

БЕЛОРУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ

Н. Н. Черенда
Н. И. Поляк
В. И. Шиманский

МЕТОДЫ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ МАТЕРИАЛОВ

*Рекомендовано
Учебно-методическим объединением
по естественнонаучному образованию
в качестве пособия для студентов учреждений
высшего образования, обучающихся по специальности
1-31 04 06 «Ядерная физика и технологии»*

МИНСК
БГУ
2017

УДК 620.17(075.8)(076.5)

ББК 30.3я73-5

Ч-46

Рецензенты:

кафедра микро- и нанoeлектроники
Белорусского государственного университета
информатики и радиоэлектроники
(заведующий кафедрой доктор физико-математических наук,
профессор *В. Е. Борисенко*);
кандидат технических наук *А. Ю. Изобелло*

Черенда, Н. Н.

Ч-46 Методы механических испытаний материалов : пособие /
Н. Н. Черенда, Н. И. Поляк, В. И. Шиманский. — Минск : БГУ,
2017. — 135 с.

ISBN 978-985-566-411-7.

Представленные в пособии лабораторные работы по изучению наиболее распространенных методов механических испытаний материалов позволяют студентам ознакомиться с физическими основами представленных методов и на практике закрепить знания основных методик определения характеристик механических свойств.

Для студентов учреждений высшего образования, обучающихся по специальности 1-31 04 06 «Ядерные физика и технологии».

УДК 620.17(075.8)(076.5)

ББК 30.3я73-5

ISBN 978-985-566-411-7

© Черенда Н. Н., Поляк Н. И.,
Шиманский В. И., 2017

© БГУ, 2017

ПРЕДИСЛОВИЕ

В настоящее время в Республике Беларусь активно развивается ядерная энергетика, ключевыми вопросами которой являются безопасность и надежность используемых материалов и оборудования. Механические свойства конструкционных материалов могут оказывать решающее влияние на ресурс эксплуатации механизмов и узлов атомных электрических станций. Именно поэтому проблемам контроля механических свойств материалов и подготовке специалистов в этой области необходимо уделять пристальное внимание.

Данное пособие состоит из лабораторных работ по изучению распространенных методов механических испытаний материалов, включающих статические испытания на растяжение, усталостные испытания, измерение твердости и микротвердости (статические и кинетические методы), определение трибологических характеристик.

В теоретической части лабораторных работ изложены основные сведения о механических свойствах, проанализирована их зависимость от состава и структуры металлов и сплавов, рассмотрены особенности изучаемого метода испытаний и область его применения, а также основные понятия, используемые в лабораторных работах, методики расчета характеристик механических свойств, основанные на действующих стандартах. В практической части представлены наиболее типичные задачи, для решения которых применяются описываемые методы испытаний.

Для проверки степени усвоения материала в конце каждой лабораторной работы приводятся контрольные вопросы.

Пособие позволит студентам приобрести навыки контроля механических свойств материалов, в том числе эксплуатируемых в условиях высоких температур и радиационных повреждений, получить знания в области прогнозирования поведения механических свойств.

СПИСОК ОСНОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

- σ — напряжение
 σ_{ij} — нормальные компоненты тензора напряжений
 τ_{ij} — касательные компоненты тензора напряжений
 σ_T — предел текучести
 $\sigma_{0,1}, \sigma_{0,2}, \sigma_{0,3}$ — условный предел текучести
 σ_B — предел прочности
 σ_{-1} — предел выносливости
 ε — условная относительная деформация
 ψ — пластичность материала
 ν — коэффициент Пуассона
 E — модуль Юнга
 G — модуль сдвига
 K — модуль всестороннего сжатия
 s — истинное напряжение
 e — истинная относительная деформация
 F — нагрузка (внешняя сила)
 $F_{\text{тр}}$ — сила трения
 f — коэффициент трения
 T — температура
 t — время
 d — диаметр отпечатка в методе измерения твердости по Бринеллю; средняя длина диагонали отпечатка в методе Виккерса; длина большей диагонали отпечатка в методе Кнупа
 H — твердость
 H_μ — микротвердость
 HB, HBW — твердость по Бринеллю при использовании стального шарика и шарика из твердого сплава соответственно
 HR — твердость по Роквеллу

HRA, HRB, HRC – числа твердости по Роквеллу соответственно шкалам A, B, C

HV – твердость по Виккерсу

HK – твердость по Кнупу

h – глубина отпечатка; глубина внедрения единичной микронеровности

E_{IT} – модуль упругости при индентировании

HM – твердость по шкале Мартенса

H_{IT} – твердость при индентировании

C_{IT} – ползучесть при индентировании

W_{pl}, W_e – соответственно пластическая и упругая составляющие работы при инструментальном индентировании

R_a – среднее арифметическое отклонение профиля

R_z – высота неровностей профиля по десяти точкам

R_{max} – наибольшая высота неровностей профиля

I_h – линейная интенсивность изнашивания

I_V – интенсивность объемного изнашивания

I_m – массовая интенсивность изнашивания

L – путь трения

Лабораторная работа № 1

ОПРЕДЕЛЕНИЕ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА РАСТЯЖЕНИЕ

Цель работы. Изучить упругие свойства материалов, методику определения упругих модулей материалов при испытаниях на растяжение, освоить работу универсальной испытательной машины Testometric M350-10СТ.

Оборудование и материалы. Универсальная испытательная машина Testometric M350-10СТ, микрометр, штангенциркуль, набор металлических образцов.

ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Под действием внешних механических нагрузок в металлических телах могут происходить различные процессы, в частности их деформация или разрушение, упрочнение или разупрочнение, а также проявляться пьезоэлектрический, пьезооптический, магнитострикционный и другие эффекты. Для предсказания и описания отмеченных процессов необходимо уметь определять реакцию данного тела на внешнюю механическую нагрузку. Для этого вводятся понятия «механическое напряжение» и «деформация», которые позволяют полностью описать напряженное состояние тела.

Механическим напряжением (σ) называют приложенную к телу силу (нагрузку) F , отнесенную к единице площади его поперечного сечения S . Следовательно, напряжение является удельной величиной, т. е. такой характеристикой нагрузки, которая не зависит от размеров тела и рассчитывается следующим образом:

$$\sigma = \frac{F}{S}.$$

В системе СИ напряжение выражается в ньютонах на 1 м^2 или в паскалях ($1 \text{ Па} = 1 \text{ Н/м}^2$), часто можно встретить измерение напряжения в единицах кгс/мм^2 ($1 \text{ Н/м}^2 = 10^{-7} \text{ кгс/мм}^2$).

В общем случае сила может действовать перпендикулярно поверхности выбранной площадки, тогда ее можно разложить на две составляющие: нормальную (перпендикулярно поверхности площадки) и касательную. Одни процессы, происходящие при деформации и разрушении, обусловлены именно нормальными компонентами напряжения (например, разрушение отрывом), а некоторые — касательными компонентами (например, пластическая деформация, разрушение срезом).

Напряжения, которые остаются в твердом теле после снятия внешней нагрузки, называются остаточными и подразделяются на *растягивающие* (положительные) и *сжимающие* (отрицательные). Растягивающие механические напряжения — это такие напряжения, которые стремятся «растянуть» кристаллическую решетку тела. Как правило, они возникают в том случае, когда происходит уменьшение параметра решетки по отношению к своему равновесному значению. А так как именно в своем равновесном положении атом в решетке обладает минимальной потенциальной энергией, то решетка стремится вернуться в свое исходное состояние, т. е. увеличить расстояние между атомами, отсюда и название напряжений — растягивающие. Сжимающие напряжения возникают по аналогичной причине, но вследствие увеличения параметра решетки.

Напряжения, которые определяют при механических испытаниях, могут быть *истинными* или *условными*. В процессе деформации величина площадки, на которую действуют напряжения, меняется. Если эти изменения не учитываются и напряжения рассчитываются как отношение нагрузки в данный момент к исходной площади сечения, то такое напряжение называется условным. Если же относят силу к величине фактического сечения в данный момент деформации, то получают истинное напряжение. Физический смысл имеют только истинные напряжения, но на практике более удобно пользоваться условными напряжениями, что особенно справедливо при небольших деформациях, когда изменение площади сечения невелико.

При решении практических задач важно уметь оценивать напряжения, действующие в любом сечении тела. Для этого вводят понятие тензора напряжений. Внутри тела, находящегося под действием напряжений, всегда можно выделить бесконечно малый прямоугольный параллелепипед, ребра которого параллельны произвольно выбранным осям координат. В общем случае на три его непараллельные грани действуют взаимно

уравновешенные векторы напряжений, которые можно разложить на нормальные и касательные (рис. 1.1).

В результате выбранный параллелепипед можно рассматривать как находящийся под действием девяти напряжений — трех нормальных (σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz}) и шести касательных (τ_{xy} , τ_{yx} , τ_{xz} , τ_{zx} , τ_{yz} , τ_{zy}). Совокупность этих девяти напряжений и есть тензор напряжений:

$$(\sigma) = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{pmatrix}. \quad (1.1)$$

Из условия равновесия выбранного параллелепипеда внутри тела можно показать, что справедливы следующие равенства:

$$\tau_{xy} = \tau_{yx}, \tau_{zy} = \tau_{yz} \text{ и } \tau_{xz} = \tau_{zx}.$$

Следовательно, записанный тензор напряжений в форме (1.1) содержит фактически не девять, а шесть независимых компонент. С их помощью всегда можно охарактеризовать любое напряженное состояние в твердом теле.

Под действием напряжений все материалы деформируются. Под **деформацией** понимается изменение размера и/или формы твердого тела в результате действия внешних или внутренних сил, вызывающих изменение относительного положения частиц (атомов) данного тела.

Деформации, исчезающие после снятия напряжения, называются *упругими*, а сохраняющиеся после прекращения действия внешних напряжений — *остаточными*. Остаточные деформации, происходящие без разрушения материала, называются *пластическими*.

По своему типу деформации делятся на деформации растяжения, сжатия, сдвига, изгиба, кручения. Деформации растяжения (сжатия) и сдвига являются основными типами деформации, все остальные могут быть представлены как суперпозиция этих двух типов.

Количественно деформация растяжения оценивается абсолютным удлинением Δl (абсолютной деформацией):

$$\Delta l = l_1 - l_0,$$

где l_0 — начальная длина образца; l_1 — длина образца после деформации.

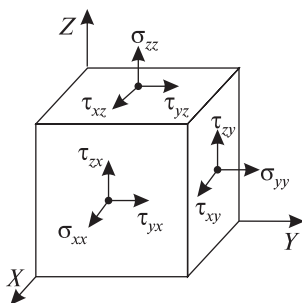


Рис. 1.1. Распределение касательных и нормальных напряжений в выделенном параллелепипеде внутри кристалла

Для оценки деформированного состояния также используется величина относительного удлинения ε (относительная деформация):

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l_1 - l_0}{l_0}.$$

Относительная деформация обычно выражается в %. В случае если имеет место деформация растяжения, т. е. $l_1 > l_0$, то деформация считается положительной ($\varepsilon > 0$), при деформации сжатия $l_1 < l_0$, и деформация считается отрицательной ($\varepsilon < 0$).

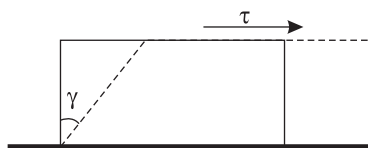


Рис. 1.2. Схематическое изображение деформации сдвига

Удлинение и укорочение образцов, как правило, происходят под действием нормальных напряжений. Касательные напряжения вызывают деформацию сдвига, которая оценивается по углу сдвига γ (в радианах) или по величине относительного сдвига $g = \tan \gamma$ (аналог относительной деформации) (рис. 1.2).

Удлинения и сдвиги некоторого выделенного объема в твердом теле образуют тензор деформации, который по аналогии с тензором напряжений может полностью охарактеризовать деформированное состояние любого образца:

$$(\epsilon) = \begin{pmatrix} \epsilon_{xx} & \frac{1}{2}g_{xy} & \frac{1}{2}g_{xz} \\ \frac{1}{2}g_{yx} & \epsilon_{yy} & \frac{1}{2}g_{yz} \\ \frac{1}{2}g_{zx} & \frac{1}{2}g_{zy} & \epsilon_{zz} \end{pmatrix}.$$

Поведение металлов при упругой деформации описывается законом Гука, который определяет прямую пропорциональность между напряжением и величиной упругой относительной деформации. Математически закон Гука может быть записан для различных видов деформированного состояния следующим образом:

- для деформации одноосного растяжения (сжатия)

$$\sigma = E\varepsilon; \quad (1.2)$$

- для деформации сдвига

$$\tau = Gg; \quad (1.3)$$

- для деформации всестороннего (гидростатического) сжатия

$$P = -K \frac{\Delta V}{V}. \quad (1.4)$$

Модуль E , определяемый при одноосном растяжении (или сжатии), называется модулем нормальной упругости или модулем Юнга, G – модуль сдвига (модуль касательной упругости), K – модуль объемной упругости, или модуль всестороннего сжатия (P – гидростатическое давление, ΔV – изменение объема тела при всестороннем сжатии). Приведенные модули упругости (E , G , K) являются константами материалов и определяют их жесткость, т. е. интенсивность увеличения напряжения по мере упругой деформации.

Выражения (1.2)–(1.4) представляют собой элементарный закон Гука для различных видов деформации.

Поскольку металлы являются кристаллическими телами, обладающими пространственной решеткой с закономерным расположением атомов, то упругая деформация металлического образца представляет собой суперпозицию упругих смещений атомов из положений равновесия, которые они занимают в узлах кристаллической решетки ненагруженного тела.

Закон Гука может быть получен при рассмотрении энергии упругого взаимодействия атомов, из чего следует, что модуль Юнга определяется силой взаимодействия атомов в решетке: чем выше энергия связи, тем больше модуль Юнга материала.

Изучение зависимости модуля Юнга от энергии связи можно проводить, используя тот факт, что энергия связи E_b пропорциональна энергии образования вакансий в решетке Q_v . С учетом энергии миграции вакансии Q_m эти параметры входят в выражение для коэффициента самодиффузии D_s материала через энергию активации диффузионного процесса:

$$D_s = D_0 \exp\left(\frac{-Q_s}{RT}\right) = D_0 \exp\left(\frac{-(Q_v + Q_m)}{RT}\right).$$

Таким образом, модуль Юнга пропорционален энергии активации самодиффузии Q_s .

Следует отметить, что область существования прямой пропорциональности между силой и смещением ограничивается малыми деформациями.

Закон Гука, записанный в виде (1.2)–(1.4), представляет собой запись элементарного закона Гука, устанавливающего взаимосвязь между напряжением и деформацией в одном и том же направлении. Однако деформация может возникать и в направлениях, отличных от направленного действия напряжения. При одноосном растяжении стержня (рис. 1.3) происходит не только увеличение его длины, но и уменьшение диаметра (деформация сжатия вдоль осей, перпендикулярных направлению растяжения).

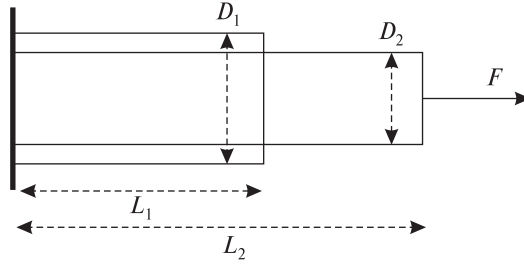


Рис. 1.3. Схематическое представление продольной и поперечной деформации при одноосном растяжении цилиндра

Одноосное растяжение приводит к возникновению трех основных деформаций. Отношение изменения размеров тела в поперечном направлении $\epsilon_{\perp}$ (ϵ_y или ϵ_z) к изменению их в продольном направлении $\epsilon_{\parallel}$ (ϵ_x) называется коэффициентом Пуассона ν :

$$\nu = -\frac{\epsilon_{\perp}}{\epsilon_{\parallel}} = -\frac{\epsilon_y}{\epsilon_x} = -\frac{\epsilon_z}{\epsilon_x}. \quad (1.5)$$

Из этого следует, что растяжение стержня вдоль оси OX может приводить к возникновению деформации, а следовательно, и напряжений в двух остальных перпендикулярных направлениях. Это отражает закон Гука в обобщенной форме, который устанавливает взаимосвязь между напряжениями и деформациями в любых направлениях, т. е. между каждым компонентом тензора напряжений и каждым компонентом тензора деформаций. Обобщенный закон Гука записывается в виде

$$\begin{cases} \epsilon_{xx} = \frac{1}{E}(\sigma_{xx} - \nu(\sigma_{yy} + \sigma_{zz})), \\ \epsilon_{yy} = \frac{1}{E}(\sigma_{yy} - \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{zz})), \\ \epsilon_{zz} = \frac{1}{E}(\sigma_{zz} - \nu(\sigma_{yy} + \sigma_{xx})), \\ g_{xy} = \frac{1}{G}\tau_{xy}, \\ g_{xz} = \frac{1}{G}\tau_{xz}, \\ g_{zy} = \frac{1}{G}\tau_{zy}. \end{cases}$$

Четыре параметра — модуль Юнга (E), модуль сдвига (G), модуль все-стороннего сжатия (K) и коэффициент Пуассона (ν) — являются параметрами материала, полностью описывающими его упругие свойства. В случае изотропного тела между этими параметрами существует связь, позволяющая определить все константы, если известны любые две из них (табл. 1.1).

Таблица 1.1

Взаимосвязь упругих модулей для изотропного твердого тела

Известные параметры	K	E	G	ν
K, E	—	—	$\frac{3KE}{(9K - E)}$	$\frac{1}{2} - \frac{E}{6K}$
K, G	—	$\frac{9KE}{(3K + G)}$	—	$\frac{1}{2} \left(\frac{3K - 2G}{3K + 2G} \right)$
K, ν	—	$3K(1 - 2\nu)$	$\frac{3K}{2} \left(\frac{1 - 2\nu}{1 + \nu} \right)$	—
E, G	$\frac{E}{3(3G - E)}$	—	—	$\frac{E}{2G} - 1$
E, ν	$\frac{E}{3(1 - 2\nu)}$	—	$\frac{E}{2(1 + \nu)}$	—
G, ν	$\frac{3}{2}G \left(\frac{1 + \nu}{1 - 2\nu} \right)$	$2G(1 + \nu)$	—	—

Приведенная форма записи обобщенного закона Гука справедлива лишь для изотропных тел, в которых любые произвольно выбранные направления эквивалентны. Достаточно массивный поликристаллический образец металла, состоящий из множества хаотически ориентированных кристаллитов, каждый из которых обладает определенной анизотропией свойств, можно считать квазиизотропным. При деформации отдельно взятого кристаллита (монокристалла) недостаточно знания двух констант упругости, чтобы установить связь между компонентами тензора деформации и компонентами тензора упругости. В общем случае анизотропного тела закон Гука устанавливает прямую пропорциональность между каждым компонентом тензора деформаций и всеми шестью компонентами тензора напряжений, коэффициенты пропорциональности в данном случае называются модулями упругости.

Поскольку модули упругости связаны с величиной силы межатомного взаимодействия, а последняя зависит от расстояния между атома-

ми в кристаллической решетке, то упругие постоянные металлов зависят от температуры. Температурная зависимость упругих модулей очень слабая. С увеличением температуры наблюдается практически линейное снижение модулей упругости, причем среднее уменьшение модуля при увеличении температуры на каждые 100 °С составляет 2–4 %. Изменение температуры может косвенно влиять на значения упругих модулей, когда при этом происходят те или иные структурные изменения в материале: полиморфные превращения (в металлах), фазовые превращения (в сплавах), рекристаллизация и др.

Помимо температуры на расстояние между атомами и силу их взаимодействия могут оказывать влияние примесные атомы, которые являются результатом легирования основного металла. Легирование может как уменьшать, так и увеличивать модули упругости. Направление влияния легирования на величину модуля зависит от взаимного соотношения, с одной стороны, между силами связи атомов растворенного элемента и растворителя, с другой — между силами межатомного взаимодействия в решетке растворителя. Кроме изменения сил межатомного взаимодействия в решетке основного компонента при легировании могут происходить различные структурные изменения, которые также влияют на величину модулей упругости. Например, если в результате легирования сверх предела растворимости компонентов образуется вторая фаза, то значения упругих модулей заметно меняются по сравнению с однофазным материалом. Если вторая фаза имеет более высокий модуль упругости, чем основа, то ее присутствие приводит к общему увеличению модуля упругости гетерофазного материала.

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ И ОПИСАНИЕ РАЗРЫВНОЙ МАШИНЫ TESTOMETRIC M350-10CT

Экспериментальные методы определения модулей упругости можно разделить на две группы — статические и динамические.

Динамические методы определения модулей упругости основаны на распространении упругих волн в твердых телах, позволяют производить измерения при малых деформациях и отличаются более высокой чувствительностью, чем статические. Определяя скорости распространения продольных и поперечных звуковых волн в образце, диаметр которого намного больше длины волны, можно найти модули упругости материала образца.

В большинстве случаев металлические материалы в конструкциях работают под статическими нагрузками, поэтому статические испытания широко распространены и проводятся с использованием разных схем напряженного состояния в образце. К основным видам статических испытаний относятся испытания на растяжение, сжатие, изгиб и кручение.

Испытание на одноосное растяжение является наиболее распространенным видом испытаний для оценки механических, в том числе и упругих свойств металлов и сплавов. Все методы механических испытаний стандартизированы, т. е. проводятся по установленным стандартам, в которых указываются размеры и формы образцов, основные требования к испытательному оборудованию, методика проведения испытаний и подсчета результатов. Испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре проводятся согласно ГОСТ 1497-84.

При проведении испытаний на растяжение образец стандартной формы фиксируется в специальных зажимах, один из которых является неподвижным, а второй движется с определенной скоростью. В процессе растяжения образец деформируется, причем при правильном закреплении образца происходит исключительно деформация одноосного растяжения. За счет деформации в образце возникают внутренние напряжения (силы), которые стремятся вернуть его в исходное состояние. Эти напряжения регистрируются тензометрическими устройствами. Зная скорость движения подвижного зажима, рассчитывают расстояние, на которое он перемещается за определенное время, которое будет являться абсолютной деформацией образца. В итоге испытания записывается кривая деформации.

Для получения достоверных данных при статических испытаниях необходимо правильно подготовить образцы. При вырезке образцов из массивных листов следует избегать их деформирования, а также механического повреждения как поверхности, так и боковых частей, которое может являться концентратором механических напряжений в процессе испытания и приводить к недостоверным результатам. Для испытаний на растяжение используют образцы с рабочей частью в виде цилиндра (цилиндрические образцы) или стержня с прямоугольным сечением (плоские образцы). Внешний вид плоских образцов представлен на рис. 1.4.

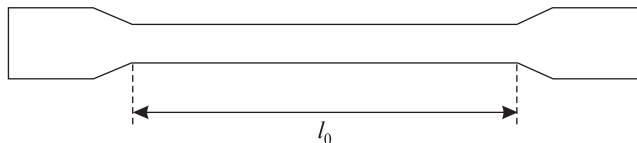


Рис. 1.4. Внешний вид стандартных образцов, используемых при испытаниях на растяжение

Для увеличения площади контакта между поверхностью образца и зажимом и предотвращения проскальзывания крайние части образцов вырезаются более широкими, чем рабочая часть. Между размерами образца должны существовать определенные соотношения. Так, расчетная длина l_0 рабочей части плоских образцов определяется по следующим соотношениям:

- для длинных образцов

$$l_0 = 11,3\sqrt{S_0}; \quad (1.6)$$

- для коротких образцов

$$l_0 = 5,65\sqrt{S_0}, \quad (1.7)$$

где S_0 — начальная площадь поперечного сечения плоского образца в его рабочей части.

