

МВ ССО РСФСР

Куйбышевский Ордена Трудового Красного Знамени
Авиационный институт им. академика С.П.Королева

кафедра "Технология металлов и авиаматериаловедение"

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.

Методические указания к лабораторным
работам.

Выпуск 4.

1. Лабораторная работа № 12.
" Прокаливаемость стали." -----
2. Лабораторная работа №14.
" Классификация и микроисследование легиро-
ванных сталей". -----
3. Лабораторная работа № 15.
Термообработка легированной инструментальной
стали". -----

№12. ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ И ЕЁ ОПРЕДЕЛЕНИЕ.

Цель работы. Владение теоретическими и практически-ми знаниями об одной из основных технологических характеристик сталей - прокаливаемости.

17 ТВОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

I.I. Основные положения теории и практики определения прокаливаемости сталей.

Под прокаливаемостью понимают способность стали закаливаться на определённую глубину, т.е. приобретать в результате закалки структуру мартенсита или тростита-мартенсита с высокой твёрдостью. Известно, что при закалке стали на структуру мартенсита, её необходимо охладить с температуры закалки со скоростью равной или больше критической. При этом поверхность охлаждается быстрее, т.к. она непосредственно соприкасается с охлаждающей средой. Сердцевина изделия охлаждается гораздо медленнее, так как тепло от сердцевины отводится путём передачи через массу металла к поверхности. Следовательно, скорость охлаждения в центре детали может быть меньше критической. В этом случае аустенит на поверхности детали превращается в мартенсит, а в центре детали - в зависимости от действительной скорости охлаждения - в тростит, сорбит, и даже, перлит.

За глубину прокаливаемости конструкционных сталей принимают расстояния от поверхности стали до слоя полумартенситной структурой, состоящей из 50% мартенсита и 50% тростита. Экспериментально установлено, что резкое падение твёрдости в конструкционных сталях происходит, когда количество тростита в закалённой структуре содержится более 50%. Твёрдость полумартенситной структуры зависит в основном от содержания углерода и в значительно меньшей степени - от содержания легирующих элементов. Она может быть определена по графику рис. 4.

Прокаливаемость инструментальных сталей (заэвтектоидных, высокоуглеродистых) характеризуют по толщине закалённого слоя с мартенситной структурой (содержание мартенсита не менее 95%), имеющего у этих сталей высокую твёрдость - более 60 НРС. У инструментальных сталей при закалке наряду с мартенситом сохраняется так-же достаточный аустенит, количество которого может значительно изменяться в зависимости от состава стали и условий проведения закалки. Присутствие более мягкой составляющей - аустенита - при наличии даже небольших количеств тростита заметно снижает твёр-

дость (что ниже пределов, допускаемых у многих инструментов). Кроме того, содержание углерода в мартенсите (аустените) сталей сохраняющих избыточные карбиды меньше, его общего содержания. Поэтому ни структура подмартенситной зоны, ни её твёрдость не определяются содержанием ^{углерода} и не могут характеризовать прокаливаемость заэвтектоидных сталей.

Прокаливаемость зависит от соотношения скорости охлаждения по сечению детали и критической скорости закалки данной стали. Чем выше скорость охлаждения в сечениях и чем ниже критическая скорость закалки, стали, тем на большую глубину прокалится изделие. Скорость охлаждения по сечению детали определяется охлаждающей способностью закалочной среды, размерами и формой детали. Критическая скорость закалки зависит от факторов, определяющих устойчивость и скорость распада аустенита. Факторы, увеличивающие стойкость переохлаждённого аустенита против распада, понижающ критическую скорость закалки и тем самым повышают прокаливаемость сталей. К таким факторам относятся :

1. Химический состав : все легирующие элементы, кроме кобальта, а также углерод (до 0,9%) понижают критическую скорость закалки и повышают прокаливаемость стали. Прокаливаемость особенно возрастает при одновременном введении нескольких легирующих элементов. Устойчивость аустенита повышается, критическая скорость закалки уменьшается только при том условии, если легирующие элементы (в том числе и углерод) растворены в аустените. Если же они находятся в виде избыточных фаз (цементита; карбидов, нитридов и т.п.) то служат готовыми зародышами и облегчают распад аустенита.
2. Сильно влияет на прокаливаемость величина действительного зерна аустенита стали: крупное зерно увеличивает прокаливаемость. Так в углеродистой стали при укрупнении зерна от балла 8 до I-2 глубина закалённого слоя возрастает в 2-3 раза.
3. Нерастворимые частицы карбидов (карбонитридов) титана, ниобия и ванадия и др. неметаллических включений (оксидов, нитридов и др.) понижают прокаливаемость стали.
4. С понижением однородности аустенита, его устойчивость понижается и прокаливаемость понижается.

В современном машиностроении прокаливаемость является одним из основных критериев при выборе стали для изготовления изделий и при назначении режимов термической обработки. Особенно это важно для деталей, работающих в условиях повышенных напряжений и

значительных динамических нагрузок, где необходима максимальная однородность структуры.

Существует несколько методов определения прокаливаемости. Основными из них являются следующие :

1. Метод пробных закалок, основанный на измерении твёрдости по сечению закалённого образца. Для определения прокаливаемости этим методом необходимо закалить заготовку, у которой $L/d \geq 3-4$ (где L - длина заготовки, d - её диаметр). Охлаждение проводят в воде или иной среде, влияние которой на прокаливаемость требуется изучить. Затем из середины заготовки осторожно, чтобы не вызвать отпуск, вырезают поперечный диск и измеряют твёрдость по диаметру через каждые 2 мм. На основании полученных данных строят зависимость в координатах твёрдость по НРС - диаметр (или радиус) образца. На этой зависимости твёрдость на поверхности максимальна и понижается к центру образца. Если в этих координатах провести горизонтальную линию на уровне минимально допустимой твёрдости мартенситной или полумартенситной структуры, то она отсечёт на зависимости НРС - d (R) отрезок h , характеризующий глубину прокаливаемости.

Даже для одной марки стали величина h непостоянна, она зависит от размера детали и от скорости охлаждения при закалке.

Этот метод рекомендуется применять для углеродистых, главным образом инструментальных сталей, прокаливаемость которых определяется в небольших сечениях, диаметром или стороной до $\sim 25-30$ мм.

2. Для более глубоко прокаливавшихся легированных сталей используют метод торцевой закалки (ГОСТ 5657-68). Прокаливаемость по этому методу определяют на стандартных образцах диаметром 25 мм, длиной 100 мм, с заплечиком или торцевой выточкой на одном конце для установки образцов в приспособление при закалке с торца.

Образцы под закалку, чтобы избежать окисления и обезуглероживания, нагревают в горячих ваннах, в печах с защитной атмосферой, либо в патронах с углем.

Продолжительность нагрева зависит от марки стали и для низко- и среднелегированных сталей составляет 30-35 мин. После выдержки образцы быстро переносят из печи в специальную

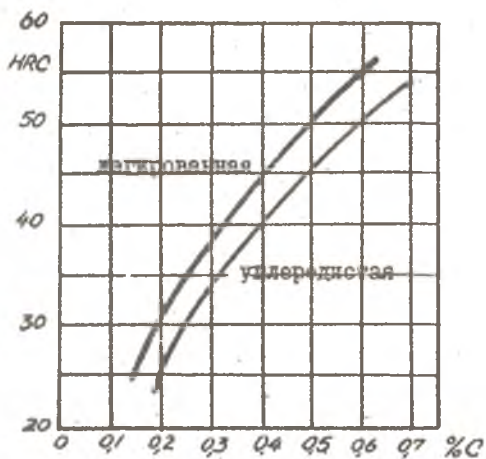


Рис. 1. Твёрдость полумартенситной воны.

