

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ
ГОСУДАРСТВЕННОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО
ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ
САМАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АЭРОКОСМИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ имени академика С.П. КОРОЛЕВА

О. К. Колеров, В. С. Уварова, И. А. Дроздов, Г. З. Бунова

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЕЙ

*Утверждено Редакционно-издательским советом в качестве
методических указаний к лабораторно-практическим работам
и индивидуальным занятиям*

Самара
Издательство СГАУ
2008

УДК 629.7:669.017

Составители: **О. К. Колеров, В. С. Уварова, И. А. Дроздов, Г. З. Бунова**

Рецензент доцент В. А. Глушечков

Термическая обработка сталей: метод. указания / сост. *О. К. Колеров, В. С. Уварова, И. А. Дроздов, Г. З. Бунова.* - Самара: Самар. гос. аэрокосм. ун-т, 2008. - 68 с.

Даны указания к выполнению лабораторно-практических работ и индивидуальных заданий по термической и химико-термической обработке углеродистых сталей, классификации и исследованию легированных сталей. Приведены сведения из теории, описаны принципы устройства оборудования и приборов, требования к оформлению отчёта.

Предназначены для студентов специальностей самолётостроение, двигателестроение, эксплуатация самолетов и двигателей, металлургия. Работа выполнена на кафедре «Технология металлов и авиаматериаловедение».

СОДЕРЖАНИЕ

Предисловие.....	4
1. Наклеп и рекристаллизация металлов.....	5
2. Закалка углеродистой стали.....	13
3. Отпуск закаленной углеродистой стали.....	24
4. Цементация стали.....	31
5. Прокаливаемость стали и её определение.....	38
6. Термическая обработка легированной инструментальной стали.....	47
7. Классификация и микроисследование легированных сталей.....	57

ПРЕДИСЛОВИЕ

Со времени предыдущего издания методических указаний по данному циклу лабораторных работ и практических занятий прошло более семи лет. За этот период от тиража остались только единичные экземпляры, но самое главное, к нашему глубокому сожалению, ушли из жизни Николай Петрович Морозов и Михаил Федорович Калышенко, принявшие деятельное участие в их разработке. Преподаватели кафедры «Технология металлов и авиаматериаловедение», в том числе оставшиеся соавторы, выражают Н. П. Морозову и М. Ф. Калышенко искреннюю признательность за то направление, которое они сумели придать практическому руководству. Наряду с использованием известных материалов, методов, оборудования, оснастки и аппаратуры они ввели в содержание работ серьезную долю научного исследования. Именно то, что способствует формированию творческих навыков студента и самостоятельного подхода к решению инженерных задач. Это особенно важно в современных условиях, когда в системе высшего технического образования происходят необратимые изменения в сторону сокращения аудиторного времени, расширения объема самостоятельной работы, роста числа новых специальностей и специализаций с варьированием содержания объема материаловедческих курсов. Составители выражают надежду на то, что благодаря изложенному сочетанию учебной методики и научного исследования руководство окажется хорошим подспорьем в материаловедческой подготовке специалиста.

При подготовке указаний к переизданию составители вместе с методической частью старались сохранить и их главное достоинство – элементы научного исследования.

1. НАКЛЕП И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

Цель работы: овладеть теоретическими и практическими знаниями о процессах, изменениях структуры и свойств при пластической деформации и разупрочнении наклепанного металла при рекристаллизации.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Пластическая деформация металлов и сплавов

Под воздействием внешних сил металлические тела изменяют свою форму, т.е. деформируются. При этом общая деформация может подразделяться на упругую и пластическую.

Часть общей деформации, которая полностью устраняется после снятия вызывающих ее сил, называется упругой. Под пластической деформацией подразумевается та часть общей деформации, которая остается после снятия нагрузки. Пластическая деформация объясняется необратимым смещением атомов в кристаллической решетке путем скольжения или двойникования. Атомы при этом смещаются из одних положений устойчивого равновесия в другие, что приводит к сдвигу одной части кристалла по отношению к другой.

Поверхность, по которой идет сдвиг под действием касательных напряжений, называется плоскостью скольжения. Такими плоскостями являются плоскости, наиболее плотно упакованные атомами. По этим плоскостям сдвиг идет обычно в направлении, густо усеянном атомами. Совокупность плоскостей и направлений скольжения определяет количество возможных систем скольжения. Монокристаллы с различными типами кристаллической решетки имеют разное число возможных систем скольжения. Различия в системах скольжения ГЦК и ГПУ решеток иллюстрируются на рис.1. Пластическая деформация вызывает генерацию и накопление в металле новых дислокаций. В недеформированном металле их плотность составляет $10^6 - 10^8$ дислокаций на см^2 , после деформации она может достигнуть $10^{10} - 10^{12}$ дислокаций на 1 см^2 .

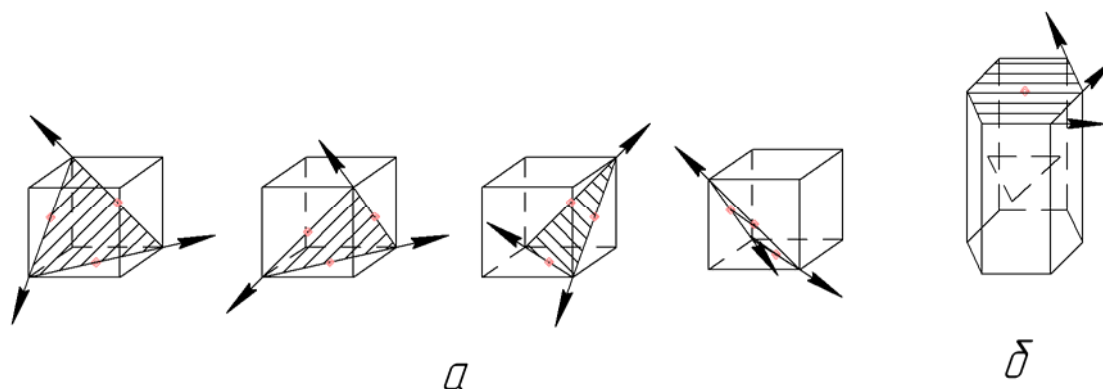


Рис. 1. Системы скольжения в решетках ГЦК (а) и ГПУ (б)

С возрастанием плотности дислокации взаимодействуют друг с другом и с другими видами несовершенств решетки и начинают испытывать затруднения при своем перемещении по кристаллу. Это вызывает увеличение сопротивления деформации со стороны металла, т. е. упрочнение (предел текучести и твердость - возрастают, удлинение при разрыве, ударное сопротивление - падают). Процесс упрочнения под действием пластической деформации принято называть *наклепом* или *нагартовкой*. Основные отличия в условиях деформации монокристаллов от поликристаллов заключаются в том, что в поликристалле очень много различно ориентированных зерен, которые мешают деформироваться друг другу. Зерна, у которых плоскости скольжения расположены под углом 45° к направлению усилия, наиболее склонны к деформированию, так как в этих плоскостях создаются максимальные касательные напряжения. Зерна, у которых плоскости скольжения перпендикулярны или параллельны направлению усилия, неспособны деформироваться, так как на этих плоскостях касательные напряжения равны нулю. Остальные зерна имеют промежуточную склонность к деформации. Ввиду этого в поликристаллическом теле под действием усилий зёрна деформируются неодинаково. Поликристаллическое тело не только деформируется неравномерно, но и находится в неоднородном напряженном состоянии после снятия нагрузки.

При пластической деформации в структуре происходят изменения: формы и размеров зерна; кристаллографической пространственной ориентировки зерен; степени совершенства решетки зерен.

Изменение формы и размеров зерен состоит в том, что они вытягиваются в направлении главной деформации растяжения и дробятся. С повышением степени деформации увеличивается степень вытягивания зерен, структура становится волокнистой.

Изменение кристаллографической ориентации внутри зерен объясняется превалярованием в процессе деформации одной или двух систем скольжения, закономерно ориентирующихся к осям деформации. В результате формируется определенная кристаллографическая ориентированность, получившая название *текстуры деформации*. Характер текстуры деформации зависит от вида и условий обработки давлением и от природы материала.

Изменение степени совершенства решетки заключается в резком увеличении плотности линейных, точечных и поверхностных дефектов. Так, плотность линейных дефектов - дислокаций - может возрасти на несколько порядков.

Общий запас энергии металла в результате пластической деформации возрастает, его состояние становится неравновесным.

Изменение структуры в результате пластической деформации приводит к изменению не только механических, но и физических свойств. Электропроводность падает. У ферромагнитных металлов пластическое деформирование ведет к понижению магнитной проницаемости и возрастанию коэрцитивной силы. Нарушение правильности кристаллического строения приводит к менее плотной упаковке атомов, то есть уменьшению плотности. В результате неравновесного состояния деформированный металл более химически активен. Он быстрее корродирует, а также быстрее растворяется в агрессивных средах, чем недеформированный металл.

Возврат и рекристаллизация металлов и сплавов

Структурное состояние деформированного металла термодинамически неустойчиво, хотя при комнатной температуре для большинства металлов может сохраняться весьма долго. Однако с повышением температуры пластически деформированный металл постепенно переходит в устойчивое состояние. Этот переход можно разбить на несколько стадий.

1. Возврат:

- а) отдых, или возврат первого рода;
- б) полигонизация, или возврат второго рода.

2. Рекристаллизация:

- а) первичная рекристаллизация;
- б) собирательная рекристаллизация;
- в) вторичная рекристаллизация.

Принципиальное отличие возврата от рекристаллизации заключается в том, что при возврате форма и размер зерен не изменяются и все структурные пре-

вращения происходят внутри зерна. При рекристаллизации наблюдается изменение как внутризеренного строения, так и формы и размера зерен. При отдыхе происходит уменьшение плотности точечных и линейных дефектов. При полигонизации происходит перераспределение дислокаций, приводящее к образованию дислокационных стенок, которые разбивают кристаллы на отдельные блоки, то есть образуются «субзерна». Возврат ведет к частичному возвращению свойств недеформированного металла, упрочнение снижается на 20—30%.

Возврат происходит при нагреве до 0,2—0,3 от температуры плавления по абсолютной шкале. Нагрев при более высоких температурах приводит к рекристаллизации.

Минимальная температура рекристаллизации технически чистых, сильно деформированных металлов, по А. А. Бочвару, приблизительно равна 0,4 от абсолютной температуры плавления. Эта температура называется порогом рекристаллизации. Порог рекристаллизации для железа равен 450°C, меди – 200°C, алюминия – 150°C.

Сущность первичной рекристаллизации заключается в образовании и росте в деформированной матрице новых зерен с неискаженной решеткой. Этот процесс является типичным кристаллизационным процессом, характеризующимся возникновением центров кристаллизации и их ростом. При рекристаллизации металла полностью снимается наклеп и восстанавливаются первоначальные свойства.

При собирательной рекристаллизации, которая является продолжением первичной рекристаллизации, происходит рост одних рекристаллизованных зерен за счет других рекристаллизованных зерен. Крупные зерна растут, поглощая мелкие, что приводит к уменьшению свободной энергии и делает структуру термодинамически более устойчивой. Этот процесс идет при более высоких температурах, чем процесс первичной рекристаллизации, либо при тех же температурах, но при большей выдержке.

В результате собирательной рекристаллизации структура имеет примерно равнозеренное строение.

В определенных условиях после прохождения собирательной рекристаллизации идет процесс вторичной рекристаллизации, заключающийся в неоднородном, то есть не по всей структуре, росте отдельных зерен за счет других. Структура после вторичной рекристаллизации состоит из отдельных «гигантских» зерен, окруженных мелкими зернами.

При рекристаллизационном отжиге обычно идут первичная и собирательная рекристаллизации.

Основной структурной характеристикой рекристаллизованного металла является величина зерна, которая определяется, в основном, двумя факторами: температурой отжига и степенью деформации отжигаемого металла. Величина зерна монотонно растет с ростом температуры отжига. Зависимость величины зерна от степени деформации имеет вид кривой с максимумом, деформация, соответствующая этому максимуму, называется критической степенью деформации. Критическая степень деформации для железа равна 6 - 10 %, для алюминия - 2 - 3 %, для меди - 5 - 7 %.

Горячая пластическая деформация

Наряду с деформацией, проводимой ниже температуры порога рекристаллизации, часто деформацию проводят при температурах выше порога рекристаллизации. В этом случае деформация называется горячей. При горячей деформации эффект наклепа частично или полностью снимается вследствие прохождения одновременно с деформацией процесса рекристаллизации. Степень прохождения рекристаллизации определяется режимом деформации. Снятие наклепа позволяет значительно снизить усилие деформации и увеличить степень последней. Кроме того, горячая пластическая деформация может уплотнить металл, так как завариваются внутренние пустоты, если они были до деформации.

Размер зерна после горячей пластической деформации в основном определяется степенью обжатия и температурой деформации. Чем больше степень обжатия и чем ниже температура горячей деформации, тем мельче зерно в горячедеформированном металле. При горячей обработке давлением ликвирующие примеси и неметаллические включения вытягиваются в направлении деформирования и располагаются рядами между измельченными зернами сплава, образуя волокна, которые при травлении микроструктуры быстрее разъедаются и темнеют. Наилучшие механические свойства у горячедеформированных сплавов получаются вдоль направления волокнистой структуры. При горячей обработке давлением на образование структуры и свойств большое влияние оказывает температура деформации. Перегрев ведет к получению нежелательной крупнозернистой структуры, а недогрев — к повышению усилий деформирования, образованию наклепа и даже трещин.

Для стали температуру начала горячей обработки принимают на 100-200°С ниже линии солидуса, а температуру конца обработки - на 30 - 50°С выше линии A_3 для доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей.

Контролируемый минимум знаний

1. Определение упругой и пластической деформаций.
2. Влияние холодной пластической деформации на структуру и свойства металлов.
3. Определение понятия «наклеп».
4. Сущность явления возврата. Изменение в структуре при отжиге и полигонизации.
5. Сущность явления рекристаллизации. Изменение структуры и свойств при первичной, собирательной, вторичной рекристаллизациях.
6. Определение понятия температуры порога рекристаллизации.
7. Влияние на структуру, формирующуюся при рекристаллизации, температуры рекристаллизации и степени пластической деформации отжигаемого металла.
8. Критическая степень деформации и ее технологическое значение.
9. Определение горячей обработки металлов.
10. Сходство и различие между холодной и горячей обработкой давлением.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Закрепление знаний по теории явлений наклепа и рекристаллизации, их значение в практике обработки металлов давлением и последующей термообработки.
2. Освоение методики исследования влияния деформации и рекристаллизационного отжига на структуру и свойства металла.
3. Установление влияния наклепа и последующего рекристаллизационного отжига на структуру и свойства металлов.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка (инструкция).
2. Приспособление для растяжения листов алюминия.
3. Игла для нанесения меток.
4. Пресс для обжатия стальных образцов.

