оловянные бронзы. При сплавлении меди с оловом образуются твердые растворы. Эти сплавы очень склонны к ликвации из-за большого температурного интервала кристаллизации. Благодаря ликвации сплавы с содержанием олова выше 5 % имеют в структуре эвтектоидную составляющую $\Xi(\alpha + \beta)$, состоящую из мягкой и твердой фаз. Такое строение является благоприятным для деталей типа подшипников скольжения: мягкая фаза обеспечивает хорошую прирабатываемость, твердые частицы создают износостойкость. Поэтому оловянные бронзы являются хорошими антифрикционными материалами. Оловянные бронзы имеют низкую объемную

усадку (около 0,8 %), поэтому используются в художественном литье. Наличие фосфора обеспечивает хорошую жидкотекучесть.

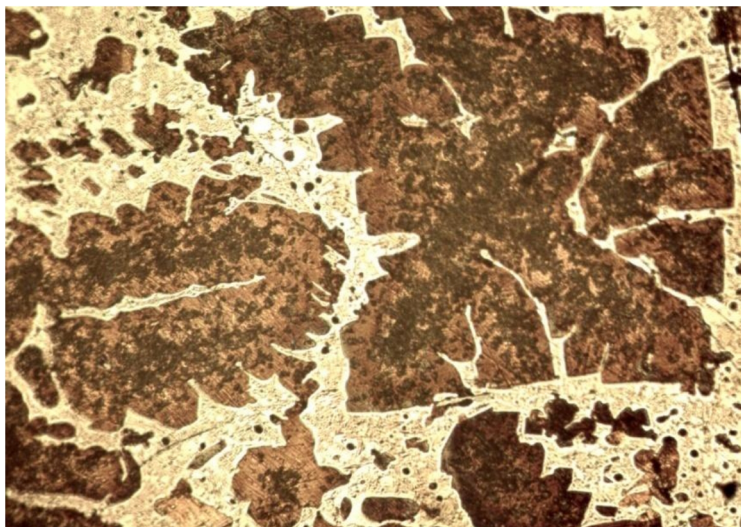


Рис. 36. Микроструктура оловянистой бронзы

Оловянные бронзы подразделяются на деформируемые и литейные. В деформируемых бронзах содержание олова не должно превышать 6 %, для обеспечения необходимой пластичности, БрОФ6,5-0,15. В зависимости от состава деформируемые бронзы отличаются высокими механическими, антикоррозионными, антифрикционными и упругими свойствами, и используются в различных отраслях промышленности. Из этих сплавов изготавливают прутки, трубы, ленту, проволоку.

Литейные оловянные бронзы, БрОЗЦ7С5Н1, БрО4Ц4С17, применяются для изготовления пароводяной арматуры и для отливок антифрикционных деталей типа втулок, венцов червячных колес, вкладышей подшипников.

Алюминиевые бронзы: БрАЖ9-4, БрАЖ9-4Л, БрАЖН10-4-4. Бронзы с содержанием алюминия до 9,4 % имеют однофазное строение α -твердого раствора. При содержании алюминия 9,4...15,6 % сплавы системы медь–алюминий двухфазные и состоят из α - и γ -фаз. Оптимальными свойствами обладают алюминиевые бронзы, содержащие 5...8 % алюминия. Увеличение содержания алюминия до 10...11 % вследствие появления λ -фазы ведет к резкому повышению прочности и сильному снижению пластичности. Дополнительное повышение прочности для сплавов с содержанием алюминия 8...9,5 % можно достичь закалкой. Положительные особенности алюминиевых бронз по сравнению с оловянными:

- меньшая склонность к внутрикристаллической ликвации;
- большая плотность отливок;
- более высокая прочность и жаропрочность;
- меньшая склонность к хладноломкости.

Основные недостатки алюминиевых бронз:

- значительная усадка;
- склонность к образованию столбчатых кристаллов при кристаллизации и росту зерна при нагреве, что охрупчивает сплав;
- сильное газопоглощение жидкого расплава;
- самоотпуск при медленном охлаждении;
- недостаточная коррозионная стойкость в перегретом паре.

Для устранения этих недостатков сплавы дополнительно легируют марганцем, железом, никелем, свинцом. Из алюминиевых бронз изготавливают относительно мелкие, но высокоответственные детали типа шестерен, втулок, фланцев литьем и обработкой давлением. Из бронзы БрА5 штамповкой изготавливают медали и мелкую разменную монету.

