

Министерство образования Республики Беларусь
БЕЛОРУССКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

Кафедра «Материаловедение в машиностроении»

Лабораторный практикум
по курсу «Машиностроительные материалы»
для студентов специальности:
1-36 01 02 «Материаловедение в машиностроении»

часть 1

Учебное электронное издание

М и н с к 2 0 1 5

УДК 539.3(075.8)

А в т о р ы :

В.А. Стефанович, А.В. Стефанович, С.В. Борисов

Р е ц е н з е н т :

А.Н. Крутилин, и. о. зав. кафедрой «Машины и технология литейного производства» БНТУ, кандидат технических наук, доцент;

В лабораторном практикуме приведены данные по влиянию легирующих элементов на полиморфизм железа, структуру сплавов системы железо-углерод, формирование карбидной фазы и ее поведение в процессе термической обработки, на структуру и превращения в цементуемых и подшипниковых сталях, а также по разработке наплавочных материалов из проволочной заготовки с использованием легирующих покрытий.

Для изучения учебно-методического пособия требуется знание курсов «Теория сплавов», «Теория и технология термической обработки».

Лабораторный практикум может использоваться при проведении лабораторных занятий для студентов машиностроительных специальностей, изучающих процессы поверхностного и объемного упрочнения деталей машин и инструмента.

Белорусский национальный технический университет
пр-т Независимости, 65, г. Минск, Республика Беларусь

Тел.(017)292-77-52 факс (017)292-91-37

E-mail: emd@bntu.by

<http://www.bntu.by/ru/struktura/facult/psf/chairs/im/>

Регистрационный № БНТУ/ПСФ85-6.2009

© Стефанович В.А., Стефанович А.В. 2015

© Стефанович А.В., Борисов С.В. компьютерный дизайн, 2015

© БНТУ, 2015

Содержание

	Стр.
Лабораторная работа №1. Влияние легирующих элементов на структуру сталей	4
Лабораторная работа №2 Карбидная фаза в сталях	10
Лабораторная работа №3. Входной контроль металлопроката	21
Лабораторная работа № 4. Превращение карбидной фазы в процессе термической обработки	30
Лабораторная работа №5. Микроструктура цементуемых сталей	39
Лабораторная работа №6. Исследование структуры и свойств	45
подшипниковых сталей	
Лабораторная работа №7. Разработка наплавочных материалов	54

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №1

Влияние легирующих элементов на структуру сталей

ЦЕЛЬ РАБОТЫ : Изучить влияние легирующих элементов на полиморфизм железа и структуру стали.

1. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

Растворяясь в железе, легирующие элементы сильно влияют на положение точек A_3 и A_4 , определяющих температурную область существования α - и γ - железа. Легирующие элементы по влиянию на полиморфные формы железа можно разделить на две группы.

К элементам первой группы относятся легирующие элементы, которые понижают температуру, соответствующую точке A_3 и повышают температуру, соответствующую точке A_4 . В результате, на диаграмме состояния железо-легирующий элемент, наблюдается открытая область γ -фазы; область существования α -фазы сужается (Рис. 1.1а). Под влиянием легирующих элементов температура (точка A_4) повышается до линии солидус. При определенной концентрации легирующего элемента, температура точки A_3 снижается до комнатной температуры. Следовательно, сплавы, имеющие концентрацию легирующего элемента больше указанной точкой “х”, не испытывают фазовых превращений при нагреве от комнатных температур до температуры плавления и при всех температурах присутствует γ твердый раствор. Такие сплавы называются аустенитными. Сплавы, частично претерпевающие превращения $\alpha \rightleftharpoons \gamma$, называются феррито-аустенитными. Диаграммы состояния сплавов Fe-Ni, Fe-Mn, иллюстрирующие описанные изменения в положениях критических точек приведены на рисунке 1.2. Железо с никелем и марганцем обладают полной взаимной растворимостью в жидком и твердом γ -состоянии.

Ряд химических элементов, незначительно растворяющихся в γ -железе, только расширяют область существования аустенита и образуют диаграмму, представленную на рисунке 1.1б. К таким элементам относятся углерод, азот, медь.

Элементы второй группы образуют диаграмму с замкнутой γ -областью (Рис. 1.1в,г). При содержании легирующего элемента больше, чем указывается точкой “у” (Рис. 1.1в), сплавы при всех температурах состоят из твердого раствора легирующего элемента в α -железе. Такие сплавы называются ферритными. Сплавы, имеющие только частичное превращение $\alpha \rightleftharpoons \gamma$, называются полуферритными.

Часть элементов второй группы (Si, W, Ti, P, V и др.) растворенных в железе повышают температуру точки A_3 и понижают температуру точки A_4 (Рис. 1.1в,г). Хром, точку A_3 вначале понижает до 846 °С и только с определенной концентрации (~7%Cr) ее повышает (Рис. 1.3а).

К группе элементов, сильно сужающих область γ -фазы относятся бор, цирконий, ниобий. Эти элементы, даже при сравнительно небольшом

содержании (бор при 0,01%; цирконий при 0,3%; ниобий при 1,5%) полностью выклинивают γ -область. Однако вследствие их малой растворимости в железе, прежде, чем наступает полное замыкание области γ -фазы, образуются двухфазные сплавы $\gamma + \epsilon$ (Рис. 1.1г).

Основой современных сложнелегированных сталей являются не двойные, а сложнелегированные твердые растворы. При введении в сплав нескольких легирующих элементов, их влияние на α - и γ -области может и не суммироваться. В некоторых случаях их влияние противоположно тому, которое встречается в двойном сплаве. Но в целом, введение аустенитообразующих элементов расширяет область существования γ -железа, а ферритообразующих – α -железа.

В соответствии с диаграммой состояния Fe-C доэвтектоидные углеродистые стали содержат менее 0,8% углерода, эвтектоидные – 0,8%, заэвтектоидные 0,8-2,14%.

Большинство легирующих элементов сдвигает точку S и E (на диаграмме состояния Fe-C) в сторону меньшего содержания углерода (Рис. 1.4). Поэтому граница между доэвтектоидными, эвтектоидными и заэвтектоидными сталями, в легированных сталях, находится при меньшем содержании углерода, чем в углеродистых. Так, при 5% Cr, сталь с 0,6% C является заэвтектоидной, а с 1,5% C – ледебуритной (Рис. 1.4). Поэтому легированные стали в равновесном состоянии, в зависимости от содержания легирующих элементов и углерода, могут иметь следующую структуру: феррит + перлит; перлит; перлит + вторичные карбиды; перлит + вторичные карбиды + ледебурит. Структуру стали можно определить по диаграммах, представленных на рисунках 1.4; 1.5; 1.6.

Исходя из вышесказанного, легированную сталь по равновесной структуре можно разделить на следующие классы: перлитный (входят стали со структурой Ф + П, П, П + К_{II}); аустенитный; ферритный; феррито-аустенитный; полуферритный; ледебуритный (классификация по П. Обергоферу).

В справочной и технической литературе очень часто приводится классификация по неравновесной структуре (предложена Гийе). Образцы сечением 10 -15 мм нагреваются до 900 °С выдерживаются и охлаждаются на воздухе. В зависимости от получаемой структуры стали классифицируются на следующие классы: перлитный, бейнитный, мартенситный, ледебуритный, ферритный, аустенитный, феррито-мартенситный.

Для облегчения определения фазового состава сталей, существуют структурные диаграммы. На рисунке 1.5 представлена диаграмма, связывающая концентрацию углерода и хрома и получаемую при этом структуру. Зная количество углерода и хрома в стали, можно определить структуру стали в равновесном состоянии. Так, например, сталь 40X13 (0,4% C, 13% Cr) является заэвтектоидной, а сталь 20X13 (0,2% C, 13%Cr) – полуферритной.

На рисунке 1.6 представлена диаграмма А. Шеффлера, на которой по оси абсцисс находится эквивалент хрома, рассчитываемый по формуле:

$$E_{Cr} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb$$

а по оси ординат – эквивалент никеля, рассчитываемый по формуле:

$$E_{Ni} = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn$$

Например, требуется определить фазовый состав стали 20X13H4Г9.

$$E_{Cr} = 13$$

$$E_{Ni} = 4 + 30 \cdot 0,2 + 0,5 \cdot 9 = 14,5$$

По диаграмме определяем, что сталь относится к аустенитно-мартенситному классу.

2. ЗАДАНИЕ И МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ К ЛАБОРАТОРНОЙ РАБОТЕ

1. Проработать теоретическую часть. Изучить влияние легирующих элементов на полиморфизм железа (Рис.1.1). Изучить фазовые превращения при нагреве и охлаждении на диаграммах в системах железо-марганец (Рис. 1.2а), железо-никель (Рис. 1.2б), железо-хром (Рис. 1.3а), железо-молибден (Рис. 1.3б), железо-кремний (Рис. 1.3в).

2. Изучить влияние легирующих элементов на положение точек S, E диаграммы железо-цементит, классификацию легированных сталей по структуре.

3. По структурной диаграмме системы Fe-Cr-C (Рис.1.5), для сталей 40X, 80X3, 80X16, X12, 20X25 определить структуру сталей в равновесном состоянии.

4. По структурной диаграмме системы Fe-Cr-Ni (Рис.1.6), определить эквиваленты хрома и никеля для стали X18H9T (химический состав: 0,12%С, 0,8%Si, 2,0%Mn, 18%Cr, 8,5%Ni, 0,8%Ti); стали 08X17H5M3 (химический состав: 0,08%С, 0,8%Si, 0,8%Mn, 17%Cr, 5%Ni, 3,5%Mo) и структуру данных сталей.

5. С помощью оптического микроскопа выполнить металлографический анализ исследуемых шлифов в соответствии с технологической картой, определить структурный класс сталей и зарисовать микроструктуру. Около микроструктуры указать марку стали, химический состав, термическую обработку, структуру сталей и структурный класс к которому относится данная сталь.

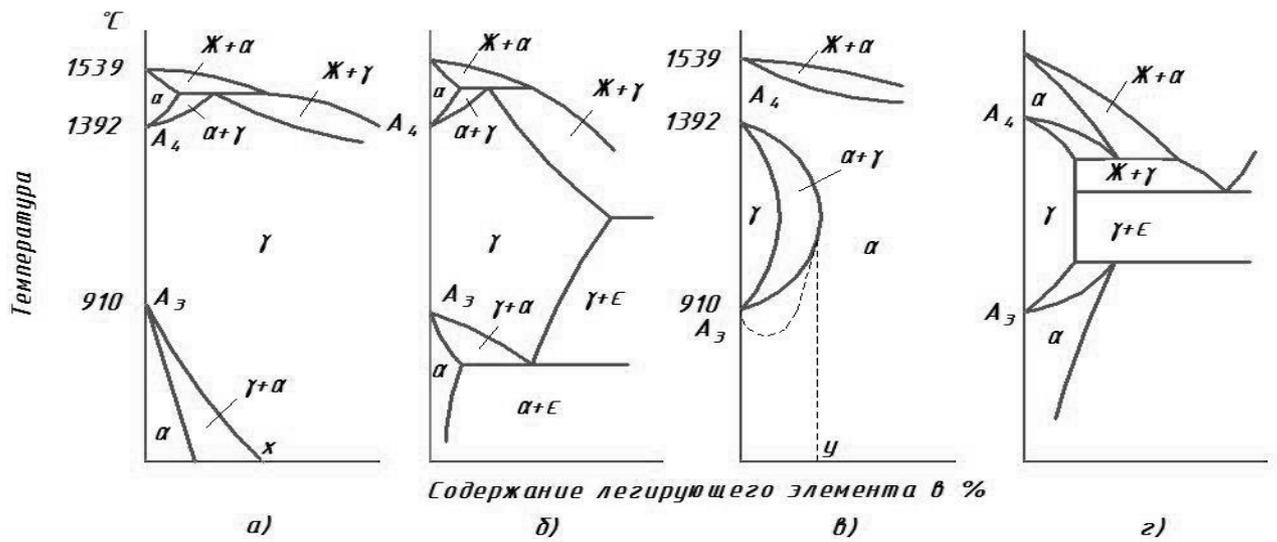


Рисунок 1.1 – Влияние легирующих элементов на полиморфизм железа.

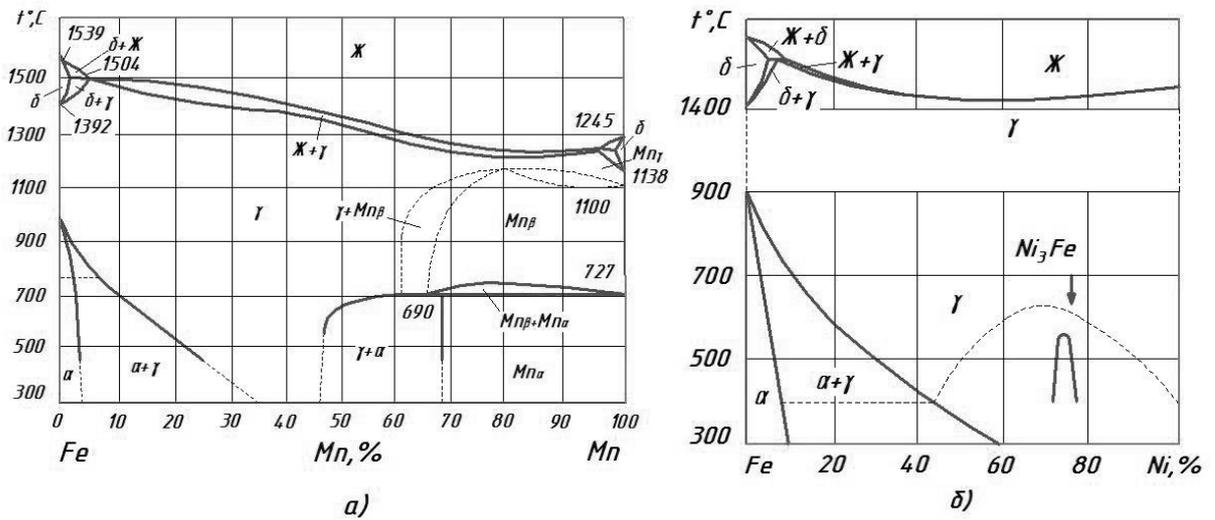


Рисунок 1.2 – Диаграммы состояния Fe-Mn (а) и Fe-Ni (б).

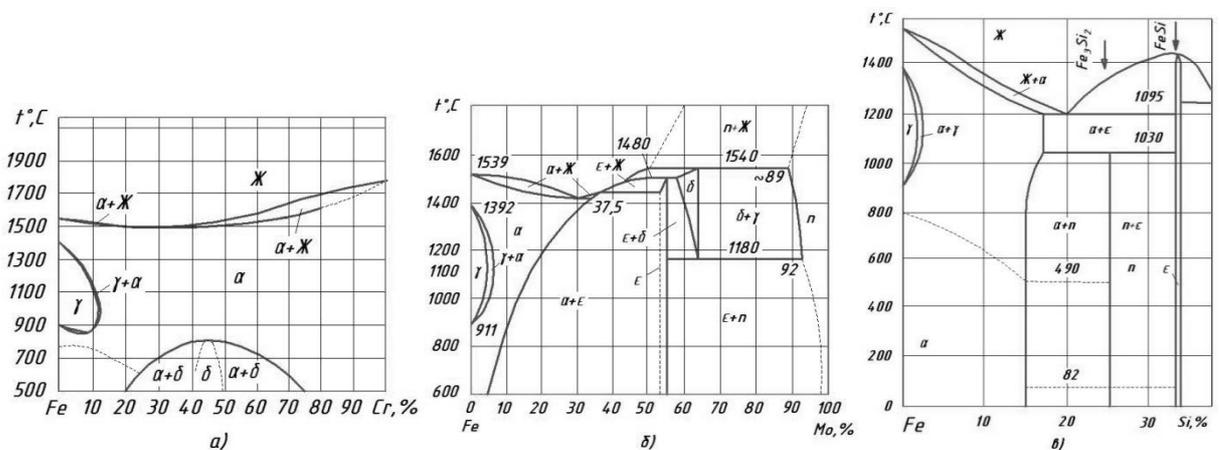


Рисунок 1.3 – Диаграммы состояния Fe-Cr (а), Fe-Mo (б), Fe-Si (в).