5. Муфельная печь.
6. Твердомер «Роквелл».
7. Образцы из листового алюминия и прутковой стали.
8. Травитель для выявления микроструктуры.
9. Микроскоп МИМ-7.

Содержание отчета

1. Основные понятия о наклепе и рекристаллизации металлов.
2. Описание методов пластического деформирования алюминия и стали с изображением схемы специального приспособления.
3. Результаты экспериментальной части работы:
 - а) таблицы с данными по размерам зерен алюминия и твердости стали для каждого деформированного и отожженного образца;
 - б) графики зависимости величины зерна после рекристаллизации от степени растяжения листового алюминия и твердости цилиндрических образцов стали с учетом степени их обжатия до и после рекристаллизационного отжига;
 - в) схемы микроструктур образцов алюминия и микроструктур образцов стали после деформирования и рекристаллизации.
4. Анализ результатов, их объяснение.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения в отчете.
2. Ознакомиться с приспособлением для растяжения, подвергнуть образцы растяжению на 5, 7, 9, 12 % и поставить на них клеймо.
3. Провести рекристаллизационный отжиг деформированных образцов в течение 30 мин при 500°C (температура берется заведомо завышенной в целях ускорения процесса).
4. Протравить отожженные образцы в 20% водном растворе едкого натрия или едкого калия 1 – 2 мин для выявления макроструктуры.
5. На каждом из травленных и промытых водой образцов разметить участок величиной в 1 см² и на нем подсчитать количество зерен.
6. Вычислить среднюю площадь сечения зерна в мм².
7. Полученные данные свести в таблицу.
8. Построить кривую зависимости величины зерна (его площади сечения) после рекристаллизации от степени деформации.
9. Для всех взятых степеней деформации зарисовать макроструктуру.
10. Дать объяснения.

11. Измерить высоту и твердость 4 образцов из армко – железа.
12. Обжечь образцы на прессе на четыре разные высоты.
13. Замерить высоту осажённых образцов и рассчитать степень деформации каждого образца.
14. Замерить твердость деформированных образцов.
15. Отжечь деформированные образцы при 800°С 40 мин с охлаждением до 600°С в печи и далее на воздухе.
16. Замерить твердость рекристаллизованных образцов.
17. Полученные данные свести в таблицу.
18. Построить кривые зависимости твердости деформированных образцов до и после рекристаллизации от степени пластической деформации.
19. Зарисовать микроструктуру образцов в исходном и отожженном состояниях после пластической деформации при различных степенях осадки, и после рекристаллизации различно деформированных образцов.
20. Описать влияние степени осадки на структуру и твердость стали до и после рекристаллизации. Пункты 11 – 20 выполняются только при четырехчасовой работе.

Список рекомендуемой литературы

1. Гуляев, А. П. *Металловедение: Учебник* / А. П. Гуляев. - М.: Металлургия, 1986. - С. 54 – 62, 76 – 87.
2. Новиков, И. И. *Теория термической обработки металлов: Учебник* / И. И. Новиков. - М.: Металлургия, 1986. - С. 34 – 105.
3. Арзамасов, Б. Н. *Материаловедение: Учебник* / Б. Н. Арзамасов, В. И. Макарова. - М.: Изд-во МГТУ, 2003. - С. 122-141.

2. ЗАКАЛКА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Цель работы: овладение теоретическими знаниями и практическое изучение разновидностей термической обработки, являющейся важнейшей задачей в технологическом цикле изготовления современных деталей машин и инструмента.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Основные положения

Термическая обработка определяет качество и стойкость изделий в работе. Чем ответственнее конструкция, тем больше в ней термически обработанных деталей. *Термическая обработка* — это эффективный метод теплового воздействия по заданным режимам с целью изменения в желаемом направлении механических, физических свойств и структуры сплавов.

Например, подвергая сталь 40 различным режимам термообработки, можно изменять предел прочности σ_s в 2 раза (от 60 до 135 кгс/мм²), твердость *HB* - в 5 раз (от 30 до 130 единиц), относительное удлинение δ - в 10 раз (от 30 до 3 %).

Научные основы термической обработки заложены русским ученым Дмитрием Константиновичем Черновым, открывшим в 1868 году структурные превращения в сталях. Температуры, при которых эти превращения протекают, называются критическими точками и указываются на диаграмме железо – цементит. Нижние критические точки A_1 соответствуют линии *PSK* и равны 727°C для всех углеродистых сталей. Верхние критические точки A_3 для доэвтектоидных сталей лежат на линии *GS* и понижаются с увеличением содержания углерода. Для заэвтектоидных сталей верхние критические точки лежат на линии *SE* и повышаются с увеличением содержания углерода.

На практике широко применяются следующие основные виды термической обработки углеродистых сталей: отжиг, нормализация, закалка с полиморфным превращением, отпуск.

Важнейшими параметрами режимов термической обработки являются температура и скорость нагрева, длительность выдержки при заданной температуре и скорость охлаждения стали.

Температура нагрева сталей выбирается согласно диаграмме железо - цементит в зависимости от их химического состава, положения критических точек и вида термической обработки. Если температура должна быть выше критических точек, то во избежание перегрева она не должна превышать A_1 или A_3 более,

чем на 20 – 50°C. Скорость нагрева углеродистых сталей лимитируется возможностями нагревательных устройств. Чем выше температура нагрева стали под термообработку, тем меньше требуется времени выдержки при заданной температуре для ее выравнивания по объему детали и завершения фазовых превращений в сплаве, приводящих к образованию аустенита.

Скорость охлаждения зависит от структуры, которую необходимо получить при распаде аустенита, и обеспечивается подбором соответствующих охладителей: вода, минеральное масло, воздух, печь. Кинетика процесса, свойства и строение продуктов распада аустенита тесно связаны со степенью переохлаждения ниже A_1 или A_3 (т. е. с температурой, при которой протекает превращение аустенита); степенью устойчивости переохлажденного аустенита и разностью его более высокой свободной энергии и энергии продуктов распада. Указанную зависимость представляют в виде диаграммы изотермического превращения аустенита данной стали (С - образных кривых), которая позволяет проследить превращение переохлажденного (неустойчивого) аустенита в интервале температур от A_1 до M_n , а также его превращение при непрерывном охлаждении с большими скоростями в интервале температур $M_n - M_k$ (рис. 1).

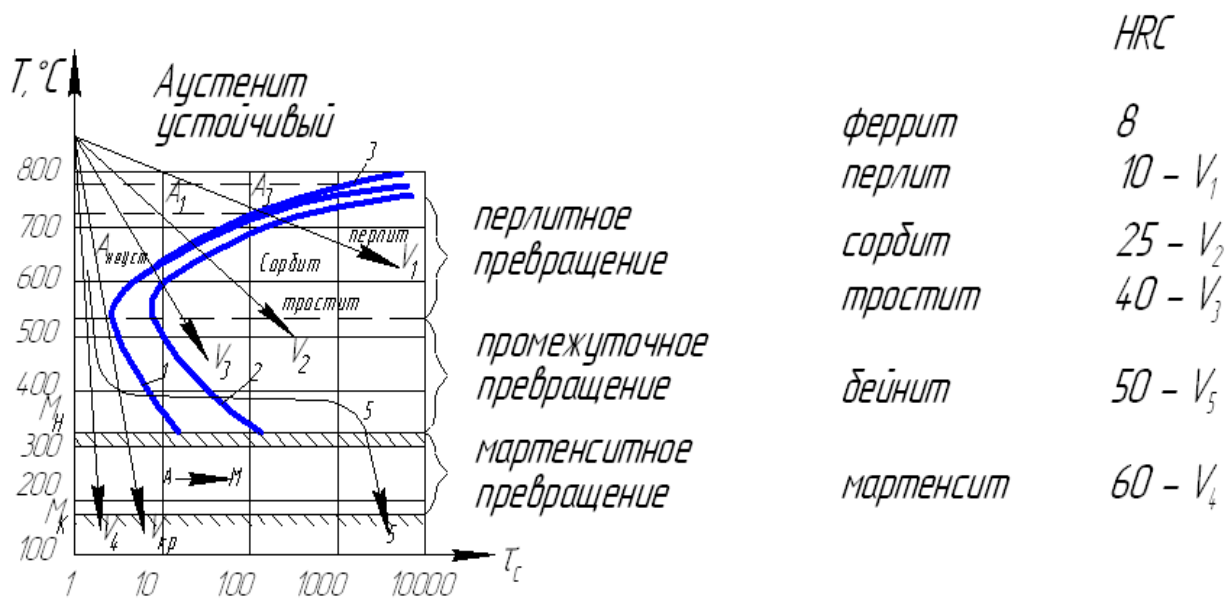


Рис.1 Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали с 0,45 % С

Кривая 1 соответствует началу изотермического превращения аустенита, а кривая 2 – концу его превращения в физико-химическую смесь феррита и цемента. Пространство между кривыми 1 и 2 отвечает области частичного превращения аустенита. Чем правее от оси температур расположены С – образные кри-

вые, тем устойчивее переохлажденный аустенит. Вблизи температуры 727°C и линии M_n скорость превращения приближается к нулевому значению, а при температуре 550°C она максимальна. С увеличением скорости охлаждения превращение неустойчивого аустенита происходит при более низких температурах, за счет чего феррито-цементитная смесь измельчается, становится более дисперсной, а ее прочность и твердость повышаются.

Из сказанного следует, что в верхнем интервале температур продуктом изотермического превращения аустенита при температуре $720 - 657^{\circ}\text{C}$ и скорости охлаждения в печи V_1 является грубая феррито-цементитная смесь, называемая перлитом ($HB = 100 - 180$), при $657 - 600^{\circ}\text{C}$ и скорости охлаждения на воздухе V_2 — более мелкодисперсная феррито-цементитная смесь - сорбит ($HB = 250$). При температуре $600 - 550^{\circ}\text{C}$ и скорости охлаждения в минеральном масле V_3 смесь феррита и цементита становится еще дисперснее, приобретая твердость $HB = 350 - 400$. Такая смесь носит название тростит.

Таким образом, перлит, сорбит, тростит имеют одну и ту же природу (феррито – цементитная смесь), но отличаются друг от друга дисперсностью, т. е. межпластинчатым расстоянием. Чем меньше расстояние между пластинками цементита и тоньше ферритные прослойки в этой смеси, тем дисперснее эта смесь, тем выше ее твердость и прочность. Дисперсность нельзя путать с размером зерна перлита (сорбита, тростита), который зависит в основном от размера зерна аустенита.

В доэвтектоидных сталях между кривыми 3 и 1 (рис. 1) идет выделение избыточного феррита; при охлаждении, со скоростью V_1 в структуре стали будут выделяться феррит и перлит. В заэвтектоидных сталях между кривыми 3 и 1 выделяется избыточный вторичный цементит. С увеличением скорости охлаждения доля выделившегося избыточного феррита или цементита уменьшается и при V_3 равна нулю.

В интервале температур от 550°C до температуры начала мартенситного превращения M_n продуктом распада аустенита является бейнит (игольчатый тростит) - высокодисперсная смесь слегка пересыщенного углеродом феррита и цементита пластинчатого строения ($HB = 450 - 500$). Дисперсность бейнита зависит от степени его пересыщения. Бейнитное превращение носит название промежуточного, частицы этой смеси можно разглядеть с помощью электронного микроскопа при увеличении в 10000 раз и более. В углеродистых сталях бейнит можно получить только по ступенчатому режиму охлаждения 5.

При очень больших скоростях охлаждения в воде V_4 диффузионные процессы образования феррито-цементитной смеси полностью подавляются, а весь аустенит, переохлаждаясь ниже M_n , претерпевает бездиффузионное превращение в структуру мартенсит путем мгновенного массового сдвига атомов. Мартенсит является метастабильной фазой, представляющей собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в $\alpha - Fe$. Для мартенсита типична игольчатая структура, высокая твердость ($HB = 600$), малая вязкость разрушения по сравнению с другими продуктами распада аустенита. Твердость мартенсита зависит от содержания в нем углерода, а оно такое же, как в исходном аустените из-за отсутствия диффузионных процессов. Скорость образования игл мартенсита велика: одна пластина возникает за $0,02$ с.

Минимальная скорость охлаждения (касательная к первой $C -$ образной кривой), при которой в структуре образуется один мартенсит, называется критической $V_{кр}$ скоростью закалки. Чем больше устойчивость переохлажденного аустенита, тем меньше $V_{кр}$.

Превращение аустенита в мартенсит заканчивается при M_k (температура конца мартенситного превращения). При охлаждении до $20^\circ C$ наряду с мартенситом возможно сохранение остаточного аустенита. Чем больше в стали содержание углерода, тем ниже и шире температурный интервал $M_n - M_k$, тем больше в ней после закалки остаточного аустенита, снижающего механические свойства стали. Так как мартенситное превращение высокоуглеродистых сталей заканчивается при отрицательных температурах, то от остаточного аустенита избавляются обработкой холодом при температурах $60 - 80^\circ C$.

Испытания на твердость

Испытания на твердость производятся различными способами на приборах типа Бринелля, Роквелла, Виккерса.

Твердость – это способность материала сопротивляться внедрению в него другого, более твердого тела в виде стального закаленного шарика или алмазного конуса, пирамиды. Значения твердости и ее размерность для одного и того же конструкционного материала зависят от применяемого метода.

Твердость по Бринеллю определяется по величине поверхности отпечатка, оставленного стальным закаленным шариком $\varnothing 2,5; 5; 10$ мм при нагрузке на него от $15,6$ до 3000 кгс. Чем больше диаметр лунки, тем мягче материал. Диаметр отпечатка (лунки) замеряют лупой и по таблицам находят HB . Метод точен до значений $HB = 450$, так как при больших значениях HB шарик деформируется.

Твердость по Роквеллу измеряют двумя разными инденторами. Твердость закаленной или низкоотпущенной стали определяется алмазным конусом с углом при его вершине 120° при нагрузке $P = 150 \text{ кгс}$. Значение твердости характеризуется цифрой, указываемой стрелкой на черной шкале лимба с делениями, и обозначается HRC . По шкале HR_B измеряют среднюю твердость (меньше $HB = 230$) для мягкой (отожженной) стали при нагрузке $P = 100 \text{ кгс}$ стальным закаленным шариком $\varnothing 1/16$ дюйма.

Замер твердости по шкале HRA производится алмазным конусом при нагрузке $P = 60 \text{ кгс}$ для образцов малых толщин (пластины) или для очень твердых материалов ($HB = 700$) и тонких поверхностных слоев ($0,3\text{—}0,5 \text{ мм}$).

Твердость по Роквеллу определяется в условных единицах по разности глубин от основной и предварительной ($P = 10 \text{ кгс}$) нагрузок. Замер твердости производится не менее трех раз на одном образце. Толщина образцов должна быть больше десятикратной глубины отпечатка. Преимущество метода Роквелла в быстроте замера ($30\text{—}60 \text{ с}$) и меньших следах отпечатков на исследуемой поверхности. По специальным таблицам производится сравнение твердости, определенной разными способами.