Кремнистые бронзы, БрКМцЗ-1, БрК4, применяют как заменители оловянных бронз. Они немагнитны и морозостойки, превосходят оловянные бронзы по коррозионной стойкости и механическим свойствам, имеют высокие упругие свойства. Сплавы хорошо свариваются и подвергаются пайке. Благодаря высокой устойчивости к щелочным средам и сухим газам, их используют для производства сточных труб, газо- и дымопроводов.

Свинцовые бронзы, БрС30, используют как высококачественный антифрикционный материал. По сравнению с оловянными бронзами имеют более низкие механические и технологические свойства.

Бериллиевые бронзы, БрБ2, являются высококачественным пружинным материалом. Растворимость бериллия в меди с понижением температуры значительно уменьшается. Это явление используют для получения высоких упругих и прочностных свойств изделий методом дисперсионного твердения. Готовые изделия из бериллиевых бронз подвергают закалке от 800^оС, благодаря чему фиксируется при комнатной температуре пересыщенный твердый раствор бериллия в меди. Затем проводят искусственное старение при температуре 300...350^оС. При этом происходит выделение дисперсных частиц, возрастают прочность и упругость. После старения предел прочности достигает 1100...1200 МПа.

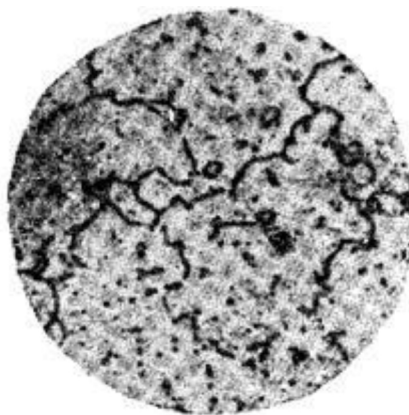
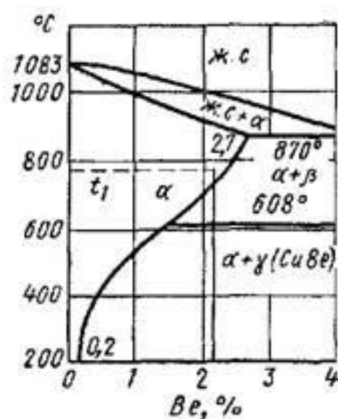


Рис. 37. Часть диаграммы медь-бериллий и микроструктура бронзы БрБ2 после закалки от 800^оС и старения при 350^оС.

10.2 Латунь

Несмотря на то, что цинк был открыт только в XVI веке, латунь была известна уже древним римлянам. Они получали её, сплавляя медь с галмеем, то есть с цинковой рудой. Путём сплавления меди с металлическим цинком, латунь впервые была получена в Англии в 1781 году. В XIX веке в Западной Европе и России латунь использовали в качестве поддельного золота.

Температура плавления латуни в зависимости от состава достигает 880—950 °С. С увеличением содержания цинка температура плавления понижается. Латунь достаточно хорошо сваривается (однако нельзя сваривать латунь сваркой плавлением — можно, например, контактной сваркой) и прокатывается. Хотя поверхность латуни, если не покрыта лаком, чернеет на воздухе, но в массе она лучше сопротивляется действию атмосферы, чем медь. Имеет жёлтый цвет и отлично полируется.

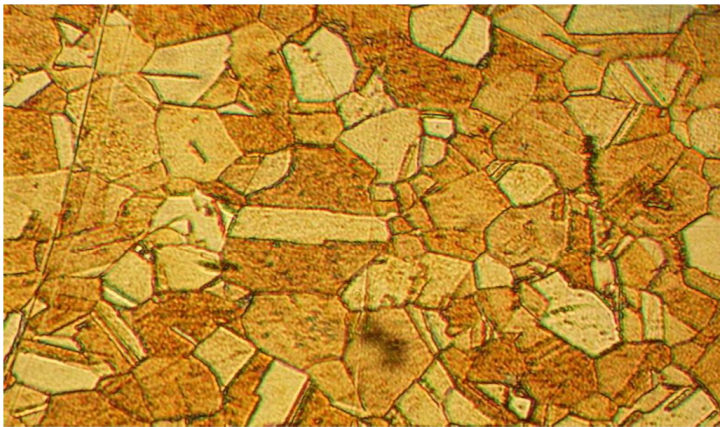


Рис. 38 Микроструктура латуни

Висмут и свинец имеют вредное влияние на латунь, так как уменьшают способность к деформации в горячем состоянии. Тем не менее, легирование свинцом применяют для получения сыпучей стружки, что облегчает ее удаление при обработке резанием.