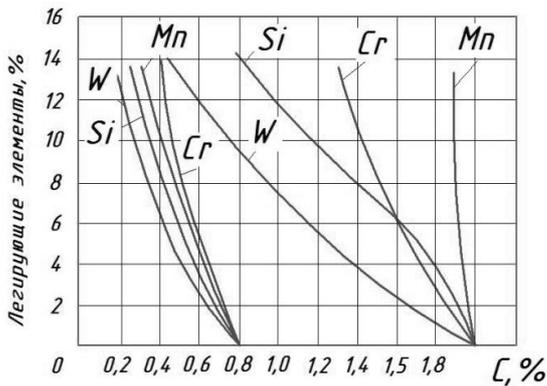


Рисунок 1.4 – Влияние легирующих элементов на положение точек S и E диаграммы Fe-C

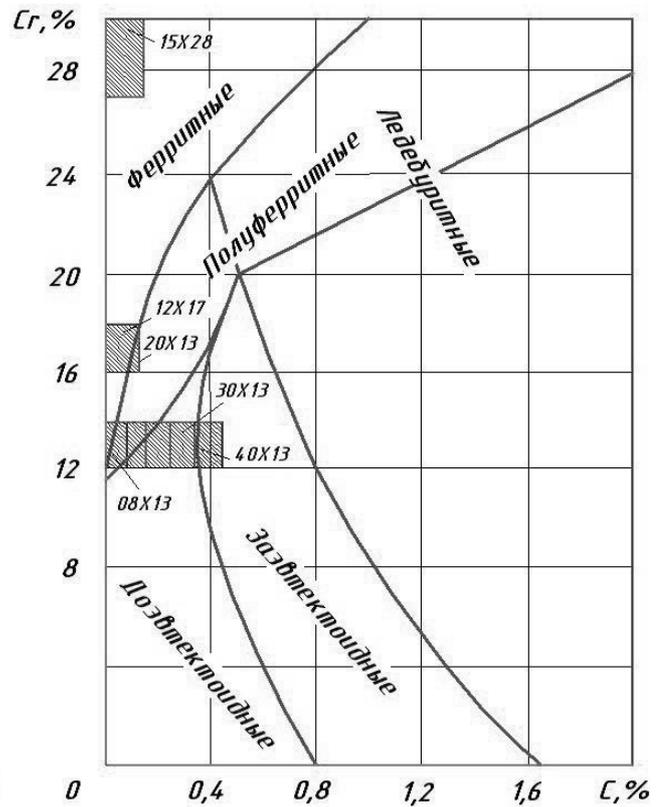


Рисунок 1.5 – Структурная диаграмма системы Fe-Cr-C

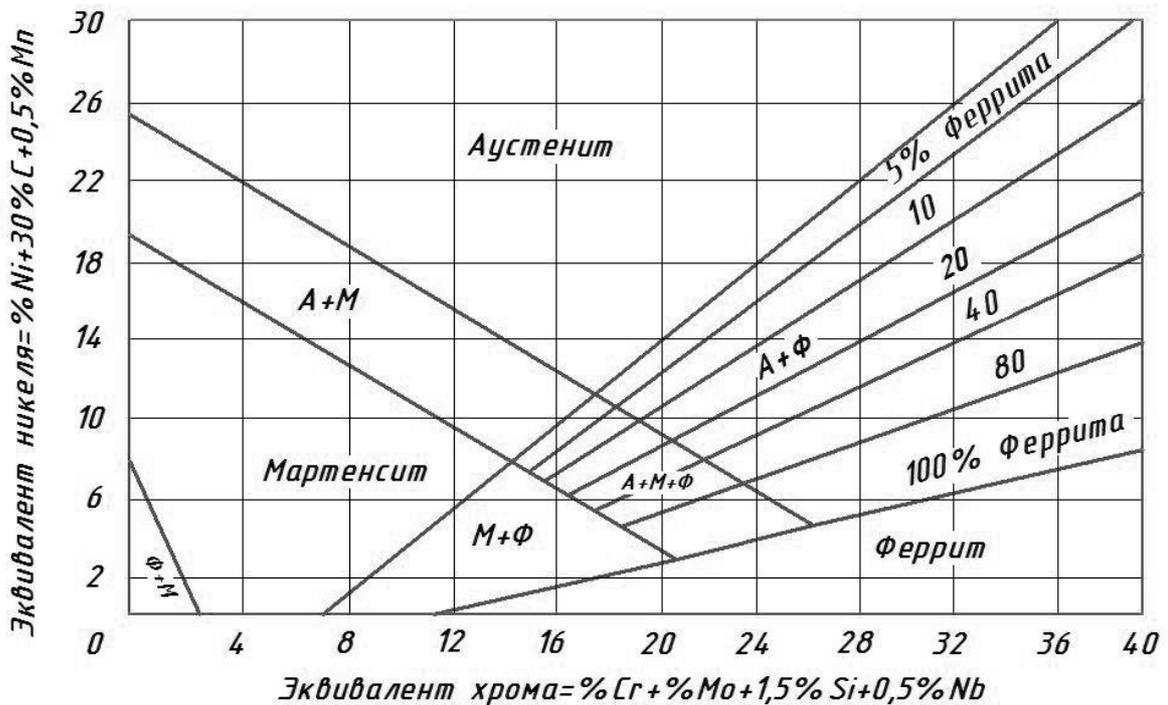


Рисунок 1.6 – Структурная диаграмма для нержавеющей литых хромоникелевых сталей (А. Шеффлер)

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ КАРТА

Маркировка шлифа	Марка стали	Термическая обработка	Структура стали
2 красный	40X	Отжиг	Ф + П
2 темный	40X	Нормализация 900 ⁰ С	Ф + псевдо-П
5	У8	Нормализация	Пластинчатый
6	У8	Отжиг	Зернистый
3	80X3	Отжиг	П+К _{II}
24	20X13	Охлаждение в тигле на воздухе с 1050 ⁰ С	М+Ф
без номера	X12	Литая + отжиг	Л + К _{II} + П(Т,С)
4	X12	Ковка + отжиг	К _I + К _{II} + П _з
7	1512(Э42)	Отжиг	Ф
8	12X18H9T	Закалка	А
1	P18	Литая	(М,С, δ-эвтектоид) + К _{II} + Л

1. Грачев С.В. Специальные стали/С.В. Грачев, М.И. Гольдштейн, Ю.Г. Векслер - М. Металлургия - 1985. – 408 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение/А.П. Гуляев - М. Металлургия - 1986. -544с.
3. Гудремон Э. Специальные стали/Э. Гудремон, пер. с нем. Т.1 - М. Металлургиздат - 1959-1960 - 1683с.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №2

Карбидная фаза в сталях

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: Изучить типы карбидов, их распределение в сталях и влияние на свойства сталей.

1. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

Карбиды, нитриды и комплексные соединения на их основе карбонитриды являются основными фазами – упрочнителями в легированных сталях. Свойства данных фаз во многом определяют поведение стали при ТО и получаемые при этом свойства.

Данные фазы относятся к фазам внедрения и образуются между d-переходными металлами и углеродом, азотом. Карбиды и нитриды в сталях образуют только те легирующие элементы, которые имеют большее сродство к углероду, чем Fe. Если сродство легирующего элемента к углероду меньше чем Fe, то он находится в твердом растворе (к таким элементам относятся Co, Ni, Si и др.). Прочность химической связи в карбидах между атомами металла и неметалла определяется строением внешних электронных оболочек. Для d-металлов характерна "гибридизация" электронов между d и s-оболочек, т.е. взаимные переходы с одного уровня на другой. Так как эти оболочки полностью не заполнены электронами, то d-металлы способны приобретать электроны у других элементов – доноров, которыми и являются углерод и азот. Атомы углерода имеют 4 валентных электрона, азота – 3. Данные электроны участвуют в гибридизации, усиливая химическую связь между элементами.

Прочность связи в карбидах и нитридах характеризуется теплотой образования ΔH кДж/г-атом, свободной энергией ΔG кДж/г-атом и температурой плавления. Экспериментальные данные показывают, что с увеличением номера группы в периодической системе Менделеева вышеперечисленные свойства уменьшаются, а, следовательно, и снижается прочность химической связи между атомами металлов и углерода, азота, т.е. химическое сродство к углероду и азоту, снижается.

По карбидообразующей способности элементы можно расположить в возрастающий ряд: Fe, Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Ti, Zr, Hf.

Массовая доля карбидов в структуре стали, их тип зависит от количества легирующих элементов, карбидообразующей способности легирующего элемента, содержания углерода, термической обработки. В высоколегированных сталях с высоким содержанием углерода количество карбидов в равновесном состоянии может достигать до 35%, после закалки и отпуска до 20%.

По поведению при нагреве стали карбиды подразделяются: растворимые в аустените, нерастворимые в аустените.

К растворимым карбидам относятся:

- карбиды, входящие в состав перлита и переходящие в аустенит при превращении перлита в аустенит. В основном это карбиды типа M_3C ;
- вторичные карбиды, выделяющиеся из аустенита при охлаждении и присутствующие вне перлита в структурно-свободном виде. К ним относятся карбиды типа M_3C , M_7C , M_6C , $M_{23}C_6$;
- третичные карбиды, которые выделяются из феррита при замедленном охлаждении. Из-за небольшого количества металлографическим анализом в структуре не обнаруживаются.

Растворимые карбиды при нагреве насыщают аустенит углеродом и легирующими элементами, что обеспечивает в процессе термической обработки:

- повышение прокаливаемости;
- повышение закаливаемости;
- дисперсионное твердение при отпуске.

К нерастворимым карбидам относятся:

- первичные карбиды, кристаллизующиеся из жидкости;
- карбиды входящие в эвтектику;
- вторичные, не растворяющиеся при термической обработке.

При нагреве и охлаждении данные карбиды сохраняют свои размеры, форму и характер распределения в структуре. При термической обработке избыточные карбиды оказывают положительное влияние:

- препятствуют росту зерна аустенита;
- повышают износостойкость.

Однако при неблагоприятном их расположении и происходит резкое уменьшение пластичности, вязкости, прочности.

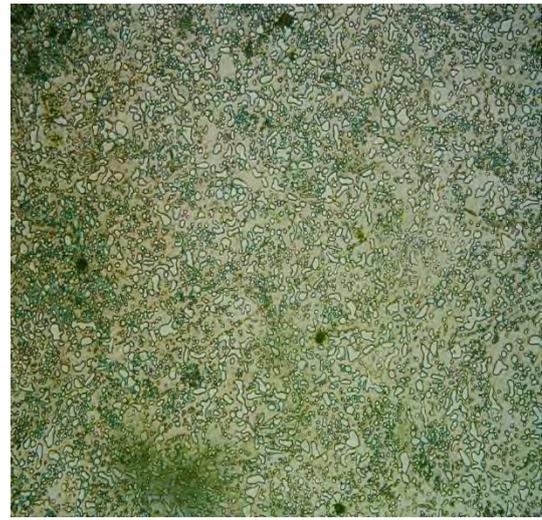
1.1. Строение и свойства карбидов

Цементитный карбид (Fe_3C) (M_3C) - основная фаза нетеплостойких сталей. Он присутствует в виде карбидов перлита, вторичных (Рис.2.1) и третичных карбидов. Решетка ромбическая $a=0,4507\text{нм}$, $b=0,5066\text{нм}$, $c=0,6724\text{нм}$. Марганец замещает железо неограниченно – от $(Fe,Mn)_3$ до Mn_3C , хром – до 18%, молибден – до 1%, вольфрам – до 0,6%. Более сильные карбидообразующие элементы в M_3C не растворяются. Данный карбид относится к растворимым карбидам при нагреве под ТО. В процессе отпуска выделяется в виде ϵ -карбида, при нагреве до 250 °С. При более высоких температурах ϵ -карбид превращается в цементит. Дисперсионному твердению не способствует. Твердость составляет 950-1000 H_v .

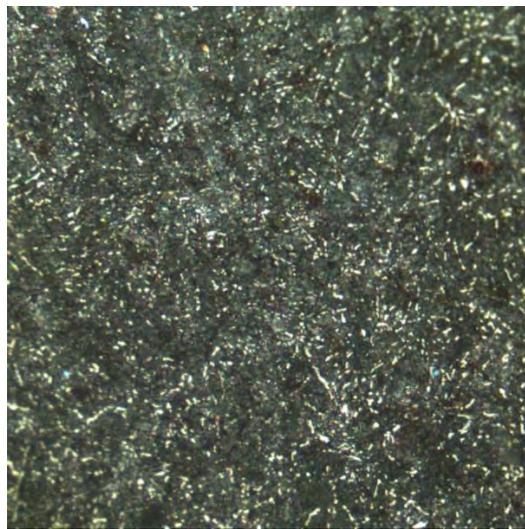
Сложный карбид хрома $(Cr, Fe, Mo, W, V)_{23}C_6$ обозначаемый $M_{23}C_6$, образуется в полутеплостойких и теплостойких сталях, содержащих более 3-4% Cr, но имеющих содержание углерода менее 0,8-1%. Карбид $M_{23}C_6$ вторичного и первичного происхождения (Рис.2.2 в), вторичный выделяется из аустенита. Его размеры составляют 3-5 мкм. Решетка карбида $M_{23}C_6$ сложная кубическая. Твердость карбида 1000-1100 H_v . Железо замещает в данном карбиде до 35-40% Cr и облегчает растворимость карбида в аустените при нагреве. В карбиде



а)



б)



в)

Рисунок 2.1 – Распределение карбидов у стали У12: а – медленное охлаждение после нагрева выше A_{c1} ; б – нормализация + отжиг на перлит; в - медленное охлаждение после нагрева выше A_{c1} + отжиг на перлит зернистый. X500

могут присутствовать, но в меньших количествах молибден, вольфрам и ванадий. Карбид $M_{23}C_6$ растворяется при более высоких температурах (950-1000 °С), чем цементит. При содержании в нем ванадия растворение начинается при еще более высоких температурах 1000-1020 °С. При отпуске карбид $M_{23}C_6$, образуется при температурах (400-500 °С), путем насыщения хромом выделившегося цементитного карбида и его превращения в карбид, $M_{23}C_6$. Способность к коагуляции карбида $M_{23}C_6$ меньше, чем цементита, вследствие чего твердость стали после отпуска при 400-500 °С не снижается и может даже немного возрасть. Эффект дисперсионного твердения усиливается (на 0,5-1,0 HRC) у стали, легированной в небольших количествах (1-2%) молибденом, вольфрамом и ванадием.

Сложный карбид хрома $(Cr, Fe, Mo, W, V)_7C_3$, обозначаемый M_7C_3 , образуется в полутеплостойких сталях, содержащих более 3-4% Cr и более 0,8-1,1% C. В случае ликвации могут присутствовать оба карбида: $M_{23}C_6$ и M_7C_3 .

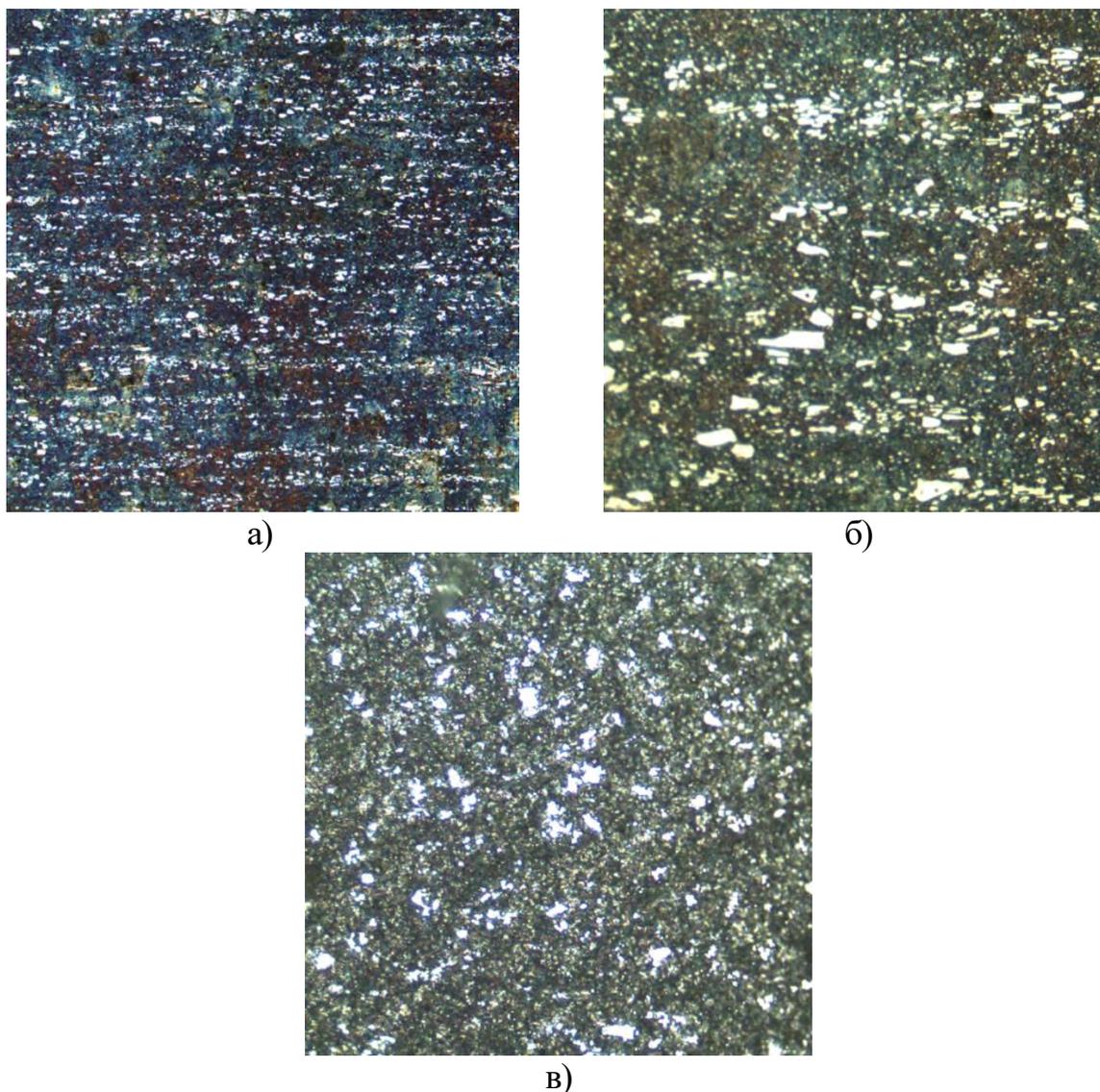


Рисунок 2.2 – Распределение карбидов у сталей X12M (а x100) (б), 95X18 (в). x500

Карбид M_7C_3 – вторичного происхождения, выделившийся из аустенита и эвтектический, образующийся при затвердевании (Рис.2.2 а, б). Карбиды имеют продолговатую форму; максимальные размеры могут достигать до 50-70 мкм. Карбид Cr_7C_3 имеет сложную гексагональную решетку: $a = 0,453$ нм и $c = 0,1401$ нм, плотность $6,92$ г/см³. Его твердость 1600-1800HV. В стали железо замещает в карбиде M_7C_3 до 50% Cr, что немного повышает плотность и снижает твердость. В присутствии карбида M_7C_3 , значительно возрастает износостойкость, снижается коэффициент трения. В карбиде M_7C_3 растворяются ванадий, вольфрам и молибден. Содержание ванадия в карбиде возрастает от 1 до 8 и 15% при увеличении в стали хрома соответственно с 3 до 6 и 12% (при 1 - 2% C) при этом повышается устойчивость карбида M_7C_3 против растворения в аустените. Карбид M_7C_3 (вторичный) растворяется

при температурах 950-1150°C. При отпуске карбид M_7C_3 образуется по механизму, аналогичному карбиду $M_{23}C_6$.