Разновидности термообработки стали

Отжиг – это термическая обработка, переводящая сталь в равновесное состояние. Отжиг стали подразделяется на полный, неполный, диффузионный, рекристаллизационный. Цель отжига – устранение пороков структуры, возникающих при литье, деформации и сварке.

Полному отжигу подвергают преимущественно доэвтектоидные стали. При полном отжиге сталь нагревают выше точки A_3 на $20\text{—}50^\circ\text{C}$ и выдерживают определенное время при заданной температуре, после чего медленно охлаждают с печью со скоростью $50\text{—}100^\circ\text{C}/\text{ч}$. В результате фазовой перекристаллизации структура отожженной стали состоит из перлита и феррита, которые различимы в оптический микроскоп МИМ-7 при увеличении в 200 раз. Образование перлита связано с небольшой степенью переохлаждения аустенита (до $650\text{—}700^\circ\text{C}$). Полный отжиг устраняет внутренние напряжения. Сталь становится мягкой и вязкой. Кроме того, он позволяет исправить крупнозернистую структуру.

Неполный отжиг применяют чаще всего для заэвтектоидных сталей. В них нагрев несколько выше точки A_1 (на $20\text{—}30^\circ\text{C}$) вызывает практически полную перекристаллизацию и, главное, позволяет получить зернистый перлит вместо пластинчатого. В зернистом перлите цементит имеет сферическую форму и четко просматривается под микроскопом на ферритном фоне. Поэтому такой отжиг

часто называют сфероидизирующим. Он повышает вязкость разрушения стали, снижает твердость и улучшает обрабатываемость резанием. Если в заэвтектоидной стали избыточный вторичный цементит находится в виде грубой сетки, окружающей зерна пластинчатого перлита, то перед сфероидизирующим отжигом проводят нормализацию с температуры выше A_3 . Охлаждение на воздухе или в воздушной струе с этой температуры подавляет выделение цементитной сетки.

Диффузионный отжиг (гомогенизация) устраняет химическую ликвацию по объему кристалла в крупных отливках. Устранение дендритной ликвации происходит при температурах, намного превышающих критические точки A_3 и при более длительных выдержках (10 – 18 часов).

Рекристаллизационный отжиг снимает наклеп и внутренние напряжения в стали после холодной обработки давлением (штамповка, вытяжка и т. д.), что приводит к снижению твердости и росту пластичности. Он проводится при температуре 650 – 690°C.

Нормализация стали – операция термической обработки, заключающаяся в нагреве выше точек A_3 на 30 – 50°C, выдержке и последующем охлаждении на спокойном воздухе. Цель нормализации – измельчение зерна, повышение механических свойств стали, подготовка структуры для окончательной обработки, а для заэвтектоидных сталей – уничтожение карбидной ликвации. Охлаждение на воздухе со скоростью 8 – 10 град/с приводит к большему переохлаждению аустенита, чем при отжиге (температура переохлаждения при нормализации равна 600 – 650°C), и к образованию более дисперсной и мелкозернистой структуры перлит + феррит или сорбит — для доэвтектоидных сталей; перлит — для заэвтектоидных сталей; сорбит образуется при ускоренном охлаждении в струе воздуха. При данной скорости охлаждения избыточный феррит не успевает полностью структурно освободиться. По механическим свойствам сорбит сочетает удовлетворительную ударную вязкость a_n с достаточной твердостью: $a_n \approx 8 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$, НВ = 250 – 300.

В малоуглеродистых сталях ($\% \text{C} \leq 0,3$), где аустенит малоустойчив, слабо переохлаждается, отжиг заменяют процессом нормализации, так как охлаждение на воздухе проводить технологически легче, чем в печи, а твердость нормализованной стали несколько выше, чем у отожженной (табл. 1).

Таблица 1

<i>Марка</i>	<i>Твердость НВ после отжи- га</i>	<i>Твердость НВ после нор- мализации</i>
20	120	130
45	160	190
У8	180	240

Закалка с полиморфным превращением — основная упрочняющая операция термообработки стали, так как только в процессе закалки удается получить максимальную твердость, прочность и износостойкость стали за счет формирования в ней неравновесных структур (в отличие от отжига, в процессе которого формируется равновесная структура). Основная структурная составляющая закаленной стали — мартенсит. Для ее получения деталь необходимо охладить со скоростью выше критической скорости закалки.

Наиболее распространенными закалочными средами являются вода и минеральное масло. Быстрое охлаждение в воде со скоростью 200—600 град/с (больше $V_{кр}$) повышает твердость и прочность стали, снижая показатели пластичности. Это связано с бездиффузионной перестройкой ГЦК - решетки аустенита, полученного при нагреве стали под закалку, в тетрагональную решетку мартенсита. Тетрагональность определяется отношением параметров решетки c/a . Мартенситное превращение связано с увеличением объема стали на несколько процентов. Мартенсит закалки — слабо травящаяся структурная составляющая. В средне- и высокоуглеродистых сталях мартенсит образуется в виде ориентированных пластин, дающих в плоскости шлифа иглы, расположенные под углами 60 и 120° друг к другу. Твердость и вязкость мартенсита равны $HV = 600 - 650$, $a_H = 1 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$. В правильно закаленной на мартенсит стали при среднем увеличении светового микроскопа его игольчатое строение не всегда четко просматривается. Такой мартенсит называется мелкоигольчатым или бесструктурным. Но чем выше температура нагрева под закалку, тем крупнее будут зерна аустенита при нагреве, а при охлаждении в воде — соответственно и иглы мартенсита. Это ведет к охрупчиванию стали. Поэтому интервал закалочных температур, указанных на диаграмме железо-цементит, должен строго выдерживаться (рис. 2).

Охлаждающая способность минерального масла в 3 – 4 раза ниже, чем у воды. Это приводит к переохлаждению неустойчивого аустенита до температуры 500 – 600°С и образованию после полной закалки в масле (скорость охлаждения 50-70 град/с) мелкодисперсной структурной составляющей тростита закалки, которая легко травится. Частицы этой смеси различимы только в электронном микроскопе при увеличении в 5000 раз и больше. В оптическом микроскопе просматривается лишь общий вид структуры тростита как сплошное серое поле. Твердость и вязкость тростита $HB = 350 - 400$, $a_n = 2 - 3 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$.

По температуре нагрева различают закалку полную, применяемую на практике для доэвтектоидных сталей, и неполную – только для заэвтектоидных сталей (см. рис. 2).

Полная закалка заключается в нагреве доэвтектоидной стали выше точки A_3 на 20—50°С, выдержке и последующем быстром охлаждении в воде или масле. Такой режим, основанный на полной перекристаллизации структурных составляющих, приводит к образованию структуры мартенсита при охлаждении в воде и структуры тростита – при охлаждении в масле.

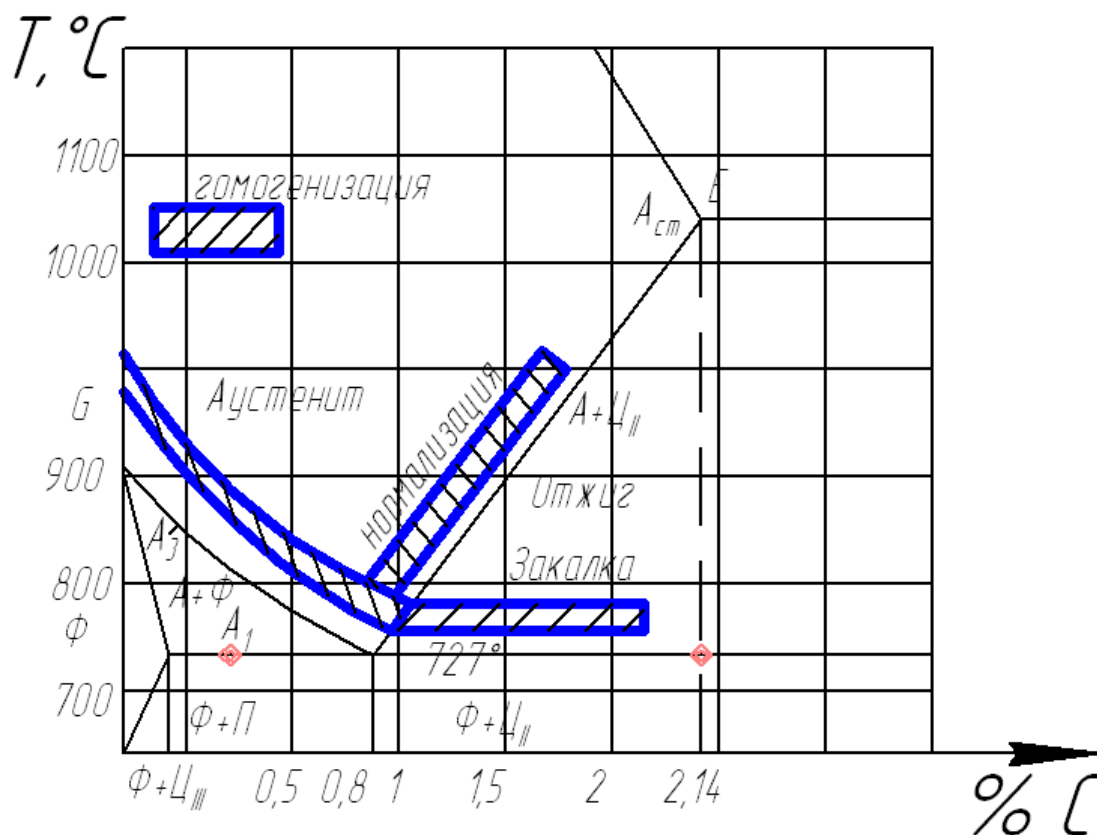


Рис. 2. Диаграмма железо—цементит
(Области температур нагрева при отжиге, закалке и нормализации)

Неполная закалка доэвтектоидных сталей заключается в нагреве выше точки A_1 , но ниже A_3 , выдержке и последующем быстром охлаждении. Так как такой нагрев сопровождается неполной перекристаллизацией структурных составляющих, то после охлаждения в воде наряду с мартенситом в структуре присутствует избыточный мягкий феррит в виде светлых включений, снижающих твердость и прочность стали. Это брак при термической обработке, его исправляют повторной закалкой при температуре $A_3 + (20 - 50^\circ\text{C})$. По этой причине неполная закалка для доэвтектоидных сталей не используется на практике.

Неполная же закалка заэвтектоидных сталей с нагревом выше точки A_1 , но ниже A_3 и охлаждением в воде наряду с мартенситом закалки сохраняет избыточный вторичный цементит, дополнительно упрочняющий инструментальные стали, увеличивая их износостойкость, особенно при его равномерном распределении в виде округлых включений.

Применение легированных сталей вместо простых углеродистых позволяет прокаливать насквозь гораздо большие сечения. Это объясняется тем, что все легирующие элементы, за исключением кобальта, при растворении в аустените затрудняют его распад, уменьшая тем самым $V_{кр}$. Особенно эффективно влияет комплексное легирование, усиливая полезное влияние отдельных элементов. Для изделий небольшого сечения замена углеродистой стали на легированную позволяет перейти к менее резкому охладителю: эмульсии, маслу, воздуху.

Контролируемый минимум знаний

1. Образование аустенита при нагреве стали.
2. Размер аустенитного зерна.
3. Диффузионный распад переохлажденного аустенита, структуры распада.
4. Диаграммы распада переохлажденного аустенита.
5. Критическая скорость закалки.
6. Бездиффузионное мартенситное превращение аустенита, природа, структура и свойства мартенсита.
7. Отжиг стали, его разновидности.
8. Нормализация стали.
9. Закалка стали, ее разновидности.
10. Выбор температуры нагрева под закалку для разных марок стали.
11. Выбор закалочных сред, их характеристика.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Овладение теоретическими знаниями по термической обработке.
2. Освоение методики проведения различных видов термической обработки.
3. Освоение методики измерения твердости термически обработанных образцов на приборе типа Роквелл (HRC , HR_B) и сравнение ее по таблицам с твердостью по Бринеллю.
4. Определение влияния температуры нагрева и скорости охлаждения на механические свойства и микроструктуру стали 45.
5. Практическое изучение микроструктуры стали 45 в разных состояниях.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка.
2. Муфельные печи.
3. Твердомер «Роквелл».
4. Образцы стали 45.
5. Микроскопы МИМ-7.
6. Альбом микроструктур.
7. Таблица сравнения чисел твердости HRC , HR_B , HB .
8. Наждачная бумага.

Содержание отчета

1. Основные понятия о разных видах термической обработки.
2. Описание термообработки, проводимой на образцах стали 45.
3. Результаты экспериментальной части.
4. Построение графиков зависимости твердости от температуры закалки и от скорости охлаждения.
5. Выводы по работе.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомление с теорией и краткое изложение основных ее положений в отчете.
2. Ознакомление с оборудованием и приемами работы на нем (печи, твердомер, микроскопы).

3. Выбор режимов термообработки с учетом марки сталей.
4. Практическое проведение различных режимов термообработки (время выдержки образцов стали 45 в печи 20—30 мин):
 - а) полная закалка стали 45 с температуры 860°C с охлаждением одного образца в воде, другого в масле;
 - б) неполная закалка стали 45 с температуры 750°C при охлаждении в воде;
 - в) нормализация стали 45 с температуры 850°C;
 - г) нагрев одного образца стали 45 до 700°C с последующим охлаждением в воде.
5. Зачистка термически обработанных образцов на наждачной бумаге.
6. Замер твердости (HRC и HR_B) термически обработанных образцов, сравнение с числами твердости по Бринеллю (HB) по таблицам.
7. Заполнение свободной таблицы по результатам термообработки.
8. Зарисовка микроструктур стали 45 после различных видов термообработки с указанием режима и структурных составляющих: отжиг, закалка полная, закалка неполная.
9. Построение графиков зависимости твердости HB от температуры нагрева и скорости охлаждения.

Список рекомендуемой литературы

1. Арзамасов, Б. Н. Материаловедение / Б. Н. Арзамасов. - М.: Изд-во МГТУ, 2003. - С. 174 – 185.
2. Гуляев, А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. - М.: Металлургия, 1986. - С. 224 – 227, 275 – 279, 285 – 292, 302 – 305.
3. Лахтин, Ю. М. Металловедение и термическая обработка / Ю. М. Лахтин. - М.: Металлургия, 1983. - С. 161 – 183, 191 – 206.

3. ОТПУСК ЗАКАЛЕННОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Цель работы: овладение теоретическими знаниями и практическими навыками по одной из важнейших заключительных операций термической обработки — отпуску стали.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Превращения при отпуске и его разновидности

Отпуск заключается в нагреве закаленной на мартенсит стали до температуры ниже A_1 , выдержке при заданной температуре и последующем охлаждении с целью получения требуемой структуры.