Медь с цинком образуют кроме основного α -раствора ряд фаз электронного типа β , γ , ϵ . Наиболее часто структура латуней состоит из α - или $\alpha+\beta'$ - фаз: α -фаза — твёрдый раствор цинка в меди с кристаллической решёткой меди ГЦК, а β' -фаза — упорядоченный твёрдый раствор на базе химического соединения CuZn с электронной концентрацией $3/2$ и примитивной элементарной ячейкой (рис.39).

При высоких температурах β -фаза имеет неупорядоченное расположение ([ОЦК]) атомов и широкую область гомогенности. В этом состоянии β -фаза пластична. При температуре ниже 454—468 °С расположение атомов меди и цинка в этой фазе становится упорядоченным, и она обозначается β' . Фаза β' в отличие от β -фазы является более твёрдой и хрупкой; γ -фаза представляет собой электронное соединение Cu_5Zn_8 .

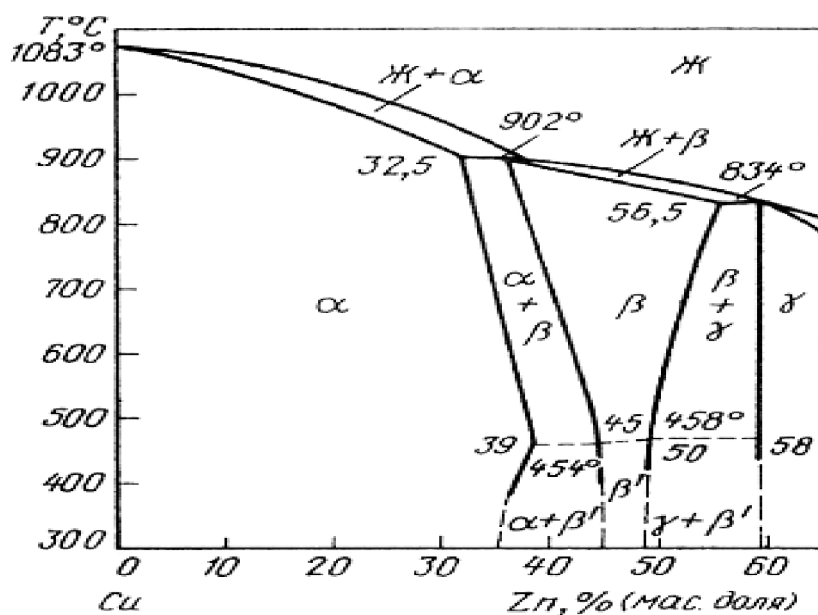


Рис. 39. Диаграмма состояния Cu-Zn

Однофазные латуни характеризуются высокой пластичностью; β' -фаза очень хрупкая и твёрдая, поэтому двухфазные латуни имеют более высокую прочность и меньшую пластичность, чем однофазные.

Влияние содержания цинка в меди на механические свойства отожжённых латуней:

При содержании цинка до 30 % возрастают одновременно и прочность, и пластичность. Затем пластичность уменьшается, вначале за счёт усложнения α — твёрдого раствора, а затем происходит резкое её понижение в связи с появлением в структуре хрупкой β' -фазы. Прочность увеличивается до содержания цинка около 45 %, а затем уменьшается так же резко, как и пластичность.

Большинство латуней хорошо обрабатывается давлением. Особенно пластичны однофазные латуни. Они деформируются при низких и при высоких температурах. Однако в интервале 300—700 °C существует зона хрупкости, поэтому при таких температурах латуни не деформируют.

Двухфазные латуни пластичны при нагреве выше температуры β' -превращения, особенно выше 700 °C, когда их структура становится однофазной (β -фаза). Для повышения механических свойств и химической стойкости латуней в них часто вводят легирующие элементы: алюминий (Al), никель (Ni), марганец (Mn), кремний (Si) и т. д.

