

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ
Государственное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ «МАМИ»

Н. Г. Герасимова, З. Г. Ионова

СТРУКТУРА ЧУГУНОВ

Методические указания к лабораторным работам по курсу
«Литейное металловедение» для студентов, обучающихся по
специальности 150204.65

Одобрено методической комиссией по специальности
150204.65 «Машины и технология литейного производства»

Москва
2009

Разработано в соответствии с Государственным образовательным стандартом ВПО 2000 г. для специальности 150204.65 подготовки на основе рабочей программы дисциплины «Литейное металловедение»

Н. Г. Герасимова, З. Г. Ионова

Рецензенты: профессор кафедры «Машины и технология литейного производства» МГТУ «МАМИ» д.т.н. М. Ю. Ершов

доцент кафедры «Материаловедение» МГТУ «МАМИ»
к.т.н. Л.В.Давыденко

Работа подготовлена на кафедре «Материаловедение»

Структура чугунов: методические указания / Н. Г. Герасимова, З. Г. Ионова. – М. : МГТУ «МАМИ», 2009. – 27 с.

Методические указания содержат сведения о трехкомпонентных диаграммах состояния, в том числе промышленных сплавов – чугунов, о методах их изучения. Показано влияние графита на свойства чугунов; рассмотрены факторы, определяющие структуру металлической основы чугунов. Приведена методика оценки структуры чугунов в соответствии с ГОСТ.

© Н. Г. Герасимова, З. Г. Ионова
© МГТУ «МАМИ», 2009

СОДЕРЖАНИЕ

Лабораторная работа №1. Диаграммы состояния трехкомпонентных сплавов.....	4
1. Понятие о диаграммах состояния тройных сплавов.....	4
2. Диаграммы состояния промышленных чугунов.....	9
Лабораторная работа №2. Исследование структуры чугунов по графиту...	17
Лабораторная работа №3 Исследование микроструктуры металлической основы чугунов.....	22

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 1

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ТРЕХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ**1. Понятие о диаграммах состояния тройных сплавов**

Для описания структуры и превращений в промышленных многокомпонентных сплавах с некоторой степенью приближения используют диаграммы состояния трехкомпонентных систем, ориентируясь на базовые компоненты.

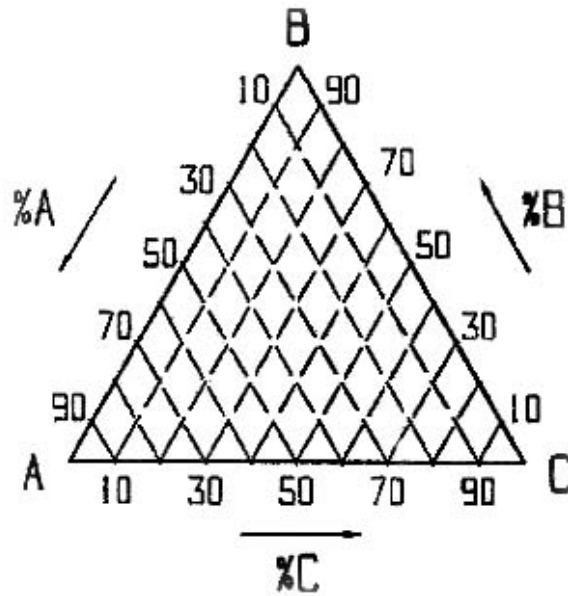
Для изображения тройной системы используют косоугольные координаты с углом 60° . Основанием пространственной модели служит равносторонний треугольник (концентрационный) (рис.1,а).

Вершины треугольника соответствуют чистым компонентам А, В, С, а стороны соответствуют основанию диаграмм двухкомпонентных систем А – В, В – С, А – С. Внутри треугольника находятся точки, отвечающие составу тройных сплавов. Рассмотрим сплав, соответствующий точке О (рис.1,б). Для определения состава сплава через точку О проведем линии, параллельные сторонам треугольника. Отсекаемые на сторонах треугольника отрезки “а”, “b”, “с” покажут содержание соответствующих компонентов. В нашем примере сплав О содержит 40% А, 40% В, 20% С, т. е. концентрация компонента, например, А определяется длиной отрезка “а”, отсекаемого линией, параллельной стороне ВС треугольника, противоположащей вершине А, соответствующей компоненту А.

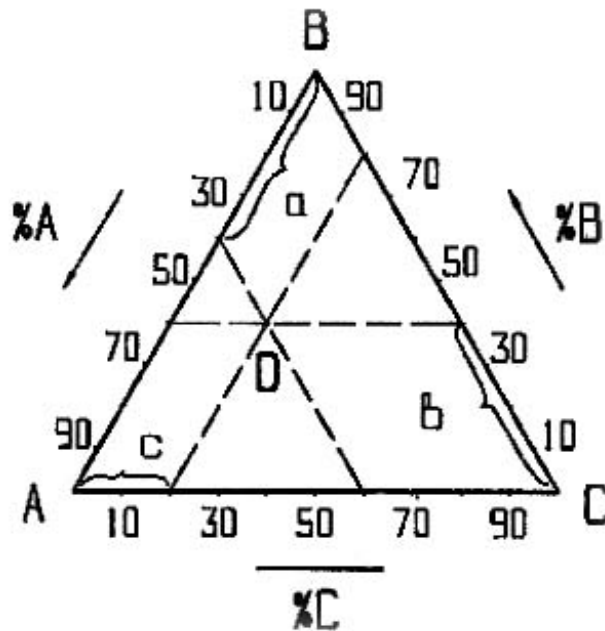
Фазовые превращения в трехкомпонентных сплавах, также как и в двухкомпонентных, подчиняются правилу фаз: $C = K + 1 - \Phi$. Применяя это правило для одинаковых превращений в 2-х и 3-х компонентных системах, можно определить условия протекания этих превращений. Например, в двухкомпонентной системе эвтектическое превращение $ж \rightarrow Э[А+В]$ происходит при постоянных температуре и концентрации фаз, так как $C = 2 + 1 - 3 = 0$; в трехкомпонентной системе то же превращение $ж \rightarrow Э[А+В]$ происходит в интервале температур при определенном составе фаз, поскольку $C = 3 + 1 - 3 = 1$. В той же системе образование трехфазной эвтектики $ж \rightarrow Э[А+В+С]$ происходит при постоянной температуре и определенном составе всех фаз, так как $C = 3 + 1 - 4 = 0$ (в равновесии находятся ж.р., кристаллы А, В, С).

Для более простого изображения диаграмм состояния трехкомпонентных сплавов пользуются горизонтальными и вертикальными разрезами пространственных моделей. В этом случае рассматривают не всю систему в целом, а только ее часть. Горизонтальные (изотермические) разрезы показывают состояние всех сплавов при данной температуре, по ним можно определить, какие фазы существуют при данной температуре, их состав и количество в двухфазных областях.

Для определения фазовых превращений в этих сплавах при изменении температуры используют вертикальные (политермические) разрезы, называемыми иногда квазибинарными.



а)



б)

Рис.1. Основание пространственной модели диаграммы состояния трехкомпонентной системы – концентрационный треугольник (а); определение химического состава сплава трехкомпонентной системы (б).

Химический состав фаз, находящихся в равновесии при данной температуре, определяют на изотермических разрезах, пользуясь правилом прямой линии: если однородная фаза распадается на две, то составы этих двух фаз обязательно будут лежать на одной прямой с составом исходной фазы. Таким образом, зная состав сплава и состав выпадающей фазы, по прямой через эти две точки определяют направление, в котором изменится состав остающейся жидкости.

Познакомимся с применением указанных правил на примере диаграммы состояния сплавов, в которой компоненты взаимно нерастворимы в твердом состоянии, попарно образуют двойные эвтектики, а все вместе – тройную эвтектику.

