

МИНОБРНАУКИ РОССИИ


Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Тульский государственный университет»

Политехнический институт

Кафедра «Машиностроение и материаловедение»

Утверждено на заседании кафедры
«Машиностроение и материаловедение»
«30» января 2023 г., протокол № 6

Зав. кафедрой


_____ А.В. Анцев

МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ
по проведению практических (семинарских) занятий
по дисциплине (модулю)

***«Теория, технология и оборудование термической и
химико-термической обработки сплавов»***

**основной профессиональной образовательной программы
высшего образования – программы магистратуры**

по направлению подготовки
22.04.02 Металлургия

с направленностью (профилем)
Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Форма обучения: *очная*

Идентификационный номер образовательной программы: 220402-01-22

Тула 2023 г.

Разработчик методических указаний

Маркова Галина Викторовна профессор, д.т.н., доцент
(ФИО, должность, ученая степень, ученое звание)

_____  _____

ПРАКТИЧЕСКАЯ РАБОТА № 1

ПРИМЕНЕНИЕ ЗАКОНОВ ДИФфуЗИИ В ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛЕЙ

1. Цель работы

1.1. Освоить методику определения и использования параметра эквивалентности P между температурой и длительностью изотермической обработки при этой температуре.

1.2. Определить энергию активации процессов, контролирующих разупрочнение при отпуске легированных сталей.

2 Краткие сведения из теории

Целью любого процесса термической обработки является получение определенного структурного состояния, обеспечивающего требуемый комплекс физико-механических свойств. В большинстве случаев достижение требуемого уровня структурного и фазового равновесия происходит в процессе протекания фазовых превращений, скорость которых контролируется диффузией компонентов сплава в матрице (процессы химико-термического насыщения поверхности, обезуглероживание, аустенитизация, рекристаллизация, отпуск, старение и т.д.).

Формальное описание процессов диффузии базируется на известных законах Фика, первый из которых дает описание потока атомов из области с более высокой концентрации в ту область твердого тела, где их концентрация меньше

$$j = -D \left(\frac{dc}{dx} \right), \quad (1)$$

где j – поток атомов, проходящий через единичную площадку за единицу времени; (dc/dx) – градиент концентрации, перпендикулярный к этой площадке $\left(\frac{г/см^3}{см} \right)$; D – коэффициент диффузии, в данном случае (при $T = \text{const}$) являющийся константой, зависящей от природы диффундирующего вещества и среды, в которой происходит диффузия ($см^2/с$).

Второй закон Фика выводится, исходя из уравнения (1) и принципа сохранения вещества, и описывает изменение концентрации диффундирующего вещества в пространстве и во времени. Для одномерной диффузии оно имеет вид

$$\frac{dc}{dx} = D \frac{d^2c}{dx^2}, \quad (2)$$

где коэффициент диффузии D является температурно-зависимой величиной и эта зависимость описывается уравнением Аррениуса

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right), \quad (3)$$

где D_0 – предэкспоненциальный множитель; Q – энергия активации процесса; k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура.

Решая уравнение (1) относительно количества вещества, прошедшего через единицу поверхности, можно показать, что равную относительную концентрацию (C/C_0 , где C_0 – исходная концентрация вещества) можно достичь при разных температурно-временных параметрах процесса

$$\left(\frac{C}{C_0}\right)^2 \cong D_1 \tau_1 = D_2 \tau_2 = \dots \quad (4)$$

Подставив в уравнение (4) соответствующие значения D в приближении независимости D_0 и Q от T получим

$$\tau_1 D_0 \exp\left(-\frac{Q}{kT_1}\right) = \tau_2 D_0 \exp\left(-\frac{Q}{kT_2}\right) \quad (5)$$

$$\tau_1 \exp\left(-\frac{Q}{kT_1}\right) = \tau_2 \exp\left(-\frac{Q}{kT_2}\right) \quad (6)$$

Из выражения (6) следует, что если химический состав в процессе контролируемого диффузией фазового процесса не изменяется, то одно и то же равновесное состояние может быть достигнуто через параметры другого прямоугольного цикла (T_0, τ_0), где τ_0 равно единице времени (секунде, минуте, часу). Прологарифмировав выражение (6), получим

$$\ln \tau - \frac{Q}{kT} = \ln \tau_0 - \frac{Q}{kT_0}$$

$$\text{или} \quad \ln \frac{\tau}{\tau_0} = \frac{Q}{k} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0} \right) \quad (7)$$

Из выражения (7) определим значение T_0

$$\frac{1}{T_0} = \frac{1}{T} - \frac{k}{Q} \ln \frac{\tau}{\tau_0}$$

Обозначив $T_0 = P$, окончательно получаем

$$P = T_0 = \left[\frac{1}{T} - \frac{k}{Q} \ln \frac{\tau}{\tau_0} \right]^{-1}, \quad (8)$$

где P – параметр эквивалентности термической обработки, изображенный в виде некоторого прямоугольного цикла с продолжительностью, равной единице времени. P имеет смысл температуры T_0 , а Q – некоторой эффективной энергии активации, контролирующей механизм процесса при T_0 и T .

.... В условиях реального процесса термической обработки форма цикла “нагрев - охлаждение” существенно отличается от прямоугольной. Естественно, что фазовые превращения, приводящие к получению требуемого структурного состояния, будут протекать не только в процессе изотермической выдержки при достижении заданной температуры T_H , но и в процессе нагрева и охлаждения сплава. Вклад времени нагрева и охлаждения будет зависеть от соотношения продолжительности стадий выдержки и нагрева (охлаждения) и закона изменения температуры при нагреве (охлаждении). Очевидно, что чем меньше будут время выдержки и скорость нагрева (охлаждения), тем больше будет вклад стадий нагрева или (и) охлаждения в общую долю превращений при термообработке. Это в первую очередь относится к быстропротекающим процессам (закалка т.в.ч., сварка и т.д.) и термообработке больших садок (гомогенизирующий отжиг, отпуск, старение и т.д.).