В результате проведения испытаний на растяжение записывается кривая деформации, или диаграмма растяжения, которая может быть представлена в абсолютных единицах, т. е. зависимость силы F от абсолютного удлинения Δl . Однако удобнее с физической точки зрения представлять диаграмму растяжения в относительных единицах, т. е. зависимость напряжения σ от относительной деформации ϵ . Обобщенный вид диаграммы растяжения представлен на рис. 1.5.

На диаграмме растяжения можно выделить несколько характерных участков:

OA — участок прямой пропорциональности между напряжением и деформацией. Это область упругой деформации, на которой выполняется закон Гука;

AB — участок начала пластической деформации;

BC — область текучести;

CD — область разрушения.

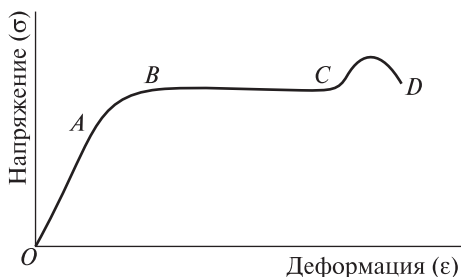


Рис. 1.5. Обобщенный вид диаграммы растяжения

По диаграмме растяжения можно рассчитать модуль Юнга материала. Для этого выделяют начальный прямолинейный участок (область упругости) и аппроксимируют этот участок линейной зависимостью. Численно модуль Юнга будет равен тангенсу угла наклона этой прямой к оси абсцисс (оси деформаций). Необходимо помнить, что для правильного определения модуля Юнга диаграмма растяжения должна быть построена в относительных единицах, а относительная деформация ϵ должна выражаться не в %, а в долях от 1.

Еще одной практически важной характеристикой упругого поведения материала является предел пропорциональности ($\sigma_{\text{пр}}$) — максимальное напряжение, возникающее в образце при его деформации, когда существует область упругой деформации, а пластическая деформация еще не начинается. Предел пропорциональности также может быть определен по начальному (упругому) участку кривой деформации по следующей методике. Из начала координат проводят прямую, совпадающую с начальным линейным участком диаграммы растяжения (рис. 1.6). Затем на произвольном уровне проводят прямую, параллельную оси абсцисс (оси деформаций), и на этой оси откладывают отрезок kn , равный половине отрезка mk . Через точку n и начало координат проводят прямую On и параллельно ей — касательную к диаграмме растяжения. Точка касания P определяет напряжение, соответствующее пределу пропорциональности.

Таким образом, определив модуль Юнга, а также коэффициент Пуассона по непосредственным измерениям продольной и поперечной дефор-

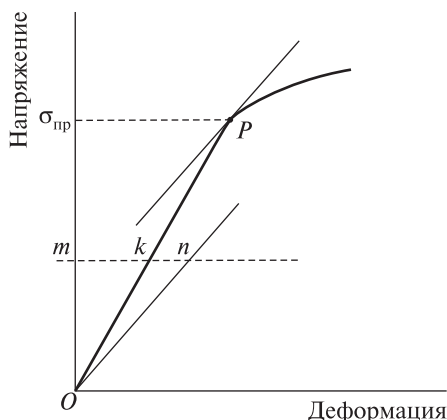


Рис. 1.6. Схема определения предела пропорциональности по диаграмме растяжения



Рис. 1.7. Универсальная испытательная машина Testometric M350-10CT

мации образца, можно, используя выражения из табл. 1.1, найти все остальные неизвестные модули упругости материала.

Описание универсальной испытательной машины Testometric M350-10CT. Механические испытания материалов, в том числе испытания на растяжение, проводят с помощью универсальных разрывных машин, которые позволяют реализовывать различные типы механических испытаний. Внешний вид универсальной испытательной машины Testometric M350-10CT представлен на рис. 1.7.

На массивном основании расположены вертикальные станины, вдоль которых происходит движение горизонтальной траверсы. Растяжение образцов осуществляется в вертикальном направлении. Нижний конец испытуемого образца закрепляется в нижнем (неподвижном) зажиме, верхний конец — в верхнем (подвижном) зажиме. При зажиме образцов необходимо следить, чтобы они располагались в строго вертикальном положении. У основания верхнего зажима расположен датчик силы, который позволяет фиксировать развиваемые в образце усилия. Управление движением траверсы осуществляется с помощью персонального компьютера.

Работа универсальной испытательной машины осуществляется с помощью программы WinTest Analysis, в которой два режима работы: ручной и серийный. С помощью ручного режима удобно проводить отдельные, единичные испытания. Однако он неудобен в случае необходимости проведения серии однотипных испытаний (с одинаковыми образцами, в близких условиях). Тогда используется режим серий.

При запуске программы WinTest Analysis открывается окно ручного режима. Кнопками, расположенными в левой части окна (вверх/вниз), возможно управление движением траверсы. Это позволяет установить верхний и нижний зажимы образцов на необходимом расстоянии друг от друга, равному рабочей длине образца. При необходимости проведения многократных испытаний в схожих условиях целесообразно создавать отдельные процедуры, в которых программируется конкретное задание на серию образцов.

При создании новой процедуры испытания следует в окне редактора процедуры выбрать категорию «Испытания и параметры», затем — «Создать новое испытание» и ввести имя новой процедуры испытания. Новое

испытание может быть создано на основе уже имеющегося, в этом случае наследуются все его параметры, которые в дальнейшем могут быть изменены. При создании нового испытания необходимо сформировать для него задание, определяющее параметры образцов, параметры самого процесса испытания, тип визуализации данных и пр.

Ниже приводятся наиболее важные параметры, которые должны быть учтены при формировании нового задания на испытание. Во вкладке «Параметры испытания» указывается тип испытания (растяжение/сжатие и т. д.), тип образца (как правило, прямоугольный), длина образца (длина рабочей части), ширина и толщина. Два последних параметра можно задавать в каждом испытании отдельно. Вкладка «Вычисления» позволяет выбрать определенные физические величины, которые будут вычислены непосредственно с помощью полученной диаграммы растяжения. Область «Задаваемые связи» предназначена для указания определенных логических связей между отдельными образцами (их именами), что позволяет упростить в дальнейшем поиск конкретного испытания. В поле «Компоновка графика» указывается способ вывода данных на экран, например, построение диаграммы растяжения в координатах «нагрузка — удлинение» или «напряжение — относительная деформация». Во вкладке «Настройка испытательной машины» определяются параметры самого процесса испытания. В частности, здесь выбирается тип динамометрического датчика, подключенного в момент испытания в испытательной машине, а также задается скорость движения траверсы (скорость растяжения/сжатия).

После того как все параметры испытаний введены, в окне редактора испытаний выбираются пункты меню «Файл», «Новое испытание» и указывается, в какой запрограммированной процедуре проводить испытание. Для начала испытания выбираются пункты меню «Испытание», «Начать испытание». Перед непосредственным запуском испытания необходимо в открывшемся окне обнулить показания датчика силы и расстояния, чтобы не учитывать случайные флуктуации, возникающие в электронной системе испытательной машины. Затем запускается движение траверсы: вверх (для испытания на растяжение) или вниз (для испытания на сжатие). Окончание испытания может быть выбрано оператором в любой момент времени, в противном случае движение траверсы прекратится после полного разрыва образца, когда датчик силы зафиксирует резкое ее уменьшение.

Более подробная информация о работе испытательной машины Testometric M350-10CT содержится в инструкции по эксплуатации.

ЗАДАНИЕ

1. Ознакомиться со стандартом проведения испытаний на растяжение (ГОСТ 1497-84).
2. В программе WinTest Analysis создать процедуру для проведения испытаний на растяжение.
3. С помощью штангенциркуля или микрометра измерить ширину и толщину предложенных образцов различных материалов и рассчитать необходимую длину рабочей части по соотношениям (1.6) или (1.7).
4. В созданной процедуре провести несколько (минимум три) испытаний на растяжение выбранных образцов при скорости растяжения 1 мм/мин. Записать диаграммы растяжения до полного разрыва образцов.
5. Импортировать полученные данные из программы WinTest Analysis в MathCad.
6. Построить полученные диаграммы растяжения в координатах «нагрузка — абсолютное удлинение» и «напряжение — относительная деформация».
7. Выделить на диаграммах растяжения упругий участок и определить по нему модуль Юнга предложенных материалов.
8. С помощью штангенциркуля или микрометра определить величину поперечной деформации образцов в местах разрыва и по соотношению (1.5) рассчитать коэффициент Пуассона.
9. Используя соотношения из табл. 1.1, определить коэффициент всестороннего сжатия и модуль сдвига.
10. По построенным диаграммам растяжения определить предел пропорциональности выбранных образцов.
11. Провести испытания на растяжение для образцов различных материалов (с одинаковой скоростью растяжения) и построить зависимость модуля Юнга от энергии активации самодиффузии. Объяснить полученные зависимости.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что называется механическим напряжением? Что понимается под деформацией твердого тела?
2. Какая деформация называется упругой?
3. Какая деформация называется пластической?
4. Как формулируется элементарный закон Гука для различных видов деформации?

5. Как связаны модуль Юнга материала и сила межатомного взаимодействия в кристаллической решетке?

6. Как формулируется обобщенный закон Гука?

7. Какое влияние на величину модуля Юнга могут оказывать температура кристалла и наличие примесных атомов?

8. Какие требования предъявляются к металлическим образцам (согласно ГОСТ 1497-84), используемым при проведении испытаний на растяжение?

9. Какой вид имеет обобщенная кривая растяжения материала? Где на ней находится участок упругой деформации? Как на кривой найти предел пропорциональности?

Лабораторная работа № 2

ПЛАСТИЧЕСКИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

Цель работы. Изучить пластические и прочностные свойства материалов при испытаниях на растяжение, определить плотность дислокаций металла.

Оборудование и материалы. Универсальная испытательная машина Testometric M350-10CT, микрометр, штангенциркуль, набор металлических образцов.

ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Основные механизмы пластической деформации. Упругая деформация материала в том случае, когда напряжение превышает его предел пропорциональности, переходит в пластическую деформацию. При постепенном увеличении внешней нагрузки может быть превышено значение предела упругости (предела пропорциональности), и при разгрузке исходная форма образца не восстанавливается. Возникает остаточная деформация, которая при низких температурах (отсутствие явления ползучести) практически не зависит от времени приложения нагрузки. Не зависящая от времени деформация, которая сохраняется после разгрузки, называется **пластической деформацией**. Механизмы пластической деформации материалов принципиально отличаются от механизмов упругой деформации.

Пластическая деформация — результат необратимых коллективных смещений атомов в кристаллической решетке. Эти смещения происходят путем движения дислокаций, что является атомным механизмом пластической деформации.

Пластическая деформация кристалла при приложении к нему определенного касательного напряжения может совершаться двумя основными

механизмами: *скольжением* или *двойникованием*. При этом она идет не одновременно по всем кристаллографическим плоскостям и направлениям, а последовательно: в процесс скольжения постепенно вступают те плоскости и направления, которые наиболее благоприятно ориентированы относительно направления внешней силы и в которых максимальное касательное напряжение последовательно возрастает до критической величины.

Скольжение — такое перемещение одной части кристалла относительно другой, при котором кристаллическое строение обеих частей остается неизменным. Иными словами, при скольжении одна часть кристалла переносится как целое относительно другой его части. Это означает, что и в области сдвига кристаллическая решетка остается такой же, как и в обеих частях кристалла, и каждый атом в этой области перемещается на одинаковые расстояния, составляющие целое число периодов решетки. Область сдвига обычно ограничивается поверхностью, толщина которой равна диаметру одного атома. Она называется плоскостью скольжения и всегда параллельна определенной кристаллографической плоскости.

Процесс скольжения является анизотропным, т. е. смещение атомных слоев в кристалле происходит по определенным кристаллографическим плоскостям и направлениям, что приводит к возникновению на поверхности деформируемого кристалла ступенек скольжения, которые видны на полированных шлифах как полосы, или линии скольжения. Плоскости скольжения обычно имеют наиболее плотную упаковку атомов. Это обусловлено тем, что расстояние между двумя смежными плотноупакованными атомными плоскостями больше, чем между другими атомными плоскостями. Скольжение (сдвиг) требует преодоления сил взаимодействия между атомами в двух смежных плоскостях. С увеличением расстояния между смещаемыми атомными плоскостями эти силы уменьшаются.

Направления скольжения в кристалле также являются, как правило, направлениями с наиболее плотной упаковкой атомов в данной плоскости скольжения. Эти направления определяют как наикратчайшие расстояния, трансляция по которым восстанавливает исходную кристаллическую решетку в результате единичного сдвига.

Таким образом, в любом кристалле скольжение возможно только вдоль некоторых кристаллографических плоскостей (определяемых только геометрией структуры) и в некоторых направлениях, лежащих в этих плоскостях (табл. 2.1). Сочетание плоскости скольжения и направления скольжения называется системой скольжения. Деформация последовательно протекает по определенным системам. Существуют преимущественные системы легкого скольжения. Для каждого кристалла характерна некоторая величина касательных напряжений, которая должна быть достигнута, чтобы произошла пластическая деформация путем скольжения.

Таблица 2.1

Системы легкого скольжения в основных типах структур металлов

Структура решетки	Направление скольжения	Плоскость скольжения
Гранецентрированная кубическая (ГЦК)	$\langle 110 \rangle$	$\{111\}$
Объемноцентрированная кубическая (ОЦК)	$\langle 111 \rangle$	$\{110\}, \{112\}, \{123\}$
Гексагональная плотноупакованная (ГПУ) ($c/a > 1,633$)	$\langle 110 \rangle$	$\{001\}, \{101\}, \{100\}$
Гексагональная плотноупакованная (ГПУ) ($c/a < 1,633$)	$\langle 11\bar{2} \rangle$	$\{112\}$

Для скольжения под действием касательных напряжений необходимо, чтобы между смещаемыми атомными рядами в процессе их относительного сдвига сохранилось «сцепление», иначе вместо пластической деформации произойдет разрушение кристалла. Возможность развития скольжения определяется типом межатомной связи. Так, кристаллы, в которых преобладает строго направленная ковалентная связь (сурьма, мышьяк, висмут и др.), разрушаются практически без пластической деформации. Металлическая связь, которая характеризуется наличием сравнительно однородного электростатического поля вокруг каждого атома, мало искажается при значительном угловом смещении относительно друг друга соседних атомов. Поэтому металлические кристаллы могут быть сильно пластически деформированы путем скольжения без разрушения.

Двойникование также осуществляется путем сдвига вдоль определенных плоскостей и направлений. Однако этот сдвиг происходит на расстояние, составляющее только часть периода решетки. При двойниковании происходит симметричный сдвиг определенных областей кристалла в положение, отвечающее зеркальному отображению несдвинутых областей. Этот сдвиг осуществляется относительно выбранной кристаллографической плоскости, которая до деформации не была плоскостью симметрии, и его областью является в данном случае вся сдвинутая часть кристалла. Следовательно, область сдвига включает всю последовательность атомных слоев в объеме двойника, причем в каждом слое атомы сдвигаются на одно и то же расстояние по отношению к атомам нижележащего слоя. При двойниковании ребра кристаллической решетки, первоначально наклоненные к плоскости двойникования под углом $\alpha < 90^\circ$, поворачиваются на угол $180^\circ - \alpha$.

Роль процесса двойникового обычно возрастает при понижении температуры деформации или повышении ее скорости.

Двойникование происходит по достижении определенной критической величины касательного напряжения и, как скольжение, идет с соблюдением кристаллографических соотношений. Плоскость зеркального отражения называют плоскостью двойникового, направление смещения — направлением двойникового.

Поскольку напряжение, необходимое для распространения двойника, много больше, чем для скольжения, двойникование возможно в таких конкретных условиях, когда критическое напряжение сдвига оказывается очень высоким. Поэтому двойникование в кристаллах с ОЦК- и ГЦК-структурой обычно наблюдается при низких температурах и высоких скоростях деформации, а в кристаллах с ГПУ-структурой — в случае ориентаций, неблагоприятных для базисного скольжения.

К пониманию механизма пластической деформации можно прийти при рассмотрении данного процесса на атомном уровне, т. е. при изучении элементарного акта скольжения. Оказывается, что он развивается последовательно, а не одновременно по всей плоскости скольжения.

Если предположить, что два атомных ряда в плоскости скольжения смещаются относительно друг друга как жесткие системы, то это означает, что все атомы в каком-нибудь ряду двигаются одновременно и смещаются на одну и ту же величину. По такой схеме подсчитывается теоретическое сопротивление пластической деформации, принимая в первом приближении синусоидальный закон изменения силы межатомного взаимодействия. Получается, что теоретическое сопротивление пластической деформации равно приблизительно $G/6$ (G — модуль сдвига). Однако полученное значение оказывается на три порядка выше значения этой величины для реальных кристаллов. Расхождение между теоретической и реальной прочностью кристаллов приводит к заключению, что схема жесткого взаимного смещения двух атомных плоскостей в идеальной решетке неверна.

Предполагается, что существует узкая промежуточная область порядка атомных размеров, которая в процессе скольжения будет перемещаться. Таким образом, скольжение развивается последовательно и распространяется по плоскости скольжения с некоторой конечной скоростью. Тогда на любой стадии последовательного скольжения можно очертить в плоскости скольжения ту часть кристалла, в которой скольжение уже произошло. Граница между участком, где скольжение уже произошло, и участком, в котором скольжения еще нет, называется линией дислокации.

Дислокация представляет собой линейный дефект кристаллической структуры кристалла. Из общей теории упругости известно, что вокруг дислокации возникает поле напряжений, убывающее с расстоянием r от нее по закону

$$\tau = \frac{\alpha G b}{2\pi r},$$

где b — вектор Бюргерса дислокации; G — модуль сдвига материала; α — константа, принимаемая равной 1 для винтовой дислокации и 1,5 — для краевой дислокации.

Если дислокаций в кристалле достаточно много и они равномерно распределены, то результирующее напряжение, действующее на какую-то выделенную дислокацию со стороны всех остальных,

$$\tau = \frac{\alpha G b}{2\pi l_a},$$

где l_a — среднее расстояние между дислокациями, которое определяется плотностью дислокаций ρ : $l_a = 1/\sqrt{\rho}$.

Следовательно,

$$\tau = \frac{\alpha G b}{2\pi} \sqrt{\rho}. \quad (2.1)$$

Полученное выражение показывает, что напряжение, необходимое для продолжения пластической деформации (напряжение течения), определяется плотностью дислокаций в исходном состоянии материала.

Деформационное упрочнение. Вид диаграмм растяжения может быть различным для разных материалов. Однако почти во всех случаях от начала пластической деформации и до момента разрушения наблюдается повышение силы сопротивления образца по мере увеличения степени деформации. На первичных диаграммах растяжения могут наблюдаться участки спада нагрузки, но после перестройки первичной диаграммы растяжения в координатах «истинное напряжение — истинная деформация» они исчезают.

Так, для непрерывного продолжения деформации образца требуется постоянное увеличение действующего на него напряжения. Это явление называется деформационным упрочнением. Деформационное упрочнение обусловлено торможением дислокаций: чем труднее перемещаться дислокациям в материале, тем выше коэффициент деформационного упрочнения. Под коэффициентом деформационного упрочнения θ по-

нимают производную напряжения по деформации (геометрически коэффициент θ показывает наклон кривой растяжения):

$$\theta = \frac{ds}{de},$$

где s — истинное напряжение; e — истинная деформация.

Для строгого анализа деформационного упрочнения необходимо пользоваться не первичными диаграммами растяжения, т. е. в координатах «нагрузка — удлинение», а перестроенными в координаты «истинное напряжение — истинная деформация».

Явление деформационного упрочнения у моно- и поликристаллов протекает по-разному, а также зависит от кристаллической структуры материала.

Рассмотрим деформационное упрочнение монокристаллов с ГЦК-структурой. На участке пластической деформации таких образцов можно выделить несколько областей, в каждой из которых выполняется свой закон изменения напряжения от величины деформации. При анализе деформационного упрочнения металлов начальный участок (область упругой деформации) обычно не рассматривается и первой стадии деформационного упрочнения соответствует линейный участок, на котором коэффициент упрочнения относительно мал ($ds/de \sim 10^{-4} G$, где G — модуль сдвига). Второй участок (вторая стадия упрочнения) также является прямолинейным, но его наклон значительно больше предыдущего ($ds/de \sim 10^{-3} G$). Третья стадия упрочнения характеризуется параболическим законом изменения напряжения в зависимости от деформации — с увеличением деформации степень упрочнения здесь уменьшается.

Пластическая деформация начинается в некоторой точке и на первой стадии упрочнения идет в основном за счет скольжения дислокаций в одной системе — участок легкого скольжения. Дислокации здесь перемещаются относительно беспрепятственно, обеспечивая удлинение образца без заметного роста действующих напряжений. На второй стадии упрочнения число барьеров и самих дислокаций резко возрастает и в результате усиливается эффективность их торможения. Для продолжения пластической деформации напряжение должно постепенно увеличиваться. При переходе к третьей стадии упрочнения достигается уровень напряжений, достаточный для интенсивного поперечного скольжения винтовых дислокаций. За счет обхода барьеров степень упрочнения на третьей стадии становится меньше, чем на второй. Это так называемый динамический возврат. Ему способствуют также многочисленные процессы аннигиляции дислокаций из-за возрастания вероятности встреч разноименных дислокаций в одной плоскости.

Деформационное упрочнение монокристаллов с ГПУ-структурой идет по аналогичной схеме, как и в металлах с ГЦК-структурой, однако в данном случае существенным оказывается отношение параметров гексагональной кристаллической решетки c/a . В случае когда $c/a > 1,633$, скольжение идет по базисным плоскостям и деформация таких монокристаллов происходит через те же стадии упрочнения, что и в металлах с ГЦК-структурой. Когда отношение $c/a < 1,633$, скольжение уже на начальных этапах пластической деформации идет в нескольких системах вдоль пересекающихся плоскостей. Поэтому здесь стадия легкого скольжения (первая стадия упрочнения) может отсутствовать.

В металлах с ОЦК-структурой первая и вторая стадии деформационного упрочнения сокращаются, и большая часть кривой приходится на третью стадию интенсивного поперечного скольжения, следовательно, средний коэффициент деформационного упрочнения монокристаллов с ОЦК-структурой ниже, чем у других металлов, характеризующихся плотной упаковкой атомов.

На практике чаще приходится иметь дело не с монокристаллическими образцами, а с поликристаллическими, представляющими собой совокупность большого числа хаотически ориентированных зерен (монокристалликов). Вид кривых растяжения чистых поликристаллов с различными решетками качественно аналогичен: после участка упругой деформации наблюдается параболический закон упрочнения:

$$s = s_0 + Ae^n, \quad (2.2)$$

где s_0 — напряжение, при котором осуществляется переход от упругой к пластической деформации; A — константа.

Коэффициент деформационного упрочнения и уровень напряжений течения у поликристаллов выше, чем у монокристаллов.

Особенности кривых деформационного упрочнения поликристаллов связаны в первую очередь с наличием границ зерен и их различной ориентировкой. Стадия легкого скольжения здесь, как правило, отсутствует, и с самого начала пластической деформации происходит резкое упрочнение, связанное со скоплением дислокаций у границ. Однако наличие границ зерен вызывает существенное увеличение деформационного упрочнения поликристаллов по сравнению с монокристаллами лишь на начальных этапах пластической деформации. После незначительного удлинения кривые растяжения поликристаллов становятся практически параллельными кривым для монокристаллов, когда в них уже идет множественное скольжение. Большая часть кривой растяжения поликристаллов относится к третьей стадии деформационного упрочнения монокристаллов. Это указывает на то, что упрочнение при пластической деформации поликри-

сталлов определяется в основном множественным скольжением в каждом зерне и особенно — легкостью поперечного скольжения.

К основным характеристикам материала, определяющих его пластические свойства, относятся предел текучести, предел прочности, относительная деформация при разрушении.