На развернутой диаграмме (рис.2) отрезок стороны E_1A концентрационного треугольника является проекцией линии ликвидуса двойной системы $A - B$ при выделении кристаллов A ; отрезок E_3A – проекцией линии ликвидуса двойной системы $A - C$ при выделении кристаллов A . Линия E_1E показывает изменение положения точки двойной эвтектики $[A+B]$ под влиянием третьего компонента. Линия E_3E имеет то же значение в отношении эвтектики $[A+C]$. Таким образом, в сплавах, лежащих внутри области E_1AE_3E , кристаллизация начинается с выделения кристаллов A (ж.р. $\rightarrow A$), так как плоскость E_1AE_3E является проекцией поверхности ликвидуса этих сплавов. Соответственно плоскость E_1BE_2E является проекцией поверхности ликвидуса сплавов, кристаллизация которых начинается с выделения кристаллов B , а поверхность E_2CE_3E – проекцией поверхности первичной кристаллизации сплавов, кристаллизующихся с выделением кристаллов C . Поскольку эвтектическая точка двойной эвтектики смещается под действием третьего компонента, линия AE концентрационного треугольника является проекцией смещенных 2-х эвтектических линий $A'e_1$ и $A''e_3$. То же относится к остальным пунктирным линиям треугольника. Плоскость ABC является поверхностью солидуса всех сплавов.

Рассмотрим кристаллизацию сплава O . Этот сплав лежит внутри области E_2CE_3E и, следовательно, кристаллизация начинается с выделения кристаллов C . При этом состав жидкой фазы будет изменяться по линии ON в соответствии с правилом прямой линии, пока не достигнет точки N на линии E_2E - линии кристаллизации двойной эвтектики $[B+C]$. Когда состав жидкости достигнет точки N , начнется кристаллизация эвтектики $[B+C]$, и состав жидкой фазы будет изменяться по линии NE . Жидкость состава точки E кристаллизуется с образованием тройной эвтектики: ж.р. $\rightarrow \mathcal{E}[A+B+C]$.

Таким образом, кристаллизация сплава O происходит в три этапа:

- 1) ж.р. $\rightarrow$ кр. C
- 2) ж.р. $\rightarrow \mathcal{E}[B+C]$
- 3) ж.р. $\rightarrow \mathcal{E}[A+B+C]$.

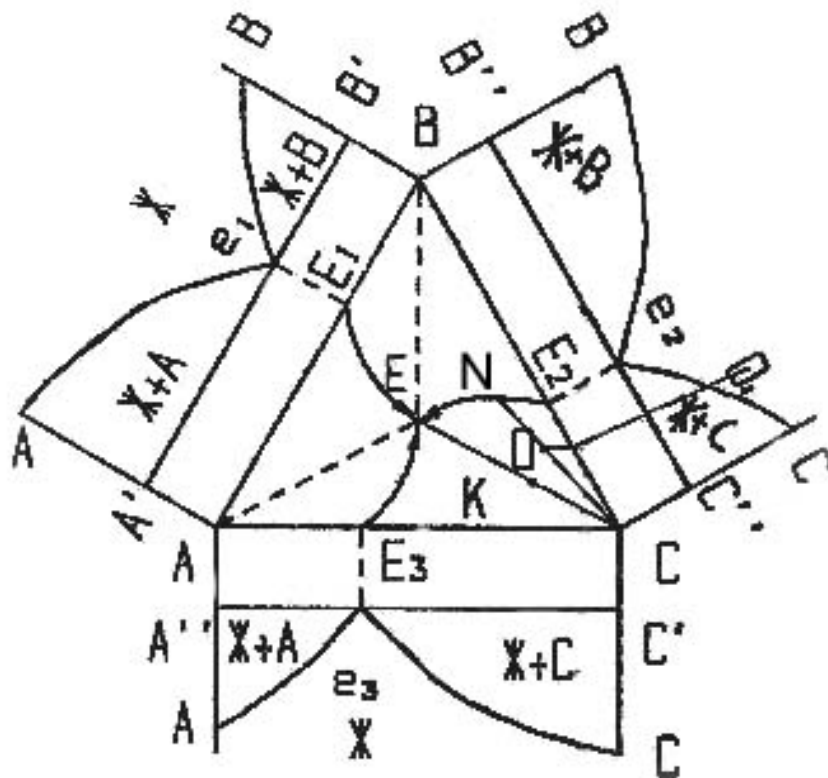


Рис.2. Диаграмма тройной системы (на плоскости) для компонентов, не взаимодействующих в твердом состоянии.

Тройная эвтектика кристаллизуется во всех сплавах системы $A - B - C$.

Кристаллизация сплавов, лежащих на линии CE (BE , AE), начинается с выделения кристаллов C (B , A), после чего произойдет кристаллизация тройной эвтектики. Например, в сплаве K при выделении кристаллов C жидкость будет изменять свой состав вдоль линии KE , пока не достигнет состава точки E . С этого момента будет кристаллизоваться тройная эвтектика.

Изотермический разрез диаграммы состояния системы $A - B - C$ при температуре 20°C показывает фазы, сосуществующие в равновесных сплавах данной системы при этой температуре (рис. 3,а).

Температурные превращения в сплавах показывают политермические (вертикальные разрезы). Например, разрез по сечению 1-1 (рис.3, а,б) описывает превращения, которые происходят при изменении температуры в сплавах с постоянным содержанием компонента C .

На разрезе показаны области существования фаз и температуры превращений:

- Линия 1-3 - начало выделения кристаллов A ;
- 5-3 - начало выделения кристаллов B ;

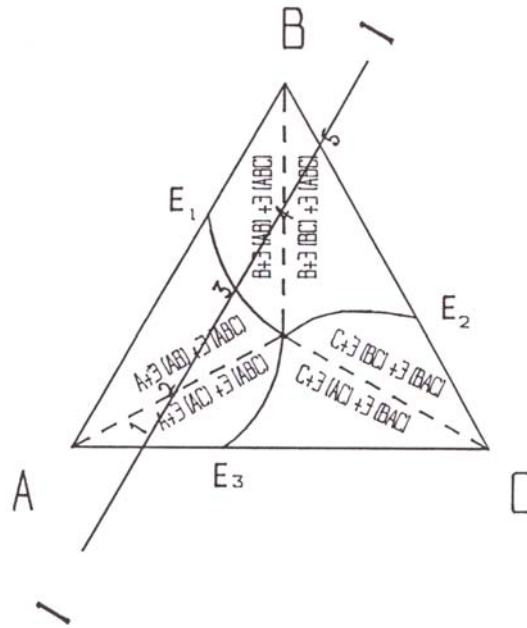


Рис.3, а. Горизонтальный (изотермический при $t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$) разрез диаграммы системы $A - B - C$

