

Министерство образования Республики Беларусь

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

Кафедра «Материаловедение в машиностроении»

**В. М. Кенько, Н. В. Грудина**

## **МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ**

**ЛАБОРАТОРНЫЙ ПРАКТИКУМ  
по одноименному курсу для студентов  
машиностроительных специальностей  
дневной и заочной форм обучения**

**Электронный аналог печатного издания**

**Гомель 2011**

УДК 669.01+620.22(075.8)  
ББК 30.3я73  
К35

*Рекомендовано к изданию научно-методическим советом  
механико-технологического факультета ГГТУ им. П. О. Сухого  
(протокол № 3 от 27.04.2010 г.)*

Рецензенты: зав. каф. «Материаловедение» БелГУТа д-р техн. наук, проф.  
*П. Н. Богданович;*  
канд. техн. наук, доц. каф. «Обработка материалов давлением»  
ГГТУ им. П. О. Сухого *Ю. Л. Бобарикин*

**Кенько, В. М.**

К35      **Материаловедение : лаборатор. практикум по одноим. курсу для студентов машиностр. специальностей днев. и заоч. форм обучения / В. М. Кенько, Н. В. Грудина. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2011. – 55 с. – Систем. требования: PC не ниже Intel Celeron 300 МГц ; 32 Mb RAM ; свободное место на HDD 16 Mb ; Windows 98 и выше ; Adobe Acrobat Reader. – Режим доступа: <http://lib.gstu.local>. – Загл. с титул. экрана.**

ISBN 978-985-420-989-0.

Изложены основные теоретические сведения по диаграммам состояния двойных сплавов и Fe-Fe<sub>3</sub>C, химико-термической обработке сталей и выбору материалов для конкретных изделий. Рассмотрены методики проведения фазового и структурного анализа сплавов.

Для студентов машиностроительных специальностей дневной и заочной форм обучения.

УДК 669.01+620.22(075.8)  
ББК 30.3я73

ISBN 978-985-420-989-0

© Кенько В. М., Грудина Н. В., 2011  
© Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого», 2011

## Предисловие

Данный лабораторный практикум охватывает разделы «Двойные диаграммы», «Диаграмма Fe–Fe<sub>3</sub>C», «Химико-термическая обработка» и «Методология выбора материалов». Лабораторный практикум позволит студенту усвоить основные признаки и особенности различных диаграмм состояния двухкомпонентных сплавов, овладеть методикой их фазового и структурного анализа, освоить технологию цементации сталей, получить навыки по выбору сталей для конкретных деталей машин и оборудования, а также назначения технологических режимов их термической обработки.

При подготовке лабораторного практикума (лабораторные работы № 1 и 2) использовались материалы: «Методическое указание к лабораторным работам» по курсам «Материаловедение» и «Конструкционные материалы» для студентов (часть 3) / В. М. Кенько, Н. И. Базилеева, М. М. Овчинникова. – Гомель : ГПИ, 1988. – 63 с.

# Лабораторная работа № 1

## ИЗУЧЕНИЕ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

*Цель работы:* научиться проводить анализ диаграмм состояния реальных двойных систем и оценивать их технологичность и механические свойства.

Выполнение работы рекомендуется проводить в следующем порядке:

I. Ознакомиться с порядком проведения анализа диаграммы состояния на примере сплавов **Ti-Si**.

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение фазового состава сплава в зависимости от температуры и концентрации компонентов системы. Диаграммы состояния строят для условий равновесия или условий, достаточно близких к ним, которые достигаются только при очень малых скоростях охлаждения или нагревания. Истинное равновесие в реальных условиях достигается редко. В подавляющем большинстве случаев сплавы находятся в метастабильном равновесии, т. е. обладают ограниченной устойчивостью и под влиянием внешних факторов переходят в другие более устойчивые состояния. Изменение фазового состава приводит к изменению механических и технологических свойств сплавов. Анализ диаграммы позволяет правильно выбрать технологические режимы обработки сплавов с целью получения необходимого уровня свойств и оптимизировать технологию получения готовых изделий. На основании диаграммы состояния сплавов можно прогнозировать изменение свойств сплавов при изменении их химического состава.

Диаграммы состояния двойных систем строятся в координатах «температура–концентрация компонентов». Линии диаграммы соединяют точки аналогичных превращений в системе и разграничивают области существования равновесных фаз.

Различают *фазовый* и *структурный анализ диаграммы состояния*. Фаза представляет собой однородную по структуре и свойствам часть системы, отделенную от других частей поверхностью раздела, переход через которую связан с резким изменением свойств. *В однофазных системах фазовый и структурный состав одинаков. В многофазных, в том числе и двухфазных системах, сплавы имеют более сложную структуру, состоящую из различного сочетания фаз, например, в виде эвтектики или эвтектоида. При фазовом анализе в каждой области проставляются фазовые, а при структурном – структурные составляющие.*

Анализ диаграммы состояния следует проводить в три этапа:  
– на I этапе – определение фазового состава всех областей диаграммы;  
– на II этапе – определение превращений и структурного состава;  
– на III этапе – анализ превращений в заданных сплавах с построением кривых охлаждения, предсказание физико-механических свойств и технологичности этих сплавов.

### I этап

Точки на ординатах диаграммы характеризуют превращения, протекающие при охлаждении чистых металлов, которые образуют двойную систему.

*Первая точка на оси характеризует температуру первичной кристаллизации твердой фазы из жидкой* (рис. 1.1, точка 1). Все остальные точки на оси, от которых отходят одна (рис. 1.1, а, точка 2) или две (рис. 1.1, б, точка 2) наклонные линии, являются точками полиморфных превращений.

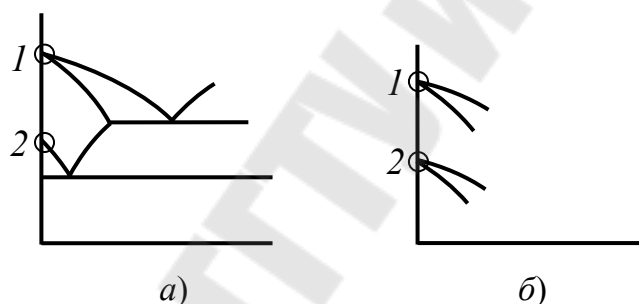


Рис. 1.1. Графические признаки полиморфных превращений

Полиморфным называется превращение, происходящее в твердом агрегатном состоянии, при котором атомы элемента перестраиваются, образуя кристаллическую решетку другого типа. Следовательно, число кристаллографических модификаций химического элемента равно числу точек на ординате, от которых отходят одна или две наклонные линии, а сами точки являются графическими признаками наличия таких модификаций у компонентов.

Сплавы в зависимости от физико-химического взаимодействия компонентов могут образовывать в твердом состоянии: химические соединения, твердые растворы и механические смеси. **Твердым раствором** называется фаза, в которой один из компонентов сплава сохраняет свою кристаллическую решетку, а атомы другого компонента располагаются в решетке первого компонента (растворителя), изменяя ее размеры (периоды). **Химическим соединением** называется фаза,

образующаяся в результате химического взаимодействия компонентов. Кристаллическая решетка химического соединения отличается от решеток компонентов, образующих соединение. Структура, состоящая из двух (или более) твердых фаз, одновременно кристаллизующихся из жидкого сплава или твердой фазы, называется **механической смесью**.

*Графическими признаками химических соединений* являются перпендикуляры к оси концентраций. Причем, если перпендикуляр доходит до линии ликвидус (рис. 1.2, а), то это устойчивое химическое соединение, а если пересекается с горизонтальной линией, расположенной ниже линии ликвидус (рис. 1.2, б), то это неустойчивое химическое соединение.

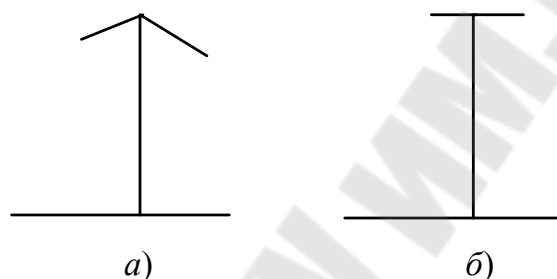


Рис. 1.2. Графические признаки химических соединений

*Графическим признаком твердого раствора* на основе одной из модификаций, представленной в чистом виде на оси ординат, являются точки оси (рис. 1.3, точки 1, 2), от которых отходят две наклонные линии. Твердый раствор занимает область, прилегающую к оси ниже точки-признака и ограниченную наклонными линиями.

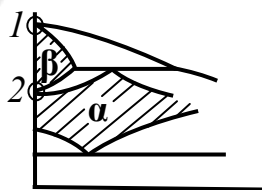


Рис. 1.3. Графический признак твердого раствора на основе модификаций одного из компонентов

*Графическим признаком твердого раствора на основе устойчивого химического соединения* является точка на линии ликвидус, от которой вниз отходят две линии (рис. 1.4, точка 1). Твердый раствор занимает область, расположенную между этими линиями.

Графическим признаком твердого раствора на основе неустойчивого химического соединения является точка, лежащая на горизонтальной линии, находящейся ниже линии солидус (рис. 1.5, точка 2), от которой тоже отходят вниз две линии. Твердый раствор занимает область, расположенную между этими линиями.

Графическим признаком твердого раствора, являющегося продуктом перитектического или перитектоидного превращения, является точка на горизонтали, от которой вниз отходят две наклонные линии (рис. 1.5, точки 1, 2 соответственно), твердый раствор занимает область между наклонными линиями.

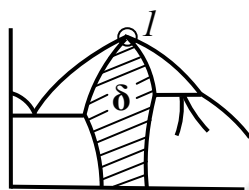


Рис. 1.4. Графический признак твердого раствора на основе устойчивого химического соединения

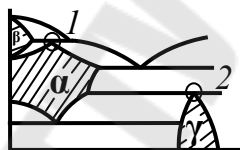


Рис. 1.5. Графический признак твердых растворов – продуктов перитектического и перитектоидного превращений

В качестве примера рассмотрим фазовый анализ диаграммы сплавов Ti–Si, приведенной на рис. 1.6.

В изучаемой системе левая ордината диаграммы характеризует превращения, протекающие при охлаждении расплава чистого титана, а правая – чистого кремния: точка *A* соответствует температуре кристаллизации титана из жидкой фазы, а точка *K* – температуре кристаллизации кремния.

В рассматриваемой диаграмме состояния титан имеет две кристаллографические модификации (*P* – точка полиморфного превращения), а кремний – одну модификацию и полиморфных превращений не испытывает.

В системе титан–кремний образуются устойчивые химические соединения  $Ti_5Si_3$ ,  $TiSi_2$  и неустойчивое химическое соединение  $TiSi$ .

Устойчивое химическое соединение можно считать самостоятельным компонентом, а, следовательно, диаграмму Ti–Si можно раз-

делить на три части: 1) Ti–Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>; 2) Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>–TiSi<sub>2</sub>; 3) TiSi<sub>2</sub>–Si и рассматривать их раздельно.

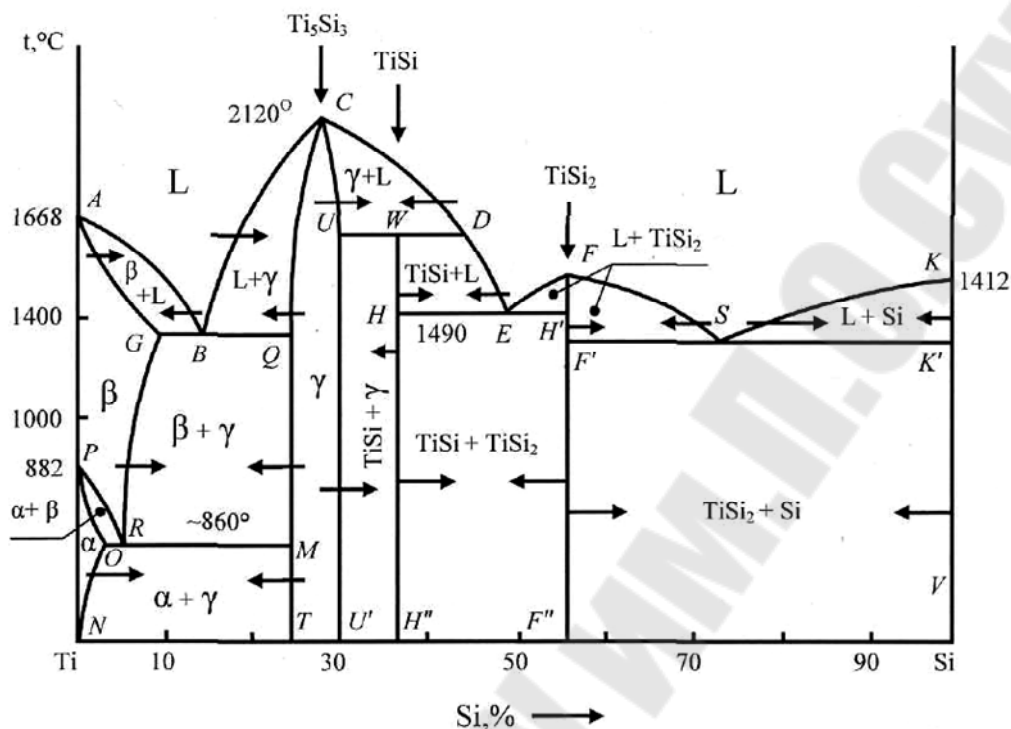


Рис. 1.6. Фазовый анализ диаграммы состояния системы титан–кремний

В рассматриваемой системе Ti–Si образуются следующие твердые растворы:

- α -твердый раствор Si в низкотемпературной модификации α -Ti;
- β-твердый раствор Si в высокотемпературной модификации титана β-Ti;
- γ-твердый раствор на основе устойчивого химического соединения Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>.

Следовательно, на изучаемой диаграмме однофазными областями будут:

- ось, соответствующая чистому титану;
- ось, соответствующая чистому кремнию;
- перпендикуляр WH'' – неустойчивое химическое соединение TiSi;
- перпендикуляр FF'' – устойчивое химическое соединение TiSi<sub>2</sub>;
- область существования α-твердого раствора, ограниченная линией PON;
- область существования β-твердого раствора, ограниченная линией AGRP;
- область существования γ-твердого раствора, ограниченная линией TMCQUU'.



Для анализа фазового состава двухфазных областей необходимо использовать «правило соседей», согласно которому в состав двухфазных областей входят фазы из соседних однофазных областей, расположенных слева и справа от рассматриваемой области (рис. 1.6). Таким образом, фазовый состав всех областей диаграммы известен, т. е. I этап анализа проведен.

## II этап

Для определения структурного состава различных областей диаграммы необходимо найти на диаграмме линии фазовых превращений, определить их тип и продукты превращения.

Наиболее часто встречающимися в металлических системах являются превращения:

– **эвтектическое** – превращение, при котором из металлической жидкости одновременно кристаллизуются две или более твердые фазы, образующие эвтектическую смесь, называемую эвтектикой;

– **эвтектоидное** – превращение, при котором твердая фаза распадается на смесь двух других твердых фаз; распад протекает одновременно с полиморфным превращением;

– **перитектическое** – превращение, при котором в результате взаимодействия оставшейся жидкости с ранее выделившейся твердой фазой образуется новая твердая фаза;

– **перитектоидное** – превращение, при котором в результате взаимодействия двух твердых фаз образуется новая твердая фаза.

Графическим признаком эвтектического и эвтектоидного превращений является точка на горизонтальной линии, от которой вверх отходят две наклонные линии (рис. 1.7, точка I). Точка I отвечает чисто эвтектическому или эвтектоидному превращению, т. е. в сплаве концентрации точки I из металлической жидкости или твердой фазы образуется двухфазная смесь, а во всех остальных точках горизонтали превращение протекает в присутствии избытка одной из фаз, не участвующей в превращении. Сущность превращения выражается реакцией, которая записывается следующим образом: из фазы, расположенной над точкой, образуется смесь двух других фаз. В состав этой смеси входят фазы из однофазных областей, расположенных по концам горизонтали. Если смесь образуется из жидкости – она называется эвтектикой, а из твердой фазы – эвтектоидом, а превращения, соответственно, эвтектическим и эвтектоидным.