Сталь, закаленная на мартенсит, обладает повышенной свободной энергией, значительной твердостью и большой склонностью к хрупкому разрушению. Отпуск является заключительной операцией термической обработки. Он приводит метастабильную структуру закаленной стали в более устойчивое состояние, снижает твердость, прочность, внутренние напряжения, увеличивает вязкость разрушения и пластичность.

Характер структурных изменений при отпуске углеродистой стали зависит от температуры нагрева и продолжительности выдержки при данной температуре. Скорость охлаждения существенного значения не имеет.

Традиционно принято выделять четыре температурных интервала и соответствующие им четыре превращения при отпуске углеродистых сталей.

1-е превращение соответствует интервалу температур 100–200°C и состоит в распаде мартенсита закалки, сопровождающемся выделением из него углерода в виде метастабильного ϵ -карбида ($Fe_xC = Fe_{2,4}C$) с гексагональной кристаллической решеткой, когерентно связанного с решеткой мартенсита. Предпочтительное образование промежуточного ϵ -карбида в виде мельчайших частиц вместо более стабильного цементита объясняется меньшим уровнем поверхностной энергии (на границе мартенсита с ϵ -карбидом сопряжения решеток лучше, следовательно, поверхностная энергия ниже, чем на границе с цементитом). На первом этапе такого распада примерно до 150°C мартенсит становится неоднородным по углероду, в тех участках, где выделяется карбид, концентрация углерода и, следовательно, степень тетрагональности решетки мартенсита меньше, чем в участках, не затронутых распадом. При более высокой температуре диффу-

зия углерода идёт на большие расстояния и его концентрация в мартенсите становится близкой к однородной.

Смесь слабо пересыщенного твердого раствора углерода в α - Fe с ϵ - карбидом называют мартенситом отпуска. Чем выше температура отпуска, тем меньше углерода растворено в α - Fe. К температуре 300 – 350°C практически весь углерод выходит из α - раствора и он становится ферритом.

Отпуск при 100—200°C приводит к значительному снижению внутренних напряжений и повышению ударной вязкости a_n , но твердость снижается незначительно (на 2—3 единицы HRC).

2-е превращение при отпуске относят к интервалу температур 200 – 300°C. Оно заключается в превращении остаточного аустенита в мартенсит отпуска. Чем выше содержание углерода в стали, тем больше в ней после закалки сохраняется остаточного аустенита ($A_{ост}$). Распад $A_{ост}$ при выдержке в данном интервале температур приводит к заметному понижению ударной вязкости (отпускная хрупкость 1-го рода) и увеличению удельного объема средне- и высокоуглеродистых сталей. В процессе второго превращения продолжается распад мартенсита.

Таким образом, структуру, полученную при отпуске углеродистой стали ниже температуры 300°C, называют отпущенным мартенситом. При рассмотрении под микроскопом он отличается от мартенсита закалки большей травимостью из-за наличия дисперсных выделений карбидов.

3-е превращение состоит в нарушении когерентности и обособлении решеток феррита и ϵ -карбида, связанных с одновременным протеканием превращения ϵ -карбида в обычный цементит. Одновременно с этим происходит снятие фазового наклепа, возникшего при закалке в процессе превращения аустенита в мартенсит, путем возврата (полигонизации) α - фазы и релаксации микронапряжений в ней. Эти процессы сопровождаются значительным снижением твердости, прочности и увеличением вязкости разрушения и пластичности стали. Наиболее активно указанные процессы в углеродистой стали идут в интервале температур от 300 до 400°C. В результате их образуется сильно травящаяся высокодисперсная феррито-цементитная смесь, называемая троститом отпуска. Цементит в тростите отпуска имеет форму коротких пластин с округленными концами.

4-е превращение при отпуске идет выше 450°C и состоит в коагуляции и сфероидизации цементита. Коагуляция карбидов происходит путем переноса атомов через α - твердый раствор (феррит) при растворении более мелких и росте более

крупных частиц цементита. Укрупнение частиц цементита сопровождается их сфероидизацией (округлением). Получающуюся при отпуске 500 – 650°C смесь феррита и зернистого (сфероидизированного) цементита называют сорбитом отпуска.

Коагуляция и сфероидизация частиц цементита — завершающая стадия процессов карбидообразования при отпуске углеродистой стали, приводящая к значительному снижению твердости сорбита отпуска по сравнению с троститом отпуска.

Травимость структуры сорбита отпуска также уменьшается. В отличие от пластинчатой формы цементита в сорбите закалки, цементит в сорбите отпуска имеет округлую форму. Поэтому при равной их твердости и пределе прочности сорбит отпуска имеет повышенный предел текучести (на 20%) и высокую ударную вязкость (выше в 2—2,5 раза).

Таким образом, для углеродистых сталей в зависимости от режима и назначения различают три вида отпуска.

1. Низкий отпуск происходит в интервале температур 100 – 200°C с целью снятия внутренних напряжений, повышения вязкости разрушения и пластичности, но без существенного понижения твердости. В процессе такого низкого отпуска мартенсит закалки переходит в мартенсит отпуска. Низкий отпуск широко применяют после закалки инструментов, цементованных и цианированных изделий (т. е. для заэвтектоидных, а также цементуемых сталей). Выдержка при температуре низкого отпуска составляет 2 – 3 часа.

2. Средний отпуск происходит в интервале температур 350 – 400°C с целью повышения пластичности, ударной вязкости и упругости сталей, содержащих 0,5 - 0,65 % углерода, за счет небольшого снижения твердости и прочности. Для получения требуемых свойств выдержка при среднем отпуске составляет 1 – 2 часа, в течение которых мартенсит закалки переходит в тростит отпуска. Среднему отпуску подвергают крупные пружины, рессоры, штампы.

3. Высокий отпуск происходит в интервале температур 500— 600°C с выдержкой 0,5—1 ч, когда мартенсит закалки переходит в сорбит отпуска. Его применяют для термообработки большинства ответственных деталей машин, изготовленных из среднеуглеродистых сталей, содержащих 0,3 - 0,5 % углерода. Такие стали после высокого отпуска обладают максимально возможной вязкостью разрушения и пластичностью при относительно высокой прочности и хорошей сопротивляемости ударным нагрузкам. Термическая обработка, состоящая из закалки на мартенсит с последующим высоким отпуском на сорбит, называется улучшением.

Зависимость свойств стали 45 от вида и режима термообработки приведена в табл. 1.

Таблица 1

Механические свойства стали 45 в разных состояниях термообработки

Термическая обработка	$\sigma_s, \text{кгс/мм}^2$	$\sigma_{0,2}, \text{кгс/мм}^2$	$\Psi, \%$	$a_n, \text{кгс} \cdot \text{м/мм}^2$	НВ	
Отжиг при 840°С	57 – 38	40 – 48	60 – 68	5 – 8	147 – 187	
Нормализация при 840°С	72 – 76	42 – 48	58 – 64	6 – 8	187 – 207	
Закалка с 840°С и отпуск при						
	200°С	155 – 180	135 – 160	10 – 12	2 – 3	480 – 532
	400°С	105 – 130	90 – 110	40 – 50	6 – 7	320 – 375
	550°С	90 – 100	75 – 85	55 – 65	11 – 12	255 – 269
650°С	75 – 83	60 – 70	63 – 67	14 – 16	207 – 223	

При более высоких температурах нагрева идет дальнейшее укрупнение частиц цементита, приводящее к образованию зернистого перлита, которое сопровождается одновременным понижением прочности и ударной вязкости. Этот процесс нежелателен в практике отпуска. Поэтому отпуск при температурах выше 650°С обычно не производится.

Легирующие элементы, растворяясь в мартенсите, замедляют диффузионные процессы, увеличивают силу связи между атомами и тем самым затрудняют распад отпущенного мартенсита до 450 – 550°С, одновременно смещая и все другие превращения при отпуске к более высоким температурам. Поэтому в легированных сталях с повышением температуры отпуска твердость снижается менее интенсивно, чем в сталях углеродистых.

Цвета побежалости

В процессе нагрева стали или отпуска в интервале температур 200 – 300°С на зачищенной поверхности образца появляются характерные цвета побежалости за счет образования тончайших пленок окислов, толщина которых зависит от температуры нагрева и продолжительности выдержки при этих температурах.

Низкие температуры нагрева дают наиболее тонкую пленку, вызывая интерференцию коротких синих лучей, поэтому пленка имеет желтый цвет. С повышением температуры нагрева пленка утолщается, вызывая интерференцию более длинных желтых лучей. Поэтому такая пленка окрашена в синий цвет. Цвета в процессе нагрева изменяются очень быстро, как бы пробегая перед глазами, а отсюда и название — цвета побежалости (табл. 2). Они позволяют приблизительно-

но судить о температуре отпуска, если время выдержки не превышает 1—2 часов. Однако цвета побежалости указывают только на температуру поверхности нагреваемого образца (в сердцевине она может быть ниже).

Для легированных сталей, в зависимости от степени легированности, цвета побежалости появляются при более высоких температурах (так для нержавеющей сталей светло-желтый цвет появляется при 300 – 400°С).

Таблица 2

Цвета побежалости углеродистых сталей в зависимости от температуры нагрева

<i>Цвета побежалости</i>	<i>Температура, °С</i>	<i>приблизительная толщина окисленного слоя, мкм</i>
Светло-желтый	220	0,45
Соломенно-желтый	240	0,45
Желто-коричневый	255	0,50
Красно-коричневый	265	0,50
Фиолетовый	280	0,65
Синий	300	0,65
Голубой	325	0,72
Серый	300—350	0,72

Контролируемый минимум знаний

1. Цель отпуска.
2. Виды отпуска.
3. Фазовые превращения при отпуске.
4. Микроструктура и свойства отпущенной стали.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Овладение теоретическими знаниями об отпуске.

2. Изучение влияния температуры отпуска на механические свойства и микроструктуру стали. Назначение режимов отпуска в зависимости от требуемых свойств деталей.

3. Освоение методики проведения отпуска.

4. Измерение твердости отпущенных образцов на приборе типа Роквелл (*HRC*) и сравнение с твердостью по Бринеллю (*HB*).

5. Изучение микроструктуры стали после высокого отпуска на готовых шлифах.

6. Знакомство с цветами побежалости.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка.

2. Муфельные печи.

3. Твердомер «Роквелл».

4. Образцы стали 45.

5. Микроскоп МИМ-7.

6. Альбом микроструктур.

7. Таблицы сравнения чисел твердости *HRC* и *HB*.

Содержание отчета

1. Основные понятия об отпуске.

2. Описание режимов отпуска, проводимого на образцах стали 45.

3. Результаты экспериментальной части.

4. Выводы по работе.

5. Описание цвета побежалости.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомление с теорией и краткое изложение основных положений в отчете.

2. Знакомство с оборудованием и приемами работы на нем (печи, твердомер).

3. Выбор режимов отпуска.

Работа выполняется на образцах среднеуглеродистой стали 45, подвергнутых закалке на мартенсит ($t = 850^{\circ}\text{C}$, охлаждение в воде).

4. Практическое проведение отпуска:

а) низкий отпуск при 200°C ;

- б) средний отпуск при 400°C;
- в) высокий отпуск при 600°C.

Время выдержки образцов в печи при указанных температурах 30 – 40 мин, охлаждение на воздухе.

5. Замер твердости *HRC* на шлифованной поверхности отпущенных образцов.

6. Сравнение чисел твердости прибора «Роквелл» (*HRC*) с числами твердости прибора Бринелль (*HB*) по таблицам.

7. Сведение полученных данных в специальную таблицу с описанием микроструктур после отпуска стали 45.

8. Зарисовка микроструктуры стали 45 после улучшения с указанием режима термообработки и структурных составляющих.

9. Построение графика зависимости твердости *HB* от температуры отпуска.

10. Объяснение полученных результатов.

11. Описание цветов побежалости в зависимости от температуры нагрева.

12. Разбор назначения режимов закалки и отпуска для двух-трех типовых деталей.

Список рекомендуемой литературы

1. Гуляев, А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. - М.: *Металлургия*, 1986. - С. 246-262.
2. Лахтин, Ю. М. *Металловедение и термическая обработка металлов* / Ю. М. Лахтин. - М.: *Металлургия*, 1984. - С. 184-190, 216-217.
3. Арзамасов, Б. Н. *Материаловедение* / Б. Н. Арзамасов. - М.: *Изд-во МГТУ*, 2003. - 648 с.

4. ЦЕМЕНТАЦИЯ СТАЛИ

Цель работы: ознакомление с процессом цементации стали, изучение микроструктуры и твердости стали в исходном состоянии, после цементации, после цементации и последующей закалки.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Основные положения

Цементацией называется процесс насыщения поверхностного слоя стальных деталей углеродом с целью увеличения твердости и износостойкости при работе в условиях трения. Сердцевина детали должна обладать достаточной прочностью и высокой вязкостью разрушения, чтобы противостоять действию динамических и знакопеременных нагрузок. В таких условиях работает много деталей авиационных конструкций, особенно двигателей, например, валы, распределительные валы, оси, ролики, шестерни и т. п.

Цементацию применяют для малоуглеродистых сталей, содержащих не более 0,25% С, так как в сталях с большим содержанием углерода нельзя получить сердцевину с нужной вязкостью разрушения. Цементации подвергают углеродистые стали марок 10, 15, 20. В авиастроении обычно цементируют легированные стали марок 12ХН3А, 12Х2Н4А, 18ХГТА, ШХ2Н4ВА и др.

Цементация – диффузионный процесс, представляющий собой проникновение атомов углерода в кристаллическую решетку железа. Цементация производится при температуре выше точки A_3 (обычно 920—950°С), т. е. когда сталь находится в аустенитном состоянии и способна растворять в себе значительное количество углерода. Так, например, в соответствии с диаграммой железо - углерод при температуре 930°С в γ - железе может раствориться до 1,3 % углерода (это видно по линии *SE* диаграммы).

Различают два вида цементации: твердую и газовую.

При твердой цементации детали запаковывают в ящик, наполненный карбюризатором — науглероживающим веществом. Схема расположения деталей в цементационном ящике приведена на рис. 1. Цементационный ящик с деталями нагревают до температуры 920 – 950°С. Выдержка при этой температуре длится от 4 до 10 часов в зависимости от требуемой глубины цементированного слоя.