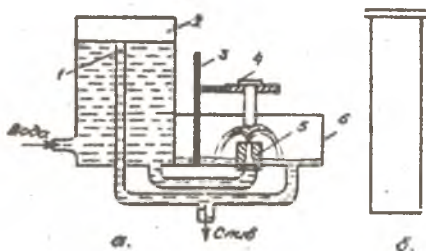


Рис. 2. Установка (а) и образец (б) для торцевой закалки.

установку для торцевой заковки (рис. 2), время переноса не более 5 сек. Затем включают подачу воды для охлаждения образца с торца, причём струя должна омывать только торец образца. Образец выдерживают под водяной струёй до полного его охлаждения. Время охлаждения не менее 10 мин, температура воды должна быть в пределах 10–25 °С.

В этих условиях скорость охлаждения закаливаемого торца соответствует скорости охлаждения в воде (до 1000 град/с) скорость охлаждения другого (верхнего) торца соответствует скорости охлаждения на воздухе (3–4 град/с). Остальные участки образца между торцами охлаждаются с промежуточной скоростью.

После заковки образец подвергается испытанию на твёрдость. Для этого по длине образца шлифуют (с двух противоположных сторон по диаметру) слой толщиной ~ 0,5 мм. Шлифуют при интенсивном охлаждении. На шлифованной полосе проводят среднюю линию и делают разметку для замера. Определение твёрдости производится по Роквеллу по средней линии через 2 мм (по разметке).

Результаты испытаний выражают графически в координатах твёрдость – расстояние от охлаждаемого торца, т.е. строят кривую прокаливаемости (диаграмму прокаливаемости). Если прокаливаемость определяют на нескольких образцах различных плавок, то строят полосу прокаливаемости. По кривым прокаливаемости находят расстояния от закаливаемого торца до слоя с полумартенситной структурой, а по этим расстояниям определяют критические сечения тела, которые прокаливаются насквозь с получением в сердцевине полумартенситной структуры. Для этого используется специальная номограмма М.Е.Блаштера (рис. 3), которая позволяет определить критический диаметр в зависимости от формы тела (шар, цилиндр, квадратный брусок) и вида охлаждающей среды (вода, масло, воздух). Данные торцевой заковки, кроме критических диаметров, позволяют решать и такие важные задачи как распределение скорости охлаждения, структуры в телах сложной формы.

3. Для определения прокаливаемости сталей, принимающих закалку с охлаждением на воздухе, т.е. прокаливавшихся полностью в крупных сечениях (диаметром более 100 мм) применяют методы, основанные на тепловом моделировании, которое достигается



Рис. 3. Схема расчёта прокаливаемости по номограмме Блятера.

применением теплоизоляционных слоев термостатов, нагревателей с программным изменением температуры и т.п.

1.2. Контролируемый минимум знаний, необходимый для выполнения работы.

1. Понятия о прокаливаемости стали.
2. Глубина прокаливаемости конструкционных и инструментальных сталей.
3. Зависимость прокаливаемости от критической скорости закалики данной стали и действительной скорости охлаждения.
4. Подмартенситная структура.
5. Факторы, влияющие на прокаливаемость стали.
6. Метод пробных закалок.
7. Метод торцевой закалки.
8. Кривые (диаграммы) прокаливаемости, полоса прокаливаемости.
9. Номограмма для определения прокаливаемости по результатам торцевой закалки и использование её.
10. Критический диаметр закалки.

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

2.1. Задачи работы.

1. Ослаждение теоретическими знаниями о прокаливаемости и её значениях в практике термической обработки.
2. Ознакомление с методами определения прокаливаемости пробных закалок и торцевой закалки.
3. Определение прокаливаемости некоторых сталей и её зависимости от химического состава сталей.

2.2. Материальное оснащение.

1. Методическая разработка .
2. Тамплеты сталей У8, Ст.25, 40Х, 40ХНМ , изготовленные методом пробных закалок.
3. Установка для определения прокаливаемости методом торцевой закалки.
4. Муфельные печи.
5. Образцы из сталей 20, 40, 40Х, 30ХГСА, 40ХНМ, и др.
3. Твердомер типа "Роквелл ".

7. Приспособление для замера твёрдости на образцах торцевой закалки.

2.3. Содержание отчёта.

1. Основные понятия о прокаливаемости.
2. Описание методов пробных закалок и торцевой закалки с изображением схемы установки.
3. Результаты экспериментальной части работы:
 - а) результаты испытания на твёрдость образцов после пробных закалок и после торцевой закалки;
 - б) кривые распределения твёрдости (диаграммы прокаливаемости) в координатах твёрдость-диаметр образца и твёрдость - расстояние от торца;
 - в) значения критического диаметра сталей различного состава, найденные по номограмме М.В.Блантера и значения глубины прокаливаемости, определённые на образцах пробных закалок, для разных сталей.
4. Анализ результатов, их объяснение.

2.4. Порядок выполнения работы.

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения в отчёте.
2. Ознакомиться с установкой и приёмами работы на ней.
3. Выбрать температуру нагрева под закалку соответственно марки стали.
4. Провести торцевую закалку образцов.
5. Замерить твёрдость через 2 мм по двум взаимноперпендикулярным диаметрам на образцах, изготовленных по методу пробных закалок .
6. Подготовить (шлифовать две полосы) образцы после торцевой закалки для замера твёрдости.
7. Замерить твёрдость на торце и на шлифованных плоскостях через 2 мм от торца до твёрдости немного меньшей твёрдости полумартенситной зоны.
8. Построить кривые распределения твёрдости (диаграммы прокаливаемости) в координатах твёрдость- диаметр образца и твёрдость - расстояние от торца.
9. По диаграммам прокаливаемости твёрдость-диаметр образца и значениям твёрдости мартенситной или полумартенситной

структуры определить глубину прокаливаемости на образцах пробных закалок.

10. Используя номограмму М.Е.Блантера по расстояниям от торца до твёрдости полумартенситной зоны определить критические диаметры при охлаждении в 3-х средах (вода, масло, воздух) и для 3-х форм тела (шар, цилиндр, брусок) - по прилагаемой форме (табл. I)
11. Установить влияние состава стали на её прокаливаемость.
12. Дать объяснение полученным результатам.

Таблица I.

Критические диаметры испытываемых сталей.

Марка стали	Твёрдость полумартенситной зоны, HRC	Расстояние от торца до полумартенситной зоны	Форма тела	Критические диаметры для охлаждающих сред			
				Идеальное охлажден.	вода	масло	воздух

Л и т е р а т у р а

1. А.П.Гуляев *Металловедение*. М., *Металлургия*, 1977 г., стр. 293-300., *1986 г., с*
2. Ю.А.Геллер, А.Г.Рахштадт. *Металловедение (методы анализа и т.п.)* М., *Металлургия*, 1984 г., стрг 244-251.
3. Ю.М.Лахтия *Металловедение и термическая обработка металлов*. М., *Металлургия*, 1983 г., стр 206-213.