Следовательно, в изучаемой системе (рис. 1.6) геометрическими признаками эвтектического и эвтектоидного превращений являются точки B, E, S, R.

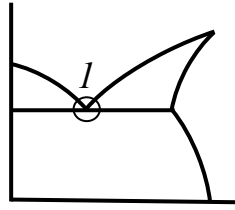


Рис. 1.7. Графический признак эвтектического и эвтектоидного превращений

Линиями превращений являются линии:  $GBQ$ ,  $HEH'$ ,  $F'SK'$ ,  $ORM$ . Реакции превращений, выражающие их сущность, записываются следующим образом:

– для линии  $GBQ$ :  $L_B \rightarrow (\beta_G + \gamma_Q)$ , образующуюся эвтектическую смесь обозначим  $\mathcal{E}_B$ ;

– для линии  $HEH'$ :  $L_E \rightarrow (\text{TiSi} + \text{TiSi}_2)$ , образующуюся эвтектическую смесь обозначим  $\mathcal{E}_E$ ;

– для линии  $F'SK'$ :  $L_S \rightarrow (\text{TiSi}_2 + \text{Si})$ , образующуюся эвтектическую смесь обозначим  $\mathcal{E}_S$ ;

– для линии  $ORM$ :  $\beta_R \rightarrow (\alpha_O + \gamma_M)$ , образующуюся эвтектоидную смесь обозначим  $\mathcal{E}_R$ .

Таким образом, линии  $GBQ$ ,  $HEH'$ ,  $F'SK'$  являются линиями эвтектических превращений, т. к. на этих линиях из жидкости одновременно кристаллизуются две твердые фазы, образующие эвтектические смеси двух фаз. Линия  $ORM$  – линия эвтектоидного превращения, т. к. двухфазная смесь образуется в результате распада твердой фазы.

Графическим признаком перитектического превращения является точка  $W$  на горизонтали, от которой вниз отходит перпендикуляр к оси концентраций, соответствующий неустойчивому химическому соединению  $\text{TiSi}$ . Горизонталь  $UWD$  является линией перитектического превращения.

Сущность превращения выражается реакцией:  $\gamma_U + L_D \rightarrow \text{TiSi}_W$ .

В сплавах, лежащих левее точки  $W$ , превращение протекает при избытке твердого раствора  $\gamma$ , а правее – при избытке металлической жидкости  $L$ .

Структурный состав всех областей диаграммы, кроме областей, расположенных под линиями эвтектического и эвтектоидного превращений, совпадает с фазовым составом.

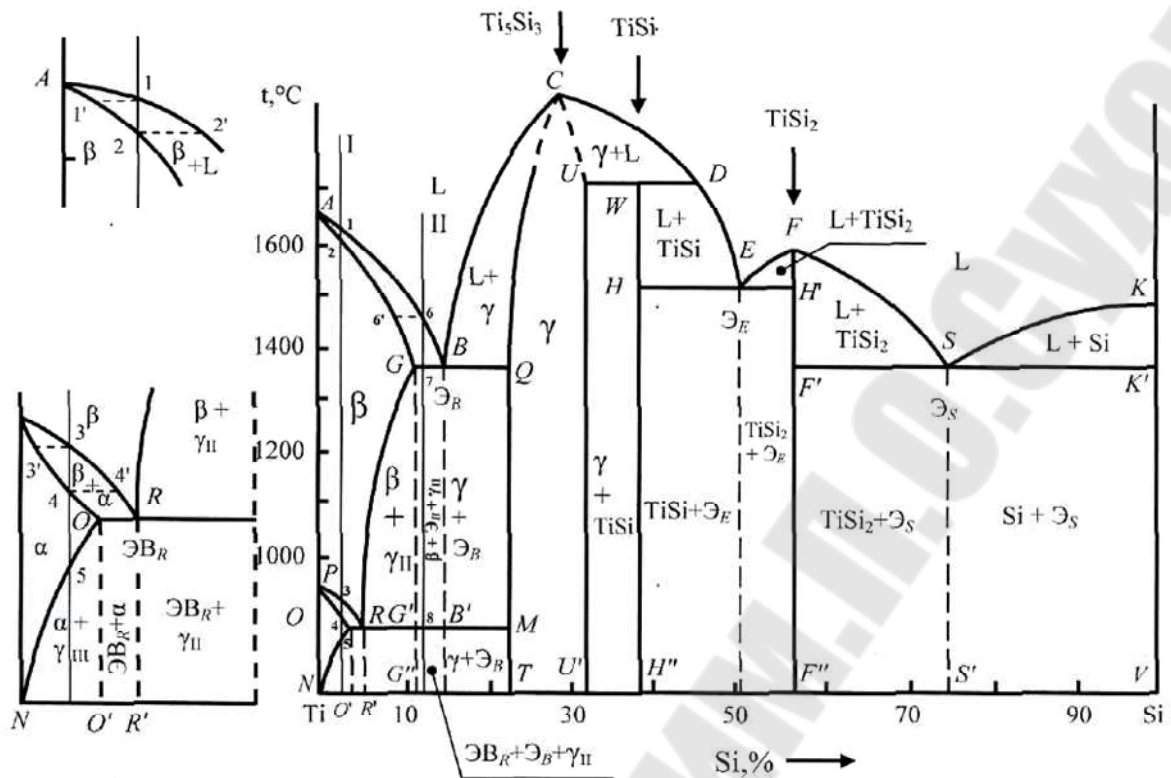


Рис. 1.8. Структурный анализ диаграммы состояния

Для определения структурного состава областей, лежащих под линиями вышеуказанных превращений, необходимо опустить перпендикулярные к оси концентрации пунктирные линии из концов линий превращений, а также из точек эвтектических и эвтектоидных превращений до пересечения с осью концентраций. Пунктиры разделяют области на участки с различным структурным составом. Если пунктирная линия, опущенная из конца горизонтали, не совпадает с линией диаграммы, то это говорит о распаде твердого раствора, примыкающего к этой линии, вследствие уменьшения растворимости в нем компонента с понижением температуры.

Следовательно, структура области  $RGG'$  будет состоять из твердого раствора  $\beta$  и выделившихся из  $\beta$ -фазы кристаллов  $\gamma$ -фазы, называемых вторичными ( $\gamma_{II}$ ), а структура области  $OO'N$  из  $\alpha$ -фазы и кристаллов  $\gamma$ -фазы, выделившихся из  $\alpha$ -твердого раствора, называемых третичными ( $\gamma_{III}$ ).

Для определения структурного состава прямоугольных участков, расположенных под линиями эвтектического и эвтектоидного превращений, необходимо учесть структурные превращения, произошедшие на этих линиях. Например, структурный состав прямоугольного участка  $SK'VS'$ , расположенного под линией эвтектического

превращения  $F'SK'$ , будет состоять из  $Si + \mathcal{E}_S$  (над линией структура состояла из  $Si + L$ ), т. к. на этой линии из жидкой фазы  $L$  образовалась эвтектика  $\mathcal{E}_S$ . Аналогично определяется состав других прямоугольных участков. Если же прямоугольный участок диаграммы примыкает к треугольному, в структурном составе которого содержатся вторичные или третичные кристаллы, то эти кристаллы будут и в этом прямоугольном участке.

Следовательно, в структурном составе участка  $GG'B'B$  наряду с  $\mathcal{E}_B$  и  $\beta$  будут кристаллы  $\gamma_{II}$ , а в составе участка  $ORR'O'$  наряду с  $\mathcal{E}_R$  и  $\alpha$  еще и кристаллы  $\gamma_{III}$ , однако их количество незначительно по отношению ко всей  $\gamma$ -фазе.

### III этап

При проведении анализа превращений, происходящих в сплавах, с построением кривых охлаждения следует использовать правило фаз, согласно которому  $c = k - \phi + 1$ , где  $c$  – число степеней свободы;  $k$  – число компонентов;  $\phi$  – число фаз. Если число степеней свободы равно единице ( $c = 1$ ), то на кривой охлаждения наблюдается перегиб, а если равно нулю ( $c = 0$ ), то на кривой охлаждения наблюдается площадка.

Кристаллизация сплава I (рис. 1.8, 1.9) начинается в точке 1 с выделения кристаллов  $\beta$  твердого раствора на базе  $\beta$ -Ti. Состав твердого раствора по мере кристаллизации сплава изменяется по линии 1'-2, а металлической жидкости по линии 1-2'. В точке 1 число степеней свободы  $c_1 = 1$ , следовательно, в двухфазной области от точки 1 до точки 2 можно изменять один фактор (температуру), при этом количество фаз в системе останется неизменным, т. е. на кривой охлаждения наблюдается точка перегиба, после которой происходит изменение скорости охлаждения. Кристаллизация сплава заканчивается в точке 2. Ниже точки 2 сплав представляет собой однородный  $\beta$ -твердый раствор. При понижении температуры от точки 2 до точки 3 в сплаве фазовых превращений не происходит. В точке 3 в сплаве начинается полиморфное превращение  $\beta$ -Ti  $\rightarrow$   $\alpha$ -Ti и образуется уже твердый раствор  $\alpha$  на базе  $\alpha$ -Ti. Состав  $\alpha$ -твердого раствора по мере охлаждения изменяется по линии 3'-4, а  $\beta$ -раствора – по линии 3-4'. В точке 3  $c_3 = 1$ , т. е. на кривой охлаждения наблюдается точка перегиба и изменение скорости охлаждения. В точке 4 превращение заканчивается и сплав состоит из однородного  $\alpha$ -твердого раствора. При охлаждении его от точки 4 до точки 5 превращений не происходит. При охлаждении сплава ниже точки 5 из  $\alpha$ -твердого раствора

начинает выделяться  $\gamma_{III}$ -фаза, т. к. растворимость кремния в титане с понижением температуры уменьшается по линии  $ON$ . Следовательно, структура сплава при комнатной температуре будет состоять из кристаллов  $\alpha$ -твердого раствора и расположенных по границам его зерен кристаллов  $\gamma_{III}$ . В точке 5  $c_5 = 1$ , следовательно, на кривой охлаждения наблюдается точка перегиба и изменение скорости охлаждения.

При построении кривой охлаждения нужно учитывать следующее: если на участке происходит фазовое превращение, а  $c = 1$ , то скорость охлаждения замедляется, а если превращения нет, то скорость увеличивается.

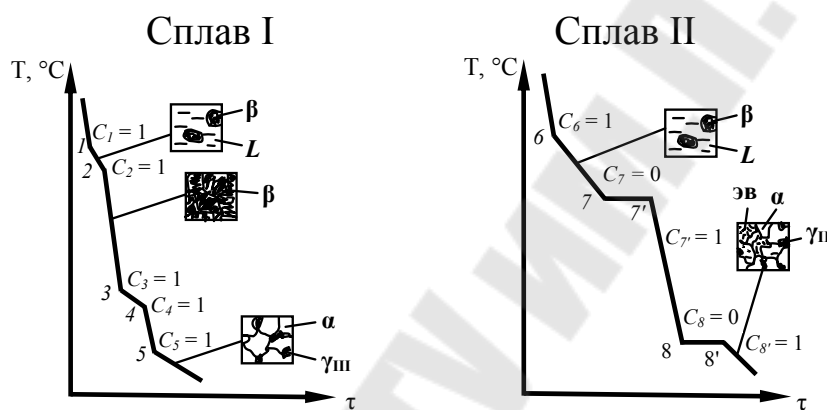


Рис. 1.9. Кривые охлаждения сплавов I и II

Кристаллизация сплава II начинается в точке 6 с выделением  $\beta$ -твердого раствора, состав которого изменяется по линии  $b'-G$ , а состав металлической жидкости по линии  $b-B$ . В точке 6 число степеней свободы  $c_6 = 1$  – на кривой охлаждения наблюдается уменьшение скорости охлаждения. В точке 7 в сплаве протекает эвтектическое превращение  $L_B \rightarrow \beta_G + \gamma_Q$ , при котором из металлической жидкости состава точки В образуется эвтектическая смесь  $\beta$ -твердого раствора состава точки G и  $\gamma$ -твердого раствора состава точки Q. Так как в системе в равновесии одновременно находится 3 фазы, то в точке 7  $c_7 = 0$  и любое изменение температуры приведет к изменению числа фаз в системе, следовательно, на кривой охлаждения наблюдается площадка. Структура сплава после завершения превращения будет состоять из  $\beta$ -твердого раствора и эвтектики ЭВ. При понижении температуры от точки 7 до точки 8 в структуре из  $\beta$ -твердого раствора будут выделяться кристаллы  $\gamma_{II}$ , т. к. растворимость  $Ti_5Si_3$  в Ti с понижением температуры уменьшается по линии  $GR$ . Кристаллы  $\gamma_{II}$  бу-

дут выделяться и из  $\beta$ -фазы, входящей в состав эвтектики, но в этом случае они будут наслаиваться на  $\gamma$ -фазу эвтектики. Следовательно, в структуре сплава будут присутствовать три структурные составляющие:  $\beta$ ,  $\gamma_{II}$  и  $\mathcal{E}_B$ . В точке  $\delta$  в сплаве протекает эвтектоидное превращение  $\beta_R \rightarrow (\alpha_O + \gamma_M)$ , при котором  $\beta$ -твердый раствор состава точки  $R$  распадается на смесь  $\alpha$ -твердого раствора состава точки  $O$  и  $\gamma$ -твердого раствора состава точки  $M$ . Образующая смесь называется эвтектоидом, состав которого определяется проекцией точки  $R$  на ось концентрации. В точке  $\delta$   $c_\delta = 0$ , следовательно, на кривой охлаждения наблюдается площадка. Эвтектоидное превращение будет испытывать и  $\beta$ -фаза, входящая в состав эвтектики. Следовательно, в структуре сплава ниже точки  $\delta$  будут присутствовать эвтектоид,  $\gamma_{II}$  и эвтектика, представляющая уже смесь эвтектоида и  $\gamma$ -твердого раствора. При охлаждении сплава от точки  $\delta$  до комнатной температуры из  $\alpha$ -твердого раствора, входящего в состав эвтектоида, будет выделяться фаза  $\gamma_{III}$ , но она будет структурно неразличима, т. к. наслаивается на  $\gamma$ -фазу эвтектоида.

II. Получите у преподавателя индивидуальное задание.

III. Начертите в масштабе заданную диаграмму состояния (приложение) и дайте буквенные обозначения всем линиям и точкам диаграммы.

IV. Проведите фазовый и структурный анализ диаграммы состояния.

V. Опишите изотермические фазовые превращения в данной системе и реакции этих превращений.

VI. Для заданного сплава:

- постройте кривые охлаждения;
- проверьте правильность построения с помощью правила фаз;
- опишите фазовые превращения;
- укажите микроструктуры сплавов в каждой зоне в процессе охлаждения.

VII. Охарактеризуйте технологичность сплавов.

Технологичность сплавов зависит от строения сплава. При выборе способа обработки необходимо руководствоваться следующим:

1. Сплавы, состоящие из однородных твердых растворов, пластичны и поэтому хорошо обрабатываются давлением (прокаткой, ковкой, прессованием и т. д.).

2. Эвтектические сплавы обладают высокой жидкотекучестью, т. е. хорошими литейными свойствами.

3. Если линии ликвидус и солидус лежат близко одна от другой, то литейные свойства характеризуются малой склонностью к ликвации, хорошей жидкотекучестью, склонностью к образованию концентрированной усадочной раковины.

4. Если линии ликвидус и солидус расположены далеко друг от друга, жидкотекучесть будет низкой, но сплав обладает малой усадкой, следовательно, возможно изготовление отливок сложной конфигурации.

5. Двухфазные сплавы, как правило, хорошо обрабатываются резанием.

Исходя из вышесказанного для сплавов системы Ti–Si наиболее целесообразными способами обработки являются:

- сплав I – холодная обработка металлов давлением;
- сплав II – литье.

Свойства сплавов в значительной степени зависят от того, какие структурные составляющие и какие фазы образовали компоненты сплава.