Сложный карбид вольфрама и молибдена $(W,Mo,Fe,Cr,V)_6C$, обозначаемый M_6C – основной карбид быстрорежущих сталей. Карбид вторичного происхождения, выделившийся из аустенита и эвтектический (Рис. 2.3).

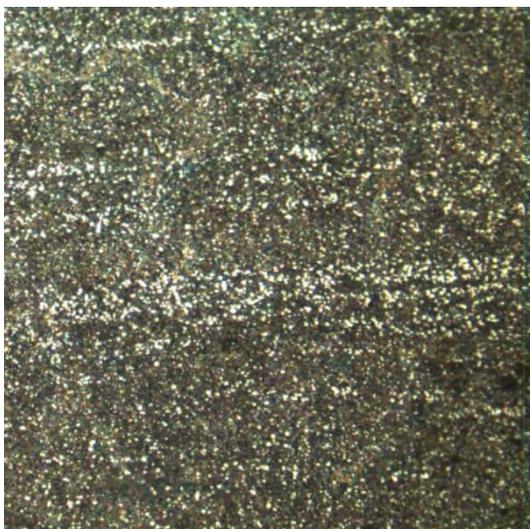


Рисунок 2.3 – Распределение карбидов у стали Р6М5

В вольфрамовых сталях состав карбида отвечает формуле Fe_3W_3C и изменяется по составу от Fe_2W_3C до Fe_4W_2C . Содержание углерода в карбиде может иметь дефицит атомов до 15%. Карбид имеет кубическую решетку, период которой изменяется от 1,101 до 1,110 нм. Хром, ванадий, цирконий, ниобий, титан и железо замещают в карбиде часть атомов вольфрама и уменьшают период решетки. Твердость карбида 1200-1300 Н_v, в его присутствии возрастает износостойкость. Плотность карбида составляет 12,0-12,3 г/см³. Карбид M_6C растворяется в аустените при температурах (1150-1300°C). Хром, ванадий, молибден, присутствующие в карбиде, облегчают его растворение в аустените и немного понижают температуру растворения. Часть карбидов (эвтектических) не растворяется и эффективно задерживает рост зерна. При отпуске 500-620 °C возникает промежуточный карбид M_2C по механизму, указанному для карбидов $M_{23}C_6$ и M_7C_3 (за счет взаимодействия вольфрама, выделяющегося из раствора, с образовавшимися при более низком нагреве карбидами M_3C и M_7C_3). Это вызывает упрочнение при дисперсионном твердении. При 650-700°C этот карбид превращается в карбид M_6C . В молибденовых и вольфрамомолибденовых сталях карбид M_6C имеет формулу Fe_3M_3C , где M – содержание вольфрама и молибдена в соотношении, равном их процентному содержанию в стали. Карбид M_6C в вольфрамомолибденовых сталях отличается от карбида M_6C в вольфрамовых следующим:

- кристаллизуется при более низких температурах из жидкости;
- имеет меньшие размеры частиц;
- начинает растворяться при более низких температурах (950-1250°C).

Карбид ванадия (MC) образуется в нетеплостойких сталях, даже при низкой концентрации ванадия. Количество карбидов увеличивается с возрастанием содержания ванадия. В теплостойких сталях с карбидами M_6C и полутеплостойких сталях с карбидами M_7C_3 , $M_{23}C_6$ карбид ванадия может образоваться при содержании ванадия более 1 - 1,5%. Карбид MC может быть вторичным, эвтектическим, первичным при очень высоком содержании углерода и ванадия в стали. Карбиды MC имеют высокую твердость ($\geq 2000 H_v$), существенно повышают износостойкость. Формула MC соответствует идеальному строению решетки и содержанию углерода 19% масс. Карбиды с недостатком по углероду более точно описываются формулой V_4C_3 . Карбид MC может содержать молибден, вольфрам и хром до 12, 17 и 3% (по массе) соответственно, в нем также может содержаться азот. Растворимость карбидов MC в аустените зависит от присутствия других карбидов. В сталях, содержащих один ванадий, карбиды MC растворяются при высоких температурах (1100-1150 °C) и насыщают твердый раствор до 1,5-2%; их растворение сопровождается сильным ростом зерна. Они практически нерастворимы в сталях, содержащих сложные карбиды M_7C_3 , $M_{23}C_6$ и M_6C . Эти карбиды растворяются при более низких температурах, как указано выше, и поэтому насыщают аустенит ванадием, не оставляя свободных мест в решетке твердого раствора для дальнейшего обогащения новыми порциями ванадия из карбидов MC. Карбид MC выделяется при отпуске 500-600 °C, усиливая дисперсионное твердение и повышенная твердость.

Карбонитридные фазы образуются в результате при легировании стали азотом в количествах до 0,12%. При этом образуются карбонитридные фазы типа $M_{23}(C,N)_6$, $M_6(C,N)$, $M(C,N)$ и нитриды типа $M(N,C)$. Азот заменяет в карбидах часть углерода. Эти фазы, подобно карбидным, могут быть растворимыми и не растворимыми в аустените.

В таблице 2.1 приведены сводные данные по свойствам карбидов.

Таблица 2.1 – Свойства карбидов

Тип карбида	HV, МПа	Решетка	Растворимость л.э.	Вид карбида в стали	Размеры, мкм	Условия образования	Температура растворимости	Температура выделения при отпуске, °С	Влияние на дисперсионное твердение
M_3C на основе (Fe_3C)	9000-10500	Ромбическая сложная	Mn – до 100% Cr – до 18% Mo – до 1% W – до 0,6%	II, K _{II} , K _{III}	3-5	Присутствуют практически во всех сталях, за исключением некоторых высоколегир.	В соответствии с ДС Fe-Fe ₃ C, при легировании Cr, K _{II} имеют конечную температуру растворимости 1050-1100°С	150-400	не способствует
$M_{23}C_6$ на основе $(Cr_{23}C_6)$	10000-11000	Сложная кубическая	Fe – до 30% W, Mo – полн. заменяет Cr V – раствор.	K _{II}	3-5	C<0,8-1% Cr>3-4%	950-1050°С, при легировании V 1000-1020°С	400-500	повышает на 0,5-1 HRC
M_7C_3 на основе (Cr_7C_3)	16000-18000	Сложная гексогональная	Fe – до 50% W, Mo, V – до 12%	K _{II} K _I и K _{эвт.}	до 10 до 70	C<0,8-1,1% Cr>3-4%	950-1150°С	400-500	повышает на 0,5-1 HRC
M_6C на основе $(Fe_2W_2, Mo_2)C$	12000-13000	Кубическая	Cr, W – раствор. Mo – незнач.	K _{II} K _{эвт.}	3-5 до 20-30	W, Mo>1%	1150-1300°С	500-600 через промежуточный карбид $M_2C \rightarrow M_6C$	повышает на 2-4 HRC
MC на основе (VC, TiC, NbC)	20000-40000	Кубическая	W, Mo – до 50% Cr – до 30%	K _{II} , K _{эвт.}	5-8	В низколегир. сталях с M ₆ C, M ₇ C ₃ , M ₂₃ C ₆ обр. при содержании V>1,5%	1000-1150°С при наличии M ₆ C, Cr ₇ C ₃ , M ₂₃ C ₆ - нерастворимы	500-600	повышает на 2-5 HRC

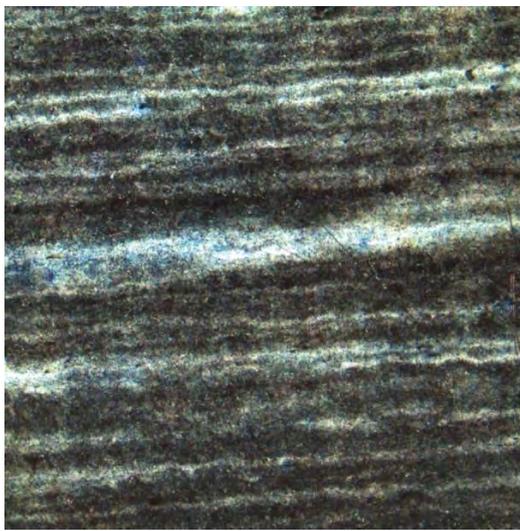
1.2. Карбидная неоднородность

Карбидная неоднородность заключается в неравномерном распределении избыточных карбидов в структуре и в различии по их величине

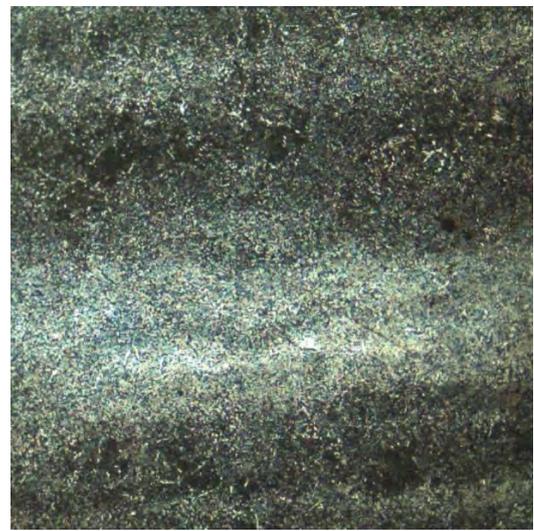
Карбидная неоднородность в заэвтектоидных сталях.

Карбидная неоднородность в этих сталях вызывается вторичными карбидами M_3C , $M_{23}C_6$, M_6C , MC и может быть:

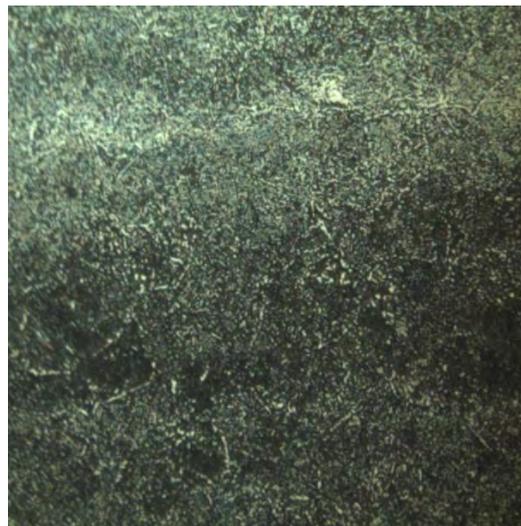
- образованием карбидной сетки по границам зерен (Рис. 2.1, 2.4); ГОСТ 5950-2000 шкала №4;
- карбидной полосчатостью (Рис. 2.4); (ГОСТ 5950-2000 не регламентирует. Шкала карбидной неоднородности приведена в литературе [1]).



а)



б)



в)

Рисунок 2.4 – Распределение карбидов у стали ХВГ: а – $\times 100$; б – $\times 500$; в – $\times 1000$.

Зерна аустенита, образовавшиеся при затвердевании стали, имеют повышенное содержание углерода и легирующих элементов. При охлаждении в

интервале температур A_m-A_1 карбиды выделяются из пересыщенного аустенита как внутри, так и по границам зерен. При последующей деформации стали зерна измельчаются и карбидная сетка может устраняться при значительном обжати. Однако карбидная сетка может образоваться вновь из-за вторичного выделения карбидов при медленном охлаждении (Рис. 2.4 б, в).

При деформации карбидные частицы вытягиваются в направлении деформации и образуют так называемую полосчатость (скопления карбидов в виде полос рис. 2.4 а).

Карбидная полосчатость характеризуется карбидным баллом. Балл определяется при сравнении изображения микрошлифа, при увеличении в 100 раз со стандартной шкалой. Образец вырезается на $\frac{1}{2}$ радиуса проката, затем его подвергают термической обработке по режиму: закалка с 875-900 °С, отпуск 300-350 °С для получения трооститной структуры. При травлении карбиды травятся менее сильно, чем металлическая матрица и выглядят светлыми на темном фоне. Плоскость шлифа должна находиться в продольном направлении проката.

Карбидная сетка, характеризуется 6-ти бальной шкалой при увеличении в 500 раз.

Карбидная полосчатость может неблагоприятно влиять:

- на прочность и вязкость стали, особенно в поперечном направлении; изменение балла с 1 на 3 балл вызывает снижение прочности на 15-20% и уменьшение вязкости на 30-50%;

- на сопротивление усталости и контактную выносливость; эти свойства могут снижаться еще сильнее. Ответственные детали должны поэтому иметь минимальную карбидную неоднородность (балл 1);

- на способность стали к полировке до высокого класса чистоты поверхности.

Карбидная полосчатость измерительной плитки должна быть не менее балла 2.

Карбидная полосчатость заэвтектоидной стали может быть устранена за счет термической обработки (гомогенизации) с длительной выдержкой (5-6 ч) при высокой температуре (1150-1250 °С). В результате гомогенизации избыточные (вторичные) карбиды растворяются в аустените. При последующем охлаждении вторичные карбиды более однородно выделяются в объеме зерен. Карбидную сетку устраняют нормализацией и частично отжигом на зернистый перлит.

Карбидная неоднородность высоколегированных ледебуритных сталей (Рис. 2.2; 3) характеризуется карбидным баллом, который определяется по 10-и бальной шкале для высокохромистых сталей ГОСТ 5950 -2000 шкала №2 и 8-ми бальной для быстрорежущих. ГОСТ 19265 - 3 шкала №1 Карбидный балл определяется при увеличении в 100 раз в сравнении с эталонной стандартной шкалой. Место определения должно находиться на половине радиуса проката в продольном направлении.

В ледебуритных сталях в структуре после литья имеется эвтектика, которая в процессе ОМД дробится и карбиды распределяются по сечению. В зависимости от степени деформации, схемыковки, можно получить различное распределение карбидов (рисунок 2.3, 2.4).

Карбидный балл сильно влияет на механические свойства ледебуритной стали:

- прочность снижается до 3 раз (для P18 $\sigma_{изг}=3300$ МПа при карбидном балле 1, $\sigma_{изг} = 1200-1400$ МПа при карбидном балле 8);
- вязкость уменьшается до 4 раз при переходе от 2 карбидного балла к 5;
- при резко выраженной полосчатости возникает анизотропия;
- предел выносливости и сопротивление контактной усталости при переходе с балла 2 к 5 баллу снижается в 2 раза.

Снижение механических свойств приводит к уменьшению стойкости инструмента за счет выкрашивания режущей кромки и поломки изделия. Термическая обработка карбидную неоднородность у ледебуритных сталей практически не устраняет. На машиностроительных заводах карбидный балл можно уменьшить только дополнительной перековкой заготовок. Особенно эффективно снижается карбидная неоднородность при перековке заготовок с меньшего диаметра на больший.

2. ЗАДАНИЕ И МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ К ЛАБОРАТОРНОЙ РАБОТЕ

1. Проработать теоретическую часть, изучить типы карбидов, их свойства, и превращения при нагреве под закалку и отпуск.

2. Изучить распределение карбидов в эвтектоидной, заэвтектоидной и ледебуритной сталях. Влияние различных факторов на карбидную неоднородность.

3. Изучить методику приготовления шлифов, термическую обработку, способ травления для определения карбидной неоднородности.

4. В соответствии с технологической картой исследовать карбидную неоднородность различных сталей, зарисовать микроструктуру. Около микроструктуры указать: структурный класс стали и оценить карбидную неоднородность.

Таблица 2.2 – Технологическая карта.

Сталь	Диаметр проката, мм	Балл карбидной неоднородности		
		Центр проката	½ радиуса	Поверхность проката
ХВГ	70			
	30			
	20			
	12			
Р6М5	50			
	30			
	10			
Х12М	25			
У12	20x6			

Литература

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали/Ю.А. Геллер. М. Металлургия - 1983. -527с.
2. ГрачевС.В. Специальные стали/С.В.Грачев, М.И. Гольдштейн, Ю.Г. Векслер - М. Металлургия - 1985. – 408 с.
3. ГОСТ 5950-2000 Прутки, полосы и мотки из инструментальной легированной стали. Общие технические условия.
4. ГОСТ 19265-73 Прутки и полосы из быстрорежущей стали. Технические условия

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №3

Входной контроль металлопроката

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: изучить основные методы входного контроля металлопроката из конструкционных сталей.

ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

Металлопродукция, поступающая на машиностроительные заводы, должна отвечать соответствующим стандартам, которые определяют её качество. Как показывает практика иногда потребители получают металл с отступлениями от технических условий, что приводит к нежелательным последствиям. Поэтому машиностроительные предприятия осуществляют входной контроль металлопродукции. Обычно входной контроль металла проводится по стандартам предприятия, которые определяют порядок входного контроля и пропуска в производство металлопроката. При этом контролироваться могут не все характеристики проката.

На машиностроительных предприятиях применяют следующие виды входного контроля металлопроката:

1. Оценка качества поверхности металлопродукции визуальным осмотром без или с применением увеличительных приборов.
2. Контроль линейных размеров проката.
3. Анализ химического состава.
4. Анализ микро- и макроструктуры.
5. Определение механических свойств.
6. Проведение технологических испытаний.