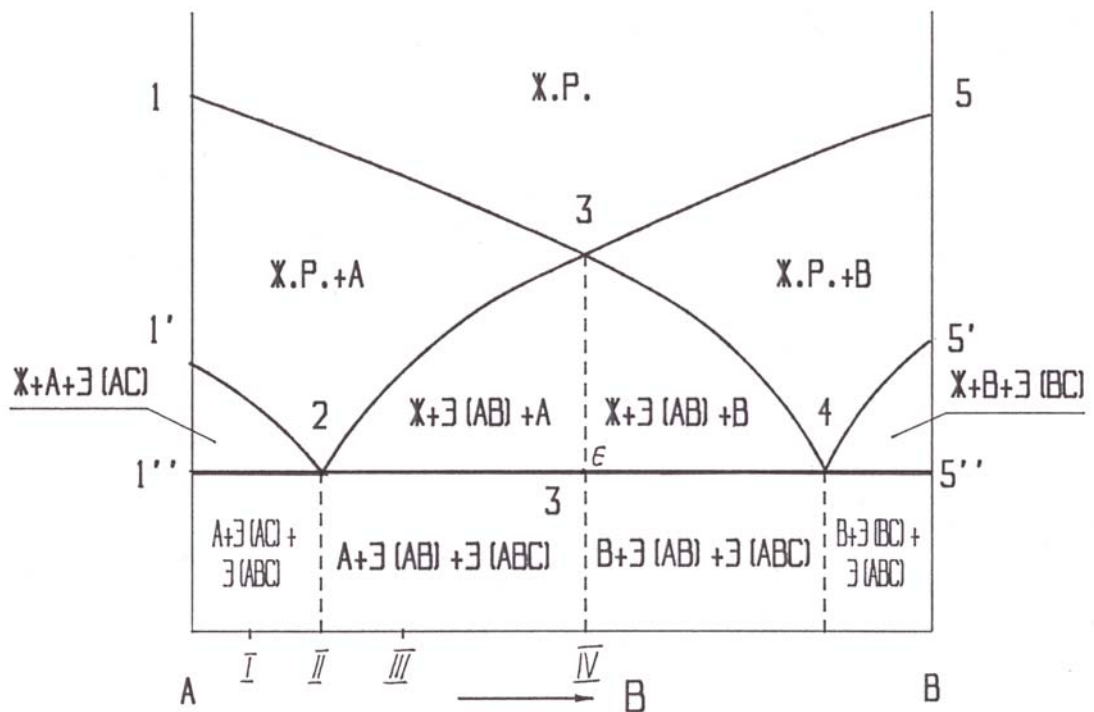


Рис.3, б. Вертикальный (политермический) разрез диаграммы системы $A - B - C$, параллельный стороне AB основания

- 1'-2 - начало выделения эвтектики $[A+C] - \Xi(AC)$;
- 2-3-4 - начало выделения эвтектики $[A+B] - \Xi(AB)$;
- 1''-2-4-5'' - выделение эвтектики $[A+B+C] - \Xi(ABC)$;
- 5'-4 - начало выделения эвтектики $[B+C] - \Xi(BC)$.

Таким образом, 1-3-5 – линия ликвидуса сплавов, состав которых лежит на разрезе, 1''-2-4-5'' - линия солидуса этих сплавов.

По вертикальному разрезу можно проследить за кристаллизацией любого сплава, лежащего в плоскости разреза, но нельзя проследить за изменениями при этом химического состава фаз. Поэтому вертикальные разрезы сложных систем называют квазибинарными разрезами.

Обычно вертикальные разрезы строят параллельно одной из сторон концентрационного треугольника, что соответствует постоянному содержанию третьего компонента, или через вершину треугольника, что соответствует постоянному соотношению двух компонентов.

Рассмотрим превращение в нескольких сплавах системы $A - B - C$, используя квазибинарную диаграмму (рис.3,б). Сплавы отмечены римскими цифрами.

Сплав I: $ж \rightarrow A$; $ж \rightarrow \Xi(AC)$; $ж \rightarrow \Xi(ABC)$; структура сплава $A + \Xi(AC) + \Xi(ABC)$;

Сплав II: $ж \rightarrow A$; $ж \rightarrow \Xi(ABC)$; структура сплава $A + \Xi(ABC)$;

Сплав III: $ж \rightarrow A$; $ж \rightarrow \Xi(AB)$; $ж \rightarrow \Xi(ABC)$; структура сплава $A + \Xi(AB) + \Xi(ABC)$;

Сплав IV: $ж \rightarrow \Xi(AB)$; $ж \rightarrow \Xi(ABC)$; структура сплава $\Xi(AB) + \Xi(ABC)$.

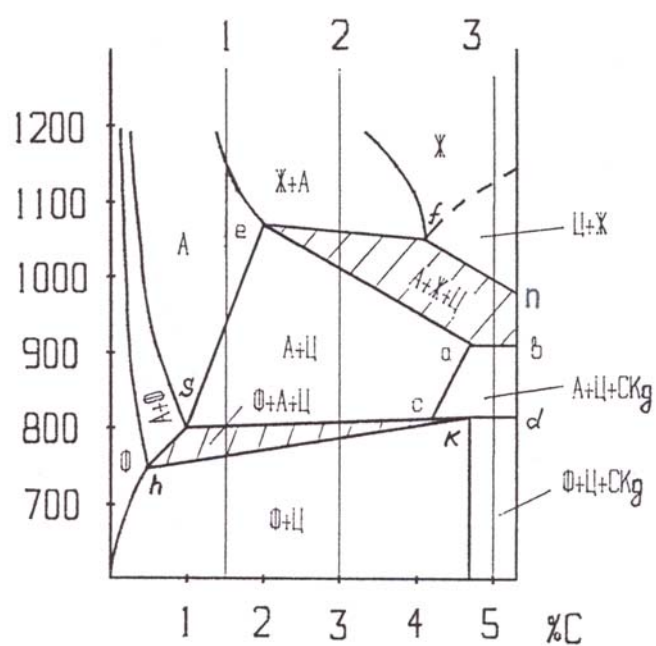
2. Диаграммы состояния промышленных чугунов

Чугуны следует рассматривать как сплавы тройной системы $Fe - C - Si$. В зависимости от условий кристаллизации и состава структура чугунов формируется в соответствии с диаграммами стабильного или метастабильного состояния. Превращения и фазовый состав их можно описать, используя горизонтальные и вертикальные разрезы диаграмм соответствующего состояния.

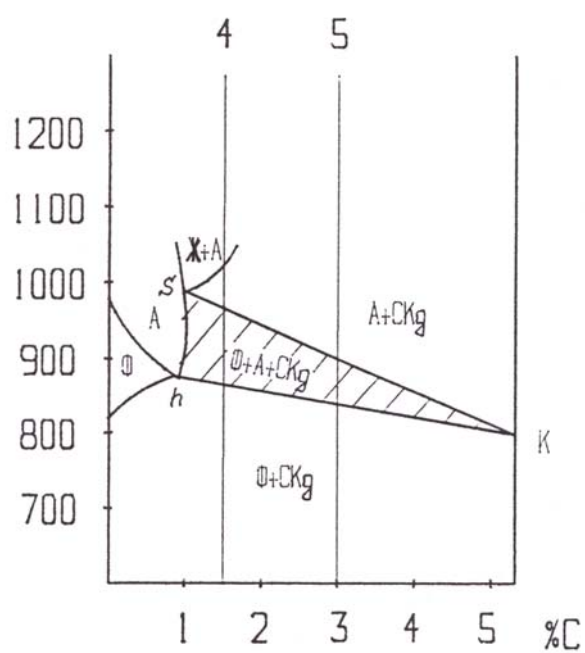
В чугунах при формировании метастабильной структуры в зависимости от содержания кремния возможно образование двух высокоуглеродистых фаз: цементита (Π) Fe_3C (6,67%С) и силикокарбида (СКд) Fe_4SiC (7-14% Si; 3,4%С), и происходят следующие превращения:

- 1) образование эвтектики: $ж \rightarrow Л[A + \Pi]$ (область $efkba$, рис.4,а);
 $ж \rightarrow [A + \Pi + СКд]$ (линия $ав$, рис.4,а);
- 2) эвтектоидные превращения: $A \rightarrow \Pi[\Phi + \Pi]$ (область hsc , рис. 4,а) или $A \rightarrow \Pi_k[\Phi + СКд]$ (область hsk , рис.4,б);
- 3) эвтектоидно-перитектоидное превращение $A + \Pi + СКд \rightarrow \Phi + \Pi + СКд$ (линия cd , рис.4,а).

Рассмотрим кристаллизацию некоторых сплавов (рис.4,а).



a)



б)

Рис.4. Политермические разрезы диаграммы Fe – C – Si (метастабильное состояние): а) 1,5% Si; б) 8% Si

Сплав 1. 1,5% Si, 1,5% C: $ж \rightarrow A$, $A \rightarrow \Pi$, $A \rightarrow \Pi$ [$\Phi + \Pi$]. Структура сплава при 20°C $\Pi + \Pi$, фазы [$\Phi + \Pi$].

Сплав 2. 1,5% Si, 3% C: $ж \rightarrow A$, $ж \rightarrow Л[A + \Pi]$, $A \rightarrow \Pi$, $A \rightarrow \Pi$ [$\Phi + \Pi$], что приводит к видоизменению ледебурита $Л[A + \Pi] \rightarrow Л^*[\Phi + \Pi]$. Структура сплава при 20°C $\Pi + \Pi + Л^*$.