При оценке механических свойств отдельных структурных составляющих следует иметь в виду, что *твердые растворы* отличаются наибольшей пластичностью и меньшей прочностью по сравнению с другими структурными составляющими; *механические смеси* более прочные, твердые, но менее пластичные, чем твердые растворы; *химические соединения и смеси*, содержащие химические соединения, обладают высокой твердостью и хрупкостью.

VIII. Оформите отчет и защитите выполненную работу.

### Контрольные вопросы

1. Охарактеризуйте тип и состав каждой из фаз рассматриваемой системы.
2. Перечислите основные линии диаграммы.
3. Определите, какие изотермические превращения протекают в рассматриваемой системе, и напишите реакции этих превращений.
4. В каком случае в сплавах образуются вторичные и третичные кристаллы и как они влияют на свойства?
5. Основные типы диаграмм состояния и их фазовый состав.
6. Связь диаграммы состояния со свойствами сплавов.

## Литература

1. Лахтин, Ю. М. Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – Москва : Машиностроение, 1990. – 528 с.
2. Материаловедение : учеб. для вузов / Б. Н. Арзамасов [и др.] ; под общ. ред. Б. Н. Арзамасова. – 2-е изд. – Москва : Машиностроение, 1986. – 383 с.
3. Материаловедение / Б. Н. Арзамасов [и др.]. – 7-е изд. – Москва : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2005. – 648 с.
4. Геллер, Ю. А. Материаловедение / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. – Москва : Металлургия, 1989. – 456 с.
5. Худокормова, Р. Н. Материаловедение : лаборатор. практикум / Р. Н. Худокормова, Ф. И. Пантелеенко. – Минск : Выш. шк., 1988.
6. Кенько, В. М. Материаловедение : курс лекций / В. М. Кенько. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2009. – 246 с.



## Лабораторная работа № 2 ИЗУЧЕНИЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗО–ЦЕМЕНТИТ

*Цель работы:* изучить диаграмму состояния железо–цементит, проанализировать превращения, происходящие в сплавах.

Выполнение работы рекомендуется проводить в следующем порядке:

I. Изучить по методическим указаниям компоненты, фазы, их свойства и превращения, протекающие в системе Fe–Fe<sub>3</sub>C.

Диаграмма состояния железо–цементит представлена на рис. 2.1.

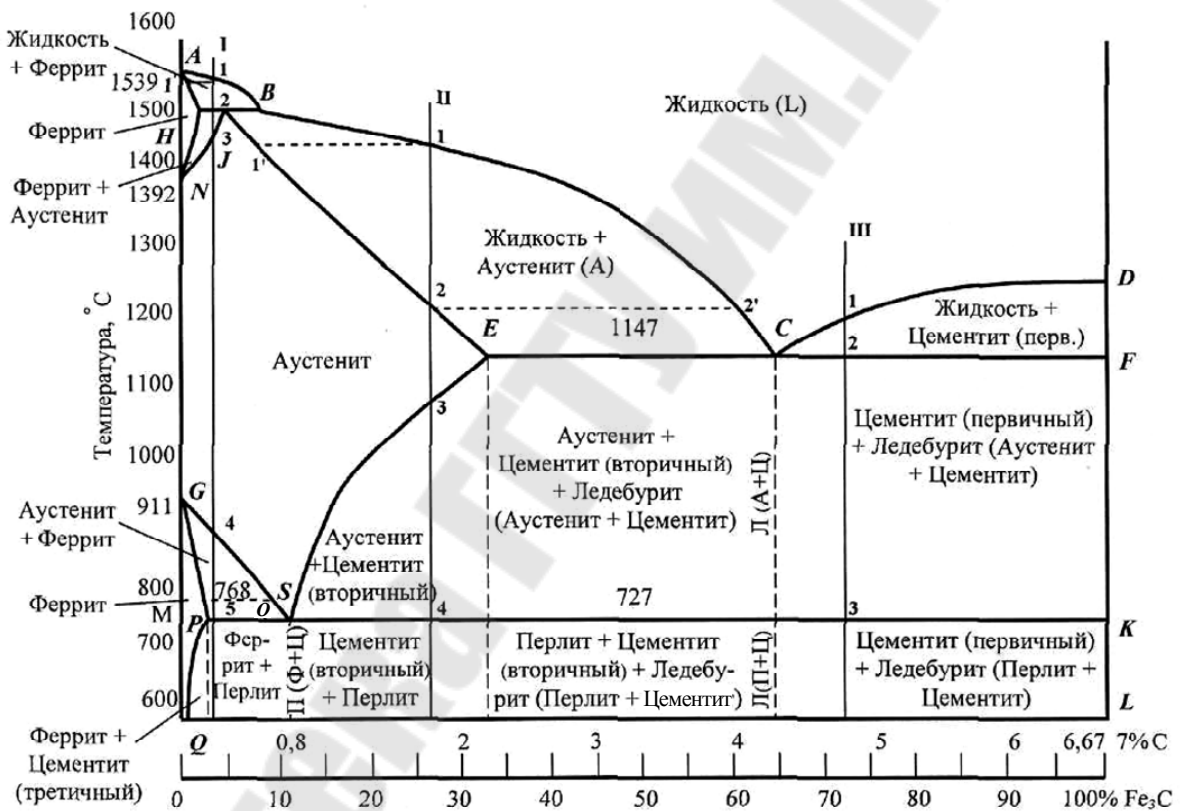


Рис. 2.1. Диаграмма состояния сплавов железо–цементит

Таблица 2.1

Точка на диаграмме	$t, ^\circ\text{C}$	C, %
A	1539	0
B	1499	0,51
H	1499	0,1
J	1499	0,16
N	1392	0

Точка на диаграмме	$t, ^\circ\text{C}$	C, %
<i>E</i>	1147	2,14
<i>C</i>	1147	4,3
<i>F</i>	1147	6,67
<i>D</i>	1260	6,67
<i>G</i>	911	0
<i>P</i>	727	0,02
<i>S</i>	727	0,8
<i>K</i>	727	6,67
<i>Q</i>	600	0,006

**Компонентами** в данной системе являются железо и углерод.

**Железо:** металл серебристо-белого цвета. Атомный номер 26, атомный радиус 0,127 нм. Температура плавления железа 1539 °С (табл. 2.1), плотность 7,68 г/см<sup>3</sup>. Железо имеет две кристаллографические модификации: кубическую объемноцентрированную (ОЦК) и кубическую гранецентрированную (ГЦК). Железо с ОЦК решеткой существует в двух температурных интервалах: до 911 °С и от 1392 до 1539 °С. До температуры 768 °С железо ферромагнитно и его называют  $\alpha$ -железо ( $\alpha$ -Fe), а выше этой температур – парамагнитно. Критическую точку (768 °С), соответствующую магнитному превращению, т. е. переходу из ферромагнитного состояния в парамагнитное, называют точкой Кюри и обозначают  $A_2$ . Парамагнитное железо с ОЦК решеткой обозначают  $\beta$ -железо ( $\beta$ -Fe). В интервале температур 911–1392 °С железо имеет ГЦК решетку и называется  $\gamma$ -железо ( $\gamma$ -Fe). А железо в интервале температур 1392–1539 °С обозначает  $\delta$ -железо ( $\delta$ -Fe). Период решетки зависит от температуры: у  $\alpha$ -Fe – 0,286 нм, а у  $\gamma$ -Fe – 0,364 нм. Критическую точку  $G$   $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при 911 °С обозначают  $A_3$ , а критическую точку  $N$   $\delta \rightarrow \gamma$ -превращения при 1392 °С обозначают  $A_4$ .

Железо может растворять в себе различные элементы, образуя с неметаллами твердые растворы внедрения, а с металлами твердые растворы замещения. Механические свойства технического железа характеризуются следующими величинами: предел прочности при растяжении  $\sigma_b \approx 120$  МПа, относительное удлинение при разрыве  $\epsilon \approx 50$  %, относительное сужение  $\psi \approx 85$  %, твердость 80 НВ. Эти показатели могут изменяться в некоторых пределах, т. к. на свойства железа влияет размер зерна, температура, наличие примесей.

**Углерод** – неметаллический элемент с температурой сублимации 3500 °С имеет плотность 2,5 г/см<sup>3</sup>. Углерод тоже полиморфен и может существовать в двух модификациях: в виде графита и алмаза.

В обычных физических условиях он существует в виде стабильной модификации – графита. При определенных условиях может существовать в метастабильной модификации – алмаза.

Углерод растворим в железе в жидком и твердом агрегатном состоянии и может вступать с ним в химическое взаимодействие, образуя карбид железа.

На диаграмме Fe–Fe<sub>3</sub>C присутствуют следующие фазы: жидкий расплав (**L**), феррит (**Ф**), аустенит (**A**) и цементит (**Ц**).

**Феррит (Ф)** – твердый раствор внедрения углерода в α-железе. Предельная растворимость углерода в низкотемпературном α-Fe = 0,02 % точки *P*, а в высокотемпературном δ-Fe = 0,1 % точки *H*. Столь низкая растворимость углерода в α-Fe обусловлена малым размером межатомных пор в ОЦК решетке. Значительная доля атомов углерода вынуждена размещаться в дефектах (вакансиях, дислокациях). Феррит – мягкая, пластичная фаза со следующими механическими свойствами:  $\sigma_B = 300$  МПа,  $\varepsilon = 40$  %,  $\psi = 70$  %,  $KCU = 2,5$  МДж/м<sup>2</sup>, твердость до 100 НВ.

**Аустенит (A)** – твердый раствор внедрения углерода в γ-железе. Предельная растворимость углерода в γ-Fe = 2,14 % точки *E*. Механические свойства аустенита характеризуются меньшей пластичностью и большей прочностью ( $\sigma_B = 550$ – $650$  МПа) и твердостью (160–200 НВ), чем у феррита.

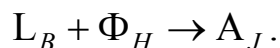
**Цементит (Ц)** – карбид железа – химическое соединение углерода с железом – Fe<sub>3</sub>C, содержащее углерода 6,67 % (практически постоянного состава). Цементит имеет сложную ромбическую решетку с плотной упаковкой атомов. Цементит слабо ферромагнитен и теряет ферромагнетизм при температуре 210 °С (критическая точка *A<sub>0</sub>*). Температура плавления цементита считается равной 1260 °С.

Цементит обладает высокой твердостью (> 800 НВ), но чрезвычайно низкой, практически нулевой, пластичностью. Цементит способен образовывать твердые растворы замещения. Атомы углерода могут замещаться атомами неметаллов, а атомы железа – металлами. Такой твердый раствор на базе цементита называется легированным цементитом.

*Линии диаграммы (рис. 2.1):*

1. *ABCD* – линия ликвидус.
2. *AHJESFD* – линия солидус.
3. *HJB* – линия перитектического превращения ( $t = 1499$  °С).

В результате перитектической реакции образуется аустенит:



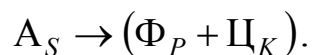
Реакция наблюдается только у сплавов, содержащих углерода от 0,1 до 0,51 %. Причем в сплавах, содержащих углерода от 0,1 до 0,16 %, после завершения реакции в избытке остается феррит, а в сплавах, содержащих углерода от 0,16 до 0,51 %, в избытке остается жидкость. Это связано с тем, что перитектическая реакция протекает при строгом количественном соотношении фаз. Необходимое количество реагирующих фаз в данной системе определяется точкой  $J$  ( $\Phi / L = JB / HJ$ ).

4.  $ECF$  – линия эвтектического превращения ( $t = 1147$  °С). В результате эвтектической реакции из жидкой фазы образуется эвтектическая смесь аустенита и цементита, называемая ледебуритом ( $L$ ):



Реакция протекает у всех сплавов системы, содержащих углерода более 2,14 %. Структура смеси при температуре 727 °С изменяется, т. к. аустенит превращается в перлит и ниже этой температуры ледебурит представляет собой смесь перлита и цементита. В ледебурите цементит образует сплошную матрицу, в которой размещены колонии перлита. Такое строение ледебурита служит причиной его большой твердости (700 НВ) и хрупкости. Присутствие ледебурита в структуре сплавов обуславливает их неспособность к обработке давлением, затрудняет обработку резанием. Количественное соотношение фаз при эвтектическом превращении характеризует точка  $C$  ( $\text{Ц} / A = EC / CF$ ). После завершения реакции, в доэвтектических сплавах, содержащих углерода от 2,14 до 4,3 %, в избытке остается аустенит, а в заэвтектических сплавах, содержащих углерода от 4,3 до 6,67 %, в избытке остается цементит.

5.  $PSK$  – линия эвтектоидного превращения ( $t = 727$  °С). Обозначается  $A_1$ . В результате эвтектоидного превращения из аустенита образуется смесь феррита и цементита, называемая перлитом ( $\Pi$ ):



Эвтектоидное превращение протекает во всех сплавах системы, содержащих углерода более 0,02 %. Перлит может иметь зернистое, но чаще имеет пластинчатое строение и является прочной структурной составляющей со следующими механическими свойствами:  $\sigma_B = 650\text{--}750$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 450$  МПа,  $\varepsilon \leq 16$  %, твердость 180–220 НВ.

6.  $MO$  – линия магнитного превращения ( $t = 768$  °С). При нагреве выше этой линии ферромагнитный феррит превращается в парамагнитный, а при охлаждении – наоборот.

7.  $ES$  – линия *сольвус* (обозначается  $A_{cm}$ ). Это линия характеризует изменения концентрации углерода в аустените при изменении температуры. С понижением температуры от 1147 до 727 °С предельная растворимость углерода в  $\gamma$ -Fe понижается от 2,14 до 0,8 %, вследствие чего выделяющийся углерод, взаимодействуя с железом, образует цементит, называемый *вторичным* ( $Ц_{II}$ ). Цементит, кристаллизующийся из жидкого расплава, называется *первичным*. Цементит вторичный образуется во всех сплавах, содержащих углерода более 0,8 %.

8.  $PQ$  – линия *сольвус*. Эта линия характеризует изменение концентрации углерода в феррите при изменении температуры. С понижением температуры от 727 °С до комнатной предельная растворимость углерода в феррите понижается от 0,02 до 0,006 %, вследствие чего при охлаждении из феррита вытесняется углерод, образующий цементит, называемый *третичным* ( $Ц_{III}$ ). Во всех сплавах, содержащих углерода более 0,02 %, происходит образование  $Ц_{III}$ , но его пластинки нарастают на уже имеющиеся пластинки цементита, поэтому структурно неразличимы.

Все сплавы изучаемой системы можно разделить на две группы: стали и чугуны. Стали содержат углерода от 0,02 до 2,14 %, а чугуны – от 2,14 до 6,67 %.

Стали подразделяются на доэвтектоидные (от 0,02 до 0,8 % С), эвтектоидные (0,8 % С) и заэвтектоидные (от 0,8 до 2,14 % С). Чугуны подразделяются на доэвтектические (от 2,14 до 4,3 % С), эвтектические (4,3 % С) и заэвтектические (4,3–6,67 % С).

Рассмотрим кристаллизацию некоторых сплавов (рис. 2.2–2.4).

*Сплав I (доэвтектоидная сталь, содержащая 0,12 % С)*

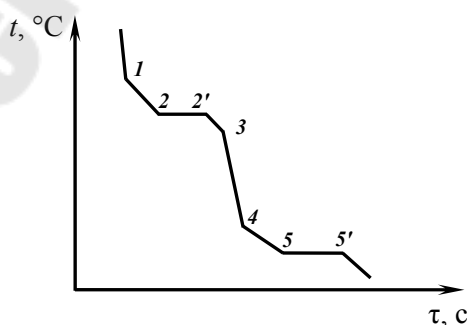


Рис. 2.2. Кривая охлаждения сплава, содержащего 0,12 % С

Кристаллизация сплава начинается при температуре точки  $I$  ( $c_I = 1$ ): из жидкой фазы кристаллизуется феррит, состав которого по

мере кристаллизации до температуры точки 2 ( $c_2 = 0$ ) изменяется по линии ( $1'-H$ ), а состав жидкой фазы по линии ( $1-B$ ). При температуре точки 2 в сплаве протекает перитектическое превращение при избытке феррита, т. к. требуемое соотношение фаз для этого превращения  $\Phi / L = JB / HJ$ , а в точке 2 –  $2B / H2 > JB / HJ$ . Поэтому после превращения в системе будет кроме аустенита присутствовать еще и феррит.