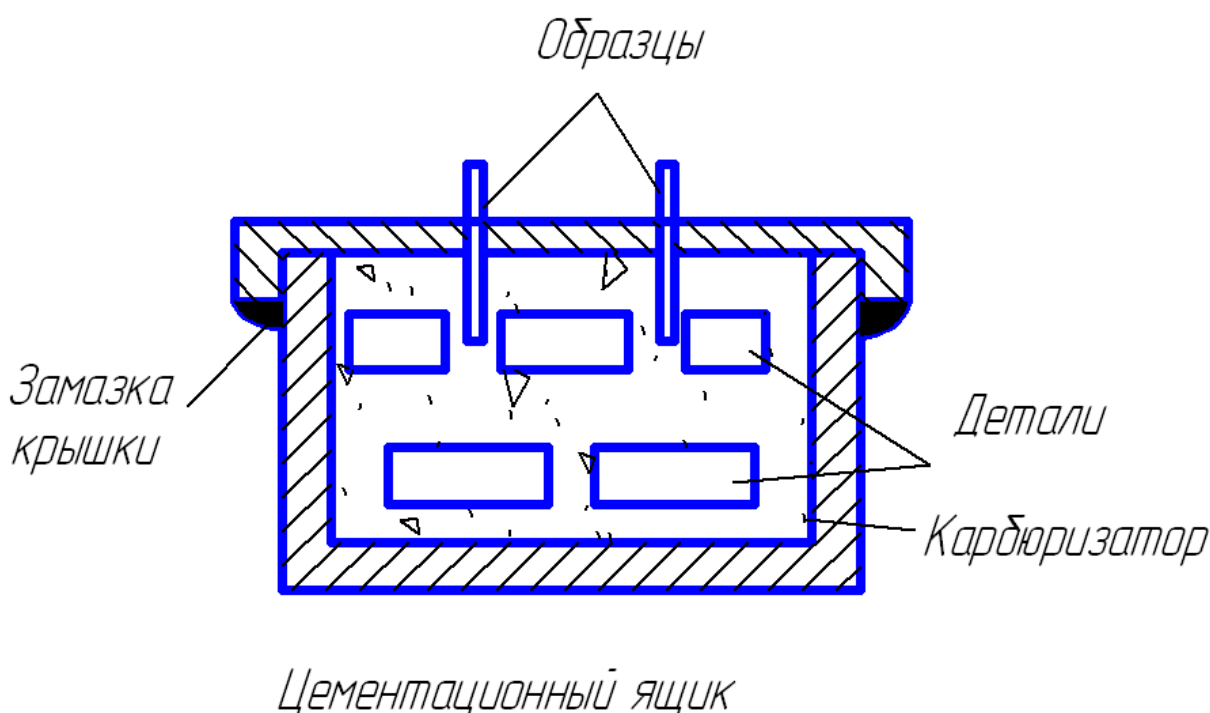
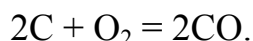


Рис. 1. Схема расположения деталей в цементационном ящике

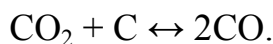
Карбюризатор обычно состоит из 75—80 % древесного угля и 25—20% углекислых солей BaCO_3 и Na_2CO_3 , играющих роль ускорителей (катализаторов). При высокой температуре углерод, содержащийся в карбюризаторе, соединяясь с кислородом, который присутствует в ящике в очень небольшом количестве, образует окись углерода:



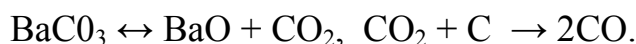
На поверхности детали окись углерода разлагается с образованием активного атомарного углерода, который растворяется в γ -железе и образует аустенит:



Углекислый газ CO_2 соприкасаясь с углем карбюризатора, снова образует CO :

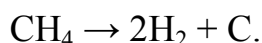
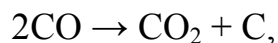


Действие ускорителей основано на их диссоциации при высокой температуре и взаимодействии газообразного продукта диссоциации с углеродом, в связи с чем увеличивается концентрация активной газовой среды:



При газовой цементации герметически закрывается камера печи, наполненная цементирующим газом. Цементирующими газами являются окись углерода и газообразные углеводороды – метан, этан, пропан, бутан. Наиболее

широкое применение для газовой цементации получил естественный газ (92—96% CH_4), а также пиробензол, который в виде капель подается в цементационную реторту, где образуется газ, состоящий в основном из метана, окиси углерода и свободного водорода. Разложение этих соединений приводит к образованию активного атомарного углерода:



Атомарный углерод адсорбируется на поверхности деталей, затем диффундирует в кристаллическую решетку γ -железа, науглероживая сталь с поверхности. Расход цементирующего газа должен регламентироваться так, чтобы количество образующегося свободного углерода равнялось адсорбирующей способности поверхности изделий. Если поверхность стали не поглощает весь выделяющийся углерод (адсорбция отстает от диссоциации), то свободный углерод, кристаллизуясь из газовой фазы, откладывается в виде плотной пленки сажи на детали, затрудняя процесс цементации.

Практически цементацию проводят при 910 – 930°C, но имеется тенденция повышения температуры цементации до 950 — 970°C и выше, т. к. при этом активнее происходит диффузия углерода и резко увеличивается глубина цементированного слоя.

Газовая цементация имеет ряд преимуществ перед твердой:

- 1) продолжительность процесса сокращается в 2 — 3 раза за счет исключения времени прогрева ящика и малотеплопроводного твердого карбюризатора;
- 2) возможность регулирования процесса цементации;
- 3) гигиеничность производства — отсутствие грязных операций, таких как упаковка и распаковка ящика.

Благодаря этим преимуществам газовая цементация полностью вытеснила цементацию в твердом карбюризаторе в массовом и серийном производствах. Особенно эффективна цементация при нагреве токами высокой частоты (т.в.ч.). Высокая температура (до 1100°C) позволяет резко сократить продолжительность процесса. Например, продолжительность цементации деталей из стали 15ХНТРА для образования слоя толщиной в 1 мм оказалась при цементации в твердом карбюризаторе (920°C) — 8 часов; при газовой цементации (920°C) — 4 часа; при газовой цементации с нагревом т.в.ч. (1050°C) — менее 1 часа.

Результаты процесса цементации оцениваются по степени цементации и по глубине цементированного слоя.

Степенью цементации называется среднее содержание углерода в поверхностном слое. Авиационные детали обычно цементируются до степени 1,0 - 1,2%.

Глубиной цементации условно называют расстояние от поверхности вглубь, до появления в структуре первых зерен феррита. Для авиационных деталей глубина цементации составляет от 0,5 мм до нескольких миллиметров и зависит от величины удельных нагрузок в эксплуатации.

В микроструктуре стали после цементации обнаруживаются четыре характерные зоны, располагающиеся последовательно от поверхности образца к центру:

1 - заэвтектоидная зона, в которой наблюдается пластинчатый перлит с крупной сеткой вторичного цементита;

2 - эвтектоидная, занятая исключительно зернами перлита;

3 - переходная зона, в которой в большом количестве наблюдаются ферритные зерна;

4 - внутренняя зона, соответствующая структуре исходного материала.

Характерной особенностью микроструктуры стали, прошедшей цементацию, является крупнозернистость как следствие высокой температуры нагрева и длительной выдержки при этой температуре.

После цементации сталь обязательно подвергается упрочняющей термической обработке (закалке и низкому отпуску), которая повышает твердость поверхности, а также устраняет последствия перегрева (крупнозернистость) и грубую цементитную сетку. При назначении режима термообработки цементированных деталей надо учитывать, что они являются как бы двухслойными, состоящими из высокоуглеродистой (1,0—1,2 % С) поверхности и низкоуглеродистой (0,1 - 0,2% С) сердцевины.

В зависимости от назначения детали применяют один из следующих вариантов термической обработки.

1. Для деталей, от которых требуется только поверхностная твердость, а другие механические свойства не имеют большого значения, применяют непосредственную закалку с цементационного нагрева (от 920 - 950°C). В результате на поверхности получается крупноигльчатый мартенсит, а в сердцевине — крупнозернистая структура исходной стали.

Преимуществом этого варианта является более высокая экономичность. В последнее время закалку с цементационного нагрева с подстуживанием стали применять и для достаточно ответственных деталей из наследственно мелкозернистых сталей после газовой цементации и скоростной цементации с нагрева т.в.ч., приводящей к меньшему росту зерна ввиду небольшой продолжительности. По-

сле закалки применяют обработку холодом для устранения остаточного аустенита в поверхностном слое, в результате чего твердость поверхности повышается до *HRC* 58 – 64.

2. При повышенных требованиях к структуре и свойствам изделия последние после цементации охлаждаются на воздухе или в ящике до 20°C и затем подвергаются закалке от 850—900°C (в зависимости от марки стали). Такая температура закалки лежит выше критической точки A_3 для сердцевины и поверхности и позволяет за счет перекристаллизации устранить крупнозернистость. Однако для высокоуглеродистой поверхности такой нагрев приводит к некоторому перегреву и получению крупноиглочатого мартенсита.

3. Для удовлетворения особо высоких требований к структуре и свойствам цементированных изделий применяют двойную закалку. Первая закалка (или нормализация) проводится с температуры 850 – 900°C. Целью первой закалки являются уничтожение сетки цементита в поверхностном слое и измельчение структуры сердцевины. В результате такой закалки в поверхностном слое получается структура крупноиглочатого мартенсита, а в сердцевине – мелкозернистого феррита, несколько пересыщенного углеродом. Вторая закалка необходима для окончательного исправления строения поверхностного слоя и проводится при более низких температурах (760—800°C). После второй закалки в сердцевине образуется мелкозернистый феррит с небольшими участками переходных структур, а в поверхностном слое – структура мелкоиглочатого мартенсита и тонкая сетка вторичного цементита.

Заключительной операцией термической обработки цементированных и закаленных изделий является низкий отпуск при 160 – 180°C, необходимый для уменьшения внутренних напряжений, возникающих при закалке.

Контролируемый минимум знаний

1. Виды химико-термической обработки, их назначение.
2. Цементация стали. Виды цементации. Стали, подвергаемые цементации.
3. Химические реакции процесса цементации в газовой среде и в твердом карбюризаторе.
4. Преимущество газовой цементации и цементации при нагреве токами высокой частоты.
5. Режимы газовой и твердой цементации для наследственно крупнозернистых и наследственно мелкозернистых сталей.

6. Анализ микроструктуры цементированного образца в направлении от поверхности к сердцевине.

7. Варианты термической обработки изделий после цементации.

8. Анализ микроструктуры цементированного закаленного образца в зависимости от принятого варианта закалки.

9. Привести примеры цементированных деталей авиационных изделий.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Овладение теоретическими знаниями о химико-термической обработке вообще и о цементации в частности, ее значение в практике термообработки.

2. Освоение методов цементации.

3. Изучение изменения структуры и свойств стали в процессе цементации и термической обработки,

4. Развитие навыков при выборе материала и режима цементации для изготовления деталей авиационного назначения.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка.

2. Образцы из цементлируемой стали в исходном, цементированном состояниях.

3. Микрошлифы цементлируемой стали в исходном, цементированном и закаленном состоянии.

4. Твердомер «Роквелл».

5. Муфельные электрические печи.

6. Металлографические микроскопы МИМ-7.

Содержание отчета

1. Основные понятия о цементации стали.

2. Описание методов твердой цементации с изображением схемы цементационного ящика.

3. Основные химические реакции при цементации в твердом карбюризаторе.

4. Результаты экспериментальной части: значение твердости стали до и после цементации, после закалки на поверхности и в сердцевине образца.

5. Микроструктура стали до и после цементации и после закалки.

6. Сводные данные. Анализ результатов и их объяснение.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения в отчете.
2. Выбрать температуру нагрева под закалку цементированных образцов с учетом марки стали и требований, предъявляемых к детали.
3. Провести закалку образцов.
4. Произвести измерение твердости образцов до и после цементации и после закалки. У цементированных и закаленных образцов измерить твердость на поверхности и в сердцевине.
5. Исследовать микроструктуру стали до цементации, после цементации и после закалки. Микроструктуры зарисовать в отчете.
6. Данные по измерению твердости, по определению степени и глубины цементации занести в отчет.
7. Дать объяснения полученным результатам.

Список рекомендуемой литературы

1. Гуляев, А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. - М.: Металлургия, 1986. - С. 317-331.
2. Новиков, И. И. *Теория термической обработки металлов* / И. И. Новиков. - М.: Металлургия, 1986. - С. 460-466.
3. Арзамасов, Б. Н. *Материаловедение* / Б. Н. Арзамасов. - М.: Изд-во МГТУ, 2003. - 648 с.

5. ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ И ЕЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ

Цель работы: овладение теоретическими и практическими знаниями по одной из основных технологических характеристик сталей — прокаливаемости.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Основные положения

Под прокаливаемостью понимают способность стали закаливаться на определенную глубину, то есть приобретать в результате закалки структуру мартенсита или тростита - мартенсита с высокой твердостью. Известно, что при закалке стали на структуру мартенсита ее необходимо охладить с температуры закалки со скоростью равной или больше критической. При этом поверхность охлаждается быстрее, так как она непосредственно соприкасается с охлаждающей средой. Сердцевина изделия охлаждается гораздо медленнее, так как тепло от сердцевины отводится путем 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 с полумартенситной структурой, состоящей из 50% мартенсита и 50% тростита. Экспериментально установлено, что резкое падение твердости в конструкционных сталях происходит, когда количество тростита в закаленной структуре около 50%. Твердость полумартенситной структуры зависит в основном от содержания углерода и в значительно меньшей степени – от содержания легирующих элементов. Она может быть определена по графику рис. 1. Прокаливаемость инструментальных сталей (заэвтектоидных, высокоуглеродистых) характеризуют по толщине закаленного слоя мартенситной структурой (содержание мартенсита не менее 90 - 95%), обеспечивающей у этих сталей высокую твердость – более 60 HRC. В этих сталях при закалке наряду с мартенситом сохраняется также остаточный 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 твердость (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 полумартенситной зоны, ни ее твердость 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 переохлажденного аустенита, понижают 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 8 до 1 – 2 баллов глубина закаленного слоя возрастает в 2 – 3 раза.

3. Нерастворимые частицы карбидов (карбонитридов) титана, ниобия, ванадия и других неметаллических включений (оксидов, нитридов и др.) понижают прокаливаемость стали.

4. С понижением однородности аустенита его устойчивость и прокаливаемость понижаются.

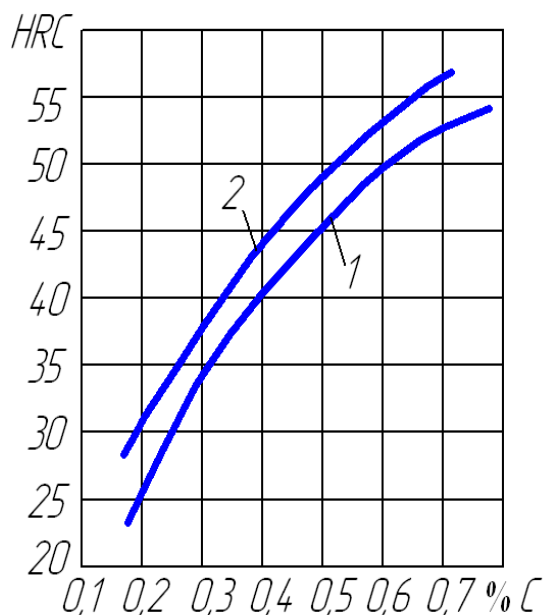


Рис.1. Твердость полумартенситной зоны углеродистой (1) и легированной (2) стали

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.