Условные и истинные напряжения и деформации. Для анализа пластических свойств материалов проводятся испытания на растяжение и записываются соответствующие диаграммы растяжения. Однако чаще полученные первичные диаграммы растяжения, записанные в координатах «нагрузка — удлинение», перестраивают в координатах «условное напряжение — условная относительная деформация», а затем в координатах «истинное напряжение — истинная относительная деформация». Для этого необходимо знать связь между условными и истинными величинами.

В то время как условная деформация (ϵ) учитывает лишь начальный и конечный размер тела после деформации, истинная деформация (e) учитывает непрерывное изменение размеров тела в процессе деформирования. Если разбить процесс деформирования, связанный с увеличением длины тела от l_0 до l_n , на ряд этапов l_1, l_2, l_3 и т. д., то относительное удлинение на первом этапе составит $(l_1 - l_0)/l_0$, на втором $(l_2 - l_1)/l_1$ и т. д. Так, истинное удлинение будет определяться следующим образом:

$$e = \frac{l_1 - l_0}{l_0} + \frac{l_2 - l_1}{l_1} + \frac{l_3 - l_2}{l_2} + \dots + \frac{l_n - l_{n-1}}{l_{n-1}}.$$

Уменьшая отрезки, на которые разбивается общее удлинение, истинная деформация может быть представлена в виде

$$e = \int_{l_0}^{l_n} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_n}{l_0}.$$

Между условной и истинной деформациями существует простое соотношение:

$$\epsilon = \frac{l_n - l_0}{l_0} = \frac{l_n}{l_0} - 1,$$

следовательно,

$$e = \ln(\epsilon + 1). \quad (2.3)$$

Таким образом, зная относительную условную деформацию ϵ , можно по соотношению (2.3) определить истинную деформацию e .

Для пересчета условных напряжений в истинные можно воспользоваться определением коэффициента Пуассона, связывающим продольную и поперечную деформации. Действительно, изменение площади по-

перечного сечения образца при растяжении определяется его поперечной деформацией $\varepsilon_{\perp}$, которая, в свою очередь, связана с продольной деформацией $\varepsilon_{\parallel}$ следующим образом:

$$\varepsilon_{\perp} = \nu \varepsilon_{\parallel},$$

где ν – коэффициент Пуассона.

При условии, что поперечное сечение образца имеет форму прямоугольника со сторонами a и b , длина каждой его стороны уменьшается соответственно на некоторую величину Δa и Δb . Причем

$$\Delta a = a \varepsilon_{\perp} = a \nu \varepsilon_{\parallel}$$

(аналогично для стороны b).

Тогда истинное напряжение s будет определяться отношением нагрузки P к величине изменившейся площади:

$$s = \frac{P}{(a - \Delta a)(b - \Delta b)} = \frac{P}{(a - a\nu\varepsilon_{\parallel})(b - b\nu\varepsilon_{\parallel})} = \frac{P}{ab(1 - \nu\varepsilon_{\parallel})^2} = \frac{\sigma}{(1 - \nu\varepsilon_{\parallel})^2}, \quad (2.4)$$

где σ – условное напряжение.

Таким образом, соотношение (2.4) позволяет определить истинное напряжение по известному условному напряжению и продольной деформации.

Предел текучести. Физический предел текучести – это напряжение, при котором образец деформируется под действием практически неизменной растягивающей нагрузки. Однако на практике при получении диаграмм растяжения материалов используют условный предел текучести.

При отсутствии на диаграмме растяжения зуба и площадки текучести рассчитывается условный предел текучести – напряжение, при котором остаточное удлинение достигает заданной величины (обычно 0,2 %, иногда 0,1 или 0,3 %). Соответственно условный предел текучести обозначается $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{0,1}$ или $\sigma_{0,3}$. Предел текучести характеризует напряжение, при котором происходит полный переход к пластической деформации.

По диаграмме растяжения условный предел текучести определяют следующим образом. По оси удлинений (или деформаций) откладывают отрезок, соответствующий допуску остаточной деформации, и через эту точку проводят прямую, параллельную начальному прямолинейному участку диаграммы (участку упругости). Ордината точки пересечения данной прямой с диаграммой растяжения будет соответствовать величине нагрузки $P_{0,2}$, определяющей условный предел текучести (рис. 2.1):

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{S_0}, \quad (2.5)$$

где S_0 – начальная площадь поперечного сечения образца.

Плавный переход от упругой к пластической деформации (без зуба и площадки текучести) наблюдается при растяжении таких металлов и сплавов, в которых имеется достаточно большое количество подвижных, незакрепленных дислокаций в исходном состоянии. Напряжение, необходимое для начала пластической деформации материалов, оцениваемое через условный предел текучести, определяется силами сопротивления движению дислокаций внутри зерен, легкостью передачи деформации через границы зерен.

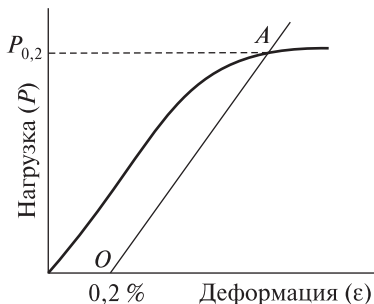


Рис. 2.1. Схема определения предела текучести по диаграмме растяжения

Предел прочности. До точки *E* на диаграмме растяжения (рис. 2.2) рабочая часть образца сохраняет свою первоначальную форму с постоянным в пределах расчетной длины сечением.

Удлинение здесь равномерно распределяется по всей расчетной длине. В точке *E* эта равномерность пластической деформации нарушается. В какой-то части образца, обычно вблизи концентратора напряжений, который уже был в исходном состоянии или образовался в процессе растяжения, начинается локализация деформации. Ей соответствует местное сужение поперечного сечения образца — образование шейки. Возможность значительной равномерной пластической деформации и «оттягивание» момента начала образования шейки в пластичных материалах обусловлены наличием деформационного упрочнения. Если бы оно

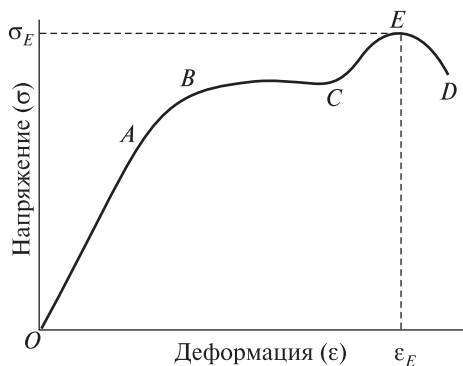


Рис. 2.2. Схема определения начала разрушения по диаграмме растяжения

отсутствовало, шейка начинала бы формироваться сразу же по достижении предела текучести. Образование шейки определяет момент начала разрушения образца.

Условие начала формирования шейки можно получить из следующих соображений. В точке E прирост нагрузки $P_E = s_E S_E$ становится нулевым (точка максимума):

$$dP_E = s_E dS_E + S_E ds_E = 0,$$

где s_E — истинное напряжение; S_E — площадь поперечного сечения образца в точке E .

Исходя из постоянства объема деформируемого образца получим

$$V = S_0 l_0 = S_E l_E,$$

$$S_0 = S_E \frac{l_E}{l_0} = S_E (1 + \varepsilon).$$

Следовательно,

$$dP_E = S_E d\varepsilon + (1 + \varepsilon) dS_E,$$

$$ds_E = s_E \frac{d\varepsilon}{\varepsilon + 1} = s_E de.$$

В итоге получается соотношение

$$\frac{ds}{de} = s.$$

Таким образом, шейка начинает образовываться по достижении удлинения, которому соответствует тот участок кривой «истинное напряжение — истинная деформация», наклон которого численно равен величине истинного напряжения в этот момент деформации.

Процесс образования шейки идет от точки E вплоть до разрушения в точке D и сопровождается снижением действующей на образец нагрузки. По максимальной нагрузке P_E на первичной диаграмме растяжения рассчитывают условный предел прочности (временное сопротивление):

$$\sigma_E = \frac{P_E}{S_0}. \quad (2.6)$$

Величина σ_E не определяет предельную прочность материалов, разрушающихся с образованием шейки. Так, напряжение σ_E значительно меньше истинного напряжения s_E , действующего в образце в момент достижения точки D , так как в этот момент деформации площадь поперечного сечения образца существенно меньше его начальной площади.

Истинный условный предел прочности в этом случае определяется следующим образом:

$$s_E = \frac{P_E}{S_E}. \quad (2.7)$$

Однако истинный условный предел прочности s_E также не может служить характеристикой предельной прочности материала, поскольку за точкой E на диаграмме растяжения истинное сопротивление деформации продолжает возрастать, хотя нагрузка по первичной диаграмме падает. Дело в том, что эта нагрузка концентрируется на минимальном сечении образца в шейке. Если перестроить первичную диаграмму растяжения в истинных координатах s — e , то окажется, что s непрерывно возрастает по мере деформации вплоть до момента разрушения. Тогда по такой истинной диаграмме можно определить истинное сопротивление разрыву s_D :

$$s_D = \frac{P_D}{S_D}, \quad (2.8)$$

которое определяется как отношение нагрузки в момент разрушения к минимальной площади поперечного сечения образца в месте разрыва.

ЗАДАНИЕ

1. Ознакомиться со стандартом проведения испытаний на растяжение (ГОСТ 1497-84).
2. В программе WinTest Analysis создать процедуру для проведения испытаний на растяжение.
3. Определить необходимые геометрические размеры предложенных образцов для проведения испытания на растяжение.
4. В созданной процедуре провести несколько (минимум три) испытаний на растяжение выбранных образцов при скорости растяжения 1 мм/мин. Записать диаграммы растяжения до полного разрыва образцов.
5. Импортировать полученные данные из программы WinTest Analysis в MathCad.
6. Построить полученные диаграммы растяжения в координатах «нагрузка — абсолютное удлинение» и «напряжение — относительная деформация».
7. Используя соотношения (2.3) и (2.4), определить истинные деформации и напряжения. Построить диаграмму растяжения в координатах «истинное напряжение — истинная относительная деформация».

8. Выделить на диаграмме растяжения участок, соответствующий области пластической деформации. Аппроксимировать его зависимостью вида (2.2).

9. По соотношению (2.5) определить по диаграмме растяжения предел текучести $\sigma_{0,2}$.

10. Используя значение полученного предела текучести, оценить плотность дислокаций в материале, применив для этого формулу (2.1).

11. На участке текучести определить коэффициент деформационного упрочнения θ .

12. По соотношениям (2.6)–(2.8) рассчитать по диаграмме растяжения предел прочности материала.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какие существуют основные механизмы пластической деформации металлов?

2. Что называется пределом текучести? Какой его физический смысл?

3. Каким образом предел текучести определяется по диаграмме растяжения?

4. Как связаны напряжение течения материала и плотность дислокаций в нем?

5. Что понимается под деформационным упрочнением?

6. Какие существуют характерные стадии деформационного упрочнения монокристаллов ГЦК-металлов?

7. В чем заключается разница между условными и истинными деформациями и напряжениями? Каким образом они связаны между собой?

8. Что называется пределом прочности материала? Какой его физический смысл?

9. Каково условие, при котором начинает происходить разрушение материала при деформации?

Лабораторная работа № 3

УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

Цель работы. Изучить методику проведения усталостных испытаний металлов, определить параметры усталостного разрушения металлов.

Оборудование и материалы. Универсальная испытательная машина Testometric M350-10СТ, набор металлических образцов.

ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Основные характеристики циклического нагружения. Усталостью называют процесс постепенного накопления повреждений материала под действием повторных или повторно-переменных (циклических) напряжений, приводящий к образованию трещин и разрушению. Важнейшая особенность данного процесса – то, что он развивается при напряжениях, значительно меньших, чем предел прочности, который является мерой прочности при статическом нагружении. Другими словами, способность материала выдерживать циклические нагрузки, называемая *выносливостью*, существенно ниже статической прочности. Важно также, что разрушение в результате усталости во многих случаях не сопровождается заметной макродеформацией образца, поэтому его чрезвычайно трудно предупредить.

Усталостная трещина зарождается в поверхностных слоях и затем развивается в глубь образца, образуя острый надрез. Процесс распространения усталостной трещины весьма длителен. Он продолжается до тех пор, пока сечение не окажется столь малым, что действующие в нем напряжения превысят разрушающие. Тогда произойдет быстрое разрушение, как правило, хрупкое из-за наличия острого надреза. Задача усталостных испытаний – дать количественную оценку способности материала работать в условиях циклического нагружения без разрушения.

Природа усталостного разрушения. По мере увеличения числа циклов при любых напряжениях выше предела выносливости в образце последовательно идут следующие основные процессы: 1) пластическая деформация; 2) зарождение трещин; 3) постепенное развитие некоторых из них и преимущественное распространение одной, главной трещины; 4) быстрое окончательное разрушение.

Рассмотрим каждый из этих процессов в отдельности.

Движение дислокаций и образование линий скольжения в условиях повторно-переменных нагрузок наблюдается даже при напряжениях, меньших предела выносливости, который, как правило, ниже предела упругости материала. Скольжение происходит в тех же кристаллографических плоскостях и направлениях, что и при статической деформации. Начинается пластическая деформация в благоприятно ориентированных зернах вблизи концентраторов напряжений. Развитие пластической деформации приводит к деформационному упрочнению. Оно особенно существенно при малоцикловой усталости, когда величина действующих напряжений велика. Наглядной характеристикой деформационного упрочнения может служить ширина петли гистерезиса в координатах «напряжение — деформация».

Первые видимые трещины возникают у впадин полос скольжения, т. е. зародышами усталостных трещин являются поверхностные впадины. Механизм образования поверхностных впадин и выступов может быть связан с последовательным действием дислокационных источников, генерирующих дислокации в разных системах.

Предположим, что вблизи поверхности образца имеются два источника дислокаций M_1 и M_2 . Под действием напряжений одного знака источник M_1 генерирует дислокации, при выходе которых на поверхность образуется ступенька одного направления, а от источника M_2 — ступенька другого направления. При смене знака напряжений источники генерируют дислокации противоположного знака, которые также образуют на поверхности образца ступеньки. При этом ступеньки, образованные от дислокаций с различных источников, не уничтожаются из-за смещения плоскости скольжения дислокаций от каждого источника после смены знака напряжений. Другими словами, генерация дислокаций другого знака при обратном цикле от одного и того же источника должна была бы нивелировать образование ступеньки. Однако следует учитывать, что действие второго источника дислокаций смещает положение первого источника относительно своего первоначального положения. Следовательно, ступенька и впадина не совпадают друг с другом. В результате за полный цикл на поверхности образуются выступ и впадина, которые растут по мере увеличения числа циклов.

Трещины зарождаются уже на начальных стадиях испытаний — по истечении 10–15 % общего времени испытания. Все остальное время происходит их постепенное развитие. На самых начальных стадиях роста, когда зародышевая трещина имеет субмикроскопические размеры, она может разрастаться за счет притока вакансий, в большом количестве возникающих при циклических нагружениях. Вначале зародышевая трещина распространяется вдоль полос скольжения, а затем их рост происходит перпендикулярно направлению растягивающих напряжений.

На начальных стадиях испытания в образце возникает множество трещин, но большинство из них почти не развивается. Это объясняется упрочнением материала в локальных объемах, примыкающих к трещинам, из-за концентрации здесь напряжений. Дальнейшее развитие получают лишь те трещины, которые достигают достаточно большой длины и имеют очень острую вершину (малый радиус закругления вершины).

Методика проведения усталостных испытаний. Современные методы испытаний на усталость очень разнообразны. Они отличаются характером изменения напряжений во времени, схемой нагружения (изгиб, кручение, растяжение — сжатие), наличием или отсутствием концентратора напряжений. Усталостные испытания проводятся при различных температурах и в разных средах. Общие требования к проведению таких испытаний обобщены в ГОСТ 25.502-79.

В процессе любого усталостного испытания на образец действуют циклические напряжения, непрерывно меняющиеся по величине и часто — по знаку. Типичные примеры используемых циклов напряжений показаны на рис. 3.1 (несимметричный цикл) и 3.2 (симметричный цикл).

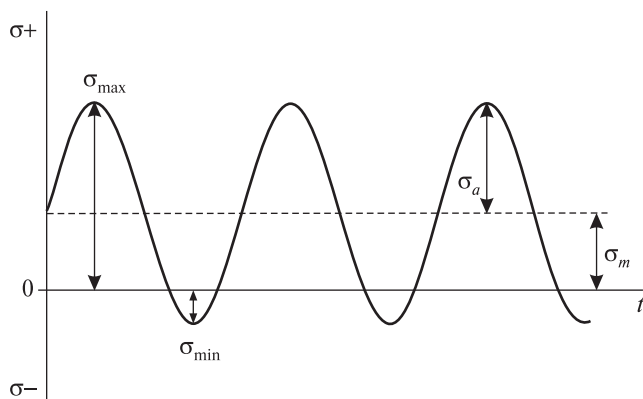


Рис. 3.1. Зависимость нагрузки от времени для несимметричного цикла усталостного испытания

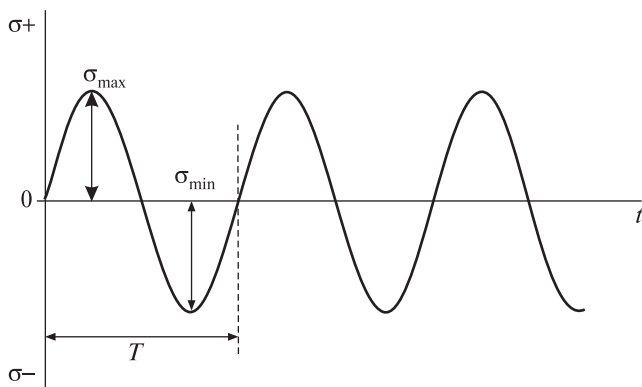


Рис. 3.2. Зависимость нагрузки от времени для симметричного цикла усталостного испытания

Цикл напряжений – это совокупность переменных значений напряжений за один период их изменения. Каждый цикл характеризуется несколькими параметрами. За максимальное напряжение цикла $\sigma_{\max}$ принимают наибольшее по алгебраической величине напряжение. Минимальное напряжение цикла $\sigma_{\min}$ – наименьшее по алгебраической величине напряжение. Тогда среднее напряжение цикла

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}. \quad (3.1)$$

Амплитуда напряжений цикла

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}. \quad (3.2)$$

Сложение и вычитание максимальных и минимальных напряжений цикла в выражениях (3.1) и (3.2) производят с учетом их знака.

Из рис. 3.1 видно, что

$$\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a.$$

Напряжение в любой момент цикла может быть представлено в виде

$$\sigma(t) = \sigma_m + \sigma_a f(t),$$

где $f(t)$ – непрерывная периодическая функция, определяющая форму цикла во времени и изменяющаяся в пределах от -1 до $+1$. Эта функция часто аппроксимируется синусоидой, поскольку форма цикла, как правило, практически не влияет на результаты усталостных испытаний.

Цикл характеризуется также коэффициентом асимметрии:

$$R_{\sigma} = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}.$$

Если $R_{\sigma} = -1$, то такой цикл называется симметричным. Если же максимальное и минимальное напряжения цикла не равны по величине, то цикл будет являться асимметричным. Когда напряжения меняются по величине и знаку, то такой цикл считается знакопеременным, если только по величине — знакопостоянным. Для испытаний чаще всего используют симметричные знакопеременные циклы.

Усталостные свойства сильно зависят от размеров образца — они значительно выше у образцов с меньшим сечением. Поэтому для получения сопоставимых данных необходимо проводить испытания на одинаковых образцах. Результаты усталостных испытаний также очень чувствительны к состоянию поверхностного слоя образцов. Поэтому здесь необходимо применять идентичные методики подготовки образцов.

Первичным результатом усталостного испытания одного образца является число циклов до разрушения (*долговечность*) при заданных характеристиках цикла. Конечная же цель испытания с постоянным коэффициентом асимметрии цикла состоит в определении *предела выносливости* σ_R — наибольшего значения максимального напряжения цикла, при действии которого не происходит усталостного разрушения образца после произвольно большого или заданного числа циклов нагружения. Если испытания проводятся при постоянном среднем напряжении цикла, σ_R определяется как наибольшее значение амплитуды напряжений цикла, при которых не происходит усталостного разрушения после неограниченного или заданного количества циклов.

Чтобы оценить предел выносливости, необходимо провести целую серию испытаний. Каждый образец испытывают при определенном значении максимального напряжения цикла (или его амплитуды). При этом циклы для всех образцов одной серии должны быть подобны, т. е. иметь одинаковую форму и отношение различных характеристик цикла:

$$\frac{\sigma_{\max}^1}{\sigma_{\max}^2} = \frac{\sigma_m^1}{\sigma_m^2} = \frac{\sigma_a^1}{\sigma_a^2}.$$

По результатам испытания отдельных образцов строят кривую усталости в координатах «максимальное напряжение цикла $\sigma_{\max}$ — долговечность N » (рис. 3.3, *a—в*). Наиболее наглядными являются кривые, построенные в логарифмических либо полулогарифмических масштабах.

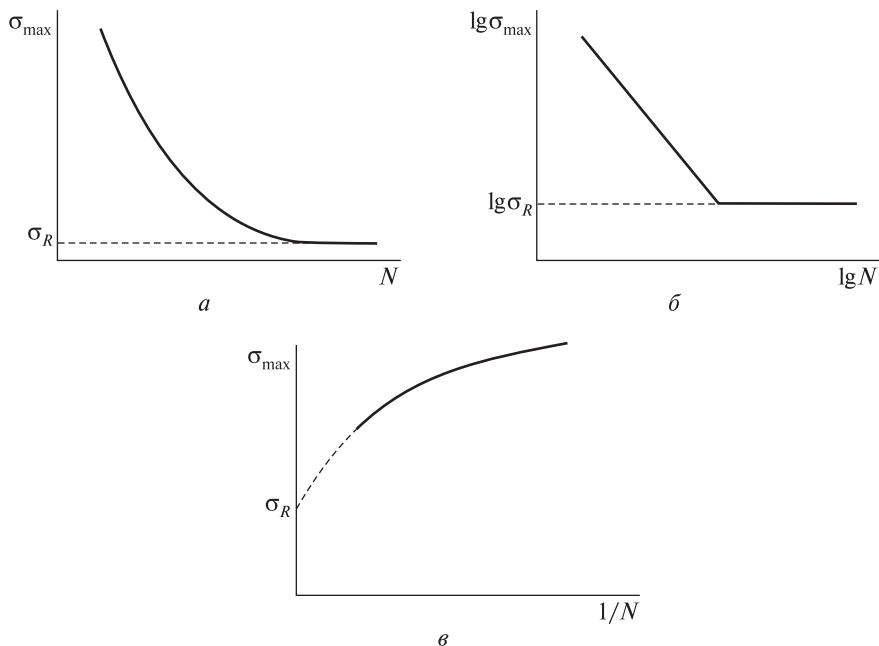


Рис. 3.3. Кривые усталости в координатах
« $\sigma_{\max} - N$ » (а), « $\lg \sigma_{\max} - \lg N$ » (б) и « $\sigma_{\max} - 1/N$ » (в)

По мере уменьшения максимального напряжения цикла долговечность всех материалов возрастает. При этом у сталей и некоторых цветных металлов кривая усталости асимптотически приближается к прямой, параллельной оси абсцисс. Ордината, соответствующая постоянному значению $\sigma_{\max}$, и есть предел выносливости таких материалов – наибольшее напряжение, которое не вызывает разрушения при любом числе циклов N . Проще определять σ_R при использовании логарифмического масштаба. Также удобно оценивать σ_R по кривым в координатах « $\sigma_{\max} - 1/N$ ». Здесь величину предела выносливости определяют, экстраполируя кривую в точку ее пересечения с осью ординат, где $1/N = 0$. Этот способ особенно целесообразно использовать для приближенной оценки σ_R по результатам испытания небольшого числа образцов.