В этих случаях целесообразно преобразовать реальный цикл (рис. 1) в эквивалентный ему прямоугольный цикл с температурой, соответствующей максимальной температуре реального цикла. Полученный эквивалентный цикл легко описать с помощью параметра эквивалентности P .

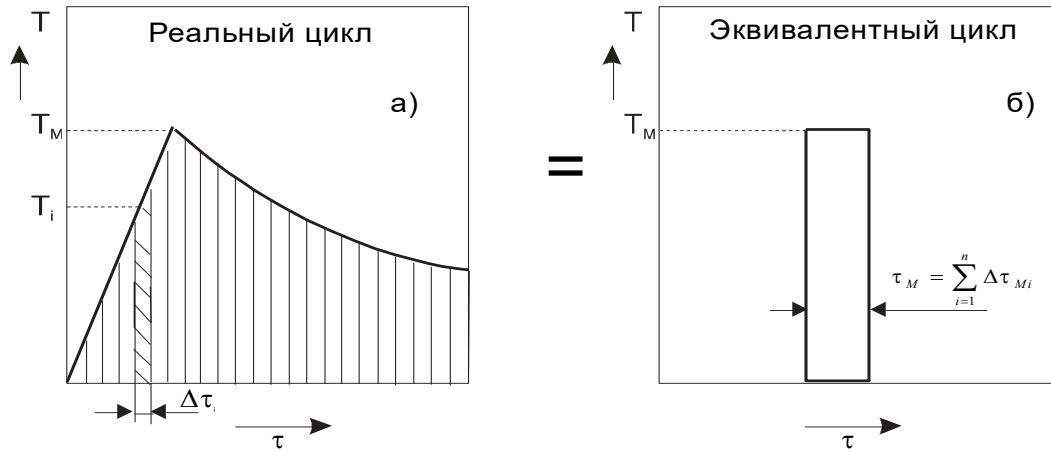


Рис. 1. Реальный цикл нагрева и охлаждения (а) и эквивалентный (б) ему изотермический цикл обработки

Рассмотрим некоторый цикл термообработки $T = f(\tau)$ (рис. 1, а) и выделим в нем интервал времени $\Delta\tau_i$. При достаточно малом значении $\Delta\tau_i$ выделенный микроцикл можно описать с помощью параметра эквивалентности

$$P_i = \left[\frac{1}{T_{Ci}} - \frac{k}{Q} \ln \frac{\Delta\tau_i}{\tau_0} \right]^{-1}, \quad (9)$$

где T_{Ci} – средняя температура в интервале $\Delta\tau_i$.

Если в выражении (9) T_{Ci} заменить на T_M – максимальную температуру цикла, то параметр эквивалентности P_i запишется

$$P_i = \left[\frac{1}{T_M} - \frac{k}{Q} \ln \frac{\Delta\tau_{Mi}}{\tau_0} \right]^{-1}, \quad (10)$$

где $\Delta\tau_{Mi}$ – время выдержки при T_M , эквивалентное времени $\Delta\tau_i$ при температуре T_{Ci} .

Приравнявая (9) и (10), можно получить выражения для $\Delta\tau_{Mi}$

$$\Delta\tau_{Mi} = \Delta\tau_i \exp \left[-\frac{Q}{k} \left(\frac{1}{T_{Ci}} - \frac{1}{T_M} \right) \right] \quad (11)$$

Просуммировав $\Delta\tau_{Mi}$ для всех интервалов разбиения реального цикла, получим полное эффективное время выдержки $\Delta\tau_M$ при температуре T_M для эквивалентного прямоугольного цикла, параметр P которого будет равен

$$P = \left[\frac{1}{T_M} - \frac{k}{Q} \ln \frac{\tau_M}{\tau_0} \right]^{-1} \quad (12)$$

Таким образом, чтобы определить параметр P эквивалентного цикла для любого реального процесса нагрева и (или) охлаждения необходимо иметь график, описывающий этот процесс в координатах $T - \tau$. Далее следует разбить полное время цикла на 10...30 равных интервалов, для каждого из них определить среднюю температуру и по формуле (11) рассчитать эквивалентное время. Просуммировав эти времена для всех интервалов цикла, по формуле (12) оценить параметр эквивалентности.

Если известны параметры P для нескольких произвольных циклов нагрева и охлаждения, то чтобы сравнить их эффективность достаточно проанализировать зависимость интересующего нас свойства от параметра P и далее принять обоснованное решение.

Использование параметра P становится возможным, если известна энергия активации Q процесса, контролирующего данное фазовое превращение. При определении Q исходят из следующих допущений:

- Q является некоторой эффективной энергией активации и ее значение принимается постоянным во всем температурном интервале превращения (рост зерна, диффузионное насыщение, разупрочнение при отпуске и т.д.);
- между параметром, описывающим степень протекания превращения (размер зерна, глубина цементованного слоя, твердость и т.д.), и P существует устойчивая функциональная связь.

В этом случае способ определения Q прямо вытекает из выражения для P . Перепишем уравнение (12) в виде

$$\frac{1}{P} = \frac{1}{T} - \frac{k}{Q} \ln \frac{\tau}{\tau_0} \quad (13)$$

или

$$\frac{1}{T} = \frac{1}{P} + \frac{k}{Q} \ln \tau, \quad (14)$$

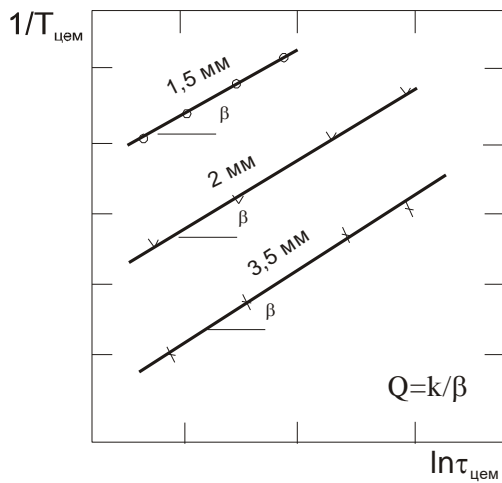
имея в виду, что $\tau_0 = 1$ (с, мин или час).