№ 44. КЛАССИФИКАЦИЯ И МИКРОИССЛЕДОВАНИЕ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ.

Цель работы: Научить студентов по марке стали определять её химический состав, а по химическому составу – назначение и структурный класс и производить анализ микроструктуры легированных сталей.

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

I.1. Маркировка и классификация легированных сталей.

Простые углеродистые стали обладают рядом существенных недостатков. Они имеют малую прокаливаемость, низкую устойчивость мартенсита закалки при отпуске, низкую коррозионную стойкость и жаропрочность, не обладают особыми магнитными и электрическими свойствами. Присадкой специальных легирующих добавок эти недостатки частично или полностью устраняются.

В настоящее время в практике используется очень большое количество легированных сталей. В качестве легирующих элементов применяются хром, никель, молибден, вольфрам, ванадий, кобальт, титан, алюминий, ниобий, медь, и др.; а также кремний и марганец при их повышенном, против обычного, содержании.

Для обозначения марок стали разработана система, состоящая из небольшого числа цифр и букв, указывающих на примерный состав стали. Каждый легирующий элемент обозначается буквой русского алфавита: Н – никель, Х – хром, К – кобальт, С – кремний, М – молибден, Г – марганец, Д – медь, Р – бор, Б – ниобий, Ц – цирконий, П – фосфор, В – вольфрам, Ф – ванадий, А – азот, Ю – алюминий, Т – титан, Ч – редкоземельные элементы. Первые цифры в обозначении марки показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента (у высокоуглеродистых инструментальных сталей – в десятых долях процента). Цифры, идущие после буквы, указывающие на примерное содержание данного легирующего элемента (при содержании элемента менее 1% цифра отсутствует, при содержании около 1% – цифра 1 и около 2% – цифра 2 и т.д.). В соответствии с этим сталь состава 0,28–0,35% С; 0,8–1,1% *Cr* ; 0,9–1,2% *Mn* 0,8–1,2% *Si* обозначает 30ХГСА. Буква А в конце маркировки указывает на ограниченное содержание серы и фосфора ($S < 0,03\%$, $P < 0,03\%$). Сталь, содержащая 0,85–0,95% С; 0,95–1,25% *Cr* , 1,2–1,3% *Si* , маркируется 9ХС, а сталь, содержащая 1,45–1,7% С, 11,0–12,5% *Cr* ; 0,4–0,6% *Mn* маркируется Х12М (при содержании углерода более 1% цифры в начале маркировки обычно опускают).

Быстрорежущие стали принято маркировать буквой Р, после которой идёт цифра, указывающая на содержание главного легирующего элемента таких сталей - вольфрама в целых процентах (например, Р18), среднее содержание кобальта обозначают цифрой после буквы К, ванадия - после Ф и т.д. (например Р18К5Ф2). В шарикоподшипниковых сталях в начале маркировки стоит буква Ш, а содержание хрома указывается не в целых процентах, а в десятых долях процента (например ШХ15). Допускаются нестандартные обозначения некоторых высоколегированных сталей. Так, например, опытные марки, выплавляемые на заводе "Электросталь" (исследовательские) или П (пробные) и порядковым номером: ЭИ69, ЭП398 и т.д.

Легированные стали классифицируют по составу (хромистые, хромоникелевые и т.д.), по назначению и по структуре.

По назначению стали делят на следующие группы.

1. Конструкционные стали, идущие на изготовление деталей машин и элементов конструкций. Они могут быть общего назначения и специализированного назначения. К первым относят низкоуглеродистые (до 0,25%) цементуемые (нитроцементуемые) стали, среднеуглеродистые (0,3-0,5% С) улучшаемые стали, высокопрочные стали (мартенситностареющие, вторичнотвердеющие и др.). Ко вторым относят: строительные (низколегированные), пружинно-рессорные, подшипниковые, листовые стали для холодной штамповки и пр.

2. Инструментальные стали, идущие на изготовление различного инструмента. Их условно подразделяют на углеродистые и низколегированные общего назначения, быстрорежущие и штамповые.

3. Стали и сплавы с особыми свойствами. Сюда относятся стали, обладающие каким-нибудь резко выраженным свойством: нержавеющие, жаропрочные, износостойчивые, с особыми магнитными и электрическими свойствами, с особенностями теплового расширения и т.д. К ним по назначению и свойствам примыкают жаропрочные сплавы на никелевой и кобальтовой основе.

С металловедческой точки зрения более показательной считается классификация по структуре. Стали классифицируют по структуре в отожженном (равновесном) состоянии и по структуре в нормализованном состоянии. Классификация сталей по равновесной структуре учитывает влияние легирующих элементов на полиморфные превращения (диаграмму равновесного состояния) и положение

точек "S" и "E" диаграммы железо-углерод. По равновесной структуре стали подразделяют перлитные, ледебуритные (карбидные), ферритные, аустенитные и феррито-аустенитные (полуферритные).

Классификация сталей в нормализованном состоянии производится по структуре образцов небольшого сечения (до 25 мм), охлажденных после нагрева выше критических точек на воздухе. В основу такой классификации положено влияние легирующих элементов на диаграмму распада переохлажденного аустенита и температуру начала и конца мартенситного превращения. По структуре в нормализованном состоянии стали подразделяют на три класса - перлитный, мартенситный и аустенитный. Кроме того, могут быть стали аустенитно-мартенситного (переходного), феррито-мартенситного и других классов.

Перлитные стали после отжига содержат в структуре или только перлит, образующийся из аустенита по эвтектоидной реакции (эвтектоидные), или кроме него еще избыточный феррит (доэвтектоидные) или вторичные карбиды типа M_2C (заэвтектоидные). В перлитных малолегированных сталях, содержащих примерно до 4% легирующих элементов, после нормализации получается структура перлитного типа (перлит, сорбит, троостит) с возможными включениями феррита у доэвтектоидных и цементита у заэвтектоидных сталей. На этом основании их относят к перлитному классу (рис. I а).

При содержании легирующих элементов приблизительно от 4 до 10% S-образные кривые на диаграмме распада аустенита вправо настолько, что после нормализации структура стали получается преимущественно мартенситная (рис. I б). Поэтому такие среднелегированные стали относят к мартенситному классу.

К перлитному классу относятся большинство марок конструкционных (20X, 30XГСА, 3X15 и др.) и инструментальных (9XC, УВГ и др.) сталей. Сталями мартенситного класса являются некоторые конструкционные (18X2H4BA, 38XH3M3A и др.) инструментальные (3X2B8 и др.), хромистые нержавеющие (30X13, 40X13) и жаропрочные клапанные стали (40X9C2 и др.) Сюда же можно причислить высокопрочные мартенситно-старевшие стали (H18K3M5T и др.)

Легированные стали перлитного класса от простых углеродистых выгодно отличаются тем, что для получения мартенситной струк-

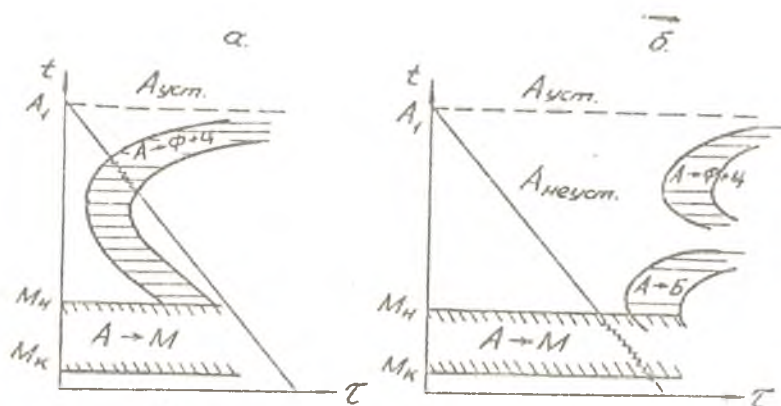


Рис 1. Схемы изотермического распада аустенита в сталях перлитного (а) и мартенситного (б) классов.