При охлаждении сплава в интервале температур от точки 2 до точки 3 ( $c_3 = 1$ ) происходит превращение оставшегося после перитектической реакции феррита в аустенит. Ниже температуры точки 3 сплав состоит из однородного аустенита. При охлаждении сплава в интервале температур от точки 3 до точки 4 превращений в нем не происходит. При температуре точки 4 ( $c_4 = 1$ ) в сплаве начинается превращение аустенита в феррит, т. к. происходит полиморфное превращение  $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ , при этом состав оставшегося аустенита изменяется по линии  $4-S$ , т. е. аустенит обогащается углеродом. Этот процесс продолжается до температуры  $727^\circ\text{C}$ . При этой температуре весь аустенит, содержащий  $0,8\%$  С, превращается в перлит, который вместе с выделившимся ранее ферритом образует конечную структуру стали ( $\Phi + \Pi$ ).

По мере охлаждения сплава от температуры точки 5 до комнатной из феррита будет выделяться  $\text{Ц}_{\text{III}}$ , но он, как указывалось выше, будет структурно неразличим.

#### *Сплав II (заэвтектоидная сталь, содержащая $1,8\%$ С)*

Кристаллизация сплава начинается при температуре точки 1 ( $c_1 = 1$ ) – на кривой охлаждения наблюдается точка перегиба: из жидкой фазы начинает кристаллизоваться аустенит, состав которого по мере снижения температуры изменяется по линии  $1'-2$ , а состав жидкой фазы – по линии ( $1-2'$ ).

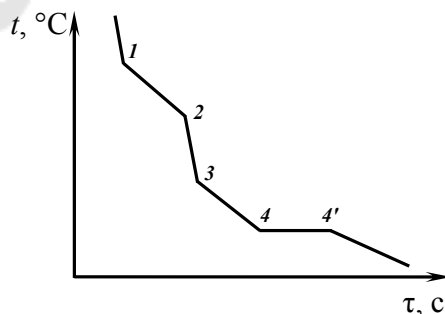


Рис. 2.3. Кривая охлаждения сплава, содержащего  $1,8\%$  С

При температуре точки 2 первичная кристаллизация сплава заканчивается и его структура состоит из аустенита, состав которого, соответствует составу сплава. В интервале температур от точки 2 до точки 3 никаких фазовых превращений в сплаве не происходит. При дальнейшем охлаждении сплава в интервале температур от точки 3 до точки 4 из аустенита, вследствие понижения в нем растворимости углерода, выделяется цементит вторичный ( $\text{Ц}_{\text{II}}$ ). Состав аустенита при этом изменяется по линии 3-S и при температуре точки 4 ( $727^\circ\text{C}$ ) в нем содержится 0,8 % С. При температуре точки 4 ( $c_4 = 0$ ) весь аустенит превращается в перлит вследствие эвтектоидного превращения  $A_S \rightarrow (\text{Ф}_P + \text{Ц}_K)$ , который вместе с выделившимся ранее цементитом вторичным образует конечную структуру стали ( $\text{П} + \text{Ц}_{\text{II}}$ ). При дальнейшем охлаждении сплава до комнатной температуры из феррита, входящего в состав перлита, выделяется углерод, образующий  $\text{Ц}_{\text{III}}$ , но он структурно неразличим и его количество незначительно.

*Сплав III (заэвтектический чугун, содержащий 4,8 % С)*

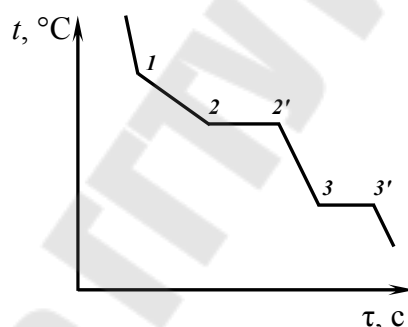


Рис. 2.4. Кривая охлаждения сплава, содержащего 4,8 % С

Кристаллизация сплава начинается при температуре точки 1 ( $c_1 = 1$ ) из жидкой фазы кристаллизуется цементит, называемый первичным ( $\text{Ц}_I$ ). Кристаллизация  $\text{Ц}_I$  протекает в интервале температур от точки 1 до точки 2, при этом состав жидкой фазы изменяется по линии 1-S. Первичная кристаллизация заканчивается эвтектическим превращением в точке 2 ( $c_2 = 0$ ) при температуре  $1147^\circ\text{C}$  с образованием ледебурита:



При эвтектическом превращении соотношение цементита к аустениту находится в пропорции  $\text{Ц} / \text{А} = EC / CF$ . Так как в рассматриваемом сплаве в точке 2 отношение  $2E / 2F > EC / CF$ , т. е. цемен-

тит находится в избытке, при температуре ниже 1147 °С структура сплава будет состоять из ледебурита и избыточного цементита первичного (Ц<sub>I</sub>), выделившегося ранее.

При дальнейшем охлаждении сплава в интервале температур от точки 2 до точки 3 происходит выделение из аустенита Ц<sub>II</sub>, но пластинки Ц<sub>II</sub> структурно неразличимы, т. к. наслаиваются на пластинки цементита, входящего в состав ледебурита. При температуре точки 3 ( $c_3 = 0$ ) аустенит ледебурита превращается в перлит, т. е. ледебурит ниже температуры точки 3 состоит из перлита и цементита. Конечная структура заэвтектического чугуна при комнатной температуре состоит из Ц<sub>I</sub> и Л(П + Ц).

II. Получить у преподавателя вариант задания и проанализировать превращения, протекающие в сплаве, построив кривую охлаждения заданного сплава с применением правила фаз.

III. Определить составы и количественное соотношение (%) фаз (структурных составляющих) в сплаве при указанной в табл. 2.2 температуре.

IV. Оформить отчет и защитить выполненную работу.

Таблица 2.2

Вариант	% С	$t, ^\circ\text{C}$	Вариант	% С	$t, ^\circ\text{C}$	Вариант	% С	$t, ^\circ\text{C}$	Вариант	% С	$t, ^\circ\text{C}$
1	0,01	800	6	1,0	740	11	2,5	800	16	4,2	800
2	0,04	1400	7	1,2	760	12	2,8	900	17	4,3	950
3	0,12	780	8	1,4	900	13	3,0	600	18	4,5	1150
4	0,3	1520	9	1,6	1200	14	3,5	1200	19	5,2	900
5	0,8	1200	10	2,3	600	15	3,8	750	20	6,0	727

### Контрольные вопросы

1. Дать определение и характеристику компонентов, фаз и структурных составляющих, присутствующих в изучаемой системе, указать их свойства.

2. Назвать основные линии диаграммы, охарактеризовать превращения, протекающие на этих линиях.

3. Для любой точки диаграммы определить состав фаз (структурных составляющих) и их количество.



## Литература

1. Лахтин, Ю. М. Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – Москва : Машиностроение, 1990. – 528 с.
2. Материаловедение : учеб. для вузов / Б. Н. Арзамасов [и др.] ; под общ. ред. Б. Н. Арзамасова. – 2-е изд. – Москва : Машиностроение, 1986. – 383 с.
3. Материаловедение / Б. Н. Арзамасов [и др.]. – 7-е изд. – Москва : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2005. – 648 с.
4. Геллер, Ю. А. Материаловедение / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. – Москва : Металлургия, 1989. – 456 с.
5. Худокормова, Р. Н. Материаловедение : лаборатор. практикум / Р. Н. Худокормова, Ф. И. Пантелеенко. – Минск : Выш. шк., 1988.
6. Кенько, В. М. Материаловедение : курс лекций / В. М. Кенько. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2009. – 246 с.

## Лабораторная работа № 3 ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

*Цель работы:* ознакомиться с видами химико-термической обработки и произвести цементацию стали.

*Приборы и материалы:* микроскоп ММУ-3, твердомеры Бригелля и Роквелла, электропечь, шлифовальная и полировальная машины, контейнер, карбюризатор, образцы из низкоуглеродистой стали, вата, фильтровальная бумага, травитель, спирт.

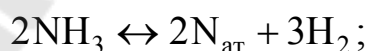
Выполнение работы рекомендуется производить в следующем порядке:

I. Ознакомиться с теоретическими положениями по химико-термической обработке.

**Химико-термической обработкой (ХТО)** называется технологический процесс, заключающийся в сочетании термического и химического воздействия с целью изменения состава, структуры и свойств поверхностного слоя стали. Такая обработка позволяет повысить твердость, износостойкость, усталостную прочность и долговечность, а также стойкость изделия к окислению и электрохимической коррозии. При химико-термической обработке происходит поверхностное насыщение стали соответствующим элементом (С, N, Al, Cr, Si и др.) путем его диффузии в атомарном состоянии из внешней среды (твердой, газовой, паровой, жидкой) при высокой температуре.

ХТО включает три последовательные стадии:

– выделение диффундирующего элемента в атомарном виде из рабочей среды вследствие химических реакций, обычно распада (диссоциации) молекул окружающей среды, например:



– поглощение атомов диффундирующего элемента поверхностью детали (адсорбция);

– проникновение атомов вглубь от поверхности (диффузия).

Насыщение поверхности стали при ХТО возможно лишь химическими элементами, образующими твердые растворы или химические соединения с железом. Скорость диффузии зависит от состава и кристаллического строения образующихся фаз. При насыщении стали элементами, образующими твердые растворы внедрения (С, N), диффузионные процессы идут быстрее, чем при насыщении элементами, образующими твердые растворы замещения, требующими больших

энергетических затрат. Поэтому диффузионная металлизация проводится при более высоких температурах.

Слой материала детали у поверхности насыщения, отличающийся от исходного по химическому составу, называется *диффузионным слоем*, а материал под диффузионным слоем, не затронутый воздействием окружающей активной среды, называют сердцевинной. Под общей толщиной диффузионного слоя понимают кратчайшее расстояние от поверхности насыщения до сердцевины.

Качественной и количественной характеристиками ХТО являются толщина диффузионного слоя, распределение концентрации диффундирующего элемента по толщине слоя, фазовый состав и свойства слоя (твёрдость, пластичность, коррозионная стойкость и т. д.).

В подавляющем числе случаев рост эффективной толщины диффузионного слоя подчиняется параболической зависимости, т. к. проводится процесс при постоянной температуре

$$d = k\sqrt{\tau},$$

где  $d$  – толщина диффузионного слоя;  $k$  – константа, учитывающая конкретные условия проведения химико-термической обработки;  $\tau$  – время.

Константа  $k$ , а следовательно, и толщина слоя экспоненциально зависят от температуры:

$$k = k_0 e^{-\frac{Q}{RT}},$$

где  $Q$  – эффективная энергия активации, Дж/моль;  $R = 8,31$  Дж/(К·моль) – газовая постоянная;  $T$  – абсолютная температура.

Толщина слоя при прочих равных условиях тем больше, чем выше концентрация диффундирующего элемента на поверхности металла.

Наиболее распространёнными в промышленности процессами ХТО являются процессы диффузионного насыщения стали углеродом, азотом и совместно этими элементами.

Углерод и азот легко усваиваются поверхностью стали, образуют с железом твёрдые растворы внедрения и сравнительно быстро диффундируют в стали, образуя слои значительной толщины.

**Цементацией** называется процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя углеродом при нагреве в углеродсодержащей среде.

Цементации подвергаются низкоуглеродистые и низколегированные конструкционные стали с содержанием углерода от 0,12 до 0,25 %. Проводят ее с целью повышения твердости, износостойкости, предела выносливости поверхностных слоев детали при сохранении вязкой сердцевины. Для углеродистых сталей это достигается обогащением поверхности детали углеродом до 0,8–1,0 % (рис. 3.1), с последующей закалкой и низкотемпературным отпуском. В случае местной цементации (отдельных участков детали) остальную часть, не подвергающуюся цементации, защищают слоем меди толщиной 0,02–0,05 мм, наносимой электролитическим способом, или покрывают огнеупорными обмазками.

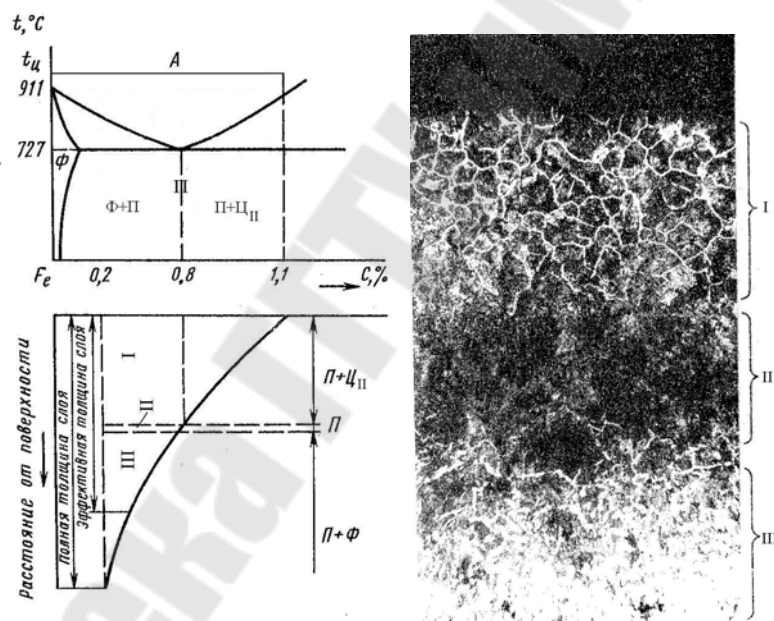


Рис. 3.1. Изменение содержания углерода и структуры по толщине цементованного слоя (схема)

Различают два вида цементации: в твердом карбюризаторе и в газовой среде.

**Цементация в твердом карбюризаторе** (науглероживающей среде) осуществляется при температуре 920–950 °С в закрытых емкостях (металлических ящиках). Длительность выдержки при этой температуре назначают 7–9 минут на 1 см высоты ящика. В качестве твердых карбюризаторов используют древесные угли (дуб, береза),

каменноугольный полукокс или торфяной кокс в смеси с углекислыми солями ( $\text{BaCO}_3$ ,  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  и др.). Соли берут 10–40 % массовых от общей загрузки.

Равномерно перемешанную смесь засыпают в ящик слоем толщиной 3–4 см, далее укладывается слой деталей с промежутком между ними и стенками ящика 3–4 см, засыпается слой карбюризатора аналогичной толщины, укладывается следующий слой деталей и т. д. Поверхность последнего слоя деталей также засыпается карбюризатором, ящик герметично закрывается и загружается в печь. Выделение активного атомарного углерода происходит вследствие следующих химических реакций. Кислород, имеющийся в ящике, взаимодействует с древесным углем и коксом, образуя угарный газ, который диссоциирует с выделением атомарного углерода:



Углекислые соли, также взаимодействуя с углем, образуют CO и после его диссоциации атомарный углерод:



Обычно цементацию проводят на глубину 0,5–1,6 мм в зависимости от конкретных деталей и условий их работы.

Длительность процесса цементации составляет 6–14 часов. После насыщения углеродом ящик с деталями извлекается из печи и охлаждается на воздухе в закрытом виде до 400–500 °С.

Содержание углерода после насыщения переменено по глубине детали, убывая по мере удаления от поверхности (рис. 3.1). В структуре цементованного слоя можно выделить три зоны: зона заэвтектоидной стали (I), содержащая 1–0,8 % С, эвтектоидной (II), содержащая 0,7–0,8 % С, и доэвтектоидной – переходной (III), содержащая менее 0,7 % С и простирающаяся до исходной структуры стали.

За *эффективную толщину* цементованного слоя  $\delta_{\text{эф}}$  принимается слой, включающий заэвтектоидную ( $\delta_{\text{зэ}}$ ), эвтектоидную ( $\delta_{\text{э}}$ ) и половину переходной ( $\delta_{\text{пер}}$ ) зоны:

$$\delta_{\text{эф}} = \delta_{\text{зэ}} + \delta_{\text{э}} + 1/2\delta_{\text{пер}}.$$

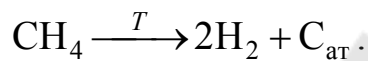
Для деталей, испытывающих контактную усталость (зубчатые колеса, шестерни, кулачки и др.), желательно проводить насыщение

поверхности углеродом до 1,1–1,2 %, т. к. при этом достигается максимальное сопротивление контактной усталости стали.