Сплав 3. 1,5% Si, 5% C: $ж \rightarrow \Pi$, $ж \rightarrow Л[A + \Pi]$, $ж \rightarrow Э[A + \Pi + СКД]$, $A + \Pi + СКД \rightarrow Э^*[\Phi + \Pi + СКД]$. Структура сплава при 20°C $Л^* + \Pi + Э^*[\Phi + \Pi + СКД]$. Таким образом, видно, что структура белых эвтектических чугунов значительно сложнее, чем следует из двойной диаграммы Fe - C.

При увеличении содержания кремния изменяется фазовый состав эвтектоида (рис.4,б):

Сплавы 4, 5. 8% Si, 1,5% C и 8% Si, 3% C: $A \rightarrow [\Phi + СКД]$.

При рассмотрении вертикальных разрезов стабильной системы Fe - C - Si (рис.5) видно, что с увеличением содержания кремния расширяется температурный интервал эвтектоидного превращения $A \rightarrow \Phi + Г$, расширяется область феррита вплоть до температуры плавления (рис. 5,б).

В сплавах стабильной системы в зависимости от содержания кремния возможны следующие характерные превращения:

- 1) эвтектические $ж \rightarrow [A + Г]$, $ж \rightarrow [\Phi + Г]$, $ж \rightarrow [\Phi + A]$;
- 2) эвтектоидное $A \rightarrow [\Phi + Г]$.

Эти же разрезы показывают, что с увеличением содержания кремния уменьшается содержание углерода в графитной эвтектике, повышается температура эвтектоидного превращения. Поэтому высокотемпературные чугуны имеют однофазную (ферритную) матрицу и используются как коррозионностойкие, жаро- и ростоустойчивые сплавы. В промышленности в таком качестве используют чугуны ЖЧС5, ЧС15, ЧС17 (ферросилиды).

Ферросилиды имеют низкую прочность и очень хрупки. Это можно объяснить их химическим и фазовым составом (рис.6). Сплавы, содержащие 5-6% Si (ЖЧС5), имеют структуру $\Phi + Г$. Феррит, легированный кремнием, обладает повышенной твердостью и хрупкостью ($\sim 3000 \text{ НВ}$, $\sigma_B \sim 150 \text{ МПа}$); в сплавах, содержащих более 13% Si, дополнительно образуется интерметаллид Fe_3Si_2 , который резко повышает и твердость и хрупкость сплава из-за концентрации напряжений на включениях Fe_3Si_2 и, следовательно, снижает прочность ($\sim 4000 \text{ НВ}$, $\sigma_B \sim 100 \text{ МПа}$).

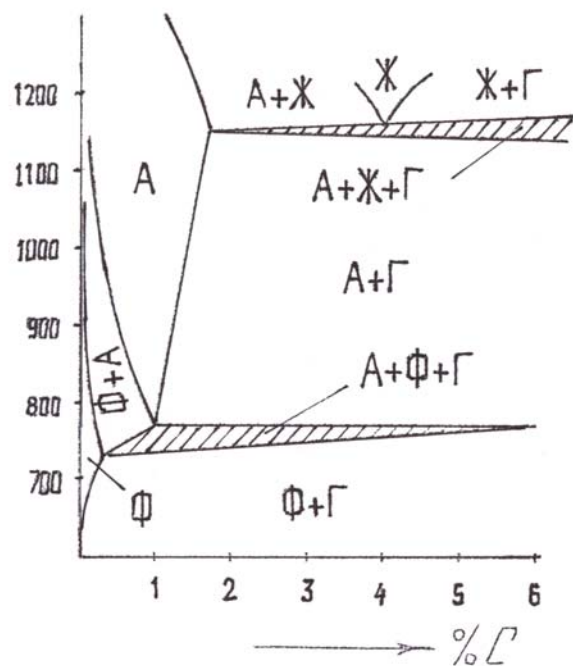
По изотермическим разрезам (рис.6) прослеживаются концентрационные изменения, т.е. влияние состава на фазовые области и превращения.

Так, на изотермическом разрезе, соответствующем 1000°C, что немного ниже температуры солидуса (рис.6,а), видно, как смещается эвтектическая точка с изменением содержания кремния. На этом разрезе точки E' и C' соответствуют проекции этих точек двойной диаграммы стабильного

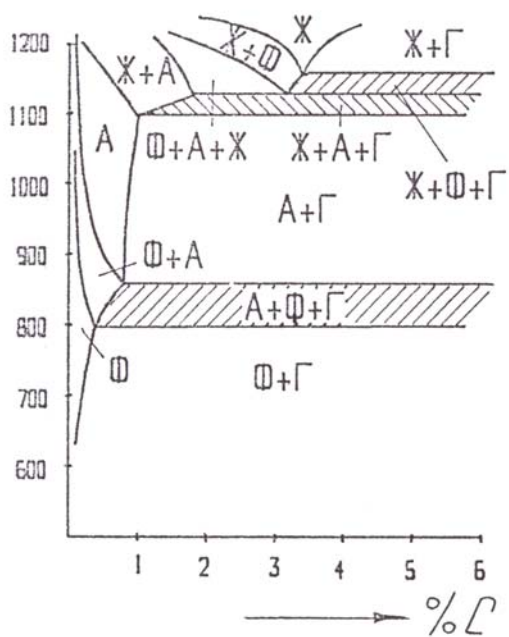
состояния. Линия NE' - проекция границы предельной растворимости Si и C в аустените; линия MC' - проекция линии двойной эвтектики $[A+\Gamma]$ показывает смещение эвтектической точки C' под воздействием добавки кремния. Таким образом, сплавы состава между линиями NE' и MC' - доэвтектические, а правее MC' - заэвтектические и кристаллизуются соответственно с образованием первичного аустенита или первичного графита. В соответствии с этим разрезом сплав с постоянным содержанием углерода, например 3%, с увеличением содержания кремния из доэвтектического становится заэвтектическим уже при содержании $Si > 2,5\%$, т.е. эвтектическая точка смещается к меньшему содержанию углерода.

На разрезе, соответствующем 800°C (рис.6,б), видно, что эвтектоидное превращение происходит при данной температуре только в сплавах состава области $\Gamma SP\Gamma$. В сплавах с меньшим содержанием кремния при температуре 800°C сохранилась первичная структура, а в сплавах с большим содержанием кремния эвтектоидное превращение уже прошло при более высокой температуре. Анализ изотермического разреза показывает, что кремний повышает температуру эвтектоидного превращения.

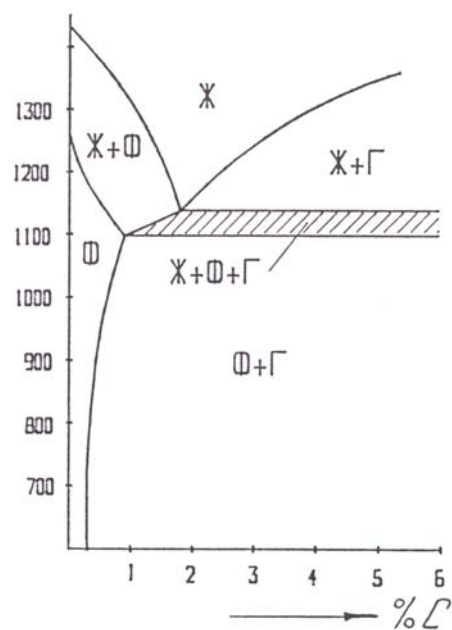
Таким образом, рассмотрение разрезов диаграмм состояния трехкомпонентных сплавов дает возможность прогнозировать свойства в зависимости от состава и объяснить наблюдаемые свойства.