Из (14) следует, что прямая (для $1/P = \text{const}$), построенная в координатах $1/T - \ln \tau$, будет иметь наклон $\beta = k/Q$, что позволяет, например, методом наименьших квадратов определить значение Q .

Фактически при определении Q в координатах $1/T - \ln \tau$ строят изолинии равного параметра, контролирующего степень протекания превращения (рис. 2).

Определение Q описанным выше способом весьма затруднительно, т.к. изолинии должны быть построены точно для принятого значения измеряемой величины (например, для HV 380, 400 и т.д.), которая функционально связана с параметром P .

Практически удобнее пользоваться приемом оценки Q , описанным ниже.



S, мм

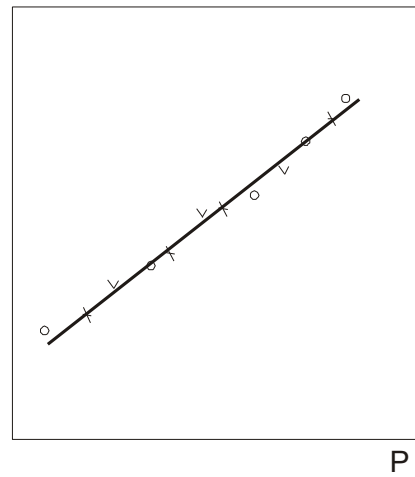


Рис. 2. Зависимость глубины цементованного слоя от температуры и времени цементации. Цифры у кривых – глубина цементованного слоя

Рис. 3. Зависимость глубины цементованного слоя от режима цементации

Рассмотрим в качестве примера порядок определения эффективной энергии активации Q для случая высокого отпуска. Известно, что с повышением температуры отпуска твердость закаленной стали уменьшается. Имеются многочисленные экспериментальные данные, которые однозначно свидетельствуют о наличии линейной связи между характеристиками прочности и ($\sigma_{0,2}$, HV, и т.д.) и параметром P , которая может быть описана уравнением вида

$$HV = A + B \cdot \frac{10^3}{P}, \quad (15)$$

где A и B – константы, зависящие от химического состава стали.

Подставив в уравнение (15) значение P (13) и приняв $\tau_0 = 1$, получим

$$HV = A + C \left(\frac{1}{T} - \frac{k}{Q} \ln \tau \right) = A + \frac{C}{T} - F \cdot \ln \tau, \quad (16)$$

где $C = B \cdot 10^3$ и $F = -\frac{Ck}{Q}$.

$$\text{Откуда } Q = -\frac{Ck}{F} \quad (17)$$

Значения констант C и F можно определить последовательным построением зависимостей $HV - 1/T$ (для $\tau_i = \text{const}$) и $HV - \ln \tau$ (для $T_i = \text{const}$).

В общем случае использование параметра P , как некоторой интегральной характеристики, учитывающей влияние температуры и времени на кинетику

протекания фазового превращения (рис. 3), является более оправданным, чем традиционное представление результатов в форме отдельных зависимостей свойства от температуры и времени процесса.

Если известна зависимость “свойство – параметр P ”, не представляет труда изменять режимы термической обработки, например, повысив температуру процесса и сократив его продолжительность, сохраняя постоянным получаемый уровень свойств. Это позволяет оптимизировать с точки зрения технико-экономических показателей процесс термообработки. Наконец, если процесс термообработки контролируется и управляется ЭВМ, то именно через параметр процесса P , можно точно выдержать заданные свойства.

3. Порядок выполнения практического задания

3.1. Для углеродистой стали 40 и легированных сталей типа 40ХН и 40ХГ2Н2М выбрать температуру нагрева под закалку.

Образцы сталей в форме кубиков или цилиндров закалить в воду для получения полностью мартенситной структуры. По диаграммам изотермического распада аустенита выбрать режимы изотермической закалки на бейнит и провести этот вид обработки для каждой стали.

Для каждой стали закалке на мартенсит и бейнит подвергаются по 14 образцов. Качество закалки контролируется измерением твердости HRC. Она должна быть одинаковой для данной стали при данном способе закалки.

3.2. Закаленные на мартенсит и бейнит образцы подвергнуть отпуску в соответствии с матрицей плана (табл. 1).

Таблица Матрица плана отпуска сталей

$t, ^\circ\text{C}$ \ $\tau, \text{ч}$	1	4	19	80
400	+	+	+	+
440	+	+	+	+
480	+	+	+	+
530	+	+	+	+
580	+	+	+	+
640	+	+	+	+
680	+	+	+	+

Примечание: в процессе практических занятий проводят отпуск в течение 1 и 4 часов при температурах, указанных в таблице. Для больших продолжительностей отпуска используют образцы из коллекции.

3.3. На каждом отпущенном образце стали измерить твердость по Виккерсу не менее 10 раз, оценить среднее значение твердости.

3.4. Для каждой стали и каждого исходного состояния после закалки (мартенсит и бейнит) построить зависимости $HV - 1/T$ (для четырех времен отпуска) и $HV - \ln \tau$ (для всех температур отпуска).

Методом наименьших квадратов определить для каждой прямой параметры линейной модели C_{ij} и F_{ij} (ф. 16) и их характеристики точности (S_0^2).

Методами дисперсионного анализа проверить значимость различия параметров C_{ij} и F_{ij} для каждого состояния. В случае их равенства определить средние значения C_{ij} и F_{ij} и их характеристики точности (S_C^2 и S_F^2).

