

Министерство образования Республики Беларусь

Учреждение образования  
«Гомельский государственный технический  
университет имени П. О. Сухого»

Кафедра «Материаловедение в машиностроении»

**И. Н. Степанкин**

# **СПЕЦИАЛЬНЫЕ ГЛАВЫ ИНЖЕНЕРНОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ**

**КУРС ЛЕКЦИЙ  
для студентов специальности 1-36 01 05  
«Машины и технология обработки  
материалов давлением»  
дневной и заочной форм обучения**

**Электронный аналог печатного издания**

**Гомель 2009**

УДК 669.01(075.8)  
ББК 30.3я73  
С71

*Рекомендовано к изданию научно-методическим советом  
механико-технологического факультета ГГТУ им. П. О. Сухого  
(протокол № 8 от 27.03.2006 г.)*

Рецензент: канд. техн. наук, доц. Государственного научного  
учреждения «Институт механики металлополимерных систем  
имени В. А. Белого НАН Беларуси» *В. В. Биран*;  
зав. каф. «Обработка материалов давлением»  
д-р техн. наук, профессор *М. Н. Верещагин*

**Степанкин, И. Н.**  
С71 Специальные главы инженерного материаловедения : курс лекций для студентов  
специальности 1-36 01 05 «Машины и технология обработки материалов давлением»  
днев. и заоч. форм обучения / И. Н. Степанкин. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого,  
2009. – 64 с. – Систем. требования: PC не ниже Intel Celeron 300 МГц ; 32 Mb RAM ; сво-  
бодное место на HDD 16 Mb ; Windows 98 и выше ; Adobe Acrobat Reader. – Режим досту-  
па: <http://lib.gstu.local>. – Загл. с титул. экрана.

ISBN 978-985-420-839-8.

Включает отдельные разделы общетехнической дисциплины «Материаловедение». Содержит сведения о свойствах материалов, используемых при обработке давлением. Описаны инструментальные материалы, применяемые для изготовления деформирующего инструмента, приведены их свойства и технологические режимы термообработки. Рассматриваются причины отказа штамповой оснастки.

Для студентов специальности 1-36 01 05 «Машины и технология обработки материалов давлением» дневной и заочной форм обучения.

УДК 669.01(075.8)  
ББК 30.3я73

ISBN 978-985-420-839-8

© Степанкин И. Н., 2009  
© Учреждение образования «Гомельский  
государственный технический университет  
имени П. О. Сухого», 2009

## ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие.....	4
Тема 1. Основы термической обработки сталей.....	5
1.1. Компоненты и фазы железоуглеродистых сплавов.....	5
1.2. Основные фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах при нагреве и охлаждении.....	9
1.3. Виды термической обработки металлов.....	16
1.4. Нагрев стали под горячую штамповку. Дефекты нагрева .....	18
Тема 2. Конструкционные стали.....	22
2.1. Углеродистые стали .....	22
2.2. Легированные стали .....	23
Тема 3. Инструментальные стали. Твердые сплавы.....	28
Тема 4. Требования к структуре и свойствам материалов, обрабатываемых холодной объемной штамповкой.....	44
4.1. Структура и свойства сталей для холодной обработки давлением.....	44
4.2. Цветные металлы и их сплавы, обрабатываемые холодной штамповкой .....	46
Тема 5. Причины выхода из строя штампового инструмента. Виды и механизм разрушения материала штампа.....	49
Тема 6. Методы повышения стойкости деформирующего инструмента .....	51
Литература .....	63

## ПРЕДИСЛОВИЕ

В книге подробно описаны инструментальные материалы, применяемые для изготовления деформирующего инструмента, приведены их свойства, химический состав и технологические режимы термообработки. Показана взаимосвязь между свойствами и структурными параметрами рассматриваемых материалов.

Перечислены требования к структуре и свойствам материалов, обрабатываемых давлением, и описаны технологические приемы для выполнения указанных требований.

Показана взаимосвязь между свойствами и структурными параметрами рассматриваемых материалов. Описаны методы повышения работоспособности инструмента.

Предлагаемый курс лекций позволит студентам выпускающих курсов специальности 1-36 01 05 «Машины и технология обработки материалов давлением» оптимизировать работу по выбору инструментальных материалов и назначению технологических и технических требований при выполнении дипломного проекта.

# Тема 1. ОСНОВЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ

## 1.1. Компоненты и фазы железоуглеродистых сплавов

При разработке технологии термообработки необходимо установить:

- режим нагрева деталей (температуру и время нагрева);
- характер среды, где осуществляется нагрев, и ее влияние на материал стали;
- условия охлаждения.

Режимы термической обработки назначают в соответствии с диаграммами состояния и диаграммой изотермического распада аустенита (рис. 1.1).

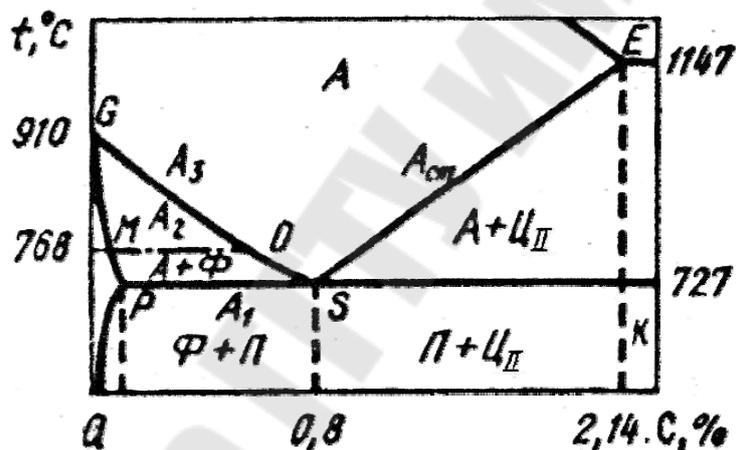


Рис. 1.1. Стальная часть диаграммы железо – цементит

Компонентами железоуглеродистых сплавов являются железо, углерод и цементит.

*Железо* – переходный металл серебристо-светлого цвета. Имеет высокую температуру плавления –  $1539\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

В твердом состоянии железо может находиться в двух модификациях. Полиморфные превращения происходят при температурах  $911\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $1392\text{ }^{\circ}\text{C}$ . При температуре ниже  $911\text{ }^{\circ}\text{C}$  существует  $\text{Fe}_{\alpha}$  с объемно-центрированной кубической решеткой. В интервале температур  $911\text{--}1392\text{ }^{\circ}\text{C}$  устойчивым является  $\text{Fe}_{\gamma}$  с гранецентрированной кубической решеткой. Выше  $1392\text{ }^{\circ}\text{C}$  железо имеет объемно-центрированную кубическую решетку и называется  $\text{Fe}_{\delta}$  или высокотемпературное  $\text{Fe}_{\alpha}$ . Высокотемпературная модификация  $\text{Fe}_{\alpha}$  не представляет

собой новой аллотропической формы. Критическую температуру 911 °С превращения  $Fe_{\alpha} \leftrightarrow Fe_{\gamma}$  обозначают точкой  $A_3$ , а температуру 1392 °С превращения  $Fe_{\alpha} \leftrightarrow Fe_{\gamma}$  – точкой  $A_4$ .

При температуре ниже 768 °С железо ферромагнитно, а выше – парамагнитно. Точка Кюри железа 768 °С обозначается  $A_2$ .

Железо технической чистоты обладает невысокой твердостью (80 НВ) и прочностью (предел прочности  $\sigma_B = 250$  МПа, предел текучести  $\sigma_T = 250$  МПа) и высокими характеристиками пластичности (относительное удлинение  $\delta = 50$  %, а относительное сужение  $\varphi = 80$  %). Свойства могут изменяться в некоторых пределах в зависимости от величины зерна.

Железо характеризуется высоким модулем упругости, наличие которого проявляется и в сплавах на его основе, обеспечивая высокую жесткость деталей из этих сплавов.

Железо со многими элементами образует растворы: с металлами – растворы замещения, с углеродом, азотом и водородом – растворы внедрения.

*Углерод* относится к неметаллам. Обладает полиморфным превращением, в зависимости от условий образования существует в форме графита с гексагональной кристаллической решеткой (температура плавления – 3500 °С, плотность – 2,5 г/см<sup>3</sup>) или в форме алмаза со сложной кубической решеткой с координационным числом, равным четырем (температура плавления – 5000 °С).

В сплавах железа с углеродом углерод находится в состоянии твердого раствора с железом и в виде химического соединения – цементита ( $Fe_3C$ ), а также в свободном состоянии в виде графита (в серых чугунах).

*Цементит* ( $Fe_3C$ ) – химическое соединение железа с углеродом (карбид железа), содержит 6,67 % углерода.

Аллотропических превращений не испытывает. Кристаллическая решетка цементита состоит из ряда октаэдров, оси которых наклонены друг к другу.

Температура плавления цементита точно не установлена (1250, 1550 °С). При низких температурах цементит слабо ферромагнитен, магнитные свойства теряет при температуре около 217 °С.

Цементит имеет высокую твердость (более 800 НВ, легко царапает стекло), но чрезвычайно низкую, практически нулевую, пластичность. Такие свойства являются следствием сложного строения кристаллической решетки.

Цементит способен образовывать твердые растворы замещения. Атомы углерода могут замещаться атомами неметаллов: азотом, кислородом; атомы железа – металлами: марганцем, хромом, вольфрамом и др. Такой твердый раствор на базе решетки цементита называется *легированным цементитом*.

*Цементит* – соединение неустойчивое и при определенных условиях распадается с образованием свободного углерода в виде графита. Этот процесс имеет важное практическое значение при структурообразовании чугунов.

В системе *железо – углерод* существуют следующие фазы: жидкая фаза, феррит, аустенит, цементит.

*Жидкая фаза*. В жидком состоянии железо хорошо растворяет углерод в любых пропорциях с образованием однородной жидкой фазы.

*Феррит* (Ф)  $Fe_{\alpha}(C)$  – твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железо.

Феррит имеет переменную предельную растворимость углерода: минимальную – 0,006 % при комнатной температуре (точка Q), максимальную – 0,02 % при температуре 727 °С (точка P). Углерод располагается в дефектах решетки.

При температуре выше 1392 °С существует высокотемпературный феррит ( $\delta$ )  $Fe_{\gamma}(C)$ , с предельной растворимостью углерода 0,1 % при температуре 1499 °С (точка J).

Свойства феррита близки к свойствам железа. Он мягок (твердость – 130 НВ, предел прочности  $\sigma_b = 300$  МПа) и пластичен (относительное удлинение  $\delta = 30$  %), магнитен до 768 °С.

*Аустенит* (А)  $Fe_{\gamma}(C)$  – твердый раствор внедрения углерода в  $\gamma$ -железо.

Углерод занимает место в центре гранцентрированной кубической ячейки.

Аустенит имеет переменную предельную растворимость углерода: минимальную – 0,8 % при температуре 727 °С (точка S), максимальную – 2,14 % при температуре 1147 °С (точка E).

Аустенит имеет твердость 200–250 НВ, пластичен (относительное удлинение  $\delta = 40$ –50 %), парамагнитен.

При растворении в аустените других элементов могут изменяться свойства и температурные границы существования.

*Цементит* – характеристика дана выше.

В железоуглеродистых сплавах присутствуют фазы: цементит первичный (Ц<sub>I</sub>), цементит вторичный (Ц<sub>II</sub>), цементит третичный (Ц<sub>III</sub>).

Химические и физические свойства этих фаз одинаковы. Влияние на механические свойства сплавов оказывает различие в размерах, количестве и расположении этих выделений. Цементит первичный выделяется из жидкой фазы в виде крупных пластинчатых кристаллов. Цементит вторичный выделяется из аустенита и располагается в виде сетки вокруг зерен аустенита (при охлаждении – вокруг зерен перлита). Цементит третичный выделяется из феррита и в виде мелких включений располагается у границ ферритных зерен.

Все сплавы системы *железо – цементит* по структурному признаку делят на две большие группы: стали и чугуны.

Особую группу составляют сплавы с содержанием углерода менее 0,02 % (точка *P*), их называют *техническое железо*. Микроструктуры сплавов представлены на рис. 1.2. Структура таких сплавов после окончания кристаллизации состоит или из зерен феррита (рис. 1.2, *a*), при содержании углерода менее 0,006 %, или из зерен феррита и кристаллов цементита третичного, расположенных по границам зерен феррита (рис. 1.2, *б*), если содержание углерода от 0,006 до 0,02 %.

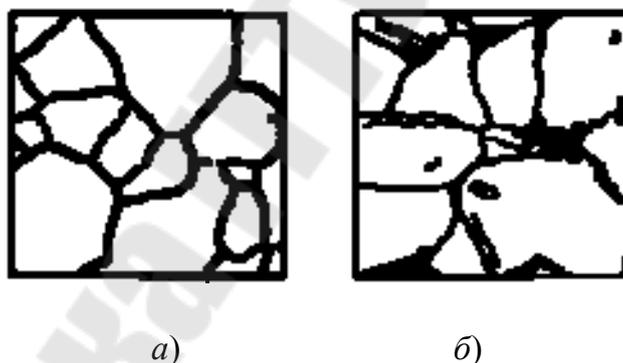
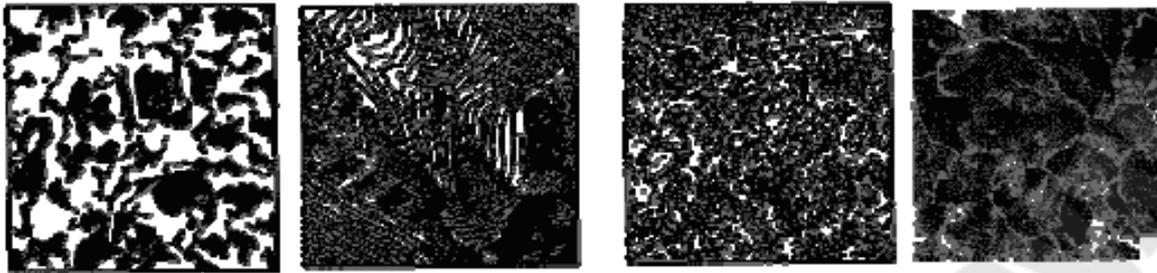


Рис. 1.2. Микроструктуры технического железа:  
*a* – содержание углерода менее 0,006 %;  
*б* – содержание углерода 0,006–0,02 %

*Углеродистыми сталями* называют сплавы железа с углеродом, содержащие 0,02–2,14 % углерода, заканчивающие кристаллизацию образованием аустенита.

Они обладают высокой пластичностью, особенно в аустенитном состоянии.

Структура сталей формируется в результате перекристаллизации аустенита. Микроструктуры сталей представлены на рис. 1.3.



а)

б)

в)

г)

Рис. 1.3. Микроструктуры сталей:

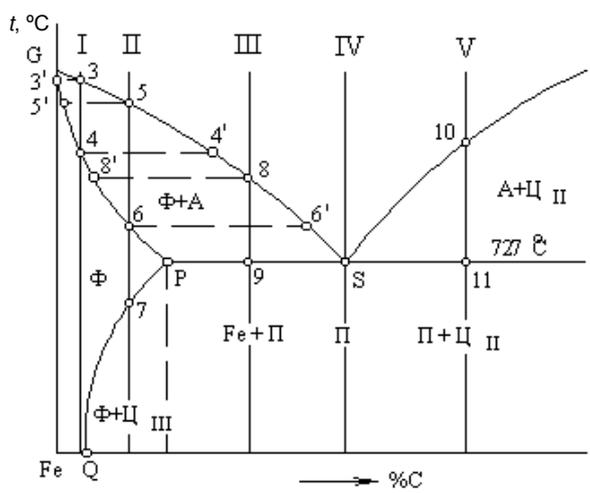
а – доэвтектоидная сталь (Ф + П); б – эвтектоидная сталь (пластинчатый перлит); в – эвтектоидная сталь (зернистый перлит); г – заэвтектоидная сталь (П + Ц<sub>II</sub>)

По содержанию углерода и по структуре стали подразделяются на *доэвтектоидные* ( $0,02\% < C < 0,8\%$ ), структура феррит + перлит (Ф + П) (рис. 1.3, а); *эвтектоидные* ( $C = 0,8\%$ ), структура перлит (П), перлит может быть пластинчатый или зернистый (рис. 1.3, б, в); *заэвтектоидные*, ( $0,8\% < C < 2,14\%$ ), структура перлит + цементит вторичный (П + Ц<sub>II</sub>), цементитная сетка располагается вокруг зерен перлита.

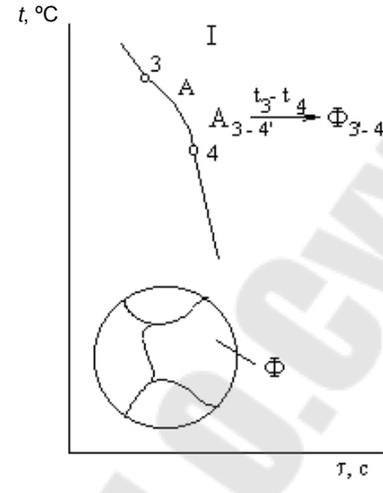
## 1.2. Основные фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах при нагреве и охлаждении

**Превращения, происходящие в железоуглеродистых сплавах при охлаждении.** Сплавы, содержание углерода в которых не превышает  $0,006\% C$  (на примере сплава I). До температуры несколько ниже  $t_3$  (линия GS) аустенит охлаждается без изменения состава. В интервале  $t_3-t_4$  происходит полиморфное А → Ф превращение. На стыках и границах зерен аустенита возникают зародыши феррита, которые растут и развиваются за счет атомов аустенитной фазы. Ниже температуры  $t_4$  сплав состоит из однородного α-твердого раствора – феррита. При дальнейшем охлаждении никаких превращений не происходит (рис. 1.4, б).