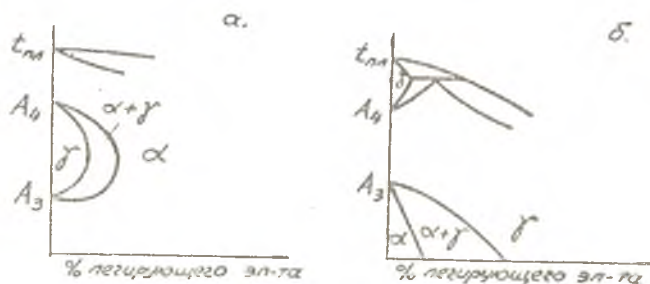


Рис 2. Схемы диаграмм состояния железо-легированный элемент ферритизатор (а) и железо-легированный элемент аустенизатор (б).

туры могут закаливаться в масле, тогда как углеродистые стали должны закаливаться в воде, т.е. требуют более резкого охлаждения. Резкое охлаждение при закалке углеродистых сталей ведёт к короблению деталей, а также может вызывать растрескивание. Самыми лучшими в этом отношении являются стали мартенситного класса. В них мартенсит образуется при закалке на все духе. Коробление в этом случае получается наименьшее. Кроме того, с увеличением содержания легирующих элементов увеличивается прокаливаемость (глубина проникновения закалённой зоны от поверхности к центру), что позволяет производить упрочнение путём закалки и отпуска изделий больших сечений. У простых углеродистых сталей прокаливаемость очень низкая, у легированных сталей перлитного класса — умеренная, а у сталей мартенситного класса — большая.

Многие легирующие элементы, особенно кремний, молибден и вольфрам, растворенные в мартенсите, припятствуют его распаду при отпуске. Поэтому при одинаковой температуре отпуска легированные стали имеют более высокую твёрдость по сравнению с простыми углеродистыми. Это свойство является особенно важным для некоторых инструментальных сталей от которых требуется высокая красностойкость.

В легированных сталях указанных классов структура сохраняет часто ориентировку по мартенситным иглам до высоких температур отпуска. В этом случае структура называется сорбитом, ориентированным по мартенситу.

Как уже указывалось, стали мартенситного и перлитного классов в равновесном состоянии могут быть доэвтектоидными, эвтектоидными и заэвтектоидными в зависимости от содержания углерода. Однако в связи с этим, что все легирующие элементы сдвигают влево точки S и F диаграммы железо — углерод, эвтектоидная концентрация у легированных сталей всегда меньше, чем $0,8\%C$. Поэтому у отожжённых доэвтектоидных легированных сталей при равном с углеродистыми сталями содержании углерода, площадь занятая перлитом на микрошлифе, оказывается всегда больше, чем у углеродистых. Так, в стали 30ХГСА доля перлита составит примерно 60% и феррита примерно 40% , тогда как в ст.30 доля перлита составляет только 40% , а феррита — 60% .

Ледебуритные стали — это инструментальные стали с высоким содержанием углерода и карбидообразующих элементов (W , Mo , Cr и др.), сдвигающих точку E диаграммы железо-углерод влево до концентрации углерода, превосходящим его содержание в стали. После литья структура таких сталей состоит из ледебурита, перлита и вторичных карбидов. При ковке грубые ледебуритные (первичные) карбиды раздробляются на более мелкие. В отожжённом послековки состоянии структура стали состоит из сорбитообразного перлита, первичных (более крупных) и вторичных (более мелких) карбидов, общее количество которых может достигать 30–35%. Поэтому стали иногда называют карбидными. Примером может служить сталь P18, ($\sim 0,7\%C$, $\sim 18\%W$, $\sim 4\%Cr$, $1\%V$), а также стали X12M, 9X18 и др.

По структуре в нормализованном состоянии многие ледебуритные стали являются сталями мартенситного класса или сталями перлитного класса с глубокой прокаливаемостью. Однако, на практике классификация по структуре в нормализованном состоянии для ледебуритных сталей используется редко. После закалки в стали P18 получается структура, состоящая из мартенсита и карбидов. Однако различить мартенсит и аустенит как отдельные структурные составляющие не удаётся, присутствие быстростружечного мартенсита обнаруживается наличием высокой твёрдости и магнитных свойств. После закалки с $1280^{\circ}C$ и трёхкратного отпуска при $560^{\circ}C$ структура этой стали состоит из бесструктурного мартенсита отпуска и первичных карбидов, недорастворившихся при нагреве под закалку.

Структура высоколегированных сталей зависит от типа легирующих элементов, их количественного соотношения между собой и содержания углерода в стали. Предварительно полезно рассмотреть характер взаимодействия легирующих элементов с железом. Существуют два принципиально различных типа такого взаимодействия. Хром, ванадий, молибден, вольфрам и некоторые другие элементы, имеющие однокристаллическую решётку α с железом, растворяясь в нём (неограниченно и ограниченно), расширяют область существования феррита и называется ферритизаторами (рис. 2а).

При достаточно большом легировании малоуглеродистой стали этими элементами (обычно хром) она во всем диапазоне темпера-

тур твёрдого состояния будет иметь структура феррита и относится к ферритному классу.

Если сталь легировать элементами, расширяющими область существования аустенита — аустенизаторам (никель, марганец, кобальт и др.), то при определённом их содержании можно получить аустенитную ^{структуру} для всех температур твёрдого состояния выше 20° (рис. 26). Такие стали относятся к аустенитному классу.

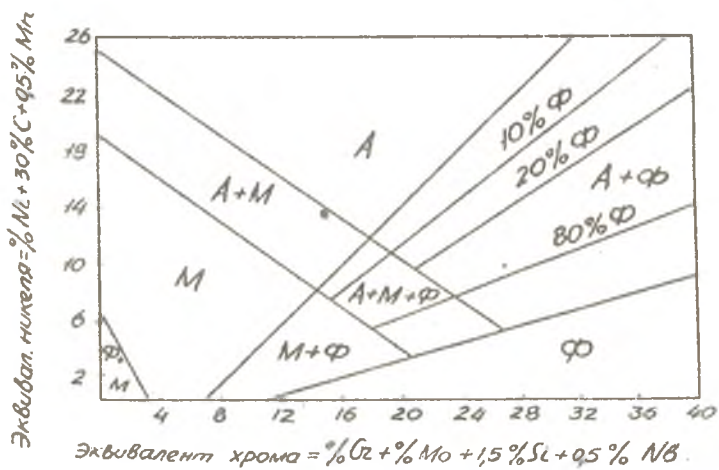
У этих сталей температура начала мартенситного превращения находится ниже 0°C .