3.5. По формуле (17) оценить значения эффективной энергии активации процессов, контролирующих разупрочнение при отпуске изученных сталей в двух исходных состояниях (мартенсит и бейнит), а также их характеристики точности.

3.6. Проанализировать влияние легирования и исходного состояния на энергию активации процесса разупрочнения при отпуске сталей.

3.7. Используя средние значения эффективной энергии активации для каждой стали и каждого состояния, рассчитать значения параметра эквивалентности P для каждого режима отпуска (см. табл.).

3.8. Построить графики зависимости $HV - 1/P$ и м.н.к. определить параметры линейной модели (ф. 15) и их погрешности, проверить адекватность линейной модели, рассчитать и нанести на график доверительный интервал для линии регрессии.

3.9. Проверить прогнозирующую способность полученных моделей, для чего сделать отпуск сталей по режимам, не использованным в матрице (таблица). Например, 610°C , 1,5 ч. Сравнить измеренное значение твердости с твердостью, предсказываемой моделью.

3.10. Сделать выводы по работе.

4. Контрольные вопросы

1. Каков физический смысл коэффициента диффузии?
2. От каких параметров технологического процесса термообработки зависит коэффициент диффузии?
3. Какова размерность параметра эквивалентности P ?
4. Каков физический смысл параметра эквивалентности P ?
5. Объяснить как от реального цикла нагрева и охлаждения перейти к эквивалентному циклу.
6. В каких случаях целесообразно использовать параметр эквивалентности P ?
7. Назовите необходимые условия использования параметра эквивалентности.
8. Назовите способы оценки эффективной энергии активации процесса.
9. Как зависит энергия активации процесса от параметра эквивалентности?
10. Составьте матрицу плана эксперимента для оценки эффективной энергии активации процесса цементации стали 20.

11. В каких случаях можно использовать данные по энергии активации, например, процесса отпуска, полученные для стали 40 для других легированных сталей?

5. Литература

1. Технология конструкционных материалов (Технологические процессы в машиностроении): в 4-х ч. / под ред. Э.М. Соколова; С.А. Васина; Г.Г. Дубенского. - Тула: Изд-во ТулГУ, 2007.
- Ч.1: Машиностроительные материалы : учебник для вузов / Е. В. Гринберг, Г. В. Маркова, В. А. Алферов.- 2007. – 475 с. - ISBN 978-5-7679-1056-4 – 21 экз.
2. Ворошнин Л.Г. Теория и технология химико-термической обработки: учебник для вузов/Л.Г.Ворошнин, О.Л.Менделеева, В.А.Сметкин. – Минск: Новые знания, 2010. – 304 с. – ISBN 878-5-94735-149-1 (РФ). – ISBN 978-985-475-342-3 (Беларусь). – 25 экз.
3. [Арзамасов, Б.Н.](#) Справочник по конструкционным материалам / Б.Н. Арзамасов [и др.]; под ред. Б.Н. Арзамасова, Т.В. Соловьевой .— М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005 .— 640с. - ISBN 5-7038-2651-9 – 13 экз.
4. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна: справочник: в 3 т. Т.2. Строение стали и чугуна/М.Л.Бернштейн [и др.] / под ред.: А.Г. Рахштадта, Л.М. Капуткиной, С.Д. Прокошкина, А.В. Супова. — М.: Интернет Инжиниринг, 2005 .— 528с. - ISBN 5-89594-104-4 – 15 экз.
5. Материаловедение и технологические процессы в машиностроении : учеб. пособие / С. И. Богодухов [и др.]; под общ. ред. С. И. Богодухова. — Старый Оскол: ТНТ, 2010 . — 559 с. - ISBN 978-5-94178-220-8 – 5 экз.
6. Основы технологии и прогрессивные методы термической обработки : учеб. пособие для вузов / И. А. Гончаренко [и др.]; ТулГУ; Акад. проблем качества РФ.— Тула: Изд-во ТулГУ, 2011. — 200 с. - ISBN 978-5-7679-1858-4. – 10 экз.
7. Материаловедение в машиностроении и промышленных технологиях: учеб.-справ. руководство / В. А. Струк [и др.]. — Долгопрудный: Интеллект, 2010. — 536 с. - ISBN 978-5-91559-068-6 – 55 экз.

ПРАКТИЧЕСКАЯ РАБОТА № 2

РАСЧЁТ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛЕЙ ПО ИХ ХИМИЧЕСКОМУ СОСТАВУ

1. Цель работы

1.1. Освоить методику расчёта кривой прокаливаемости сталей по их химическому составу.

1.2. Рассчитать кривую прокаливаемости конструкционной легированной стали и сравнить результаты расчёта с полосами прокаливаемости по ГОСТ4543 для той же стали.

2 Краткие сведения из теории

Прокаливаемость является одним из важнейших технологических свойств сталей и количественно характеризуется глубиной проникновения закаленной зоны. Прокаливаемость зависит, как от внутренних (химический состав, размер аустенитного зерна и т.д.) так и от внешних факторов (интенсивность охлаждения), а также от геометрических размеров и массы тела (отношения поверхности к объему). Для исключения внешних факторов и размеров закаливаемого тела определение прокаливаемости, как свойства стали, проводят в нормализованных условиях.

Для оценки прокаливаемости используют критерий, называемый критическим диаметром $D_{кр}$ представляющим собой максимальный диаметр цилиндра, который прокаливается насквозь в данном охладителе (вода, масло, воздух и т.д.). Очевидно, что для различных охладителей $D_{кр}$ будет разным. Критический диаметр является удобной характеристикой при выборе стали для конкретного изделия. Если требуется, чтобы деталь при закалке прокаливалась насквозь, необходимо выбрать такую сталь, для которой (с учетом конкретного охладителя) выполняется условие $D_{кр} \geq D_{изд.}$

Определить $D_{кр}$ можно, закаливая в различных охлаждающих средах образцы в форме цилиндров разных диаметров. Разрезая их затем по диаметру и контролируя распределение структуры и твердости, можно оценить прокаливаемость ($D_{кр}$) в каждом охладителе. Однако проще и экспериментально удобнее определять показатели прокаливаемости методом торцевой закалки по ГОСТ 5657-69.