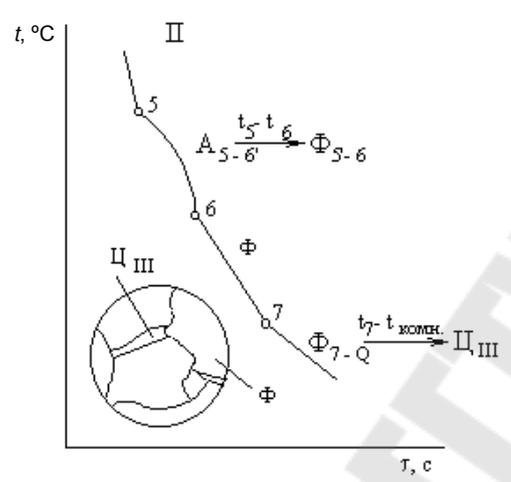
Сплавы с содержанием углерода от  $0,006$  до  $0,025\%$  (рис. 1.4, в, сплав II). Так же как и в предыдущем сплаве, в интервале температур  $t_5-t_6$  происходит полиморфное А → Ф превращение. Ниже  $t_6$  в сплаве имеется ферритная фаза. Однако ниже температуры  $t_7$  изменение состава феррита, согласно предельной растворимости углерода в феррите по линии PQ, приводит к образованию более высокоуглеродистой фазы – цементита. Этот цементит называется *третичным*. Как правило, третичный цементит располагается по границам.



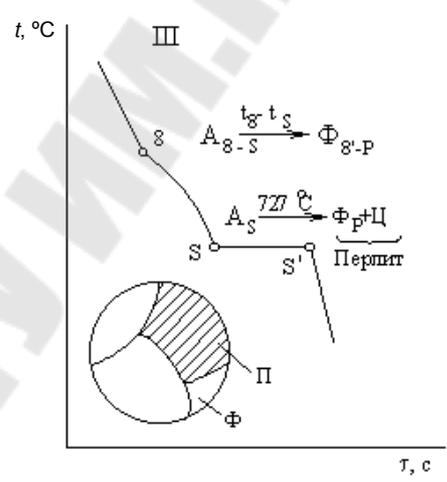
a)



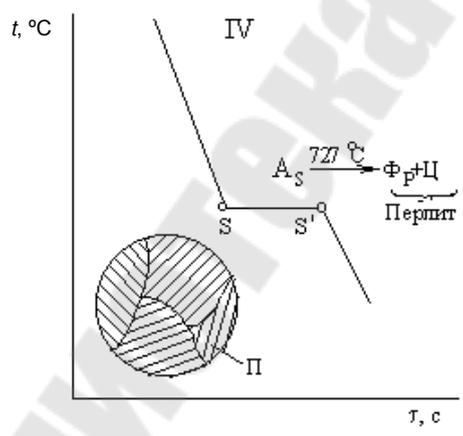
б)



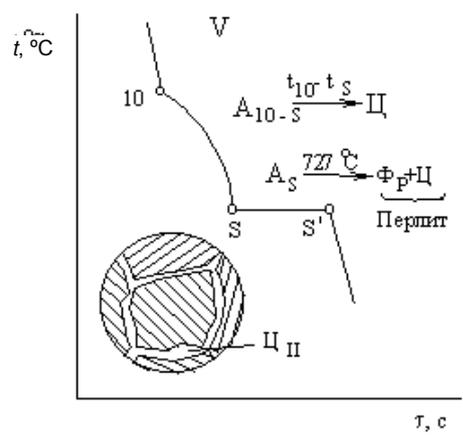
в)



г)



д)



е)

Рис. 1.4. Левый нижний участок диаграммы состояния железо – цементит.

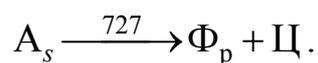
Вторичная кристаллизация сплавов:

a – диаграмма; б, в, г, д, е – кривые охлаждения сплавов

*Дозэвтектоидные стали* (рис. 1.4, з, сплав III). Сплавы с содержанием углерода от 0,025 до 0,8 % называются *дозэвтектоидными сталями*. Рассмотрим фазовые и структурные изменения доэвтектоидной стали на примере сплава III (рис. 1.4, з). В интервале температур  $t_8-727$  °С идет полиморфное превращение А → Ф. Состав аустенита меняется по линии *GS*, а феррита – по линии *GP*. При 727 °С концентрация углерода в аустените равна 0,8 % (точка *S*) и в феррите – 0,025 % (точка *P*). Ниже этой температуры происходит эвтектоидное превращение. В равновесии находятся три фазы: феррит состава точки *P*, устениит состава точки *S*, цементит. Так как число степеней свободы равно нулю, т. е. имеется нонвариантное равновесие, то процесс протекает при постоянном составе фаз. На кривых охлаждения или нагрева наблюдается температурная остановка. Таким образом, структура доэвтектоидной стали характеризуется избыточными кристаллами феррита и эвтектоидной смесью феррита с цементитом, называемой *перлитом*. Количественные соотношения феррита и перлита зависят от состава сплава. Чем больше углерода в доэвтектоидной стали, тем больше в структуре ее перлита. И наоборот, чем меньше углерода, тем больше феррита и меньше перлита. При дальнейшем охлаждении в результате изменения растворимости углерода в феррите (соответственно линии *PQ*) выделяется третичный цементит. Однако в структуре обнаружить его при наличии перлита невозможно.

После окончания превращения структура стали будет состоять из феррита и перлита. Для выявления соотношения феррита и перлита в доэвтектоидной стали микрошлиф исследуют при увеличении 100–200 крат (рис. 1.3, а).

*Сталь эвтектоидного состава* – содержание углерода 0,8 % (рис. 1.4, д, сплав VI). В этом случае при охлаждении аустенита имеется только одна критическая точка  $A_s$ , отвечающая температуре 727 °С. При этой температуре аустенит находится в равновесии с ферритом и цементитом:



Эвтектоидный распад аустенита состава точки *S* (0,8 % С) на феррит состава точки *P* (0,025 % С) и цементит происходит при некотором переохлаждении, т. е. ниже 727 °С. Эвтектоидная смесь феррита с цементитом называется *перлитом*. Соотношение феррита и цементита в перлите составляет примерно 7,3 : 1.

*Заэвтектоидные стали.* Сплавы с содержанием углерода от 0,8 до 2,14 % называются *заэвтектоидными*. Процессы структурообразования рассмотрим на примере сплава V (рис. 1.4, e). До температуры  $t_{10}$  (линия  $ES$ ) аустенит охлаждается без изменения состава. Несколько ниже этой температуры аустенит достигает предельного насыщения углеродом согласно линии растворимости углерода в аустените  $ES$ . В интервале температур  $t_{10}-727$  °C из пересыщенного аустенита выделяется высокоуглеродистая фаза – цементит, который называется *вторичным*. Состав аустенита меняется по линии  $ES$  и при температуре 727 °C достигает точки  $S$  (0,8 % C).

Ниже 727 °C происходит эвтектоидное превращение: аустенит состава точки  $S$  (0,8 % C) распадается на смесь феррита состава точки  $P$  (0,025 % C) и цементита. Таким образом, структура заэвтектоидной стали характеризуется зернами перлита и вторичного цементита. При медленном охлаждении цементит, как правило, располагается в виде тонкой оболочки. В разрезе это выглядит как сетка цементита (рис.1.3, z). Более благоприятной формой цементита является зернистая, она не приводит к значительному снижению пластических свойств стали.

**Превращения при нагреве.** Превращение перлита в аустенит в полном соответствии с диаграммой состояния Fe–C может совершиться лишь при очень медленном нагреве. При обычных условиях нагрева превращение запаздывает и получается перенагрев, т. е. превращение происходит лишь при температурах несколько более высоких, чем указано на диаграмме Fe–C. Перенагретый выше критической точки перлит с различной скоростью, в зависимости от степени перенагрева, превращается в аустенит.

Превращение основано на диффузии углерода, сопровождается полиморфным превращением  $Fe_{\alpha} \rightarrow Fe_{\gamma}$ , а также растворением цементита в аустените.

Для исследования процессов строят диаграммы изотермического образования аустенита (рис. 1.5). Для этого образцы нагревают до температуры выше  $A_1$  и выдерживают, фиксируя начало и конец превращения.

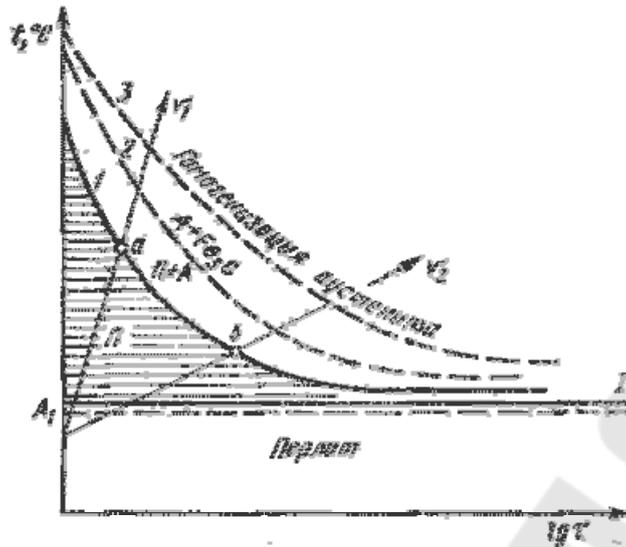


Рис. 1.5. Диаграмма изотермического образования аустенита:  
 1 – начало образования аустенита; 2 – конец преобразования перлита в аустенит; 3 – полное растворение цементита

С увеличением перегрева и скорости нагрева продолжительность превращения сокращается. Механизм превращения представлен на рис. 1.6.

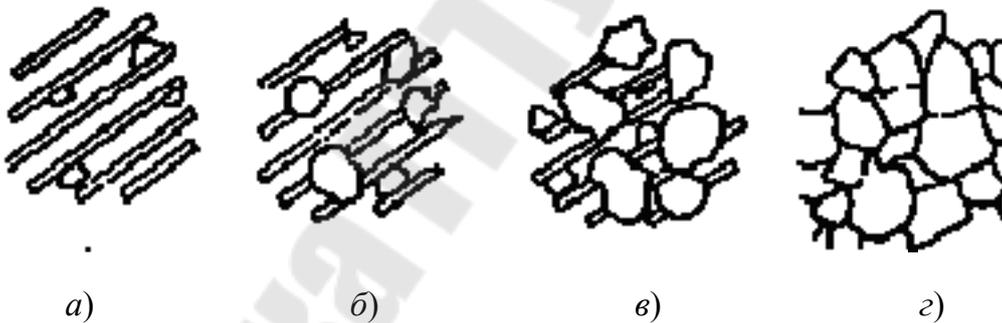


Рис. 1.6. Механизм превращения перлита в аустенит

Превращения начинаются с зарождения центров аустенитных зерен на поверхности раздела феррит – цементит, кристаллическая решетка  $Fe_{\alpha}$  перестраивается в решетку  $Fe_{\gamma}$ .

Время превращения зависит от температуры, так как с увеличением степени перегрева уменьшается размер критического зародыша аустенита, увеличиваются скорость возникновения зародышей и скорость их роста.

Образующиеся зерна аустенита имеют вначале такую же концентрацию углерода, как и феррит. Затем в аустените начинает растворяться вторая фаза перлита – цементит, следовательно, концентрация

ция углерода увеличивается. Превращение  $Fe_\alpha$  в  $Fe_\gamma$  идет быстрее. После того как весь цементит растворится, аустенит неоднороден по химическому составу: там, где находились пластинки цементита, концентрация углерода более высокая. Для завершения процесса перераспределения углерода в аустените требуется дополнительный нагрев или выдержка. Величина образовавшегося зерна аустенита оказывает влияние на свойства стали.

**Механизм роста аустенитного зерна.** Начало перлитно-аустенитного превращения сопровождается образованием первых зерен аустенита. Они возникают на границе между ферритом и цементитом – структурными составляющими перлита. Так как эта граница весьма разветвлена, то превращение начинается с образованием множества мелких зерен. По окончании превращения перлита в аустенит образуется большое количество малых аустенитных зерен. Размер этих зерен характеризует так называемую величину *начального* зерна аустенита.

Дальнейший нагрев (или выдержка) по окончании превращения вызывает рост аустенитных зерен. Рост зерна – самопроизвольно протекающий процесс, так как при этом уменьшается суммарная поверхность зерен (уменьшается поверхностная энергия), высокая температура обеспечивает достаточную скорость роста зерна. Растут аустенитные зерна только при нагреве (при последующем охлаждении они не измельчаются), поэтому максимальная температура нагрева стали в аустенитном состоянии и ее наследственная зернистость определяют окончательный размер зерна.

Стали различают по склонности к росту зерна аустенита. Если зерно аустенита начинает быстро расти даже при незначительном нагреве выше температуры  $A_1$ , то сталь *наследственно крупнозернистая* (рис. 1.7). Если зерно растет только при большом перегреве, то сталь *наследственно мелкозернистая*.

Склонность к росту аустенитного зерна является плавочной характеристикой. Стали одной марки, но разных плавок, могут различаться, так как содержат неодинаковое количество неметаллических включений, которые затрудняют рост аустенитного зерна.

Ванадий, титан, молибден, вольфрам, алюминий – уменьшают склонность к росту зерна аустенита, а марганец и фосфор – увеличивают ее.

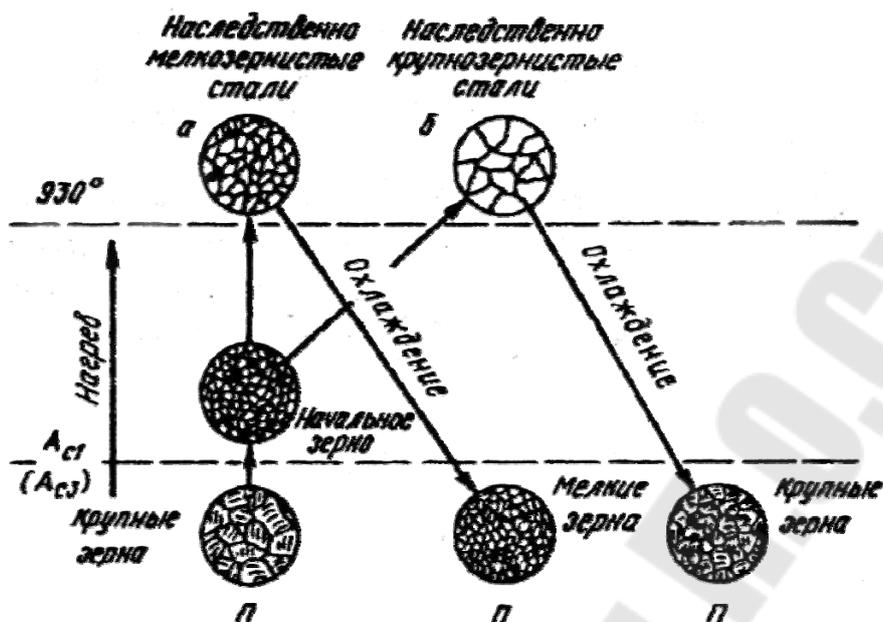


Рис. 1.7. Схема изменения размера зерна в зависимости от температуры нагрева стали:

а – наследственно мелкозернистые стали;  
 б – наследственно крупнозернистые стали

Заэвтектоидные стали менее склонны к росту зерна.

При последующем охлаждении зерна аустенита не измельчаются. Это следует учитывать при назначении режимов термической обработки, так как от размера зерна зависят механические свойства. Крупное зерно снижает сопротивление отрыву, ударную вязкость, повышает порог хладоломкости.

Различают величину зерна наследственного и действительного.

Для определения *величины наследственного зерна* образцы нагревают до  $930^{\circ}\text{C}$  и затем определяют размер зерна.

*Действительная величина зерна* – размер зерна при обычных температурах, полученный после той или иной термической обработки.

На свойства стали влияет только действительный размер зерна, наследственный размер зерна влияния не оказывает. Если у двух сталей наследственно крупнозернистой и мелкозернистой при различных температурах термической обработки будет получен одинаковый действительный размер зерна, то свойства их будут одинаковыми. Если же размер зерна будет различный то существенно будут различаться ударная вязкость и предел выносливости материала.

Если на свойства стали влияет *действительный* размер зерна, то технологический процесс горячей обработки определяется наследственным зерном.

Наследственно мелкозернистая сталь не склонна к перегреву, т. е. интенсивный рост зерен начинается при значительно более высокой температуре, чем у наследственно крупнозернистых.

Наследственно мелкозернистую сталь можно прокатывать (ковать) при более высокой температуре, не опасаясь получения при этом крупнозернистой структуры. Как правило, все спокойные марки стали являются наследственно мелкозернистыми, а кипящие стали – наследственно крупнозернистыми.

### 1.3. Виды термической обработки металлов

Термическая обработка представляет собой совокупность операций нагрева, выдержки и охлаждения, выполняемых в определенной последовательности при определенных режимах, с целью изменения внутреннего строения сплава и получения нужных свойств.

Различают следующие виды термической обработки (рис. 1.8).

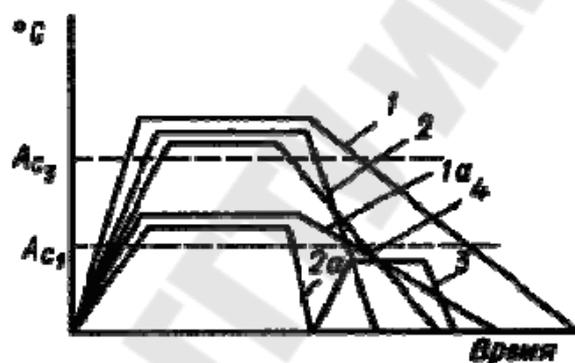


Рис. 1.8. Графики различных видов термообработки:  
1, 1а – отжиг; 2, 2а – закалка; 3 – отпуск; 4 – нормализация

*Отжиг I рода* проводят для любых металлов и сплавов. Его проведение не обусловлено фазовыми превращениями в твердом состоянии.