Входной контроль должен осуществляться в соответствии с ГОСТ на контролируемую марку стали и прокат.

1. Оценка качества поверхности металлопродукции

Под качеством поверхности проката понимают механическое и физическое состояние поверхностных слоёв металла. Требования к качеству поверхности определяются назначением металлопроката и технологией изготовления из него деталей.

Металлопрокат по состоянию поверхности можно разделить:

- Горячекатаный;
- Калиброванный;
- Со специальной отделкой поверхности (так называемая сталь «серебрянка»).

Требования к состоянию поверхности минимальные к горячекатаному прокату, максимальные – к прокату со специальной отделкой поверхности.

Из углеродистых сталей в соответствии с ГОСТ 1055-88 изготавливается сортовой горячекатаный прокат двух групп качества поверхности **а** и **б**. Группа **а** предназначена для горячей ОМД, группа **б** преимущественно для

холодной механической обработки. На поверхности проката группы **а** не должно быть раскатанных пузырей, прокатных плён, закатов, трещин. Дефекты на поверхности могут быть удалены вырубкой или зачисткой.

На поверхности проката группы **а** допускаются без зачистки отдельные риски, вмятины и рябизна глубиной в пределах половины допуска на размер, волосовины глубиной, не превышающей $\frac{1}{4}$ допуска на размер, но не более 0,2 мм. На поверхности проката с качеством поверхности группы **б** допускаются местные дефекты глубиной, не превышающей минусового предельного отклонения на размер диаметром до 100 мм.

Аналогичные требования к поверхности горячекатаного проката из легированных конструкционных сталей по ГОСТ 4543-71.

Качество калиброванного проката должно соответствовать ГОСТ 1051-73. Поверхность должна быть гладкой, светлой или матовой без трещин, плён, закатов и окалины и в зависимости от качества поверхности подразделяется на группы, указанные в таблице 3.1.

Таблица 3.1- Качество поверхности проката

Группа качества поверхности	Квалитет	Допустимые дефекты	
		Наименование	Максимальная глубина залегания
А	h9	Отдельные мелкие риски механического происхождения	Устанавливается по согласованию с потребителем
	h10		$\frac{1}{2}$ допуска
Б	h10	Отдельные мелкие риски механического происхождения, раковины, черновины, вмятины, рябизна, пологие зачистки, следы от зачистки абразивом	Предельные отклонения
	h11		
	h12		
В	h10	То же, что и для группы Б. Кроме того, отдельные мелкие волосовины	Предельные отклонения
	h11		
	h11	То же, что и для группы Б. Кроме того, отдельные мелкие волосовины	Предельные отклонения
	h12		

Примечания: 1. Глубину залегания пороков считать от фактического размера.
2. На поверхности термически обрабатываемой стали допускается окисная плёнка.

2.Контроль размеров металлопроката

Прокат круглый изготавливают следующей точности: А – высокой точности, Б – повышенной точности, В – обычной точности. Диаметр проката, предельные отклонения к нему, площадь поперечного сечения и масса одного метра длины представлены в ГОСТ2590-88 (Таблица 3.2).

Таблица 3.2- Точность размеров металлопроката

Диаметр d, мм	Предельные отклонения, мм при точности			Площадь поперечного сечения, см ²	Масса 1 м профиля, кг
	А	Б	В		
...					
26	+0,1			5,307	4,17
27	-0,4		+0,3 -0,7	5,726	4,50
28				6,158	4,83
29		+0,2		6,605	5,18
30		-0,7		7,069	5,55
31	+0,1				
32	-0,5		+0,4 -0,7		
33					
34					
Овальность проката не должна превышать 50% суммы предельных отклонений					

3.Оценка химического состава сталей

При определении химического состава проката должны соблюдаться требования ГОСТ7565-88. Химический состав контролируемых сталей а также содержание примесей должны соответствовать ГОСТ1050-88 (углеродистые стали) и ГОСТ4543-71 (легированные конструкционные стали). Для углеродистых сталей при соблюдении норм технических свойств допускаются следующие отклонения от норм по химическому составу (в %): по углероду $\pm 0,02$; по марганцу $\pm 0,03$; по фосфору не более +0,005. Для легированных сталей при соблюдении норм механических свойств и других требований допускаются следующие отклонения по химическому составу (Таблица 3.3).

Таблица 3.3 – Отклонения содержания элементов в химическом составе сталей

Элемент	Содержание элемента, %	Допустимое отклонение, %
Углерод	-----	±0,01
Алюминий	-----	±0,10
Кремний	Менее 1	±0,02
	1 и более	±0,05
Титан	-----	±0,02
Хром	Менее 1	±0,02
	1 и более	±0,05
Ванадий	0,06-0,12	+0,02
	0,10-0,18	±0,02
Марганец	Менее 1	±0,02
	1 и более	±0,05
Никель	Менее 2,5	-0,05
	2,5 и более	-0,10
Молибден	-----	±0,02
Вольфрам	-----	±0,05

При оценке химического состава, кроме приведенных отклонений, необходимо также учитывать допустимые стандартами отступления от общих требований по некоторым элементам, связанные с особенностями выплавки стали. Например, допускается частичная замена молибденом вольфрама из расчета: три массовые части вольфрама заменяют одну часть молибдена. Или в стали, изготовленной по скрап-процессу допускается содержание меди и никеля до 0,3% каждого, вместо 0,25%, предусмотренного ГОСТ1050-88.

Как поступить с металлом, у которого по результатам входного контроля обнаруживаются отклонения по химическому составу выше допустимых. Данные вопросы надо решать исходя из конкретных условий. Исходя из влияния химических элементов на свойства стали, можно рекомендовать следующее:

Сера и фосфор. Превышение допустимого содержания серы и фосфора в металле **недопустимо**. Металл должен быть забракован. Даже допустимое отклонение содержания данных элементов на +0,005% (табл.3.3) рекомендуется не учитывать. Фосфор снижает хладостойкость, т.е. увеличивает вероятность хрупких разрушений, сера увеличивает склонность к красноломкости.

Марганец, хром, никель, кремний. Кремний растворяется полностью в феррите и способствует его упрочнению, что ухудшает холодную ОМД. Поэтому повышенное содержание кремния у сталей, предназначенных для вытяжки, гибки недопустимо. Это, в основном, относится к кипящим сталям. Хром, никель, марганец – это элементы, повышающие прокаливаемость. Поэтому содержание их меньше допустимого предела снижает

прокаливаемость и в середине деталей сталь может не упрочняться до заданного уровня, что приведет к уменьшению прочности всей детали. Это недопустимо. Меньшее содержание никеля повышает порог хладноломкости, что увеличивает вероятность хрупкого разрушения деталей при низких температурах.

Молибден, вольфрам. Устраняет отпускную хрупкость второго рода. При содержании данных элементов ниже допустимых значений возможно снижение вязкости улучшенных сталей.

Исходя из вышесказанного, меньшее содержание легирующих элементов (Cr, Ni, Mn, Mo и др.) в стали недопустимо.

4. Оценка качества металлопродукции по макро- и микроструктуре

Большинство стандартов на различные виды металлопродукции устанавливают общие требования к макроструктуре металла, которые сводятся в основном к следующему: макроструктура стали при проверке на протравленных темплетях или в изломе не должна иметь усадочной раковины, рыхлости, пузырей, трещин, расслоений, шлаковых включений и флокенов.

В ряде случаев на отдельные определенные виды металлопроката стандарты устанавливают требования к микроструктуре стали в состоянии поставки. Это связано с необходимостью обеспечения технологичности стали при изготовлении из нее деталей у потребителя, а в некоторых случаях с обеспечением необходимой надежности и долговечности деталей.

Требования к макроструктуре металлопроката определяются качеством стали, степенью легирования, назначением. Так ГОСТ1050-88 для качественных углеродистых сталей устанавливает общие требования к качеству макроструктуры проката, ГОСТ4543-71 для легированных конструкционных сталей регламентирует пороки макроструктуры по баллам (см. табл. 3.4)

Таблица 3.4 - Дефекты макроструктуры

Категория стали	Дефекты макроструктуры							
	Центральная пористость	Точечная неоднородность	Ликвационный квадрат	Общая пятнистая ликвация	Краевая пятнистая ликвация	Подсадочная ликвация	Подкорковые пузыри	Межкристаллитные трещины
	Баллы *, не более							
Качественная	3	3	3	1	1	1	Не допускается	
Высококачественная	2	2	2	Не допускается		1		
Особовысококачественная	1	1	1	Не допускается				
*Оценка бальности дефектов макроструктуры производится по методике ГОСТ 10243-75								

Для высококачественных сталей требования к дефектам макроструктуры еще более жесткие.

Микроструктуру металлопроката при входном контроле проверяют на: величину обезуглероженного слоя; балл зерна; наличие видманштеттовой структуры; дисперсность перлита; загрязненность неметаллическими включениями.

Степень контроля по микроструктуре определяется стандартом на данную марку стали. В стандарте указывается, какой вид структуры контролируется обязательно или по требованию потребителя, и даются количественные характеристики.

Так, например, для сталей, предназначенных для поверхностной закалки ТВЧ с содержанием углерода более 0,3% (по нижнему пределу) глубина обезуглероженного слоя (феррит + переходная зона) не должна превышать 0,5% диаметра для углеродистых сталей, 1,5% диаметра для легированных конструкционных сталей. Причем данные условия могут регламентироваться по требованию потребителя.

Для сталей, предназначенных для холодного выдавливания и высадки в соответствии с ГОСТ10702-78 в горячекатаных сталях 30, 35, 40, 45, 30X, 40X не должны присутствовать: видманштеттова структура, обезуглероженный слой не должен превышать 1,5% диаметра. Дополнительно для калиброванной стали не допускается грубопластинчатый перлит. Величина аустенитного зерна легированной стали должна быть не крупнее 5 балла.

Для пружинных сталей и листового проката, а также сталей со специальной отделкой поверхности требования по обезуглероженному слою

еще более жесткие. Обезуглероженный слой у проката со специальной поверхностью не допускается.

5. Оценка качества металлопродукции по механическим испытаниям и технологическим пробам

Для большинства видов металлопроката стандарты формируют показатели механических свойств в состоянии поставки или после предварительной ТО, проводимой по стандартным режимам. В процессе изготовления деталей механические свойства металла могут изменяться под действием термической обработки, пластической деформации или иметь значения свойств проката в состоянии поставки, если детали не подвергаются ТО.

Металлопрокат по назначению можно разделить для:

- механической обработки;
- горячей обработки давлением;
- холодной обработки давлением;

Причем после вышеуказанных операций ТО может производиться или отсутствовать.

Если изделия подвергаются ТО, то металлопрокат контролируют по двум направлениям:

1. Механические свойства, определяющие способность проката к обработке резанием или ОМД.
2. Механические свойства получаемые после стандартной ТО.

По первому направлению обычно контролируют твёрдость по Бринелю, которая определяет способность металла к обработке резанием и холодной ОМД. По второму направлению контролируют весь комплекс механических свойств (предел текучести, предел прочности, относительное удлинение, сужение, ударную вязкость) после стандартной ТО по режимам, указанным в ГОСТ.

В случае невыдерживания механических при первичных испытаниях могут быть проведены повторные испытания по скорректированным режимам. Корректируют температуры закалки на $\pm 15^{\circ}\text{C}$, низкого отпуска $\pm 30^{\circ}\text{C}$, высокого отпуска $\pm 50^{\circ}\text{C}$. Обязательно проводится контроль на прокаливаемость. Прокат, предназначенный для горячей ОМД, подвергают технологическому испытанию на осадку в горячем состоянии. Образцы длиной $2d$ нагревают до температурыковки $850-1000^{\circ}\text{C}$ и осаживают на 65% относительно первоначальной высоты. На осажённых образцах не должно быть раскрывшихся трещин и закатов.

Если детали изготавливаются резанием или холодной ОМД и не подвергаются последующей ТО, то контролируются все механические свойства металлопроката в состоянии поставки, регламентируемые ГОСТом. Металлопрокат, подвергаемый холодной ОМД (поставляемой по ГОСТ 10702-78) подвергается испытанию на осадку в холодном состоянии.

Образцы подвергаются холодной осадке до $\frac{1}{2}$ - $\frac{1}{4}$ первоначальной высоты. На осаженных образцах не должно быть трещин, надрывов.

6. ЗАДАНИЕ И МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ К ЛАБОРАТОРНОЙ РАБОТЕ

Провести входной контроль металлопроката: калиброванной стали 40Х диаметром $\varnothing 27$ мм и горячекатаной стали 45 диаметром $\varnothing 34$ мм по следующим показателям:

1. Химический анализ (Таблица 3.5)

Таблица 3.5 – Химический анализ сталей 40Х и 45

Сталь	Способ определения химического состава	Содержание химических элементов, %								
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P	As
40Х	Хим.состав по результатам лабораторного анализа	0,35	0,32	0,82	0,76	0,3	0,25	0,036	0,034	0,00
	Хим.состав по ГОСТ 4543-71									
45	Способ определения химического состава	0,51	0,3	0,81	0,2	0,3	0,20	0,038	0,039	0,00
	Хим.состав по ГОСТ 1050-88									

- 1.1 Заполнить графы по химическому составу в соответствии с ГОСТ.
- 1.2 Установить различие в химическом составе контролируемых сталей и требований по химическому составу ГОСТом.
- 1.3 Дать обоснованное заключение о пригодности использования контролируемых сталей.
2. Контроль размеров (Таблица 3.6)

Таблица 3.6 - Контроль размеров

Сталь	Диаметр проката, мм	Предельные отклонения по ГОСТ 2590-88, мм при точности прокатки			Допустимая овальность, мм при точности прокатки			Результаты измерения диаметра, мм		Предельные отклонения проката, мм	Овальность, мм
		А	Б	В	А	Б	В	min	max		
40Х	27										
45	34										

- 2.1 Заполнить столбцы таблицы по допустимым отклонениям в соответствии с ГОСТ 2590-88 из таблицы 2.
- 2.2 Определить допустимую овальность проката.
- 2.3 С помощью штангенциркуля определить максимальный и минимальный диаметр металлопроката.
- 2.4 Определить предельные отклонения диаметра и овальности металлопроката.
- 2.5 Определить группу точности проката по размерам.
- 2.6 Дать заключение о размерах металлопроката.
3. Контроль качества поверхности металлопроката.
 - 3.1 Оценить качество поверхности калиброванной стали 40Х диаметром Ø27 и определить группу качества поверхности в соответствии с таблицей 1.
 - 3.2 Оценить качество поверхности горячекатаной стали 45 диаметром Ø34. Определить глубину залегания дефектов поверхности. Дать заключение.
4. Контроль микроструктуры. (Таблица 3.7)

Таблица 3.7- Контроль микроструктуры

Сталь	Величина обезуглероженного слоя, мм		Балл зерна		Видманштеттова структура		Полосчатость перлита	
	Допустимая ГОСТ	Контролируемая	Допустимая ГОСТ	Контролируемая	Допустимая ГОСТ	Контролируемая	Допустимая ГОСТ	Контролируемая
1	2	3	4	5	6	7	8	9
40Х								
45								
Лист сталь 45								

- 4.1 Заполнить столбцы таблицы по допустимым отклонениям микроструктуры.
- 4.2 Определить контролируемые характеристики микроструктуры.
- 4.3 Сравнить контролируемые характеристики микроструктуры с допустимыми и дать заключение.
- 4.4. Оценить склонность металлопроката к холодной ОМД для получения головки болта М10 из стали 30 и к горячей ОМД для получения головки болта М16 из стали 40Х по технологическим пробам на осадку.
- 4.5. Определить баллы макроструктуры по точеной неоднородности, центральной пористости, ликвационному квадрату и общей пятнистой ликвации для проката из сталей 45 и 40Х.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 4

Превращение карбидной фазы в процессе термической обработки

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: Изучить поведение карбидной фазы в процессе закалки и отпуска.

1. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

Карбиды являются основными фазами упрочнителями в легированных сталях. Количество, тип карбидов, а также их поведение при ТО определяют основные свойства сталей (прочность, твердость, вязкость, теплостойкость).

В низколегированных сталях основными типами карбидов являются M_3C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 . Это растворимые карбиды, входящие в перлит и являющиеся вторичными. Их поведение при термической обработке очень близко к поведению цементита при закалке и отпуске в углеродистых сталях.

В высоколегированных сталях основными карбидами являются M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, MC . Данные карбиды могут быть растворимыми (эвтектоидными и вторичными) и нерастворимыми (первичные, вторичные). Их поведение при закалке и отпуске сильно влияет на свойства стали.

Рассмотрим поведение карбидов при термической обработке быстрорежущих сталей Р6М5 (0,8...0,88%С; 5,5...6,5%W; 5,0...5,5%Mo; 3,8...4,5%Cr; 1,7...2,1%V) и Р18 (0,7...0,8%С; 17...18,5%W; до 1%Mo, 3,8...4,4%Cr; 1,0...1,4%V). Отожженный прокат Р6М5 имеет следующий фазовый состав: перлит + K_I + K_{II} . Количество карбидов составляет 28% (объем) следующих типов: M_6C - 17%, MC - 1,5%, $M_{23}C_6$ - 9%.

1.1. Превращения при нагреве.

Температура превращения перлита в аустенит у вольфрамо молибденовых сталей составляет 750...770 °С. Структура стали после нагрева выше 800...850 °С состоит из низкоуглеродистого и низколегированного аустенита и K_I и K_{II} . При дальнейшем нагреве степень растворения карбидов определяется типом карбида, его размерами и температурой нагрева. Так карбид $M_{23}C_6$ полностью растворяется при температуре 950...1080 °С, карбид M_6C частично растворяется при нагреве 1050...1300 °С, растворение карбида MC начинается при 1200 °С в незначительной степени (Рис.4.1).