Многие цветные металлы и сплавы не имеют горизонтального участка на кривых усталости. В этом случае определяют ограниченный предел выносливости – наибольшее напряжение $\sigma_{\max}$, которое материал выдерживает, не разрушаясь в течение заданного числа циклов нагружения. Это число циклов называют базой испытания.

Величина предела выносливости снижается при наличии концентраторов напряжений, в качестве которых могут выступать различные макродефекты (в частности, искусственно созданные — надрезы, царапины), а также структурные неоднородности в виде включений вторых фаз. Для количественной оценки чувствительности σ_R к концентраторам определяют эффективный коэффициент напряжений K_σ . При симметричном знакопеременном цикле этот коэффициент может быть найден по следующему соотношению:

$$K_\sigma = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{-1}^H}, \quad (3.3)$$

где σ_{-1} и σ_{-1}^H — пределы выносливости гладкого образца и образца с надрезом (с концентратором напряжений).

Влияние различных факторов на выносливость материалов. Поведение образцов и их усталостная долговечность в первую очередь определяются максимальным напряжением цикла и его амплитудой σ_a . Чем они больше, тем быстрее происходит усталостное разрушение. Выносливость зависит также от среднего напряжения цикла σ_m , которое определяет постоянную составляющую циклического напряжения. Связь между σ_a и σ_m устанавливает диаграмма предельных амплитуд (рис. 3.4). Амплитуда цикла, откладываемая по оси ординат, соответствует пределу выносливости при определенном среднем напряжении. Следовательно, точка A отвечает пределу выносливости σ_{-1} при заданной базе, точка E — разрушающее напряжение при $\sigma_a = 0$. Все другие точки, лежащие на кривой $ACDE$, характеризуют возможные «предельные» сочетания σ_a и σ_m . Точки, расположенные ниже линии $ACDE$, отвечают безопасным циклам напряжений, под действием которых разрушение не наступит через заданное при по-

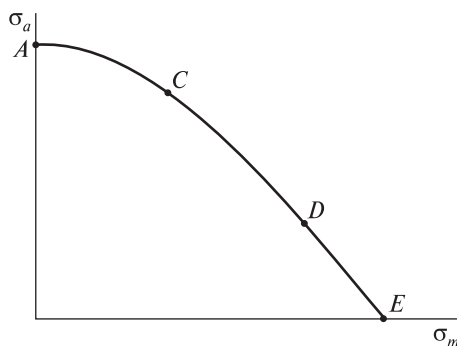


Рис. 3.4. Диаграмма предельных амплитуд

строении диаграммы число циклов. Точки, лежащие выше кривой $ACDE$, характеризуют циклы с таким сочетанием σ_a и σ_m , при котором разрушение произойдет прежде, чем будет достигнута заданная база испытаний.

Отношение σ_a/σ_m связано с коэффициентом асимметрии

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_m} = \frac{1 - R_\sigma}{1 + R_\sigma}.$$

Из диаграммы предельных амплитуд следует: чем больше среднее напряжение цикла, тем меньшая амплитуда цикла требуется для разрушения материала при одной базе испытаний.

Существенное влияние на характеристики выносливости оказывает соотношение растягивающих и сжимающих напряжений. Чем больше растягивающие напряжения, тем ниже выносливость. Наоборот, увеличение средних сжимающих напряжений при неизменном растягивающем смещает кривую усталости в сторону больших напряжений. Эти эффекты объясняются противоположным действием растягивающих и сжимающих напряжений на процесс развития трещины: дополнительное сжатие тормозит этот процесс, а растяжение ускоряет его.

Поскольку усталостные трещины образуются в поверхностных слоях образцов, то состояние этих слоев играет важную роль. Для получения высокого предела выносливости структура поверхностного слоя должна обладать максимально возможным сопротивлением деформации. Это достигается применением химико-термической обработки, поверхностным наклепом и др. Все эти обработки способны не только упрочнить поверхность, но и создать там дополнительные сжимающие напряжения, которые тормозят развитие усталостных трещин.

Характеристики выносливости определяются сочетанием прочностных и пластических характеристик материала при статическом нагружении. Поэтому все эффекты легирования и структурных изменений, которые способны повысить механические свойства сплавов при статических испытаниях, будут повышать и выносливость.

Предел выносливости многих материалов коррелирует с их пределом прочности на растяжение. Величина σ_{-1} образцов без концентраторов напряжений составляет $0,25 - 0,6\sigma_B$ (σ_B — предел прочности). Но если принимать меры только для увеличения предела прочности без других прочностных характеристик, то для повышения выносливости этого может оказаться недостаточно. Упрочнение будет приводить к затруднению зарождения усталостных трещин. Однако если при этом существенно снизится пластичность, то распространение уже возникшей трещины будет облегчено. Поэтому правильно ориентироваться на корреляцию предела выносливости с произведением $\sigma_B\psi$ (где ψ — пластичность материала, т. е.

относительная деформация, при которой происходит его разрушение). Сочетания повышенных прочностных и пластических характеристик можно добиться, например, путем легирования твердого раствора, измельчения зерен, образования композиционных материалов. В последних развитие усталостной трещины затруднено из-за необходимости ее перехода через межфазную границу. При этом необходимо добиваться высокой прочности сцепления отдельных фаз между собой, в противном случае трещина сможет легко развиваться вдоль поверхности со слабым сцеплением.

Усталостные свойства материалов, применяемых для изготовления стенок ядерных энергетических установок, являются одними из определяющих периода их безопасной эксплуатации. Периодический нагрев и охлаждение стенок реактора сопровождаются возникновением и исчезновением внутренних напряжений, связанных с изменением температуры (термоупругие напряжения). В таких условиях безопасная работа реактора будет определяться выносливостью материала к циклическим нагрузкам.

Особый вид ядерных энергетических установок представляют собой термоядерные реакторы типа токамака. Для эффективной работы таких установок требуется в течение относительно длительного времени поддерживать условия, необходимые для протекания реакции термоядерного синтеза. Такие условия могут быть реализованы в среде высокотемпературной плотной плазмы, существующей в ограниченном объеме пространства. Основной проблемой разработки такого типа реакторов является выбор оптимальных материалов для изготовления первой стенки, отделенной специально созданным магнитным полем от области существования плазмы. Несмотря на наличие такого магнитного поля, достаточно часто происходит «срыв» плазмы, которая непосредственно взаимодействует с материалом первой стенки. В результате такого взаимодействия свойства приповерхностного слоя материала могут существенно изменяться, влияя тем самым на усталостные свойства.

Как правило, при взаимодействии высокотемпературной плазмы с поверхностью материала происходит сообщение поверхностному слою тепловой энергии, позволяющей перевести его в расплавленное состояние. Так как в большинстве случаев толщина стенки существенно выше толщины расплавленного слоя, то происходит интенсивный теплоотвод на объем нерасплавленной части вследствие высокой теплопроводности твердого материала. В этом случае достигаются высокие скорости охлаждения расплава (10^6 – 10^7 K/с). При таких условиях кристаллизации происходит образование мелкокристаллической зеренной структуры, которая будет обладать повышенными прочностными параметрами. Протекающие структурные изменения в материалах могут сопровождаться также и увеличением их пластичности, что в совокупности приведет к повышению усталостных свойств.

ЗАДАНИЕ

1. Ознакомиться со стандартом проведения испытаний материалов на усталостные свойства (ГОСТ 25.502-79).
2. В программе управления универсальной испытательной машины Testometric M350-10СТ создать процедуру для проведения циклов нагружения – разгружения.
3. Выбрать металлические образцы и рассчитать их геометрические размеры, необходимые для проведения испытаний.
4. Запустить цикл симметричных знакопеременных испытаний при различных максимальных напряжениях.
5. Построить усталостные кривые в различных координатах: « $\sigma_{\max} - N$ », « $\lg \sigma_{\max} - \lg N$ » и « $\sigma_{\max} - 1/N$ ». Определить по построенным кривым предел выносливости.
6. Провести эксперименты с образцами с концентраторами напряжения (с надрезами), с различным числом надрезов. Определить эффективный коэффициент напряжений K_σ по формуле (3.3) и установить его зависимость от количества концентраторов напряжений. Сделать вывод о влиянии концентраторов напряжений на предел выносливости материалов.
7. Провести испытания на усталостную прочность образцов металлов, подвергнутых воздействию плазменных потоков. Сделать вывод о влиянии плазмы на усталостные характеристики металлов.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что понимается под усталостью материалов?
2. В чем заключается методика проведения испытания материалов на усталостную прочность?
3. В чем состоит отличие симметричных и несимметричных циклов нагружения?
4. Что такое предел выносливости? Как он определяется по усталостным кривым, построенным в различных координатах?
5. Каким образом влияют на усталостные свойства материалов концентраторы напряжений? Какие реальные дефекты структуры материалов могут выступать в качестве концентраторов напряжений?
6. Что показывает диаграмма предельных амплитуд?

Лабораторная работа № 4

МЕТОДЫ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ

Цель работы. Изучить статические методы определения твердости металлов и сплавов, ознакомиться с устройством и принципом работы прибора для измерения твердости.

Оборудование и материалы. Универсальный твердомер по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу HBRVU-187.5, шлифы.

ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Одной из важных характеристик, определяющих эксплуатационные свойства металлов и сплавов, является твердость. Под твердостью обычно понимают свойство материала оказывать сопротивление упругой и пластической деформации при внедрении в его поверхностный слой другого, более твердого и не подвергающегося остаточной деформации тела — индентора.

В зависимости от временного характера приложения нагрузки и измерения сопротивления вдавлению индентора способы определения твердости подразделяют на статические, динамические и кинетические. При статических методах на индентор прикладывают постоянную нагрузку, а время выдержки под нагрузкой регламентируется стандартами на соответствующие методы.

При *динамических методах* определения твердости индентор действует на образец с определенной кинетической энергией, затрачиваемой на упругую отдачу и/или формирование отпечатка. Динамическую твердость часто называют также твердостью материала при ударе.

Кинетические методы определения твердости основываются на непрерывной регистрации процесса вдавливания индентора с записью диаграммы «нагрузка на индентор — глубина внедрения индентора».

При этом регистрируется вся кинетика процесса вдавливания индентора, а не только конечного результата испытаний, как при других методах.

Результаты испытаний на твердость зависят от продолжительности приложения нагрузки к индентору и продолжительности выдержки под нагрузкой. При постоянной нагрузке F линейный размер отпечатка

$$d = bt^n,$$

где t — время выдержки индентора под нагрузкой; b, n — коэффициенты, зависящие от свойств материала и величины нагрузки.

В зависимости от времени t различают кратковременную и длительную твердость. В стандартных методах измерение твердости производят в течение 10–30 с. Длительная твердость оценивается, как правило, при повышенных температурах и используется как характеристика жаропрочности материала.

При определении твердости всеми методами измеряют суммарное сопротивление металла внедрению в него индентора, усредняющее твердость всех имеющихся структурных составляющих, поэтому полученный отпечаток должен быть по размеру значительно больше размеров зерен отдельных структурных составляющих.

По принципу приложения нагрузки способы определения твердости можно подразделить на способы вдавливания, отскока, царапания и резания (табл. 4.1).

Таблица 4.1

Особенности различных методов измерения твердости

Методы	Способ измерения	Материал и форма индентора	Нагружение F , Н	Допустимая шероховатость поверхности R_a
Бринелля	По диаметру отпечатка	Стальной/твердосплавный шарик	Статическое, 24,5–29 430	1,25–2,5
Роквелла	По глубине вдавливания	Алмазный конусный наконечник или стальной шариковый	Статическое, 490,3–1373	0,38–2,5
Супер-Роквелла	По глубине вдавливания	Алмазный конус или стальной шарик	Статическое, 147,1–441,3	0,08–0,16
Виккерса	По глубине вдавливания или по диагонали отпечатка	Алмазный наконечник в форме правильной четырехгранной пирамиды	Статическое, 9,807–980,7	0,02–0,04

Окончание табл. 4.1

Методы	Способ измерения	Материал и форма индентора	Нагружение F , Н	Допустимая шероховатость поверхности R_a
Людвика	По диаметру отпечатка	Твердосплавный конус	Статическое, 20 000	—
Шора (метод отскока)	По высоте отскока бойка	Алмазный наконечник	Динамическое, 2,5; 36 г	—
Мартенса	По ширине царапины	Алмазный конус или пирамида	Динамическое	—

Способы *вдавливания* являются наиболее распространенными. Твердость в этом случае отражает преимущественно сопротивление поверхностных слоев материала пластической деформации. Способы *отскока* основаны на измерении твердости по высоте отскока бойка, падающего на испытуемую поверхность. Твердость при этом отражает преимущественно сопротивление упругой деформации. Измерение твердости способом отскока широко применяют для контроля качества больших изделий и конструкций с использованием переносных приборов. Способами *царапания* и *резания* твердость определяется соответственно как сопротивление материала царапанию или резанию.

Наибольшее распространение получили статические методы определения твердости.

Статические методы измерения твердости

Несмотря на все многообразие методов, в качестве основных и наиболее удобных с практической точки зрения оказались способы Бринелля, Роквелла, Виккерса, в которых наконечник твердомера вдавливается в исследуемый материал с определенной заданной нагрузкой.

Измерения твердости по Бринеллю, Роквеллу и Виккерсу проводят при температуре окружающей среды в диапазоне от +10 до +35 °С, при этом прибор должен быть защищен от ударов и вибраций, а образец установлен на столике или подставке устойчиво.

Твердость по Бринеллю измеряют в соответствии с ГОСТ 9012-59 (ИСО 6506-81, ИСО 410-82).

Сущность этого способа заключается в том, что в поверхность испытуемого металла вдавливается стальной или твердосплавный шарик диа-

метром $D = 10,0; 5,0; 2,5; 2,0$ или $1,0$ мм в зависимости от толщины образца A под действием нагрузки F в течение определенного времени t . При вдавливании шарик образует на поверхности образца сферический отпечаток (рис. 4.1), диаметр d которого после снятия нагрузки измеряется с помощью оптического микроскопа (лупы Бринелля).

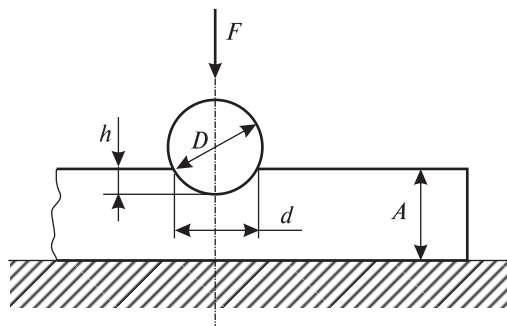


Рис. 4.1. Схема получения отпечатка при испытании металла на твердость по Бринеллю

Твердость металла находится из среднего арифметического значения диаметров отпечатков d_1 и d_2 , измеренных в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Глубина отпечатка рассчитывается по формуле

$$h = \frac{D - \sqrt{D^2 - d^2}}{2}.$$

Число твердости по Бринеллю при использовании стального шарика HB или шарика из твердого сплава HBW определяется делением нагрузки F , кгс (Н), на площадь поверхности сферического отпечатка S , мм² (м²):

$$HB (HBW) = \frac{F}{S} = \frac{2F}{\pi D [D - \sqrt{D^2 - d^2}]}.$$

На практике пользуются специальными таблицами, которые дают перевод диаметра отпечатка в число твердости.

Твердость по Бринеллю обозначают символом $HB (HBW)$, которому предшествует числовое значение твердости из трех значений цифр, и после символа указывают диаметр шарика, значение приложенного усилия (в кгс), продолжительность выдержки, если она более 15 с.

Пр и м е р ы. 1) 250 *HB* 5/750, где *H* – твердость, *B* – по Бринеллю, 250 – число твердости в кгс/мм² (2450 МПа), применялся стальной шарик диаметром 5 мм, при усилии 750 кгс (7355 Н) и продолжительности выдержки от 10 до 15 с.

2) 575 *HBW* 2,5/187,5/30, где твердость по Бринеллю 575, определенная при применении шарика из твердого сплава диаметром 2,5 мм, при усилии 187,5 кгс (1839 Н) и продолжительности выдержки 30 с.

При определении твердости стальным шариком или шариком из твердого сплава диаметром 10 мм при усилии 3000 кгс (29 420 Н) и продолжительности выдержки от 10 до 15 с твердость по Бринеллю обозначают только числовым значением твердости и символом *HB* или *HBW*: например, 185 *HB*, 600 *HBW*.

Требования к образцам. Метод Бринелля используется в том случае, если твердость материала не превышает 650 кгс/мм² (сравнительно мягкие металлы и сплавы: низко- и среднеуглеродистые стали, цветные металлы и сплавы, некоторые типы легированных сталей, имеющих невысокую твердость), и не применяется для испытания тонких поверхностных слоев, образцов тонкого сечения. Толщина образца *A* должна не менее чем в 8 раз превышать глубину отпечатка *h*.

Требования к условиям проведения испытаний. При твердости металлов менее 450 единиц для ее измерения применяют стальные шарики или шарики из твердого сплава, при твердости металлов более 450 единиц – шарики из твердого сплава. При выборе нагрузки, продолжительности выдержки под нагрузкой и минимальной толщины испытуемого образца руководствуются табл. 4.2.

Диаметр шарика *D* и соответствующее усилие *F* выбирают таким образом, чтобы диаметр отпечатка находился в пределах от 0,24 до 0,6 *D*. Расстояние между центром отпечатка и краем образца должно быть не менее 2,5*d*; расстояние между центрами двух смежных отпечатков должно быть не менее 4*d*; для металлов с твердостью до 35 *HB* (*HBW*) эти расстояния должны быть соответственно 3*d* и 6*d*.

Твердость по Роквеллу измеряют в соответствии с ГОСТ 9013-59 (ИСО 6508-86). При измерении твердости в испытуемый образец или изделие вдавливаются наконечник – алмазный конус с углом при вершине 120° (шкалы *A*, *C*, *D*) или стальной шарик (сферический наконечник) диаметром 1,588 мм (шкалы *B*, *F*, *G*) и диаметром 3,175 мм (шкалы *E*, *H*, *K*) под действием двух последовательно прилагаемых нагрузок – предварительной *F*₀ и основной *F*₁, при этом общая нагрузка *F* = *F*₀ + *F*₁.

Таблица 4.2

Выбор диаметра шарика D и нагрузки F

Материал образца	HB , кгс/мм ²	A , мм	D , мм	F/D^2 , кгс/мм ²	F , кгс	t , с
Черные металлы (сталь, чугун)	450–140	Более 6 6–3 Менее 3	10 5 2,5	30	3000 750 187,5	10
Черные металлы	Менее 140	Более 6 6–3 Менее 3	10 5 2,5	30	3000 750 187,5	30
Твердые цветные металлы (латунь, бронза, медь)	140–32	Более 6 6–3 Менее 3	10 5 2,5	10	1000 250 62,5	30
Мягкие цветные металлы (олово, алюминий и др.)	35–8	Более 6 6–3 Менее 3	10 5 2,5	2,5	250 62,5 15,6	60

В отличие от метода Бринелля твердость по Роквеллу определяют не по диаметру отпечатка, а по глубине вдавливания наконечника — после снятия нагрузки F_1 .

Твердость по Роквеллу измеряется в условных единицах. За единицу твердости принята величина, соответствующая осевому перемещению наконечника на 0,002 мм.

Числа твердости по Роквеллу HR выражаются следующими формулами:

- при измерении по шкалам A , C и D

$$HR = 100 - e,$$

$$e = \frac{h - h_0}{0,002},$$

где h_0 — глубина внедрения наконечника в испытуемый образец под действием нагрузки F_0 ; h — глубина внедрения наконечника в испытуемый образец под действием общей нагрузки F , измеренная после снятия основной нагрузки F_1 и оставленной предварительной нагрузкой F_0 ;

- при измерении по шкалам B , E , F , G , H , K

$$HR = 130 - e.$$

Схема испытания по методу Роквелла приведена на рис. 4.2, a , b .

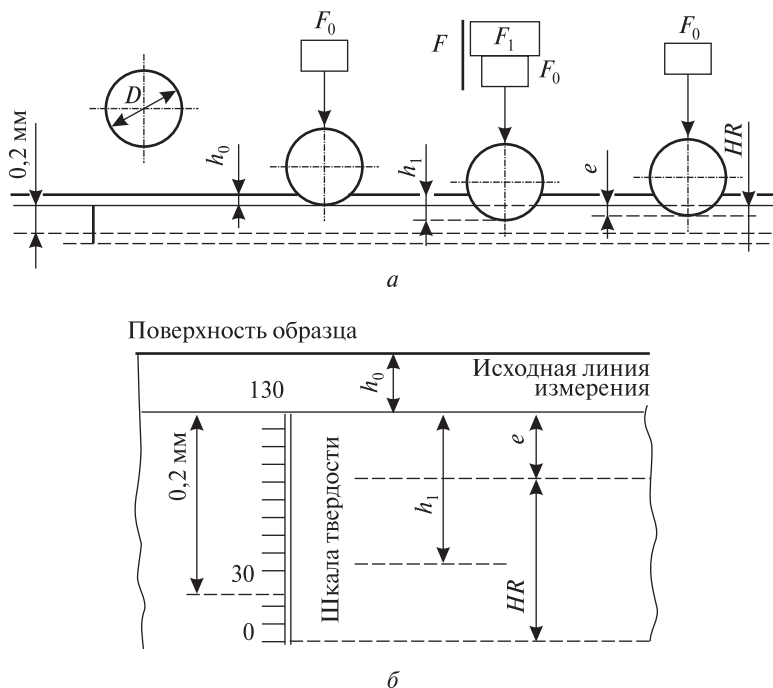


Рис. 4.2. Испытание металла на твердость по Роквеллу:
 а — схема получения отпечатка для сферического индентора;
 б — шкала твердости

Твердость по Роквеллу обозначается следующим образом: 90 *HRA*, 80 *HRB*, 55 *HRC* (*H* — твердость, *R* — Роквелл, *A*, *B*, *C* — шкала твердости, 90, 80, 55 — число твердости в условных единицах).

Требования к условиям проведения испытаний. При измерении твердости по Роквеллу минимально допустимое расстояние от центра отпечатка до края образца должно быть не менее $2,5d$, а минимально допустимое расстояние между центрами отпечатков — не менее $4d$.

Требования к образцам. Толщина образца *A* должна не менее чем в 10 раз превышать глубину внедрения индентора после снятия основной нагрузки. Пределы измерения твердости и другие характеристики приведены в табл. 4.3.

Измерение **твердости по Виккерсу** проводят в соответствии с ГОСТ 2999-75. Данный метод заключается в том, что в испытуемый образец под действием приложенной в течение определенного времени

Таблица 4.3

Пределы измерения твердости

Обозначение твердости	Число единиц в шкале	F_0 , кгс	$F = F_0 + F_1$	Допустимые пределы измерения твердости по шкале	HB
<i>HRA</i>	100	10	$10 + 50 = 60$ (589 Н)	70–90	> 700
<i>HRC</i>	100	10	$10 + 140 = 150$ (1471 Н)	20–67	230–700
<i>HRB*</i>	130	10	$10 + 90 = 100$ (981 Н)	25–100	60–230

* Твердость *HRB* измеряется в том случае, если испытуемый образец имеет малую толщину и измерить твердость по Бринеллю не представляется возможным.

нагрузки F вдавливаются четырехгранная алмазная пирамида с углом $\alpha = 136^\circ$ между боковыми гранями при вершине (рис. 4.3). При таких испытаниях применяются нагрузки от 9,807 Н (1 кгс) до 980,7 Н (100 кгс). В результате испытаний на поверхности образца получают отпечаток, после снятия нагрузки измеряют длины его диагоналей d_1 и d_2 и вычисляют среднее значение d .