Нагрев при отжиге первого рода, повышая подвижность атомов, частично или полностью устраняет химическую неоднородность, уменьшает внутренние напряжения.

Основное значение имеет температура нагрева и время выдержки. Характерным является медленное охлаждение.

Разновидностями отжига первого рода являются:

- диффузионный;
- рекристаллизационный;
- отжиг для снятия напряжений послековки, сварки и литья.

*Отжиг II рода* проводится для металлов и сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии при нагреве и охлаждении.

Проводят отжиг второго рода с целью получения более равновесной структуры и подготовки ее к дальнейшей обработке. В результате отжига измельчается зерно, повышаются пластичность и вязкость, снижаются прочность и твердость, улучшается обрабатываемость резанием.

Характеризуется нагревом до температур выше критических и медленным охлаждением, в некоторых случаях вместе с печью.

*Закалка* проводится для сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии при нагреве и охлаждении, с целью повышения твердости и прочности путем образования неравновесных структур (сорбит, троостит, мартенсит).

Характеризуется нагревом до температур выше критических и высокими скоростями охлаждения.

*Отпуск* проводится с целью снятия внутренних напряжений, снижения твердости и увеличения пластичности и вязкости закаленных сталей. Характеризуется нагревом до температур ниже  $A_1$ . Скорость охлаждения роли не играет. Происходят превращения, уменьшающие степень неравновесности структуры закаленной стали.

**Отпускная хрупкость.** Обычно с повышением температуры отпуска ударная вязкость увеличивается, а скорость охлаждения не влияет на свойства. Но для некоторых сталей наблюдается снижение ударной вязкости. Этот дефект называется отпускной хрупкостью (рис. 1.9).

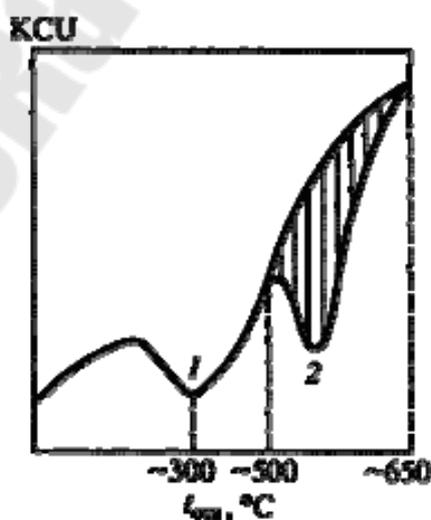


Рис. 1.9. Зависимость ударной вязкости от температуры отпуска

*Отпускная хрупкость I рода* наблюдается при отпуске в области температур около 300 °С. Она не зависит от скорости охлаждения.

Это явление связано с неравномерностью превращения опущенного мартенсита. Процесс протекает быстрее вблизи границ зерен по сравнению с объемами внутри зерна. У границ наблюдается концентрация напряжений, поэтому границы хрупкие.

Отпускная хрупкость I рода «необратима», т. е. при повторных нагревах тех же деталей не наблюдается.

*Отпускная хрупкость II рода* наблюдается у легированных сталей при медленном охлаждении после отпуска в области 450–650 °С.

При высоком отпуске по границам зерен происходит образование и выделение дисперсных включений карбидов. Приграничная зона обедняется легирующими элементами. При последующем медленном охлаждении происходит диффузия фосфора к границам зерна. Приграничные зоны обогащаются фосфором, снижаются прочность и ударная вязкость. Этому дефекту способствуют хром, марганец и фосфор. Уменьшают склонность к отпускной хрупкости II рода молибден и вольфрам, а также быстрое охлаждение после отпуска.

Отпускная хрупкость II рода «обратима», т. е. при повторных нагревах и медленном охлаждении тех же сталей в опасном интервале температур дефект может повториться.

Стали, склонные к отпускной хрупкости II рода, нельзя использовать для работы с нагревом до 650 °С без последующего быстрого охлаждения.

Термическую обработку подразделяют на предварительную и окончательную.

*Предварительная* – применяется для подготовки структуры и свойств материала для последующих технологических операций (обработка металлов резанием или давлением).

*Окончательная* – формирует необходимый комплекс свойств в готовом изделии.

#### **1.4. Нагрев стали под горячую штамповку. Дефекты нагрева**

Общим для всех марок сталей и сплавов является стремление производить их ковку и штамповку в однофазном состоянии, обеспечивающем их большую гомогенность при минимальном образовании внутренних напряжений.

В большинстве случаев конструкционные углеродистые и низколегированные марки сталей обладают как в литом, так и в деформированном состояниях достаточно высокой технологической пластичностью в широком интервале температур (рис. 1.10). Поэтому штамповка и окончаниековки многих из них может проводиться в двухфазном состоянии, пластичность стали в котором также бывает до определенного предела высокой.

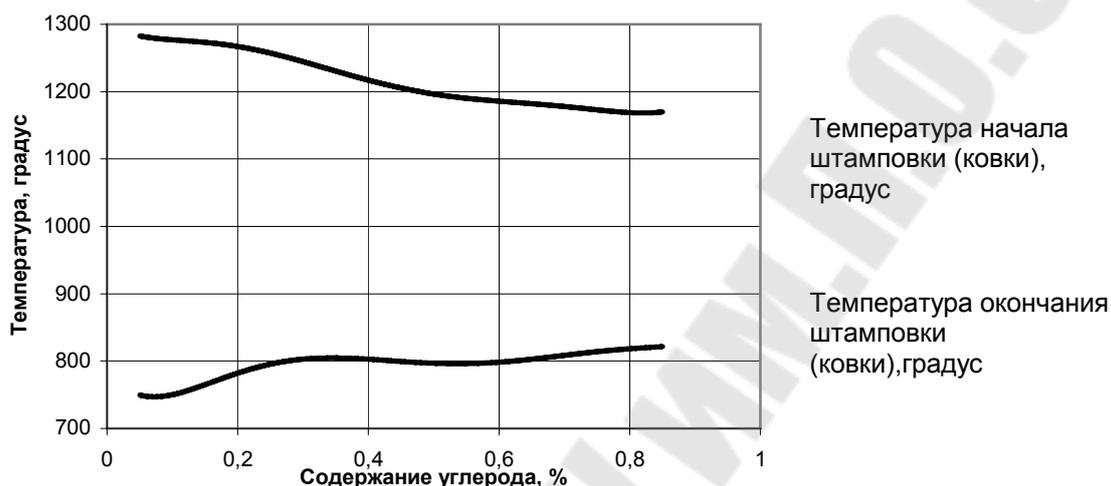


Рис. 1.10. Температурный интервал нагрева для горячей деформации углеродистых сталей

В зависимости от температуры проведения горячей деформации различают высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО) и низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО).

Высокотемпературная термомеханическая обработка заключается в проведении деформации при нагреве заготовки выше линии рекристаллизации. Структура заготовки состоит из однородного аустенита. Фазовые превращения металла происходят при последующем охлаждении поковки.

При НТМО нагретую выше температуры рекристаллизации заготовку охлаждают ниже критической температуры и затем проводят деформацию. В этот момент структура металла – переохлажденный аустенит, т. е. нестабильный аустенит. Переохлажденный до 500–600 °С аустенит деформируется и наклепывается. Чем выше степень деформации аустенита, тем мельче его зерно. Следовательно, последующее превращение аустенита произойдет с образованием мелкозернистой структуры.

Особое внимание следует обратить на дефекты, возникающие в результате нагрева.

*Перегрев* – резкое увеличение размеров зерна стали, снижение пластичности. Причиной перегрева является длительный нагрев при температурах, превышающих верхнее значение температурного интервала. Исправление дефекта достигается:

- а) при небольшом перегреве – полный отжиг или нормализация;
- б) при сильном перегреве – повторный двукратный отжиг или полный отжиг с последующей нормализацией.

*Пережог* характеризуется наличием по границам зерна обогащенных углеродом участков – *первая стадия*; неокисленных пустот и пузырей – *вторая стадия*; включений окислов железа – *третья стадия*. Излом камневидный. Пластичность низкая. Причиной пережога является длительный нагрев при температурах значительно превышающих верхнее значение температурного интервала, особенно в окислительной атмосфере, либо при температуре близкой к температуре начала плавления. Исправление пережога *первой стадии* осуществляется гомогенизирующим отжигом с последующим двойным полным отжигом. При пережоге *второй стадии* – перековка с последующим отжигом. Пережог *третьей стадии* является неисправимым дефектом.

*Окисление* – значительный слой окалина на поверхности стали (заготовки). Причина – окислительная атмосфера в печи. Для предупреждения дефекта необходимо нагревать заготовки в нейтральной или восстановительной атмосфере или ящиках с отработанным карбюризатором.

**Структура и свойства сталей, приобретаемые в результате горячей обработки давлением.** Наиболее характерным показателем, отражающим качество проработки структуры металла при ковке, является уков, определяемый по степени деформации:

$$\varepsilon = (F_{\text{нач}} - F_{\text{кон}} / F_{\text{нач}}) \cdot 100 \%$$

При изготовлении поковок из слитков необходимо учитывать особенности их строения по различным зонам. Механические свойства металла слитка резко уменьшаются от поверхности слитка к сердцевине.

Большое влияние на свойства стали в деформированном состоянии оказывает количество неметаллических включений. Увеличение количества включений в конструкционной углеродистой стали на

один балл уменьшает прочность в поперечном направлении на 10 %. Анизотропия свойств ковальной стали является следствием вытянутости неметаллических включений и структурной полосчатости (волоконности) стали.

На снижение механических свойств стали оказывает водород. При деформировании слитка микропоры, заполненные водородом, вытягиваются в направлении течения металла и становятся концентраторами напряжений.

При горячей пластической деформации слитка уже на первой стадииковки наблюдается дробление литой структуры и уплотнение металла. Пластические свойства при этом повышаются как в продольном, так и в поперечных направлениях. По мере повышения степени деформации структура меняется коренным образом. Количество зерен, в которых происходят сдвиги, растет. Помимо сдвигов зерна поворачиваются и измельчаются, вытягиваются ликваты и междендритные прослойки, обогащенные различными примесями. В итоге пластичность в продольном направлении возрастает, а в поперечном – уменьшается.

**Охлаждение поковок.** При охлаждении поковок и штампованных заготовок в последних возникают из-за различия в скоростях охлаждения наружных и внутренних слоев термические напряжения, которые тем выше, чем больше скорость охлаждения. Кроме термических при охлаждении возникают и структурные напряжения, связанные с фазовыми превращениями. При медленном охлаждении перепад температур между внутренними и внешними слоями уменьшается, что способствует более равномерному протеканию фазовых превращений в стали по всему объему поковки.

При больших скоростях охлаждения суммарная величина термических напряжений и напряжений от фазовых превращений может превысить прочность стали и стать причиной образования наружных и внутренних трещин. При охлаждении в поковках из некоторых марок сталей могут образовываться флокены. Выбор рациональных режимов охлаждения поковок и штампованных заготовок обеспечивает соответствующее качество последних.

В кузнечно-прессовых цехах применяют следующие способы охлаждения поковок: на воздухе, в малотеплопроводных материалах, в неотпливаемых и подогреваемых колодцах.

## Тема 2. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

К конструкционным сталям, применяемым для изготовления разнообразных деталей машин, предъявляются следующие требования:

- сочетание высокой прочности и вязкости;
- хорошие технологические свойства;
- экономичность (низкая стоимость);
- недефицитность.

Высокая конструкционная прочность стали достигается путем рационального выбора химического состава, режимов термической обработки, методов поверхностного упрочнения, улучшением металлургического качества.

Решающую роль в составе конструкционных сталей отводится углероду. Он увеличивает прочность стали, но снижает пластичность и вязкость, повышает порог хладоломкости.

### 2.1. Углеродистые стали

Стали, структура которых в равновесном состоянии состоит только из феррита и цементита, называют *углеродистыми*. Количество цементита прямо пропорционально содержанию углерода. Широкое распространение получили углеродистые стали с содержанием от 0,08 до 1,3 % углерода. Кроме основных компонентов Fe и C, углеродистые стали содержат некоторое количество постоянных примесей – Mn, Si, S, P, N, H, оказывающих влияние на свойства. Марганец и кремний, растворяясь в феррите, повышают прочностные свойства стали, уменьшают склонность к *хладноломкости*. Раскисляя сталь, они уменьшают вредное влияние кислорода и серы.

Кроме того, марганец, связывая серу, уменьшает склонность стали к *красноломкости*. Обычно в углеродистых сталях содержится от 0,5–0,8 % Mn и 0,3–0,5 % Si.

Сера и фосфор – вредные примеси. С железом они образуют химические соединения FeS и Fe<sub>3</sub>P. Сульфид железа образует с железом легкоплавкую эвтектику FeS + Fe,  $T_{пл} = 985$  °C. А если сталь плохо раскислена, то образуется тройная эвтектика FeS + Fe<sub>3</sub>O + Fe, имеющая еще более низкую температуру плавления.

Фосфор, растворяясь в феррите, несколько повышает его прочность, но резко снижает пластичность, а соответственно и вязкость металла, особенно при пониженных температурах. Каждая 0,01 % P

повышает порог хладноломкости примерно на 25 °С. С увеличением углерода в стали вредное влияние фосфора увеличивается.

Фосфор и сера склонны к образованию ликвации. Хрупкие соединения этих элементов выделяются преимущественно по границам зерен металла. Содержание серы и фосфора является основным показателем качества стали:

- стали обыкновенного качества: до 0,055 % S и 0,045 % P;
- качественные стали: до 0,04 % S и 0,035 % P;
- высококачественные стали: до 0,025 % S и 0,025 % P;
- особовысококачественные стали: до 0,015 % S и 0,025 % P.

Газовые примеси – O<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> частично растворены в железе, частично находятся в виде неметаллических включений (оксидов и нитридов) или расположены в свободном виде в раковинах или порах.

Оксиды и нитриды являются хрупкими неметаллическими включениями. Они служат концентраторами напряжений, снижают пластичность и вязкость стали.

Водород не образует химических соединений в стали. Но при наличии достаточно большого количества водорода, растворенного в кристаллической решетке стали, возникают опасные дефекты – флокены (внутренние надрывы).

## 2.2. Легированные стали

Элементы, специально вводимые в сталь с целью изменения ее структуры и свойств, называются *легирующими* элементами, а стали *легированными*.

*Достоинства* легированных сталей:

1. Возможность изменения свойств в более широком диапазоне чем у углеродистых сталей за счет термообработки.
2. Легирующие элементы стабилизируют аустенит, что позволяет повысить прокаливаемость стали, снизить скорость стали и снизить скорость охлаждения при закалке.
3. Охлаждение с меньшей скоростью закалки в масле или на воздухе снижает градиент температур по сечению детали и соответственно уменьшает величину напряжений, снижая вероятность образования закалочных трещин и коробления.
4. Обладают повышенной вязкостью и хладостойкостью.

*Недостатки легированных сталей:*

1. Многие легированные стали подвержены отпускной хрупкости II рода (обратимой).

2. В высоколегированных сталях после закалки и отпуска остается некоторое количество аустенита, который снижает твердость и сопротивление усталости.

3. Легированные стали склонны к дендритной ликвации, так как скорость диффузии легирующих элементов в железе мала. Дендриты обедняются, а границы – междендритный материал – обогащаются легирующими элементами. Образуется строчечная структура послековки и прокатки, неоднородность свойств вдоль и поперек деформирования.

4. Легированные стали склонны к образованию флокенов.

**Влияние легирующих элементов на превращения в стали.**  
**Влияние легирующих элементов на превращение перлита в аустенит.** Легирующие элементы в большинстве случаев растворяются в аустените, образуя твердые растворы замещения. Легированные стали требуют более высоких температур нагрева и более длительной выдержки для получения однородного аустенита, в котором растворяются карбиды легирующих элементов.

Малая склонность к росту аустенитного зерна – технологическое преимущество большинства легированных сталей. Все легирующие элементы снижают склонность аустенитного зерна к росту, кроме марганца и бора.

Элементы, не образующие карбидов (кремний, кобальт, медь, никель), слабо влияют на рост зерна. Карбидообразующие элементы (хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан) сильно измельчают зерно.

**Влияние легирующих элементов на превращение переохлажденного аустенита.** По влиянию на устойчивость аустенита и на форму C-образных кривых легирующие элементы разделяются на две группы.

Элементы, растворяющиеся в феррите и цементите, оказывают количественное влияние на процесс превращения, как правило, замедляют его, лишь кобальт ускоряет.

Карбидообразующие элементы (Cr, Mo, W, V, Ti) вносят и качественные изменения в кинетику изотермического превращения.