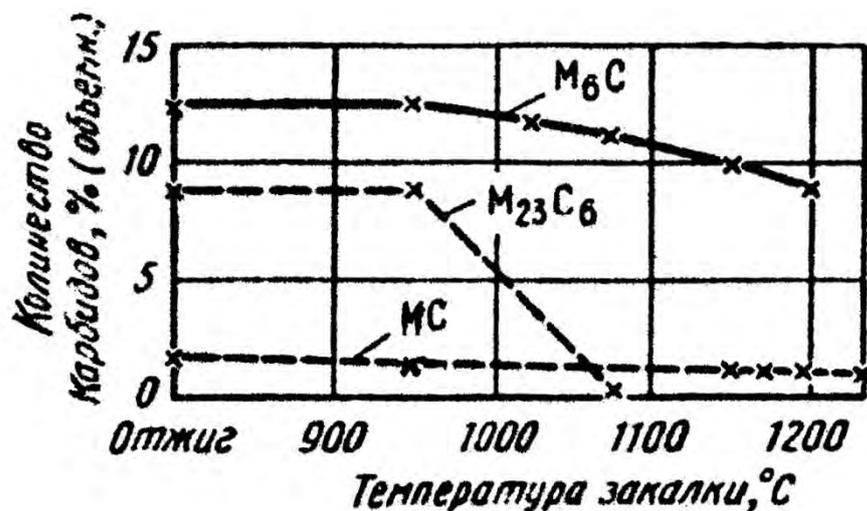


Рисунок 4.1- Количество карбидов в стали Р6М5 в зависимости от температуры закалки.

При растворении карбидов, аустенит насыщается углеродом и легирующими элементами (Рис. 4.2). При нагреве стали Р6М5 до оптимальных температур закалки 1210...1230 °С в аустените содержится 0,45...0,5% С, весь хром, частично вольфрам до 2,6%, молибден до 2,2%, ванадий до 1,1% (Рис. 4.2).

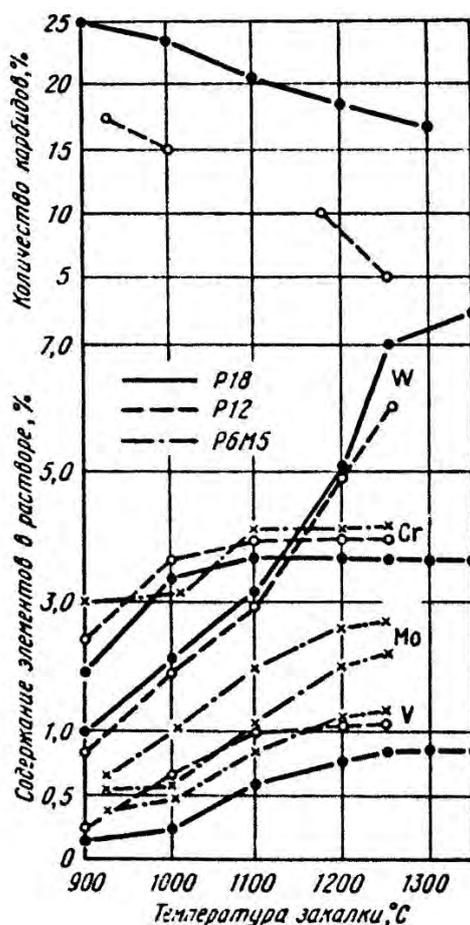


Рисунок 4.2- Количество избыточных карбидов и состав твердого раствора сталей в зависимости от температуры закалки.

При нагреве до 1000...1150 °С в первую очередь растворяются мелкие карбиды, расположенные по границам зерен, при нагреве выше 1150 °С - более крупные карбиды.

Растворение карбидов оказывает влияние на рост зерна аустенита (Рис. 4.3).

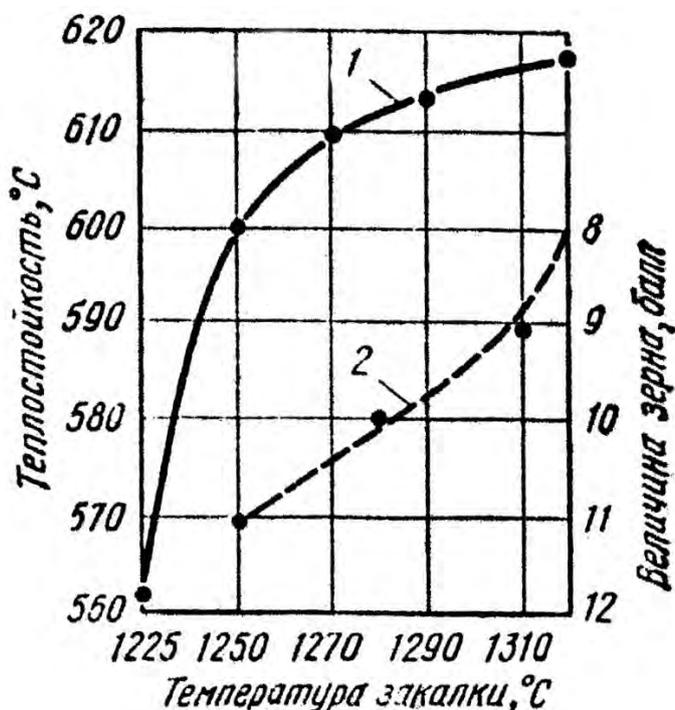


Рисунок 4.3- Теплостойкость после нагрева, сохраняющего твердость 60 HRC (1), и величина зерна (2) стали Р18 в зависимости от температуры закалки.

Экспериментально установлено, что очень мелкое зерно (балл 11...12) сохраняется до температур, при которых достигается значительное насыщение аустенита легирующими элементами и углеродом. Для стали Р6М5 эта температура составляет 1210...1230 °С, Р18 - 1250...1280 °С. Повышение нагрева на 25...30 °С выше этой температуры соответствует насыщению аустенита углеродом и легирующими элементами близким к предельному (Рис. 2), что вызывает рост зерна аустенита до 9...10 балла (Рис. 4.3). Обычно данная температура является предельной при нагреве под закалку.

В стали с большой карбидной неоднородностью (балл 7...8) образуется зерно неодинаковой величины. В участках объединенных карбидами рост зерна начинается при температурах на 10...15 °С более низких, чем в стали с равномерно распределенными карбидами.

1.2. Превращения при закалке.

Аустенит насыщенный легирующими элементами обладает большой устойчивостью, обусловленной высокой концентрацией Сг в аустените более 3,8...4,5%, а также вольфрамом, молибденом и ванадием (Рис.4.2). В этом

случае сталь Р6М5 при охлаждении на воздухе прокаливается насквозь в диаметрах более 100 мм. Однако при медленном охлаждении (на воздухе) при температурах 1000...550⁰С из аустенита выделяются карбиды (Рис.4.4, штриховая линия), которые располагаются преимущественно по границам зерен.

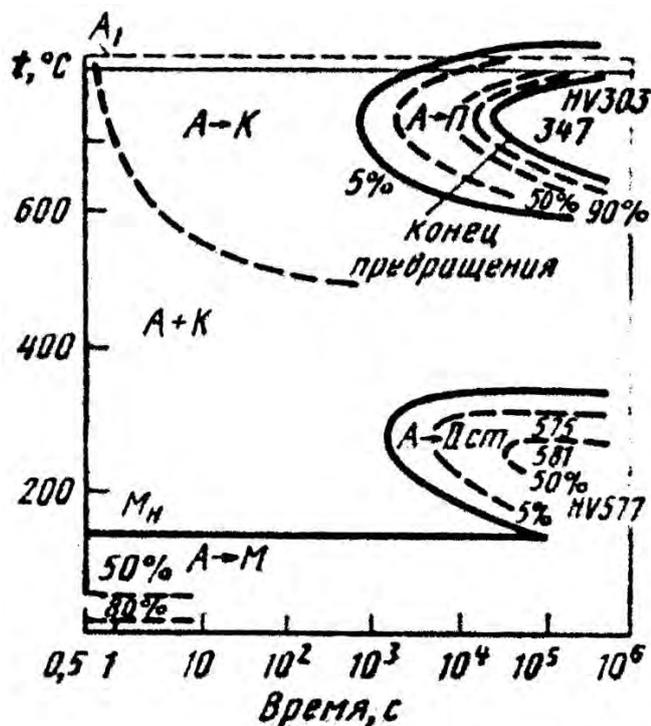


Рисунок 4.4 - Диаграмма изотермического превращения аустенита стали Р6М5

Выделение карбидов при медленном охлаждении снижает прочность и теплостойкость термообработанной стали.

Большое количество легирующих элементов находящихся в аустените снижает температуры начала и конца мартенситного превращения (Рис. 4.5), что приводит к увеличению доли аустенита остаточного в структуре закаленной стали. Для стали Р6М5, закаленной на мелкое зерно (балл 10...11), количество остаточного аустенита достигает 22...28%.

1.3. Влияние температуры закалки на свойства быстрорежущих сталей.

Теплостойкость. Определяется легированностью аустенита. Повышение температуры закалки увеличивает теплостойкость (Рис. 4.3).

Твердость. С повышением температуры закалки твердость сначала увеличивается (Рис. 4.5).

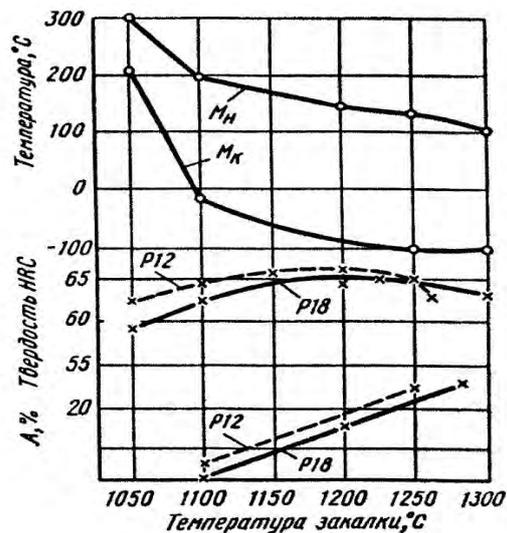


Рисунок 4.5 - Температуры начала и окончания мартенситного превращения, количество остаточного аустенита (А) и твердость сталей в зависимости от температуры закалки.

Это обусловлено повышением содержания углерода в аустените за счет растворения большего количества карбидов. Дальнейшее увеличение температуры закалки приводит к снижению твердости, что обусловлено увеличением количества аустенита остаточного в структуре закаленной стали.

Прочность закаленной стали снижается с повышением температуры закалки (Рис. 4.6) из-за роста зерна аустенита и напряжений.

Вязкость при закалке с невысоких температур (1000...1100⁰С) немного возрастает благодаря растворению карбидов присутствующих по границам зерен. Однако дальнейшее повышение температуры закалки вызывает резкое снижение вязкости (Рис. 4.6), которое обусловлено ростом зерна аустенита (Рис. 4.3).

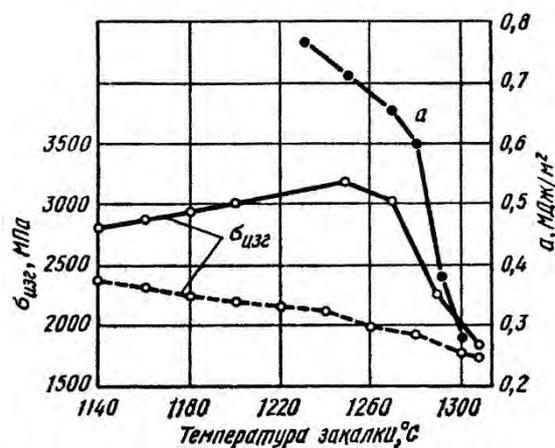


Рисунок 4.6 - Предел прочности при изгибе и ударная вязкость сталей P18 и P12 в зависимости от температуры закалки: штриховая линия – после закалки (масло); сплошные – после отпуска при 150⁰С, 1 ч (закалка с 1100-1150⁰С) и 560⁰С, 3 раза (закалка с 1175-1300⁰С)

1.4. Превращения при отпуске

1.4.1. Превращения при отпуске в углеродистых сталях.

Основными превращениями при отпуске в углеродистых сталях являются:

1. Распад мартенсита, включающий следующие стадии:

а) Сегрегация углерода в кристаллах мартенсита с образованием плоских кластеров одноатомной толщины. Процесс протекает при температуре 100...150 °С. Твердость стали не изменяется.

б) Выделение промежуточного ϵ -карбида соответствующего формуле $Fe_{2,4}C$. Процесс протекает при температуре 100...250 °С

в) Образование цементита Fe_3C с нарушением когерентной связи с матрицей. Процесс протекает с 250 °С, причем наиболее активно в интервале температур 300...400 °С. Уменьшение концентрации углерода в мартенсите происходит во всем температурном интервале выделения из него карбидной фазы. При 400...450 °С перенасыщенный углеродом α - твердый раствор полностью освобождается от избытка углерода и превращение мартенсита в феррит заканчивается.

2. Распад остаточного аустенита активно протекает в интервале температур 200...300 °С и аустенит превращается в нижний бейнит.

3. Сферодизация и коагуляция цементита. Коагуляция - это рост одних частиц за счет других. Протекает при температурах выше 400 °С. Сферодизация – это процесс превращения пластин цементита в частицы округлой формы. Сферодизация протекает в интервале 400...600 °С.

4. Возврат и рекристаллизация.

1.4.2. Влияние легирующих элементов на процессы отпуска.

Диффузионная подвижность атомов легирующих элементов, образующих твердые растворы замещения с железом, на много порядков ниже, чем диффузионная подвижность атомов углерода, образующего твердый раствор внедрения с железом. При температурах ниже 450°С в матрице не происходит диффузионного перераспределения легирующих элементов, поэтому из мартенсита, как и в углеродистых сталях, вначале выделяется ϵ -карбид. Экспериментально установлено, что данный карбид не содержит легирующих элементов. Концентрация легирующих элементов в мартенсите до 200 °С не изменяется (Рис. 4.7).

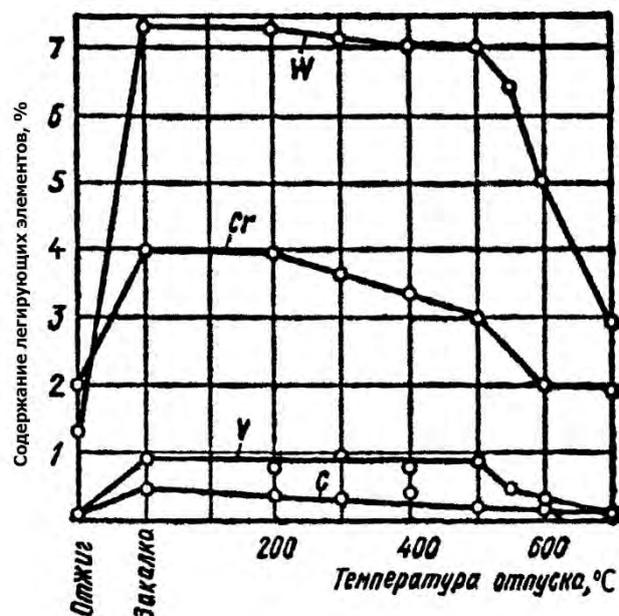


Рисунок 4.7 - Влияние температуры отпуска на содержание легирующих элементов в твердом растворе быстрорежущей стали Р18, закаленной с 1280⁰С в масле.

При нагреве выше 200 °С образуется легированный цементит M_3C , с содержанием легирующих элементов равным их содержанию в твердом растворе. Цементит выделяется в виде тонких пленок и грубых пластинок на высокоугловых границах. Дальнейший нагрев до 500 °С приводит к появлению специальных карбидов M_7C_3 и $M_{23}C_6$, при этом цементит исчезает. Данные карбиды являются более дисперсными, чем цементит. При нагреве выше 500⁰С в мартенсите наблюдается резкое падение содержания W, V, Cr (Рис. 4.7). Это связано с выделением значительного количества дисперсных карбидов VC, W_2C , а в сталях содержащих Mo, выделяется Mo_2C . Наибольшее количество дисперсных карбидов наблюдается в структуре при температурах отпуска 550-580 °С. Дальнейший нагрев, выше 600 °С усиливает выделение карбидов и их коагуляцию. При этом происходит превращение карбидов M_2C , MC в карбид M_6C .

1.4.3. Распад остаточного аустенита

Остаточный аустенит быстрорежущих сталей, из-за высокой легированности, весьма устойчив и превращается лишь в результате отпуска выше 500 °С. Во время выдержки при 500...600 °С из аустенита выделяется часть углерода и легирующих элементов в виде карбидов. Ободеженный углеродом и легирующими элементами аустенит повышает температуру Mn и превращается в мартенсит при охлаждении. Температура начала мартенситного превращения остаточного аустенита повышается тем сильнее, чем больше была выдержка или температура отпуска, т.е. чем больше был обеднен остаточный аустенит.

Для более полного превращения остаточного аустенита, отпуск быстрорежущих сталей необходимо повторять 2-4 раза в зависимости от состава стали. Наибольшее количество остаточного аустенита превращается при первом отпуске. Положительная роль многократного отпуска, применяемая для быстрорежущих сталей, состоит в том, что он повышает сопротивление пластической деформации из-за более полного превращения остаточного аустенита. Кроме того, многократный отпуск снимает напряжения, созданные закалкой и превращением остаточного аустенита в мартенсит. После трехкратного отпуска в структуре быстрорежущих сталей содержится менее 1,5% аустенита остаточного.