Твердость по Виккерсу HV так же, как и по Бринеллю, определяют как удельное давление, приходящееся на единицу поверхности отпечатка, т. е. отношение нагрузки, приложенной к пирамиде F , кгс, к поверхности отпечатка S , мм²:

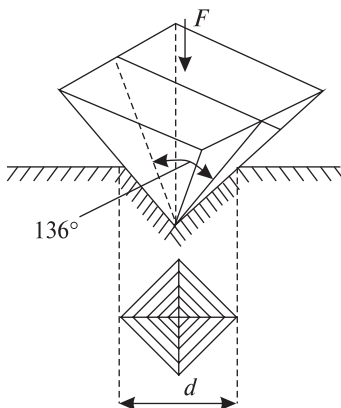


Рис. 4.3. Схема вдавливания алмазной пирамиды в испытуемый образец

$$HV = \frac{F}{S} = \frac{2F \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,8544 \frac{F}{d^2}.$$

На практике число твердости HV находят по специальным таблицам.

Твердость по Виккерсу при условиях испытания $F = 294,2$ Н (30 кгс) и времени выдержки под нагрузкой 10–15 с обозначается цифрами, характеризующими величину твердости, и буквами HV . При других условиях испытания после букв HV указывается нагрузка и время выдержки.

Пр и м е р ы. 1) 500 *HV* – твердость по Виккерсу, полученная при нагрузке $F = 30$ кгс и времени выдержки 10–15 с.

2) 220 *HV* 10/40 – твердость по Виккерсу, полученная при нагрузке 98,07 (10 кгс) и времени выдержки 40 с.

Требования к образцам. Минимальная толщина образца должна быть: для стальных изделий – больше $1,2d$; для изделий из цветных металлов – $1,5d$. Расстояние между центром отпечатка и краем образца или краем соседнего отпечатка должно быть не менее $2,5d$. При неизвестной толщине испытуемого слоя следует произвести несколько измерений при различных нагрузках. Если при этом твердость будет изменяться, то следует уменьшить нагрузки до тех пор, пока при двух смежных нагрузках твердость будет близка по своим значениям или совпадет.

ОПИСАНИЕ ТВЕРДОМЕРА HBRVU-187.5 И МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЙ

Прибор для измерения твердости

Стационарный твердомер HBRVU-187.5 (рис. 4.4) является универсальным и применяется для испытаний твердости по Бринеллю, Роквеллу и Виккерсу с соответствующими съемными инденторами и различными нагрузками (табл. 4.4).

Таблица 4.4

Диапазон измерений стационарного твердомера HBRVU-187.5

Тип теста	По Бринеллю	По Роквеллу			По Виккерсу
Индентор	Стальной шарик, $D = 2,5; 5,0$ мм	Алмазный конический наконечник	Стальной шарик, $D = 1,588$ мм		Алмазная пирамида
Испытательное усилие, Н	306,5 612,9 1839	Начальная нагрузка – 98,07			294,2 980,7
		Общая нагрузка			
		588,4	1471	980,7	
Обозначение	HB	HRA	HRC	HRB	HV
Диапазон измерения	4–450 HB	70–85 HRA	20–67 HRC	30–100 HRB	14–1000 HV

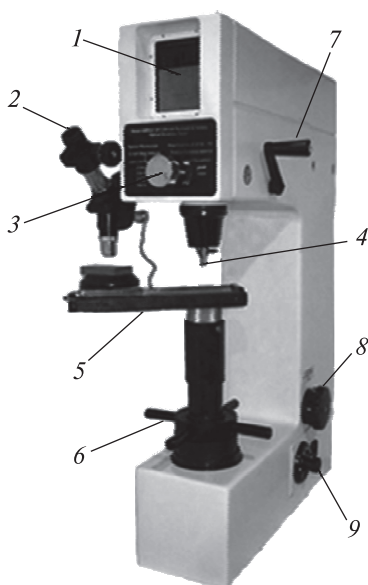


Рис. 4.4. Стационарный твердомер
HBRVU-187.5:

- 1 – проекционный экран;
- 2 – измерительный микроскоп;
- 3 – рукоятка микронастройки;
- 4 – индентор; 5 – подвижный столик для образцов; 6 – колесо для подъема и опускания столика; 7 – ручка подачи и снятия нагрузки;
- 8 – ручной маховик изменения нагрузки; 9 – кнопка включения

Твердомер может быть использован для измерения значений твердости различных материалов:

- тест по Бринеллю: черные металлы, чугун, мягкие сплавы, пластик;
- тест по Роквеллу:
 - твердые сплавы, углеродистые стали (шкала *A*);
 - закаленные стали, стали различного качества, чугун (шкала *C*);
 - малоуглеродистые стали, сплавы алюминия, сплавы меди, ковкий чугун (шкала *B*);
- тест по Виккерсу: металлические сплавы, тонкие изделия.

Этот прибор использует многоступенчатую тестовую нагрузку, в нем задействован вращательный тип механизма изменения нагрузки, в качестве измерительного устройства используется оптическая система индикации измерений и закрепленный на корпусе прибора оптический микроскоп. Благодаря данным системам достигаются чувствительность и точность системы измерения нагрузки, высокая точность представленного значения.

Методика измерения твердости

Подготовка перед проведением исследования. Включите источник питания, выберите метод определения твердости и установите переключатель в нужное положение (*HB/HR/HV*).

Проведение измерений. Поверните рукоятку нагрузки твердомера против часовой стрелки для перемещения ее вперед. Для проведения исследований:

1) Выберите индентор в соответствии с методом проведения исследований (табл. 4.4). Установите индентор в осевое отверстие и застопорите его фиксирующим винтом.

2) Выберите испытательное усилие в соответствии с условиями проведения исследования. Поверните маховик изменения нагрузки по часовой стрелке для установления необходимой нагрузки в соответствии с фиксированной калибровочной линией (линия красного цвета).

П р и м е ч а н и е. При испытательном усилии в 294,2 Н необходимо открыть заднюю крышку, удалить малый разновес — «0», остальные разновесы, используемые для других испытательных усилий на различных этапах, должны остаться в прежнем положении.

3) Установите исследуемый образец на платформу, поверните вращающееся колесо для подъема винтового стержня вверх. При соприкосновении образца с индентором проекционная нивелирная рейка с визирной целью (цифровая шкала) соответственно будет подниматься, базовая линия нивелирной рейки (линия с надписью ALT) должна примерно совпадать с фиксированной линией проекционного экрана. Допустимое расхождение ± 5 .

4) Используйте рукоятку микронастройки для регулировки цифрового нуля таким образом, чтобы базовая линия нивелирной рейки практически совпадала с линией проекционного экрана. Если рукоятка повернута в предельное положение, а две линии все еще не совпадают, необходимо снять нагрузку и перевести рукоятку микронастройки в начальное положение, выбрать другую точку на тестовом образце, а затем повторить приведенную выше процедуру повторно.

5) Переместите рукоятку нагрузки вперед путем поворота ее по часовой стрелке. В процессе нагрузки калибровочная линия нивелирной рейки, которая отображается на проекционном экране, перемещается вверх и вниз до тех пор, пока нивелирная рейка с визирной целью не установится в нижнее положение. Отсчитайте время приложения нагрузки, по истечении которого верните ручку в ее исходное положение.

6) Значением твердости образца по шкале Роквелла является показание калибровочной линии (цифровой шкалы) при ее пересечении с фиксированной линией проекционного экрана. Опустите винтовой стержень до позиции, когда индентор не соприкасается с образцом, передвиньте образец в другое положение и повторите процедуру тестирования. При

проведении теста по методу Бринелля и Виккерса по завершении приведенной выше процедуры передвиньте верхнюю подвижную пластину и образец вместе под микроскоп, затем постепенно опускайте (поднимайте) винтовой стержень до достижения фокусного расстояния и получения четкого изображения отпечатка. Затем измерьте диаметр отпечатка или длину диагонали. Для получения значения твердости по Бринеллю или Виккерсу обратитесь к справочным таблицам.

Метод вычисления с помощью измерительного микроскопа состоит в следующем (рис. 4.5):

$$d = nl,$$

где d — диаметр отпечатка или длина его диагонали (в мм); n — размер отпечатка в делениях (расстояние между первым и вторым показанием на шкале); l — минимальное калибровочное значение цилиндрического колесика микроскопа.

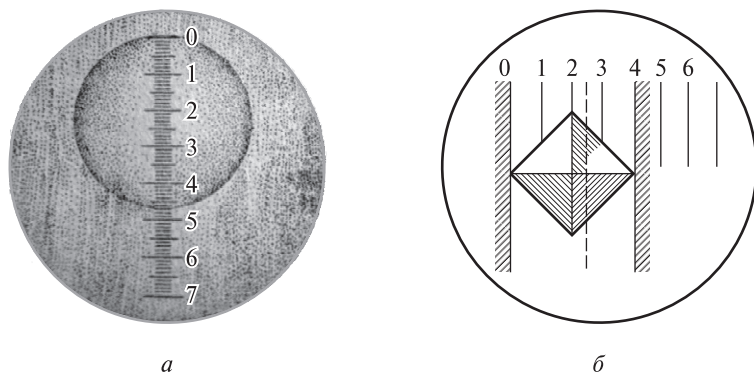


Рис. 4.5. Схема измерения отпечатка по шкале оптического микromетра при испытаниях на твердость: а — по Бринеллю; б — по Виккерсу

При выборе объектива $\times 2,5$ данное значение составляет 0,004 мм. В случае объектива $\times 5$ значение составляет 0,002 мм.

Пример. Используйте объектив $\times 5$ для измерения отпечатка при тесте по методу Виккерса после испытательной нагрузки в 294,2 Н. В соответствии с этим отпечатком $d = nl = (400 - 221) \cdot 0,002 = 0,358$ мм. При сопоставлении со справочной таблицей мы получаем значение $HV_{30} = 434$. При проведении исследования по методу Бринелля способ расчета идентичен.

Определение точности измерений на тестовом блоке:

1) *метод Роквелла*: измерьте значение твердости эталонного (стандартизированного) образца в пяти различных точках и определите ее среднее значение. Разница между полученным средним значением твердости и стандартизированным для эталонного образца — значение погрешности измерений. Ошибка измерений не должна превышать ± 1 HR. Разница между максимальным и минимальным значением для пяти отпечатков не должна превышать представленные ниже значения:

нивелирная рейка с визирной целью A: 1,0 HR;

нивелирная рейка с визирной целью B: 1,2 HR;

нивелирная рейка с визирной целью C: HRC 55 – 65 – 1,0 HR;

HRC 40 – 50 – 1,0 HR;

HRC 25 – 35 – 1,2 HR;

2) *метод Бринелля*: измерьте значение твердости эталонного образца в пяти различных точках. Соотношение между разницей двух взаимно перпендикулярных диаметров и наименьшим диаметром не должно превышать 1 %. Разницу между средним значением твердости и стандартизированным следует разделить на значение твердости эталонного образца. Полученное значение — погрешность измерения твердости. При испытательном усилии более 1839 Н допустимое отклонение составляет ± 3 %, для усилия менее 1839 Н — ± 4 %.

Разницу между максимумом и минимумом из всех значений твердости в пяти точках разделите на среднее значение твердости по пяти точкам. Данное значение не должно превышать 3,5–5,0 %;

3) *метод Виккерса*: измерьте значение твердости эталонного образца в пяти различных точках. Отношение между разницей длин двух диагоналей к длине наименьшей диагонали не должно превышать 1 %. Разделите разницу между средним значением твердости по пяти точкам, определенным в соответствии с представленным выше способом, и значением твердости эталонного образца на твердость эталонного образца. Полученное значение — погрешность измерений твердости, при этом допустимое отклонение составляет ± 2 %. Максимальное и минимальное из значений пяти точек разделите на среднее значение твердости. Полученное число не должно превышать 2,5 %.

ЗАДАНИЕ

1. Ознакомиться с нормативными документами, регламентирующими процесс проведения измерений твердости металлов и сплавов по Бринеллю, Роквеллу и Виккерсу (ГОСТ 9012-59, ГОСТ 9013-59, ГОСТ 2999-75, ГОСТ 25142-82).

2. Изучить методы измерения твердости материалов.
3. Изучить устройство, принцип работы стационарного твердомера HBRVU-187.5 и требования к образцам и условиям проведения испытаний.

4. Измерить твердость образцов.

5. Составить протокол по работе.

В протоколе измерения твердости должно быть указано следующее: марка металла, обозначение образца, индентор и его характеристики, значение усилия, продолжительность выдержки, число твердости для каждого отпечатка, число твердости, полученное после обработки результатов измерений.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что называется твердостью материала?
2. Какие методы измерения твердости существуют?
3. Какие инденторы используются в основных методах измерения твердости?

4. Охарактеризуйте способы определения твердости:

- в зависимости от временного характера приложения нагрузки и измерения сопротивления вдавливанию индентора;
- по принципу приложения нагрузки.

Какие из них наиболее распространены?

5. Каким методом определяют твердость сталей, черных и цветных металлов?

6. Как влияет шероховатость поверхности образцов на результаты измерения твердости различных материалов?

7. Что означает:

а) 250 *HB* 5/750; 575 *HBW* 2,5/187,5/30;

б) 90 *HRA*; 80 *HRB*; 55 *HRC*;

в) 220 *HV* 10/40?

Лабораторная работа № 5

ИЗМЕРЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель работы. Изучить методы определения и произвести измерения микротвердости образцов.

Оборудование и материалы. Цифровой прибор измерения микротвердости по Виккерсу DHV-1000, шлифы образцов.

ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Числа твердости по Виккерсу и по Бринеллю имеют одинаковую размерность и для материалов с твердостью до *HB* 450 практически совпадают. Вместе с тем измерения с помощью индентора, имеющего форму пирамиды, дают более точные значения для металлов с высокой твердостью, чем измерения шариком или конусом.

На практике иногда важно знать твердость небольших по площади или толщине участков материала, например отдельных зерен, фаз и структурных составляющих. В этих случаях проводят измерение микротвердости.

Фактически метод микротвердости — это тот же метод Виккерса (*HV*), только отличается от него использованием меньших нагрузок и соответственно меньшим размером отпечатка. В связи с этим физический смысл числа микротвердости аналогичен твердости *HV*. Для гомогенных однофазных материалов с крупным зерном $H_u \sim HV$.

Алмазная пирамида имеет большой угол в вершине и диагональ ее отпечатка примерно в семь раз больше глубины отпечатка, что повышает точность измерения отпечатка даже при проникновении пирамиды на небольшую глубину и делает этот способ пригодным для определения твердости тонких слоев и твердых сплавов.

Метод измерения микротвердости по Виккерсу находит широкое применение в следующих областях:

- в физике металлов;
- при технологических испытаниях материалов;
- при создании новых материалов.

Метод стандартизован (ГОСТ 9450-76, ИСО 6507). Стандарт устанавливает два метода испытаний: по восстановленному отпечатку (основной метод) и по невосстановленному отпечатку (дополнительный метод).

В соответствии с основным методом в металл вдавливается четырехгранная алмазная пирамида с углом в вершине 136° (пирамида Виккерса) под действием статической испытательной нагрузки F (рис. 5.1, *а*). После выдержки в течение определенного времени под нагрузкой индентор поднимается и по длине диагонали отпечатка рассчитывается величина микротвердости. При вдавливании пирамиды соотношение между диагоналями получающегося отпечатка при изменении нагрузки остается постоянным, что позволяет в широких пределах в зависимости от целей исследования увеличивать или уменьшать нагрузку.

Согласно ГОСТ 9450-76 микротвердость по Виккерсу определяется как усилие, приходящееся на единицу поверхности отпечатка:

$$HV = \frac{2F \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,854 \frac{F}{d^2},$$

где F — нагрузка на пирамиду, кгс; α — угол между противоположными гранями пирамды; d — среднее арифметическое длин обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки, мм.

Часто величину микротвердости определяют в ГПа. В этом случае нагрузка на пирамиду F выражается в ньютонах (Н), а средний размер диагонали — в метрах (м).

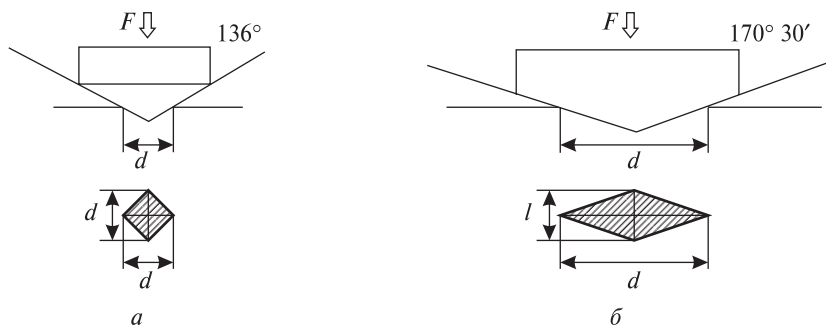


Рис. 5.1. Схема нагружения индентора по методу Виккерса (*а*) и методу Кнупа (*б*)

Зная диагональ отпечатка d , можно определить глубину h , на которую проник индентор в процессе испытания: $h = d/7$.

Для измерения твердости тонких слоев металлических материалов с плоской поверхностью применяют метод Кнупа (ГОСТ Р ИСО 4545-1 2015, ИСО 10250). Отличительной особенностью данного метода является усовершенствование формы индентора — наконечник в виде пирамиды с основой в виде ромба. Если прикладывать нагрузку с одним и тем же значением, отпечаток при измерении твердости по Кнупу (HK) по сравнению с методом Виккерса получится менее глубоким (рис. 5.1, б), при этом достаточно измерения только большей диагонали отпечатка, относительная ошибка измерений уменьшается.

Твердость по Кнупу рассчитывается по формуле

$$HK = 0,102 \frac{F}{cd^2} = 0,102 \frac{F}{0,07028d^2} = 1,451 \frac{F}{d^2},$$

где F — приложенная нагрузка, Н; α и β — углы между противоположными углами вершины алмазной пирамиды; c — константа индентора, равная $\frac{\beta}{2} / 2 \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}$; d — длина большей диагонали отпечатка, мм.

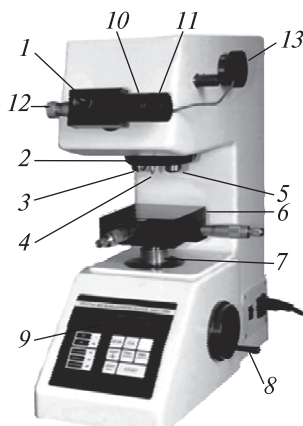
ОПИСАНИЕ МИКРОТВЕРДОМЕРА DHV-1000 И МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЙ

Прибор для измерения микротвердости

Испытания проводят с помощью полуавтоматического прибора DHV-1000, объединяющего оптические, механические и электронные системы (рис. 5.2).

Рис. 5.2. Цифровой прибор измерения микротвердости по Виккерсу DHV-1000:

- 1 — окуляр; 2 — поворотное устройство (для замены объектива индентором и наоборот); 3 — объектив $\times 10$; 4 — индентор; 5 — объектив $\times 40$; 6 — стол поперечного перемещения; 7 — подъемный винт стола; 8 — ручной маховик для перемещения стола вверх/вниз; 9 — экран; 10 — измерительная кнопка; 11 — правое барабанное колесо; 12 — левое барабанное колесо; 13 — ручной маховик смены нагрузки



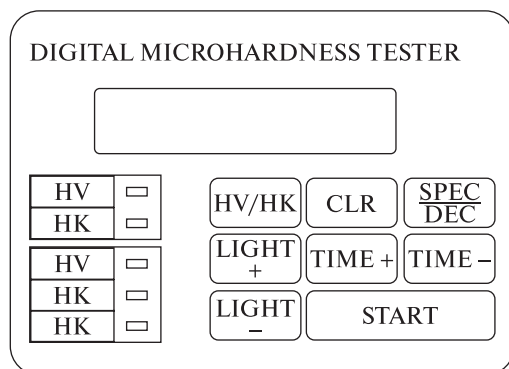


Рис. 5.3. Панель управления. Надписи на кнопках управления прибором:

HV/HK	– для смены индентора с измерений по Виккерсу на измерения по Кнупу;
CLR	– установка нуля;
SPEC DEL	– SPEC – подтверждение действия, DEL – удаление;
LIGHT +	– увеличение яркости освещения;
LIGHT –	– уменьшение яркости освещения;
START	– приложение нагрузки;
TIME +	– добавление времени (каждое нажатие добавляет 5 с);
TIME –	– убавление времени (каждое нажатие уменьшает время на 5 с).

Прибор позволяет вводить данные с помощью кнопок на панели управления (см. рис. 5.2), предварительно настраивать длительность измерения. Результаты измерений выводятся на ЖК-дисплей (рис. 5.3): значение микротвердости, длительность приложенной нагрузки (10–15 с), число проведенных измерений.

Методика измерения микротвердости

Приступая к измерениям, следует учитывать, что данный метод нельзя использовать при исследовании материалов, твердость которых сравнима с твердостью алмаза.

Измерение микротвердости допустимо только при установке прибора на горизонтальном твердом основании, отсутствии ударных воздействий или вибраций, передаваемых через стены, пол здания или стол, на котором установлен прибор, и способных повлиять на его работу, при этом в окружающей обстановке не должно содержаться веществ, вызывающих коррозию.

Перед испытанием проводится калибровка микротвердомера с помощью эталонных мер твердости, которые изготовлены в соответствии с ИСО 6507. В качестве эталонного образца применяют кристалл NaCl.

Толщина испытуемого образца должна быть не меньше чем 1,5 диагонали отпечатка.

Для получения корректных результатов при измерении микротвердости придерживаются единой методики подготовки образцов и применяют оптимальные нагрузки. Выбор нагрузки определяется толщиной и твердостью испытуемого образца. Рекомендуется выбирать максимально возможную нагрузку, так как это позволит получить сравнительно большой отпечаток и уменьшить погрешность измерений. Для образцов с высокой твердостью, таких как легированная сталь, не рекомендуется использовать максимально возможную нагрузку, так как это может привести к поломке индентора.

Выбор испытательной нагрузки должен осуществляться согласно диапазону микротвердости (табл. 5.1).

Таблица 5.1

Нагрузки для измерения микротвердости некоторых металлов

Материал	Нагрузка, Н (10^{-3} кгс)	Длина диагонали отпечатка, мкм
Алюминий	0,09807; 0,2452 (10; 25)	30–32, 40–45
Медь	0,2452; 0,4903 (25; 50)	18–32, 30–35

Поверхность образцов для определения микротвердости должна быть тщательно обработана шлифовальной бумагой с мелким зерном. При механической подготовке шлифа поверхностные слои металла и сплава заметно упрочняются, поэтому при необходимости следует использовать электрополировку, которая приводит к удалению деформированного слоя и снижению микротвердости.

Существенное влияние на величину микротвердости оказывает размер зерна и положение отпечатка в пределах границ зерна. Для получения более точного результата измеряют микротвердость изучаемого участка, например одного зерна, два-три раза. Для этого необходимо, чтобы на площади одного и того же зерна разместились, по крайней мере, два от-

печатка. Исходя из этого условия экспериментально подбирают величину нагрузки для исследования. Однако необходимо учесть, что при очень малых нагрузках могут получиться недостаточно точные результаты.

При использовании наконечника пирамидальной формы в зоне контакта возникает высокая концентрация механических напряжений, обусловленная увеличением плотности дислокаций и изменением их распределения вследствие пластической деформации. Во избежание влияния полей напряжений вокруг соседних отпечатков расстояние между центрами ближайших из них должно быть более трех длин диагоналей, а расстояние от центра отпечатка до края образца — более двух длин диагоналей.

Использование прибора. При включении прибора загорается ЖК-экран (рис. 5.4), с помощью кнопок управления вводятся условия испытания.

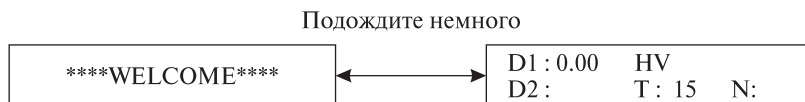


Рис. 5.4. Изображение на ЖК-экране при включении прибора:
D1/D2 — длина диагонали отпечатка; HV — значение твердости по Виккерсу;
T — время приложения нагрузки; N — номер измерения

Образец помещают под объектив и фокусируются на поверхности.