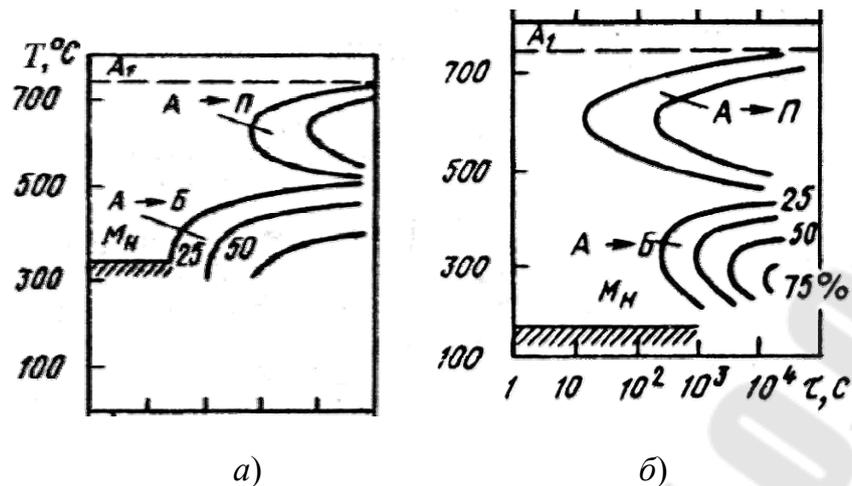


Рис. 2.1. Диаграммы изотермического превращения аустенита в стали, легированной карбидообразующими элементами (цифры у кривых показывают степень превращения):

*a* – низкое и среднее содержание углерода; *б* – высокое содержание углерода

При разных температурах карбидообразующие элементы по разному влияют на скорость распада аустенита:

- при температуре 500–700 °С – замедляют превращение в перлитной области;
- при температуре 400–500 °С в области образования сорбита и троостита – очень сильно замедляют превращение;
- при температуре 300–400 °С – замедляют превращение аустенита в бейнит, но в меньшей степени, чем при образовании сорбита и троостита.

В результате *S*-образные кривые имеют два максимума скорости изотермического распада, между которыми располагается область высокой устойчивости переохлажденного аустенита.

Температура максимальной устойчивости аустенита зависит от карбидообразующего элемента:

- хром – 400–500 °С;
- вольфрам – 500–550 °С;
- молибден – 550–575 °С;
- ванадий – 575–600 °С.

Время максимальной устойчивости при заданной температуре возрастает с увеличением степени легирования.

Замедление скорости распада аустенита способствует более глубокой прокаливаемости стали, что в качестве закалочных сред позволяет использовать масло или воздух.

Совместное легирование стали несколькими легирующими элементами в еще большей степени повышает прокаливаемость.

**Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение.** При нагреве большинство легирующих элементов растворяются в аустените. Карбиды титана и ниобия не растворяются. Эти карбиды тормозят рост аустенитного зерна при нагреве и обеспечивают получение мелкоигольчатого мартенсита при закалке. Остальные карбидообразующие элементы, а также не карбидообразующие, при нагреве растворяются в аустените и при закалке образуют легированный мартенсит.

Алюминий и кобальт повышают мартенситную точку, это уменьшает количество остаточного аустенита.

Кремний не влияет на температуру начала мартенситного превращения.

Остальные легирующие элементы снижают температуры начала и окончания мартенситного превращения, увеличивая количество остаточного аустенита.

**Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске.** Легирующие элементы замедляют процесс распада мартенсита:

- никель и марганец – незначительно;
- хром, молибден, кремний – заметно.

Это связано с тем, что процессы при отпуске имеют диффузионный характер, а большинство элементов замедляют карбидное превращение. Легированные стали сохраняют структуру мартенсита отпуска до температуры 400–500 °С. Так как в легированных сталях сохраняется значительное количество остаточного аустенита, то его превращение в мартенсит отпуска способствует сохранению твердости до высоких температур.

Таким образом, нагрев легированных сталей при отпуске осуществляется до более высоких температур.

## Классификация легированных сталей

Легированные стали классифицируются:

1. По структуре после охлаждения на воздухе различают:

- перлитные;
- мартенситные;
- аустенитные.

Стали *перлитного* класса характеризуются малым содержанием легирующих элементов; *мартенситного* – более значительным содержанием; *аустенитного* – высоким содержанием легирующих элементов.

Классификация обусловлена кинетикой распада аустенита (рис. 2.2).

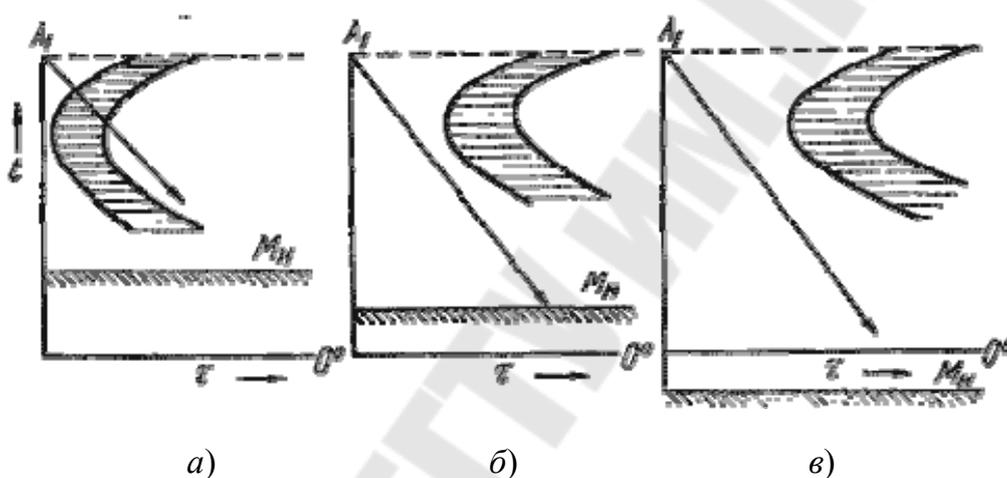


Рис. 2.2. Диаграммы изотермического распада аустенита для сталей:  
а – перлитного классов; б – мартенситного; в – аустенитного

2. По степени легирования (по содержанию легирующих элементов):

- низколегированные – 2,5–5 %;
- среднелегированные – до 10 %;
- высоколегированные – свыше 10 %.

3. По числу легирующих элементов:

- трехкомпонентные (Fe, C, легирующий элемент);
- четырехкомпонентные (Fe, C, два легирующих элемента).

4. По составу:

- никелевые;
- хромистые;
- хромоникелевые;
- хромоникельмолибденовые и т. д.

5. По назначению:
- конструкционные;
  - инструментальные;
  - стали и сплавы с особыми свойствами (коррозионно-стойкие, жаропрочные, термоустойчивые, износоустойчивые и т. д.).

### **Тема 3. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ. ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ**

Инструментальные материалы предназначены для изготовления инструментов, применяемых в процессе металлообработки, а также для измерений. Эти материалы подразделяются на *инструментальные стали, твердые сплавы и особотвердые материалы*.

По назначению инструментальные материалы классифицируются на материалы для режущего, штампового и измерительного инструментов.

**Углеродистые стали.** Инструментальные углеродистые стали в соответствии с ГОСТ 1435–90 маркируют буквой «У» и числом, указывающим среднее содержание углерода в десятых долях процента. Для изготовления инструмента применяют качественные стали марок У7–У13 и высококачественные стали марок У7А–У13А.

По механическим свойствам и назначению углеродистые стали подразделяются:

- на *стали повышенной вязкости (У7–У9)* для изготовления инструмента с высокой режущей способностью, подвергающегося ударным нагрузкам (зубила, кернеры и т. д.);
- на *стали высокой твердости (У10–У13)* для изготовления режущего инструмента, не подвергающегося ударным нагрузкам (напильники, шаберы и т. д.).

Металлопродукцию из этих сталей выпускают в прутках, полосах и мотках (проволока). Углеродистые стали поставляются после отжига на зернистый перлит, что позволяет получать при последующей термообработке наиболее однородные свойства. Благодаря невысокой твердости (НВ 187–217) эти стали в отожженном состоянии хорошо обрабатываются резанием и деформируются, что позволяет применять накатку, насечку и другие высокопроизводительные процессы изготовления инструмента.

*Термическая обработка* углеродистых инструментальных сталей состоит из двух этапов: предварительная и окончательная.

*Предварительная термическая обработка* применяется для уменьшения деформации (в 1,5–2 раза) деталей из углеродистых сталей при последующей закалке. Она заключается в предварительной закалке с 740–770 °С с охлаждением в масле и последующем отпуске при 600 °С (1 ч).

*Окончательная термическая обработка* состоит из закалки и низкого отпуска, режимы которых указаны в табл. 3.1.

Мелкие инструменты (диаметром до 120 мм и длиной до 250 мм) целесообразно нагревать под закалку в соляных ваннах (70 %  $\text{BaCl}_2$  + 30 %  $\text{NaCl}$ ), так как при этом не надо защищать детали от окисления и обезуглероживания.

При нагреве более крупного инструмента в камерных печах без защитной атмосферы необходимо применять для его защиты упаковочные материалы, например, для сталей с температурой закалки до 900 °С – древесный уголь + карбюризатор или смесь свежей и пережженной чугушной стружки.

Время выдержки на 1 мм диаметра (толщины): 20–35 с при нагреве в ванне и 50–80 с при нагреве в печи.

Углеродистые стали имеют высокую критическую скорость закалки – порядка 200–300 °С/с. Замедление охлаждения при закалке недопустимо, так как приводит к частичному распаду аустенита при температурах перлитного интервала и, как следствие, к появлению мягких пятен. Поэтому только инструменты малого диаметра могут после закалки в воде прокаливаться насквозь. Инструменты крупных размеров при закалке в воде и водных растворах солей, кислот и щелочей, охлаждающая способность которых выше, чем воды, закалываются на мартенсит лишь в тонком поверхностном слое. Структура же глубинных зон инструментов представляет собой продукты распада аустенита перлитом в интервале температур. Сердцевина инструментов, имеющих такую структуру, является менее хрупкой по сравнению с мартенситной структурой. Поэтому инструменты, имеющие такую сердцевину, лучше переносят толчки и удары по сравнению с инструментами, закаленными насквозь на мартенсит.

Углеродистые стали целесообразно применять для инструментов небольшого сечения (до 5 мм), которые можно закалывать в масле и достигать при этом сквозной прокаливаемости, а также для инструментов диаметром или толщиной 18–25 мм, в которых режущая часть приходится только на поверхностный слой, например, напильники, зенкера, метчики.

Таблица 3.1

**Режимы термической обработки  
углеродистых инструментальных сталей**

Марка стали	Закалка		Отпуск	
	$T_3, ^\circ\text{C}$	Твердость HRC <sub>3</sub>	$T_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}$	Твердость HRC <sub>3</sub>
У7, У7А	800–820	63–65	150–160 200–220	61–63 57–59
У8, У8А	780–800	63–65	150–160 200–220	61–63 57–59
У9, У9А	760–780	64–66	150–160 200–220	62–63 58–59
У10, У10А	760–780	64–66	150–160 200–250	62–63 58–59
У11, У11А	760–780	64–66	150–160 200–250	62–63 58–59
У12, У12А	760–780	64–66	150–160 200–250	62–63 58–59
У13, У13А	760–780	64–66	150–160 200–250	62–63 58–59

*Примечание.* Закалочная среда – вода, отпуск проводится на воздухе. При закалке в масле  $T_3$  повышают на 20 °С.

Углеродистые инструментальные стали отпускают при температурах не более 200 °С во избежание снижения твердости. Твердость окончательно термически обработанного инструмента из углеродистых сталей обычно лежит в интервале 57–63 HRC<sub>3</sub>, а прочность при изгибе  $\sigma_{\text{и}}$  составляет 1800–2700 МПа.

*Достоинствами* углеродистых инструментальных сталей являются низкая стоимость, хорошая обрабатываемость давлением и резанием в отожженном состоянии.

Их *недостатками* являются ограниченные размеры инструмента из-за низкой прокаливаемости и его значительные деформации после закалки в воде.

**Низко- и среднелегированные стали для ударных инструментов.** Химический состав данных сталей по ГОСТ 5950–73 приведен в табл. 3.2.

Таблица 3.2

**Марки и химический состав (мас.%)  
легированных инструментальных сталей (ГОСТ 5950–73)**

Марка стали	Углерод	Кремний	Марганец	Хром	Вольфрам	Ванадий	Молибден
4ХС	0,35–0,45	1,20–1,60	0,15–0,40	1,30–1,60	–	–	–
6ХС	0,60–0,70	0,60–1,00	0,15–0,40	1,00–1,30	–	–	–
5ХВ2СФ	0,45–0,55	0,80–1,10	0,15–0,45	0,90–1,20	1,80–2,30	0,15–0,30	–
6ХВ2С	0,55–0,65	0,50–0,80	0,15–0,40	1,00–1,30	2,20–2,70	–	–
6ХВГ	0,55–0,70	0,15–0,35	0,90–1,20	0,50–0,80	0,50–0,80	–	–
6Х3МФС	0,55–0,62	0,35–0,65	0,20–0,60	2,60–3,30	–	0,30–0,60	0,20–0,50

*Примечание.* В обозначении марок первые цифры означают массовую долю углерода в десятых долях процента. Они могут не указываться, если массовая доля углерода близка к единице или больше единицы. Буквы означают: Г – марганец, Х – хром, В – вольфрам, С – кремний, Ф – ванадий, Н – никель, М – молибден. Цифры, стоящие после букв, означают среднюю массовую долю соответствующего легирующего элемента в целых единицах. Отсутствие цифр означает, что массовая доля этого легирующего элемента равна  $\approx 1$  %. В отдельных случаях массовая доля легирующих элементов не указывается, если она не превышает 1,8 %.

Исходя из назначения, эти стали должны обладать: повышенной вязкостью для предупреждения поломок и выкрашивания режущих кромок инструмента, работающего в условиях больших ударных нагрузок; высокими прокаливаемостью и закаливаемостью в горячих средах, т. е. возможностью принимать изотермическую закалку в больших сечениях, что обеспечивает повышение ударной вязкости.

Необходимый комплекс свойств сталей этой группы обеспечивается соответствующим легированием (табл. 3.2).

Хромокремнистые стали (4ХС, 6ХС) прокаливаются в образцах диаметром до 50–60 мм при охлаждении в масле. Кроме того, стали, легированные кремнием, имеют повышенные устойчивость при отпуске и предел текучести. Недостатком этих сталей является хрупкость первого рода после отпуска при 270–400 °С на твердость 46–50 HRC<sub>Э</sub>. Поэтому для получения удовлетворительной вязкости в этом случае необходимо применять изотермическую закалку.

Хромовольфрамкремнистые стали 5ХВ2СФ, 6ХВ2С и другие, как более сложнолегированные, прокаливаются в больших сечениях (до 70–80 мм) при охлаждении в масле и хорошо принимают изотермическую закалку. Стали с вольфрамом менее чувствительны к отпус-

ской хрупкости первого рода. Легирование сталей вольфрамом также повышает устойчивость против разупрочнения при отпуске.

По структурному признаку стали, содержащие 0,4–0,5 % С, являются доэвтектоидными, а с 0,6 % С – эвтектоидными и заэвтектоидными. Структура доэвтектоидных сталей после отжига состоит из пластинчатого и, реже, зернистого перлита с небольшими участками феррита, заэвтектоидных – из зернистого перлита. Кроме того, в структуре последних наряду с цементитом присутствует карбид МС. После закалки структура характеризуется наличием мартенсита и остаточного аустенита, а при повышенном содержании углерода – еще и избыточных карбидов. Отпуск обеспечивает образование троститной структуры. Режимы термической обработки сталей указаны в табл. 3.3.

Стали этой группы предназначены для изготовления пневматических инструментов: зубил, обжимок, вырубных, обрезанных и чеканочных штампов, работающих с повышенными ударными нагрузками, рубильных ножей, штемпелей, клейм, прошивочного, деревообрабатывающего инструмента и т. д.

Для повышения износостойкости этих сталей иногда необходимо проведение дополнительной химико-термической обработки (азотирования, нитроцементации и др.), обеспечивающей при правильных выбранных режимах значительное возрастание поверхностной твердости без заметного снижения сопротивления хрупкому разрушению.

Таблица 3.3

**Режимы окончательной термической обработки сталей для ударных инструментов**

Марка стали	Твердость НВ после отжига	Закалка		Отпуск	
		$T_z, ^\circ\text{C}$	Твердость HRC <sub>3</sub>	$T_{отп}, ^\circ\text{C}$	Твердость HRC <sub>3</sub>
4XC	217	880–890	47	240–270	52–55
6XC	229	840–860	55–59	240–270	52–55
5XB2CF	229	860–900	55	200–250	53–58
				430–470	45–50
6XB2C	269	860–900	57	200–250	53–58
				430–470	45–50
6X3MFC	241	980–1020	56–60	180–200	57–59
6XBГ	217	850–900	57	200–250	53–56
				450–480	44–47

*Примечания:* 1. Отжиг сталей проводится при температуре 800–820 °С, охлаждение – до 600 °С со скоростью 60 °С/с, далее – на воздухе.

2. Закалочная среда – масло.

3. Охлаждение после отпуска на воздухе.

*Стали глубокой прокаливаемости* имеют более высокое содержание хрома (0,6–1,7 %), а также совместное присутствие в ряде марок сталей хрома, марганца и кремния (вольфрама). Такое комплексное легирование при относительно небольших количествах каждого элемента существенно повышает прокаливаемость, однородность распределения карбидов (кроме сталей типа ХВГ) и уменьшает чувствительность сталей к перегреву.

Из сталей 9ХС, ХГС, ХВГ, 9ХВГ и ХВГС изготавливают пробойники, вырубные штампы и т. д., инструмент более ответственного назначения, чем из углеродистых сталей.

Отличительная особенность марганецсодержащих сталей (9Г2Ф, ХВГ и др.) состоит в их малой деформируемости при закалке. Марганец, интенсивно снижая интервал мартенситного превращения, способствует сохранению остаточного аустенита (до 15–20 %), который компенсирует (частично или полностью) увеличение объема при образовании мартенсита. Это качество сталей позволяет изготавливать из них инструмент, к которому предъявляют жесткие требования к размерной стабильности при термообработке.

*Термическая обработка:* закалка + низкий отпуск.