Латунный сплав обозначают буквой «Л», после чего следуют буквы основных элементов, образующих сплав. В марках деформируемых латуней первые две цифры после буквы «Л» указывают среднее содержание меди в процентах. Например, Л70 — латунь, содержащая 70 % Cu. В случае легированных деформируемых латуней указывают ещё буквы и цифры, обозначающие название и количество легирующего элемента. ЛАЖ60-1-1 означает латунь с 60 % Cu, легированную алюминием (А) в количестве 1 % и железом в количестве 1 %. Содержание Zn определяется по разности от 100 %.

В литейных латунях среднее содержание компонентов сплава в процентах ставится сразу после буквы, обозначающей его название. Например, латунь ЛЦ40Мц1,5 содержит 40 % цинка (Ц) и 1,5 % марганца (Мц).

Деформируемые латуни. К ним относят прежде всего томпаки -латуни с содержанием меди 90—97 %. Они обладают высокой пластичностью, антикоррозионным и антифрикционными свойствами, хорошо свариваются со сталью, их применяют для изготовления биметалла сталь-латунь. Благодаря золотистому цвету, томпак используют для изготовления художественных изделий, знаков отличия и фурнитуры.

Двойные деформируемые латуни.

Л96, Л90 Детали машин, приборов теплотехнической и химической аппаратуры, змеевики, сильфоны и др.

Л85 Детали машин, приборов теплотехнической и химической аппаратуры, змеевики, сильфоны и др.

Л80 Детали машин, приборов теплотехнической и химической аппаратуры, змеевики, сильфоны и др.

Л70 Гильзы химической аппаратуры, отдельные штампованные изделия

Л68 Большинство штампованных изделий

Л63 Гайки, болты, детали автомобилей, конденсаторные трубы

Л60 Толстостенные патрубки, гайки, детали машин.

Многокомпонентные деформируемые латуни.

ЛА77-2 Конденсаторные трубы морских судов

ЛАЖ60-1-1 Детали морских судов.

ЛАН59-3-2 Детали химической аппаратуры, электромашин, морских судов

ЛЖМа59-1-1 Вкладыши подшипников, детали самолетов, морских судов

ЛН65-5 Манометрические и конденсаторные трубки

ЛМц58- 2 Гайки, болты, арматура, детали машин

ЛМцА57-3-1 Детали морских и речных судов

ЛО90-1 Конденсаторные трубы теплотехнической аппаратуры

ЛО70-1 Конденсаторные трубы теплотехнической аппаратуры

ЛО62-1 Конденсаторные трубы теплотехнической аппаратуры

ЛО60-1 Конденсаторные трубы теплотехнической аппаратуры

ЛС63-3 Детали часов, втулки

ЛС74-3 Детали часов, втулки

ЛС64-2 Полиграфические матрицы

ЛС60-1 Гайки, болты, зубчатые колеса, втулки

ЛС59-1 Гайки, болты, зубчатые колеса, втулки

ЛЖС58-1-1 Детали, изготавливаемые резанием

ЛК80-3 Коррозионностойкие детали машин

ЛМш68-0,05 Конденсаторные трубы

ЛАНКМц75- 2- 2,5- 0,5- 0,5 Пружины, манометрические трубы

Литейные латуни

Коррозионно-стойкие.

ЛЦ16К4 Детали арматуры
ЛЦ23А6ЖЗМц2 Массивные червячные винты, гайки нажимных винтов
ЛЦ3ОА3 Коррозионно-стойкие детали
ЛЦ40С Литые детали арматуры, втулки, сепараторы, подшипники
ЛЦ40МцЗЖ Детали ответственного назначения, работающие при температуре до 300 °С
ЛЦ25С2 Штуцера гидросистемы автомобилей

11. Подшипниковые сплавы

Подшипниковые сплавы это материалы, применяемые для изготовления подшипников скольжения и обладающие антифрикционными свойствами. Подшипниковые материалы подразделяются на металлические и неметаллические. К металлическим подшипниковым материалам относятся баббиты, сплавы на основе меди (бронзы), цинка, алюминия.