П р и м е ч а н и е. После завершения процесса фокусировки расстояние между кончиком индентора и плоскостью образца составляет $\approx 0,4$ мм. При установке образца следует соблюдать осторожность во избежание повреждения индентора.

После завершения фокусировки образец с помощью поворотного устройства размещают под индентором и нажимают клавишу «START». Загорается и мигает светодиод «LOADING» (НАГРУЗКА), по окончании приложения нагрузки загорается «DWELL» (ПРИЛОЖЕНИЕ НАГРУЗКИ) и в это время на ЖК-экране начинается обратный отсчет выбранного времени. После истечения времени приложения нагрузки начинает мигать светодиод «UNLOADING» (РАЗГРУЗКА) и прибор автоматически уменьшает нагрузку.

П р и м е ч а н и е. Нельзя вращать поворотный стол до тех пор, пока лампа не станет темной, иначе твердомер будет поврежден!

С помощью поворотного устройства образец помещают под объективом и производят измерение длин диагоналей отпечатка. Для этого вращением левого и правого барабанных колес сближают внутренние боко-

вые края двух линий шкалы (рис. 5.5, *а*), чтобы между ними не оставалось зазора (рис. 5.5, *б*).

Нажатием кнопки «CLR» установить ноль. Последовательно в соответствии с рис. 5.5, *в*, *г* установить линии и путем нажатия кнопки на окуляре произвести замер длины диагоналей, экран покажет их значения, после чего система автоматически рассчитает значение твердости.

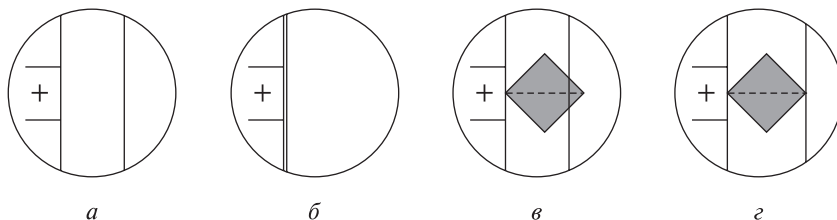


Рис. 5.5. Изображение в окуляре для измерения длины диагоналей

После завершения данного измерения нажмите кнопку «START» для выполнения следующего измерения.

ЗАДАНИЕ

1. Ознакомиться с нормативными документами, регламентирующими процесс проведения измерений (ГОСТ 9450-76, ГОСТ Р ИСО 4545).
2. Ознакомиться с устройством и принципом работы микротвердомера.
3. Освоить методику измерения микротвердости.
4. Произвести измерения микротвердости различных образцов металлов и сплавов. Полученные результаты сопоставить с табличными данными.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что называется микротвердостью материала?
2. В каких случаях применяется метод измерения микротвердости?
3. Какие факторы влияют на результаты измерения микротвердости?
4. Чем определяется выбор испытательной нагрузки на индентор?
5. Как проводится подготовка поверхности к проведению измерения микротвердости?
6. Как проводится измерение микротвердости?

Лабораторная работа № 6

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ
ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ
ПРИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОМ ИНДЕНТИРОВАНИИ**

Цель работы. Ознакомиться с методом инструментального индентирования, определить основные механические характеристики материалов.

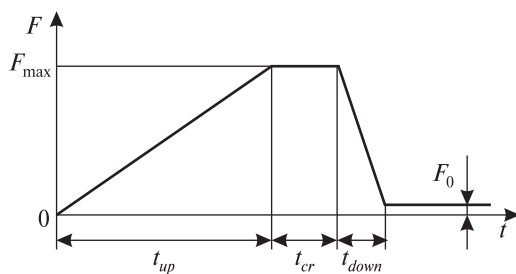
Оборудование и материалы. Динамический ультрамикротвердомер SHIMADZU DUH 202, шлифы.

ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

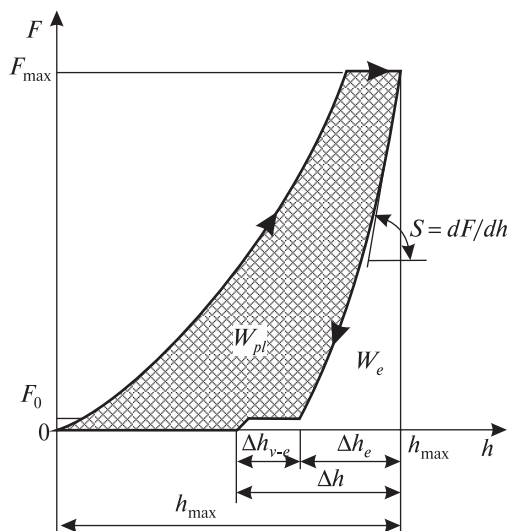
Метод испытаний инструментальным индентированием иногда называют «измерительное индентирование», что является вариантом перевода термина *instrumented indentation*, применяемого в иностранной литературе и нормативных документах (стандартах). Также можно встретить и другое название этого метода — «кинетическое индентирование».

Метод заключается в непрерывной регистрации испытательной установкой процесса вдавливания индентора в образец под действием плавного возрастающей нагрузки F с последующим ее снятием и регистрацией зависимости перемещения h наконечника от нагрузки — F – h -диаграммы (рис. 6.1). В качестве индентора применяются пирамиды Берковича, Виккерса, твердосплавный шарик и др. Метод испытаний инструментальным индентированием стандартизован (ГОСТ Р 8.748-2011).

Результаты, полученные при определении твердости по Роквеллу, Виккерсу и Бринеллю, определяют после снятия испытательной нагрузки, поэтому влияние упругой деформации материала под воздействием наконечника (индентора) не учитывается.



a



б

Рис. 6.1. Кинетическая кривая (а) и F – h -диаграмма (б) при инструментальном индентировании:

$F_{\max}$ – максимальная сила вдавливания индентора; F_0 – небольшая остаточная сила (3–5 % от $F_{\max}$), необходимая для сохранения контакта с отпечатком при исследовании вязкоупругого восстановления его глубины после разгрузки; t_{up} – длительность активного нагружения; t_{cr} – продолжительность выдержки под постоянной нагрузкой; t_{down} – длительность стадии разгрузки; $h_{\max}$ – максимальная глубина отпечатка при $F_{\max}$; Δh_e – величина упругого восстановления; Δh_{v-e} – величина вязкоупругого восстановления (последствия); Δh – суммарное восстановление; W_e – работа упругого восстановления; W_{pl} – работа пластической деформации при формировании отпечатка; S – упругая жесткость материала в отпечатке

Фиксируя полный цикл нагружения и снятия испытательной нагрузки, можно определить значения твердости индентирования H_{IT} , эквивалентные значениям, измеренным классическими методами измерения твердости. Также этот метод позволяет определить дополнительные характеристики материала:

- модуль упругости при индентировании E_{IT} ;
- твердость по шкале Мартенса HM ;
- твердость при индентировании H_{IT} ;
- ползучесть при индентировании C_{IT} ;
- пластическую и упругую составляющие работы при инструментальном индентировании.

Значения этих характеристик можно вычислить без оптического измерения отпечатка. Следует отметить, что инструментальный метод индентирования можно применять не только для металлов, но и для тонких металлических покрытий и неметаллических материалов.

Таблица 6.1

Диапазоны применения метода

Макродиапазон	Микродиапазон	Нанодиапазон
$2 \text{ Н} < F < 30 \text{ кН}$	$2 \text{ Н} > F; h > 0,2 \text{ мкм}$	$h < 0,2 \text{ мкм}$

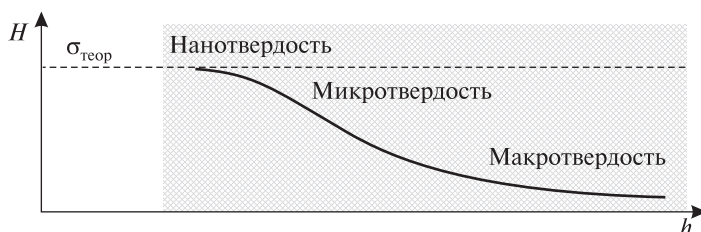


Рис. 6.2. Характер изменения твердости при переходе от макро- к микро- и нанотвердости

Диапазоны применимости метода испытаний инструментальным индентированием для определения твердости и характеристик материалов по $F-h$ -диаграмме и характер ее изменения в разных диапазонах приведены в табл. 6.1 и на рис. 6.2. Макро- и микродиапазоны отличаются как испытательными нагрузками, так и глубиной индентирования. В этих диапазонах чаще всего используются пирамидальные инденторы. Для макродиапазона часто применяют шариковые инденторы, поскольку использование инденторов пирамидальной формы может привести к их повреждению вследствие возникновения в зоне контакта высокой концентрации механических напряжений.

Определение физико-механических характеристик при инструментальном индентировании

Модуль упругости при индентировании E_{IT} можно вычислить по наклону касательной к кривой разгрузки на F – h -диаграмме (см. рис. 6.1). Его значение близко к значению модуля Юнга материала (модуля продольной упругости). Так, если на образце присутствуют наплывы или впадины, может возникнуть значительная разница между модулем E_{IT} и модулем Юнга.

Для расчета необходимо знать глубину контакта h_c при максимальной нагрузке $F_{\max}$ (рис. 6.3).

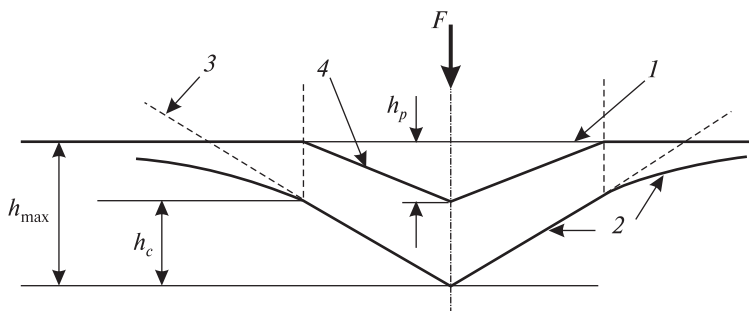


Рис. 6.3. Схема продольного сечения зоны индентирования:

1 – начальная поверхность; 2 – поверхность под нагрузкой;
3 – индентор; 4 – поверхность после снятия нагрузки

В соответствии с методом Оливера – Фарра при максимальной нагрузке упругий прогиб поверхности образца на краю отпечатка

$$h_p = \varepsilon_I \frac{F_{\max}}{S},$$

где ε_I – поправочный коэффициент, зависящий от формы индентора (табл. 6.2).

Таблица 6.2

Значения коэффициента ε для различных инденторов

Тип индентора	ε_I
Цилиндрический с плоским торцом	1
Конический	$2(\pi - 2)/\pi = 0,73$
Параболоид вращения (включая сферический)	3/4
Берковича, Виккерса	

Жесткость контакта (тангенс угла наклона) $S = dF/dh$ находится по кривой разгрузки индентора (см. рис. 6.1, б).

Зная глубину контакта $h_c = h_{\max} - h_p$, находят площадь проекции отпечатка A_p . Для модифицированного наконечника Берковича

$$A_p = 24,5h_c^2, \quad (6.1)$$

для идеального наконечника Берковича

$$A_p = 23,96h_c^2. \quad (6.2)$$

Для кривой упругой разгрузки пирамидальных отпечатков

$$S = \frac{dF}{dh} = 2E_r \sqrt{\frac{A_p}{\pi}},$$

где E_r — приведенный модуль упругости, который задается следующим уравнением:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1 - \nu^2}{E_{IT}} + \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}, \quad (6.3)$$

где E_{IT} и ν — модуль упругости и коэффициент Пуассона образца; E_i и ν_i — эти же параметры для алмазного индентора ($E_i = 1140$ ГПа и $\nu_i = 0,07$).

E_{IT} образца находят из формулы (6.3). Для некоторых материалов значение E_{IT} коррелирует с табличными значениями модуля Юнга для металлов и металлических сплавов.

П р и м е р. $E_{IT} 0,5/10/20/30 = 220\,000$ Н/мм² — модуль упругости при инструментальном индентировании, равный $220\,000$ Н/мм², получен при нагрузке $F = 0,5$ Н, времени приложения испытательной нагрузки 10 с, времени выдержки под нагрузкой 20 с, времени снятия испытательной нагрузки 30 с.

Твердость по шкале Мартенса НМ (универсальную твердость HU) измеряют под приложенной испытательной нагрузкой. Числа твердости по шкалам Мартенса определяют по F – h -диаграмме во время роста испытательной нагрузки (как правило, после достижения заданного испытательного усилия):

$$HM = \frac{F}{A_s(h)} = \frac{F}{26,44h^2},$$

где $A_s(h)$ — функция площади поверхности рабочей части индентора:

$$A_s(h) = \frac{3\sqrt{3} \operatorname{tg} \alpha}{\cos \alpha} h^2. \quad (6.4)$$

При измерении твердости по шкалам Мартенса учитывают и пластическую, и упругую деформации, так что данное значение твердости можно вычислить для всех материалов. Твердость по шкалам Мартенса определяют для инденторов Берковича (рис. 6.4) и Виккерса и не определяют для инденторов Кнупа или шариковых.

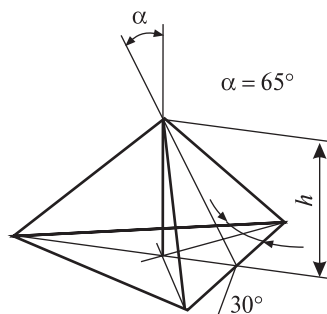


Рис. 6.4. Индентор Берковича

Для глубины индентирования менее 6 мкм нельзя использовать теоретическую функцию (6.4), определяющую площадь сечения наконечника, поскольку все упомянутые наконечники имеют некоторую закругленность вершины, а наконечники со сферическим концом (сферические и конические) имеют отклонение от сферичности. Знание точной функции, определяющей площадь поперечного сечения данного наконечника, особенно важно для глубин индентирования менее 6 мкм и подходит для всех глубин. Для глубин индентирования менее 6 мкм необходимо использовать реальную функцию площади наконечника $A_s(h)$. Область применения шкал твердости Мартенса приведена на рис. 6.5.

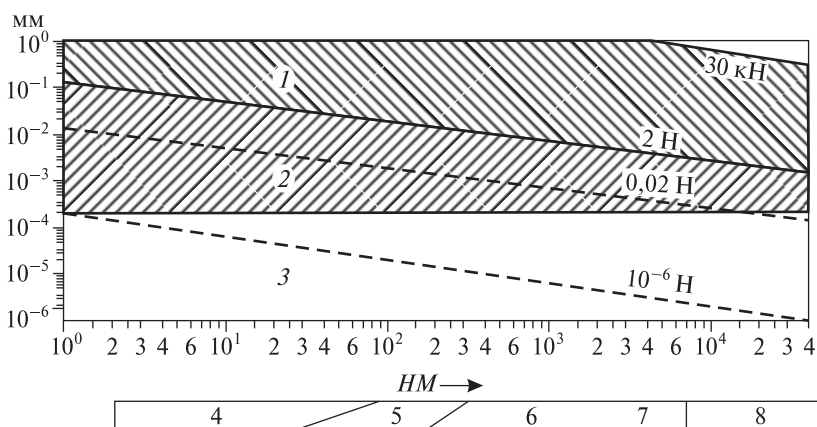


Рис. 6.5. Соотношение между твердостью по шкалам Мартенса, глубиной индентирования и испытательной нагрузкой:

1 – макродиапазон; 2 – микродиапазон; 3 – нанодиапазон; 4 – резина; 5 – пластмасса; 6 – цветные металлы; 7 – сталь; 8 – твердые сплавы, керамика

Пр и м е р. $HM\ 0,5/20/20 = 8700$ — число твердости по Мартенсу, равное 8700, получено при нагрузке $F = 0,5$ Н, времени приложения испытательной нагрузки 20 с, времени выдержки под нагрузкой 20 с.

Твердость индентирования H_{IT} (твердость по Мейеру) — характеристика сопротивления постоянной деформации или разрушения образца:

$$H_{IT} = \frac{F_{\max}}{A_p}.$$

Для глубины индентирования более 6 мкм первое приближение площади проекции отпечатка A_p определяется из теоретической формы наконечника (формулы (6.1), (6.2)).

Пр и м е р. $H_{IT}\ 0,5/10/20/30 = 11\ 300$ — число твердости индентирования, равное 11 300 H_{IT} , получено при приложенной нагрузке $F = 0,5$ Н, времени приложения испытательной нагрузки 10 с, длительности выдержки под нагрузкой, времени снятия испытательной нагрузки 30 с.

Ползучесть при индентировании C_{IT} . Если глубина индентирования измеряется при постоянной испытательной нагрузке, можно вычислить относительное изменение глубины индентирования. Это значение называется ползучестью материала (рис. 6.6) и его вычисляют по формуле

$$C_{IT} = \frac{h_2 - h_1}{h_1} 100 \%,$$

где h_1 — глубина индентирования при достижении испытательной нагрузки, поддерживаемой постоянной с момента t_1 , мм; h_2 — глубина индентирования в момент t_2 после выдержки под нагрузкой, мм.

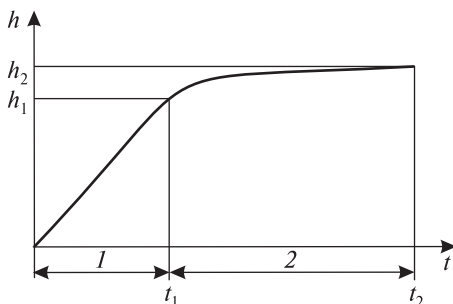


Рис. 6.6. Ползучесть при индентировании:

- 1 — увеличение испытательной нагрузки;
- 2 — выдержка под нагрузкой от t_1 до t_2

Следует учитывать, что тепловой дрейф может оказывать сильное влияние на полученное значение ползучести.

Пример. $C_{IT} 0,5/10/50 = 2,5 \%$ — ползучесть при индентировании, равная 2,5 %, получена при указанной испытательной нагрузке $F = 0,5$ Н, времени приложения испытательной нагрузки 10 с, времени $(t_2 - t_1)$ выдержки под нагрузкой 50 с.

Пластическая и упругая составляющие работы при инструментальном индентировании η_{IT} . Механическая работа W_{total} , совершенная при индентировании, лишь отчасти тратится на пластическую деформацию W_{pl} . При снятии приложенной нагрузки часть работы (работа упругой деформации W_e) освобождается. В соответствии с определением механической работы как $W = \int Fdh$ обе ее составляющие представлены разными областями (см. рис. 6.1, б):

$$W_{total} = W_{pl} + W_e,$$

$$\eta_{IT} = W_e / W_{total}.$$

Пример. $\eta_{IT} 0,5/10/20 = 38,5 \%$ — упругая составляющая работы, равная 38,5 %, получена при испытательной нагрузке $F = 0,5$ Н, времени выдержки 50 с.

ОПИСАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО УЛЬТРАМИКРОТВЕРДОМЕРА SHIMADZU DUN 202 И МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЙ

Динамический ультрамикротвердомер SHIMADZU DUN 202

Прибор предназначен для измерения инструментальным индентированием механических характеристик металлов, сплавов, тонких листов, фольги, гальванических покрытий и т. д. (рис. 6.7).

Для корректной оценки механических характеристик требуется точное обнаружение испытываемой поверхности образца, иначе называемой нулевой точкой (точкой касания). Прибор точно обнаруживает нулевую точку при использовании особенностей электромагнитного модуля нагружения. Этот тестер определяет скорость снижения индентора. Если ток в цепи постоянно увеличивается, индентор снижается с постоянной скоростью вследствие сгенерированной электромагнитной силы. До достижения испытываемой поверхности образца индентор приближается

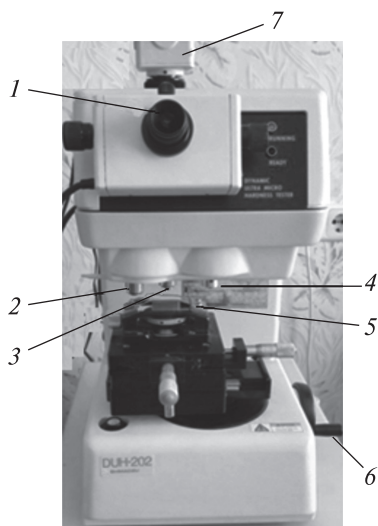


Рис. 6.7. Динамический ультрамикротвердомер SHIMADZU DUH 202:

*1 — окуляр; 2 — объектив $\times 100$;
3 — объектив $\times 50$; 4 — индентор;
5 — предметный столик с устройством для крепления образца;
6 — ручной маховик для перемещения предметного столика вверх/вниз; 7 — видеокамера*

к испытываемому образцу с постоянной скоростью, поскольку сопротивление воздуха является очень небольшим. Когда индентор касается испытываемой поверхности образца, внезапно генерируется сила сопротивления против деформации испытываемого образца, существенно уменьшая скорость снижения индентора. Точка, где скорость резко изменяется, определяется как поверхность.

Методика измерения с помощью динамического ультрамикротвердомера SHIMADZU DUH 202

Подготовка к измерениям. Подготавливают плоскопараллельный образец размером, не превышающим $30 \times 30 \times 5$ мм. Шероховатость поверхности может существенно влиять на результаты измерений в связи с ошибкой определения нулевой точки. Для ограничения вклада шероховатости поверхности в неопределенность результата измерения глубины индентирования (не более 5 %) h должна быть больше параметра шероховатости R_a (ГОСТ 25142-82) как минимум в 20 раз (табл. 6.3).

Для испытываемых образцов с очень высокими твердостью и модулем упругости следует учитывать влияние деформации наконечника на результаты измерений.

Таблица 6.3

**Примеры максимальной допустимой средней арифметической
высоты неровностей поверхности R_a
для различных испытательных нагрузок F (индентора Виккерса)**

Примеры материалов	R_a , мкм			Твердость по Мартенсу HM
	0,1 Н	2 Н	100 Н	
Алюминий	0,13	0,55	4,00	600
Сталь	0,08	0,30	2,20	2000
Твердый сплав	0,03	0,10	0,80	15 000

Рабочая поверхность алмазного наконечника и поверхность исследуемого образца должны быть сухими (без смазки) и без загрязнений. Испытуемую поверхность устанавливают перпендикулярно к оси приложения нагрузки, при этом образец закрепляют на предметном столике прибора так, чтобы в процессе испытания он не смещался, не прогибался, не поворачивался. Перед измерением микротвердости образца отслеживают, чтобы испытуемая площадь его поверхности, необходимая для одного отпечатка, была приблизительно в 5 раз больше длины его высоты, а расстояние от центра отпечатка до края образца — не менее двойного размера отпечатка.

Условия измерений. Следует соблюдать следующие условия внешней среды:

- температура окружающей среды 22 ± 2 °С;
- относительная влажность воздуха < 50 %.
- отсутствие на рабочем месте вибраций, передаваемых через стены, пол здания или через стол, на котором установлен прибор, способных повлиять на его работу.

Нестабильность температуры оказывает большее влияние на точность измерений, чем само значение температуры в процессе измерений. Из-за требований высокой точности измерения глубины отдельные испытания должны выполняться в моменты, когда температура стабильна. Это означает, что:

- испытуемые образцы должны приобрести температуру окружающей среды еще до проведения испытания;
- температура измерительной установки должна быть стабильной;
- следует уменьшать воздействия внешних источников, которые могут вызывать температурные изменения во время отдельного измерения.

Чтобы минимизировать температурный дрейф, температуру измерительной установки нужно поддерживать постоянной в течение всего цикла измерений или ввести поправку на температурный дрейф.

Для получения сравнимых результатов измерения следует учитывать время, затраченное на само измерение.