Метод пробных закалок, основанный на измерении твердости по сечению закаленного образца. Для определения прокаливаемости этим методом необходимо закалить заготовку, у которой $L/D \geq 3 - 4$ (где L – длина заготовки, D – ее 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 твердость по диаметру через каждые 2 мм. На основании полученных данных строят зависимость в координатах твердость по HRC – расстояние от поверхности образца D . На этой зависимости твердость на поверхности максимальна и понижается к центру образца. Если в этих координатах провести горизонтальную линию на уровне минимально допустимой твердости мартенситной или полумартенситной структуры, то она отсечет на зависимости $HRC - D$ отрезок h , характеризующий глубину прокаливаемости.

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

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

Метод торцевой закалки (ГОСТ 5657-68) используют для более глубоко прокаливаемых легированных сталей. 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 или 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 установку для торцевой закалки (рис. 2), время переноса не более 5 с. Затем включают подачу воды для охлаждения образца с торца, причем струя должна омывать только торец образца. Образец выдержива-

ют под водяной струей до полного его охлаждения. Время охлаждения не менее 10 мин, температура воды должна быть в пределах 10—25°C.

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.

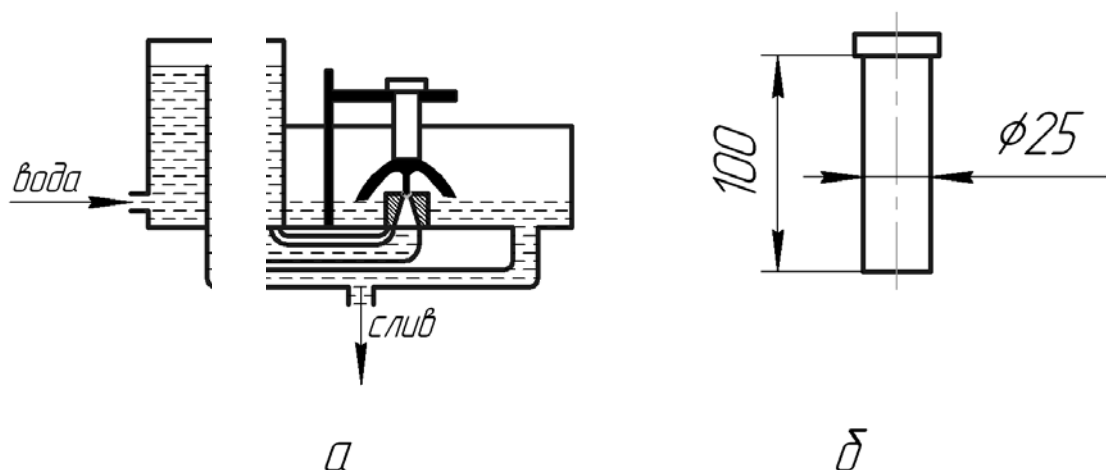


Рис. 2. Установка (а) и образец (б) для торцевой закалки

После закалки образец подвергается испытанию на твердость. Для этого по длине образца сошлифовывают (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 твердости производится по Роквеллу по средней линии через 2 мм (по разметке).

Результаты испытаний выражают графически в координатах твердость — расстояние от охлаждаемого торца, то есть 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 критическое сечение тела, которое прокаливается насквозь с получением в сердцевине полумартенситной структуры. Для этого используется специальная номограмма М. Е. Блантера (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 закалки, кроме критических диаметров, позволяют решать и такие важные задачи, как распределение скорости охлаждения, структуры в телах сложной формы.

Методы, основанные на тепловом моделировании, которое достигается применением теплоизоляционных слоев термостатов, нагревателей с программным изменением температуры и т. п., применяют для определения прокаливаемости сталей, принимающих закалку с охлаждением на воздухе, то есть прокаливаемых полностью в крупных сечениях (диаметром более 100 мм).

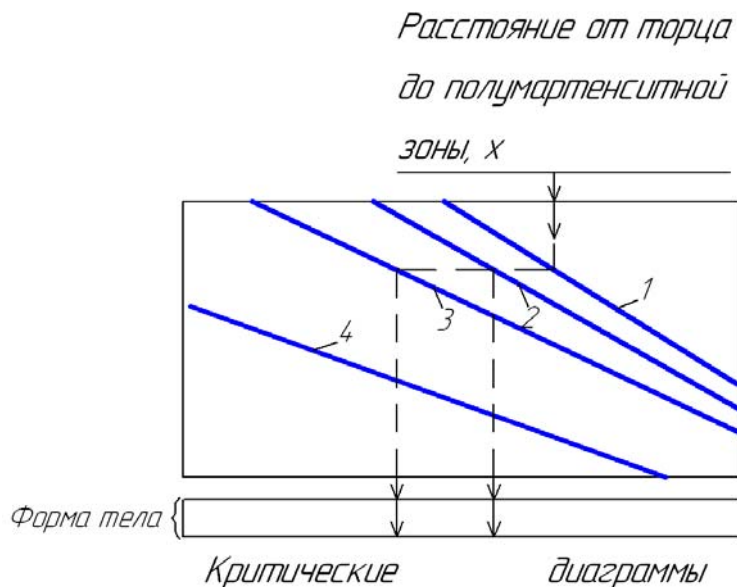


Рис. 3. Схема расчета прокаливаемости по номограмме Блантера.
Охлаждение: 1 — идеальное, 2 — в воде 20°C, 3 — в масле, 4 — на воздухе

Контролируемый минимум знаний

1. Понятие о прокаливаемости стали.
2. Глубина прокаливаемости конструкционных и инструментальных сталей.
3. Зависимость прокаливаемости от критической скорости заковки данной стали и действительной скорости охлаждения.
4. Полумартенситная структура.
5. Факторы, влияющие на прокаливаемость стали.
6. Метод пробных заливок.
7. Метод торцевой заковки.
8. Кривые (диаграммы) прокаливаемости, полосы прокаливаемости.
9. Номограмма для определения прокаливаемости по результатам торцевой заковки и использование ее.
10. Критический диаметр заковки.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Овладение теоретическими знаниями о прокаливаемости и ее значении в практике термической обработки.
2. Ознакомление с методами определения прокаливаемости по результатам пробных закалок и торцевой закалки.
3. Определение прокаливаемости некоторых сталей и ее зависимости от химического состава сталей.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка.
2. Темплеты сталей У8, 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.
6. Твердомер типа «Роквелл».
7. Приспособление для замера твердости на образцах, подвергнутых торцевой закалке.

Содержание отчета

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 твердость образцов после пробных закалок и торцевой закалки;
 - б) кривые распределения твердости (диаграммы прокаливаемости) в координатах твердость — диаметр образца и твердость - расстояние от торца;
 - в) значения критического диаметра сталей различного состава, найденные по номограмме М. Е. Блантера, и значения глубины прокаливаемости, определенные на образцах пробных закалок, для разных сталей.
4. Анализ результатов, их объяснение.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения в отчете.
2. Ознакомиться с установкой и приемами работы на ней.
3. Выбрать температуру нагрева под закалку соответственно марке стали.
4. Провести торцевую закалку образцов.
5. Замерить твердость через 2 мм по двум взаимно перпендикулярным диаметрам на образцах, изготовленных по методу пробных закалок.
6. Подготовить (шлифовать две полосы) образцы после торцевой закалки для замера твердости.
7. Замерить твердость на торце и на шлифованных плоскостях через 2 мм от торца до твердости, немного меньшей твердости полумартенситной зоны.
8. Построить кривые распределения твердости (диаграммы прокаливаемости) в координатах твердость – диаметр образцов и твердость – расстояние от торца.
9. По диаграммам прокаливаемости твердость – диаметр образца и значениям твердости мартенситной или полумартенситной структуры определить глубину прокаливаемости на образцах пробных закалок.
10. Используя номограмму М. Е. Блантера, по расстояниям от торца до твердости полумартенситной зоны определить критические диаметры при охлаждении в трех средах (вода, масло, воздух) и для трех форм тела (шар, цилиндр, брусок) по прилагаемой форме (таблица).
11. Установить влияние состава стали на ее прокаливаемость.
12. Дать объяснение полученным результатам.

Критические диаметры испытываемых сталей

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

Список рекомендуемой литературы

1. Гуляев, А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. - М.: *Металлургия*, 1986. - С. 293-300.

2. Геллер, Ю. А. *Металловедение* / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. - М.: Металлургия, 1984. - С. 244-251.

3. Лахтин, Ю. М. *Металловедение и термическая обработка металлов* / Ю. М. Лахтин. - М.: Металлургия, 1984. - С. 206-213.

4. Арзамасов, Б. Н. *Материаловедение* / Б. Н. Арзамасов. - М.: Изд-во МГТУ, 2003. - С.184-185.

6. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЛЕГИРОВАННОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

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

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Структурные превращения при отпуске легированных сталей

Инструментальные стали обладают высокой твердостью, 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°С) температурах, т. е. быть достаточно теплостойкими (красностойкими).

Теплостойкость связана с отпускостойкостью, которая зависит от уровня и характера легирования стали. Легирующие элементы, растворенные в мартенсите, повышают прочность межатомных связей, замедляют диффузию и тем самым сдерживают выделение углерода из пересыщенного α – твердого раствора, повышают устойчивость остаточного аустенита против превращения его в мартенсит отпуска, замедляют процессы возврата фазонаклепанной α – фазы и коагуляции карбидов. Смещение указанных превращений при отпуске к более высоким температурам обеспечивает сохранение более высокой твердости 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 теплоустойчивее.

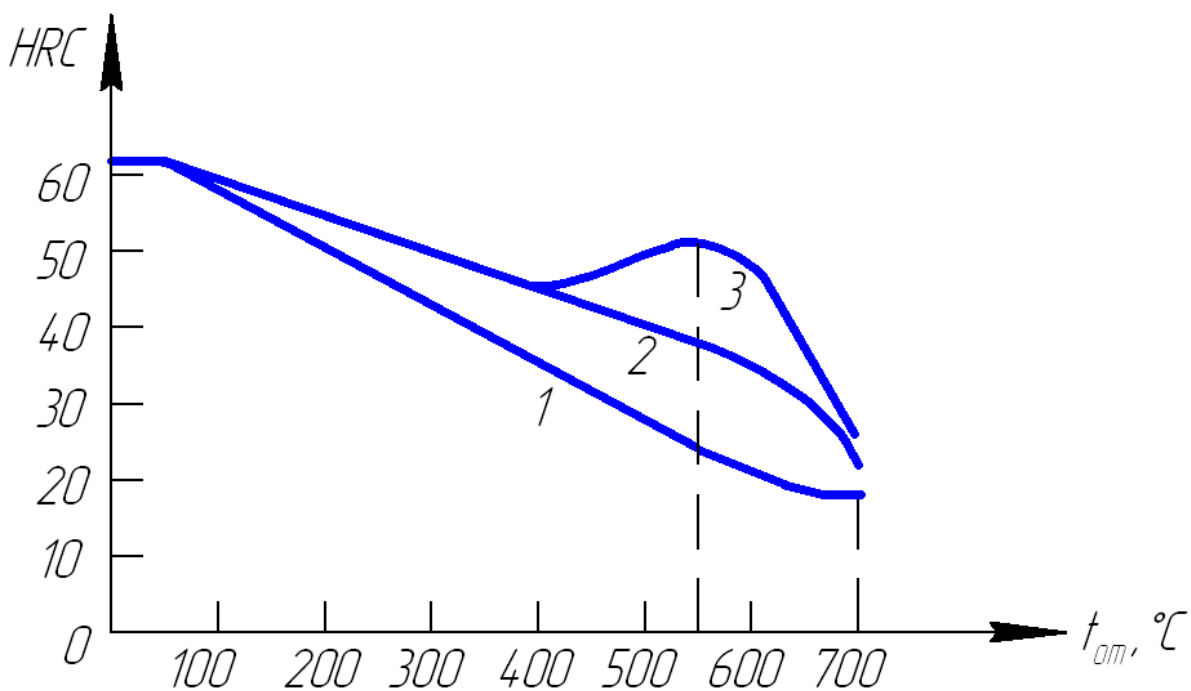


Рис. 1. Схема изменения твердости с повышением температуры отпуска инструментальных сталей: 1 — углеродистые стали; 2 — стали, среднелегированные Mn, Cr, Si и другими элементами; 3 — вторично твердеющие стали, легированные сильными карбидообразователями (V, Ti, Nb, Zr), а также Cr, Mo, W

При отпуске до 400—450°C выделяющиеся из раствора (мартенсита) промежуточные карбиды $(Fe, Me)_{2,4}C$ и легированный цементит $(FeMe)_3C$ имеют ту же концентрацию легирующих элементов (Me), что и в мартенсите, а до закалки — в аустените. В высоко- и среднелегированных сталях легированный цементит термодинамически неустойчив. При более высоких температурах отпуска происходит перераспределение легирующих элементов между твердым раствором и карбидами с образованием промежуточных и стабильных специальных карбидов типа $Me_{23}C_6$; Me_7C_3 ; Me_6C ; Me_2C ; MeC . 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, твердость возрастает или падение ее приостанавливается до температуры 670—600°C (кривая 3 рис. 1). Это явление, обнаруженное после отпуска при 450—600°C, называют вторичным твердением, а сами стали — дисперсионно-твердеющими. Вторичное твердение сопро-

вождается 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 твердости при отпуске 450—600°C изучены еще недостаточно. Для получения такой же твердости после высокого отпуска 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 дорогостоящей труднообрабатываемой штамповой стали 3X2B8 сейчас используют более дешевые, технологичные и не уступающие по комплексу эксплуатационных свойств дисперсионно-твердеющие стали 4X2B5MФ, 5X2B3MФ1С, 4X3B3MФС и пр. К числу дисперсионно-твердеющих относятся и новые полутеплостойкие стали для валков горячей прокатки алюминиевых сплавов типа X2MФБ и X2ГСФБ с содержанием углерода от 0,55 до 0,7%.

Особенности термообработки дисперсионно-твердеющих сталей

Термическая обработка легированных инструментальных сталей, в том числе дисперсионно-твердеющих, имеет ряд специфических особенностей. Легирование их повышают критические точки A_1 и A_3 . 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, Me₂C, 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 Me₂C выделяется при отпуске 450 — 600°C и тем самым сильнее эффект вторичного твердения. Однако чрезмерно высокие температуры закалки могут привести к полному растворению всех карбидов, после чего начнется быстрый рост зерна аустенита? и после закалки получится крупноигльчатый мартенсит с пониженной вязкостью

разрушения. 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 закалочное охлаждение должно быть достаточно «мягким» (обычно в масле, но не в воде), целесообразно применение подстуживания до 700°C.