а)



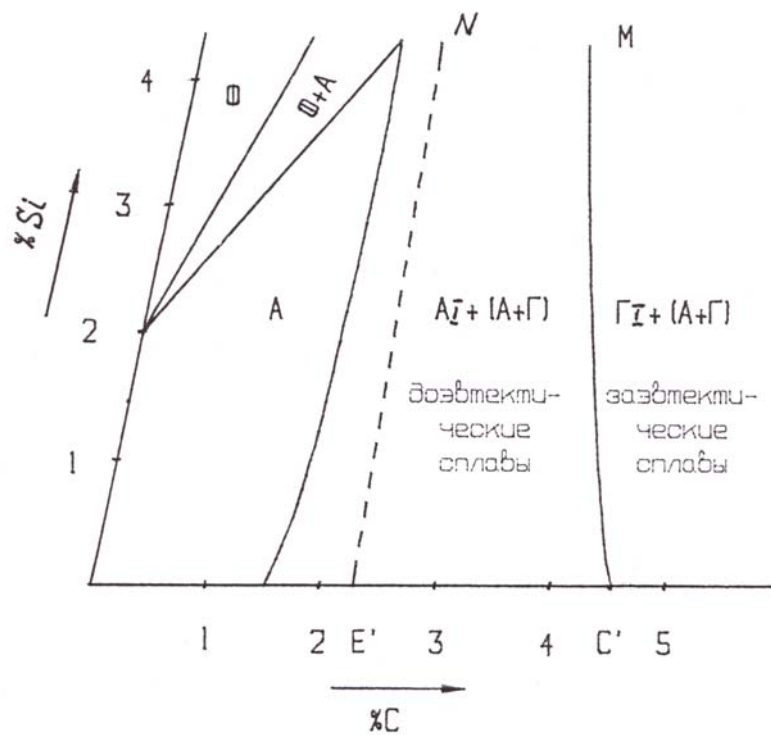
б)



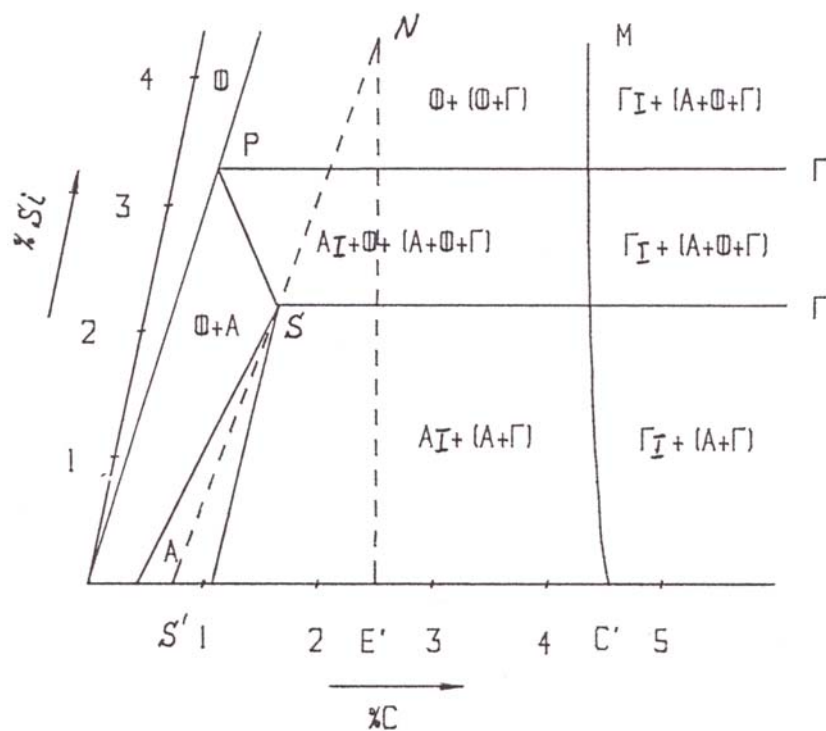
в)

Рис.5. Политермические разрезы диаграммы Fe – C – Si
(стабильное состояние):

а) 1,5% Si; б) 6% Si; в) 12% Si



а)



б)

Рис.6. Изотермические разрезы диаграммы Fe – C – Si (стабильное состояние) при температурах: а) 1000 °C; б) 800 °C

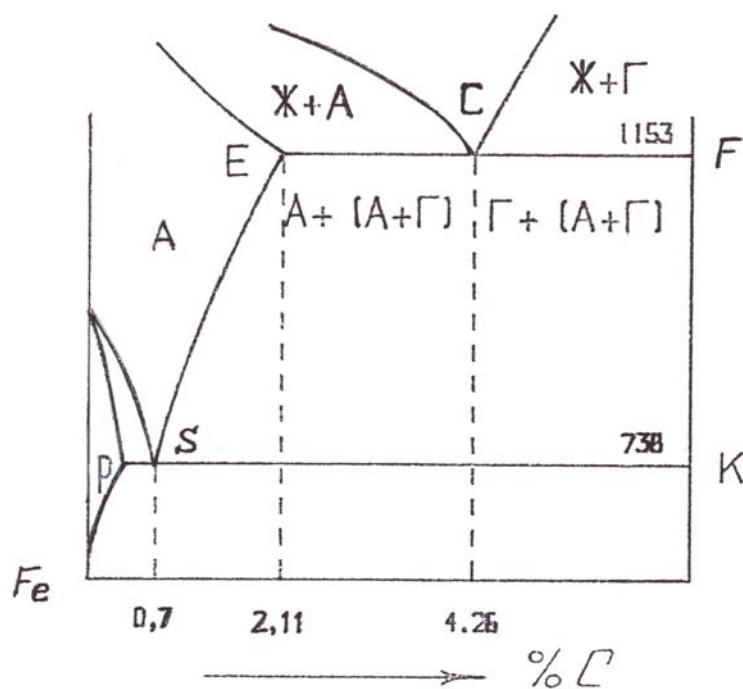


Рис.7. Диаграмма состояния Fe – C (стабильное состояние).

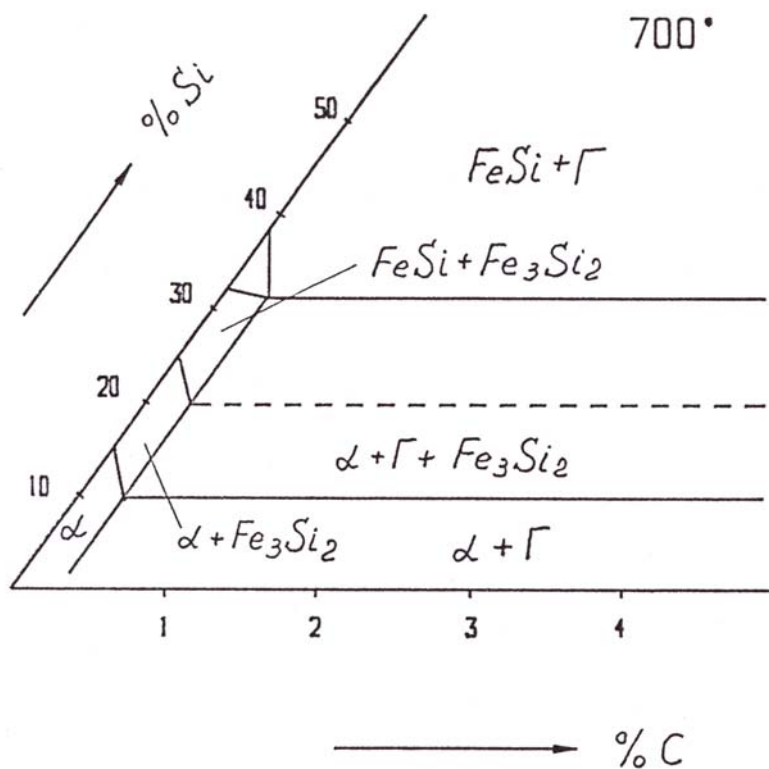


Рис.8. Изотермический разрез диаграммы Fe – C – Si при $t = 700^\circ\text{C}$.