Важно, чтобы на результаты измерений не влияло наличие в области контакта границ образца наплывов и впадин, вызванных предыдущими индентированиями в серии. Любой из упомянутых факторов влияет на геометрию отпечатка и на свойства материала образца. Отпечатки должны отстоять от границ образца на расстояние минимум трех их диаметров, и минимальное расстояние между ними должно как минимум в пять раз превышать самый большой диаметр отпечатка.

П р и м е ч а н и е. Указанные минимальные расстояния наиболее подходят для керамических материалов и металлов, таких как железо и его сплавы. Для других материалов рекомендуется отдалять отпечатки один от другого на расстояние по крайней мере в десять диаметров отпечатка.

Требования к погрешности измерений. Допускаемая погрешность измерений определяется типом измерительного устройства и составляет:

- для устройства нагружения ± 1 % от значения номинальной нагрузки;
- для устройства измерения глубины ± 1 % от номинального значения глубины.

Калибровка динамического ультрамикротвердомера проводится с помощью эталонного образца, изготовленного в соответствии с ИСО 6507. В качестве эталонной меры твердости применяют также кристалл NaCl.

Правила по технике безопасности. К измерениям *под наблюдением преподавателя* на SHIMADZU DUN 202 допускаются студенты, изучившие настоящую методику и ГОСТ Р 8.748-2011.

ЗАДАНИЕ

1. Ознакомиться с нормативными документами, регламентирующими процесс проведения измерений (ГОСТ Р 8.748-2011).

2. Изучить устройство твердомера SHIMADZU DUN-202 и факторы, влияющие на достоверность измерений.

3. Открыть рабочее окно управляющей программы SHIMADZU и установить параметры измерений:

- режим теста (РЕЖИМ 2: тест, циклическое нагружение-разгрузка, один цикл);
- название образца;

- нагрузка;
 - скорость нагружения;
 - время выдержки при заданной нагрузке;
 - число измерений;
 - температура образца;
 - название файла.
4. Получить n отпечатков, сохранить полученные результаты.
 5. Перейти в меню «Анализ».
 6. Сохранить результаты $F-h$ -диаграмм (формат *.asc). Воспользовавшись программой Excel, построить соответствующие кривые, произвести оценку характеристик образцов (по выбору преподавателя).
 7. Составить протокол, в котором следует детально описать особенности испытательного цикла, а именно:
 - обозначение образца;
 - индентор и его характеристики;
 - значение нагрузки;
 - продолжительность выдержки;
 - значение температуры при испытаниях;
 - расположение отпечатков на образце;
 - число твердости для каждого отпечатка;
 - значения полученных характеристик.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. В чем заключается метод инструментального индентирования?
2. Какие характеристики позволяет определить этот метод?
3. Какие факторы влияют на достоверность проведения испытаний?
4. Что такое нулевая точка при инструментальном индентировании?
5. Как определяют величины HM , H_{IT} ?
6. Как по $F-h$ -диаграмме можно оценить:
 - модуль упругости при индентировании E_{IT} ;
 - ползучесть при индентировании C_{IT} ;
 - пластическую и упругую составляющие работы при инструментальном индентировании?
7. Что означает:
 - а) $E_{IT} 0,5/10/20/30 = 220\ 000\ \text{Н/мм}^2$;
 - б) $H_{IT} 0,5/10/20/30 = 11\ 300$;
 - в) $C_{IT} 0,5/10/50 = 2,5\ \%$?

Лабораторная работа № 7

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель работы. Изучить механизмы упрочнения металлов и установить взаимосвязь микротвердости и прочностных характеристик.

Оборудование и материалы. Универсальная испытательная машина Testometric M350-10CT, микротвердомер MVD 402 Wolpert Wilson Instruments, набор металлических образцов.

ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Под упрочнением материала понимается увеличение его предела прочности. Другими словами, упрочнение способствует тому, что материал может выдерживать большие внешние нагрузки, не разрушаясь. Процесс разрушения начинается с образования шейки после участка текучести на диаграмме растяжения, следовательно, процесс упрочнения сопровождается повышением предела текучести, т. е. того напряжения, при котором начинает происходить пластическая деформация.

Так как процесс пластической деформации материала обусловлен движением дислокаций, то упрочнение связано с эффектами торможения дислокаций. Торможение дислокаций обуславливает повышение сопротивления металла деформированию. Следовательно, упрочнение может быть достигнуто при создании структуры, определяющей минимальную подвижность дислокаций. Главным препятствием для движения дислокаций являются внутренние искажения кристаллической решетки. Эти искажения в реальных кристаллах создаются, например, атомами растворенных примесей, выделениями второй фазы, другими дислокациями или их скоплениями.

Известны следующие основные причины упрочнения твердого тела:

1. Взаимодействие дислокаций:

а) поля напряжений вокруг скоплений дислокаций у препятствий при значительной плотности дислокаций в этих скоплениях могут прекратить функционирование источника дислокаций, что делает невозможной дальнейшую деформацию;

б) взаимодействие движущихся дислокаций с их устойчивыми группировками, создающими границы в кристалле, приводит к прекращению деформации в объеме кристалла, охваченном этими границами;

в) пересечение дислокаций вызывает образование не способных к движению дислокаций, а также общее уменьшение их подвижности.

2. Взаимодействие дислокаций с атомами примесей:

а) при образовании вокруг дислокаций скоплений атомов примесей (легирующих элементов) выход дислокаций из атмосфер затруднен в связи с необходимостью затраты энергии (повышения деформирующих напряжений);

б) создание твердого раствора может повышать энергию связи и затруднять элементарный акт движения дислокации;

в) при встрече скользящей дислокации с атомами примесей в твердом растворе рассеивается упругая энергия дислокаций в связи с локальным искажением силового поля решетки в месте расположения примеси.

3. Частицы второй фазы:

а) задерживают движение дислокаций сами по себе, так как прерывается путь движения дислокации;

б) поля напряжений вокруг частиц препятствуют движению дислокаций.

Во многих случаях упрочняющие эффекты от этих методов являются аддитивными.

Эффективность этих методов создания упрочненного состояния существенно зависит от температуры. Так, при повышении температуры возможно разрушение атмосфер у дислокаций. Частицы второй фазы при нагреве могут коагулировать, а затем растворяться. Наконец, сложные, перепутанные конфигурации дислокаций, созданные в результате наклепа, с ростом температуры распрямляются, выравниваются, причем многие дислокации могут коагулировать. При этом большая плотность дислокаций, характерная для высокопрочного состояния, уменьшается. Развивающаяся при высоких температурах рекристаллизация приводит к резкому уменьшению плотности дислокаций и, соответственно, к разупрочнению.

Зернограничный механизм упрочнения. Поликристаллический гомогенный материал в общем случае можно представить как состоящий из достаточно многих статистически беспорядочно ориентированных кристаллов (зерен), которые отделены друг от друга более или менее сильно искаженными приграничными объемами — границами зерен. Очевидно, что механические свойства поликристаллов теснейшим образом связаны со свойствами их зерен. Однако механическое поведение отдельных свободных кристаллитов, изучаемое при исследовании монокристаллов, не определяет механических свойств поликристаллов, во всяком случае тех свойств, которые обусловлены взаимодействием зерен со своими соседями. Выделим особенности поведения поликристаллов под действием внешних механических нагрузок.

1. В главных системах скольжения отдельных зерен поликристаллического тела действуют различные касательные напряжения, что определяется различной ориентировкой зерен.

2. Границы зерен (приграничные объемы) препятствуют развитию скольжения и передаче деформации из зерна в зерно. Заметная макроскопическая деформация в поликристаллическом теле наблюдается при более высоких напряжениях, чем в монокристаллах.

3. При воздействии на поликристалл внешних сил на границах между соседними различно ориентированными зернами должны выполняться определенные условия совместимости — аккомодации их деформаций в прилегающих приграничных объемах. Важным положением, соблюдающимся при упругом и упругопластическом поведении в процессе нагружения поликристаллического материала, является сохранение контакта между отдельными зернами, соприкасающимися по своим границам. Так как в поликристаллическом теле зерна деформируются не изотропно, то это означает, что деформированное состояние соседних зерен должно быть таким, чтобы обеспечить приспособливание одних зерен к другим вблизи их границ (в приграничных объемах).

4. Определенные участки границ зерен при нагружении могут действовать как источники дислокаций и приводить к увеличению плотности дислокаций внутри зерна. При равной по величине деформации монокристалла и отдельного зерна в поликристаллическом теле в зерне плотность дислокаций всегда будет выше, чем в монокристалле.

5. При высоких температурах и нагрузках в приграничных объемах как в наиболее искаженных участках наблюдается преимущественное развитие деформации, которая вносит значительный вклад в общую деформацию поликристаллического тела.

Процессы скольжения, начавшиеся в наиболее благоприятно ориентированных относительно касательных напряжений зернах, развиваются

по определенным системам скольжения внутри этих зерен, но принципиально не могут продолжаться через границу в соседнее зерно, так как не встречаются там продолжения той плоскости и того направления, по которым развивалась деформация (двигались дислокации). В субмикроскопических областях вблизи границ зерен должны протекать локализованные, но объемно связанные друг с другом процессы скольжения, обеспечивающие согласование деформаций приграничных объемов. Тогда среднее значение напряжения σ , возникшее при нагружении поликристаллического материала со средним размером зерна d_g , состоит из двух составляющих: $\sigma_{\text{гр}}$, которая определяет согласованную деформацию приграничных объемов, и $\sigma_{\text{вн}}$, которая действует внутри зерна:

$$\sigma(d_g) = \sigma_{\text{гр}} + \sigma_{\text{вн}}(d_g).$$

Влияние размера зерна на прочность металлических поликристаллов при невысоких температурах (не определяющих развитие приграничного скольжения) связано с концентрацией напряжений в отдельных полосах скольжения, активируемых сдвиговой деформацией. Границы зерен при этом являются непроницаемыми барьерами для распространения дислокационного скольжения и двойникования. Также считается, что внутризеренные напряжения, требующиеся для начала пластического течения, не зависят от размера зерна. Напряжение текучести связано с размером зерна известным соотношением Холла — Петча:

$$\sigma(d_g) = \sigma_0 + k \frac{1}{\sqrt{d_g}}, \quad (7.1)$$

где σ_0 — напряжение, необходимое для начала скольжения в отсутствии сопротивления со стороны границ зерен; k — коэффициент, характеризующий концентрацию напряжений у вершины полосы скольжения.

Из выражения (7.1) следует, что уменьшение размера зерна способствует повышению предела текучести материала, а следовательно, его упрочнению. Для получения мелкокристаллической структуры материалов сегодня применяются такие методы, как закалка из расплава, интенсивная пластическая деформация и др. В случае закалки из расплава объем жидкого, расплавленного металла подвергается быстрому охлаждению (скорости охлаждения выше 10^5 К/с), вследствие чего образуется множество центров кристаллизации и размер каждого отдельно взятого зерна уменьшается до 1 мкм и менее. Увеличением скорости охлаждения расплава можно добиться еще большего уменьшения размера зерна. Интенсивная пластическая деформация осуществляется с материалами в твердом состоянии, которые подвергаются деформированию в различ-

ных направлениях с большой скоростью. В этом случае происходит интенсивная генерация новых дислокаций, которые «разрезают» существующие зерна на более мелкие. Таким способом можно получить материалы с размером зерна до 0,1 мкм.

Однако соотношение Холла — Петча (7.1) справедливо не для всех размеров зерна, а лишь до определенного критического размера, ниже которого проявляется аномальный эффект Холла — Петча, который заключается в уменьшении предела текучести материала с уменьшением размера зерна. Так, когда размер зерна становится менее 30–50 нм, объемная доля межзеренных границ начинает резко возрастать. В этом случае под действием внешних напряжений инициируются межзеренные процессы, например межзеренное проскальзывание, которые способствуют уменьшению предела текучести нанокристаллического материала.

Твердорастворный механизм упрочнения. При легировании металла растворимыми добавками наблюдается повышение всех прочностных характеристик. В частности, предел текучести поликристаллических сплавов повышается до 10–30 %.

Наиболее важными из теории легирования являются вопросы механизма упрочнения и целенаправленного выбора легирующих элементов, обеспечивающих наибольший прирост прочностных свойств. Повышенная прочность сплавов — твердых растворов — по сравнению с чистыми металлами обусловлена, во-первых, увеличением сил трения при движении дислокаций, во-вторых, образованием примесных атмосфер, в-третьих, изменением дислокационной структуры при легировании.

Главной причиной увеличения сил трения является упругое взаимодействие скользящих дислокаций с растворенными атомами. Последние можно разделить на две группы: растворенные атомы, вызывающие вокруг себя искажения кристаллической решетки со сферической симметрией (например, атомы элементов замещения), а также растворенные атомы, вызывающие тетрагональные искажения решетки (например, атомы внедрения в металлах с ОЦК-решеткой). Растворенные атомы, вызывающие тетрагональные искажения, приводят к возникновению больших упругих напряжений. В результате прирост сил трения и соответственно напряжений течения оказывается значительно больше, чем при введении атомов, вызывающих искажения решетки со сферической симметрией.

Величина упругих напряжений решетки определяется также разницей в атомных размерах растворителя и растворенного элемента. Чем больше эта разница, тем сильнее прирост сопротивления движению дислокаций в твердых растворах любого типа.

Согласно теории Мота – Набарро напряжение течения, т. е. напряжение, необходимое для начала пластической деформации, в твердых растворах может быть определено по следующему соотношению:

$$\sigma = 2,5G\theta^{4/3}C,$$

где G – модуль сдвига матрицы, т. е. растворителя без учета растворенного элемента; C – концентрация растворенного элемента; θ – параметр несоответствия, который определяет величину полей внутренних напряжений, создаваемых разницей в размерах атомов основы и растворенного элемента.

Параметр несоответствия θ определяется исходя из следующего выражения:

$$\theta = \frac{1}{a} \frac{da}{dC}, \quad (7.2)$$

где a – межатомное расстояние (параметр решетки для металлов с кубической решеткой).

Как видно из выражения (7.2), параметр несоответствия определяется величиной производной da/dC , которая показывает, насколько сильно изменяется параметр решетки основы при введении добавки атомов растворенного элемента. Наиболее просто эта величина рассчитывается для систем, образующих непрерывные ряды твердых растворов. В этом случае для небольших концентраций примесных атомов можно воспользоваться законом Вегарда, который определяет параметр решетки твердого раствора известного состава.

По закону Вегарда параметр решетки твердого раствора

$$a_{т.р} = Ca_1 + (1 - C)a_2, \quad (7.3)$$

где C – концентрация растворенного элемента; a_1 – параметр решетки материала растворенного элемента; a_2 – параметр решетки растворителя.

Таким образом, зная состав твердого раствора, можно определить его параметр решетки, параметр несоответствия θ и, следовательно, предел текучести такого материала.

Связь микротвердости с прочностными характеристиками. Так как микротвердость определяется сопротивлением материала вдавливанию индентора, т. е. осуществления пластической деформации, происходящей за счет вдавливания, то очевидно, что величина микротвердости должна коррелировать с прочностными характеристиками материала. Точной аналитической связи между микротвердостью и пределом текучести материалов на сегодняшний день не получено. Однако для прак-

тических целей для металлов часто пользуются следующей эмпирической зависимостью:

$$H_{\mu} \approx K_H \sigma_T, \quad (7.4)$$

где H_{μ} — величина микротвердости; σ_T — предел текучести; K_H — константа, близкая по значению к 3. Для материалов с другим типом межатомных связей (не металлическим) данное соотношение не выполняется.

Создание в материалах структурных изменений, приводящих к его упрочнению, будет способствовать также и увеличению его микротвердости, т. е. можно записать

$$H_{\mu} = H_{\mu 0} + \Delta H_{\mu},$$

где H_{μ} — микротвердость упрочненного материала; $H_{\mu 0}$ — микротвердость материала до упрочнения; ΔH_{μ} — изменение микротвердости, вызванное упрочнением материала.

Аналогичное соотношение можно записать и для предела текучести:

$$\sigma_T = \sigma_{T0} + \Delta \sigma_T,$$

где $\Delta \sigma_T$ — общее увеличение предела текучести, обусловленное всеми механизмами упрочнения, реализуемыми в материале.

Можно считать, что каждый механизм упрочнения вносит независимый вклад в общее упрочнение материала с определенным весовым коэффициентом. Тогда изменение микротвердости может быть выражено через изменение предела текучести следующим образом:

$$\Delta H_{\mu} = K_H (k_1 \Delta \sigma_1 + k_2 \Delta \sigma_2 + k_3 \Delta \sigma_3 + k_4 \Delta \sigma_4),$$

где $\Delta \sigma_1$ — увеличение предела текучести за счет измельчения зерен (зернограницный механизм); $\Delta \sigma_2$ — за счет формирования твердого раствора (твердорастворный механизм); $\Delta \sigma_3$ — за счет увеличения плотности дислокаций (деформационное упрочнение); $\Delta \sigma_4$ — за счет выделения частиц вторых фаз (дисперсионный механизм); k_i — соответствующие весовые коэффициенты. Представленное выражение является достаточно общим, часто может реализовываться только один или несколько из приведенных механизмов упрочнения.

ОПИСАНИЕ МИКРОТВЕРДОМЕРА MVD402 WOLPERT WILSON INSTRUMENTS И ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

Внешний вид микротвердомера представлен на рис. 7.1.

Исследуемый образец размещается на столике, причем рабочая сторона образца должна находиться сверху. Боковыми ручками осуществля-

ется позиционирование столика с целью выбора оптимального места для нагружения. С помощью объектива формируется изображение поверхности, которое видеокамерой передается на персональный компьютер либо непосредственно рассматривается с помощью окуляра. В микротвердомере MVD402 предусмотрено два объектива с различным увеличением — $\times 10$ и $\times 40$.

Нагружение алмазного индентора Виккерса происходит автоматически и управляется с помощью персонального компьютера с выбором постоянной нагрузки и времени выдержки индентора под данной нагрузкой. После удаления нагрузки измеряются линейные размеры отпечатка и рассчитывается микротвердость, данные выводятся на дисплей.



Рис. 7.1. Внешний вид микротвердомера MVD402 Wolpert Wilson Instruments

ЗАДАНИЕ 1

1. С помощью микротвердомера MVD402 Wolpert Wilson Instruments измерить микротвердость металлических образцов с различным размером зерна, полученных после нагрева до различных температур и последующей заковки.

2. Построить зависимость микротвердости от величины $1/\sqrt{d_g}$, где d_g — средний размер зерна. Проверить справедливость закона Холла — Петча.

3. На универсальной испытательной машине Testometric M350-10CT создать процедуру для проведения испытания на растяжение. Записать диаграммы растяжения исследуемых образцов.

4. По полученным диаграммам растяжения определить модуль упругости, предел текучести и предел прочности.

5. Найти взаимосвязь увеличения микротвердости и увеличения предела текучести в зависимости от величины размера зерна. В качестве исходного образца принять материал, не подвергавшийся заковке, с крупным размером зерна. Определить величину коэффициента K_H в выражении (7.4) для зернограницного механизма упрочнения.

ЗАДАНИЕ 2

1. С помощью микротвердомера MVD402 Wolpert Wilson Instruments измерить микротвердость металлических образцов, представляющих собой твердые растворы с различной концентрацией легирующих элементов.

2. По соотношениям (7.2) и (7.3) определить параметр несоответствия θ . Построить зависимость микротвердости от величины параметра несоответствия и концентрации легирующего элемента.

3. На универсальной испытательной машине Testometric M350-10СТ создать процедуру для проведения испытания на растяжение. Записать диаграммы растяжения исследуемых образцов.

4. По полученным диаграммам растяжения определить модуль упругости, предел текучести и предел прочности.

5. Найти взаимосвязь увеличения микротвердости и увеличения предела текучести в зависимости от концентрации легирующего элемента и параметра несоответствия. В качестве исходного образца принять образец нелегированного материала. Определить величину коэффициента K_H в выражении (7.4) для твердорастворного механизма упрочнения.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что понимается под упрочнением материала?

2. Какие существуют основные методы создания упрочненного состояния материалов?

3. Каким образом размер зерна влияет на величину упрочнения? Сформулируйте закон Холла – Петча.

4. За счет чего достигается упрочненное состояние при формировании твердых растворов? Какие параметры структуры твердого раствора оказывают влияние на величину упрочнения?

5. Что называется микротвердостью? Как осуществляется ее измерение?

6. Как связаны микротвердость и предел текучести материалов?

Лабораторная работа № 8

МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВОВ ПРИ СТАРЕНИИ

Цель работы. Изучить природу упрочнения при старении, измерить микротвердость сплавов при термической обработке.

Оборудование и материалы. Цифровой прибор измерения микротвердости по Виккерсу DNV-1000, лабораторные электропечи, образцы.

ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Старение — это термическая обработка, при которой в сплаве, подвергнутом закалке без полиморфного превращения, главным процессом является распад пересыщенного твердого раствора.

Для стареющих сплавов (дисперсионно-твердеющих, термически упрочняемых) характерно то, что с понижением температуры обработки растворимость легирующего компонента резко снижается, а при охлаждении из твердого раствора выделяются интерметаллидные фазы, которые при последующем нагреве растворяются. К термически не упрочняемым сплавам такой вид термообработки неприменим.

Старение подразделяют на естественное (без нагрева) и искусственное (с нагревом). Такая терминология, правда, не всегда адекватно характеризует происходящие в процессе старения структурные превращения, поскольку не для всех сплавов естественное старение протекает при комнатной температуре (как, например, в бериллиевой бронзе БрБ2, в отличие от дюралюминия Д16).

Основные структурные изменения при старении сводятся к разным этапам распада пересыщенного твердого раствора, полученного в результате закалки сплава. Распад пересыщенного твердого раствора является диффузионным процессом, поэтому степень распада, тип выделений

из раствора, их дисперсность, форма и другие структурные характеристики зависят от температуры и продолжительности старения, химического состава сплава.

Зависимость структуры состаренного сплава от большого числа факторов сильно осложняет изучение структурных изменений при старении. Основные методы исследования таких сплавов — электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ. Изучение изменения физико-механических свойств (электросопротивления, микротвердости) позволяет предполагать, а также делать выводы о характере и последовательности структурных изменений.

При старении закаленного сплава распад пересыщенного твердого раствора происходит через следующие стадии:

зоны Гинье – Престона (Г–П) → частицы метастабильных фаз → стабильная фаза.

Такие структурные изменения создают препятствия движению дислокаций, в результате чего сплав упрочняется. Упрочняющий эффект от дисперсных частиц, выделяющихся из пересыщенного твердого раствора, зависит от многих факторов: объемной доли фазы, степени ее диспергирования, когерентности метастабильных и равновесных выделений с матрицей и собственной твердости.

У полностью когерентного выделения вся поверхность раздела с матрицей когерентная и решетка матрицы вокруг выделения упруго искажена (рис. 8.1, *а*). У частично когерентного выделения хотя бы одна из границ с матрицей когерентная, а остальные могут быть полукogerентными (рис. 8.1, *б*) или некогерентными. У некогерентного выделения нет ни одной когерентной границы с матрицей (рис. 8.1, *в*).