Однако высоколегированные стали только одними аустенизаторами (никелем, марганцем) обычно не легируют. Как правило, в них содержатся то или иное количество компонентов ферритизаторов и прежде всего хрома. При определённом их сочетании сталь будет аустенитно-ферритного класса, аустенитно-мартенситного и ферритно-мартенситного классов. Для определения структурного класса сталей широко используется диаграмма Шеффлера (рис. 3).

Стали ферритного, аустенитного, аустенитно-ферритного, аустенитно-мартенситного и мартенситно-ферритного классов относятся в большинстве своем к нержавеющей и жаропрочным и содержат не менее 12% хрома.

Сталями ферритного класса являются хромистые нержавеющей стали 08X13, 15X25T, 12X17, 15X28 и другие. Они не имеют фазовых превращений в твёрдом состоянии и поэтому не упрочняются термической обработкой. При увеличении содержания углерода или других аустенизаторов в хромистых нержавеющей сталях (например 12X13, 20X13 и другие) при нагреве часть феррита превращается в аустенит, который при быстром охлаждении переходит в мартенсит. Такие стали являются мартенситно-ферритными и, следовательно, могут упрочняться термической обработкой.

Самую большую группу высоколегированных сталей составляют хромоникелевые и хромоникель-марганцовистые стали. В качестве примера можно привести следующие марки : 12X18H9T, 20X13H4Г9, 40X14H14B2M, 12X12H2PT3P. В равновесном состоянии они имеют легированный аустенит, а также некоторое количество карбидов и интерметаллидов. При закалке с $1000-1100^{\circ}\text{C}$ в них получается чисто аустенитная (но не мартенситная как в перлитных и мартенситных и сталях) структура, так как вторые фазы (карбиды, интерметаллиды) растворяются при нагреве под закалку. При этом получается наибольшая пластичность и высокая пластичность, а упрочнения не происходит. Последнее резко отличает аустенитные стали от ранее рассмотренных низколегированных и среднелегированных. Однако, если в результа-



те закалки аустенит достаточно сильно пересыщен углеродом и другими легирующими элементами, то старение при 650–700° можно вызвать упрочнение стали за счёт выделения вторых фаз в мелкодисперсном виде. Таким образом, аустенитные стали могут быть гомогенными, неупрочняемыми термобработкой, и дисперсионно-твердеющими, упрочняемыми закалкой и старением. К первым относятся, в основном, нержавеющие например 12Х18Н9 и др., ко вторым – жаропрочные, например, 40Х14Н14В2М с карбидным упрочнением и Х14Н3ВТЮ с интерметаллидным упрочнением. К последним близко по структуре и принципам упрочняющей термобработки примыкают сплавы на никелевой основе, так называемые нимоники например, сплав ХН77ТМР (ЭИ 437Б), широко применяющийся для изготовления рабочих лопаток турбины газотурбинных двигателей. Микроструктура аустенита у нержавеющих и жаропрочных сталей весьма характерна. В светлых довольно крупных и резко очерченных зёрнах – полидрах наблюдаются линии двойникования, не выходящие за пределы зерна, и двойниковые области, ограниченные двумя параллельными линиями.

Стали переходного аустенитно-мартенситного класса при высоких температурах являются полностью аустенитными и при охлаждении до 20° сохраняют это состояние, которое является неустойчивым. Это достигается подбором химического состава и главным образом, путём снижения содержания никеля по сравнению со сталями аустенитного класса. Неустойчивым после закалки аустенит при обработке холодом при 70°С частично (до 50–70%) превращается в аустенит, сообщая этим самым стали более высокие прочностные свойства. Дополнительное упрочнение стали происходит при старении при 350–500°С (за счёт ряда процессов, связанных с образованием карбидных или интерметаллидных фаз. Эти стали, как и аустенитные, обладая высокими технологическими свойствами имеют более высокие прочностные свойства. Они используются как нержавеющие для работы при обычных и высоких (до 500–550°С) температурах.

Типовой маркой этих сталей является : 09Х15Н9Ю (СН2).

Нержавеющие стали аустенитно-ферритного класса в связи с более высоким содержанием хрома и пониженным содержанием никеля имеют двухфазную структуру при всех температурах твёрдого состояния. Количественное соотношение аустенита и феррита в них зависит не только от химического состава, но и температуры на-

грева под термообработку или обработку давлением, и может меняться в широких пределах. К ним относятся стали 12Х22Н5Т, 0,818Г8Н2Т и другие. Стабильность механических свойств этих двухфазных сплавов достигается только при относительно небольших колебаниях химического состава, что требует прецизионной выплавки.

1.2. Контролируемый минимум знаний, необходимый для выполнения работы.

1. Понятие о легированной стали и целях легирования.
2. Признаки классификации легированных сталей.
3. Классификация легированных сталей по назначению.
4. Влияние легирующих элементов на аллотропические превращения железа.
5. Влияние легирующих элементов на диаграмму железо-углерод.
6. Влияние легирующих элементов на диаграммы распада переохлажденного аустенита.
7. На чём основывается классификация сталей по структуре в равновесном и нормализованном состояниях?
8. Характеристика основных структурных классов сталей.
9. Принципы маркировки легированных сталей.

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

2.1. Задачи работы.

1. Освоение теории легирования сталей.
2. Изучение маркировки и классификации легированных сталей.
3. Анализ микроструктуры и свойств некоторых марок легированных сталей различных структурных классов.

2.2. Материальное оснащение.

1. Методическая разработка
2. Плакаты: влияние легирующих элементов на аллотропию железа влияние легирующих элементов на распад аустенита, диаграмма структурных классов высоколегированных сталей.
3. Альбом микроструктур.
4. Описание микроструктур и механических легированных сталей.
5. Набор шлифов легированных сталей.
6. Микроскопы ММ-7.

2.3. Содержание отчёта.

1. Основные сведения из теории легированных сталей.
2. Рисунки микроструктур исследованных сталей с указанием их химического состава, назначения, структурного класса и механических свойств.

3 2.4. Порядок выполнения работы.

1. Ознакомиться с основными теоретическими положениями, необходимыми для выполнения работы.
2. Разбор классификации легированных сталей на нескольких примерах по индивидуальным заданиям.
3. Проведение микроанализа, описание микроструктур и свойств 8-10 сталей.
4. Контроль выполненной работы преподавателем.

Л и т е р а т у р а

1. Гуляев А.П. *Металловедение*. М., *Металлургия*, 1977 г., 1986.
2. Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. М., *Металлургия*, 1977 г.

№15. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЛЕГИРОВАННОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ.

Цель работы . Изучение особенностей фазовых превращений и режима окончательной термической обработки среднелегированной инструментальной стали.

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

I.I. Основные положения теории термообработки дисперсно-твердеющих сталей.

Инструментальные стали обладают высокой твёрдостью, прочностью и износостойкостью, что достигается высоким содержанием углерода и закалкой на мартенсит с последующим отпуском. Инструменты, разогреваемые в работе до достаточно высоких температур, должны обладать этими свойствами и при повышенных (400-600°C) температурах, т.е. быть достаточно теплостойкими (красностойкими).

Теплостойкость связана с отпускостойкостью, которая зависит от уровня и характера легирования стали. Легирующие элементы, растворённые в мартенсите, повышают прочность *мелкоатомных* связей, замедляют диффузию и , тем самым, сдерживают выделение углерода из пересыщенного α -раствора, повышают устойчивость остаточного аустенита против превращения его в мартенсит отпуска, замедляют процессы возврата фазонаклёпанной α фазы и коагуляцию карбидов. Смещение указанных превращений при отпуске к более высоким температурам обеспечивает сохранение более высокой твёрдости и прочности легированной стали по сравнению с углеродистой при отпуске до данной (достаточно высокой) температуры (сравните кривые 1 и 2 на рис. 1) . В принципе, чем сильнее легирована сталь, тем она отпускостойчнее и теплостойчивее.