*Быстрорежущие стали* широко применяют для изготовления режущего инструмента, работающего в условиях значительного силового нагружения и нагрева (до 600–640 °С) режущих кромок. К этой группе сталей относятся высоколегированные вольфрамом совместно с другими карбидообразующими элементами (молибден, хром, ванадий) стали, приобретающие высокие твердость, прочность, тепло- и износоустойчивость в результате двойного упрочнения: а) мартенситного при закалке; б) дисперсионного отверждения при относительно высоком отпуске (500–620 °С), вызывающего выделение упрочняющих фаз.

Быстрорежущие стали маркируют буквой «Р» (rapid – быстрый) и числом, показывающим среднее содержание W, а также последующими буквами и цифрами, указывающими другие легирующие элементы и их количество, как в стандартной маркировке легированных сталей. В марках быстрорежущих сталей не указывают углерод и хром (их массовая доля С 1 % и Сг 4 % соответственно), а также молибден до 1 % включительно и ванадий в сталях Р18, Р9, Р9К5, Р6М5 и др.

Химический состав быстрорежущих сталей приведен в табл. 3.4.

Таблица 3.4

**Марки и химический состав (мас.%)  
быстрорежущих сталей (ГОСТ 19265–73)**

Марка стали	Углерод	Хром	Вольфрам	Ванадий	Кобальт	Молибден	Азот	Ниобий
Стали нормальной производительности								
P18	0,73–0,83	3,80–4,40	17,0–18,50	1,00–1,40	< 0,50	< 1,0	–	–
P9	0,85–0,95	3,80–4,40	8,50–9,50	2,30–2,70	< 0,50	< 1,0	–	–
P6M5	0,82–0,90	3,80–4,40	5,50–6,50	1,70–2,10	< 0,50	4,80–5,30	–	–
11P3AM3Φ2	1,02–1,12	3,80–4,30	2,50–3,30	2,30–2,70	< 0,50	2,50–3,00	0,05–0,10	0,05–0,20
Стали повышенной производительности								
P6M5Φ3	0,95–1,05	3,80–4,30	5,70–6,70	2,30–2,70	< 0,50	4,80–5,30	–	–
P12Φ3	0,95–1,05	3,80–4,30	12,0–13,00	2,50–3,00	< 0,50	< 1,00	–	–
P18K5Φ2	0,85–0,95	3,80–4,40	17,0–18,50	1,80–2,20	4,70–5,20	< 1,00	–	–
P9K5	0,90–1,00	3,80–4,40	9,00–10,00	2,30–2,70	5,00–6,00	< 1,00	–	–
P6M5K5	0,84–0,92	3,80–4,30	5,70–6,70	1,70–2,10	4,70–5,20	4,80–5,30	–	–
Стали высокой производительности								
P9M4K8	1,00–1,10	3,00–3,60	8,50–9,50	2,30–2,70	7,50–8,50	3,80–4,30	–	–
P2AM9K5	1,00–1,10	3,80–4,40	1,50–2,00	1,70–2,10	4,70–5,20	8,00–9,00	0,05–0,10	0,10–0,30
B11M7K23*	0,05–0,15	< 0,50	10,5–12,5	0,4–0,8	22,5–24,0	7,00–8,00	–	–
B4M12K23*	0,05–0,15	< 0,50	3,8–4,4	0,4–0,8	22,5–24,0	12,0–13,0	–	–

*Примечания:* 1. В марках стали буквы и цифры означают: Р – быстрорежущая; цифра, следующая за буквой, – среднюю массовую долю вольфрама, М – молибден, Φ – ванадий, К – кобальт, А – азот; цифры, следующие за буквами, означают соответственно массовую долю молибдена, ванадия и кобальта.

2. В обозначениях марок стали не указывают массовую долю: хрома – при любой массовой доле; молибдена – до 1 % включительно; ванадия – в стали марок Р18, Р9, Р6М5, Р9К5, Р6М5К5, Р9М4К8 и Р2АМ9К5; азота – в стали марок 11Р3АМ3Φ2 и Р2АМ9К5.

3. По требованию потребителя допускается изготовление стали марок Р6М5 и Р6М5Φ3 с легированием азотом (массовая доля азота 0,05–0,10 %). В этом случае наименование марок Р6АМ5 и Р6АМ5Φ3.

\*Состав указан по ТУ.

По основным свойствам быстрорежущие стали подразделяются на пять подгрупп: 1) *стали умеренной теплостойкости* (типа P9, P6M5); 2) *повышенной износостойкости* (типа P12Ф3, P6M5Ф3); 3) *повышенной теплостойкости* (типа P6M5K5, P9K5); 4) *высокой износостойкости* (типа P18K5Ф2); 5) *высокой твердости и теплостойкости с улучшенной шлифуемостью* (типа P9M4K8, B11M7K23).

Вместе с тем эти стали имеют много общих характеристик. Поэтому для упрощения рассмотрения особенностей структуры, свойств и режимов термообработки их можно разделить на три группы по производительности обработки:

1) стали нормальной производительности (стали умеренной теплостойкости);

2) стали повышенной производительности (стали повышенной тепло- и износостойкости);

3) стали высокой производительности (стали высокой тепло- и износостойкости).

Структура сталей с карбидным упрочнением (стали типа «P») примерно одинакова для всех групп. После окончательной термообработки (закалка + отпуск) их структура состоит из мартенсита с выделением дисперсных частиц легированных карбидов в основном типа  $M_6C$  и  $MC$ . Такая структура обеспечивает теплостойкость инструмента до 600–640 °С.

Наиболее высокую теплостойкость (до 700–720 °С) имеют высоколегированные сплавы системы Fe–Co–W–Mo с интерметаллидным упрочнением (марки B4M12K23 и B11M7K23). После окончательной термообработки структура этих сплавов состоит из безуглеродистого (или малоуглеродистого) мартенсита с невысокой твердостью (30–40 HRC<sub>Э</sub>) и мелкодисперсных интерметаллидов  $(Fe, Co)_7(W, Mo)_6$ ,  $Fe_3W_2(Fe_3Mo_2)$ ,  $(Fe, Co, Ni)_7(W, Mo)_6$ .

Высокие твердость (HRC<sub>Э</sub> 68–70) и теплостойкость (720 °С) обеспечиваются: а) более высокими температурами (900–950 °С) начала фазовых превращений, что на 100 °С выше, чем у стали с карбидным упрочнением; б) большими количествами упрочняющих фаз, отличающихся высокой дисперсностью (до 2–3 мкм) и равномерностью распределения в основной матрице [3].

Быстрорежущие стали относятся к ледебуритному (карбидному) классу и их структура примерно одинакова. Слитки этих сталей содержат карбидную эвтектику в виде сетки по границам аустенитных

зерен (рис. 3.1, *a*), которая резко снижает обычные механические свойства, особенно пластичность. В процессе горячей обработки давлением (ковка, прокатка) карбидная эвтектика раздробляется и измельченные карбиды более равномерно распределяются в основной матрице (рис. 3.1, *б*).

После прокатки иликовки быстрорежущие стали подвергают изотермическому отжигу для уменьшения твердости и облегчения механической обработки. Сталь выдерживают при 800–850 °С до полного превращения аустенита в перлитно-сорбитную структуру с избыточными карбидами (рис. 3.1, *б*).

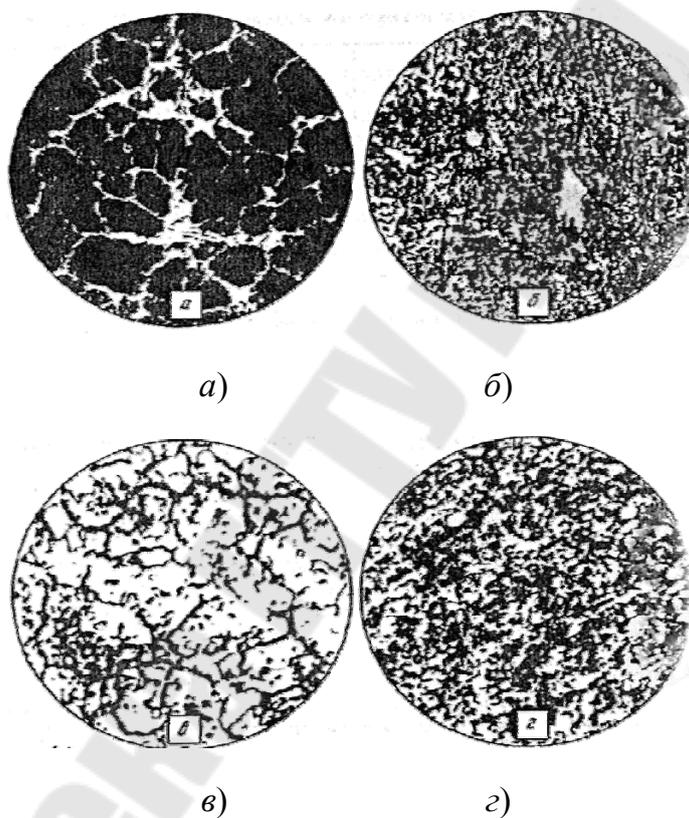


Рис. 3.1. Микроструктура быстрорежущей стали Р6М5:  
*a* – литое состояние; *б* – послековки и отжига; *в* – после закалки;  
*г* – после отпуска  $\times 500$

**Термическая обработка.** Высокую твердость и теплостойкость при удовлетворительной прочности и вязкости инструменты из быстрорежущих сталей приобретают после закалки и многократного отпуска.

**Закалка.** При нагреве *под закалку* необходимо обеспечить максимальное растворение в аустените труднорастворимых карбидов вольфрама, молибдена и ванадия. Такая структура увеличивает прокаливаемость и позволяет получить после закалки высоколегирован-

ный мартенсит с высокой теплостойкостью. Поэтому температура закалики очень высокая и составляет  $\approx 1200\text{--}1300\text{ }^\circ\text{C}$  (табл. 3.5).

Таблица 3.5

**Оптимальные режимы термообработки  
основных марок быстрорежущих сталей**

Марка стали	Твердость НВ в состоянии поставки (не более)	Закалка	Отпуск		Свойства после окончательной термообработки		
		$T_z, ^\circ\text{C}$	$T_{отп}, ^\circ\text{C}$	Твердость HRC <sub>Э</sub>	$\sigma_{изг}, \text{МПа}$	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	Теплостойкость, $^\circ\text{C}$ (HRC <sub>Э</sub> 58)
<b>Стали нормальной производительности</b>							
P9	255	1230–1260	560	62–65	2800–3100	30–35	620
P18	255	1270–1290	560	62–65	2700–3000	28–30	620
P6M5	255	1200–1230	540–560	63–64	3200–3600	38–40	620
P8M3*	255	1220–1240	560	63–64	3100–3300	35–38	625
11P3AM3Ф2	255	1180–1210	540–580	63–64	3400–3800	32–40	620
<b>Стали повышенной производительности</b>							
P12Ф3	269	1230–1270	550–570	63–65	2500–2900	25–28	630
P9K5	269	1220–1250	550–570	64–65	2300–2700	22–30	630
P6M5Ф3	269	1200–1240	540–560	63–66	2700–3100	20–25	625
P6M5K5	269	1210–1240	550–570	65–66	2600–2900	24–28	630
<b>Стали высокой производительности</b>							
P12Ф4K5	285	1230–1260	550–560	66–67	2600–2700	20–22	640
P9M4K8	285	1210–1240	550–560	66–68	2300–2500	18–20	640
P2AM9K5	285	1190–1220	550–560	66–68	1600–1900	20–22	635
B11M7K23	330	1290–1320	580–600	68–70	2300–2600	10–12	720
B4M12K23	321	1290–1320	580–600	68–69	2400–2700	13–15	720

- Примечания:* 1. Закалка производится на зерно № 10–11, охлаждение в масле.  
2. Отпуск трехкратный по 1 ч, охлаждение на воздухе.  
3. В зависимости от условий работы инструментов и уровня свойств, определяющих их способность, температуры закалки и отпуска могут быть несколько скорректированы.

Для предотвращения образования трещин и деформации инструмента из-за низкой теплопроводности сталей нагрев под закалку проводят с одним или двумя подогревами в расплавленных солях: первый – при  $400\text{--}500\text{ }^\circ\text{C}$ , второй – при  $800\text{--}850\text{ }^\circ\text{C}$ . Окончательный нагрев также проводят в соляной ванне ( $\text{BaCl}_2$ ) с очень малой выдержкой при  $T_z$ : 10–12 с на 1 мм толщины инструмента из сталей типа «Р» и 30–60 с для сталей типа В11М7К23. Это позволяет избежать роста аустенитного зерна (не крупнее № 10), окисления и обезуглероживания.

Инструменты простой формы закалывают в масле, а сложной – в растворах солей ( $\text{KNO}_3$ ) при  $250\text{--}400\text{ }^\circ\text{C}$ .

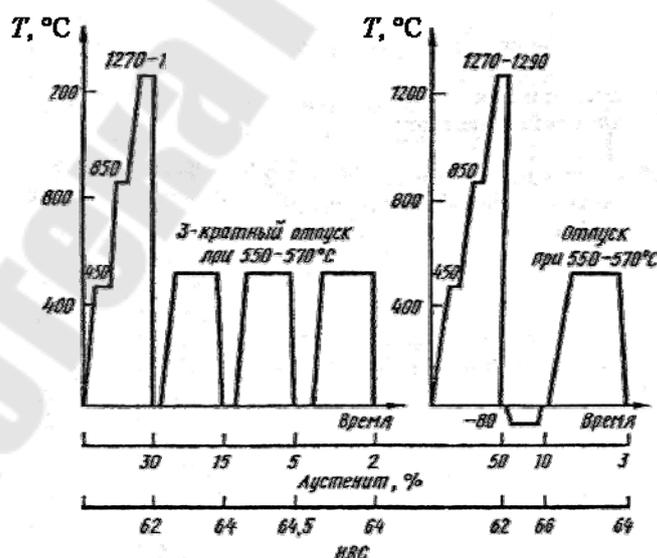
После закалки структура быстрорежущей стали (рис. 3.1, в) состоит из высоколегированного мартенсита, содержащего 0,3–0,4 % С,

не растворенных при нагреве избыточных карбидов, и около 20–30 % остаточного аустенита. Последний снижает твердость, режущие свойства инструмента, ухудшает шлифуемость, и его присутствие нежелательно.

**Отпуск.** При многократном отпуске из остаточного аустенита выделяются дисперсные карбиды, легированность аустенита уменьшается, и он претерпевает мартенситное превращение. Обычно применяют трехкратный отпуск при 550–570 °С в течение 45–60 мин. Режим термической обработки инструмента из быстрорежущей стали Р18 приведен на рис. 3.2. Число отпусков может быть сокращено при обработке холодом после закалки, в результате которой уменьшается содержание остаточного аустенита. Обработке холодом подвергают инструменты сравнительно простой формы. Твердость после закалки  $HRC_{\Sigma}$  62–63, а после отпуска она увеличивается до  $HRC_{\Sigma}$  63–65.

**Поверхностная обработка.** Для дальнейшего повышения твердости, износостойкости и коррозионной стойкости поверхностного слоя режущих инструментов применяют такие технологические операции, как цианирование, азотирование, сульфидирование, обработку паром и другие технологии поверхностного упрочнения. Их выполняют после окончательной термообработки, шлифования и заточки инструментов.

Цианирование осуществляют при 550–570 °С в течение 5–30 мин в жидких средах и 1,5–3,0 ч в газовой атмосфере. Для жидкостного цианирования используют ванны с расплавами NaCN (90 или 50 %), Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>, NaOH (KOH). Газовое цианирование выполняют в смеси аммиака и науглероживающего газа.



а)

б)

Рис. 3.2. Режимы термической обработки инструмента из стали Р18: а – закалка и трехкратный отпуск; б – закалка, обработка холодом, отпуск

Азотирование инструментов проводится при 550–660 °С продолжительностью 10–40 мин в атмосфере аммиака. Проводят также газовое азотирование в смеси 20 % аммиака и 80 % азота; последнее предпочтительней, так как в этом случае обеспечивается меньшая хрупкость слоя.

Сульфидирование проводят при 450–560 °С, продолжительностью от 45 мин до 3,0 ч в жидких расплавах, например, 17 % NaCl, 25 % BaCl<sub>2</sub>, 38 % CaCl<sub>2</sub>, 3–4 % K<sub>4</sub>Fe(CN)<sub>6</sub>, в которые добавляют серо-содержащие соединения FeS, Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, KCNS.

При обработке паром инструменты помещают в герметичную печь и выдерживают при 300–350 °С под давлением 1–3 МПа в течение 20–30 мин для удаления воздуха. Затем температура повышается до 550–570 °С, проводится выдержка 30–60 мин, охлаждение в атмосфере пара до 300–350 °С, после чего подача пара прекращается. Заканчивается охлаждение в печи или на воздухе, затем инструмент немедленно подвергают промывке в горячем веретенном масле.

**Карбидостали.** Среди изготавливаемых методами порошковой металлургии материалов начинают получать распространение *карбидостали* – материалы, состоящие из легированной матрицы и карбидов с массовой долей от 20 до 70 % (преимущественно карбид титана).

В настоящее время разработаны карбидостали инструментального назначения, содержащие около 30 об. % карбидов или карбонитридов титана, равномерно распределенных в матрице из инструментальной стали. Компактирование их осуществляется методами горячего изостатического прессования и экструзии при температурах твердофазного спекания, не превышающих 1180 °С. Химический состав, режимы термообработки и основные свойства представлены в табл. 3.6 и 3.7.

*Термическая обработка* оказывает определяющее влияние на формирование микроструктуры и свойств карбидосталей. Она включает закалку и отпуск.