1.4.4. Влияние отпуска на свойства быстрорежущих сталей

Изменение свойств быстрорежущих сталей представлено на рис. 4.8 и обусловлено структурными превращениями, происходящими при отпуске. В результате отпуска при 150...300 °С понижается твердость, но возрастает вязкость и прочность ($\sigma_{изг}$), что является следствием снижения склонности к хрупкому разрушению в результате уменьшения концентрации углерода в мартенсите и снятию внутренних напряжений.

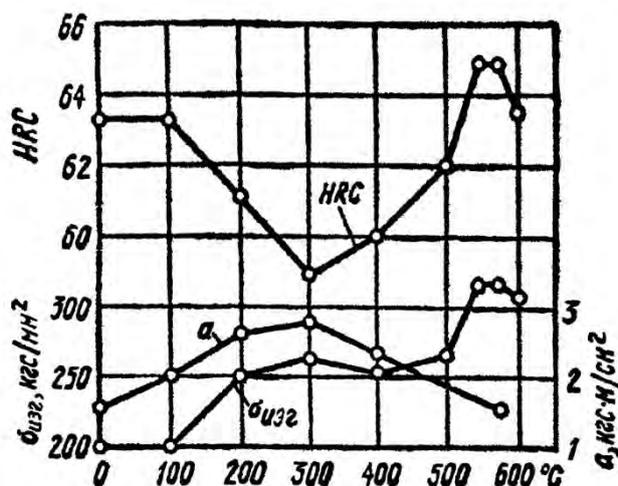


Рисунок 4.8 - Влияние температуры отпуска на изменение твердости, прочности при изгибе и ударной вязкости быстрорежущей стали Р18, закаленной с 1280°С.

Незначительный рост твердости и снижение вязкости при неизменной прочности, обусловлено началом выделения дисперсных карбидов M_2C , $M_{23}C_6$. Максимальный рост твердости и прочности при 550...580 °С вызывается дисперсионным твердением за счет выделения большого количества карбидов M_2C , MC и распадом аустенита остаточного. Снижение твердости при нагреве выше 600 °С связано с коагуляцией карбидов и полным распадом мартенсита.

2 . ЗАДАНИЕ И МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ К ЛАБОРАТОРНОЙ РАБОТЕ

2.1. Изучить теоретическую часть

2.2. Определить балл зерна стали Р6М5 после закалки с температур 1180 °С, 1210 °С, 1300 °С. Данные занести в таблицу 4.1

2.3. Определить влияние температуры закалки и отпуска (в течении 1 ч.) на твердость закаленных сталей У8, ХВГ, Х12, Р6М5. Данные занести в таблицу 4.1

Таблица 4.1

Марка стали	Температура закалки, °С	HRC после закалки	HRC после отпуска							Балл зерна
			200°С	400°С	500°С	560°С			620°С	
						1 отпуск	2 отпуск	3 отпуск		
У8	780									
ХВГ	850									
Х12	1060									
Р6М5	1100									
	1180									
	1210									
	1300									

2.4. Построить графики HRC ~ f(t_{зак}) для Р6М5; HRC ~ f(t_{отп}), для У8, ХВГ, Х12, Р6М5; HRC ~ f(t_{отп} = 620°С) для Р6М5.

Литература

1. Гуляев А.П. Металловедение/А.П. Гуляев - М. Металлургия - 1986. -544с.
2. Геллер Ю.А. Инструментальные стали/Ю.А. Геллер. М. Металлургия -1983. -527с.
3. Грачев С.В. Специальные стали/С.В. Грачев, М.И. Гольдштейн, Ю.Г. Векслер - М. Металлургия - 1985. – 408 с.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №5

Микроструктура цементуемых сталей

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: Изучить микроструктуру сталей подвергнутых цементации и нитроцементации. Научиться оценивать качество диффузионных слоев цементуемых сталей.

1. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

1.1. Стали для цементации

Цементуемые стали по содержанию углерода являются низкоуглеродистыми и содержание углерода в стали не должно превышать 0,3%. При большем содержании углерода увеличивается коробление изделий при закалке и повышается твердость закаленной стали, что приводит к снижению предела выносливости. Введение легирующих элементов в цементуемые стали осуществляют с целью:

- повышение прокаливаемости, что обеспечивает получения высоких прочностных характеристик по всему сечению изделия. Наиболее сильно повышается прокаливаемость при совместном легировании хромом, марганцем, молибденом, а также легированием бором;

- повышение ударной вязкости и снижения порога хладноломкости. В основном цементуемые стали легируют никелем;

- уменьшить склонность к росту зерна аустенита в процессе цементации, которая сильно повышает порог хладноломкости и снижает ударную вязкость. Кроме того наследственно мелкозернистые стали можно подвергать закалке в температур цементации, что существенно удешевляет процесс упрочнения. Для этой цели в сталь вводят титан, ниобий;

- получить равномерное распределение углерода по цементованному слою. Обычно подбирается определенное соотношение некарбидообразующих и карбидообразующих элементов.

1.2. Основные требования к цементованному слою

Поверхностный слой образующийся в процессе цементации (Ц) или нитроцементации (НЦ) по составу, строению и свойствам отличается от основного металла. Работоспособность изделий определяется как свойствами диффузионного слоя так и свойствами сердцевины.

1.2.1. Содержание и распределение углерода (углерода и азота) в диффузионном слое

На свойства Ц и НЦ изделий определяющее влияние оказывает содержание и распределение углерода в Ц слое и углерода и азота в НЦ слое.

Максимальное сопротивление контактному разрушению (питтингу) обеспечивается при содержании на поверхности 1,0...1,25% углерода, а сопротивление усталости при изгибе 0,8...1,05% при Ц; при НЦ оптимальное содержание углерода 0,8...1,0%, а азота до 0,4%. Отклонение концентраций от вышеприведенных значений резко снижает предел выносливости.

Градиент концентрации углерода по толщине определяется кривой науглераживания. Кривая должна быть плавной, без резких скачков, а для изделий работающих при высоких нагрузках, на участке с высоким содержанием углерода необходима площадка. Резкий переход диффузионного слоя к сердцевине может вызвать выкрашивание или отслаивание диффузионного слоя.

1.2.2. Твердость

Экспериментально установлено, что максимальную долговечность Ц и НЦ изделий обеспечивает твердость 59...63 HRC диффузионного слоя и 28...43,5 HRC сердцевины. При твердости диффузионного слоя более 63 HRC увеличивается хрупкость, которая приводит скалыванию и растрескиванию слоя. При твердости менее 59 HRC происходит интенсивное изнашивание поверхности.

1.2.3. Толщина слоя

Толщина слоя является одним из основных параметров, определяющих надежность работы изделий. Свойства слоя по толщине неоднородны. Они зависят от градиента концентрации углерода по толщине. При резком снижении концентрации углерода резко снижается и твердость. Поэтому критерием оценки толщины упрочненного слоя рекомендуется считать эффективную толщину слоя, которая определяется расстоянием от поверхности до зоны с твердостью 550...650 HV (50...56 HRC). Значение твердости для определения эффективной толщины слоя регламентируется соответствующей документацией. Так для зубчатых колес минимальная толщина диффузионного слоя должна быть не менее 0,15 нормального модуля.

1.3. Микроструктура сердцевины изделий

После закалки микроструктура сердцевины цементуемых сталей должна иметь малоуглеродистый мартенсит, нижний бейнит. Присутствие феррита в структуре не допускается. При содержании феррита 5...6% существенно снижается вязкость, а при 8...10% отмечено снижением предела выносливости.

1.4. Микроструктура цементованного слоя

Микроструктура Ц слоя закаленных деталей должна представлять собой безигольчатый или среднеигольчатый мартенсит и остаточный аустенит в виде мелких, равномерно распределенных участков (не более 50%). Указанное содержание Аост допустимо при твердости поверхности не менее 760 Н_V, размере зерна не крупнее восьмого номера. В микроструктуре допускаются карбиды в виде отдельных мелких включений округлой или угловатой формы.

1.5. Микроструктура нитроцементованного слоя

Микроструктура НЦ слоя должна представлять собой безигольчатый или среднеигольчатый мартенсит, остаточный аустенит равномерного распределения и включение карбонитридов или нитридов. Количество Аост в структуре допускается 50...60% и более, если поверхностная твердость не менее (700...750 Н_V (58...60 HRC)).

1.6. Дефекты Ц и Н-Ц слоев

Под дефектами диффузионного слоя следует понимать наличие фаз или структурных составляющих, отличающихся размерами, объемной долей или составом от оптимальных. Структура слоя у поверхности насыщения толщиной до нескольких десятков микрометров при эксплуатации деталей подвержена наибольшим нагрузкам, поэтому наибольшее внимание при оценке качества диффузионного слоя уделяется данной зоне. Основными дефектами Ц и НЦ слоев являются:

1. Наличие карбидов, карбонитридов и других химических соединений. Присутствие включений в мартенситно-аустенитной структуре размером < 1 мкм увеличивается износостойкость без снижения вязкости и усталости. Причем карбонитриды Cr размером < 1 мкм обеспечивают большую износостойкость (до 60%) нитроцементованного слоя, чем Ц. Наличие включений размерам более 1 мкм снижает долговечность и контактную прочность деталей до 30%. Особенно сильно влияет на сопротивление разрушению выделение частиц в виде сетки. В Н-Ц слое возможно образование «темной-составляющей», которая видна на нетравленных шлифах по границам аустенитных зерен. «Темная составляющая» (продукты окисления легирующих элементов и железа) в виде шпинелей (Fe Mn)_x (Cr Me)₂ O₄ и FeO Me₂O₃) выделившаяся в виде сетки уменьшает сопротивление усталости на 40...75% снижая его до значений сердцевины. (Контактная выносливость снижается в 5...6 раз при глубине 0,025 мм; при 0,06 мм в 100 раз).

2. Наличие ферритно-цементитных структур (троостита).

Троостит выделяется в виде сетки по границам аустенитных зерен. Его выделение связано со снижением прокаливаемости за счет связывания

легирующих элементов в карбиды, карбонитриды и частицы «темной составляющей». Глубина трооститной сетки в слое с поверхности может достигать до 0,2 мм. Трооститная сетка сильно снижает долговечность изделий (до 7 раз) предел контактной выносливости до 1,4 раза.

3. Наличие аустенита остаточного. Аустенит находящийся в поверхностном слое снижает твердость причем снижение твердости может достигать ниже допустимого значения 700...750 HV. Низкая твердость на контактной поверхности вызывает пластическую деформацию и повышенный износ.

1.7. Оценка качества Ц и НЦ слоев

Структуру контролируют на:

1. Наличие троостита во внешней зоне диффузионного слоя. Допустимое выделение троостита устанавливается заводом – изготовителем. Оценивают количество троостита тремя способами:

- определяют глубину залегания троостита на поперечных шлифах;
- определяют количество троостита на поверхности;
- определяют микротвердость по Викерсу, которая должна быть не менее 700...760 HV.

Все три способа хорошо коррелируют друг с другом и используются при производственном контроле.

2. Наличие аустенита остаточного. Оценивают двумя способами:

- рентгеноструктурный фазовый анализ. Из-за его длительности в производственных условиях практически не используется;
- металлографический метод. Сущность метода заключается в сопоставлении структуры исследуемого образца со структурой эталонной шкалы. Точность оценки составляет $\pm 10\%$.

Если количество Аустенита превышает допустимое и при этом микротвердость поверхности ниже допустимой (< 700 HV) изделия подвергают дополнительной обработке: обработке холодом с последующим низким отпуском; повторной закалке с низким отпуском; повторным отпуском при температуре 240 ± 20 °С.

3. Наличие карбидных, карбонитридных включений. Оценивают металлографическим способом с помощью эталонных шкал. Для цементованных и нитроцементованных изделий используют соответствующие шкалы. Количество включений и их глубина залегания определяются заводом-изготовителем в зависимости от характера нагружения изделий. Например, для деталей работающих в особо тяжелых условиях наличие карбидов в слое на глубине более 1 мкм недопустимо.

4. Оценка величины зерна аустенита. Можно оценивать различными способами. На предприятиях используют чаще всего два способа:

- определяют величину зерна косвенным способом – по степени дисперсности мартенситно-аустенитной структуры методом сравнения микроструктуры контролируемого образца с эталонной шкалой;

-по наибольшей длине мартенситных игл. Длину игл определяют при увеличении в 1000 раз и по таблице 5.1 устанавливают балл зерна аустенита.

Таблица 5.1 – Зависимость номера зерна аустенита от наибольшей длины иглы мартенсита

Балл	Характеристика мартенсита	Наибольшая длина игл, мкм	Номер зерна по ГОСТ 5639-82
1	Строчно-игольчатый	до 0,2	14
2	Весьма мелко-игольчатый	2	12
3	Мелко-игольчатый	4	11
4	————"	6	10
5	Средне-игольчатый	8	9
6	————"	10	8
7	Крупно-игольчатый	12	7
8	————"	16	6,5
9	————"	20	6
10	Грубо-игольчатый	св 20	6

Допустимая величина аустенита устанавливается стандартами предприятия. Обычно балл зерна аустенита не должен быть ниже восьмого номера. Допускаются отдельные зерна аустенита не крупнее 6 номера.

5. Определение эффективной толщины диффузионного слоя. Осуществляют следующими способами:

-металлографическим способом на отожженных шлифах. За толщину слоя принимается расстояние от поверхности до структуры содержащей 50%Ф+50%П;

-дюрOMETрический метод. Эффективную толщину слоя определяют на закаленных образцах на приборе ММТ-3 при нагрузке 2Н до заданной твердости (550...650 НV);

-неразрушающий метод. Для хромоникелевых сталей в высокоотпущенном состоянии применяют электромагнитный метод по высоте фигур Лиссажу.

6. Определение «темной составляющей» применяется только для НЦ изделий. Оценку осуществляют на нетравленных шлифах методом сравнения микроструктуры контролируемого образца с эталонной шкалой.

2. ЗАДАНИЕ И МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ К ЛАБОРАТОРНОЙ РАБОТЕ

1. Проработать теоретическую часть. Изучить влияние легирующих элементов на технологичность к цементации сталей 20ХН3А, 25ХГТ, 25ХНР, 25ХГМ.

2. Провести классификацию исследуемых сталей по склонности к росту зерна аустенита.

3. Выбрать типовые схемы ХТО наследственно мелко- и крупнозернистых сталей.

4. Выполнить исследование структуры цементованных сталей на соответствие качеству при вакуумной цементации и цементации в БМА. Полученные данные занести в технологическую карту.

5. Определить причины, вызвавшие несоответствие характеристик цементованного слоя требованиям руководящих материалов.

Технологическая карта

№ образца	Марка стали	Вид ХТО	Склонность к росту зерна аустенита	Диффузионный слой				Сердце вина Балл феррита	Причины неудовлетворительной структуры
				Балл зерна	Балл карбидов	Балл Аост	Балл трооститной сетки		
1	20ХН3А	Вакуумная цементация $t=960^{\circ}\text{C}$ закалка в струе газа							
2	20ХНР								
3	25ХГТ								
8	25ХГМ	БМА, $t=930^{\circ}\text{C}$ Закалка в масле							
9	25ХГТ								
10	25ХГМ								
11	25ХГТ								

Литература

1. Грачев С.В. Специальные стали/С.В.Грачев, М.И. Гольдштейн, Ю.Г. Векслер - М. Металлургия - 1985. – 408 с.
2. ГОСТ 4543-71 Прокат из легированной конструкционной стали. Технические условия

Лабораторная работа №6

Исследование структуры и свойств подшипниковых сталей

Цель работы: изучить состав, свойства, структуру подшипниковых сталей после различных видов термической обработки.

1. Теоретическая часть

1.1. Условия эксплуатации и требования предъявляемые к подшипниковым сталям

Подшипники качения работают в тяжелонагруженных условиях. При перемещении шарика (ролика) по кольцу возникают многократно повторяющиеся напряжения в зоне контакта вызывающие контактно-усталостное выкрашивание, износ, вмятины, появление усталостных трещин. Кроме того в процессе эксплуатации подшипники могут подвергаться динамическим нагрузкам, воздействию агрессивных сред и повышенных температур.

Для обеспечения надежной работы машин материал подшипников должен удовлетворять следующим требованиям:

1. Высокая статическая грузоподъемность – нагрузка при которой остаточная деформация в зоне контакта не превышает 0,01% от диаметра шарика или ролика. Данное свойство обеспечивается высокой твердостью материала. Давление в зоне контакта доходит до 2000...4000 МПа.

2. Сопротивление контактной усталости, которое зависит от количества неметаллических включений, содержания водорода, поэтому данные стали должны быть высококачественные или особовысококачественные.

3. Высокая износостойкость, обеспечивается высокой твердостью.

4. Высокое сопротивление малым пластическим деформациям.

5. Сохранение размеров в процессе эксплуатации. После ТО заэвтектоидной стали на высокую твердость структура стали – это М+А_{ост.}+К_{II}. При высоких удельных давлениях происходит превращение А→М. Из-за различных удельных объемов А и М могут изменяться размеры. Выделение углерода из мартенсита также приводит к изменению размеров.

6. Высокой прокаливаемостью. При высоких давлениях тонкий закаленный слой может продавливаться, скалываться.