При отпуске до 400-450°C выделяющиеся из α раствора (мартенсита) промежуточные карбиды (Fe, Mn, Cr и цементит ($Fe, Mn)_3C$ имеют ту же концентрацию легирующих элементов (Mn), что и в мартенсите, а до закалки - в аустените. В высоко - и средне легированных сталях легированный цементит термодинамически неустойчив. При более высоких температурах

отпуска происходит перераспределение легирующих элементов между твёрдым раствором и карбидами с образованием промежуточных и стабильных специальных карбидов типа $Me_{23}C_6$; Me_7C_3 ; Me_8C ; Me_2C , Me_4C . Для практики важно, что выделения таких карбидов, как Me_2C (Mo_2C , W_2C) и особенно MeC (VC , TiC , ZrC , NbC) намного дисперснее растворяющихся частиц цементита, так как они более устойчивы против коагуляции. В связи с этим в сталях, легированных в достаточном количестве, одним из сильных карбидообразователей (V , Ti , Zr , Nb) или их комбинацией, а также Cr , Mo , W при повышении температуры отпуска после обычного разупрочнения, вызванного распадом мартенсита и коагуляцией частиц цементита, твёрдость их возрастает или падение её приостанавливается вплоть до $570-600^\circ C$ (кривая 3 рис. 1). Это явление, обнаруженное после отпуска при $450-600^\circ C$ называют вторичным твердением, а сами стали — дисперсионно твердеющими. Вторичное твердение сопровождается ростом предела текучести и почти не сказывается на снижении ударной вязкости стали. Эффект вторичного твердения в дисперсионно твердеющих сталях зависит не только от уровня легирования сильными карбидообразователями (V , Ti , Zr , Nb), но и от содержания углерода и других легирующих элементов. Однако механизм и эффект влияния отдельных легирующих элементов в присутствии других на повышение твёрдости при отпуске $450-600^\circ C$ изучены ещё недостаточно. Для получения такой же твёрдости после отпуска при $500-600^\circ C$ в недостаточно твердеющих сталях требуется высокий уровень легирования Cr , Mo или W .

Вторичное твердение широко используется в новых комплексно легированных теплостойких штамповых сталях, содержащих меньше дефицитных элементов W , Mo . Например, вместо дорогой и труднообрабатываемой штамповой стали 3Х2В8 сейчас используют более дешёвые, технологичные и не уступающие по комплексу эксплуатационных свойств дисперсионно твердеющие стали 4Х2В5МФ, 5Х2В3МФ1С, 4Х3В3МФС и пр. К числу дисперсионно твердеющих относятся и новые полутеплостойкие стали для валков горячей прокатки алюминиевых сплавов типа Х2МФБ и Х2ГФБ с содержанием углерода от 0,55 до 0,7%.

1.1.2. Термическая обработка легированных инструментальных сталей и дисперсионно-твердеющих.

Термическая обработка легированных инструментальных сталей, в том числе дисперсионно твердеющих имеет ряд специфических особенностей. Легирование их повышает критические точки A_1 и A ст. Кроме того, стали, легированные сильными карбидообразователями требуют повышенных температур нагрева под закалку (950–1200°C) и продолжительных выдержек при этих температурах для растворения термически стойких карбидов типа MeC , Me_2C , так как высокая их теплостойкость будет реализована только в том случае, если эти легирующие элементы будут переведены в твердый раствор (аустенит – при нагреве, мартенсит – после закалки). Чем выше температура нагрева под закалку, тем больше углерода и легирующих элементов (в том числе V, Ti, Zr, Nb, Mo, W) переходит в твердый раствор, тем больше количество дисперсных карбидов типа MeC и Me_2C выделяется при отпуске 450–600°C, тем сильнее эффект вторичного твердения. Однако чрезмерно высокие температуры закалки могут привести к полному растворению всех карбидов после чего начинается быстрый рост зерна аустенита и после закалки получается крупногоччатый мартенсит с пониженной вязкостью. Оптимальные температуры и выдержки при нагреве под закалку определяются экспериментально и приводятся в справочниках.

Повышенные температуры нагрева под закалку требуют принятия мер против обезуглероживания поверхностного слоя, особенно в сталях содержащих Mo и Si . Для предотвращения образования трещин при закалке с высоких температур нагрева, закалочные охлаждения должно быть достаточно "мягким" (обычно в масле, но не в воде), целесообразно применение подстуживания до 700°C.

1.1.3. Термическая обработка инструментальных сталей.

В данной работе изучается термическая обработка трёх инструментальных сталей: У8 (У7), 75ХМ и одной из полутеплостойких дисперсионно твердеющих сталей типа Х2МФБ – для изготовления валков "теплой" прокатки, химические составы которых приведены в таблице I.

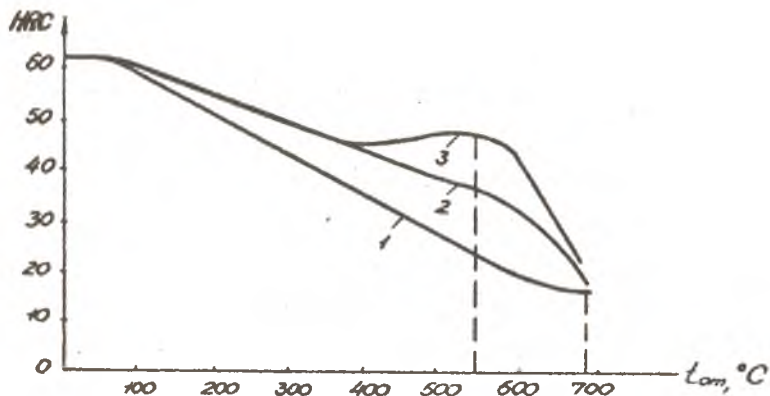


Рис.1. Схема изменения твердости с повышением температуры отпуска инструментальных сталей: 1.-углеродистые стали; 2.Стали среднелегированные Mn, Cr, Si и др. элементами; 3.- вторично твердеющие стали, легированные сильными карбидообразователями (V, Ti, Nb, Zr), а также Co, Mo, W .

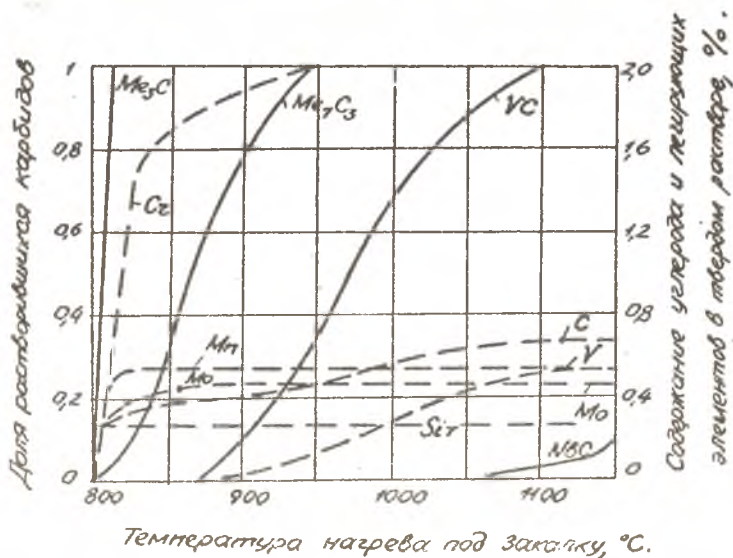


Рис.2. Растворение карбидных фаз и насыщение аустенита легирующими элементами в стали 70%Mn.