ЗАДАНИЕ

1. Пользуясь бинарной диаграммой Fe – C и квазибинарными диаграммами Fe – C – Si (стабильное состояние):
 - 1.1. Указать температуры эвтектического и эвтектоидного превращений, а также фазовый состав эвтектики и эвтектоида (рис.7).
 - 1.2. Описать превращения (рис.5) при охлаждении в чугунах, содержащих:

а) 1,5% C; 1,5% Si;	г) 1,5% C; 6,0% Si;
б) 3,0% C; 1,5% Si;	д) 1,5% C; 12% Si;
в) 5,0% C; 1,5% Si;	е) 3,0% C; 12% Si.
 - 1.3. Указать, как влияет кремний на состав эвтектики по углероду (рис.5).
 - 1.4. Указать, как влияет кремний на температуру эвтектоидного превращения (рис.5).
2. Пользуясь изотермическим разрезом диаграммы Fe – C – Si (стабильное состояние, рис.6,а), определить содержание углерода в эвтектических чугунах, содержащих: 0% Si; 1,5% Si; 3% Si. Сделать вывод о влиянии содержания кремния на состав эвтектики по углероду.
3. Пользуясь изотермическим разрезом при температуре 800°C (рис.6,б), определить структуру чугунов составов:
 - Fe+2% Si+3% C;
 - Fe+3% Si+3% C;
 - Fe+4% Si+3% C.
 Сделать вывод о влиянии кремния на температуру эвтектоидного превращения.
4. Жаростойкие чугуны имеют свойства: ЖЧС5 – 1400-3000НВ, $\sigma_B=100-150$ МПа; ЧС17 – 4000-4500НВ, $\sigma_B=60-100$ МПа. Определить по изотермическому разрезу диаграммы Fe-C-Si (рис.8) структуру этих чугунов и объяснить наблюдаемое различие механических свойств.
5. Пользуясь квазибинарной диаграммой Fe–C–Si (метастабильное состояние), описать превращения при охлаждении в чугунах (рис.4 а,б):

а) C=1,5% Si=1,5%;	в) C=5,0% Si=1,5%;	
б) C=3,0% Si=1,5%	г) C=1,5% Si=8,0%.	

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что представляет собой диаграмма состояния трехкомпонентных сплавов?
2. Что такое концентрационный треугольник?
3. Сформулируйте правило фаз.
4. Что представляют собой изотермические и политермические разрезы тройной диаграммы?
5. Какие высокоуглеродистые фазы образуются в сплавах тройной системы Fe – C – Si в стабильном и метастабильном состояниях?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 2

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЧУГУНОВ ПО ГРАФИТУ

Чугунами называют железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14% углерода. В зависимости от того, в какой форме присутствует углерод в сплавах, различают белые и серые чугуны (чугуны с графитом).

Белыми называют чугуны, в которых весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита Fe_3C . Ледебурит, содержащий много цементита, придает чугуну характерный белый, блестящий, лучистый излом. Эти чугуны подразделяются на доэвтектические, эвтектические и заэвтектические. Они тверды (4500-5000 НВ), хрупки и для изготовления деталей машин не используются.

При наличии в чугуне включений свободного углерода – графита, его излом имеет серый цвет. В зависимости от формы включений графита различают ковкие, серые и высокопрочные чугуны.

Если в структуре чугуна одновременно присутствуют ледебурит и графит, то чугун называется половинчатым.

В графитизированных чугунах на механические свойства оказывает влияние форма, размер, распределение, количество графитовых включений. Они придают чугуну, как конструкционному материалу, ряд ценных свойств, которыми не обладает сталь.

Играя роль внутренних надразов и нарушая сплошность металлической основы, включения графита делают чугун нечувствительным к внешним концентраторам напряжений; повышают сопротивляемость вибрационным нагрузкам, антифрикционные свойства, обрабатываемость резанием, литейные свойства. Чем мельче включения графита, чем больше степень их изолированности, тем выше прочность чугуна.

В таблице показано влияние структурных факторов (формы графитовых включений и структуры металлической основы) на механические свойства чугуна.

При исследовании структуры чугунов образцы для приготовления шлифов вырезают из отливок, приливов к ним или из специально отлитых брусков.

Не допускается применять образцы, вырезанные из стояка, выпора или прибыли. Образцы отбирают таких размеров и сечений, чтобы они давали полное представление о структуре отливки. Для толстостенных отливок образец должен быть площадью не менее 3 см^2 , для тонкостенных – не менее $0,2 \text{ см}^2$.

Влияние структуры чугуна на механические свойства

Таблица

Свойства	Форма включений графита							Сталь низко- углеродистая
	Пластинчатая		Вермикулярная	Шаровидная		Компактная		
	Структура металлической основы							
	Перлит	Феррит	Феррит	Перлит	Феррит	Перлит	Феррит	
σ _в , Мпа	180-360	120-180	300-400	450-800	450-550	300-400	300-376	390-460
δ, %	0,2-0,5	0,3-0,8	<1,5	1-6	6-12	0,5-1,0	5-12	19-25
КС, Мдж/м ²	0,1-0,5	0,05-0,15	0,3-0,5	0,15-0,45	0,1-0,4	0,06-0,1	0,1-0,3	0,6-1,8
Е, МПа	60 000- 120 000	50 000- 120 000	-	-	160 000- 180 000	150 000- 200 000	140 000- 180 000	>200 000

Поверхность шлифа должна быть зеркальной, без рисок от шлифования и полирования, окислов и других загрязнений.

Характеристики графитовых включений: форма, характер распределения, размер включений и количество графита исследуются при увеличении в 100 раз на нетравленных микрошлифах (ГОСТ 3443-87, приложения 1, 3, а также с. 2 – табл. 1 – графит; с. 3-6 – табл. 2, 3, 4).

Характеристики зависят от состава чугуна, условий его выплавки и первичной кристаллизации.

Форма включений оценивается: для чугуна с пластинчатым графитом - по шкале 1А, приложение 3, с вермикулярным графитом – по шкале 2А, с шаровидным графитом – по шкале 3А, с компактным графитом – по шкале 4А.

В серых и высокопрочных (модифицированных магнием, церием, иттрием) чугунах графит выделяется непосредственно в процессе кристаллизации.

В серых чугунах включения графита имеют пластинчатую форму – прямолинейную (ПГф1); завихренную (ПГф2); игольчатую (ПГф3); гнездообразную (ПГф4). Наиболее благоприятной является ПГф2. Часто встречается сочетание ПГф1+ПГф2.

В высокопрочных чугунах включения графита имеют шаровидную и вермикулярную форму, причем каждая из этих форм имеет разновидность.

Шаровидный графит - менее сильный концентратор напряжений, чем пластинчатый графит, и поэтому меньше снижает механические свойства. Такой чугун обладает высокой прочностью и некоторой пластичностью.

В ковких чугунах, получаемых при отжиге отливок из белых доэвтектических чугунов, графит имеет форму, обусловленную различной степенью компактности – нитевидную (КГф1), хлопьевидную (КГф2), компактную (КГф3).

Из ковкого чугуна изготавливают детали высокой прочности, работающие в тяжелых условиях износа, способные воспринимать ударные и знакопеременные нагрузки.

В зависимости от размера (длины или диаметра) включений графита структура чугуна оценивается данными табл. 2, с.5 и шкалами: для чугуна с пластинчатым графитом – шкала 1Б, с шаровидным графитом – шкала 3Б, с компактным графитом – шкала 4Б. Определение размеров включений графита проводится по средней длине или диаметру трех наибольших включений на микрошлифе, измеренных не менее, чем в трех полях зрения. Если в структуре чугуна имеется графит различной формы, размеры включений определяются для каждой формы.

В зависимости от длины включений графита (мкм) пластинчатый графит оценивается как точечный ПГд15; мелкопластинчатый ПГд 25 - ПГд 45; среднепластинчатый ПГд 90 - ПГд 80; крупнопластинчатый ПГд 360 - ПГд 1000.