Легирующие элементы Cr, Mn, W, Mo, V позволяют насыщать поверхность до 1,8–2,0 % С.

Процесс **цементации в газовой среде** осуществляется в специальных герметичных печах, в которые непрерывно подается углеродсодержащий газ (метан, пропан-бутановые смеси и др.). Производится также впрыскивание жидких углеводородов – керосина, синтина, спиртов.

Насыщение углеродом осуществляют при температуре 900–920 °С в течение 6–12 часов. Атомарный углерод образуется при диссоциации углеродсодержащего газа, например,



Скорость газовой цементации 0,12–0,15 мм/ч при эффективной толщине слоя 1,5–1,7 мм.

Окончательные свойства цементованных изделий достигаются в результате термической обработки – закалки и низкотемпературного отпуска (рис. 3.2).

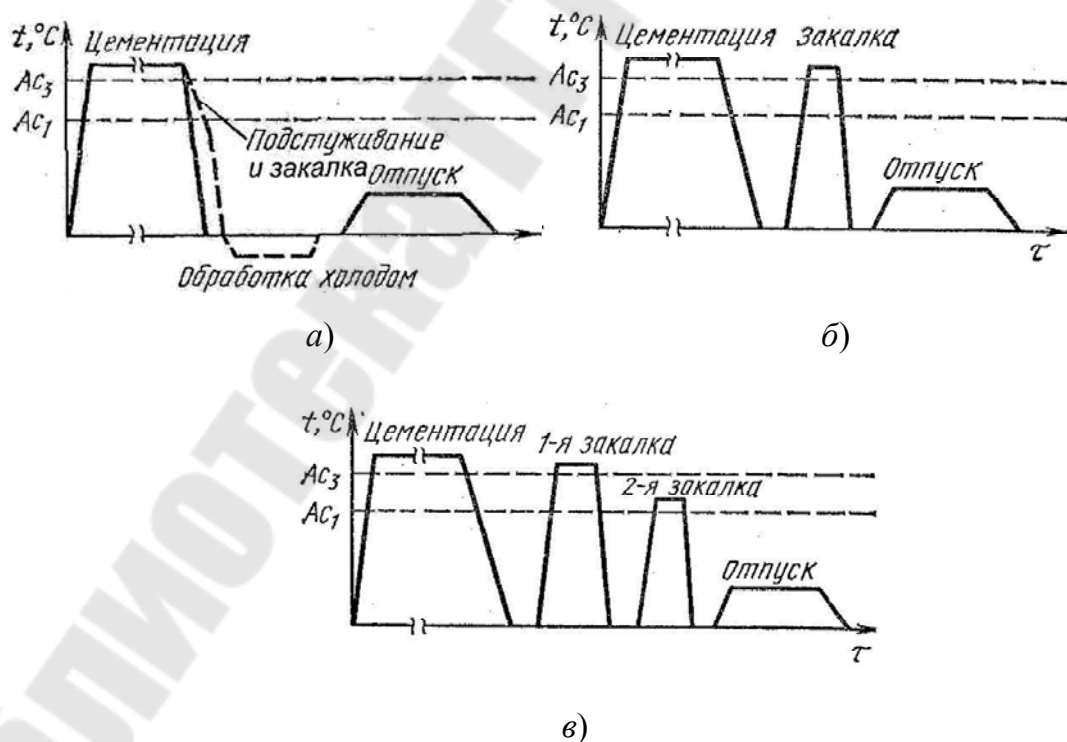


Рис. 3.2. Режимы термической обработки после цементации стали

Путем термообработки можно не только увеличить твердость, но и измельчить зерно, неизбежно увеличивающееся вследствие длительной выдержки при высокой температуре, устранить карбидную сетку в цементованном слое.

В большинстве случаев применяют одинарную закалку при температурах 820–850 °С. При газовой цементации проводят закалку прямо из печи после подстуживания до 840–860 °С (рис. 3.2, а). Для уменьшения деформации изделий выполняют ступенчатую закалку в горячем масле ( $T = 160–180$  °С). При цементации в твердом карбюризаторе необходим дополнительный нагрев деталей под закалку (рис. 3.2, б).

Особо ответственные детали после цементации подвергают двойной закалке с низким отпуском (рис. 3.2, в). При первой закалке с нагревом выше линии  $A_{c3}$  (880–900 °С) происходит перекристаллизация сердцевины детали с образованием мелкого аустенитного зерна, а соответственно, и образование мелкозернистых продуктов распада. Кроме того, при этом нагреве растворяется в поверхностном слое цементитная сетка. При нагреве под вторую закалку на 30–50 °С выше температуры  $A_{c1}$  (760–780 °С) происходит отпуск образовавшегося ранее мартенсита с образованием глобулярных карбидов и мелкого аустенитного зерна. После второй закалки и низкотемпературного отпуска поверхностный слой детали имеет структуру отпущенного мартенсита с включениями глобулярных карбидов. Структура сердцевины детали зависит от химического состава и ее геометрических размеров и может быть от феррито-перлитной для углеродистых сталей до сорбитной, трооститной и даже мартенситной, но с невысоким содержанием углерода, обладающим высокой ударной вязкостью, для легированных сталей.

Заключительной операцией при любом техпроцессе является низкотемпературный отпуск, после которого твердость поверхности составляет 58–62 HRC.

При одинарной закалке высоколегированных сталей в структуре сохраняется большое количество остаточного аустенита (до 50–60 %). Для дальнейшего превращения остаточного аустенита в мартенсит и повышения твердости необходима дополнительная обработка холодом.

Цементации подвергают детали, работающие в условиях трения при высоких ударных и циклических нагрузках, от которых требуется высокая износостойкость и поверхностная твердость при вязкой сердцевине (шестерни, распределительные валы, кулачки, червяки, поршневые пальцы и др.). При назначении цементации необходимо

для цементуемых поверхностей закладывать припуск 0,05–0,10 мм на последующее шлифование. Цементованные поверхности могут эксплуатироваться при температурах не выше 250 °С.

**Азотирование** представляет собой процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя детали азотом в среде азотсодержащего газа (аммиака, аммиака с азотом и др.). Азотирование проводится с целью увеличения твердости поверхностного слоя, износостойкости и устойчивости против коррозии.

Азотированию подвергают среднеуглеродистые стали, содержащие 0,4–0,5 % углерода, легированные Al, Cr, Mo, V и другими элементами, образующими нитриды – Cr<sub>2</sub>N, AlN, MoN. Весьма эффективно азотирование для сталей, легированных алюминием. Длительность выдержки при насыщении азотом 24–60 часов. Азотирование производят на глубину до 0,3–0,6 мм. Твердость и толщина азотированного слоя зависят от температуры, давления газа, длительности процесса насыщения, химического состава стали.

Азотирование проводится в герметичных печах при температуре 500–700 °С чаще всего в среде аммиака, который при температуре выше 400 °С диссоциирует с образованием атомарного азота



Аммиак пропускают со скоростью, обеспечивающей диссоциацию 25 % его, с целью исключения обезуглероживания стали. Охлаждение детали после азотирования проводят вместе с печью в потоке аммиака до 200 °С во избежание окисления поверхности.

В сплавах железа с азотом образуются следующие фазы: α-фаза – твердый раствор азота в α-Fe; γ-фаза – твердый раствор азота в γ-Fe (образуется при температурах выше эвтектоидной, составляющей 591 °С); γ'-фаза – твердый раствор на базе Fe<sub>4</sub>N; ε-фаза – твердый раствор на базе Fe<sub>2-3</sub>N.

В случае азотирования при температуре ниже эвтектоидной (591 °С) диффузионный слой состоит из трех участков: ε + γ' + α.носителем твердости является нижний подслой α, в котором наблюдается выделение дисперсных нитридов легирующих элементов типа MeN, Me<sub>2</sub>N. Слой γ' очень тонкий и под микроскопом трудно различим. Слой ε-фазы непрочный и хрупкий.

Легирующие элементы W, Mo, Cr, Ti, V повышают растворимость азота в α-фазе и образуют специальные нитриды типа MeN и Me<sub>2</sub>N (VN, Cr<sub>2</sub>N и др.), выделяющиеся в мелкодисперсном состоянии.



Твердость азотированного слоя выше, чем цементованного (до 70–75 HRA) и сохраняется до 550–600 °С, в то время как цементованного – до 250 °С.

Азотирование является заключительной операцией. До азотирования выполняется вся механическая обработка детали, производится закалка и высокотемпературный отпуск (улучшение), окончательное шлифование. После азотирования детали могут подвергаться тонкому чистовому шлифованию или полированию.

Азотирование создает в поверхностном слое детали напряжения сжатия до 600–800 МПа, что приводит к увеличению предела выносливости гладких образцов на 30–40 %, а образцов с надрезом – на 100 %.

В промышленности применяется также *ионное азотирование* (азотирование в *тлеющем разряде*), которое проводится в разреженной азотсодержащей атмосфере аммиака или азота.

Одновременное диффузионное насыщение поверхности стали углеродом и азотом в расплавленных цианистых солях, называется *цианированием*, а в газовой среде – *нитроцементацией*. Диффузионное насыщение одновременно углеродом и азотом осуществляется с целью повышения твердости и износостойкости поверхностей деталей из среднеуглеродистых сталей. Большое применение получила нитроцементация.

**Нитроцементация** производится в среде науглероживающего газа и аммиака в специальных герметичных печах при температуре 850–860 °С в течение 4–10 часов. В качестве рабочей среды используется эндогаз 80–90 % с добавлением 5–15 % природного газа и 5 % аммиака или эндогаз с жидким карбюризатором – триэтанолламином  $(C_2H_5O)_3N$ . Эндогаз представляет смесь газов в следующей пропорции: 40 %  $N_2$  + 40 %  $H_2$  + 20 %  $CO$ .

Нитроцементация осуществляется на глубину 0,2–0,8 мм. После насыщения сразу же из печи производится закалка и низкотемпературный отпуск при температуре 160–180 °С. Нитроцементация проводится при температуре на 100 °С ниже, чем цементация при той же скорости процесса и обеспечивает такую же твердость поверхности 58–64 HRC. Фазовый состав поверхностного слоя после закалки и низкого отпуска состоит из мелкокристаллического мартенсита, карбонитридов  $Fe_3(N, C)$  и 25–30 % остаточного аустенита. Большое количество аустенита способствует лучшей прирабатываемости деталей при трении, обеспечивая их бесшумную работу. Нитроцементованные детали обычно используют в нешлифованном виде. Процесс нитро-

цементации безвреден, позволяет регулирование химического состава. Однако стоимость выше, чем цементации, и необходимы специальные меры по охране труда.

Существует **три вида цианирования**: высокотемпературное ( $T = 930\text{--}960\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), среднетемпературное ( $T = 820\text{--}860\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) и низкотемпературное ( $T = 500\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), которые проводятся в цианосодержащих ваннах, что требует повышенных мер безопасности.

Применяются в промышленности также борирование, силицирование, диффузионная металлизация.

II. Получить у преподавателя образец низкоуглеродистой стали. Приготовить микрошлиф и определить приблизительное содержание в стали углерода. Зарисовать наблюдаемую микроструктуру, измерить твердость поверхности на приборе Бринелля.

III. Произвести цементацию образцов в твердом карбюризаторе. Продолжительность цементации 8 часов<sup>\*</sup>; температура цементации  $930\text{--}950\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; состав карбюризатора: 90 % – древесный уголь, 10 % – углекислый барий. Перед цементацией образец очистить от грязи, ржавчины и масел.

Образцы следует упаковать в ящики следующим образом: на дно ящика насыпать слой карбюризатора толщиной 30–40 мм и слегка утрамбовывать его, постукивая по стенкам ящика. Затем уложить образцы, соблюдая расстояние между ними и от стенок ящика в 30–35 мм и покрыть слоем карбюризатора 30–35 мм, утрамбовать его во избежание оголения деталей при цементации. Ящик закрыть крышкой и обмазать ее смесью огнеупорной глины с песком.

IV. После цементации удалить с торца цементованного образца слой толщиной 2 мм<sup>\*</sup>. Приготовить микрошлиф, определить глубину цементованного слоя и каждой его зоны. Измерить твердость поверхности и сердцевины на приборе Бринелля; зарисовать наблюдаемую микроструктуру цементованного слоя и сердцевины образца.

V. Провести термообработку цементованных образцов. Приготовить микрошлиф. Измерить твердость цементованной поверхности и сердцевины на приборе Роквелла и зарисовать микроструктуру.

Термообработку провести по следующему режиму: температура закалки  $840\text{--}860\text{ }^{\circ}\text{C}$ , охлаждающая среда – вода, температура отпуска  $160\text{--}180\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

---

<sup>\*</sup> Цементацию и удаление с торца образца слоя толщиной 2 мм после насыщения выполняют учебные мастера.

VI. Оформить отчет по работе и сделать вывод о влиянии цементации и последующей термической обработки на структуру и свойства стали.

### *Содержание отчета*

1. Цель работы.
2. Основные теоретические положения о химико-термической обработке.
3. Таблица результатов и исследований (табл. 3.1).

*Таблица 3.1*

Состояние образцов	Микро-структура	Твердость поверхности	Твердость сердцевины
До цементации			
После цементации			
После термической обработки			

4. Выводы.

### **Контрольные вопросы**

1. В чем заключаются физические основы ХТО? Назовите основные стадии процесса ХТО.
2. Какие стали подвергаются цементации и с какой целью? Какие науглероживающие среды используются при газовой цементации? Назовите технологические режимы, опишите химизм процесса.
3. Опишите процесс цементации в твердом карбюризаторе. Что используется в качестве карбюризаторов? Химизм происходящих процессов.
4. В чем особенности термообработки, проводимой после цементации в твердом карбюризаторе и в газовой среде?
5. Какие стали подвергаются азотированию и с какой целью? Химизм и технологические режимы азотирования.
6. В чем особенности нитроцементации и цианирования?

## Литература

1. Лахтин, Ю. М. Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – Москва : Машиностроение, 1990. – 528 с.
2. Материаловедение : учеб. для вузов / Б. Н. Арзамасов [и др.] ; под общ. ред. Б. Н. Арзамасова. – 2-е изд. – Москва : Машиностроение, 1986. – 383 с.
3. Материаловедение / Б. Н. Арзамасов [и др.]. – 7-е изд. – Москва : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2005. – 648 с.
4. Геллер, Ю. А. Материаловедение / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. – Москва : Металлургия, 1989. – 456 с.
5. Худокормова, Р. Н. Материаловедение : лаборатор. практикум / Р. Н. Худокормова, Ф. И. Пантелеенко. – Минск : Выш. шк., 1988.
6. Кенько, В. М. Материаловедение : курс лекций / В. М. Кенько. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2009. – 246 с.

## **Лабораторная работа № 4 ВЫБОР МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ**

*Цель работы:* ознакомление с наиболее широко применяемыми металлическими материалами, используемыми для различных деталей в машиностроении; освоение методики выбора материалов для конкретных деталей и выполнение практических задач.

Выполнение работы рекомендуется проводить в следующем порядке:

I. Ознакомиться с методологией выбора материалов для изготовления деталей машин, со справочной литературой и методическими рекомендациями по использованию различных металлов и термической или химико-термической обработки.

II. Выбрать 3–4 материала для конкретных деталей в соответствии с заданием, выданным преподавателем (валов, зубчатых передач и т. д.). Указать режимы термической или химико-термической обработки, используемой для изготовления деталей, и описать структуру материала в готовом изделии. Определить, какой из этих материалов предпочтительнее с учетом стоимости и коэффициента обрабатываемости.

### **Общие принципы выбора материалов**

Основными направлениями интенсификации в машиностроительной отрасли, с точки зрения материаловедения, являются: создание безотходных технологий, повышение в оптимальных пределах единичных мощностей оборудования при одновременном уменьшении их габаритов, материалоемкости, энергопотребления и снижения стоимости на единицу конечного полезного эффекта.