Таблица I.

Марка	№ плавки	Содержание элементов, %						
		C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Nb
70X2MФБ		0,74	0,57	0,26	2,08	0,47	0,55	0,18
55X2MФБ	37	0,52	0,62	0,28	1,82	0,51	0,44	0,09
55X22CMФБ	5	0,53	0,29	0,89	1,91	0,25	0,55	0,12
55X2TCФБ	4	0,54	0,91	0,89	2,05	-	0,46	0,105

Эти стали близки к эвтектоидным и в отожжённом состоянии (830°C, 1 час, охл. 60°C/час до 600° далее на воздухе) имеют перлитную структуру и со сфероидизированными карбидами. Газовый состав сталей: феррит, легированный Mn, Si, Cr, Mo, карбид цементитного типа Me_3C (где $Me = Fe, Cr, Mo$) и небольшое количество специальных карбидов $(Cr, Mo)_7C_3; VC, NbC$. Кинетика растворения карбидов и насыщения твёрдого раствора легирующими элементами с повышением температуры закалки показана на примере стали 70X2MФБ на рис. 2. Основную роль в дисперсионном твердении при отпуске данной стали играет V. Присутствие Cr и Mo в твёрдом растворе усиливает эффект твердения. Наибольшая твёрдость этой стали после отпуска при 500–600°C наблюдается при закалке с температур почти полного растворения карбида VC. Закалка с $t < 900°C$ не вызывает вторичного твердения и в этом случае сталь имеет пониженную твёрдость после отпуска в указанном интервале температур.

Особенно трудно растворим карбид NbC, который частично сохраняется вплоть до плавления и препятствует сильному росту аустенита. Сдерживанию роста зерна способствуют и нерастворившиеся карбиды VC. Укрупнение зерна в данной стали начинается при закалке с температур выше 1050°C. Закалка с $t < 1050°C$ обеспечивает сохранение мелкого зерна (номер 9–10, $d = 7–17$ мкм), что предопределяет повышенный предел текучести и ударную вязкость.

Аналогичные превращения при нагреве под закалку и отпуске имеют и другие стали из табл. I. В сталях с содержанием углерода 0,55% интервал температур растворения карбида VC несколько снижается, но это не меняет в принципе положения о необходимости высоких температур закалки этих сталей.

Рассмотренные стали предназначены для изготовления рабочих валков станов горячей листовой прокатки алюминиевых и дру-

гих цветных сплавов, поверхностный слой которых в процессе эксплуатации нагревается до 400–450°C и твердость поверхности бочки которых должна быть не ниже 47 НРС при глубине закаленного слоя не менее 15 мм. Исходя из рабочих температур, температура отпуска рабочих валков должна быть не ниже 500°C.

Сталь 75ХМ ($\sim 0,75\%C$; $\sim 1,5\%Cr$; $\sim 0,3\%Mo$) не является дисперсионно твердеющей, так как имеет карбид только цементитного типа Mn_3C . Предназначена для изготовления крупных опорных валков. Отпускоупорность её ниже, чем сталей типа Х2МФБ, но выше чем простой углеродистой, У7, У8. Её критическая точка $A_1 = 750-770^\circ C$.

1.2. Контролируемый минимум знаний, необходимый для выполнения работы.

1. Сущность заковки, структура и свойства закаленной стали.
2. Выбор температуры нагрева под заковку сталей с разным содержанием углерода, в т.ч. азвтектоидных.
3. Превращения мартенсита при отпуске закаленной углеродистой стали.
4. Влияние температуры отпуска на структуру и свойства углеродистой стали.
5. Основные требования к инструментальным сталям, предназначенным для работы при повышенных температурах.
6. Влияния легирования на процессы превращений при отпуске, на структуру и свойства стали.
7. Сущность вторичного твердения.
8. Дисперсионно твердеющие стали и области их применения.
9. Влияние легирования на критические точки стали.
10. Особенности кинетики растворения карбидных фаз и выбора температуры нагрева под заковку легированных сталей, в том числе сильными карбидообразователями.
11. Особенности технологии проведения высокотемпературной заковки.

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

Данная работа наряду с учебными задачами решает и некоторые исследовательские задачи. Исследовательский характер ла-

бораторной работы требует тщательной подготовки и проведения эксперимента.

2.1. Задачи работы (задание).

Основные задачи работы :

1. Изучить влияние уровня и характера легирования на режимы аустенизации и закалки и на отпускостойкость (теплостойкость) инструментальных сталей.
2. Обосновать и выбрать параметры режимы окончательной термообработки дисперсионно твердеющей стали типа X2MФБ (X2ГФБ) обеспечивающей твёрдость не менее 47HRC при максимально возможной температуре отпуска, но не ниже 450°C.

Из-за недостатка времени и оборудования (печи, твердомеры) силами одной подгруппы полное исследование режимов закалки и отпуска 3-х сталей невыполнимо. Поэтому работа состоит из двух частей (вариантов), выполняемых разными группами (подгруппами) в различное время с обменом информацией о результатах исследования между ними (через преподавателя).

Задание на первый вариант работы :

1. Исследовать влияние температуры нагрева под закалку (выдержка 40 мин.) на твёрдость закалённых и отпущенных при 550°C 1 час. сталей типа X2MФБ (X2ГФБ), 75ХМ и У7 (У8).
2. Проанализировать и объяснить полученные зависимости для каждой стали и в сопоставлении их друг с другом.
3. Выбрать оптимальный температурный интервал нагрева под закалку сталей X2MФБ (X2ГФБ) и 75 ХМ.

Задание на второй вариант работы :

1. Исследовать влияние температуры отпуска ($\tau = 1$ час .) на твёрдость сталей X2MФБ (X2ГФБ) и У7 (У8), закалённых по оптимальному режиму (предположительно : для первой - 1000°C, для второй - 900°C, для третьей - 800°C но можно для сокращения количества печей брать 900°C).
2. Проанализировать и объяснить полученные зависимости твёрдости от температуры отпуска для всех трёх сталей и в сопоставлении их друг с другом.

3. Выбрать температурный интервал отпуска стали Х2МФБ (Х2ГФБ), обеспечивающий после закалки с оптимальной температуры твёрдость не менее 47 HRC.

2.2. Материальное оснащение работы.

1. Инструкция в к работе.
2. Подготовленные под термообработку образцы трёх сталей по 1-2 шт. на точку.
3. Печи 4 шт. - для первого варианта и 5 шт. - для второго варианта работы, в т.ч. шахтная на температуру более 1000°C.
4. Закалочные среды - вода и масло.
5. Твердомеры, проверенные по эталонным плиткам.
6. Наждаки (2 шт.) для снятия обезуглероженного слоя.
7. Штангенциркули.
8. Готовые микрошлифы сталей после закалки и с разных температур.

Порядок выполнения работы по первому варианту.