Определение прокаливаемости углеродистых и легированных сталей (за исключением сталей, закаливающихся на воздухе) в этом случае осуществляют на стандартных образцах, предварительно прошедших нормализацию. Хотя процедура определения прокаливаемости представляется не очень сложной, но учитывая современные объёмы производства сталей на металлургических заво-

дах, метод торцевой закалки является достаточно длительным (получение литого образца, механическая обработка до размеров, предписываемых стандартом, нормализация образца, нагрев и проведение торцевой закалки, подготовка поверхности образца и измерение твёрдости по его длине, построение кривой прокаливаемости).

В то же время по ходу выплавки стали металлурги неоднократно измеряют химический состав жидкой пробы, чтобы принимать решение о соответствии состава проб марочному составу выплавляемой стали. Поскольку связь прокаливаемости и химического состава стали очевидна, то уже в тридцатых годах прошлого века были предприняты попытки оценивать расчётным путём прокаливаемость по химическому составу выплавленной стали. В настоящее время имеется несколько моделей расчёта прокаливаемости сталей.

Первым это сделал, очевидно, Гроссман, результаты которого легли в основу американского стандарта по расчёту прокаливаемости сталей в том числе и сталей с бором. Современный американский стандарт (SAE J406 JUN93 Methods of determining hardenability of steels) может быть применён для сталей, состав которых, особенно по углероду, изменяется в очень широких пределах (углерод: от 0,01 до 0,9 %; марганец: до 1,95 %; кремний: до 2,4 %; хром: до 1,75 %; никель: до 2,0 %; молибден: до 0,55 %; медь: до 0,55 %). Американский стандарт позволяет оценить идеальный критический диаметр, рассчитать кривую прокаливаемости на расстояниях до 51 мм от торца, рассчитать начальную твёрдость торцевого образца на расстоянии 1,5 мм от торца. В основе метода расчёта по Гроссману положена серия уравнений регрессии, использование которых при наличии вычислительной техники не вызывает труда. В Советском Союзе и в РФ неоднократно предпринимались проверки возможности применения американского стандарта к отечественным маркам стали. Недостатком метода Гроссмана является очень широкий диапазон содержания углерода, поэтому не всегда рассчитанные кривые прокаливаемости адекватны эксперименту.

Для устранения недостатков модели Гроссмана впоследствии предпринимались многочисленные изменения, призванные улучшить согласие между результатами расчёта и эксперимента для некоторых типов сталей.

Наиболее удачной является модель Мэйниера с сотрудниками, которые установили соотношения, связывающие условия охлаждения не только с химическим составом, но и с условиями аустенитизации сталей. В отличие от модели Гроссмана в модели французов учитываются особенности структурообразования при различных скоростях охлаждения на основе термокинетических диаграмм распада аустенита.

В восьмидесятых годах прошлого столетия в проблему расчёта прокаливаемости сталей по их составу внесли свой вклад немецкие металлурги. Они не стали стремиться объять необъятное, а обобщили результаты определения прокаливаемости для наиболее распространённых в Германии улучшаемых хромистых сталей, выплавляемых на металлургических заводах ФРГ.

Для нормализованных расстояний от торца (таблица) были получены уравнения регрессии, позволяющие достаточно точно рассчитать твёрдость по длине торцевого образца для действительного состава сталей:

$$HRC_i = b_0 + b_C \cdot C + b_{Si} \cdot Si + b_{Mn} \cdot Mn + b_{Cr} \cdot Cr + b_{Mo} \cdot Mo + b_{Ni} \cdot Ni + b_{Cu} \cdot Cu,$$

где HRC_i твёрдость на i -ом расстоянии от торца; $b_0, b_C, b_{Si}, b_{Mn}, b_{Cr}, b_{Mo}, b_{Ni}, b_{Cu}$, коэффициенты регрессии при соответствующих легирующих элементах (таблица). Символы легирующих элементов соответствуют содержанию в стали этих элементов в весовых процентах.

Таблица. Коэффициенты регрессии для расчёта твёрдости на i -ом расстоянии от торца.

Расстояние от торца, мм	b_0	b_C	b_{Si}	b_{Mn}	b_{Cr}	b_{Mo}	b_{Ni}	b_{Cu}
1,5	29,96	57,91	2,29	3,77	-			-2,65
3	26,75	58,66	3,76	2,16	2,86			-2,59
5	15,24	64,04	10,86	-	12,29			
7	-7,82	81,10	19,27	4,87	21,02			4,56
9	-27,29	94,70	22,01	10,24	24,82			8,58
11	-39,34	100,78	21,25	14,70	25,39		6,66	7,97
13	-42,61	95,85	20,54	16,06	26,46	30,41		9,00
15	-42,49	88,69	20,82	17,75	25,33	38,97		8,89
20	-41,72	78,34	17,57	20,18	23,85	26,95	7,51	9,96
25	-41,94	72,29	18,62	20,73	24,08	35,99	7,69	9,64
30	-44,63	72,24	19,12	21,42	24,39	27,57	10,75	9,71

Полученные уравнения регрессии достоверно описывают кривые прокаливаемости для конструкционных сталей, состав которых, укладывается в следующие пределы:

углерод (0,06...0,47) %; кремний (0,02...0,36) %; марганец (0,07...0,97) %; хром (0,1...1,24) %; молибден (0,01...0,06) %; никель (0,01...0,28) %.

3. Порядок выполнения практического задания

3.1. Для трёх легированных конструкционных сталей (ГОСТ 4543), состав которых удовлетворяет требованиям модели расчёта прокаливаемости, выписать химический состав, регламентируемый стандартом, снять копии полос прокаливаемости.