Состав и режимы термообработки исследуемых сталей

В данной работе изучается термическая обработка трех инструментальных сталей: У8 (У7), 75ХМ и одной из полутеплостойких дисперсионно-твердеющих сталей типа 70Х2МФБ — для изготовления валков «теплой» прокатки (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав дисперсионно-твердеющих сталей

<i>Марка стали</i>	<i>Номер плашки</i>	<i>Содержание элементов, %</i>						
		<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>V</i>	<i>Nb</i>
70Х2МФБ	—	0,74	0,57	0,26	2,08	0,47	0,55	0,18
МХ2МФБ	37	0,52	0,62	0,28	1,82	0,51	0,44	0,09
55Х2СМФБ	5	0,53	0,29	0,89	1,91	0,25	0,55	0,12
55Х2ГСФБ	4	0,54	0,91	0,89	2,05	—	0,46	0,105

Эти стали близки к эвтектоидным и в отожженном состоянии (830°C, 1 ч, охл. 60°C/ч до 600° далее на воздухе) имеют перлитную структуру со сфероидизированными карбидами. Фазовый состав сталей: феррит, легированный Mn, Si, Cr, Mo, карбид цементитного типа Me₃C, где Me = Fe, Cr, Mo и небольшое количество специальных карбидов (Cr,Mo)₇C₃; VC и NbC. Кинетика растворения карбидов и насыщения твердого раствора легирующими элементами с повышением температуры закалки показана на примере стали 70Х2МФБ на рис. 2. Основную роль в дисперсионном твердении при отпуске данной стали играет V. Присутствие Cr и Mo в твердом растворе усиливает эффект твердения. Наибольшая твердость этой стали после отпуска

при 500—600°C наблюдается при закалке с температур почти полного растворения карбида VC. Закалка с $t < 900^\circ\text{C}$ не вызывает вторичного твердения и в этом случае сталь имеет пониженную твердость после отпуска в указанном интервале температур.

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

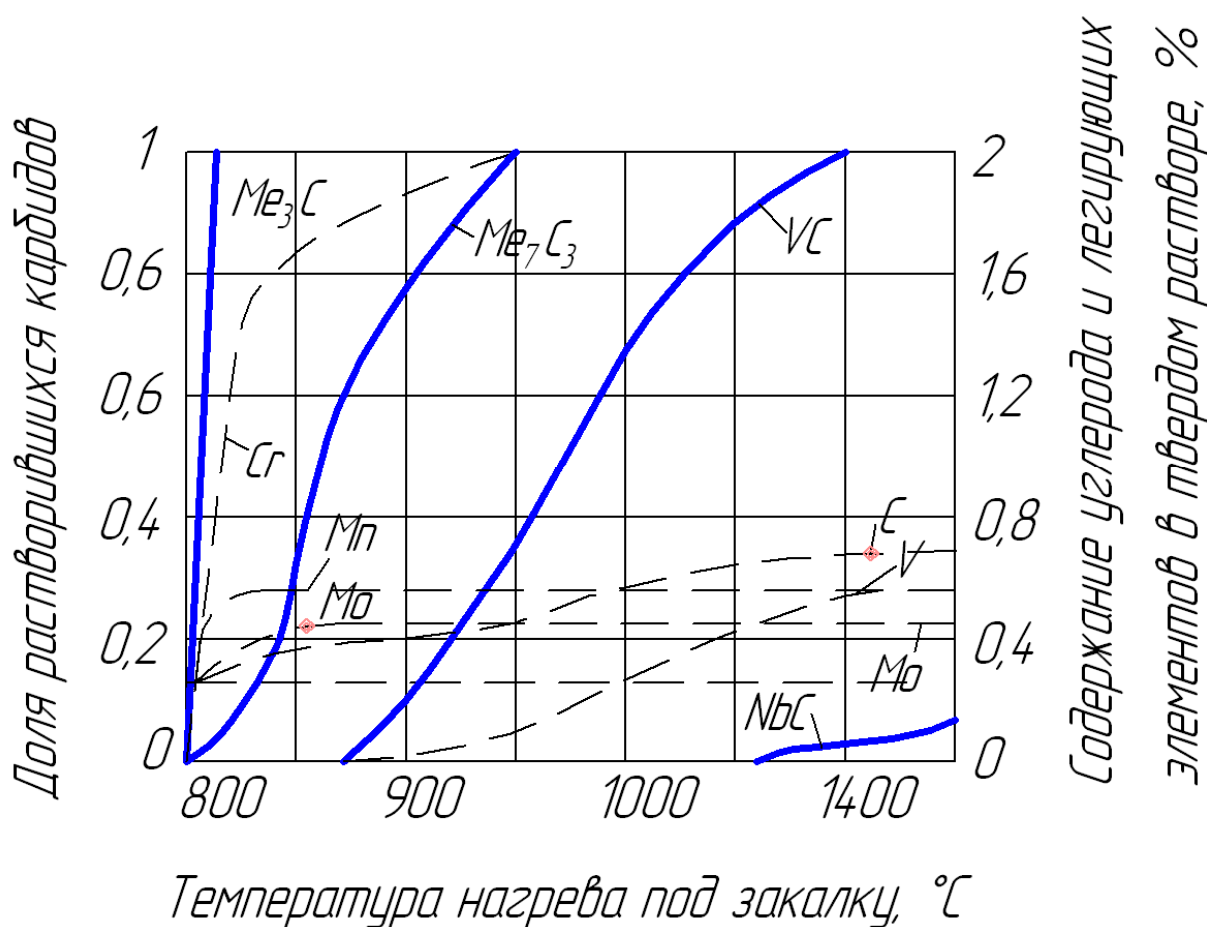


Рис. 2. Растворение карбидных фаз и насыщение аустенита легирующими элементами в стали 70X2МФБ

Аналогичные превращения при нагреве под закалку и отпуске имеют и другие стали из табл. 1. 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 других цветных сплавов, поверхностный слой которых в процессе эксплуатации нагревается до 400—450°C и твердость поверхности бочки которых должна быть не ниже 47 HRC при глубине закаленного слоя не менее 15 мм. Исходя из рабочих температур валков, температура их отпуска должна быть не ниже 500°C.

Сталь 75ХМ (-0,75% С, - 1,5% Cr, ~ 0,3% Mo) не является дисперсионно-твердеющей, так как имеет карбид только цементитного типа Me_3C , предназначена для изготовления крупных опорных валков. Отпускоупорность ее ниже, чем сталей типа Х2МФБ, но выше, чем простой углеродистой, У7, У8. Ее критическая точка А1 равна 750—770°C.

Контролируемый минимум знаний

1. Сущность закалки, структура и свойства закаленной стали.
2. Выбор температуры нагрева под закалку сталей с разным содержанием углерода, в т. ч. заэвтектоидных.
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. Влияние легирования на превращения при отпуске, структуру и свойства стали.
7. Сущность вторичного твердения.
8. Дисперсионнотвердеющие стали и области их применения.
9. Влияние легирования на критические точки стали.
10. Особенности кинетики растворения карбидных фаз и выбора температуры нагрева под закалку легированных сталей, в том числе сильными карбидообразователями.
11. Особенности технологии проведения высокотемпературной закалки.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Данная работа наряду с учебными решает и некоторые исследовательские задачи. Исследовательский характер лабораторной работы требует тщательной подготовки и проведения эксперимента.

Основные задачи работы

1. Изучить влияние уровня и характера легирования на режимы аустенизации и закалки, на отпускостойкость (теплостойкость) инструментальных сталей.

2. Обосновать и выбрать параметры режима окончательной термообработки дисперсионно-твердеющей стали типа Х2МФБ (Х2ГСФБ), обеспечивающей твердость не менее 47 HRC при максимально возможной температуре отпуска не ниже 450°C.

Из-за недостатка времени и оборудования (печи, твердомеры) силами одной подгруппы полное исследование режимов закалки и отпуска трех 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 твердость закаленных и отпущенных при 550°C в течение 1 ч сталей тапа Х2МФБ (Х2ГСФБ), 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 70Х2МФБ (Х2ГСФБ) и 75ХМ.

Задание на второй вариант работы:

1. Исследовать влияние температуры отпуска (t - 1 ч) на твердость сталей 70Х2МФБ (Х2ГСФБ) и У7 (У8), закаленных 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 твердости от температуры отпуска для всех трех сталей и в сопоставлении их друг с другом.

3. Выбрать температурный интервал отпуска стали Х2МФБ (Х2ГСФБ), обеспечивающий после закалки с оптимальной температуры твердость не менее 47 HRC.

Материальное оснащение работы

1. Инструкция к работе.

2. Подготовленные под термообработку образцы трех 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 с разных температур.

Порядок выполнения работы по первому варианту

1. Исходя из данных о критических точках и фазовом составе сталей, выбрать ориентировочно не менее трех температур нагрева под закалку для каждой стали и согласовать с преподавателем, выбрать также охлаждающие среды и способ охлаждения при закалке.

2. Снять фаски на наждаке и нанести 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 твердости после закалки. На образцах стали X2МФБ (X2ГСФБ), особенно закаленных 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 твердости до достижения стабильного значения.

5. Замерить твердость *HRC*. Она должна быть на образцах из стали X2МФБ (X2ГСФБ) - не менее 58 *HRC*, 75ХМ - не менее 60 *HRC* и У7 (У8) - не менее 61 *HRC*.

6. Отпустить образцы при $t = 550^\circ\text{C}$ — 1 ч.

7. Зачистить на наждачной бумаге.

8. Замерить твердость отпущенных образцов.

9. Построить графики зависимости твердости от температуры закалки отпущенных образцов трех сталей (три кривые).

10. Просмотреть и зарисовать микроструктуры закаленных сталей

11. Анализ результатов и выводы по оптимальным температурам закалки. Рассчитать σ_v и $\sigma_{0,2}$ для стали X2МФБ, как указано в п. 2 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 трех температур отпуска стали типа Х2МФБ (Х2ГСФБ) и назначить также температуру отпуска двух других сталей (75ХМ, У7), согласовав их с преподавателем.

2. Снять фаски $1,5 \times 45^\circ$ на наждаке и нанести метки выбранных температур отпуска на образцах всех трех 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 твердости после закалки, как указано в п. 4 для первого варианта.

5. Замерить твердость закаленных образцов: ориентировочные ее значения указаны в п. 5 первого варианта.

6. Отпустить закаленные образцы при трех-четырех выбранных температурах в течение 1 ч.

7. Зачистить отпущенные образцы на наждачной бумаге.

8. Произвести замер твердости образцов (не менее 4 измерений на один образец), предварительно удостоверившись в правильности показаний прибора.

9. Построить графики зависимости твердости от температуры отпуска для трех сталей.

10. Проанализировать результаты: оценить влияние легирования на величину твердости при разных температурах отпуска и характер ее изменения с повышением температуры.

11. Просмотреть и зарисовать микроструктуры закаленных сталей.

12. Рекомендовать температуру отпуска стали Х2МФБ (Х2ГСФБ), исходя из необходимой твердости валков – не менее 47 HRC.

13. Рассчитать предел прочности и предел текучести этой стали по формулам

$$\sigma_a = k HB, \quad \sigma_{0,2} = k_1 HB$$
$$k = 0,38; \quad k_1 = 0,34.$$

Содержание отчета

1. Конкретная 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. Методика проведения эксперимента.
5. Режимы термообработки и результаты измерения твердости, сведенные в табл. 2 и 3.

Таблица 2

Влияние температуры закалки на твердость сталей, отпущенных при _____ °С сталей

марка стали	Режимы закалки			Твердость после закалки, <i>HRC</i>	Отпуск по оптим. режиму		Твердость после отпуска, <i>HRC</i>
	температура, °С	выдержка, мин	охлаждающая среда		<i>t</i> , °С	τ , мин	
<i>X2MФБ</i>	t_1						
	t_2						
	t_3						
<i>75ХМ</i>	t_1						
	t_2						
	t_3						
<i>У7</i>	t_1						
	t_2						

Примечания: 1. Оптимальный режим отпуска выбирается по результатам исследования других групп, температура отпуска лежит в пределах 500— 580°С (берется, например, 550°С), выдержка — 1 час.

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

**Влияние температуры отпуска на твердость закаленных
по оптимальному режиму сталей**

Марка стали	Закалка по оптимальным режимам			Твердость после закалки, <i>HRC</i>	Режимы отпуска		Твердость после отпуска, <i>HRC</i>
	температура, °C	выдержка, мин	охлаждающая среда		<i>t</i> , °C	τ , мин	
X2MФБ					<i>t</i> ₁		
					<i>t</i> ₂		
					<i>t</i> ₃		
75ХМ					<i>t</i> ₁		
					<i>t</i> ₂		
					<i>t</i> ₃		
У7					<i>t</i> ₁		
					<i>t</i> ₂		
					<i>t</i> ₃		

Примечание: 1. Оптимальный режим закалки выбирается по результатам исследования других групп: ориентировочно температура закалки для X2MФБ -1000°C, для 75ХМ — 900—920°C, для У7 — 780—800°C (но берется 900—920°C).

2. Рекомендуются 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 *HRC* от температуры закалки отпущенных по оптимальному режиму ($t \approx 550^\circ\text{C}$, $t = 1\text{ч}$) исследуемых сталей;

б) твердости *HRC* от температуры отпуска закаленных по оптимальному режиму сталей.

7. Рисунки микроструктур закаленных сталей.

8. Выводы по работе с анализом результатов эксперимента и их соответствия теории.

9. Рекомендации по режиму термической обработки и прочностным свойствам стали типа X2MФБ (X2ГСФБ) на твердость $HRC \geq 47$.

Список рекомендуемой литературы

- Новиков, И. И. Теория термической обработки / И. И. Новиков. - М.: Металлургия, 1974.

7. КЛАССИФИКАЦИЯ И МИКРОИССЛЕДОВАНИЕ

ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

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

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

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 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, указывают на примерное содержание данного легирующего элемента. При содержании элемента менее 1 % цифра отсутствует, при содержании около 1 % — цифра 1, если это сильный карбидообразователь (V, Nb и т. д.) и около 2% — цифра 2 и т. д. В соответствии с этим сталь состава 0,28—0,35% С; 0,8—1,1% Сг; 0,9—1,2% Mn, 0,8—1,2% Si обозначают 30ХГСА. Буква А в конце маркировки указывает на ограниченное содержание серы и фосфора ($S < 0,03\%$, $P < 0,03\%$). Сталь, содержащую 0,85—0,95% С; 0,95—1,25% Сг, 1,2—1,6% Si, маркируют 9ХС, а сталь, содержащую

1,45—1,7% С, 11,0—12,5% Сг, 0,4—0,6% Мо, маркируют Х12М (при содержании углерода более 1% цифры в начале маркировки обычно опускают).

Быстрорежущие стали принято маркировать буквой Р, после которой идет 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», обозначаются буквой Э, далее буквой И (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 структуре. По назначению стали делят на следующие группы.

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

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

Стали и сплавы с особыми свойствами. Сюда относятся стали, обладающие каким-либо резко выраженным свойством: нержавеющие, жаропрочные, износостойкие, 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 основах.