Баббиты это сплавы на основе олова или свинца. Отличительной, особенностью всех баббитов является хорошая прирабатываемость, т.е. способность «поглощать» твердые частицы, отсутствие схватывания со сталью. К их недостаткам относятся низкие механические свойства при температурах 100° и выше, низкая теплопроводность, сравнительно малая усталостная прочность. Оловянистые баббиты более удобны в производстве, они легче заливаются по стали, меньше окисляются, не подвержены коррозии. При испытании на усталость переменным изгибом при равных напряжениях баббиты на основе олова и свинца (при одинаковой твердости) не отличаются по числу циклов до начала разрушения; при испытании же на усталость переменным изгибом при равных деформациях преимущество остается на стороне свинцовистых баббитов, вследствие значительно меньшей величины их модуля упругости. Баббиты применяются в подшипниках в виде слоя, залитого по корпусу вкладыша из бронзы, латуни, стали или чугуна. Тонкостенные вкладыши двигателя легкового автомобиля изготавливаются штамповкой из биметаллической. ленты, получаемой непрерывной заливкой баббита по движущейся стальной калиброванной ленте. При правильной подготовке поверхности вкладыша и его заливке прочное соединение баббита и металла корпуса (бронза, сталь, чугун) происходит по всей поверхности вкладыша, что позволяет значительно уменьшать толщину слоя баббита.

По химическому составу баббиты классифицируют на три группы: оловянные (Б83, Б88), оловянно-свинцовые (БС6, Б16) и свинцовые (БК2, БКА). Последние не имеют в своем составе олова.

Лучшими антифрикционными свойствами обладают оловянные баббиты. Микроструктура оловянносурьмяномедного баббита Б83 состоит из мягкой основы, представляющей собой твердый раствор на базе олова. Твердыми частицами являются кубические включения SnSb и игольчатые кристаллы включений Cu_3Sn .

Баббиты на основе свинца имеют несколько худшие антифрикционные свойства, чем оловянные, но они дешевле и менее дефицитны. Свинцовые баббиты применяют в подшипниках, работающих в легких условиях. В марках баббитов цифра показывает содержание олова. Например, баббит БС6 содержит по 6% олова и сурьмы, остальное — свинец.

Для оловянных и оловянно-фосфористых бронз характерны высокие антифрикционные свойства: низкий коэффициент трения, небольшой износ, высокая теплопроводность, что позволяет подшипникам, изготовленным из этих материалов, работать при высоких окружных скоростях и нагрузках.

Алюминиевые бронзы, используемые в качестве подшипниковых сплавов, отличаются большой износостойкостью, но могут вызвать повышенный износ вала. Их применяют вместо оловянных и свинцовых баббитов и свинцовых бронз.

Свинцовые бронзы в качестве подшипниковых сплавов могут работать в условиях ударной нагрузки.

Латуни по антифрикционным свойствам уступают бронзам. Их используют для подшипников, работающих при малых скоростях и умеренных нагрузках.

Из-за дефицитности олова и свинца применяют сплавы на менее дефицитной основе, например алюминиевые сплавы. Алюминиевые сплавы обладают хорошими антифрикционными свойствами, высокой теплопроводностью, хорошей коррозионной стойкостью в масляных средах и достаточно хорошими механическими и технологическими свойствами. Их применяют в виде тонкого слоя, нанесенного на стальное основание, т. е. в виде биметаллического материала.

Список рекомендуемой литературы.

Основная:

1. Материаловедение. Учебник для вузов. Под ред. Б.Н.Арзамасова. 3-изд., перераб. и дополненное. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2001. - 648 с.
2. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И. Вайткун Ф. Материаловедение: Учебник для вузов. Изд. 2-е перераб. и доп. СПб.: Химиздат, 2002. – 696 с.
3. Мельников, А. А. Материаловедение. Конспект лекций. Ч. 1. Материаловедение и термическая обработка. [Электронный ресурс] : электрон. учеб. пособие / А. А. Мельников; Минобрнауки России, Самар. гос. аэрокосм. ун-т им. С. П. Королева (нац. исслед. ун-т). - Электрон. текстовые и граф. дан. (4,05 Мбайт). - Самара, 2011. - 1 эл. опт. диск (CD-ROM).

Дополнительная:

1. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение – М.; Машиностроение, 1990
2. Журавлев В.В., Николаева О.И. Машиностроительные стали – справочник. – М.; Машиностроение, 1992
3. Марочник сталей и сплавов. Под ред. Сорокина В.Г. – М.; Машиностроение, 1989.
4. **Металловедение и термическая** обработка металлов и сплавов. **Вып. 4.** [Текст] : метод. указания к лаб. работам / Куйбыш. авиац. ин-т им. С. П. Королева, Каф. "Технология металлов и авиаматериаловедение". - Куйбышев, 1986. - 34 с.