1. Исходя из данных о критических точках и фазового состава сталей выбрать ориентировочно не менее трёх температур нагрева под закалку для каждой стали и согласовать с преподавателем, выбрать также охлаждающие среды и способ охлаждения при закалке.
2. Снять фаски и нанести на наждаке метки выбранных температур закалки на образцах сталей. Связать образцы, предназначенные для нагрева под закалку в шахтной печи.
3. Провести закалку образцов по выбранным режимам.
4. Подготовить образцы к замеру твёрдости после закалки. На образцах стали Х2МФБ (Х2ГФБ), особенно закалённых с 900 и 1000°C, на наждаке зачищается одна поверхность, а на второй снимается обезуглероженный слой 0,5 (900°C) и ~ 0,7 (1000°C), а затем повторно на глубину ~ 0,1 мм после замера твёрдости до достижения стабильного значения.
5. Замерить твёрдость HRC. Она должна быть на образцах из Х2МФБ (Х2ГФБ) - не менее 58HRC, из 75ХМ - не менее 60HRC и из У7(У8) - не менее 61 HRC.
6. Отпустить образцы t при 550°C - 1 час.

- 7. Зачистить на нождачной бумаге.
 - 8. Замерить твёрдость отпущенных образцов.
 - 9. Построить графики зависимости твёрдости от температуры закалки отпущенных образцов трёх сталей (три кривые)
 - 10. Просмотреть и зарисовать микроструктуры закалённых сталей.
 - 11. Анализ результатов и выводы по оптимальным температурам закалки. Рассчитать $\sigma_{0.2}$ и $\sigma_{0.2}$ для стали Х2МФБ , как указано в п.1 второго варианта.
- Примечание : Для стали У7 (У8) может быть выбрана только одна или две температуры закалки.

Порядок выполнения работы по второму варианту:

- 1. Исходя из теоретических предпосылок о вторичном твердении выбрать не менее трёх температур отпуска стали типа Х2МФБ (Х2ГФБ) и назначить также температуры отпуска двух других сталей (75ХМ,У7), согласовав их с преподавателем.
- 2. Снять фаски $1,5 \times 45^\circ$ и нанести на нождаке метки выбранных температур отпуска на образцах всех трёх сталей.
Связать проволокой образцы, предназначенные для закалки в шахтной печи.
- 3. Провести закалку образцов по оптимальным режимам для каждой марки, информация о которых представляется преподавателем по результатам исследования другими подгруппами, выполнившими работу по первому варианту.
- 4. Подготовить образцы к замеру твёрдости после закалки, как указано в пункте 4 для первого варианта.
- 5. Замерить твёрдость закалённых образцов : ориентировочные её значения указаны в пункте 5 первого варианта.
- 6. Отпустить закалённые образцы при трёх -четырёх выбранных температурах в течение 1 часа.
- 7. Зачистить отпущенные образцы на нождачной бумаге.
- 8. Произвести замер твёрдости образцов (не менее 4 измерений на один образец), предварительно удостоверившись в правильности показаний прибора.
- 9. Построить графики зависимости твёрдости от температуры отпуска для трёх сталей.
- 10. Проанализировать результаты : оценить влияние легирования на

величину твёрдости при разных температурах отпуска и характер её изменения с повышением температуры.

- II. Просмотреть и зарисовать микроструктуры закалённых сталей
 I2. Рекомендовать температуру отпуска стали X2M5B (X2ГCFB), исходя из необходимой твёрдости валков не менее 47 HRC. Рассчитать предел прочности и предел текучести этой стали по формулам $\sigma_b = kH_b$ $\sigma_{0,2} = k_1 H_b$, где $k \approx 0,38$

$$k_1 \approx 0,34$$

2.3. Содержание отчёта

I. Отчёт по лабораторной работе должен содержать:

- 1) Конкретную цель работы.
- 2) Основные сведения о влиянии легирования на фазовые превращения, структуру и свойства инструментальных сталей.
- 3). Сведения о химическом составе, равновесном фазовом составе и критических точках исследуемых сталей.
- 4) Методику проведения эксперимента.
- 5) Режимы термообработки и результаты измерения твёрдости сведённые в таблицы I и 2.

Влияние температуры закалки на твёрдость отпущенных при $^{\circ}\text{C}$ сталей

Таблица I.

№	Марка стали	Режимы закалки			Твёрдость после закалки HRC	Отпуск по оптималь. режиму		Твёрд. после отпуска HRC
		темпер. $^{\circ}\text{C}$	выдёр. мин.	охлажд. среда		тем. $^{\circ}\text{C}$	выд. мин.	
1	X2M5B	t_1						
2		t_2						
3		t_3						
1	75XM	t_1						
2		t_2						
3		t_3						
1	У7	t_1						
2		t_2						

Примечания: I). Оптимальный режим отпуска выбирается по результатам исследования других групп, температура отпуска лежит в пределах $500-580^{\circ}\text{C}$ (берётся например 550°C), выдержка - I час.

- 2) Рекомендуются примерно следующие интервалы температур закали : $t_1 = 820-860^{\circ}\text{C}$,
 $t_2 = 890-920^{\circ}\text{C}$; $t_3 = 1000-1050^{\circ}\text{C}$.

Таблица 2.

Влияние температуры отпуска на твёрдость закалённых по оптимальному режиму сталей.

№	Марка сплава	Закалка по оптимальным режимам			Твёрд. после закали	Режимы отпуска		Твёрд. после отпуска НРС
		темпер. $^{\circ}\text{C}$	выдерж. мин.	охлажд. среда		темпер. мин.	выдерж. мин.	
1	X2MФБ					t_1		
2						t_2		
3						t_3		
1	75ХМ					t_1		
2						t_2		
3						t_3		
1	У7					t_1		
2						t_2		
3						t_3		

Примечание: 1) Оптимальный режим закали выбирается по результатам исследования других групп; ориентировочно температура закали для X2MФБ - 1000°C , для 75ХМ - $900-920^{\circ}\text{C}$, для У7 - $780-800^{\circ}\text{C}$ (но берётся $900-920^{\circ}\text{C}$)

- 2) Рекомендуется примерно следующие температуры отпуска $t_1 \approx 450^{\circ}\text{C}$, $t_2 \approx 550^{\circ}\text{C}$, $t_3 \approx 650^{\circ}\text{C}$

6. Графики зависимости :

- а) твердости НРС от температуры закали отпущенных по оптимальному режиму ($t \approx 550^{\circ}\text{C}$ $Z = 1$ час) исследуемых сталей.

- б) твёрдости НРС от температуры отпуска закалённых по оптимальному режиму сталей.
7. Рисунки микроструктур закалённых сталей.
 8. Выводы по работе с анализом результатов эксперимента и их соответствия теории.
 9. Рекомендации по режиму термической обработки и прочностным свойствам стали типа Х2МФБ (Х2ГФБ) на твёрдость НРС ≈ 47 .

Л и т е р а т у р а

- I. И.И.Новиков "Теория термической обработки"
Металлургия.

Методические указания к лабораторным работам

разработали: доцент, к.т.н. Морозов Н.П.,

доцент, к.т.н. Кржков В.И.

под редакцией Морозова Н.П.

Технический редактор Панова Л.А

Подписано в печать 7.07.86. Формат 60x84 1/16.

Заказ 440. Тираж 60. Бесплатно.

г. Куйбышев. КуАИ, ул. Ульяновская 18. Отдел оперативной печати.