3.2. В МО Excel составить таблицу для расчёта твёрдости на фиксированных расстояниях от торца (таблица) по среднему составу сталей.

3.3. Полученные значения твёрдости нанести на полосы прокаливаемости каждой из сталей. Сделать вывод о возможности использования модели прокаливаемости для отечественных легированных конструкционных сталей.

3.4. Подготовить отчёт о выполненном задании.

4. Контрольные вопросы

4.1 В чём сущность определения прокаливаемости сталей в соответствии со стандартом ГОСТ 5657-69?

4.2 Что является количественной мерой оценки прокаливаемости?

4.3 Какая из этих мер наиболее удобна для конструкторов при выборе стали для прокаливающихся насквозь деталей?

4.4 На рисунках полос прокаливаемости (ГОСТ 4543) пределы колебаний твёрдости нанесены сплошными и пунктирными линиями. Какие из них соответствуют более высококачественным сталям?

4.5 Опишите методы определения прокаливаемости, разработанные на кафедре МиТОМ.

5. Список литературы

1. Технология конструкционных материалов (Технологические процессы в машиностроении): в 4-х ч. / под ред. Э.М. Соколова; С.А. Васина; Г.Г. Дубенского. - Тула: Изд-во ТулГУ, 2007.

Ч.1: Машиностроительные материалы : учебник для вузов / Е. В. Гринберг, Г. В. Маркова, В. А. Алферов.- 2007. – 475 с. - ISBN 978-5-7679-1056-4 – 21 экз.

2. Ворошнин Л.Г. Теория и технология химико-термической обработки: учебник для вузов/Л.Г.Ворошнин, О.Л.Менделеева, В.А.Сметкин. – Минск: Новые знания, 2010. – 304 с. – ISBN 878-5-94735-149-1 (РФ). – ISBN 978-985-475-342-3 (Беларусь). – 25 экз.

3. [Арзамасов, Б.Н.](#) Справочник по конструкционным материалам / Б.Н. Арзамасов [и др.]; под ред. Б.Н. Арзамасова, Т.В. Соловьевой. — М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. — 640с. - ISBN 5-7038-2651-9 – 13 экз.

4. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна: справочник: в 3 т. Т.2. Строение стали и чугуна/М.Л.Бернштейн [и др.] / под ред.: А.Г. Рахштадта, Л.М. Капуткиной, С.Д. Прокошкина, А.В. Супова. — М.: Интернет Инжиниринг, 2005. — 528с. - ISBN 5-89594-104-4 – 15 экз.

5. Материаловедение и технологические процессы в машиностроении : учеб. пособие / С. И. Богодухов [и др.]; под общ. ред. С. И. Богодухова. — Старый Оскол: ТНТ, 2010. — 559 с. - ISBN 978-5-94178-220-8 – 5 экз.

6. Основы технологии и прогрессивные методы термической обработки : учеб. пособие для вузов / И. А. Гончаренко [и др.]; ТулГУ; Акад. проблем качества РФ.— Тула: Изд-во ТулГУ, 2011. — 200 с. - ISBN 978-5-7679-1858-4. – 10 экз.

7. Материаловедение в машиностроении и промышленных технологиях: учеб.-справ. руководство / В. А. Струк [и др.]. — Долгопрудный: Интеллект, 2010. — 536 с. - ISBN 978-5-91559-068-6 – 55 экз.

ПРАКТИЧЕСКАЯ РАБОТА № 3

ОЦЕНКА ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЦЕМЕНТОВАННЫХ И НИТРОЦЕМЕНТОВАННЫХ СЛОЯХ

1. Цель работы

1.1. Освоить методику оценки остаточных напряжений (ОН) в цементованных и нитроцементованных слоях после процесса насыщения, закалки и низкого отпуска.

1.2. Изучить влияние различных факторов на эпюру распределения ОН после разных этапов термической обработки..

2 Краткие сведения из теории

Одним из способов повышения сопротивления усталости является создание благоприятного распределения в поверхностных слоях сжимающих ОН, формирующихся, в частности, при химико-термической обработке (ХТО) сталей. Это общее положение всем хорошо известно весьма трудно проверить экспериментально, т.к. измерения ОН в тонких слоях связано с удалением слоёв, что автоматически ведёт к перераспределению напряжений и получению неопределённости в распределении ОН по толщине слоя насыщения.

Солодкин Г.А. и Ратгауз Л.Я. предложили методику численной оценки ОН в слоях после ХТО, которая достаточно хорошо подтверждается данными прямого эксперимента и может служить для моделирования влияния различных факторов на распределение ОН в цементованных слоях.

При расчётах ОН авторы не учитывали термические напряжения, возникающие при охлаждении, считая их вклад в общий уровень ОН незначительным. Причиной возникновения ОН авторы считали объёмные изменения, вследствие изменения химического состава стали на поверхности.

Если толщина слоя меньше толщины детали (образца), то остаточные напряжения можно оценить по уравнению [2]:

$$\sigma = -\beta(x) \cdot E / 3(1-\nu), \quad (1)$$

где $\beta(x)$ – относительное объёмное изменение по толщине образца (детали), начиная от поверхности, связанное с разными удельными объёмами различных структурных составляющих:

$$\beta(x) = (V(x) - V_{\text{ср}}) / V_{\text{ср}}. \quad (2)$$

Здесь $V(x)$ – удельный объём как функция координаты x , $V_{\text{ср}}$ – средний удельный объём образца. При малых толщинах слоя $V_{\text{ср}} \approx V_0$, где V_0 – удельный объём сердцевины.

Возвращаясь к (1), ν - коэффициент Пуассона (0,3...0,35), E – модуль Юнга, МПа. В первом приближении модуль можно считать структурнонечувствительной величиной и принимать равным $21 \cdot 10^4$ МПа. Строго говоря, при

оценке ОН по (1) модуль также является функцией координаты x в соответствии с изменением структуры от поверхности к сердцевине.