Распределение включений оказывает большое влияние на уровень прочностных характеристик и износостойкость. В зависимости от распределения включений графита структура чугуна оценивается: для чугуна с пластинчатым графитом по шкале 1В, с вермикулярным - по шкале 2В, для чугуна с шаровидным графитом – по шкале 3В, приложение 3 ГОСТ 3443 – 87. Распределение включений графита с пластинчатой формой может быть: равномерное (ПГр1), т.е. практически одинаковая толщина пластин из-за малого содержания кремния и фосфора и малой скорости охлаждения; неравномерное (ПГр2), т.е. пластинки графита имеют различную толщину; в виде колоний пластинчатого графита (ПГр3); в виде колоний междендритного графита (ПГр4); веточное (ПГр5) – в крупных отливках $d > 100$ мм; сетчатое (ПГр6) – характерно для немодифицированного и синтетического чугуна; розеточное (ПГр7) чаще встречается в тонкостенных отливках; междендритное точечное (ПГр8); междендритное пластинчатое (ПГр9).

Распределение включений вермикулярного графита может быть: равномерное – ВГр1; изолированные включения, неравномерное – ВГр2; розеточное – ВГр3; междендритные колонии разветвленные – ВГр4; междендритные колонии изолированные – ВГр5.

Распределение включений графита в высокопрочном чугуне может быть: равномерное – ШГр1; неравномерное – ШГр2; строчечное – ШГр3; скопления мелких включений – ШГр4.

В зависимости от количества графита структура чугуна с пластинчатым графитом оценивается данными табл. 3 и шкалой 1Г приложения 3; с шаровидным графитом по табл. 3 и шкале 3Г (ГОСТ 3443 – 87). Количество включений графита оценивается средним процентом площади, занятой ими на микрошлифе, и определяется не менее, чем в трех полях зрения как площадь занятая графитом: ПГ2, ШГ2 - до 3%; ПГ4 – от 3 до 15%; ПГ6, ШГ6 – от 5 до 8%; ПГ10, ШГ10 – от 8 до 12%; ПГ12, ШГ12 – свыше 12%.

Количество шаровидного графита в процентах в структуре чугуна с вермикулярным графитом оценивается по табл. 4 и шкале 2В: ВГ100 – 0%, ВГ98 – до 5%, ВГ92 - от 5 до 10%; ВГ85 – от 10 до 20%; ВГ70 – от 20 до 40%. Доля шаровидного графита по отношению к вермикулярному оценивается средним процентом площади, занятой указанным графитом на шлифе и определенной не менее чем в трех полях зрения.

ЗАДАНИЕ

1. Познакомиться с влиянием графитовых включений на механические свойства чугунов.
2. Пользуясь ГОСТ 3443 – 87, познакомиться с условными обозначениями характерных особенностей графитовых включений, отбором и изготовлением образцов для исследований и методикой проведения исследования.

3. Провести микроисследование 7 образцов и, пользуясь ГОСТом (см. приложение 3):
 - а) определить форму, размер, распределение, количество графита;
 - б) схематично зарисовать микроструктуру образцов и по каждому микрошлифу сделать письменное заключение, отметив характерные особенности чугуна по графиту.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Охарактеризуйте белые чугуны.
2. Что такое графит? Какую форму могут иметь включения графита в чугунах?
3. Какие свойства придает графит чугунам?
4. Назовите характеристики графитовых включений и их условные обозначения в соответствии с ГОСТ 3443-87.
5. Как влияют графитовые включения на механические свойства чугунов?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 3

**ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ
ОСНОВЫ ЧУГУНОВ**

Чугуны многокомпонентные сплавы, поэтому их фазовые состояния более полно учитываются тройными диаграммами. Повышение концентрации кремния оказывает влияние на процессы кристаллизации и в соответствии с правилом фаз ($C=K+1-\Phi$; $C=3+1-3=1$) появляется дополнительная степень свободы, вследствие чего эвтектическое и эвтектоидное превращения протекают в интервале температур.

На рис.1 представлена кинетическая диаграмма распада жидкого раствора чугуна, на которой кривая 1-1'соответствует началу кристаллизации. В доэвтектических чугунах кристаллизация всегда начинается с выделения аустенита предэвтектического. Чем тоньше оси и больше разветвленность дендритов, тем выше прочность чугуна. При кристаллизации по стабильной системе эвтектическое превращение начинается на кривой 2-2', при этом ж.р. $\rightarrow [A+\Gamma]$; в случае же кристаллизации по метастабильной системе превращение начинается на кривой 3-3': ж.р. $\rightarrow [A+\Delta]$. Эвтектическое превращение заканчивается на кривой 4-4'.

Структура матрицы формируется при первичной и вторичной кристаллизации под воздействием двух основных факторов:

- 1) скорости охлаждения в интервале температур эвтектического и эвтектоидного превращений;
- 2) химического состава (наличия графитизаторов и антиграфитизаторов).

В зависимости от скорости охлаждения, влияющей на степень переохлаждения жидкого раствора, после первичной кристаллизации могут сформироваться различные структуры (рис.1):

- а) при большой скорости охлаждения (V_1) кристаллизация протекает по метастабильной системе и формируется структура белого чугуна (фазы $A+\Delta$);
- б) при медленном охлаждении (V_3) кристаллизация протекает по стабильной системе и формируется структура серого чугуна (фазы $A+\Gamma$);
- в) при промежуточных скоростях охлаждения (V_2) формируется структура половинчатого чугуна (фазы $A+\Gamma+\Delta$).

В процессе кристаллизации возникает ликвация серы, фосфора и других элементов: они вытесняются в последние порции жидкости и скапливаются по границам зерна. Ликвационные явления изменяют условия образования фаз и таким образом влияют на структуру и свойства чугунов.

Окончательная структура чугуна зависит от кинетики распада и возможности графитизации цементитной фазы, от скорости охлаждения в области температур вторичной кристаллизации. В белом чугуне происходит распад по метастабильной системе: $A \rightarrow П[Ф+Ц]$ (рис. 2,а), линии 1-1 и 2-2 соответствуют началу и концу превращения. При длительном изотермическом отжиге белого чугуна происходит графитизация эвтектоидного цементита.

В графитизированных чугунах эвтектоидное превращение может происходить по стабильной и метастабильной системам. На рис. 2,б линии 1-1' и 2-2' соответствуют началу и концу образования графитного эвтектоида $A \rightarrow Ф+Г$.

В интервале температур $t'_2 - t_2$ аустенит распадается на графитный и цементитный эвтектоид: $A \rightarrow Ф+Г$ и $A \rightarrow П[Ф+Ц]$ и образуется структура ферритно-перлитного чугуна ($V_{охл} \sim V_2$). С увеличением скорости охлаждения ($V_{охл} \sim V_3$), матрица становится перлитной, так как увеличивается переохлаждение, задерживается распад $A \rightarrow Ф+Г$.

При длительной изотермической выдержке ($t'_2 - t_5$) происходит графитизация эвтектоидного цементита. При скоростях $V_{охл} > V_3$ образуется дисперсная структура перлитного типа, сорбит либо тростит закалки.

При больших переохлаждениях происходит дальнейший распад аустенита, образующаяся бейнитная структура обладает высокой прочностью и вязкостью.

При охлаждении со скоростью больше критической (V_4) образуется мартенсит – пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе.

На кинетику превращений большое влияние оказывают элементы, входящие в состав чугуна. Так, кремний и углерод способствуют графитизации; хром, сера, марганец способствуют карбидообразованию, они увеличивают переохлаждение жидкого раствора; молибден сдвигает кинетические кривые распада аустенита и способствует образованию закалочных структур (бейнит, мартенсит); никель – способствует образованию дисперсного перлита. В присутствии карбидообразующих (Cr, V, Mn) при низкотемпературном отжиге получается зернистый перлит с повышенной вязкостью и износостойкостью. Фосфор склонен к ликвации и сосредотачивается на границах зерна, либо обогащая их, либо образуя фосфидную эвтектику $[Fe+Fe_3P+Fe_3C]$, что снижает пластичность и обрабатываемость, особенно при сетчатом расположении, но увеличивает износостойкость при изолированном распределении. Легирующие элементы усложняют состав фосфидной эвтектики и увеличивают ее количество. Тройная эвтектика, образующаяся при быстром охлаждении, – хрупкая составляющая (похожа на Л*).