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 по-

ложение точек «S» и «E» диаграммы железо-углерод. По равновесной структуре стали подразделяют на доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные, 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 Me_3C (заэвтектоидные). В перлитных малолегированных сталях, содержащих примерно до 4% легирующих элементов, после нормализации получается структура перлитного типа (перлит, сорбит, тростит) с возможными включениями феррита у доэвтектоидных и цементита у заэвтектоидных сталей. На этом основании их относят к перлитному классу (рис. 1, слева).

При содержании легирующих элементов приблизительно от 4 до 10% две S-образные кривые на диаграмме распада аустенита смещены вправо настолько, что после нормализации структура стали получается преимущественно мартенситная (рис. 1, справа). Поэтому такие среднелегированные стали относят к мартенситному классу.

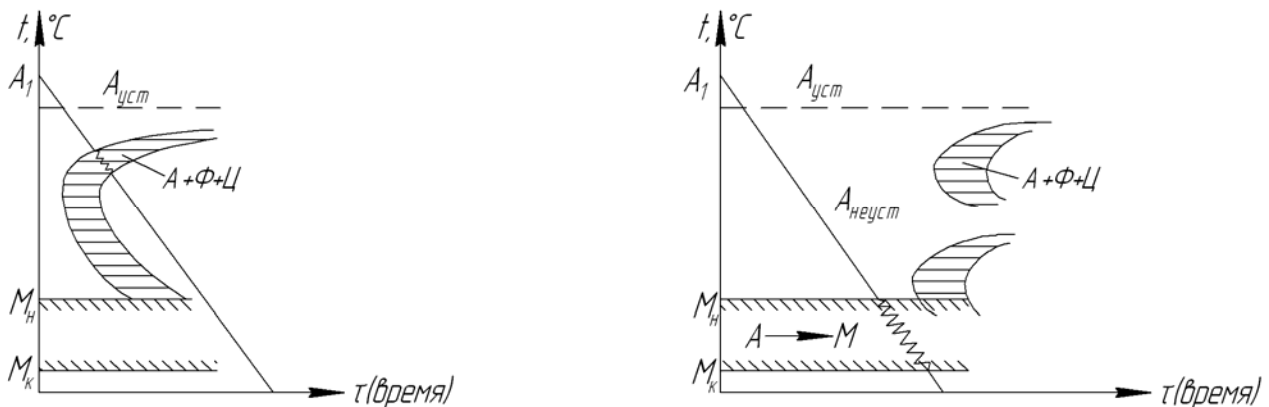


Рис. 1. Схемы изотермического распада аустенита в сталях перлитного (слева) и мартенситного (справа) классов

К перлитному классу относятся большинство марок конструкционных (20Х, 30ХГСА, ШХ15 и др.) и инструментальных (9ХС, ХВГ и др.) сталей. Сталями мартенситного класса являются некоторые конструкционные (18Х2Н4ВА, 3ХНЗМФА и др.), инструментальные (3Х2В8 и др.), хромистые нержавеющей (30Х13, 40Х13) и жаропрочные клапанные (40Х9С2 и др.) стали. Сюда же можно причислить высокопрочные мартенситностареющие стали (Н18К9М5Т и др.).

Легированные стали перлитного класса от простых углеродистых выгодно отличаются тем, что для получения мартенситной структуры могут закаливаться в масле, тогда как углеродистые стали должны закаливаться в воде, т. е. требуют более резкого охлаждения. Резкое охлаждение при закалке углеродистых сталей ведет к короблению деталей, а также может вызвать растрескивание. Самыми лучшими в этом отношении являются стали мартенситного класса. В них мартенсит образуется при закалке на воздухе. Коробление в этом случае получается наименьшее. Кроме того, с увеличением содержания легирующих элементов увеличивается прокаливаемость (глубина проникновения закаленной зоны от поверхности к центру), что позволяет производить упрочнение путем 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, препятствуют его распаду при отпуске. Поэтому при одинаковой температуре отпуска легированные стали имеют более высокую твердость 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 сорбит 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 тем, что все легирующие элементы сдвигают влево точки *S* и *E* диаграммы железо - углерод, эвтектоидная концентрация у легированных сталей всегда меньше, чем 0,8% С. Поэтому у отожженных доэвтектоидных легированных сталей при равном с углеродистыми сталями содержании углерода площадь, занятая перлитом на микрошлифе, оказывается всегда больше, чем у углеродистых. Так, в стали

ЗОХГСА доля перлита составляет примерно 60% и феррита примерно 40%, тогда как в стали 30 доля перлита составляет только 40%, а феррита — 60%.

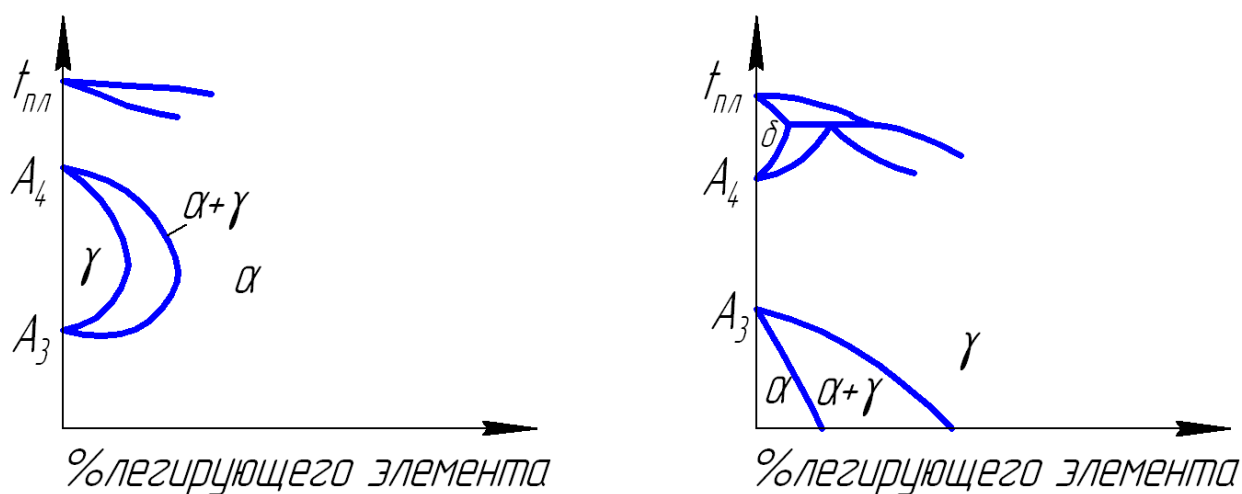
Ледебуритные стали — это инструментальные стали с высоким содержанием углерода и карбидообразующих элементов (W, Mo, Cr и др), сдвигающих точку «E» диаграммы железо—углерод влево до концентраций углерода меньших, чем в стали. После литья структура таких сталей состоит из ледебурита, перлита и вторичных карбидов. При ковке грубые ледебуритные (первичные) карбиды раздробляются на более мелкие. В отожженном 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 (~ 0,7% C, ~ 18% W, ~ 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, аустенита и карбидов. Однако различить мартенсит и аустенит как отдельные структурные составляющие не удастся, присутствие бесструктурного мартенсита обнаруживается наличием высокой твердости и магнитных свойств. После закалки с 1280°C и трехкратного отпуска при 560°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. Следует рассмотреть характер взаимодействия легирующих элементов с железом. Существует два принципиально различных типа такого взаимодействия. Хром, ванадий, молибден, вольфрам и некоторые другие элементы, имеющие однокристаллическую решетку с α - железом, растворяясь в нем (неограниченно и ограниченно), расширяют область существования феррита и называются ферритизаторами (рис. 2, а).

При достаточно большом легировании малоуглеродистой стали этими элементами (обычно хромом) она во всем диапазоне температур твердого состояния будет иметь структуру феррита и относиться к ферритному классу. Если сталь легировать элементами, расширяющими область существования аустенита - аустенизаторами (никель, марганец, кобальт и др.), то при определенном их со-

держании можно получить аустенитную структуру для всех температур твердого состояния выше 20°C (рис. 2,б).



Р и с. 2. Схемы диаграмм состояния железолегирующий элемент с ферритизатором (а) и аустенизатором (б)

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 содержится то или иное количество компонентов ферритизаторов, и прежде всего хрома. При определенном их сочетании сталь будет аустенитно-ферритного 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 твердом 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 хромоникелемарганцовистые стали. В качестве примера можно привести следующие марки: 12X18H9T, X13H4Г9, 40X14H14B2M, 20X23H18.

В равновесном состоянии они имеют легированный аустенит, а также некоторое количество карбидов и интерметаллидов. При закалке с 1000—1100°C в них получается чисто аустенитная (но не мартенситная, как в перлитных и мартенситных сталях) структура, так как вторые фазы (карбиды, интерметаллиды) растворяются при нагреве под закалку. При этом получается наибольшая коррозионная стойкость и высокая пластичность, а упрочнения не происходит. Последнее резко отличает аустенитные стали от ранее рассмотренных мало- и среднелегированных.

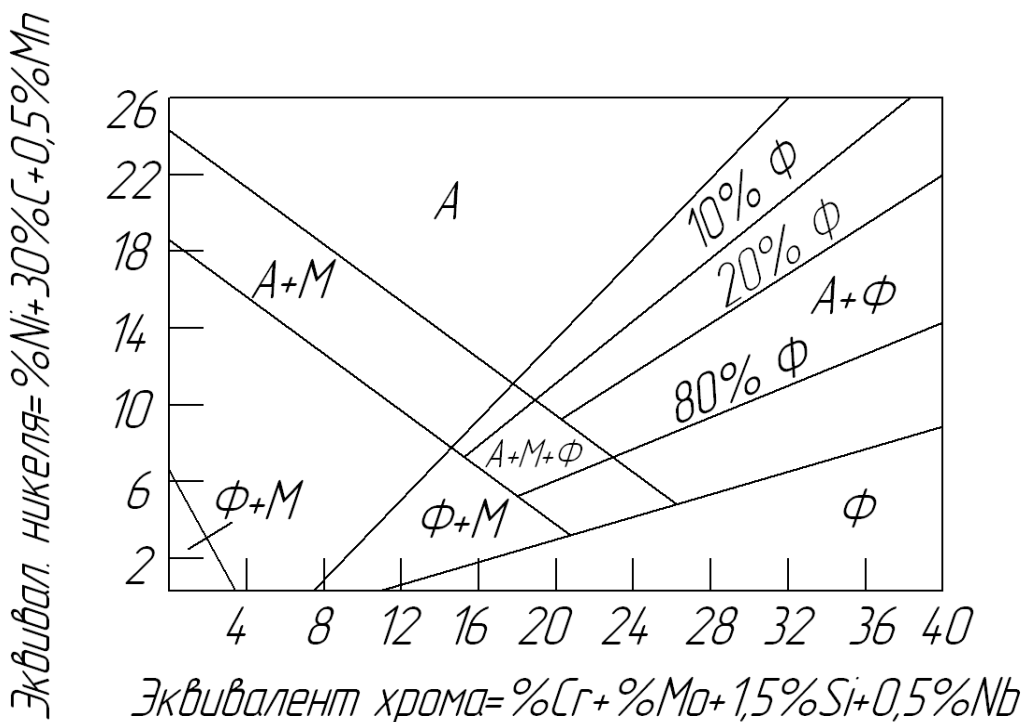


Рис. 3. Структурная диаграмма нержавеющей сталей

Однако если в результате закалки аустенит достаточно сильно перенасыщен углеродом и другими легирующими элементами, то старением при 650—700°C можно вызвать упрочнение стали за счет выделения вторичных фаз в мелкодисперсном виде. Таким образом, аустенитные стали могут быть гомогенными, неупрочняемыми термообработкой, и дисперсионно-твердеющими, упрочняемыми завалкой и старением. К первым относятся, в основном, нержавеющей, например, 32X18H9 и др., ко вторым - жаропрочные, например, 40X14H14B2M с карбидным упрочнением и X14H35BTЮ с интерметаллидным упрочнением. К последним близко по структуре и принципам упрочняющей термообработки примыкают сплавы на никелевой основе, так называемые нимоники, например, сплав ХН77ТЮР (ЭИ 437Б), широко применяющийся для изготовления рабочих лопаток турбины газотурбинных двигателей. Микроструктура аустенита у нержавеющей

щих и жаропрочных сталей весьма характерна. В светлых, довольно крупных и резко очерченных зернах — полиэдрах 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°C сохраняют это состояние, которое является неустойчивым. Это достигается подбором химического состава и, главным образом, путем снижения содержания никеля по сравнению со сталями аустенитного класса. Неустойчивый после закалки аустенит при обработке холодом при —70°C частично (до 50—70%) превращается в мартенсит, сообщая этим самым стали более высокие прочностные свойства. Дополнительное упрочнение стали происходит при старении (350—500°C; за счет 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°C) температурах. Типовой маркой этих сталей является 09X15H9Ю.

Нержавеющие стали аустенитно-ферритного класса в связи с более высоким содержанием хрома и пониженным содержанием никеля имеют двухфазную структуру при всех температурах твердого состояния. Количественное соотношение аустенита и феррита в них зависит не только от химического состава, но и от температуры нагрева под термообработку или обработку давлением и может изменяться в широких пределах. К ним относятся стали 12X22H5T, 08X18Г8H2T и другие. Стабильность механических свойств этих двухфазных сплавов достигается только при относительно небольших колебаниях химического состава, что требует прецизионной выплавки.

Контролируемый минимум знаний

1. Понятие о легированной стали и целях легирования.
2. Признаки классификации легированных сталей.
3. Классификация легированных сталей по назначению.
4. Влияние легирующих элементов на полиморфные превращения железа.
5. Влияние легирующих элементов на диаграмму железо - углерод.
6. Влияние легирующих элементов на диаграммы распада переохлажденного аустенита.

7. На чем основывается классификация сталей по структуре в равновесном и нормализованном состояниях?
8. Характеристика основных структурных классов сталей.
9. Принципы маркировки легированных сталей.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

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

Материальное оснащение

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

Содержание отчета

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

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.

Список рекомендуемой литературы

1. Гуляев, А.П. Металловедение / А. П. Гуляев. - М.: Металлургия, 1986.

2. Лахтин, Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин. - М.: Металлургия, 1997.

Учебное издание

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЕЙ

Методические указания к лабораторно-практическим работам
и индивидуальным занятиям

Составители: *Колеров Олег Константинович*
Уварова Вера Сергеевна
Дроздов Игорь Алексеевич
Бунова Галина Захаровна

Редактор Ю. Н. Л и т в и н о в а
Компьютерная верстка Ю. Н. Л и т в и н о в а

Подписано в печать 17.01.2008. Формат 60x84 1/16.

Бумага офсетная. Печать офсетная.

Печ. л. 4,25

Тираж 200 экз. Заказ . Арт.-С19(Д2)/2007

Самарский государственный
аэрокосмический университет.
443086, Самара, Московское шоссе, 34

Изд-во Самарского государственного
аэрокосмического университета.
443086, Самара, Московское шоссе, 34