Таким образом, расчёт ОН сводится к определению удельного объёма $V(x)$ по сечению образца. Следует иметь ввиду, что удельный объём металла характеризует объём в см^3 1г этого металла и является, фактически, величиной обратной плотности d :

$$V = 1 / d \text{ (см}^3\text{/г)}. \quad (3)$$

При наличии нескольких фаз (мартенсит, карбиды и т.д.) удельный объём $V(x)$ следует рассчитывать с учётом всех фаз, находящихся в данной точке на расстоянии x от поверхности, т.е.

$$V(x) = \sum f_i \cdot V_i, \quad (4)$$

где V_i – удельный объём i -ой фазы, f_i - объёмная доля i -ой фазы.

В табл.1 приведены удельные объёмы фаз углеродистых сталей при 20 °С.

Таблица 1. Удельные объёмы фаз стали [3].

Содержание углерода, %	Фаза	Удельный объём, $\text{см}^3/\text{г}$
-	Феррит	0,12708
0	Аустенит	0,12227
0,2		0,12270
0,4		0,12313
0,6		0,12356
0,8		0,12399
1,0		0,12442
1,4		0,12527
6,67	Цементит	0,13023
0	Мартенсит	0,12708
0,2		0,12761
0,4		0,12812
0,6		0,12863
0,8		0,12915
1,0		0,12965
1,4		0,13061

С помощью регрессионного анализа по данным табл. 1 получены выражения, описывающие удельные объёмы аустенита

$$V_A = 0,12227 + 2,144443 \cdot 10^{-3} C$$

и мартенсита

$$V_M = 0,12708 + 2,6298 \cdot 10^{-3} C + 7,738 \cdot 10^{-5} \cdot C^2$$

в зависимости от содержания в них углерода (C) для интервала концентраций от 0 до 1,4 %.

После ХТО (цементация или нитроцементация) структуру поверхностного слоя и, следовательно, уровень ОН, можно рассматривать применительно к трём ситуациям:

- собственно после насыщения;
- после насыщения и закалки;
- после насыщения, закалки и низкого отпуска.

После насыщения в зависимости от режима цементации (температура, время) и состава стали могут быть получены самые разнообразные кривые распределения концентрации углерода по толщине слоя, которые и будут определять распределение структурных составляющих по сечению. В настоящее время разработаны достаточно точные математические модели цементации, позволяющие получить зависимости распределения углерода от параметров технологического процесса и состава стали.

После закалки цементованной стали в структуре появляются новые структурные составляющие (мартенсит закалки, аустенит остаточный, карбиды, бейнит, перлит), количество и распределение которых зависит от исходного, после насыщения, распределения углерода, а также состава стали, температуры охлаждающей среды при закалке, наличия или отсутствия обработки холодом.

После цементации, закалки и низкого отпуска в поверхностном слое структура состоит из отпущенного мартенсита, остаточного аустенита, карбидов, выделяющихся при отпуске углеродистого мартенсита. Далее фазовый состав изменяется следующим образом: мартенсит отпуска, мартенсит и бейнит, бейнит или перлит. (Здесь и далее под перлитом имеется в виду любые структуры перлитного типа).

Таким образом, задача определения распределения ОН по цементованному слою сводится фактически к определению распределения структурных составляющих после разных этапов ХТО и на основе этого распределения оценка ОН в соответствии с (1).

Ситуация 1. В этом случае достаточно рассчитать концентрационный профиль распределения углерода в слое, пользуясь известными [4] зависимостями. Для случая малоуглеродистой стали и одноступенчатого процесса цементации удовлетворительное решение имеет вид

$$C(x,\tau)=C_{\Pi}-(C_{\Pi}-C_0)\cdot\operatorname{erf}(x/2(D\tau)^{0,5}), \quad (5)$$

где $C(x,\tau)$ - концентрация углерода на расстоянии x от поверхности после цементации в течении времени τ ; C_{Π} - концентрация углерода на поверхности; C_0 - концентрация углерода в стали; D - коэффициент диффузии углерода в аустените при температуре насыщения T ; $\operatorname{erf}(x/2(D\tau)^{0,5})$ - функция ошибок Гаусса. Обычно $C_{\Pi} = (0,9 \dots 1,0) \%$. Структуру цементованного слоя легко определить по структурной диаграмме состояния железо – цементит.

Объёмную долю цементита $f_{\text{Fe}_3\text{C}}$ можно определить как

$$f_{\text{Fe3C}} = C(x, \tau) / 6,67. \quad (6)$$

Тогда удельный объём $V(x)$ на расстоянии x можно оценить как

$$V(x) = f_{\text{Fe3C}} \cdot V_{\text{Fe3C}} + (1 - f_{\text{Fe3C}}) \cdot V_{\text{Ф}} \quad (7)$$

или
$$V(x) = (C(x) / 6,67) \cdot V_{\text{Fe3C}} + (1 - (C(x) / 6,67)) \cdot V_{\text{Ф}}, \quad (8)$$

где $C(x)$ оценивается для каждого расстояния x по формуле (5).

Зная исходное содержание углерода в стали (C_0), легко оценить V_0 , далее относительное объёмное изменение $\beta(x)$ (2) и уровень остаточных напряжений $\sigma(x)$ (1) по сечению слоя.

Ситуация 2. После закалки ситуация усложняется. В структуре стали появляется мартенсит, аустенит остаточный, бейнит, перлитные структуры. Рассмотрим, для примера, простую малоуглеродистую сталь. В этом случае структура цементованного слоя будет изменяться от поверхности к центру в такой последовательности: $M + A_{\text{ост}} - M - M + B + П - B + П - П - П + Ф$.