1.2. Химический состав подшипниковых сталей

По назначению подшипниковые стали подразделяются:

-стали общего назначения, работающие при $t=60...300^{\circ}\text{C}$ в неагрессивных средах;

-специальные, работающие при повышенных температурах и агрессивных средах;

Основным стандартом, по которому осуществляется поставка подшипниковых сталей общего назначения является ГОСТ 801-78. Стандарт предусматривает следующие марки сталей: ШХ15, ШХ15СГ, ШХ4, ШХ20СГ. Данные стали являются высококачественными: содержание серы не должно превышать 0,02%, фосфора – 0,027%, суммарное количество никеля и меди менее 0,5%. Для уменьшения количества неметаллических включений подшипниковые стали подвергают электрошлаковому переплаву (Ш15СГ-Ш), вакуумно-дуговому (ШХ15-ВД) или последовательно электрошлаковый + вакуумнодуговой (ШХ15-ШД). В переплавленных сталях содержание серы не должно превышать 0,01%, а фосфора 0,025%. В результате переплава количество неметаллических включений, уменьшается, в 2...4 раза.

Для подшипников работающих в агрессивных средах применяют сталь 95Х18 (ГОСТ 5632-72), подшипниковые стали эксплуатирующиеся при повышенных температурах изготавливаются из стали 8Х4В9Ф2-Ш, 8Х4В9Ф2-ВД (ТУ 14-1-22-44-77).

1.3. Требования и макро- и микроструктуре проката

ГОСТ 801-78 допускает в макроструктуре готового металла (прутках, полосах, мотках) центральную пористость, точечную неоднородность, ликвационный квадрат (Табл. 6.1).

Таблица 6.1- Характер и допустимый балл дефектов макроструктуры подшипниковой стали

Способ выплавки стали	Сталь	Диаметр или толщина прутка, мм	Дефекты макроструктуры		
			Центральная пористость	Точечная неоднородность	Ликвационный квадрат
			Баллы*, не более		
В дуговых печах с вакуумированием, в кислых мартеновских печах Электрошлаковый переплав	ШХ4,	Св.30	2	1,5	0,5
	ШХ15,	до 95 вкл.			
	ШХ15СГ	Св. 100	2	2	0,5
	ШХ20СГ	Св.30	2	2,5	0,5
	ШХ4,	Св.30	1	1	Не допускается
	ШХ15,				
	ШХ15СГ,				
	ШХ20СГ				
* Оценка балльности макроструктуры производится по методике ГОСТ 10243-75					

Согласно требованиям ГОСТ 801-78 микроструктуру стали, поставляемой в прутках диаметром или толщиной более 30 мм, следует проверять на протравленных поперечных темплетах и по излому, а диаметром до 30 мм – только по излому.

Излом отожженной или закаленной стали должен быть однородным мелкозернистым. Не допускается наличие пережога, остатков усадочной раковины и флокенов, видимых глазом включений.

Для горячекатаной стали (с отжигом и без отжига) глубина обезуглероженного слоя на сторону (феррит + переходная зона) в зависимости от размера прутка (Табл. 6.2).

Таблица 6.2- Глубина обезуглероженного слоя

Диаметр или толщина прутка, мм	4-15	Св.15 до 30	Св.30 до 50	Св.50 до 70	Св. 70 до 100	Св. 100 до 150 вкл.
Глубина обезуглероженного слоя, мм, не более	0,25	0,40	0,50	0,60	0,85	1,10

Прутки диаметром или толщиной свыше 150 мм на обезуглероживание не проверяют.

Для калиброванной стали глубина обезуглероженного слоя не должна превышать 1% диаметра прутка. Обезуглероживание стали со специальной отделкой поверхности не допускается.

Микроструктура горячекатаной отожженной стали в прутках диаметром или толщиной до 85 мм включительно, стали со специальной отделкой поверхности и калиброванной стали должна состоять из равномерно распределенного мелкозернистого перлита, не превышающего балла: 4 – для стали ШХ15, 5 – для сталей ШХ15СГ и ШХ20СГ.

Карбидная сетка в микроструктуре отожженной стали диаметром или толщиной до 60 мм включительно не допускается. Остатки карбидной сетки не должны превышать балла 3.

Структурная полосчатость и карбидная ликвация не должны быть выше норм, указанных в табл. 6.3.

Загрязненность стали неметаллическими включениями оценивается максимальным баллом по шкалам 1-3 ГОСТ 801-78 и должна соответствовать нормам, указанным в табл.6.4.

Подшипниковую сталь проверяют на микропористость, которая не должна превышать норм (ГОСТ 801-78), указанных в табл. 6.5.

Таблица 6.3- Нормы структурной полосчатости и карбидной ликвации

Диаметр или толщина прутка, мм	Состояние поставки стали	Максимальный допустимый балл*			
		структурной полосчатости		карбидной ликвации	
		ШХ4, ШХ15, ЩХ15СГ, ШХ20СГ	ШХ-15-Ш, ШХ15СГ-Ш	ШХ4, ШХ15, ЩХ15СГ, ШХ20СГ	ШХ-15-Ш, ШХ15СГ-Ш
Все размеры	Калиброванная и со специальной отделкой	2	2	1	1
До 85	поверхности	3	2,5	2	1
До 140	Горячекатаная отожженная	4	3	3	2
Св. 140	Горячекатаная неотожженная То же	4	3,5	3	2

* Оценку балльности структурной полосчатости и карбидной ликвации производят по методике ГОСТ 801-78

Таблица 6.4- Допустимый максимальный и средний балл неметаллических включений в подшипниковой стали

Способ выплавки	Диаметр или толщина прутка, мм	Состояние поставки стали	Допустимый балл*, не более		
			по оксидам	по сульфидам	по глобулям
В дуговых печах с вакуумированием, кислых мартеновских печах	До 40 вк.	Холоднотянутая и горячекатаная отожженная	2/1,75	2/2	2/1,5
		Горячекатаная неотожженная	2,5/2,25	2,5/2,5	2,5/2
	Св. 40 до 80 вкл.	Холоднотянутая и горячекатаная отожженная	2,5/2,25	2,5/2,5	2,5/2
		Горячекатаная неотожженная	3/2,75	2,5/3	3/2,5
	Св. 80	Горячекатаная неотожженная	3/-	3/-	3/-
Электрошлаковый переплав	До 40	-	1/1	1/1	1/1
	Св. 40	-	1,5/1,5	1,5/1,5	1,5/1,5

*В числителе – максимальный балл, в знаменателе – средний балл
 **Средний балл применяется для неметаллических включений прутков диаметром или толщиной свыше 40 мм.

Таблица 6.5 -Нормы микропористости для подшипниковой стали

Состояние поставки стали	Диаметр или толщина прутка, мм	Микропористость в баллах, не более
Со специальной отделкой поверхности и калиброванная	Все размеры	Не допускается
Горячекатаная отожженная	До 60 вкл.	То же
То же	Св. 60 до 85	2
Электрошлакового переплава отожженная	Все размеры	Не допускается
Горячекатаная не отожженная	То же	3

1.4. Предварительная термическая обработка поковок.

Для обеспечения хорошей обрабатываемости резанием и подготовки структуры к последующей закалке проводят отжиг поковок на зернистый перлит. Оптимальной структурой стали после отжига является однородной мелкозернистый перлит с карбидами глобулярной формы равномерно распределенными по структуре. Данная структура при нагреве под закалкой обеспечивает меньшую склонность к росту аустенитного зерна, более широкий допустимый интервал закалочных температур, а также более оптимальное соотношение прочности и вязкости после ТО. Микроструктура поковок после сферодизирующего отжига оценивается по шкалам ГОСТ801-78. Структура зернистого перлита должна соответствовать баллом 1...4 шкалы №8 с размером частиц карбидов 0,9...1,46 мкм.

Режим отжига: нагрев до $t=800\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка, охлаждение до $730\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка, охлаждение с печью до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ и далее на воздухе. Для равномерного нагрева садки при $t=700...730\text{ }^{\circ}\text{C}$ делают выдержку 2...3 часа с целью выравнивания температуры по сечению садки.

Твердость стали ШХ15 после отжига 207...179НВ, а сталей ШХ15СГ, ШХ20СГ - 217...179НВ.

При отжиге возможно образование следующих дефектов:

-пластинчатый перлит образуется при недогреве или малой выдержке, когда не прошла полная сферодизация перлита и структура имеет вид мелких тонких пластин среди зернистого перлита (структуру исправляют повторным отжигом), если образуется перлит в виде крупных пластин (исправляется нормализацией с последующим отжигом);

-неоднородный крупнозернистый перлит образуется при очень медленном нагреве или многократном отжиге (исправляется нормализацией и отжигом);

-карбидная сетка при отжиге не образуется, а переходит из исходной структуры получаемой послековки (негрубая карбидная сетка исправляется нормализацией).

1.5. Окончательная ТО

Подшипниковые стали подвергаются закалке и низкому отпуску. Для стабилизации размеров вводятся дополнительные операции: после закалки обработка холодом (охлаждение до $-70...-80^{\circ}\text{C}$) и после отпуска старение ($120...130^{\circ}\text{C}$ в течении $2...30$ часов). Температура закалки зависит от марки стали и толщины изделий и составляет $820...860^{\circ}\text{C}$. С увеличением толщины изделия температура закалки выбирается по верхнему пределу. Например, для стали ШХ15СГ $t_3=820...830^{\circ}\text{C}$ с толщиной стенки $10...15$ мм и $t_3=840...845^{\circ}\text{C}$ с толщиной стенки $30...35$ мм. Повышение температуры увеличивает растворимость карбидов, повышая прокаливаемость стали. Закалку осуществляют в масле с температурой $30...60^{\circ}\text{C}$. Температура отпуска для стали ШХ15 - $150...165^{\circ}\text{C}$; ШХ15СГ, ШХ20СГ - $160...175^{\circ}\text{C}$. Продолжительность отпуска зависит от размеров деталей и составляет $2,5...9$ часов.

Твердость стали после ТО должна быть $61...65$ HRC для стали ШХ15 и $60...64$ HRC для стали ШХ15СГ. При измерении твердости мелких изделий необходимо учитывать поправку на кривизну поверхности.

1.6. Контроль качества термической обработки

Контроль качества термической обработки проводится путем измерения твердости, осмотра излома и исследования микроструктуры.

Контроль твердости колец и тел качения проводится по методике Роквелла и Супер-Роквелла путем вдавливания алмазного конуса в испытываемую поверхность при нагрузках 150 , 60 и 30 кгс.

Твердость колец измеряют по плоской торцовой поверхности. При измерении твердости по Роквеллу с нагрузкой 150 кгс минимальная ширина торца кольца должна быть $2...3$ мм; при нагрузке 60 кгс – $1,5$ мм; при нагрузке 30 кгс (Супер-Роквелл) – $1,1$ мм.

Твердость тел качения диаметром $4,76$ мм и более контролируется при нагрузке 150 кгс, тел качения диаметром от $2,5$ до $4,5$ мм по Роквеллу при нагрузке 60 кгс и тел качения диаметром от $2,0$ до $2,4$ мм – при нагрузке 30 кгс.

Твердость тел качения диаметром менее 2 мм контролируется по методу Викерса. Твердость цилиндрических роликов проверяется по плоским и выпуклым торцам или поверхности качения, твердость сферических (бочкообразных) роликов – по выпуклым торцам, твердость витых роликов – по цилиндрическим поверхностям, а твердость шариков – по сферическим поверхностям.

При вдавливании алмазного конуса в сферическую и цилиндрическую поверхности действительная твердость шариков и роликов определяется путем введения специальных поправок в измеренное значение с учетом искажающего влияния кривизны поверхностей. Твердость деталей подшипников после термической обработки приведена в табл. 6.6.

Таблица 6.6 - Твердость готовых деталей подшипников

Детали подшипника	Марка стали	Твердость HRC
Кольца, ролики	ШХ 15	61-65
	ШХ15СГ	60-64
	ШХ20СГ	60-64
Шарики: диаметром до 45 мм диаметром свыше 45 мм	ШХ15	62-66
		60-66

Излом стали ШХ15 и ШХ15СГ контролируется с целью определения по его виду качества термической обработки и выявления дефектов карбидной сетки, пережога в процессековки и штамповки:

- 1) при закалке на нижнем пределе излом матово-серый, фарфоровидный, тонкой зернистости, слегка волокнистый;
- 2) при удовлетворительной закалке излом матово-серый, фарфоровидный, шелковистый;
- 3) при закалке на верхнем пределе излом серый с тонкой зернистостью;
- 4) при закалке с пережогом излом серый, зернистый и крупнозернистый с блестками;
- 5) у не закалившейся стали излом темно-серый, крупнозернистый и мелкозернистый с блестками, волокнистый.

1.7. Структура термообработанных сталей и ее контроль

После окончательной ТО структура подшипниковых сталей должна представлять собой мартенсит, избыточные карбиды и аустенит остаточный. Требования к морфологии структуры определяются технической документацией предприятия.

Мартенсит должен быть скрытно- или мелкоиглочатый с равномерно распределенными избыточными карбидами. Оценку качества мартенсита определяют по соответствующей шкале микроструктур для подшипниковой стали при увеличении х600. Структура должна соответствовать 1...4 баллу. В соответствии с ГОСТ 8233-56 тип мартенсита можно определить по длине игл, которая не должна превышать 4 мкм, что соответствует

мелкоигольчатому или скрытоигольчатому мартенситу (1...3 балл), а также по эталонным фотографиям при увеличении $\times 1000$.

Карбидная сетка не должна превышать 3-го балла. Определяется по соответствующей шкале ГОСТ 801-78.

Для крупногабаритных изделий в структуре допускаются точечные или единичные включения троостита (Табл. 6.7).

Таблица 6.7 - Сечение колец, шариков и роликов при которых допускается троостит

Характеристика троостита	Балл структуры	Толщина стенки, мм	Диаметр шарика, мм	Диаметр ролика, мм
Точечный троостит	5	8...10	-	-
Единичные небольшие участки троостита	6	10...12	-	-
Наибольшие участки троостита	7а, 7б	>12	$\geq 25,4$	>12

Наличие троостита оценивают по соответствующей шкале.

2. ЗАДАНИЕ И МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ К ЛАБОРАТОРНОЙ РАБОТЕ

1. Проработать теоретическую часть, изучить принципы легирования подшипниковых сталей, требования к макро- и микроструктуре после предварительной и окончательной ТО
2. В соответствии с технологической картой исследовать структуру образцов стали ШХ15 в различном состоянии.
3. Зарисовать микроструктуры исследуемых образцов.
4. В соответствии со шкалами микроструктур ГОСТ 801-78 определить балл микроструктуры для каждого образца.

Технологическая карта

№ образца	Режим термической обработки	Примечание
1	Состояние поставки (шлиф травлен)	Определить: баллы карбидной сетки, зернистости перлита
2	Состояние поставки (шлиф не травлен)	Определить загрязненность стали неметаллическими включениями
3	Перегрев (отжиг 950 °С, 1 час)	Определить величину зерна аустенита по длине мартенситной иглы
4	Нормализация с 950 °С (после перегрева)	Определить величину зерна аустенита
5	Закалка с 830 - 840 °С (в масло) + отпуск 160 °С, 1 час	Определить вид мартенсита, наличие троостита
6	Закалка с 830 - 840 °С (в масло) + отпуск 600 °С, 1 час	Определить балл зернистости перлита
7	Отжиг на зернистый перлит 780 °С, 2 часа (после нормализации с 950 °С)	Определить балл зернистости перлита
8	Закалка с 1000 °С (в масло)	Определить величину зерна аустенита по длине мартенситной иглы, количество аустенита остаточного

Литература

1. Раузин Я.Р. Термическая обработка хромистой стали/Я.Р. Раузин – М. Машиностроение – 1978. – 277с.
2. Грачев С.В. Специальные стали/С.В. Грачев, М.И. Гольдштейн, Ю.Г. Векслер - М. Металлургия - 1985. – 408 с.
3. ГОСТ 801-78 Сталь подшипниковая. Технические условия

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №7

Разработка наплавочных материалов

ЦЕЛЬ РАБОТЫ. Научиться рассчитывать химический состав наплавленного покрытия полученного из проволочного электрода с поверхностными легирующими покрытиями.

1. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

1.1. Классификация наплавленных покрытий в зависимости от условий работы деталей

Наплавка и напыление трущихся поверхностей занимают одно из ведущих мест в повышении долговечности деталей машин при их изготовлении и ремонте (восстановлении). Выбор материалов для наплавки, их фазовый состав и свойства определяются условиями работы трущихся поверхности. На основании классификации условий работы деталей (Табл.7.1) разработаны наплавочные материалы различного химического состава, обеспечивающие оптимальную структуру наплавленного покрытия и длительный срок эксплуатации (Табл.7.2). [1]

Структура наплавленного покрытия обычно состоит из металлической основы с включениями твердых фаз. Свойства наплавленного металла определяются фазовым составом, т. е. соотношением феррита, аустенита, мартенсита и наличием твердых фаз [2]. Феррит – наименее благоприятная фазовая составляющая основы, поскольку имеет невысокие твердость, износостойкость, но повышенную вязкость и сопротивление разрушению. Он может находиться в наплавленном металле лишь при наличии мартенсита и небольшого количества упрочняющей фазы. Наилучшей основой наплавленного металла является смесь аустенита с мартенситом. При этом в зависимости от наличия и энергии ударных нагрузок при изнашивании количество аустенита и мартенсита в структуре наплавленного покрытия должно быть различным. При работе без ударных нагрузок (группа I табл.7.1) структура наплавленного покрытия должна состоять из фаз высокой твердости: карбидов 30 – 40% и мартенсита 60 – 70% (группа I табл.7.2). С увеличением ударных нагрузок (группа III табл.7.1) в структуре должна присутствовать вязкая составляющая – аустенит до 40% и меньшее количество твердой фазы (группа III табл.7.2).

При работе в агрессивных средах наплавленное покрытие должно обладать не только высокой износостойкостью, но и коррозионной стойкостью. Такие покрытия легируют элементами повышающими сопротивление коррозии - хромом, никелем, кобальтом.