При выборе материалов конструктору необходимо проанализировать условия работы изделий, выяснить напряженное состояние, возникающее в процессе работы, возможные виды и причины выхода деталей из строя. Нужно ориентироваться на применение менее дорогих материалов, обладающих необходимым уровнем механических свойств, на применение термической и химико-термической обработки, снижение материалоемкости и повышения технологичности, в том числе за счет применения композиционных материалов и пластмасс.

Можно выявить четыре группы требований, предъявляемых к материалам: эксплуатационные, технологические, экономические, экологические.

Эксплуатационные требования определяются исходя из условий эксплуатации изделий – нагрузок, температурных режимов, окружающей среды, требуемого ресурса работы и т. д. Исходя из условий работы деталей устанавливается комплекс прочностных и других параметров, которые находятся в наибольшей корреляции с эксплуатационными свойствами и обеспечивают заданную конструкционную прочность ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ , КСЧ, E, НВ, прокаливаемость, усталостная прочность и др.) [1].

Технологические требования выдвигаются исходя из обеспечения минимальной трудоемкости изготовления деталей, при обеспечении заданной конструкционной прочности. Определяются методы обработки деталей и последовательность операций термической обработки.

Экономические требования являются комплексными и учитывают стоимость материалов, механической и термической обработки при изготовлении деталей, а также эксплуатационные расходы и ремонтно-пригодность деталей.

В случае противоречивости выдвигаемых требований осуществляется поиск компромиссного оптимального решения. Возможно увеличение материалоемкости с целью повышения технологичности процесса изготовления деталей, особенно в массовом производстве, или наоборот, снижение материалоемкости, используются материалы с максимальной удельной прочностью, невзирая на экономические требования, как, например, в авиационной и космической технике.

Обоснованный выбор материала для конкретных деталей с учетом эксплуатационных, технологических, экологических и экономических предпосылок представляет собой сложную технико-экономическую задачу. В общем случае правильный выбор материалов возможен лишь при сопоставительном анализе нескольких вариантов.

В некоторых случаях выбор материалов производится по комплексным показателям. Например, к деталям предъявляется требование минимальной стоимости или массы при заданной прочности, выносливости, жесткости и т. п. Одним из важных показателей уровня конструкции является ее материалоемкость. Поэтому при сравнении материалов часто пользуются удельными механическими показателями, представляющими отношение показателя механического свойства к плотности материала. Например, удельная прочность ( $\sigma_b/\rho$ ), удельный предел выносливости ( $\sigma_{-1}/\rho$ ), удельная жесткость ( $E/\rho$ ).

В зависимости от условий работы деталей к различным объемам или частям поверхности детали могут предъявляться специальные требования: износостойкость, контактная или объемная усталость и т. д. Подобрать материал, удовлетворяющий всем требованиям, бывает порой невозможно или же из экономических соображений изготовление детали из одного материала нецелесообразно. В таких случаях необходим комплексный подход, заключающийся в применении различных технических решений (применение сборной конструкции, термической или химико-термической обработки, армирования конструкции или материала, нанесения покрытий и т. д.).

Существенным фактором при выборе материала для деталей конструкции является номенклатура используемых материалов. Необходимо по возможности сокращать ее. Ограничение количества марок используемых материалов значительно упрощает вопросы снабжения, хранения и учета материала, повышает производительность труда за счет применения наиболее рациональных режимов обработки, снижения брака при механической и термической обработках.

При выборе конструкционных сталей для деталей машин необходимо учитывать целый ряд механических и технологических свойств: прокаливаемость, выносливость, износостойкость, твердость, механические свойства и т. д.

Для закаленных сталей оптимальное сочетание прочности и вязкости обеспечивается при наличии в структуре после закалки не менее 90 % мартенсита. При наличии в структуре 50 % мартенсита и 50 % троостита закалки предел выносливости стали снижается на 20 % и значительно снижается ударная вязкость. Поэтому зачастую прокаливаемость определяют по глубине проникновения закаленного слоя со структурой 90 % мартенсита и 10 % троостита закалки. Обычно принимают глубину этого слоя равной 0,75 от глубины полумартенситной зоны. Зона полной прокаливаемости примерно равна половине полумартенситной зоны.

Для ответственных деталей, работающих в основном на изгиб и кручение, принимается, что закаленный слой, содержащий 90 % мартенсита и 10 % троостита закалки, должен находиться на *глубине не менее 1/2 радиуса* от поверхности детали. *Полная прокаливаемость* по всему сечению требуется в основном для деталей, подвергаемых в эксплуатации упругим деформациям с большой амплитудой (рессор, пружин, торсионных валов) или работающих в основном на растяжение (шатуны, ответственные болты).

Долговечность деталей и узлов машин в значительной мере определяется усталостью металла и его износом в процессе эксплуатации. Резко снижают предел выносливости ( $\sigma_R$ ) металлов концентраторы напряжений. Величина  $\sigma_R$  зависит от качества обработки поверхности. Чем выше качество обработки поверхности, тем выше предел выносливости. Предел выносливости шлифованных образцов на 10–15 % ниже, чем полированных, а фрезерованных ниже на 45–60 %. Увеличению предела выносливости способствует создание в поверхностных слоях остаточных сжимающих напряжений, например, путем химико-термической обработки.

При фрикционном взаимодействии детали подвергаются износу, в результате чего изменяются геометрические размеры деталей, увеличиваются зазоры между контактирующими деталями, вызывающие биение. Уменьшить износ можно путем использования различных смазочных веществ, устраняющих непосредственный металлический контакт двух поверхностей. Износостойкость узлов трения повышается с увеличением твердости (при сохранении определенной пластичности). С этой целью широко применяются химико-термическая обработка, упрочнение поверхностей путем механического наклепа или наплавки поверхности и т. д.

Выбор той или иной стали для изделия зависит от его геометрических размеров и условий эксплуатации. Окончательный выбор производится с учетом технологических свойств, экологических требований и экономических соображений.

Ниже приведены некоторые рекомендации по применению материалов для различных деталей машин.

### **Практические рекомендации по выбору материалов**

**Зубчатые передачи.** При работе зубчатых колес металл поверхностных слоев находится в объемном неравномерно-напряженном состоянии. Материалы, используемые для изготовления зубчатых колес, должны обладать высокой усталостной прочностью, быть стойкими к заеданию, обладать высокой твердостью и износостойкостью, хорошей обрабатываемостью, иметь достаточную прочность при изгибе под действием переменных и ударных нагрузок. Зубчатые передачи подвергаются расчету на контактную выносливость, контактную прочность при действии максимальной нагрузки, на выносливость при изгибе и т. д. На эти характеристики большое



влияние оказывает структура стали и режимы термической и химико-термической обработки.

Для изготовления зубчатых колес используют стали, чугуны, иногда цветные металлы и пластмассы. Для зубчатых передач общего назначения широко используются углеродистые стали 35, 40, 50, 50Г и легированные – 40Х, 45ХН. Более высокую точность зацепления обеспечивают зубчатые колеса, нарезанные из термообработанных заготовок. Твердость поверхности должна быть при этом не выше 320–350 НВ, что достигается обычно после улучшения или нормализации. При изготовлении колес большого сечения предпочтительно применение легированных сталей, например, 30ХГС и др.

Высокой износостойкостью обладают цементованные легированные стали 15Х и 20Х. Для зубчатых передач, испытывающих значительные перегрузки и ударные нагрузки, используют хромоникелевые стали 12ХН3А, 20ХН3А и 20Х2Н4А, хромованадиевую 15ХФ, хромомарганцевотитановую 18ХГТ и другие легированные стали. После цементации зубья колес шлифуются для устранения искажений профиля зубьев, вносимых термообработкой.

Для деталей, работающих на трение при ударных нагрузках (червяки, кулаки шарнира, зубчатые колеса автотранспорта), применяются стали с микродобавками бора 20ХР, 27ХГР, 20ХНР, 20ХГНР. Эти стали обладают повышенной прокаливаемостью по сравнению со сталями 20ХН3А, 20ХН2М и 12ХН3А, но они не рекомендуются для работы при отрицательных температурах.

Для изделий, работающих при отрицательных температурах с высокими скоростями приложения нагрузки и с наличием концентраторов напряжений, необходимо выбирать наследственно-мелкозернистые спокойные никель- и молибденсодержащие стали. Изделия, работающие при весьма низких температурах, изготавливаются из сталей, обладающих высоким сопротивлением хладноломкости, обычно высоконикелевых низкоуглеродистых сталей, содержащих углерода менее 0,15 %. Например, 12ХН2, 12ХН3А, 12Х2Н4А, 14Х2Н3МА.

Для тяжело нагруженных зубчатых колес с высокой прочностью сердцевины зуба применяют титаносодержащие стали 18ХГТ, 25ХГТ, 30ХГТ, а также молибденсодержащую сталь 25ХГМ. В основном применяются они для зубчатых колес коробок передач автомобилей, тракторов и других деталей сельскохозяйственной техники. Детали из стали 18ХГТ и 30ХГТ подвергаются цементации на глубину до 0,9 мм при концентрации углерода на поверхности детали до 0,75 %. Зубча-

тые колеса из стали 25ХГТ и 25ХГМ подвергаются нитроцементации на глубину 0,4–0,65 мм с твердостью поверхности 56–63 HRC, сердцевины 35–45 HRC.

Для изготовления тяжело нагруженных и крупногабаритных зубчатых колес автотранспорта, оборудования горнорудной промышленности, станкостроения и других отраслей машиностроения применяются стали 15ХГН2ТА, 20ХГНТР, 15Х2ГН2ТА, 15Х2Н2ТРА, 25Х2ГНТА. Стали 15ХГН2ТА, 15Х2ГН2ТА, 15Х2Н2ТРА применяются взамен сталей 12ХНЗА и 12Х2Н4А, имеют большую прокаливаемость, более высокую прочность сердцевины зуба, однако хуже обрабатываются резанием, склонны к охрупчиванию цементованного слоя. Сталь 25Х2ГНТА используется для деталей, работающих при больших скоростях скольжения и ударных нагрузках.

Для зубчатых передач с повышенной нагрузочной способностью применяют колеса с твердостью выше 350 НВ. Для достижения данной твердости применяют объемную или поверхностную закалку, цементацию, азотирование, цианирование и нитроцементацию.

Объемной закалке подвергается среднеуглеродистые и низколегированные стали с содержанием углерода 0,35–0,5 %. Твердость поверхности после ТО составляет 50–56 HRC. Легированные стали 40Х, 40ХН, 40ХНМА и стали 40Г, 45Г, 50Г применяют для передач, испытывающих небольшие ударные и вибрационные нагрузки.

Для передач, испытывающих большие изгибающие напряжения и ударные нагрузки, применяется поверхностная закалка, т. к. при объемной закалке снижается вязкость сердцевины зубьев. Поверхностная закалка наиболее целесообразна для колес большого сечения, при этом вместо легированных сталей можно использовать углеродистые. Обычно для этих целей используются среднеуглеродистые стали, а также стали пониженной и регламентированной прокаливаемости 55ПП, 47РП. Твердость поверхности достигает 51–57 HRC.

Цианирование и азотирование применяют для колес с внутренними зубьями, т. к. при этом исключается последующее шлифование. Обычно такие колеса изготавливают из стали 38Х2МЮА.

Для деталей, подвергающихся абразивному износу, целесообразно применение среднеуглеродистых легированных сталей со структурой мартенсита отпуска после закалки и низкого отпуска. Например, для низко- и средненагруженных зубчатых колес рекомендуются стали 40Х, 45Х, 50Х. Для тяжело нагруженных – используются хромоникелевые 45ХН, 50ХН и хромомарганцево-кремнистые стали 30ХГСА и 35ХГСА. Применение этих сталей вместо низкоуглероди-

стых с цементуемой поверхностью исключает длительный процесс цементации.

Стали 35Л и 55Л, а также 40ХЛ, 30ХГСЛ и др. используют для изготовления крупногабаритных зубчатых передач. Окончательной операцией для этих сталей является отжиг или нормализация.

В червячных и глобоидных передачах для зубчатого колеса и червяка используются разнородные материалы, образующие антифрикционную пару, обычно стальной червяк и зубчатое колесо из бронзы или чугуна.

Червяки изготавливают из цементуемых сталей 12ХН3, 15Х, 20Х, 20ХФ с твердостью поверхности после цементации и закалки 56–62 HRC, сталей 15Г, 20Г, 25Г после цианирования и нитроцементации, а также из среднеуглеродистых сталей с твердостью поверхностей после закалки 45–55 HRC. Для неответственных тихоходных передач возможно применение червяков из серого чугуна марки СЧ20.

Зубчатые колеса тихоходных передач, работающих при скоростях скольжения до 2 м/с, изготавливают из серого чугуна марок СЧ15, СЧ20 и др. Для средних скоростей скольжения до 2 м/с применяются бронзы БрА9Ж4, БрА10Ж4Н4 и др., а также антифрикционные высокопрочные чугуны АЧВ-1, АЧВ-2. Для зубчатых колес ответственных передач при скоростях скольжения выше 2–3 м/с и для всех высокоскоростных передач используется оловянистая бронза БрО10ФА, БрО10Ф0,5, БрО6Ц6С3 и др.

Червяки глобоидных передач изготавливают из улучшенных сталей с твердостью поверхности 30–38 HRC. Для ответственных передач применяют стали 35ХМА, 36ХГН или 40ХН и 40Х.

**Детали цепных передач.** К деталям цепных передач предъявляются высокие требования по износостойкости и прочности элементов. Для изготовления их применяются углеродистые и легированные стали. Пластины изготавливают из стали 50 и 40Х с твердостью после термообработки 35–45 HRC, валики и втулки – 20, 20Г, 20Х и др. с твердостью поверхностей трения 54–62 HRC, ролики – 60Г при твердости 47–55 HRC. Звездочки изготавливают из серого чугуна марок СЧ15, СЧ20, СЧ25, СЧ30, из сталей 15, 15Х, подвергаемых цементации с последующей закалкой и низким отпуском и сталей 40, 40Х.

**Пружины и рессоры.** Пружины и рессоры выполняют роль упругих элементов, преобразующих работу внешних сил в работу упругой деформации материала, из которого они изготовлены. Пружины применяются также в качестве силовых элементов, обеспечивающих действие определенных усилий на заданном участке пути или в тече-

ние заданного времени; источников движения механизмов; амортизаторов; чувствительных элементов измерительных приборов.

Для изготовления витых пружин наибольшее применение получили высокоуглеродистые стали 65, 70 и 75; марганцовистые 65Г, 75Г; кремнистые 55С2, 60С2А, 70С3А.

Для тяжело нагруженных клапанных пружин двигателей внутреннего сгорания применяют стали, легированные хромом и ванадием 50ХГА, 50ХФА, 50ХГФА, 55ХГР, которые имеют прокаливаемость в масле до 35–45 мм. Для других элементов, работающих при повышенных температурах и в коррозионных средах, применяют стали марок: 30Х13, 36ХНТЮ, 17ХНГ, 43НКТЮ (до 250–300 °С); 40Х13, 40КХНМ, 14Х17Н2, 36НХТЮ8М (до 400 °С); 12Х18Н9Т (до 600 °С); 10Х11Н23Т3МР (до 700 °С).

Пружины, эксплуатирующиеся во влажной атмосфере и в химически активной среде, изготавливают из кремнемарганцевистых и бериллиевых бронз, например, БрБ2, БрБ2,5, БрКМц3-1.

**Валы и оси.** Материалы для валов и осей должны обладать высокими прочностными характеристиками, малой чувствительностью к концентрации напряжений, хорошей обрабатываемостью и способностью подвергаться химической и химико-термической обработке.

Малонагруженные тихоходные валы изготавливаются из качественных углеродистых сталей 25, 30, 40 и 45, а также сталей обычного качества Ст5, Ст4, Ст3 без дополнительной термической обработки.

Стали 30 и 35 применяют для изготовления валов и осей после закалки ТВЧ и низкого отпуска. Стали 40 и 45 после улучшения применяют для коленчатых и распределительных валов, прокатных вальцов, пальцев траков гусениц и др. После закалки ТВЧ с низким отпуском их применяют для изготовления деталей с высокой поверхностной твердостью, малой деформацией и высокой износостойкостью – ходовых винтов станков, длинных валов и т. д.