Количество $A_{\text{ост}}$ можно оценить, используя известную зависимость $A_{\text{ост}} - C$, % или мартенситную диаграмму. Авторы приводят формулу для расчёта объёмной доли остаточного аустенита в пределах аустенитно – мартенситной зоны:

$$f_A = \exp[-0,011(M_N - t_{\text{охл}})],$$

где M_N – температура начала мартенситного превращения; $t_{\text{охл}}$ – температура охлаждающей среды, $^{\circ}\text{C}$. В свою очередь, значение M_N можно оценить, ориентируясь на состав стали:

$$M_N = 499 - 300C - 250N - 33Mn - 22Cr - 17Ni - 14Mn.$$

Ситуация 3. После низкого отпуска в структуре стали появляется карбид или карбонитрид, плотность которых принимается равной плотности цемента. Объёмную долю карбида (карбонитрида) подсчитывают по формуле:

$$f_k = \frac{\rho_{\text{Fe}} \cdot \mu_k}{\rho_k \cdot 2,4 \mu_{\text{Fe}}} \% \text{Fe},$$

где ρ_{Fe} и ρ_k – плотности железа и карбида (карбонитрида) соответственно; μ_{Fe} и μ_k – молекулярные массы железа и карбида (карбонитрида) соответственно; $\% \text{Fe} = 11,2Ck$; $\% \text{Fe}$, Ck – количество железа и углерода, принимающих участие в карбидообразовании. При низком отпуске около 30 % углерода не принимают участие в образовании карбидной фазы, будучи связанными с дефектами кристаллического строения. Поэтому $Ck = 0,7C - C_{\text{отп}}$. Предварительные расчёты показали, что вклад карбидной фазы при низком отпуске в общий уровень ОН составляет менее 5 %, а поэтому в инженерных расчётах им можно пренебречь.

Таким образом, алгоритм расчёта ОН в цементованных (нитроцементованных) слоях сводится к следующему:

- Расчёт распределения углерода (азота и углерода);
- Расчёт распределения фаз по сечению слоя;
- Оценка объёмных долей всех фаз в данной точке сечения;
- Определение удельного объёма каждой фазы;
- Определение удельного объёма в каждой точке сечения и среднего удельного объёма образца
- Расчёт остаточных напряжений.

3.Задание

Провести расчёт распределения ОН в цементованном слое малоуглеродистой стали. В выводах указать влияние закалки и отпуска на уровень ОН в цементованном слое стали.

4. Порядок выполнения практического задания

4.1. Для малоуглеродистой стали заданного состава (0,1 %С), температуры цементации (900 °С) и времени процесса (6 часов) рассчитать распределение углерода в цементованном слое на глубине до 1 мм. Концентрацию углерода на поверхности цементуемой пластины принять равной 0,93 %С, коэффициент диффузии углерода в гамма – железе принять равным $0,31 \cdot 10^{-6} \text{ см}^2/\text{с}$.

4.2. По формуле (8) оценить удельный объём на расстоянии x от поверхности.

4.3. Рассчитать Остаточные напряжения.

4.4. Все расчёты проделать для состояния сплава после цементации, закалки и двух температур (180 и 300) °С отпуска. Сделать выводы по работе.

5. Контрольные вопросы

5.1. Объяснить разницу понятий: остаточные напряжения, внутренние напряжения; временные напряжения; термические напряжения.

5.2. Методы определения ОН.

5.3. Роль ОН в формировании свойств материалов после литья, пластической деформации, закалки, химико-термической обработки.

5.4. Какой знак ОН повышает свойства сталей после цементации?

5.5. Роль остаточного аустенита в формировании свойств сталей после цементации.

5.6. Привести примеры поверхностных методов обработки, которые повышают свойства стальных изделий.

6. Список литературы

1. Технология конструкционных материалов (Технологические процессы в машиностроении): в 4-х ч. / под ред. Э.М. Соколова; С.А. Васина; Г.Г. Дубенского. - Тула: Изд-во ТулГУ, 2007.
- Ч.1: Машиностроительные материалы : учебник для вузов / Е. В. Гринберг, Г. В. Маркова, В. А. Алферов.- 2007. – 475 с. - ISBN 978-5-7679-1056-4 – 21 экз.
2. Ворошнин Л.Г. Теория и технология химико-термической обработки: учебник для вузов/Л.Г.Ворошнин, О.Л.Менделеева, В.А.Сметкин. – Минск: Новые знания, 2010. – 304 с. – ISBN 878-5-94735-149-1 (РФ). – ISBN 978-985-475-342-3 (Беларусь). – 25 экз.
3. [Арзамасов, Б.Н.](#) Справочник по конструкционным материалам / Б.Н. Арзамасов [и др.]; под ред. Б.Н. Арзамасова, Т.В. Соловьевой .— М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005 .— 640с. - ISBN 5-7038-2651-9 – 13 экз.
4. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна: справочник: в 3 т. Т.2. Строение стали и чугуна/М.Л.Бернштейн [и др.] / под ред.: А.Г. Рахштадта, Л.М. Капуткиной, С.Д. Прокошкина, А.В. Супова. — М.: Интермет Инжиниринг, 2005 .— 528с. - ISBN 5-89594-104-4 – 15 экз.
5. Материаловедение и технологические процессы в машиностроении : учеб. пособие / С. И. Богодухов [и др.]; под общ. ред. С. И. Богодухова. — Старый Оскол: ТНТ, 2010 . — 559 с. - ISBN 978-5-94178-220-8 – 5 экз.
6. Основы технологии и прогрессивные методы термической обработки : учеб. пособие для вузов / И. А. Гончаренко [и др.]; ТулГУ; Акад. проблем качества РФ.— Тула: Изд-во ТулГУ, 2011. — 200 с. - ISBN 978-5-7679-1858-4. – 10 экз.
7. Материаловедение в машиностроении и промышленных технологиях: учеб.-справ. руководство / В. А. Струк [и др.]. — Долгопрудный: Интеллект, 2010. — 536 с. - ISBN 978-5-91559-068-6 – 55 экз.