*Закалка* производится в соляных ваннах, нагрев ступенчатый – предварительный подогрев (800–850 °С), окончательный нагрев до температуры, указанной в табл. 3.5. Охлаждение проводят в расплаве хлоридов (500–550 °С) или в селитре (400–450 °С).

Отпуск проводится в соляных ваннах: для сплава КСТ-1 отпуск трехкратный по 1 ч; для КСТ-2 отпуск двукратный: первый – с выдержкой 2 ч, второй – 3 ч.

После окончательной шлифовки и заточки инструмент подвергается дополнительному отпуску (400–450 °С) для снятия напряжений.

*Применение.* Карбидостали после закалки и отпуска обладают высокой твердостью (HRA 86–88) и износостойкостью, по комплексу свойств они занимают промежуточное положение между твердыми сплавами и быстрорежущими сталями. Применяются для изготовления режущего инструмента (протяжки, концевые фрезы и др.), а также штампового инструмента.

Таблица 3.6

**Химический состав карбидосталей, %**

Марка стали	C	Cr	W	Mo	V	Co	Ti
Р6М5К5-КТ20 (КСТ-1)	4,5–5,0	3,0–3,5	4,8–5,8	3,8–4,3	1,3–1,8	3,8–4,3	15–17
6ХЗВЗМФС-КТ 20 (КСТ-2)	4,0–4,5	4,4–5,3	2,0–2,6	0,4–0,7	0,4–0,7	–	15–17

Таблица 3.7

**Режимы термической обработки  
и основные свойства карбидосталей**

Марка стали	Твердость Нгс, после отжига	$T_z, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}$	Твердость HRA	$\sigma_{\text{изг}}, \text{МПа}$	KCU, Дж/см <sup>2</sup>	Теплостойкость T, °C
Р6М5К5-КТ20 (КСТ-1)	40–44	1190–1210	540–560	88–89	1400–1700	3–4	660–670
6ХЗВЗМФС-КТ20 (КСТ-2)	38–42	1060–1075	первый 550–560 второй 480–520	86–88	2000–2500	8–1,2	640–650

*Примечание.* Режимы отжига: КСТ-1 – нагрев до 850–860 °С, выдержка 2–3 ч, охлаждение до 730–740 °С со скоростью 20–30 град./ч, выдержка 4–6 ч, охлаждение со скоростью 30–40 град./ч до 600 °С, охлаждение с печью до 300 °С, далее – на воздухе; КСТ-2 – нагрев до 860–880 °С, выдержка 3–5 ч, охлаждение со скоростью 20–30 град./ч до 760–780 °С, выдержка 4–6 ч, охлаждение со скоростью 30–40 град./ч до 550 °С, далее – на воздухе.

**Металлокерамические твердые сплавы.** Под *твердыми сплавами* понимают сплавы на основе высокотвердых и тугоплавких карбидов вольфрама, титана, тантала, соединенных металлической связкой, как правило, кобальтом. Твердые сплавы являются *металлокерамическими*.

Твердые сплавы изготавливают методом порошковой металлургии. Порошки карбидов смешивают с порошком кобальта, прессуют эту смесь в изделия необходимой формы и подвергают спеканию при 1400–1550 °С в защитной атмосфере (водород) или в вакууме. При спекании кобальт плавится и растворяет часть карбидов, что позволяет получать плотный материал (пористость не превышает 2%), состоящий на 80–97 % из карбидных частиц, соединенных связкой. Увеличение содержания связки вызывает снижение твердости, но повышение вязкости.

Твердые сплавы производят в виде пластин, которыми оснащаются режущие инструменты (резцы, сверла, фрезы и др.), а также деталей машин, приборов измерительного инструмента.

Такие инструменты обладают высокой твердостью HRA 80–92 (HRC<sub>3</sub> 73–76), износостойкостью и высокой теплостойкостью (до 800–1000 °С). По своим эксплуатационным свойствам они превосходят инструменты из инструментальных сталей (рис. 3.3). Их недостатком является высокая хрупкость и сложность изготовления фасонных изделий.

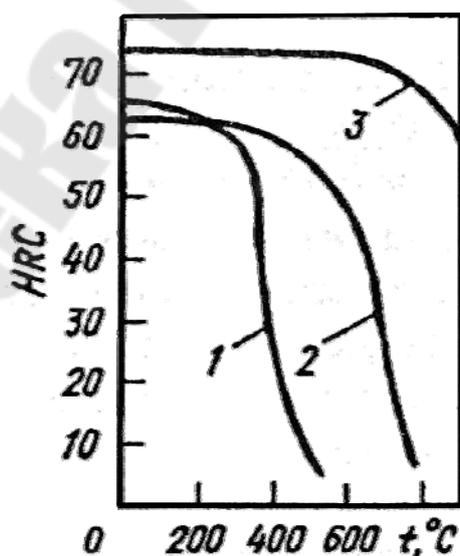


Рис. 3.3. Зависимость твердости различных инструментальных материалов от температуры испытания:  
1 – углеродистая сталь; 2 – быстрорежущая сталь; 3 – твердый сплав

Скорость резания твердосплавным инструментом в 5–10 раз выше скорости резания быстрорежущим.

Свойства твердых сплавов и, следовательно, области их применения зависят от состава и зернистости карбидной фазы ( $WC$ ,  $TiC$ ,  $TaC$ ), а также от соотношения карбидной и связывающей фаз. Регулированием этих факторов можно в определенных пределах менять свойства сплавов.

В соответствии с ГОСТ 3882–74 в РФ выпускают три группы твердых сплавов: вольфрамовая (однокарбидная), титановольфрамовая (двухкарбидная) и титанотанталовольфрамовая (трехкарбидная).

Сплавы *вольфрамовой группы* ( $WC-Co$ ) имеют наибольшую прочность, но более низкую твердость, чем сплавы других групп. Они теплостойки до  $800\text{ }^{\circ}C$ . Их применяют в режущем инструменте для обработки чугунов, сталей, цветных сплавов и неметаллических материалов. Повышенная износостойкость и сопротивляемость ударам сплавов группы ВК определяет их применение в горном инструменте и для изготовления штампов, пуасонов, матриц, фильер и т. д.

Сплавы *второй группы* ( $WC-TiC-Co$ ) имеют более высокую теплостойкость (до  $900-1000\text{ }^{\circ}C$ ) и твердость. Это связано с тем, что карбид вольфрама частично растворяется в карбиде титана при температуре спекания с образованием твердого раствора  $(Ti, W)C$ , имеющего более высокую твердость, чем  $WC$ . Структура карбидной фазы зависит от соотношения  $WC$  и  $TiC$  в шихте. В сплаве Т30К4 образуется одна карбидная фаза – твердый раствор  $(Ti, W)C$ , который придает сплаву максимальную твердость (HRA 92), но пониженную прочность. В остальных сплавах этой группы количество  $WC$  превышает растворимость в  $TiC$ , поэтому карбиды вольфрама в них присутствуют в виде избыточных частиц. Эти сплавы применяют в основном для высокоскоростной обработки сталей и чугунов.

*Третью группу* образуют сплавы системы ( $WC-TiC-TaC-Co$ ). В этих сплавах структура карбидной основы представляет собой твердый раствор  $(Ti, Ta, W)C$  и избыток  $WC$ . Сплавы этой группы отличаются от предыдущей большей прочностью, лучшей сопротивляемостью вибрациям и выкрашиванию. Они применяются в наиболее тяжелых условиях резания – при черновой обработке стальных поковок, отливок, а также труднообрабатываемых сталей и сплавов.

Подробные сведения по областям применения твердых сплавов приведены в табл. 3.8.

Общим недостатком рассмотренных сплавов, помимо высокой хрупкости, является повышенная дефицитность исходного вольфрамового сырья – основного компонента, определяющего их повышенные физико-механические характеристики. Поэтому перспективно направление использования безвольфрамовых твердых сплавов. Хорошо себя зарекомендовали сплавы, в которых в качестве основы используется карбид титана, а в качестве связки – никель и молибден. Они маркируются буквами КТС и ТН. Твердые сплавы КТС-1 и КТС-2 содержат 15–17 % Ni и 7–9 % Mo соответственно, остальное – карбид титана. В твердых сплавах типа ТН-20, ТН-25, ТН-30 в качестве связующего металла применяют в основном никель в количестве 16–30 %. Концентрация молибдена составляет 5–9 %, остальное – также карбид титана. Твердость подобных твердых сплавов составляет 87–94 HRA, сплавы имеют высокую износостойкость и коррозионную стойкость. Их используют для изготовления режущего инструмента и быстроизнашивающихся деталей технологического оборудования.

Таблица 3.8

#### Области применения твердых сплавов

Марки сплавов	Назначение
ВК3, ВК6, ВК3-М, ВК6-М	Сухое волочение проволоки из стали, цветных металлов и их сплавов при небольшой степени обжатия. Быстроизнашивающиеся детали машин, приборов и измерительного инструмента, работающие без ударных нагрузок
ВК8	Волочение, калибровка и прессование прутков и труб из стали цветных металлов и их сплавов. Быстроизнашивающиеся детали машин, приборов и измерительного инструмента, работающие при небольших ударных нагрузках
ВК10	Волочение и калибровка прутков и труб из стали, цветных металлов и их сплавов при средней степени обжатия. Быстроизнашивающиеся детали машин, приборов и измерительного инструмента, работающие при ударных нагрузках средней интенсивности
ВК15	Волочение и прессование прутков и труб из стали при повышенной степени обжатия. Штамповка, высадка, обрезка, вытяжка углеродистых и качественных сталей при ударных нагрузках малой интенсивности
ВК10-КС	Штамповка, высадка, вытяжка легированных и специальных сталей при ударных нагрузках малой интенсивности
ВК20-КС	Штамповка, высадка, обрезка легированных и специальных сталей и сплавов при ударных нагрузках средней интенсивности

Марки сплавов	Назначение
ВК20К	Объемная штамповка и высадка при обычной и повышенной температурах углеродистых легированных и специальных сталей при ударных нагрузках высокой интенсивности
ВК20-КС	Штамповка, высадка, обрезка легированных и специальных сталей и сплавов при ударных нагрузках средней интенсивности
ВК20К	Объемная штамповка и высадка при обычной и повышенной температурах углеродистых легированных и специальных сталей при ударных нагрузках высокой интенсивности

## **Тема 4. ТРЕБОВАНИЯ К СТРУКТУРЕ И СВОЙСТВАМ МАТЕРИАЛОВ, ОБРАБАТЫВАЕМЫХ ХОЛОДНОЙ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКОЙ**

### **4.1. Структура и свойства сталей для холодной обработки давлением**

Весьма разнообразные процессы холодной штамповки можно укрупнено разделить на два класса: листовая и объемная штамповка. Для листовой штамповки исходными материалами служат стальные листы и лента.

Для процессов, связанных с частичным или полным разделением листового металла, характерным показателем служит касательное напряжение при срезе  $\tau_{ср}$  при обычной и повышенной температурах. Выбирая температуру нагрева заготовки, следует учитывать, что в диапазоне температур 100–400 °С углеродистые стали, как правило, имеют повышенную хрупкость (синеломкость).

При выборе стали для формоизменяющих операций, особенно для глубокой вытяжки, особое внимание следует уделять структуре металла. Величина зерна для листов и ленты толщиной до 3 мм должна быть не более 26–37 мкм (8–9 балл по ГОСТ 5639–82), а толщиной свыше 3 мм – не более 37–52 мкм (7–8 балл по ГОСТ 5639–82). Для листов и ленты толщиной 0,8–2 мм оптимальная величина зерна, обеспечивающая наибольшую способность металла к вытяжке соответствует 6–7 баллу по ГОСТ 5639–82. Более мелкое зерно приводит к ухудшению пластичности, а более крупное – к снижению качества поверхности штампуемых изделий (повышение шероховатости).

В стали, предназначенной для холодной листовой штамповки, нежелательна остающаяся иногда после прокатки в той или иной степени полосчатость структуры, так как ориентированная структура приводит к анизотропии механических свойств листов и ленты и понижает их вытяжные свойства. Соотношение осей отдельных зерен не должно превышать 1,4–1,5.

В низкоуглеродистой стали нежелательно наличие структурно-свободного цементита по границам зерен феррита, содержание которого по семибалльной шкале ГОСТа 5639–82 должно быть в пределах, оцениваемых 0-м и 1-м баллами. Наилучшей формой перлита, обеспечивающей повышенную способность стали к вытяжке, является зернистый перлит.

С целью улучшения качества поверхности штампуемых изделий, избежания брака в виде полос деформации, листовую сталь подвергают предварительной обработке: в штамповочных цехах тройному или более кратному перегибу в листопрямительных машинах (вальцовке) или растяжению за пределами текучести на растяжных машинах. На металлургических заводах – «дрессировке», т. е. холодной прокатке с обжатиями в пределах 0,5–3 %. Эти виды обработки приводят к наклепу металла и к значительному выравниванию разницы по пределу текучести отдельных зерен. Однако после такой обработки длительное хранение листов и ленты не рекомендуется, так как с течением времени в связи с происходящими в металле процессами старения эффект от наклепа уменьшается или исчезает полностью.

Для изделий, изготавливаемых холодной объемной штамповкой (высадкой и выдавливанием), широко применяются конструкционные стали: 08кп, 10кп, 15кп, 20кп, 15, 16ХГНМ, 19ХГН, 20, 30, 35, 35Х, 40Х, 38ХА, 38ХГНМ, 40Х2Н2МА, 40ХН, 40ХНМА, 51ХФА, 65Г, 68А, 68ГА, 70. В результате предварительной термической обработки доэвтектоидных сталей необходимо получить структуру *зернистый перлит + феррит*. Достижение указанной структуры в низкоуглеродистых сталях обеспечивается полным отжигом.

Углеродистые стали, из указанного ряда, приобретают структуру зернистого перлита, а высокоуглеродистые структуру *зернистый перлит + зернистый цементит* в случае проведения термоциклирования. Для этого проводят нагрев до температуры выше линии  $A_{C1}$ , с выдержкой, затем охлаждение ниже  $A_{C1}$  и выдержка. Далее следует вновь нагрев и охлаждение. После нескольких циклов окончательное охлаждение проводят до 650 °С медленно, ниже указанной темпера-

туры – на воздухе. После завершения термообработки в структуре сталей крайне нежелательно присутствие сплошной цементитной сетки, выделившейся по границам зерен перлита. Количество сфероидизированного цементита должно быть не менее 80 %. Термоциклирование является довольно длительным и трудоемким процессом. Поэтому в некоторых случаях, когда степень деформации поковки не высока, для повышения пластичности углеродистых сталей термоциклирование заменяют улучшением.

Наряду с вышеназванными в настоящее время широко используются стали 17Г2Р и 20Г2Р, разработанные специально для изготовления поволоков холодной высадкой и выдавливанием. В них после проведения полного отжига в течение 7–9 ч практически весь перлит находится в мелкозернистом состоянии. Следует учитывать, что данные стали очень быстро упрочняются в результате наклепа (до 800 МПа), что обуславливает их применение, прежде всего в технологических процессах, имеющих один либо два перехода. Упрочнение сталей позволяет не проводить окончательную термообработку. При необходимости изготовления изделий за три и более перехода поковки подвергают промежуточным отжигам.

#### **4.2. Цветные металлы и их сплавы, обрабатываемые холодной штамповкой**

**Алюминиевые сплавы.** Для изделий, получаемых глубокой штамповкой, применяются сплавы системы Al–Mn (АМц) и Al–Mg (АМг). Они характеризуются высокой пластичностью, коррозионной стойкостью и низкой прочностью. Не упрочняются термической обработкой.

К деформируемым алюминиевым сплавам, упрочняемым термической обработкой, относится дюралюминий. Сплав алюминия с медью ( $\approx 4\%$ ), марганцем и магнием ( $\approx 1\%$ ), кремнием и железом (до  $0,7\%$ ). Для повышения пластичности дюралюминия его подвергают отжигу при  $340\text{--}370\text{ }^\circ\text{C}$ . Увеличение пластичности происходит также в результате закалки с  $495\text{--}505\text{ }^\circ\text{C}$ . При этом следует учитывать, что последующее старение при комнатной температуре приводит к повышению прочности и снижению пластичности металла. Поэтому холодную обработку давлением следует проводить на свежезакаленных заготовках (не позднее чем через 2 ч для сплава Д1 и 20 мин для сплава Д16).

В особых случаях, когда жесткая регламентация последовательности технологических операций термообработки и штамповки невозможна (например, деформация заклепок), используют сплав Д18, который в состаренном состоянии имеет достаточно высокую пластичность по причине пониженного содержания упрочняющих элементов – меди и магния.

При изготовлении поковок сложной конфигурации целесообразно использовать дюралюминий, дополнительно легированный цинком (например, В95 и В95). Закалка данных сплавов производится с температуры 460–470 °С с охлаждением в подогретой до 80–100 °С воде. Возможность применения более низкой скорости закалки позволяет снизить внутренние напряжения и уменьшить вероятность возникновения закалочных трещин. При последующем старении при повышенных температурах 120–140 °С в течение 16–24 ч сплавы В95 и В95 приобретают более высокую прочность, чем Д1 и Д16.

В некоторых случаях для увеличения пластичности детали из дюралюминия получают горячей деформацией – ковкой или штамповкой (например, лопасти винтов).

**Магниевые сплавы.** Деформируемые магниевые сплавы легируют алюминием (до 10 %), марганцем (до 2 %), цинком (до 0,8 %), а также кадмием, ниобием и серебром. Высокую пластичность магниевые сплавы приобретают после закалки от 400 °С. Обработку давлением производят только в холодном состоянии.