Таблица 7.1 - Классификации условий работы деталей

Номер группы	Условия работы	Изнашивание	Детали
I	Скольжение по сыпучему абразиву	Абразивное	Детали работающие по сыпучей породе; брикетные прессы, формовочные машины
II	Работа в газоабразивном или струйно-абразивном потоке	Газоабразивное или струйно-абразивное	Штуцеры, насадки, элементы запорной арматуры на газовых промыслах
III	Ударное воздействие крупных монолитных пород	Ударно-абразивное	Породоразрушающий инструмент, детали дробильных аппаратов
IV	Скольжение в жидкой среде с абразивом	Гидроабразивное	Детали мешалок, смесителей, насосов, землечерпалок
V	Трение металла по металлу без смазочного материала в присутствии сыпучего абразива	Абразивное изнашивание сопряжённых пар трения	Детали гусеничных машин, цепи и звёздочки экскаваторов и тракторов
VI	Качение металла по металлу	При трении качения	Подшипники качения, колёсные пары
VII	Трение металла по металлу со смазочным материалом	Изнашивание сопряжённых пар	Валы, оси
VIII	Износ при граничной смазке	Изнашивание и контактная усталость	Зубья шестерён
IX	Воздействие гидравлического потока	Кавитация	Плунжеры, лопасти гидротурбин, гребные валы
X	Клапан с седлом, работающий в потоке с абразивом	Ударно-абразивное и ударно-усталостное	Клапаны насосов
XI	Клапаны в потоке горячих газов	Окислительное и прогар	Клапаны двигателей внутреннего сгорания
XII	Воздействие абразива в коррозионно-активной среде	Коррозионно-механическое разрушение	Насосы и аппараты химического производства, оборудование газоконденсатных месторождений

Таблица 7.2 - Химический и фазовый состав наплавленных покрытий

Группа	Фазовый состав, %		Наплавленный металл, %	Электрод	Порошковая проволока и лента
	Матрицы	Упрочняющая фаза			
I	70-60 М	30-40 К, Б	1,4-2,5 С, 10-25 Cr, Mn, В, Ni, Si	ВСН-9 (140Х10Н2Г2АР) ВСН6 (110Х14В13Ф2)	ПП-АН170 (80Х20Р3Т)
II	$\alpha \leq 45^\circ$ 60 М, 10 А	30 К, Б, 20 К	1,4-2,5 С, 10-25 Cr, Mn, В, Ni, Si	13АН/ЛИОТ80Х4С	ПЛ-У30Х30Г3ТЮ АН-125 (200Х15С1РГТ) ПП-АН17 (80Х20Р3П)
	$\alpha > 60^\circ$ 60 М, 20 А	30 К, Б, 20 К	0,8-2 С, ≤ 15 Cr, Mn, Ni, Si		
III	40 М; 40 А (нестабильный)	20 К, 10 К	0,7-1,5 С, 5-25 Cr, ≤ 15 W; Ni, Mn	ВСН-6 (110Х14В13Ф2) ОМГ-Н (65Х11Н3)	ПП-АН135 (250Х10Н8С2), ПП-АН122-П (30Х5Г2СМ)
	АН-90		0,3-0,7 С, $\leq 7-9$ Mn, 5-10 Cr, Ni, Si, Mo, V, Ti	ВСН-10 (50Х12Н4М2)	
IV	60 М, 10 А	30 К, Б	~ 3 С, ≤ 25 Cr, ≤ 1 В, Mn, Si, Ti	ЭНУ-2 (350Х15Г3Р1)	ПЛ-У25Х25Г3Ф1НРС
V	70 М	30 К	≤ 1 С, ≤ 12 Cr, Ni, Mo	ВСН-10 (50Х12Н4М2)	ПП-АН103 (200Х12М)
VI	90 М	10 К	≤ 1 С, ≤ 15 Cr, Ni, Mo, W	ОМГ-Н (65Х11Н3)	ПП-АН103 (200Х12М)
VII	90-100 М	0-10 К	$\leq 0,5$ С, ≤ 5 Cr, ≤ 3 Mn, Ni	ЭН-60М (70Х3СМТ)	ПП-25Х5ФМС, ПП-АН122 (30Х5Г2СМ)
VIII	90-100 М, 70-80 Ф	0-10 К 20-30 К	$\leq 0,5$ С, Cr, Mn, $\leq 1,2$ С, Cr, Mn	НР-70 (30Г2ХМ) ОЗИ-3 (90Х4М4ВФ)	ПЛ-АН126 (20Х2Г2СТ)
IX	20-30 М 70-80 АН	-	0,3-0,7 С, 7-9 Mn, 5-10 Cr, Ni, Ti, Mo	-	ПП-АН105 (90Г13Н4)
X	40 А, 40 М	20 К	1,0-1,5 С, 40-60 Ni, ≤ 20 Cr	ЭА-582/23 (5Н34Х14М6Г6Б)	ПП-АН106 (10Х14Т)
	40 М, 40 Ф	20 К	$\leq 1,5$ С, ≤ 20 Cr, Ni, Mo, Ti		
XI	40 А, 40 М	20 К	≤ 2 С, ~ 25 Cr, Ni, Mn	ЦН-2 (190К62Х29В5С2)	ПП-АН138 (10Х15Н2ГТ)
	60 А, 20 М	20 К	≤ 2 С, ~ 30 Cr, 60 Co		
XII	60 М, 20 А	20 К	~ 2 С, ≤ 10 Cr, Mn, Ni	ЭЛ-898/21Б (8Х18Н9Г2БЗИ08)	ПП-АН106 (10Х14Т)
	90 А	10 К	≤ 1 С, ≤ 20 Ni, ≤ 15 Cr, Mo, W, Mn		ПП-АН133 (10Х17Н9С5ГТ)

Обозначения: А – аустенит; М – мартенсит; Ф – феррит; АН – аустенит нестабильный с $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением при деформации; К – карбиды; Б – бориды; α – уголок атаки потока (струи) с абразивом.

Исходя из приведенных кратко сформулированных положений, сплавы (наплавленный металл) рекомендуется использовать с учетом условий изнашивания в соответствии с данными табл.7.2. Там же указан ориентировочный химический состав сплава, позволяющий получить

требуемое фазовое состояние, а так же соответствующие электроды и порошковые проволоки.

Рекомендуемые фазовый и химический составы наплавленного металла являются ориентировочными, поэтому существующие наплавочные материалы не всегда их воспроизводят. Однако приведенные в таблице 7.2 данные вполне позволяют ориентироваться в выборе наплавочных материалов для разных условий работы, а также руководствоваться при разработке новых материалов.

1.2. Основные типы наплавочных материалов.

Наплавочные материалы по их физическому состоянию классифицируют:

1. Литые и спеченные карбиды. К ним относятся релиты, изготавливаемые в виде трубок и содержащие 95...96% W и 3,7...4% C.

2. Литые твердые сплавы, выпускаемые в виде прутков и гранулированного порошка с размером частиц до 2мм. К ним относятся стеллиты на основе кобальта, хрома, вольфрама и гранулированного сплава “сормайт”.

3. Керметы. Это сплавы на основе карбида хрома и никеля (до 30%). Порошковые смеси – это механические смеси ферросплавов с углеродистыми материалами карбидами, боридами и другими химическими соединениями. Это сплавы KBX, BX, сталинит и др.

5. Стержневые металлические электроды с легирующей обмазкой. То наиболее широкая группа наплавочных материалов. На металлический стержень наносится обмазка, в которую входят легирующие компоненты, раскисляющие и шлакообразующие вещества.

6. Порошковая проволока и лента. Для этого типа электродов порошковые компоненты запрессовываются в стальную оболочку (трубку, фасонную ленту)

7. Материалы для напыления представлены в виде порошков различного химического состава.

Наиболее широко в промышленности для наплавки используются стержневые металлические электроды с легирующим покрытием и порошковая проволока. Данные наплавочные материалы легко позволяют получать требуемый химический и фазовый состав наплавленного покрытия.

1.3. Расчет параметров легирующих покрытий для получения требуемого химического состава наплавленного покрытия

Композиционные электроды представляют собой проволоку с нанесенными покрытиями на ее поверхность. Покрытия могут наноситься различными способами:

1. Химико-термической обработкой, при которой легирующий элемент проникает вовнутрь проволоки, образуя диффузионный слой. Количество легирующего элементов в диффузионном слое всегда меньше 100% и он состоит из химических соединений железа и легирующего элемента или твердого раствора легирующего элемента в железе. При использовании процесса борирования диффузионный слой состоит из двух фаз FeB и Fe_2B , содержание бора в которых составляет: в FeB ~8,9%; в Fe_2B ~16,4%. Соотношение данных фаз и определяет содержание бора в диффузионном слое, которое можно определить по формуле:

$$L_c = 16,4 (X_1/X_2) + 8,9(1 - X_1/X_2) \quad [1]$$

где X_1 – длина игл фазы FeB ,

X_2 – общая толщина диффузионного слоя (Рис. 7.1).

Значения X_1 и X_2 можно определить с помощью металлографического микроскопа на шлифе методом секущих.

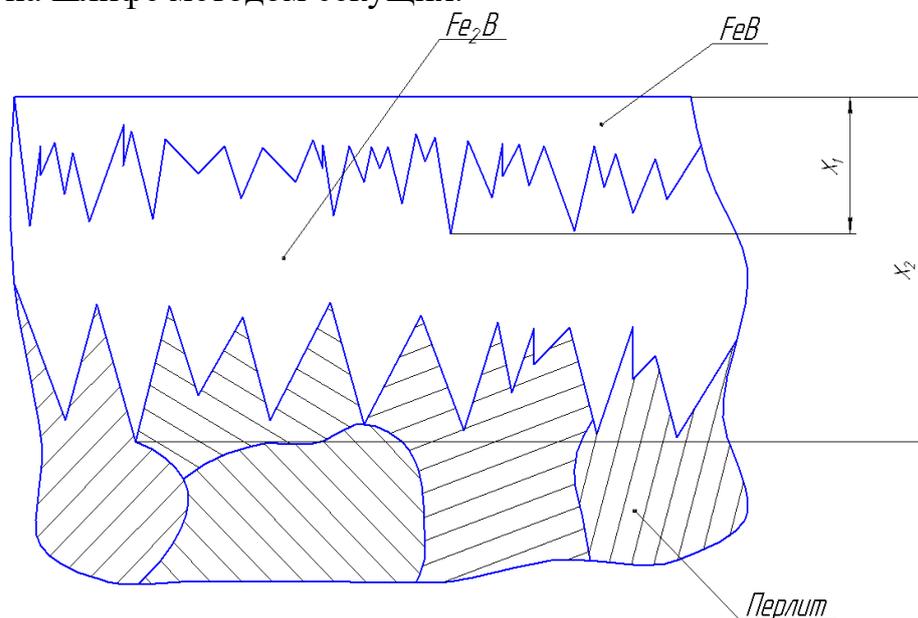


Рисунок 7.1 - Схема определения количества фазы FeB методом секущих

При борировании диаметр проволоки практически не изменяется (обычно увеличение размера не превышает 10 % от толщины диффузионного слоя). В результате получается композиционный электрод сечение которого представлено на рисунке 7.2 а.

2. Гальваническим осаждением металлов на поверхность проволоки. Количество элемента в гальваническом покрытии может достигать 100% (при полном отсутствии пористости покрытия). При этом диаметр композиционного электрода увеличивается на $2h$ (Рис. 7.2 б).

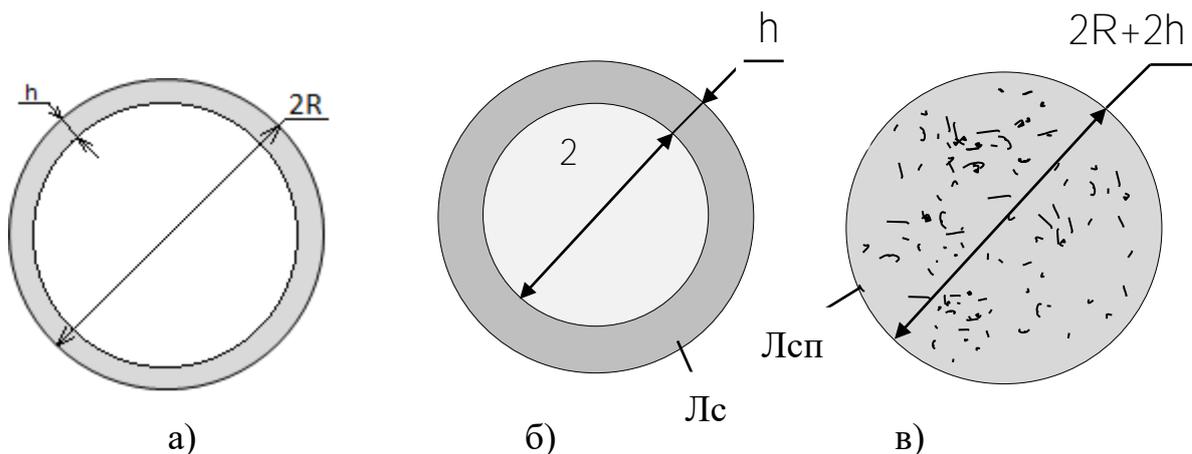


Рисунок 7.2 - Распределение легирующих элементов в композиционном электроде с диффузионным слоем (а), с гальваническим покрытием (б), и после расплавления (в).

При наплавке композиционный электрод полностью расплавляется и легирующие элементы, находящиеся в покрытиях более или менее равномерно распределяются по сечению расплавленного электрода (Рис.7.2 в).

Количество легирующего элемента в наплавленном покрытии (L_{cp}) будет зависеть от толщины слоя (h), диаметра проволоки ($2R$), концентрации легирующего элемента в слое (L_c), плотностей материала проволоки ($\gamma_{ст}$) и легирующего покрытия ($\gamma_{лэ}$), а также угара элементов при наплавке.

Используя метод площадей с учетом масс проволоочной заготовки и легирующего покрытия на ней получается следующее равенство [4]:

$$(M_c + M_n) \cdot L_{cp} = M_c \cdot L_c \quad [2]$$

где M_n – масса единицы длины проволоки, M_c – масса единицы длины легирующего покрытия.

Решая уравнение (2) относительно количества легирующего элемента в наплавленном покрытии (L_{cp}) и выражая массы через плотности материала проволоки и легирующего элемента, радиус проволоки (R), толщину легирующего слоя (h) получаем следующие зависимости:

для гальванического слоя (схема расчета принята в соответствии с рис.2 б)

$$L_{cp} = \frac{\gamma_{лэ} \cdot 2h}{R\gamma_{ст} + \gamma_{лэ} \cdot 2h} \cdot L_c \quad [3]$$

для диффузионного слоя (схема расчета принята в соответствии с рис. 2 а)

$$L_{cp} = \frac{\gamma_{лэ} \cdot 2h}{(R-h)\gamma_{ст} + \gamma_{лэ} \cdot 2h} \cdot L_c \quad [4]$$

Полученные зависимости позволяют оценить количество вводимого легирующего элемента в наплавленное покрытие в зависимости от толщины легирующего слоя на наплавочном электроде определенного диаметра

2. ЗАДАНИЕ И МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ К ЛАБОРАТОРНОЙ РАБОТЕ

1. Изучить теоретическую часть.
2. На микрошлифах измерить толщины легирующих слоев: диффузионного боридного (с определением толщины фазы FeB), гальванических слоев хрома и меди. Данные занести в таблицы 7.3; 7.4.
3. Зарисовать исследуемые структуры.
4. По формуле [4] рассчитать ожидаемое количество бора в наплавленном покрытии. Данные занести в таблицу 7.3.
5. Используя диаграмму Fe – В и данные по ожидаемом количестве бора в наплавленном покрытии по правилу отрезков рассчитать количество эвтектики в структуре. Данные занести в таблицу 7.3.
6. Используя металлографический микроскоп и микрошлифы наплавленных покрытий определить количество эвтектики в структуре. Данные занести в таблицу 7.3.
7. Зарисовать исследуемые структуры.
8. Определить соотношение количества эвтектики в наплавленном покрытии с расчетными данными.
9. По формуле [3] рассчитать ожидаемое количество хрома и меди в наплавленном покрытии. Данные занести в таблицу 7.4.
10. Рассчитать коэффициент усвоения хрома и меди в наплавленное покрытие при наплавке из композиционных электродов.

Таблица 7.3

Толщина боридного слоя, мкм			
Толщина фазы FeB в боридном слое, мкм			
Ожидаемое количество бора в наплавленном покрытии, %			
Количество эвтектики в наплавленном покрытии, %			
Количество эвтектики в структуре в соответствии с диаграммой Fe-B			

Таблица 7.4

Гальваническое покрытие на основе	Толщина слоя, мкм	Ожидаемое количество Л.Э. в наплавленном слое, %	Действительное количество Л.Э. в наплавленном слое, %	Коэффициент усвоения, %
Cr				
Cu				

Список литературы

1. Наплавочные материалы стран – членов СЭВ: Каталог/ Под ред. И.И. Фрумина и В.Б. Еремина. Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1979.
2. Сидоров А.А. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой. М.: Машиностроение, 1987.
3. Какуевицкий В.А. Восстановление деталей автомобилей на специализированных предприятиях. М.: Транспорт, 1988.
4. Стефанович В.А. Исследование возможности получения наплавленных покрытий из борированной проволоки / В.А. Стефанович, В.Г. Борисов, А.В. Стефанович // Сборник научных трудов, посвященный 40-летию кафедры “Материаловедение в машиностроении” – Минск, 2004. – С.56-62.