Повышенными упругими свойствами обладают стали 40Г, 45Г, 50Г, 30Г2, 35Г2, 40Г2, 50Г2 и применяют их для полуосей автомобилей, распределительных коленчатых валов, карданных и шлицевых валов и т. д.

Высокой прочностью на изгиб и кручение, а также усталостной прочностью обладают валы из сталей 40Х, 50Х, 40ХГР после закалки и низкого отпуска.

Средненагруженные валы диаметром до 100 мм, к которым не предъявляются особые требования по износостойкости и контактной выносливости, изготавливают из сталей 45, 40Х, 50Х и подвергают их улучшению.

Для высоконагруженных и быстроходных валов, а также других деталей применяют в машиностроении никельсодержащие стали 45ХН, 38ХГН, 30ХН3А, 30ХГСН2А. Сталь 30ХН3А работоспособна при температурах до  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  при толщине детали до 100 мм. После улучшения эти стали обычно имеют  $\sigma_{\text{в}} > 1000\text{ МПа}$ .

Для крупногабаритных (диаметром более 100–130 мм) коленчатых валов, шатунов и других деталей в автомобиле- и станкостроении применяют стали с большой прокаливаемостью 30ХН2МА, 38Х2Н2МА, 40ХН2МА, 40Х2Н2МА, 25Х2Н4А, 20Х4ФА. После закалики детали подвергаются высокому отпуску.

Валы, к которым предъявляются высокие требования по контактной выносливости и износостойкости, изготавливают из сталей 45, 50 и подвергают закалке ТВЧ с низким отпуском.

Для высоконагруженных распределительных валиков, осей и других деталей, к которым предъявляются высокие требования по прочности и поверхностной твердости в сочетании с пластичной и вязкой сердцевиной, используют стали 20ХН, 12ХН2, 12ХН3А, 20ХН3А, 12ХН4А, 20Х2Н4А, подвергаемые цементации. Для деталей, испытывающих ударные нагрузки, применяют стали 12Х2Н4А, 20Х2Н4А, 18Х2Н4МА, 14Х2Н3МА, 15Х2М, 20Х2М.

Стали 12ХН3А, 20ХН3А после закалики и низкого отпуска работоспособны при температурах до  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  при толщине детали до 40 мм. При температурах до  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$  работоспособны детали из сталей 12Х2Н4А, 20Х2Н4А, 18Х2Н4МА, 14Х2Н3МА.

Высоконагруженные коленчатые валы изготавливают из легированных сталей 40ХНМА и 18Х2Н4ВА с последующей закалкой, высоким отпуском и азотированием шеек валов.

Коленчатые валы сложной формы изготавливаются также из высокопрочных чугунов, малочувствительных к концентраторам напряжений и обладающих повышенной демпфирующей способностью – ВЧ60, ВЧ50. Валы подвергаются термообработке, а при необходимости, для повышения предела выносливости и износостойкости шейки валов азотируются.

**Детали поршневой группы.** К деталям этой группы (гильзы цилиндров, втулки, поршневые кольца, пальцы и др.) предъявляются повышенные требования по износостойкости, стабильности геометрической формы и размеров во времени.

Для деталей с большой твердостью и износостойкостью применяют азотируемые стали 30X3ЮА, 38X2Ю, 38X2МЮА, 40ХФА. Сталь 38X2Ю используется для изготовления плунжеров, валов водяных насосов, различных копиров и др. Для ответственных деталей турбо- и моторостроения, штоков, клапанов паровых турбин, гильз цилиндров двигателей внутреннего сгорания, втулок, толкателей, игл форсунок, распределительных валиков, шпинделей различных деталей сложной конфигурации, испытывающих минимальные деформации в процессе термообработки, особенно для деталей точного машиностроения и приборостроения, применяют сталь 38X2МЮА. Данная сталь после закалки и высокого отпуска может использоваться при температурах до  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  при толщине стенок деталей до 60 мм.

Применяют также для гильз и втулок при толщине стенки до 14–18 мм цементуемые стали 20X, при толщине стенки до 45 мм – 18ХГТ и при толщинах до 75 мм – 12ХНЗА. Для поршневых колец и пальцев, толкателей клапанов используют стали 20X, 18ХГ, 15ХФ, 20ХФ.

В машиностроении для азотируемых гильз цилиндров применяют стали 30ХА, 40Х.

Для поршней, головок цилиндров, лопаток компрессоров применяются также жаропрочные алюминиевые сплавы АК4-1, Д2, АЛ21, АЛ1, АЛ4 и чугуны СЧ20, СЧ25, СЧ35, ВЧ45, ВЧ50.

**Передача винт-гайка.** Винтовые передачи служат для преобразования вращательного движения в прямолинейное. Широко используются они в домкратах, винтовых прессах, в прокатных станах и т. д. Материалы винтовой пары должны обладать высокой прочностью, хорошей обрабатываемостью.

Для изготовления винтов, не подвергающихся термообработке, применяются стали 45 и 50, для винтов, подвергаемых окончательной термообработке, – стали У10, ХГ, Х13Г, 65Г и 40Х.

Гайки винтовых передач изготавливают из оловянистой бронзы БрО10Ф0,5, БрО6Ц6С3, а также из антифрикционных чугунов. С целью снижения расхода цветных металлов гайки толстостенные выполняются биметаллическими, состоящими из стального или чугунного корпуса с рабочим слоем из названных выше материалов.

## Обоснование выбора материала

После анализа условий работы детали, технологических требований, требований по механическим свойствам анализируются материалы, рекомендуемые в справочной литературе для изготовления деталей данного типа (валов, зубчатых колес, поршней и т. д.).

В табл. 4.1 заносят материалы, удовлетворяющие заданным условиям эксплуатации деталей, и их основные характеристики. Если нет материалов, полностью удовлетворяющих всем требованиям, отбрасываются наименее существенные из них и осуществляется повторный поиск.

На основе анализа табл. 4.1 выбирается материал наиболее близкий по свойствам к требованиям, предъявляемым к материалу детали.

Таблица 4.1

Материал	Механические свойства	Коэффициент обрабатываемости	Стоимость материала	Стоимость ТО или ХТО	Прочие параметры

В качестве ориентировочного критерия выбора материала может быть использован коэффициент экономической целесообразности  $k_э$ , представляющий собой отношение относительного увеличения определенного параметра или суммы их к относительному увеличению стоимости при переходе к более дорогому материалу:

$$k_э = \frac{\sum_{i=1}^n k_i^0 + k_v^0}{k_{ст}^0},$$

где  $k_v^0$  – относительное изменение коэффициента обрабатываемости (значения  $k_v^0$  имеются в справочниках);

$$k_i^0 = \frac{\text{значение рассматриваемого параметра сравниваемого материала}}{\text{значение аналогичного параметра материала сравнения}};$$

$k_{ст}^0$  – коэффициент относительного изменения стоимости материала с учетом стоимости термической или химико-термической обработки.

Предпочтительным является материал с большим коэффициентом экономической целесообразности.

При проектировании определенных узлов машин и аппаратов для каждой детали производится выбор конкретного оптимального материала. Но при большом количестве деталей при таком подходе получится большая номенклатура материалов, что нежелательно для производства. Путем сравнения экономической целесообразности необходимо номенклатуру материалов свести к минимуму.

### Пример выбора материала

Выбрать сталь для изготовления вала диаметром 80 мм, работающего при высоких нагрузках. Сталь должна иметь предел текучести не ниже 700 МПа, предел выносливости не ниже 350 МПа, ударную вязкость не ниже 700 кДж/м<sup>2</sup>.

Для изготовления валов могут быть применены углеродистые конструкционные качественные стали 40, 45, 50; легированные конструкционные стали 12ХНЗА, 18ХГТ, 20ХНЗА, 40ХН и др.

Сталь 45 после закалки и высокого отпуска при сечении до 100 мм имеет предел текучести  $\sigma_{0,2} = 400$  МПа, ударную вязкость  $KCU = 600$  кДж/м<sup>2</sup>, предел выносливости  $\sigma_{-1} = 338$  МПа ([1], табл. 125), т. е. не удовлетворяет требованиям условия задачи.

Сталь 45Х после закалки и высокого отпуска имеет предел текучести  $\sigma_{0,2} = 600$  МПа, ударную вязкость  $KCU = 600$  кДж/м<sup>2</sup>, предел выносливости  $\sigma_{-1} = 338$  МПа ([1], табл. 161), прокаливаемость до 50 % мартенсита 20–50 мм, коэффициент обрабатываемости инструментом из быстрорежущей стали  $k_v = 0,8$  ([1], табл. 155).

Сталь 12ХНЗА после цементации, закалки и низкого отпуска имеет предел текучести  $\sigma_{0,2} = 700$  МПа, ударную вязкость  $KCU = 800$  кДж/м<sup>2</sup> ([1], табл. 56), предел выносливости  $\sigma_{-1} = 390$  МПа, прокаливаемость до 90 % мартенсита  $D_{90} = 20–40$  мм.

Сталь 20ХГР после цементации, закалки и низкого отпуска имеет предел текучести  $\sigma_{0,2} = 890$  МПа, ударную вязкость  $KCU = 800$  кДж/м<sup>2</sup>, предел выносливости  $\sigma_{-1} = 390$  МПа, прокаливаемость до 90 % мартенсита 20–50 мм, коэффициент обрабатываемости инструментом из быстрорежущей стали  $k_v = 0,95$ .

Исходя из рекомендаций по обеспечению оптимальной структуры для валов необходимо иметь 90%-ю мартенситную зону в зака-



ленной стали на глубине не менее  $1/2$  радиуса вала. Таким образом, из рассмотренных сталей удовлетворяют условиям задания две стали: 12ХНЗА, 20ХГР.

Сталь 20ХГР не содержит никеля, поэтому стоимость ее будет намного ниже, чем стали 12ХНЗА. Кроме того, по своим механическим свойствам она значительно превосходит таковые для стали 12ХНЗА. Поэтому целесообразно для изготовления данного вала выбрать сталь 20ХГР.

### Задания

1. Выбрать материал для зубчатого колеса открытой зубчатой передачи подъемного механизма, указать режимы термической или химико-термической обработки и структуру материала в готовом изделии. Диаметр зубчатого колеса 150 мм, модуль 5, длина зуба 40 мм. Материал колеса должен иметь предел прочности не ниже 800 МПа, ударную вязкость не ниже  $500 \text{ кДж/м}^2$ . Твердость поверхности зуба должна быть не ниже 56 HRC. Описать режимы термической обработки и структуру материала в готовом изделии. Данная зубчатая передача должна обеспечить работу механизма:

- а) в нормальных физических условиях;
- б) в условиях морского климата;
- в) в районах Крайнего Севера.

2. Выбрать материал для вала редуктора. Вал установлен в корпусе на подшипниках качения. На валу закреплено зубчатое колесо. Диаметр вала 30 мм, предел прочности материала должен быть не ниже 750 МПа, предел выносливости не ниже 340 МПа, ударная вязкость не ниже  $600 \text{ кДж/м}^2$ .

Условия эксплуатации:

- а) редуктор эксплуатируется в нормальных физических условиях;
- б) редуктор эксплуатируется в районах Крайнего Севера;
- в) редуктор эксплуатируется в условиях морского климата.

Описать режимы термической или химико-термической обработки и указать структуру материала в готовом изделии.

3. Выбрать материал для изготовления гильзы компрессора сжатого воздуха. Толщина стенки гильзы 10 мм. Материал гильзы должен иметь предел текучести не ниже 500 МПа, ударную вязкость не ниже  $450 \text{ кДж/м}^2$ . Твердость рабочей поверхности должна быть 58–62 HRC. Указать режимы термической или химико-термической обработки и структуру материала в готовом изделии. Компрессор работает:

- а) в нормальных условиях;
- б) в районах Крайнего Севера.

4. Выбрать материал для изготовления гильзы двигателя внутреннего сгорания. Толщина стенки гильзы 20 мм. Материал гильзы должен иметь предел текучести не ниже 600 МПа, ударную вязкость не ниже 500 кДж/м<sup>2</sup>. Твердость рабочей поверхности должна быть не ниже 1000 HV. Указать режимы термической или химико-термической обработки и структуру материала в готовом изделии. Двигатель работает:

- а) в нормальных условиях;
- б) в районах Крайнего Севера.

5. Выбрать материал для изготовления витой пружины. Диаметр прутка, из которого изготовлена пружина, 15 мм. Материал пружины должен иметь предел прочности не ниже 800 МПа, ударную вязкость не ниже 400 кДж/м<sup>2</sup>. Описать режимы термической обработки и структуру материала в готовом изделии.

Пружина работает:

- а) в нормальных физических условиях;
- б) в условиях морского климата;
- в) в районах Крайнего Севера.

6. Выбрать материал для изготовления червяка червячного редуктора диаметром 30 мм. Материал должен иметь предел прочности в сердцевине червяка не ниже 600 МПа, ударную вязкость не ниже 500 кДж/м<sup>2</sup>. Описать режимы термической или химико-термической обработки и структуру материала в готовом изделии.

Деталь работает:

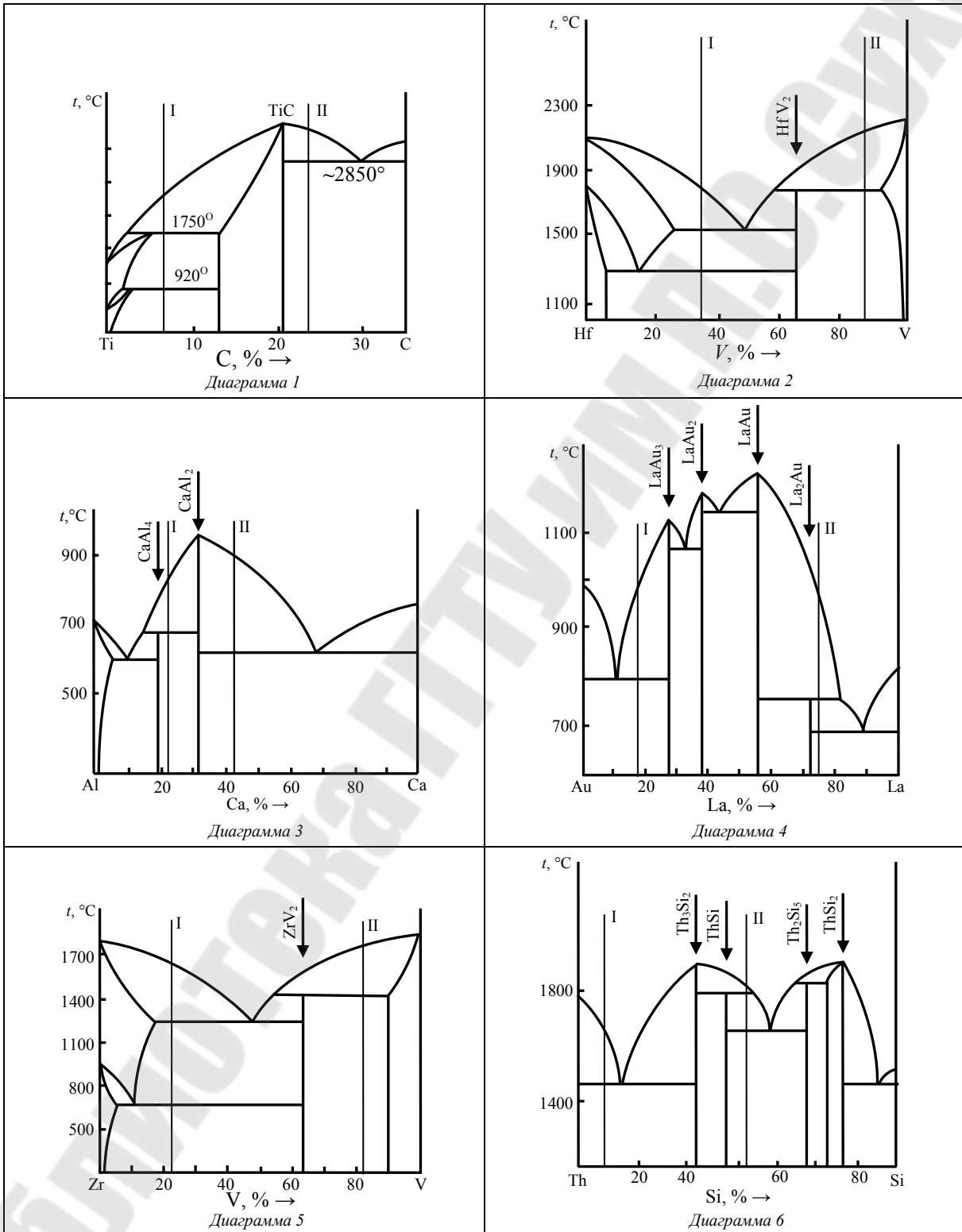
- а) в нормальных физических условиях;
- б) в районах Крайнего Севера.