**Титан и его сплавы.** Нелегированный титан хорошо подвергается всем видам обработки давлением как в горячем состоянии, так и при комнатной температуре. Температураковки слитков 1000–750 °С, а предварительно деформированных заготовок 950–700 °С. Для повышения пластичности в холодном состоянии применяют отжиг: для листов  $530 \pm 10$  °С в течение 30 мин, для прутков и поковок  $680 \pm 10$  °С в течение 1 ч.

Технически чистый титан марок ВТ1-00, ВТ1-0, ВТ1-1 по способности к глубокой вытяжке в холодном состоянии приближается к алюминиевым сплавам (предельный коэффициент вытяжки до 2,0).

Сплавы получают, легируя титан Al, Sn, Mn, Fe, Cr, Si, В, V, Nb, Zr. В зависимости от сочетания легирующих элементов титановые сплавы обладают различной штампуемостью в холодном состоянии. Сплавы ВТ1-00, ВТ1-0, ОТ4-0, ОТ4-1, ОТ4 обладают высокой пластичностью в холодном состоянии. Остальные сплавы имеют пониженную пластичность даже после отжига. Характерной особенностью

титановых сплавов является повышенная склонность к упрочнению при холодной пластической деформации. В связи с этим наблюдается высокая упругая отдача штампуемого материала и наличие высоких остаточных напряжений в готовых деталях. Остаточная упругая деформация при листовой штамповке сложнопрофильных корпусных деталей трудно поддается учету.

Нагрев деформируемого материала значительно увеличивает пластичность и применяется в первую очередь для штамповки высокопрочных титановых сплавов ( $\sigma_{\text{в}} \geq 850$  МПа). Штамповку сплавов низкой и средней прочности ( $\sigma_{\text{в}} = 450\text{--}850$  МПа) рационально проводить в холодном состоянии с учетом допустимой степени деформации, применяя в случае необходимости межоперационный отжиг материала при  $600\text{--}750$  °С.

Значительное влияние на процесс штамповки сложных деталей оказывает скорость деформирования – с ее увеличением штампуемость титановых сплавов ухудшается.

**Медь и сплавы на ее основе.** Высокие пластические свойства меди, а также наивысшая, после серебра, электропроводность обусловили широкое применение меди и ее сплавов.

Технически чистая медь (М00, М0, М1) имеет высокую пластичность в отожженном состоянии. После проведения холодной деформации пластичность меди снижается, но возрастает прочность. Для восстановления пластичности чистой меди проводят отжиг при температуре  $650$  °С. Все примеси, особенно входящие в твердый раствор, снижают электропроводность меди. Наиболее сильно уменьшают электропроводность примеси Р, As, Al, Sn. Вредными примесями, снижающими механические и технологические свойства меди и ее сплавов, являются Вi, Рb, S и O. Свинец и висмут ничтожно растворимы в меди и образуют по границам зерен легкоплавкие эвтектики, что приводит к *красноломкости*. Сера и кислород также нерастворимы в меди и образуют эвтектики Cu–Cu<sub>2</sub>S и Cu–Cu<sub>2</sub>O, но красноломкость они не вызывают, так как их температура плавления ( $1067$  °С и  $1065$  °С соответственно) выше температур горячей обработки давлением. Однако эти эвтектики весьма хрупкие, и их наличие даже в небольших количествах приводит к снижению пластичности.

Особо вредной примесью является кислород, если медь нагревают (при термообработке или эксплуатации) в атмосфере, содержащей водород. Атомы водорода быстро диффундируют вглубь металла и восстанавливают оксид меди  $\text{Cu}_2\text{O} + \text{H}_2 = 2\text{Cu} + \text{H}_2\text{O}$ . Пары воды

создают высокое давление, что приводит к вздутиям, разрывам и трещинам. Это явление называется «водородной болезнью» меди.

Наиболее широко используют два вида медных сплавов: латуни и бронзы.

*Латуни* – сплавы меди с цинком, содержащие до 50 % цинка.

Однофазные  $\alpha$ -латуни, содержащие около 30 % цинка, имеют высокую пластичность (например, Л70) и используются для изготовления деталей деформированием в холодном состоянии. Изготавливают ленты, гильзы патронов, радиаторные трубки, проволоку, клеммы. Двухфазные ( $\alpha + \beta$ ) латуни, содержащие свыше 37 % цинка, имеют низкую пластичность и используются для изготовления деталей деформированием при температуре выше 500 °С.

Деформируемые латуни не рекомендуется применять для изделий, работающих под нагрузкой при температуре выше 150–400 °С.

*Бронзами* называют двойные и многокомпонентные медные сплавы, в которых основными легирующими элементами являются различные металлы, кроме цинка. Различают две группы бронз: оловянные, в которых преобладающим легирующим элементом является олово, и безоловянные (специальные). В деформируемых бронзах содержание олова не должно превышать 6 %, для обеспечения необходимой пластичности, БрОФ 6,5-0,15.

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.

## **Тема 5. ПРИЧИНЫ ВЫХОДА ИЗ СТРОЯ ШТАМПОВОГО ИНСТРУМЕНТА. ВИДЫ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА ШТАМПА**

Стойкость деформирующего инструмента зависит от большого числа факторов, которые можно разбить на четыре группы: металлургические, конструктивные, технологические, эксплуатационные.

К *металлургическим* факторам относятся: химический состав, а также способ плавки и разливки инструментальной стали.

*Конструктивными* факторами, оказывающими влияние на стойкость инструмента, являются: форма и размеры ручки рабочей по-

верхности штампа, а также величина натяга, возникающего при запрессовке матриц в корпус-бандаж.

К *технологическим* факторам можно отнести: способ и технологию получения заготовки штампа, способ предварительного изготовления гравюры штампа, технологию доводки гравюры, технологию объемного и поверхностного упрочнения рабочей поверхности штампа.

К *эксплуатационным* факторам относятся: кинематические и динамические особенности штамповочного оборудования, кинетика изменения размеров гравюры штампа при эксплуатации, тепловой режим работы штампа, смазка рабочей поверхности, возможность восстановления ручьев штампа.

Основными причинами отказов деформирующего инструмента являются: схватывание отдельных участков поверхности инструмента и заготовки; пластическая деформация формообразующих поверхностей холодновысадочной оснастки; абразивный износ штампа; усталостное разрушение материала оснастки; появление трещин термической усталости.

*Схватывание* – проявляется в местном соединении двух твердых тел, происходящем при трении, вследствие действия молекулярных сил и контактных давлений, достигающих значений, близких к временному сопротивлению материала штампа. В результате этого вспышки температуры в микрообъемах могут превышать температуру плавления материала, что, усугубляясь высоким контактным давлением, приводит к появлению множества микроскопических очагов сваривания поверхностей штампа и заготовки. Прочность таких соединений выше, чем прочность металла поковки, что приводит к образованию наростов, которые в последующих циклах работы оснастки являются концентраторами напряжений. При извлечении заготовки из штампа разделение двух тел происходит не по границе контакта инструмент – заготовка, а по поверхностному слою взаимодействующих тел, что приводит к вырыванию частиц металла из рабочих поверхностей штампа.

Основными причинами *пластической деформации* рабочей поверхности матриц являются: высокие контактные напряжения, неравномерно распределенные по рабочей поверхности штампа, дефектность кристаллической решетки металла и ее неблагоприятная ориентация по отношению к направлению максимальных напряжений, снижение твердости материала инструмента при горячей штамповке в результате отпуска поверхностных слоев металла.

*Изнашивание* происходит вследствие трения, возникающего между инструментом и заготовкой в процессе деформации и последующего извлечения поковки из оснастки, а также наличия твердых мелкодисперсных частиц, выполняющих функции абразива.

*Усталостное разрушение* материала оснастки проявляется в виде микротрещин, возникающих в результате воздействия длительных знакопеременных динамических нагрузок. Концентрация напряжений в вершинах микротрещин способствует их росту и при достижении критического размера – разрушению инструмента.

*Развитие трещин термической усталости* происходит в результате длительного воздействия на поверхностные слои металла пульсирующего теплового потока. Во время контакта с поверхностью разогретой заготовки температура рабочей поверхности инструмента повышается. Затем снижается в период смены заготовки. Многократное тепловое расширение с последующим сужением способствуют образованию трещин по границам зерен металла с их окислением и образованием очагов контактно-термической усталости – питтингов.

## **Тема 6. МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ДЕФОРМИРУЮЩЕГО ИНСТРУМЕНТА**

**Создание скрепленных конструкций.** Одним из путей повышения стойкости матриц является установка их с натягом в корпус, в результате чего создаются в них напряжения сжатия. Уровень растягивающих напряжений, возникающих при работе оснастки, снижается в результате их частичной компенсации реакцией со стороны бандажа. Однако создание предварительных напряжений сжатия сопровождается повышением эквивалентных напряжений на рабочей поверхности матриц, что приводит к ее повышенному износу. Таким образом, решение проблемы повышения стойкости матриц требует создания конструкции матрицы с оптимальным уровнем сжимающих напряжений.

**Карбидная неоднородность.** Одной из основных причин, снижающих стойкость инструмента, является высокий балл карбидной неоднородности инструментальных сталей. Твердость карбидных включений инструментальных сталей выше, чем у окружающего их металла. Характеристики упругости, сложных по химическому составу включений высоколегированных сталей, по-видимому, также вы-

соки. В этом случае форма частиц и их модуль упругости оказывают значительное влияние на концентрацию напряжений в окрестности включения. Оценка влияния ориентации карбидных частиц относительно линии приложения нагрузки, исследованная для параллельного и перпендикулярного расположения, показала различия в прочности металла. В случае поперечного расположения прочность сталей X12M и P6M5 снижается на 40–50 %. В то же время угол между осью продолговатого включения и формообразующей поверхностью инструмента может иметь произвольное значение в диапазоне от 0 до 90 градусов.

Основными способами снижения карбидной неоднородности являются термическая (отжиг) и термомеханическая (переков) обработки материала на заготовительной стадии производства инструмента.

Наиболее равномерное распределение карбидных частиц достигается при порошковом переделе инструментальной стали. Размеры карбидов в стали P6M5, получаемой порошковым переделом, составляют до 2–3 мкм (вместо 8–20 мкм в сталях, получаемых обычными металлургическими методами или электрошлаковым переплавом). Прочность и вязкость стали, полученной из порошка, в 2 и 2,5 раза соответственно выше, чем эти же показатели обычной стали, при этом на 20–30 % повышается износостойкость. Главным недостатком подобного материала является его высокая стоимость.

**Влияние остаточного аустенита.** Для достижения высокой стойкости холодновысадочного инструмента важно правильно выбрать режимы его термообработки. Снижению количества остаточного аустенита в металле готового изделия способствует обработка холодом, а также ступенчатая закалка. Большое влияние на прочность инструментальных сталей оказывает размер действительного зерна аустенита. С его уменьшением повышается прочность и вязкость стали.

Существенное повышение стойкости инструмента за счет снижения «структурно-фазовой полосчатости» возможно при использовании термоциклирования.

**Изменение размеров зерна.** Наиболее распространенным способом измельчения зерна является термомеханическая обработка, когда деформированию подвергается металл в аустенизированном состоянии. При термомеханической обработке аустенизированной стали У10 при температурах 500–700 °С наблюдается образование субструктуры внутри зерна по типу полигонизации при последующей закалке, что приводит к повышению прочностных свойств. Аналогич-

ный эффект известен для стали X12, изделия из которой после деформации при температуре 1020 °С подвергаются отпуску при температуре 750 °С и окончательной обработке. Затем проводят закалку с температуры 1020 °С и три отпуска. Кроме того, при высокотемпературной термомеханической обработке инструментальных сталей происходит значительное измельчение карбидных частиц и расположение их эквидистантно рабочей поверхности, что приводит к значительному повышению прочностных свойств штамповых материалов.

В последнее время в качестве метода измельчения зерна наибольшее распространение получает низкотемпературная термомеханическая обработка инструментальных сталей при температуре ниже линии  $A_{C1}$ .

Низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО) инструментальных сталей, после аустенизации, основана на явлении «сверхпластичности», обусловленном повышением пластичности стали в момент мартенситного превращения. Зерна металла после НТМО оказываются вытянутыми в направлении течения металла, их размер не зависит от степени деформации. Наиболее четко это явление прослеживается на мартенситно-старееющих сталях. Однако данные об особенностях проведения процесса НТМО противоречивы.

После проведения деформации со степенью не менее 50–60 % происходит измельчение зерна стали, повышение твердости, красностойкости, прочности и ударной вязкости.

**Структура и свойства поверхностных слоев штампового инструмента.** Стойкость инструмента определяется структурой и свойствами поверхностных слоев, которые претерпевают наиболее существенные изменения в процессе эксплуатации. Большое влияние на износостойкость матриц оказывает твердость рабочей поверхности инструмента. Повышение твердости по всему сечению инструмента приводит к снижению его вязкости. Одним из способов повышения износостойкости рабочей поверхности матриц с сохранением высокой вязкости сердцевины является *зональная закалка*, заключающаяся в охлаждении внутренней полости матриц струей воды, а наружной поверхности воздухом. В результате твердость рабочей поверхности составляет 56–58 HRC, а более мягкая наружная часть матриц, с твердостью 40–50 HRC, обладает повышенной вязкостью, что позволяет увеличить стойкость в 1,5–1,8 раза. Данный способ применим для низколегированных сталей низкой прокаливаемости и углеродистых

инструментальных сталей класса У8А, используемых в случае высадки с невысокими контактными нагрузками на поверхности инструмента.

Значительные возможности повышения износостойкости поверхности появились вместе с разработкой *промышленных лазеров*. Благодаря высокой плотности энергии, переносимой лучом лазера (до  $10^9$  Вт/см<sup>2</sup>), возможен быстрый разогрев металла вплоть до температуры плавления и столь же быстрое охлаждение его за счет теплоотвода внутрь детали. При лазерной обработке мелкие карбиды цементитного типа успевают практически полностью раствориться, в то время как легированные карбиды типа  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$  полностью не растворяются, создавая тем самым резкий градиент распределения углерода и легирующих элементов по металлической матрице, что приводит к снижению локальной прочности металла. Таким образом, чем более дисперсна карбидная фаза, тем более стабильными свойствами отличается упрочненный слой, обладая высокой насыщенностью мартенсита легирующими элементами.

Оптимальными исходными структурами перед лазерной обработкой являются трооститно-бейнитные промежуточные структуры или структуры типа мартенсит отпуска с дисперсионным выделением карбидов, характерные для быстрорежущих и полутеплостойких сталей. В результате лазерной обработки на поверхности формируется упрочненная зона микротвердостью до 11–13 ГПа.

В случае предварительной магнитно-импульсной обработки толщина слоя, упрочненного лазерной обработкой, увеличивается до 180 мкм, его твердость при этом снижается на 0,5 ГПа, но обеспечивается плавное изменение свойств металла от поверхности к сердцевине. Кроме того, с помощью лазерной обработки можно легировать поверхностный слой, нанося на него перед обработкой состав, содержащий легирующие элементы, либо распыляя порошок с легирующим элементом непосредственно в луче лазера. Основными недостатками лазерного упрочнения являются высокая стоимость оборудования и необходимость его высококвалифицированного обслуживания.

Высокие контактные нагрузки в штамповой оснастке требуют применения высокопрочных сталей, дополнительное повышение износостойкости и усталостной долговечности которых достигается путем *модифицирования* – изменения химического состава и свойств поверхностных слоев инструмента. Толщина модифицированного слоя может составлять от нескольких микрометров до 1–2 миллимет-

ров. Сердцевина инструмента чаще всего имеет стабильные исходные свойства, что делает процесс повышения стойкости инструмента наиболее эффективным с точки зрения создания комплекса свойств, позволяющих сочетать высокую износостойкость с хорошей ударной вязкостью, прочностью и контактной усталостью инструмента.

В некоторых случаях положительный эффект приносит применение *наклепа* для упрочнения инструмента холодной объемной штамповки, например, из сталей P6M5 и X12Ф. Обработка проводится в качестве финишной отделочной операции. В результате обработки первоначальный разброс шероховатости поверхности ( $R_a$ ) в пределах 0,1–0,32 мкм сужается до 0,24–0,28 мкм для стали P6M5 и 0,19–0,25 мкм для X12Ф, это позволяет увеличить стойкость матриц для холодной объемной штамповки до 4 раз. Основными причинами увеличения стойкости являются повышенная микротвердость рабочей поверхности и наличие остаточных сжимающих напряжений в упрочненном слое. Высокая твердость указанных сталей – 59–63HRC – значительно затрудняет проведение наклепа металла и является технологической трудностью.

Виды *упрочнения поверхностных слоев* можно классифицировать следующим образом:

- нанесение упрочняющих покрытий;
- диффузионное насыщение рабочих поверхностей.

Большое распространение среди способов повышения износостойкости нашло применение *износостойких покрытий* путем осаждения на рабочие поверхности карбидов, нитридов, боридов, оксидов и других соединений таких элементов, как Ti, Zr, Cr, Al, V, Si, Hf, W и др.

При изготовлении оснастки, особенно из быстрорежущих сталей, наибольшее распространение получили покрытия на основе карбонитрида титана. Высокая поверхностная микротвердость (до 20–32 ГПа) и удовлетворительная адгезия покрытия с подложкой позволяют значительно снизить задираобразование, износ рабочей поверхности, а также устранить налипание на нее частиц металла заготовки. Разработано технологическое оборудование для нанесения покрытия на основе TiN, позволяющее наносить многослойные покрытия.

Одним из известнейших способов повышения износостойкости формирующего инструмента является нанесение на рабочие поверхности слоя *хрома* гальваническим путем, при котором твердость по-

верхности достигает 65–70 HRC и износостойкость повышается в 2–3 раза.