Двойная эвтектика $[Fe+Fe_3P]$ образуется при медленном охлаждении, поскольку минимальная скорость охлаждения способствует более полному протеканию диффузионных процессов и образованию графита.

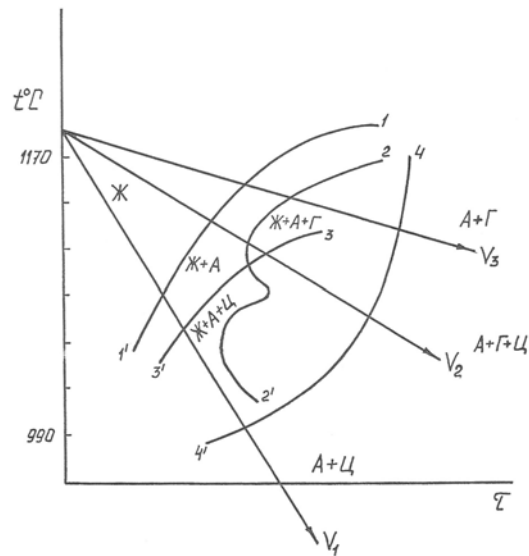


Рис.1. Кинетическая диаграмма кристаллизации доэвтектического чугуна (схема)

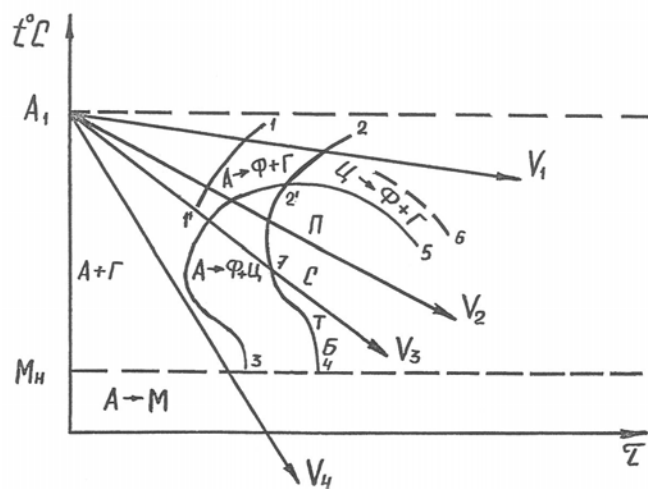
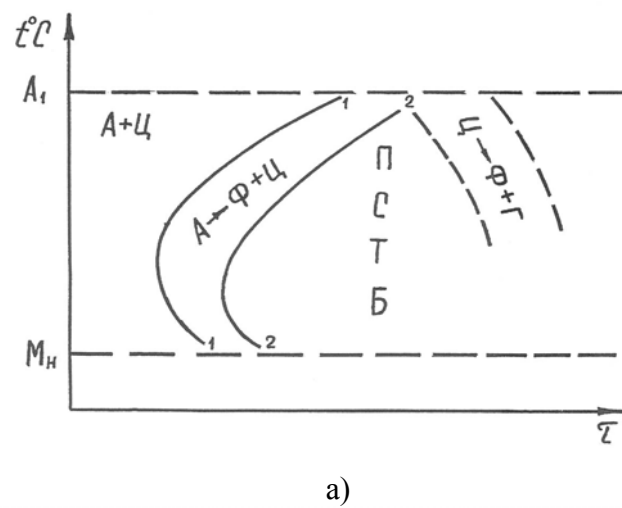


Рис 2. Диаграммы изотермического распада аустенита (схема):
а) белого чугуна; б) серого чугуна

Цементит (Fe_3C) или цементитная эвтектика (Л^*) повышают износостойкость. Эвтектический и эвтектоидный цементит может графитизироваться при длительном отжиге.

Кроме того, легирующие элементы влияют на вид диаграммы изотермического распада аустенита и положение кривых диаграммы. В частности, сдвигают кривые вправо, увеличивая устойчивость аустенита. Таким образом, металлическая основа графитизированных чугунов в зависимости от химического состава чугуна и условий протекания вторичных превращений может быть: ферритная, перлитная, ферритно-перлитная, сорбитная, троститная, бейнитная, мартенситная, аустенитная.

В соответствии с ГОСТ 3443-87 при определении металлической основы чугуна оценке подлежат: вид структуры; форма перлита; содержание перлита (или феррита); дисперсность перлита; строение, распределение, размеры ячеек сетки и площадь включений фосфидной эвтектики; количество и размеры включений цементита или цементита ледебурита (см. шкалы №№5-10, приложение 3).

Для обозначения структурных составляющих и их характерных особенностей применяют условные обозначения (ГОСТ 3443-87, табл. № №5-10).

Результаты исследования структуры металлической основы чугуна удобно оформлять в виде таблицы.

Таблица

№ шлифа	Условные обозначения мет. основы по ГОСТ	Описание микроструктуры	Наименование чугуна	Схема структуры
2	Пт1; Пд 0,3; Ц40; Цп2000	Тонкопластинчатый перлит, ледебурит	Белый чугун	
1-5-4	Пт1; Пд 0,5; Пд 1,0; П20 (Ф80)	Графит пластинчатый, местами имеет розеточное распределение; тонко- и среднепластинчатый П и гнездовые скопления феррита	Серый Ф-П	

ЗАДАНИЕ

1. Проанализировать кинетические диаграммы первичной и вторичной кристаллизации чугунов. Определить:
 - а) структуру, формирующуюся при охлаждении со скоростями V_1 и V_3 ;
 - б) твердость серого чугуна, охлажденного со скоростями V_1 и V_3 , объяснить различие в твердости.
2. Познакомиться с обозначениями структурных составляющих металлической основы по ГОСТ 3443-87 (с.2 табл.1 – металлическая основа; с. 6-9, приложение 3, шк.5-10).
3. Исследовать и зарисовать микроструктуру чугунов и обозначить стрелками структурные составляющие. Исследование проводить при увеличениях $\times 100$ и $\times 500$ в соответствии с требованиями ГОСТ 3443-87 и определить:
 - а) вид структуры металлической основы (шкала 5, $\times 500$);
 - б) содержание перлита и феррита (шкала 6, $\times 100$);
 - в) дисперсность перлита (шкала 8, $\times 500$);
 - г) строение и площадь включений фосфидной эвтектики (шкала 9А, $\times 500$; шкала 9Г, $\times 100$).Результаты исследований оформить в виде таблицы.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какие факторы влияют на формирование структуры металлической основы чугунов?
2. Какая структура образуется при различных скоростях охлаждения жидкого раствора чугуна?
3. Опишите превращения при вторичной кристаллизации белого чугуна (рис. 2, а).
4. Опишите превращения при вторичной кристаллизации серого чугуна (рис. 2, б).
5. Назовите типы структур металлической основы графитизированных чугунов.
6. Перечислите характеристики металлической основы чугуна, подлежащие оценке при микроанализе в соответствии с ГОСТ 3443-87.

Учебное издание

Герасимова Надежда Григорьевна
Ионова Зинаида Григорьевна

СТРУКТУРА ЧУГУНОВ

Под редакцией Г.М.Волкова

*Оригинал-макет подготовлен редакционно-издательским отделом
МГТУ «МАМИ»*

По тематическому плану внутривузовских изданий учебной литературы
на 2009 г.

Подписано в печать 23.11.2009. Формат 60×90 1/16. Бумага 80 г/м²

Гарнитура «Таймс». Ризография. Усл. печ. л.

Тираж 70 экз. Заказ № 89-09

МГТУ «МАМИ»

107023, г. Москва, Б. Семеновская ул., 38