## Литература

1. Лахтин, Ю. М. Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – Москва : Машиностроение, 1990. – 528 с.
2. Журавлев, В. Н. Машиностроительные стали : справочник / В. Н. Журавлев, В. И. Николаева. – Москва : Машиностроение, 1992. – 480 с.
3. Машиностроительные материалы : крат. справ. / В. М. Раскатов [и др.]. – 3-е изд., перераб. и доп. – Москва : Машиностроение, 1980. – 511 с.

# Приложение

## Схематичные диаграммы состояния двойных сплавов



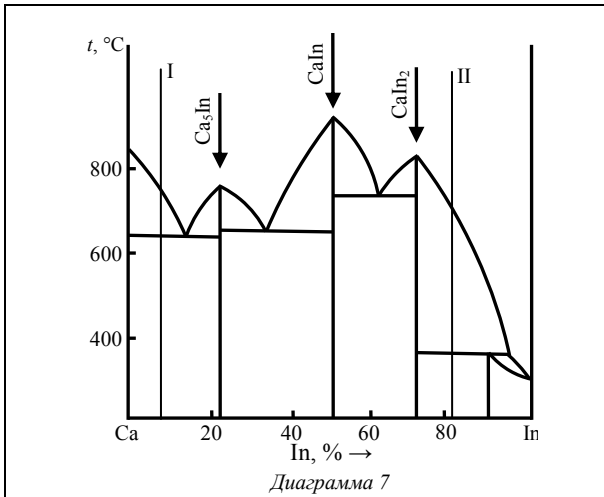


Диаграмма 7

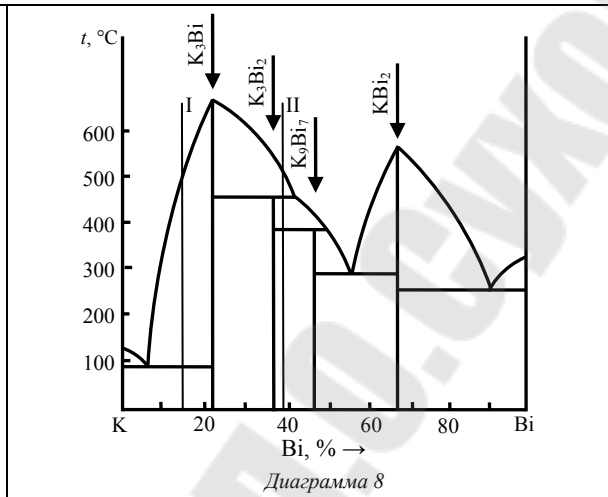


Диаграмма 8

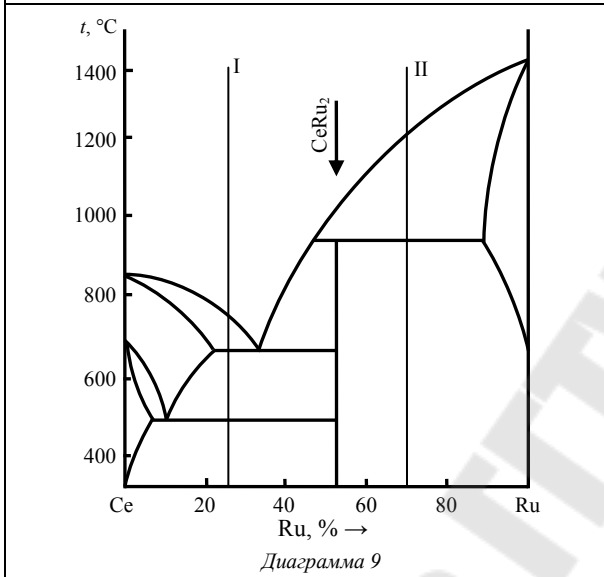


Диаграмма 9

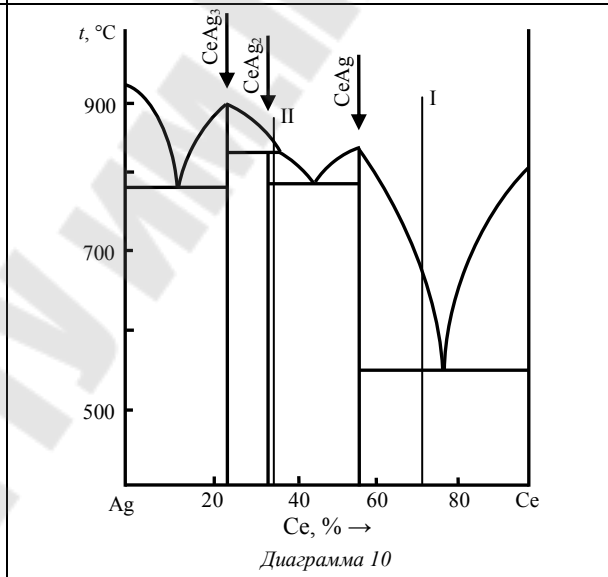


Диаграмма 10

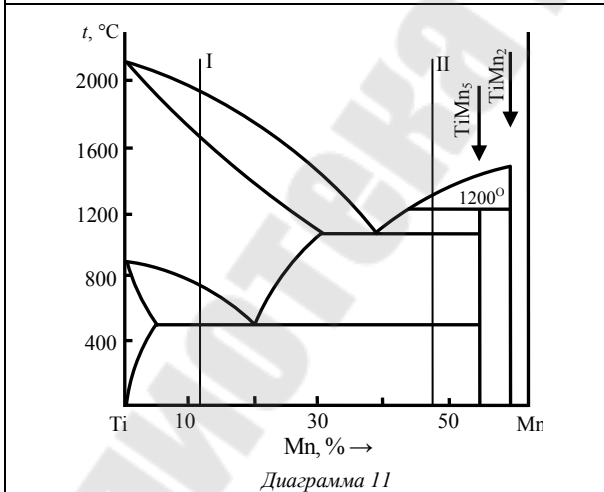


Диаграмма 11

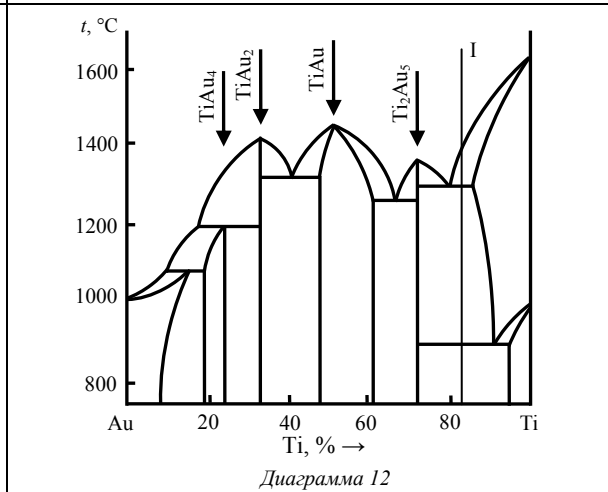


Диаграмма 12

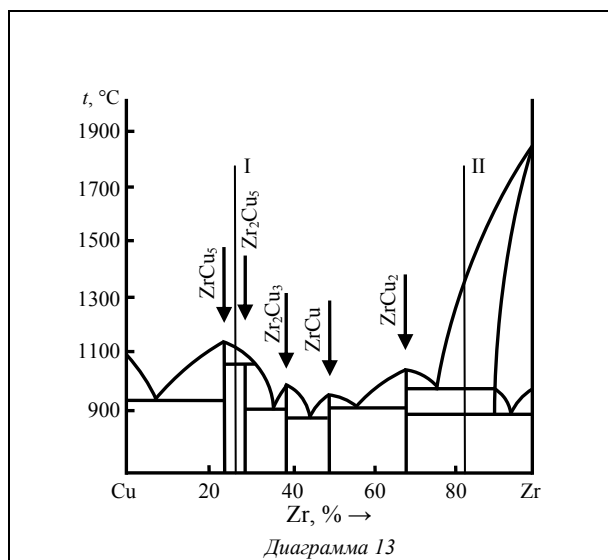


Диаграмма 13

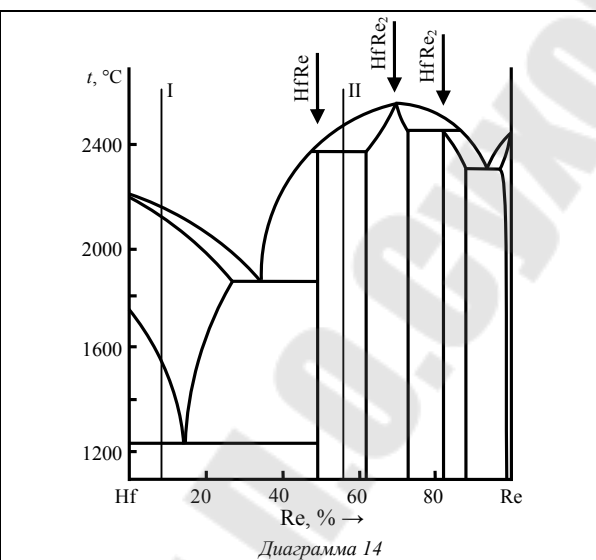


Диаграмма 14

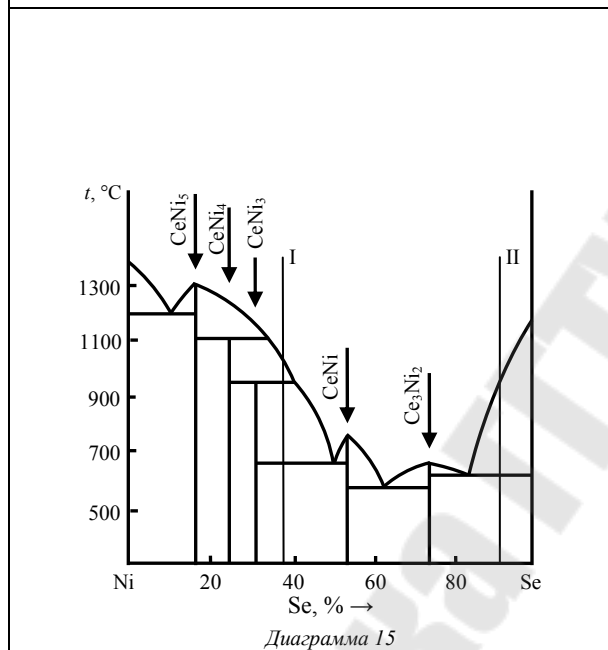


Диаграмма 15

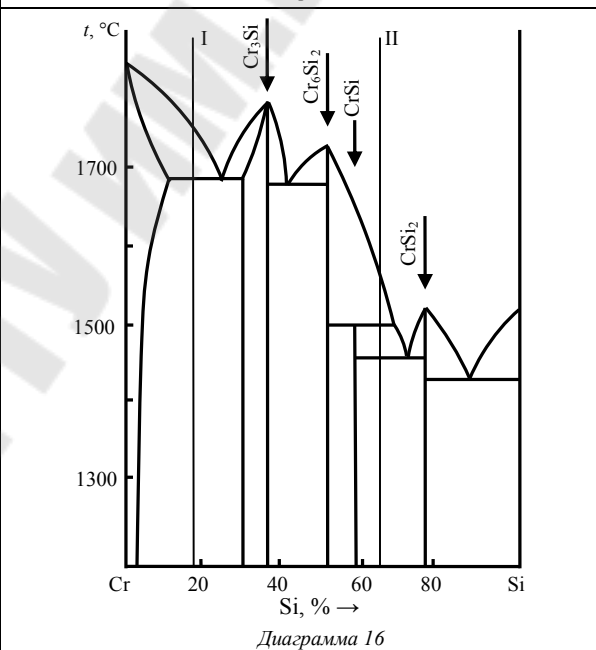


Диаграмма 16

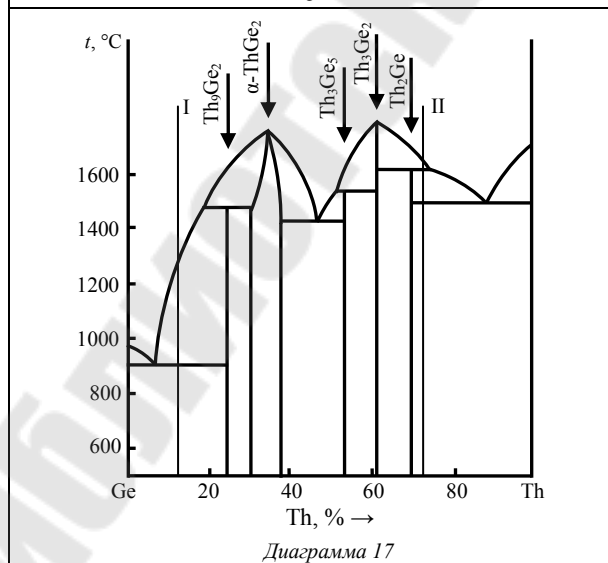


Диаграмма 17

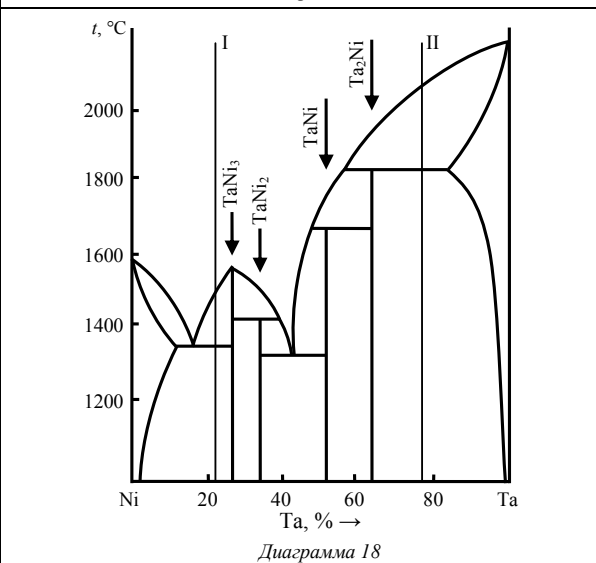


Диаграмма 18

## Содержание

Предисловие.....	3
<i>Лабораторная работа № 1</i>	
Изучение диаграмм состояния двойных сплавов.....	4
<i>Лабораторная работа № 2</i>	
Изучение диаграммы состояния сплавов железо–цементит .....	17
<i>Лабораторная работа № 3</i>	
Химико-термическая обработка стали .....	26
<i>Лабораторная работа № 4</i>	
Выбор материалов для машиностроительных деталей.....	37
Приложение .....	52

Учебное электронное издание комбинированного распространения

Учебное издание

**Кенько Виктор Михайлович  
Грудина Наталья Владимировна**

## **МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ**

**Лабораторный практикум  
по одноименному курсу для студентов  
машиностроительных специальностей  
дневной и заочной форм обучения**

**Электронный аналог печатного издания**

Редактор *Н. В. Гладкова*  
Компьютерная верстка *М. В. Аникеенко*

Подписано в печать 22.04.11.

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

Ризография. Усл. печ. л. 3,25. Уч.-изд. л. 3,08.

Изд. № 51.

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

<http://www.gstu.by>

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

ЛИ № 02330/0549424 от 08.04.2009 г.

246746, г. Гомель, пр. Октября, 48.