Перспективно упрочнение посредством *синтеза интерметаллидов* типа  $Ni_3(AlTi)$ ,  $(FeCo)_7W_6$ ,  $(Fe_3Co_2)W$  и карбидами типа WC. Широко используют в качестве материала электрода твердые сплавы—T15K6 и T30K4, а также графит. Толщина упрочненного слоя может достигать величины 0,25 мм, однако требует последующего полирования и доводки из-за невысокого класса чистоты поверхности после упрочнения (не выше  $Ra = 2,5$  мкм). Основным достоинством модифицированного слоя является его высокая твердость (более 1600–1800 HV), что позволяет повысить износостойкость инструмента в 1,5–5 раз. Однако пористость покрытий, небольшая толщина упрочненного слоя в готовом изделии, низкая производительность нанесения, остаточные напряжения растяжения препятствуют широкому их внедрению.

Однако следует отметить, что все известные покрытия создают резкий перепад свойств от поверхности к подложке, что обуславливает необходимость снижения толщины покрытия до величины 0,2–20 мкм, при которой прочностные свойства покрытия не влияют на прочность материала. Прочность подложки в этом случае приходится повышать дополнительными технологическими операциями.

**Диффузионные слои.** Создание *многокомпонентного модифицированного слоя* возможно с помощью комплексного диффузионного насыщения металлами и неметаллами. Оно проводится путем помещения детали в многокомпонентную смесь, содержащую Cr, V, Mo, Al, Si, B, C и др. Указанные элементы могут содержаться в смеси как в чистом виде, так и в виде различных соединений. После упрочнения структура диффузионного слоя характеризуется наличием большого числа мелкодисперсных карбидов, количество которых равномерно убывает от поверхности к сердцевине. Толщина слоя зависит от количества легирующих элементов, содержащихся в упрочняемом материале, и резко уменьшается при использовании высоколегированных сталей.

Подобное упрочнение способствует повышению усталостной долговечности и износостойкости упрочненных материалов. При насыщении ванадием, молибденом и углеродом сталей P6M5, X12 и ЭП761 толщина упрочненного слоя составляет 0,4–0,5 мм, твердость – 66–69 HRC, что позволяет увеличить усталостную прочность на 25–30 % и повысить стойкость в 1,5–2 раза. Недостатком описан-

ного метода является его высокая стоимость и сложность технологии упрочнения.

Проводится также упрочнение штамповых сталей 5ХНМ, 4ХМФС, Х12М, 4Х5В2ФС, 3Х3В8Ф посредством многокомпонентного диффузионного насыщения хромом, ванадием, алюминием, кремнием, бором. Для всех сталей толщина насыщаемого слоя не превышала 30 мкм при его микротвердости 19,2–21 ГПа (в зависимости от марки стали). Диффузионная зона состоит из трех слоев – внешнего, толщиной 1–2 мкм, содержащего карбоборид Cr(CB) и карбид типа  $M_{23}C_6$ , промежуточного, содержащего карбида типа  $M_7C_3$ , и внутреннего, характеризующегося присутствием  $\alpha$ -твердого раствора совместно с этими же карбидами. Внешний и промежуточный слои содержат преимущественно хром, ванадий и железо, в то время как внутренний слой характеризуется повышенным содержанием никеля, алюминия и кремния, насыщающих  $\alpha$ -твердый раствор в концентрациях не более 2,1 и 1,1 % соответственно. Покрытие способствует повышению износостойкости и «окалийностойкости», уменьшение скорости окисления сталей 5ХНМ и 4Х5В2ФС в 10 раз, что объясняется образованием оксидной пленки типа «шпинели»  $M_2O_3$ . Тем самым указанные свойства модифицированного слоя позволяют значительно повысить высокотемпературную износостойкость рассматриваемых сталей.

К недостаткам указанного способа следует отнести невозможность доводки упрочненной поверхности шлифованием, вследствие суммирования остаточных напряжений сжатия от шлифования с высоким значением остаточных напряжений сжатия в насыщенном слое (до 50 ГПа) и, как следствие, отслаивания достаточно тонкого упрочненного слоя. Кроме того, максимальное повышение указанных свойств характерно для создания модифицированных слоев на низколегированных сталях типа 5ХНМ и 4ХМФС, используемых для изготовления инструмента холодной и горячей высадки, вырубки и чеканки при невысоких нагрузках на рабочую поверхность.

Одним из наиболее распространенных и изученных способов повышения износостойкости и выносливости является *цементация*. Традиционно «цементуемыми» материалами считаются низкоуглеродистые стали с небольшим содержанием легирующих элементов. В частности, для изготовления отделочных пуансонов при высадке некоторых видов болтов и шурупов применяется сталь 35ХГСА. После цементации твердость рабочей поверхности превышает 60HRC.

Толщина слоя зависит от времени науглероживания и может достигать 1,6 мм. Твердость сердцевины составляет 48–52 HRC, что обеспечивает повышенную прочность инструмента при высокой износостойкости поверхности. Использование упрочненных деталей оснастки допускается в случае невысоких контактных напряжений. В противном случае жесткость сердцевины оказывается недостаточной и ее пластическое деформирование под воздействием повышенных нагрузок приводит к растрескиванию упрочненного слоя.

Известен способ цементации низкоуглеродистых сталей с высоким содержанием хрома (12 %), который позволяет повысить твердость рабочего слоя до 63–65 HRC. Недостатком данного способа является «пятнистость» упрочнения в результате образования на поверхности стойкой пассивной пленки, затрудняющей диффузию углерода, что диктует необходимость дифференцированного по времени применения специальных присадок к науглероживающей атмосфере. Для указанного способа отсутствуют данные о твердости и соответственно жесткости сердцевины, без которых невозможно прогнозировать поведение инструмента при заданном уровне контактных напряжений. Дополнительное неудобство описанного способа скрывается в значительных концентрациях углерода в поверхностном слое, достигаемое при цементации. В этом случае наличие большого количества хрома приводит к образованию карбидной фазы  $M_{23}C_7$ , которая имеет повышенную склонность к выделению по границам зерен в виде крупных угловатых частиц [41], [66], что значительно снижает локальную прочность металла.

Возможно формирование упрочненного слоя в виде специальных карбидов с «пластинчато-стержневой» формой, что позволяет повысить износостойкость и усталостную долговечность инструмента. Предварительное обезуглероживание и окисление поверхности инструмента приводит к интенсификации процесса насыщения и увеличению толщины упрочненного слоя. Однако при повышении толщины упрочненного слоя (1 мм и более) его прочностные свойства в значительной степени сказываются на стойкости инструмента, обуславливая растрескивание рабочей поверхности из-за ее повышенной хрупкости в условиях динамических нагрузок, характерных для холодной высадки.

Применительно к инструменту для холодного объемного деформирования разработан способ цементации быстрорежущей стали Р6М5. Пуансоны для холодного обратного выдавливания после 15-ча-

сового науглероживания в среде природного газа при температуре 950 °С подвергаются закалке в масле с температуры насыщения и последующему однократному отпуску при температуре 200 °С. В результате получают упрочненный слой твердостью 62–64 HRC, толщиной 1,5 мм при твердости сердцевины 52–54 HRC.

Высокая износостойкость поверхности достигается за счет наличия в насыщенном слое большого количества «округлых» карбидов. Вязкая сердцевина обеспечивает удовлетворительную прочность детали, что позволяет более чем в 2 раза повысить стойкость отдельных видов пуансонов для обратного выдавливания. Однако данную обработку не удастся широко применять для упрочнения инструмента из быстрорежущих сталей, так как оптимальным сочетанием свойств, обеспечивающих высокую прочность, жесткость и износостойкость инструмента, достигается лишь для отдельных единиц оснастки, характеризующихся определенным сочетанием толщины упрочненного слоя и рабочего сечения детали. В противном случае хрупкий упрочненный слой, располагающийся на сердцевине твердостью 52–54 HRC, не способной в должной степени противостоять пластической деформации, растрескивается. Главным недостатком данного способа является пониженная твердость сердцевины, обусловленная тем, что в описанном режиме не задействован механизм дисперсионного отверждения, основанный на максимальном растворении карбидных частиц в аустените при нагреве под закалку на 10–12 балл зерна и последующем дисперсионном отверждении при температуре отпуска 550–560 °С.

Одним из перспективных способов повышения износостойкости инструмента для холодной объемной штамповки является *борирование*. Диффузия бора в поверхностный слой приводит к образованию в нем боридов железа или карбидов бора. Известен широкий спектр технологических приемов, позволяющих насытить рабочую поверхность инструмента бором. Глубина упрочнения может достигать до 0,3 мм, но высокая хрупкость слоя ограничивает ее в пределах 0,1 мм в низколегированных сталях и 0,05 мм при упрочнении высоколегированных сталей. Упрочненный слой характеризуется наличием боридов FeB на поверхности и Fe<sub>2</sub>B в глубине слоя. Микротвердость модифицированного слоя достигает 15 ГПа. Температура насыщения в зависимости от способа борирования выбирается в интервале 860–1100 °С. При этом в большинстве случаев закалку инструмента проводят с температур насыщения. Эта особенность усложняет про-

цесс проведения упрочнения в случае применения сталей, закалочные температуры которых лежат выше указанного интервала температур. Попытка совместить насыщение с окончательным нагревом под закалку приводит к резкому снижению прочности слоя.

Сравнительная простота создания боридного слоя обеспечивает широкое применение данного метода упрочнения для деталей, рабочая поверхность которых эксплуатируется в условиях абразивного или контактного трения при повышенных температурах. В условиях ударного нагружения начинает сказываться повышенная хрупкость модифицированного слоя, для снижения которой требуется усложнение технологии создания упрочненного слоя. Данного недостатка лишен способ бороазотирования, обеспечивающий получение двух зон: наружной боридно-нитридной и внутренней, характеризующейся равномерным распределением мелкодисперсных нитридов в твердом растворе, легированном азотом.

После такой обработки наружный слой имеет микротвердость 17,5–22 ГПа и толщину 0,12–0,15 мм у низколегированных сталей и 0,03–0,08 мм у высоколегированных сталей. Внутренний слой обладает хорошей пластичностью, его твердость не превышает 2,5 ГПа при толщине 0,25–0,5 мм, что позволяет рассеивать упругую энергию хрупких поверхностных трещин микропластической деформацией подслоя. Сочетание описанных свойств позволяет повысить усталостную долговечность в 1,2–1,3 раза, износостойкость в 1,2–1,5 раз, сопротивление хрупкому разрушению в 1,5–2 раза.

Создание модифицированных слоев с изменяющимися по сечению свойствами возможно также с помощью создания *нитридных* и *карбонитридных* слоев. Все существующие методы азотирования основаны на диффузионном насыщении поверхности металла атомарным азотом, который образует устойчивые нитриды и карбонитриды железа и легирующих элементов – хрома, вольфрама, молибдена, бора и др. Повышение концентрации легирующих элементов в металле приводит к снижению толщины насыщенного слоя и созданию резкого градиента свойств по сечению материала.

Структура азотированного слоя состоит из поверхностной нитридной зоны и диффузионного подслоя. Нитридная зона формируется карбонитридной  $\epsilon$ -фазой, состоящей из двух изоструктурных форм соответствующих  $(FeM)_3NC$  и  $(FeM)_2NC$ . Диффузионный подслоя, так называемая зона «внутреннего азотирования», состоит из  $\alpha$ -фазы с включениями чрезвычайно дисперсных нитридов легирующих эле-

ментов. Общая толщина азотированного слоя составляет 0,08–0,25 мм в зависимости от способа насыщения и имеет твердость 10,5–12 ГПа для высоколегированных сталей. Особенностью применения газового азотирования является ухудшение исходной шероховатости поверхности инструмента с  $Ra = 1,25–0,5$  до  $Ra = 2,5–1,25$ .

Выделяющиеся при азотировании нитриды обладают более высокой, чем железо, теплоемкостью, что создает благоприятные условия для предотвращения температурных вспышек на поверхности и позволяет сохранять высокую твердость азотированного слоя до температуры 670–680 °С для штамповых сталей и 700 °С для быстрорежущих. Остаточные напряжения сжатия и высокая твердость, характерные для инструмента, упрочненного с помощью азотирования, обеспечивают возрастание усталостной долговечности и износостойкости, что приводит к повышению стойкости инструмента, работающего при умеренных динамических нагрузках, в 1,5–2,5 раза. Однако стойкость инструмента, испытывающего высокие ударные нагрузки, понижается на 20–30 %, вследствие повышенной хрупкости азотированного слоя, что подтверждается снижением ударной вязкости в 2–3 раза при азотировании на глубину 0,08 мм.

Создание карбонитридных слоев путем цианирования, нитроцементации или карбонитрации признается наиболее оптимальным способом упрочнения рабочей поверхности инструмента для холодной высадки. Толщина насыщенного слоя может варьироваться в широких пределах от 0,2 до 2 мм. Различают высокотемпературный процесс, при котором температура достигает порядка 980°, и низкотемпературный процесс, проводимый в интервале 500–600 °С. Технологическая схема упрочнения зависит от свойств упрочняемого материала и в случае модификации быстрорежущих и полутеплостойких сталей применяется низкотемпературная обработка в интервале 540–560 °С, проведение которой осуществляется после закалки и дисперсионного отверждения. При указанной температуре сталь преимущественно насыщается азотом. На поверхности образуется твердый хрупкий карбонитридный слой толщиной 5–15 мкм, далее следует твердый раствор азота в  $\alpha$ -железе. Его фазовый состав определяется наличием карбидов  $Fe_3C$  и нитридов  $Fe_3N$  и  $Fe_4N$ . Снижению его хрупкости способствует отсутствие нитрида  $Fe_2N$ , отличающегося повышенной хрупкостью. При толщине карбонитридного слоя 7–10 мкм он не проявляет хрупкости и обладает удовлетворительной прочностью и износостойкостью. Повышенная концентрация леги-

рующих элементов в быстрорежущих и полутеплостойких штамповых сталях обуславливает снижение толщины карбонитридного слоя до 2–3 мкм, что приводит к его быстрому изнашиванию в условиях высоких контактных нагрузок, характерных для применения указанных сталей. В этом случае основной эффект упрочнения принадлежит диффузионному подслою, который в высоколегированных сталях состоит из смеси мартенсита, карбидных, нитридных и карбонитридных фаз. Микротвердость упрочненного слоя может достигать 12–14 ГПа и плавно изменяется от поверхности к сердцевине. Остаточные напряжения сжатия в поверхностном слое наряду с приданием высокой твердости поверхности повышают износостойкость и выносливость высокопрочных металлов, упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации.

Толщина насыщенного слоя влияет на характер повышения усталостной прочности, максимальное повышение выносливости согласно [7] достигается при упрочнении на глубину 0,2 мм. В работах определено оптимальное значение толщины упрочненного слоя проводится на основе суперпозиции эпюр распределения эксплуатационных и остаточных сжимающих напряжений по сечению исследуемой детали. Зона внутреннего диффузионного насыщения обладает повышенной пластичностью, не подвергается шелушению, скалыванию. Она улучшает прирабатываемость, повышает задиростойкость, коррозионную стойкость, хорошо гасит ударную нагрузку. Наличие специальных нитридов приводит к повышению термостойкости. Повышение стойкости холодновысадочного и чеканочного инструмента, работающего в тяжелых условиях, по сравнению со стандартной термообработкой, составляет 2–3 и 1,5–3 раза соответственно.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали : справочник / Ю. А. Геллер. – Москва : Металлургия, 1984. – 584 с.
2. Ассонов, А. Д. Основные сведения о металлостроении и термической обработке / А. Д. Ассонов. – Москва : Машиностроение, 1972. – 172 с.
3. Трахтенберг, Б. Ф. Современные тенденции в проблеме стойкости штампов / Б. Ф. Трахтенберг // Кузнечно-штамповочное производство. – 1981. – № 8. – С. 27–29.
4. Гуляев, А. П. Металлостроение / А. П. Гуляев. – Москва : Металлургия, 1977. – 648 с.
5. Конструкционные материалы : справочник / под ред. Б. Н. Арзамасова. – Москва : Машиностроение, 1990. – 688 с.
6. Химико-термическая обработка инструментальных материалов / Е. И. Бельский [и др.]. – Минск : Наука и техника, 1986. – 247 с.
7. Химико-термическая обработка : справочник / под ред. Л. С. Ляховича. – Москва : Металлургия, 1981. – 424 с.
8. Ляхович, Л. С. Повышение стойкости штампового инструмента методами химико-термической обработки / Л. С. Ляхович, Л. Г. Ворошнин, Д. П. Карпенко. – Минск : Выш. шк., 1971. – 56 с.
9. Хомяк, Б. С. Твердосплавный инструмент для холодной высадки и выдавливания / Б. С. Хомяк. – Москва, 1960. – 117 с.

Учебное электронное издание комбинированного распространения

Учебное издание

**Степанкин Игорь Николаевич**

# **СПЕЦИАЛЬНЫЕ ГЛАВЫ ИНЖЕНЕРНОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ**

**Курс лекций  
для студентов специальности 1-36 01 05  
«Машины и технология обработки  
материалов давлением»  
дневной и заочной форм обучения**

**Электронный аналог печатного издания**

Редактор *Н. Г. Мансурова*  
Компьютерная верстка *М. В. Аникеенко*

Подписано в печать 02.04.09.

Формат 60x84/16. Бумага офсетная. Гарнитура «Таймс».

Цифровая печать. Усл. печ. л. 3,95. Уч.-изд. л. 3,37.

Изд. № 72.

E-mail: [ic@gstu.gomel.by](mailto:ic@gstu.gomel.by)

<http://www.gstu.gomel.by>

Издатель и полиграфическое исполнение:  
Издательский центр учреждения образования  
«Гомельский государственный технический университет  
имени П. О. Сухого».

ЛИ № 02330/0131916 от 30.04.2004 г.

246746, г. Гомель, пр. Октября, 48.