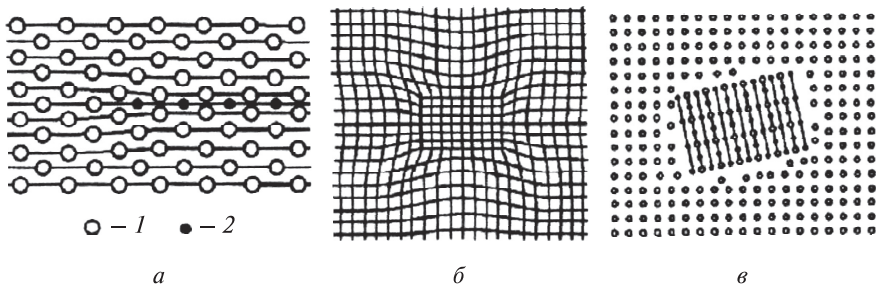


Рис. 8.1. Типы выделений из пересыщенного твердого раствора:
 a – зона Г–П: 1 – атомы растворителя, 2 – растворенные атомы; b – метастабильная фаза (частично когерентное выделение); c – стабильная фаза (некогерентное выделение)

Поскольку использование терминов «естественное» и «искусственное» старение не всегда корректно, предложены понятия «зонное» и «фазовое» старение. Так, зонное старение приводит только к упрочнению (для любой выдержки при температуре старения), оно вызывается образованием полностью когерентных выделений — зон Г–П. Фазовое старение может быть упрочняющим и разупрочняющим, при этом упрочнение вызывается в результате выделения упрочняющих метастабильных (когерентных или частично когерентных) частиц, а разупрочнение — в результате их коагуляции с образованием стабильных (некогерентных) частиц (стадия «перестаривания»).

Старение сплавов системы Al–Cu

Процессы закалки и старения обычно изучают на примере сплавов бинарной системы Al–Cu, которые можно рассматривать как основу дюр-алюминов.

Закалку сплава определенного состава проводят путем нагрева выше температуры T_1 , но ниже T_2 (рис. 8.2). В процессе нагрева и выдержки должно происходить полное растворение относительно крупных частиц CuAl_2 в α -твердом растворе. После выдержки при температуре нагрева под закалку и получения α -твердого раствора образец охлаждается.

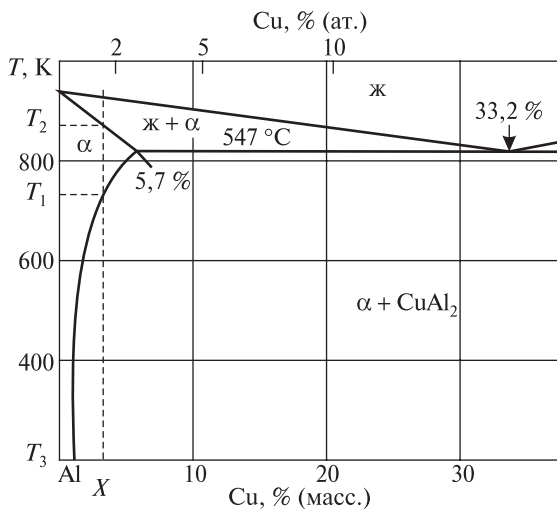


Рис. 8.2. Участок диаграммы состояния системы Al–Cu

В результате закалки высокотемпературное состояние α -твердого раствора сохраняется до комнатных температур T_3 . При температуре T_3 сплав получает структуру α -твердого раствора меди в алюминии, который пересыщен медью по сравнению с равновесным состоянием. Получаемое в результате закалки состояние α -твердого раствора является термодинамически неустойчивым. При повторном нагреве закаленного сплава не выше T_1 , т. е. при старении, происходит распад пересыщенного твердого раствора и изменение структуры.

В результате закалки и последующего старения сплава Al–4 вес. % Cu возможно образование следующих пяти структур:

- 1) пересыщенного α -твердого раствора;
- 2) зон Г–П I;
- 3) θ'' -фазы;
- 4) θ' -фазы;
- 5) θ -фазы (CuAl_2).

θ'' -фазу иногда называют зонами Г–П II, однако, учитывая собственную решетку θ'' -фазы и ее поведение при деформации, предпочтительным является именно такое обозначение. Элементарные ячейки фаз (θ'' , θ' , θ) в системе Al–Cu приведены на рис. 8.3. (Для сравнения на рис. 8.3, а приведена элементарная ячейка алюминия.)

Зоны Г–П имеют дискообразную форму и ориентированы параллельно плоскостям $\{100\}$. При комнатной температуре толщина зон составляет 30–70 Å, при 350–400 К диаметр зон равен приблизительно 100–150 Å.

В процессе старения зоны Г–П I замещаются θ'' -фазой. Выделения θ'' -фазы полностью когерентны с матрицей: по плоскостям (001) они идеально сопрягаются с ней, а по плоскостям (010), (100) – когерентность обеспечивается большой упругой деформацией, поскольку около слоев, занятых атомами меди, межплоскостное расстояние уменьшено (рис. 8.3, б). Их диаметр составляет 100–1000 Å, толщина – 10–40 Å, расстояние между ними ~200–1000 Å. Их плотность в единице объема, по сравнению с зонами Г–П, меньше. θ'' -фаза имеет тетрагональную решетку с параметрами: $a = 4,04$ Å, $c = 7,68$ Å, состав фазы отвечает соединению CuAl_2 .

По мере роста выделений θ'' -фазы появляются частицы θ' -фазы. Размер θ' -фазы зависит от времени и температуры старения: ее диаметр может меняться в пределах 100–6000 Å и более при толщине 100–150 Å. Решетка θ' -фазы – тетрагональная с параметрами: $a = 4,04$ Å, $c = 5,80$ Å (рис. 8.3, в), состав фазы отвечает соединению CuAl_2 . По плоскостям (001) θ' -фаза когерентно сопрягается с матрицей, по плоскостям (010) и (100) межфазная граница полукogerентная.

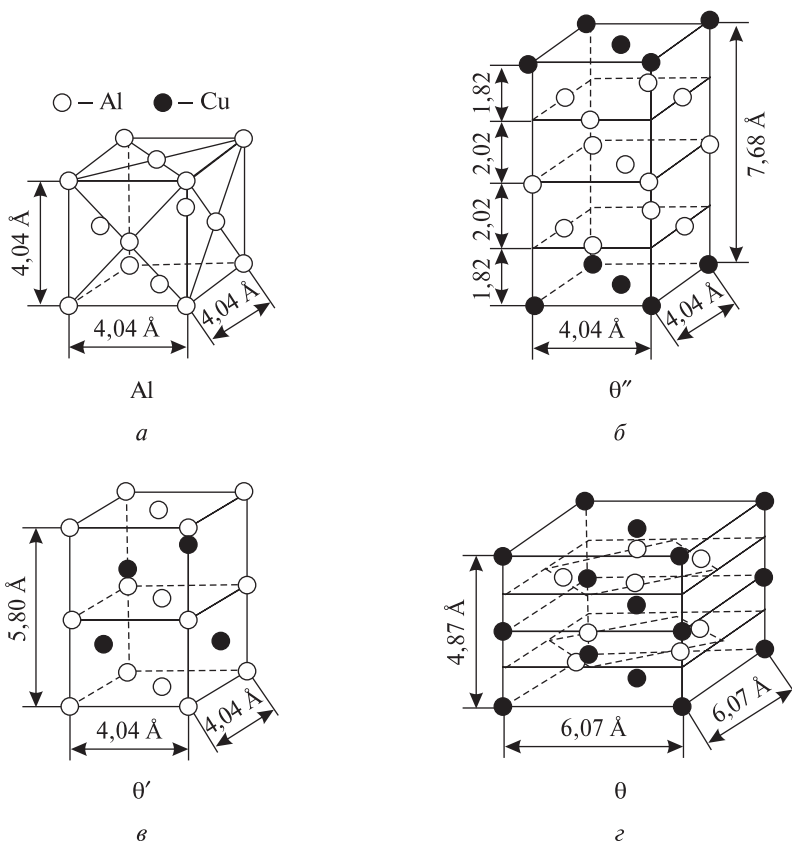


Рис. 8.3. Элементарные ячейки метастабильных промежуточных фаз (θ'' , θ') и стабильной (θ), которые могут выделяться в процессе старения сплава системы Al–Cu:
а – Al; б – θ'' ; в – θ' ; г – θ

Решетка стабильной θ -фазы – тетрагональная с параметрами: $a = 6,07 \text{ \AA}$, $c = 4,87 \text{ \AA}$ (рис. 8.3, г). θ -фаза не имеет когерентной границы с матрицей.

Типичные кривые старения сплавов системы Al–Cu с различной концентрацией меди показаны на рис. 8.4.

В табл. 8.1 в качестве примера приведен состав и микротвердость упрочняющих фаз в алюминиевых сплавах с четырьмя легирующими компонентами: Cu, Mg, Zn и Si, к числу которых относи-

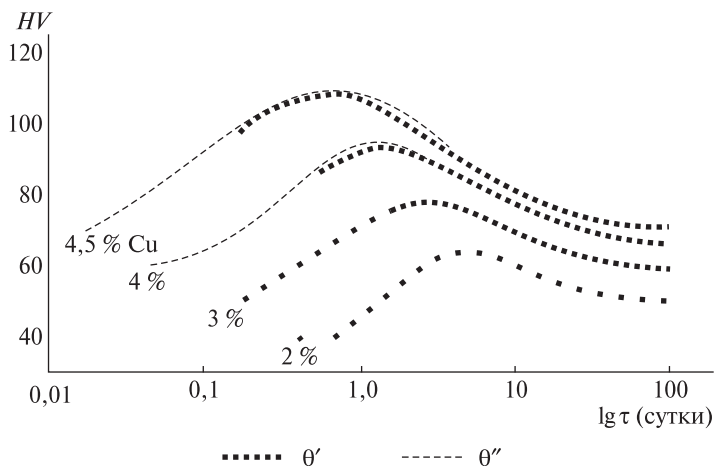


Рис. 8.4. Зависимость твердости при комнатной температуре сплавов алюминия с различной концентрацией меди от продолжительности старения при 190 °С

тельно недавно добавились Li и Ag, имеющие наибольшую по сравнению с другими известными элементами растворимость в твердом алюминии. Применение сплава системы Al–Li, микроструктура которого представлена на рис. 8.5, в конструкциях вместо сплава Д16 позволяет снизить массу на 10–15 %.

Таблица 8.1

**Максимальная растворимость легирующих компонентов
в твердом алюминии и микротвердость основных упрочняющих фаз
в промышленных алюминиевых сплавах**

Система	Максимальная растворимость в твердом алюминии	Фаза	HV, кгс/мм ²
Al–Cu–Mg	5,7 % Cu 17,4 % Mg	θ (Al ₂ Cu) S (Al ₂ CuMg)	400–600 560
Al–Mg–Si, Al–Mg–Si–Cu	1,65 % Si	Mg ₂ Si W (AlMg ₃ Si ₄ Cu ₄)	560 580
Al–Zn–Mg–Cu, Al–Zn–Mg	82 % Zn	MgZn ₂ T (Al ₂ Mg ₃ Zn ₃)	430 420
Al–Cu–Li	4,2 % Li	T1 (Al ₂ CuLi) δ' (Al ₃ Li)	430–520

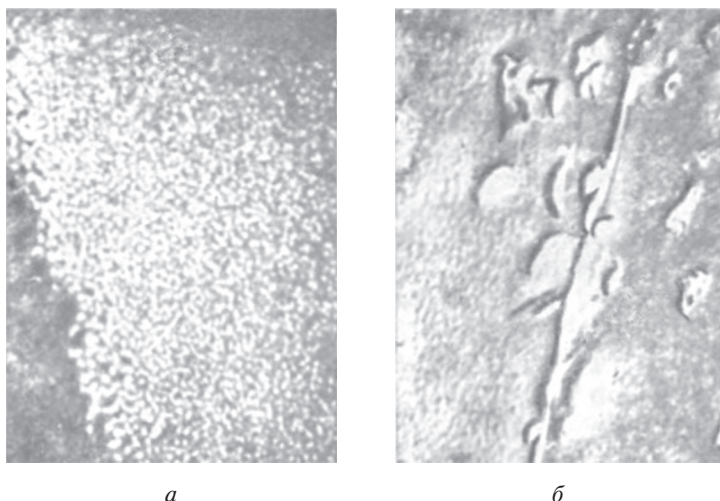


Рис. 8.5. Выделения фазы Al_3Li в сплаве системы Al-Li после старения:
a – 170 °C (16 ч); *б* – 170 °C (500 ч)

Повысить прочность, жаропрочность, коррозионную стойкость и другие эксплуатационные и технологические характеристики также можно путем легирования алюминиевых сплавов металлами, которые мало растворяются или практически не растворимы в твердом алюминии, но образуют с ним различные интерметаллидные соединения (табл. 8.2). К таким металлам относятся переходные и многие редкоземельные металлы.

Таблица 8.2

**Максимальная растворимость металлов в твердом алюминии
и микротвердость алюминиевых фаз, образующихся в сплавах**

Система	Максимальная растворимость в твердом алюминии	Интерметаллидная фаза	HV , кгс/мм ²
Al–Mn	1,8 % Mn	Al_6Mn	540–560
Al–Cr	0,9 % Cr	Al_7Cr	500–700
Al–Ti	0,26 % Ti	Al_3Ti	600–700
Al–Zr	0,28 % Zr	Al_3Zr	420–740
Al–Ni	0,04 % Ni	Al_3Ni	700–770
Al–Fe	0,05 % Fe	Al_3Fe	800–1100

Из табл. 8.1 и 8.2 видно, что твердость интерметаллидных фаз, как правило, выше твердости основных упрочняющих фаз в промышленных сплавах, и при условии их рационального диспергирования они могут стать эффективными упрочнителями алюминиевых сплавов.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

Микротвердость H_μ образцов дюралюминия одной марки определяют на приборе измерения микротвердости по Виккерсу DHV-1000 до и после закалки у каждого образца.

Для выполнения заданий 1, 2 и 3 (по выбору преподавателя) потребуется 4, 3 и 5 образцов соответственно. Закалка в воду проводится от температуры $T = 500\text{--}510\text{ }^\circ\text{C}$ (время выдержки τ при данной T составляет 30–40 мин). Затем закаленные образцы подвергают старению в соответствии с заданными температурно-временными режимами: образец загружается в печь, имеющую требуемую по режиму температуру, а после завершения указанного в задании времени выдержки образцы вынимают из печи для охлаждения на воздухе до комнатной температуры.

У охлажденных образцов измеряется H_μ . Результаты измерений микротвердости по заданиям занести в таблицы и построить соответствующие график зависимостей.

После выполнения задания сделать вывод о характере и последовательности структурных изменений в дюралюминии.

ЗАДАНИЕ 1

Изучение влияния температуры старения на микротвердость дюралюминия.

1. Провести старение закаленных образцов при температурах:

$A - 100\text{ }^\circ\text{C}$; $B - 180\text{ }^\circ\text{C}$; $C - 250\text{ }^\circ\text{C}$; $D - 350\text{ }^\circ\text{C}$.

Время выдержки 30 мин.

2. Измерить H_μ после старения.
3. По полученным данным построить график зависимости $H_\mu = f(T)$.

ЗАДАНИЕ 2

Изучение влияния времени старения на микротвердость дюралюминия при температуре $180\text{ }^\circ\text{C}$.

1. Провести старение закаленных образцов при $T = 180\text{ }^{\circ}\text{C}$ и времени выдержки:

А – 10 мин; В – 20 мин; С – 40 мин.

2. Измерить микротвердость после старения.

3. По полученным данным построить график зависимости $H_{\mu} = f(\tau)$ при $T = 180\text{ }^{\circ}\text{C}$.

ЗАДАНИЕ 3

Изучение влияния времени старения на микротвердость дюралюминия при температуре $250\text{ }^{\circ}\text{C}$.

1. Провести старение закаленных образцов при $T = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ и времени выдержки:

А – 2 мин; В – 5 мин; С – 10 мин; D – 20 мин; Е – 40 мин.

2. Измерить микротвердость после старения.

3. По полученным данным построить график зависимости $H_{\mu} = f(\tau)$ при температуре $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ закаленного дюралюминия.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. В чем заключается процесс старения?
2. Чем отличается искусственное старение от естественного?
3. Как объяснить упрочнение сплавов при старении?
4. Какие фазы формируются в системе Al–Cu при закалке и последующем старении?
5. Как объяснить изменение микротвердости закаленного сплава при длительной выдержке при одной температуре отжига?
6. Как объяснить изменение микротвердости закаленного сплава при выдержке в течение одного времени отжига при разных температурах?
7. Как объяснить зависимости, представленные на рис. 8.4?

Лабораторная работа № 9

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ

Цель работы. Изучение явления трения, освоение методики и приобретение практических навыков определения коэффициента трения, изучение влияния твердости сталей на коэффициент трения скольжения.

Оборудование и материалы. Трибометр ТАУ1М, универсальный твердомер HBRVU-187.5, набор образцов.

ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Трение — процесс сопротивления относительно перемещению соприкасающихся тел. Также трение может рассматриваться как процесс взаимодействия движущегося тела с окружающей газообразной или жидкой средой. В общем случае этот процесс определяется деформацией среды и работой, которая необходима для перемещения движущегося тела. Наличие трения приводит к потерям энергии, а также к износу соприкасающихся поверхностей, влияя тем самым на работоспособность различных узлов и механизмов.

Различают внутреннее и внешнее трение. Под внешним трением понимается сопротивление, возникающее в области контакта твердых тел при их относительном перемещении в плоскости касания (рис. 9.1). Сила сопротивления, направленная в сторону, противоположную сдвигающему усилию, называется силой трения. Эта сила является равнодействующей элементарных сил трения, возникающих в зонах контактов отдельных микронеровностей. Работа силы внешнего трения в процессе движения превращается в теплоту (молекулярное движение).

Внутреннее трение возникает в объеме вещества (одного и того же тела) при относительном перемещении отдельных его частей. Поэтому

в твердых телах внутреннее трение — это явление сопротивления перемещению частиц одного и того же тела при его деформировании. В результате действия этого процесса происходит необратимое превращение в тепло механической энергии, сообщенной телу при его деформировании, сопровождающееся нарушением в нем термодинамического равновесия. Внутреннее трение может относиться и к движению в среде, например в жидкости, разделяющей трущиеся поверхности твердых тел. Если слой жидкости (толщиной более 0,1 мкм) находится между двумя движущимися

друг относительно друга параллельными твердыми плоскостями, то сила внутреннего трения будет пропорциональна вязкости, градиенту скорости по толщине жидкости и площади поверхности скольжения.

К понятиям внешнего и внутреннего трения необходимо подходить с одной общей позиции в реальных случаях контактного взаимодействия поверхностей твердых тел. Например, при сухом трении (без смазки) или при трении идеально чистых поверхностей упругопластические деформации поверхностных слоев трущихся тел происходят с рассеиванием энергии и превращением ее в тепло, обусловленным процессами как внутреннего, так и внешнего трения. Схватывание поверхностей также объясняется переходом к внутреннему трению.

В зависимости от величины перемещений различают неполную силу внешнего трения покоя — $F_{\text{тп}}$, силу внешнего трения покоя — $F_{\text{тп}}$ и силу внешнего трения движения — $F_{\text{дв}}$ (рис. 9.2). Неполная сила трения покоя соответствует очень малым частично обратимым тангенциальным перемещениям ΔL , величина которых пропорциональна приложенной силе. Сила трения покоя — значение неполной силы трения покоя соответствующего максимальной величине предварительного смещения (δ), т. е. переходу от предельной величины предварительного смещения к относительному перемещению. Сила трения, соответствующая непрерывному скольжению между взаимодействующими твердыми телами и не зависящая от перемещения, называется силой трения движения. Она возникает при скольжении трущихся тел друг относительно друга и соответствует большим относительным перемещениям.

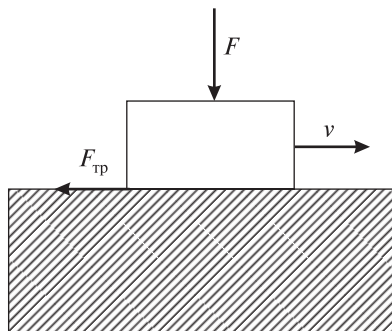


Рис. 9.1. Схема действия сил при внешнем трении:
 F — нормальная нагрузка; v — скорость скольжения; $F_{\text{тр}}$ — сила трения

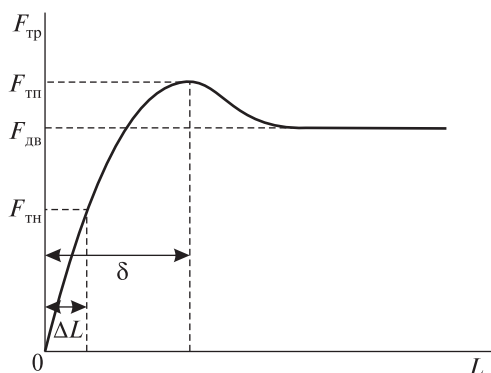


Рис. 9.2. Зависимость силы внешнего трения $F_{\text{тр}}$ от перемещения (пути трения) L

Сила трения характеризуется коэффициентом трения f , который определяется как отношение силы трения $F_{\text{тр}}$ к нормальной относительно поверхности трения внешней силе F (или нормальной составляющей этой силы):

$$f = \frac{F_{\text{тр}}}{F}. \quad (9.1)$$

Формула (9.1) была предложена Г. Амонтоном. Коэффициент трения устанавливает формальную связь (не отражающую процессы взаимодействия поверхностей при трении) между силой трения и нормальной нагрузкой.

Трение движения принимает различные формы. По кинематическим признакам различают следующие основные виды:

- трение скольжения, при котором одна и та же номинальная поверхность одного тела поступательно перемещается по поверхности другого тела (рис. 9.1);
- трение качения, возникающее при качении одного тела по поверхности другого тела.

Трение скольжения — это вид трения движения, при котором скорости соприкасающихся тел в местах контакта различны по значению и (или) по направлению. Трение скольжения является одним из наиболее распространенных видов трения. Элементы скольжения имеют место при качении. Разновидностью трения скольжения является трение верчения, при котором точки поверхности трения одного тела описывают в плоскости касания двух тел концентрические окружности вокруг центра, лежащего

на оси вращения. В общем случае коэффициент трения скольжения может быть определен по формуле (9.1).

Согласно молекулярно-механической теории трение скольжения имеет молекулярно-механическую природу. Силы молекулярного притяжения, действующие на площадках контакта, вызывают взаимодействие (адгезию) между трущимися телами. Поэтому молекулярная (адгезионная) составляющая силы трения обусловлена разрушением молекулярных связей. Механическая (деформационная) составляющая силы трения обусловлена пластической деформацией поверхностей. В точках касания скользящих поверхностей эта составляющая силы трения расходуется на процессы деформирования тонких поверхностных слоев трущихся тел. Соотношение адгезионной и деформационной составляющих силы трения будет определяться условиями трения, структурой и свойствами соприкасающихся тел.

По признакам состояния поверхностей трущихся тел и наличия смазки различают следующие основные виды трения скольжения:

- жидкостное (гидродинамическое) трение, при котором трущиеся поверхности разделены слоем смазки, подчиняющейся при трении законам гидродинамики вязкой жидкости;
- граничное трение, при котором твердые поверхности разделены весьма тонкими (0,1 мкм и менее) адсорбционными слоями любой природы и происхождения;
- сухое трение, возникающее при отсутствии смазки и загрязнений между контактирующими поверхностями. При сухом трении поверхности покрыты сравнительно толстыми пленками окислов (более 0,1 мкм);
- трение идеально чистых (ювенильных) поверхностей, свободных от адсорбированных и оксидных пленок.

Факторы, влияющие на коэффициент трения

В настоящее время принято считать, что коэффициент трения зависит от следующих факторов:

- 1) материала трущихся тел и характера смазки, пленки, имеющейся на поверхности;
- 2) конструкции фрикционного сопряжения: размера поверхности, ее геометрического очертания, шероховатости, коэффициента взаимного перекрытия;
- 3) режима работы: температуры, скорости, нагрузки, температурного поля в тонком поверхностном слое.

От природы материала трущихся пар зависит характер контактирования поверхностей, формирование фактической площади касания, харак-

тер молекулярных взаимодействий на границе контакта. Смазка, предохраняя поверхности твердых тел от непосредственного контакта, снижает величину коэффициента трения. Поверхностные слои также могут вступать во взаимодействие с атомами окружающей среды, например кислородом, образуя на поверхности тонкие пленки окислов, которые, как правило, также приводят к снижению коэффициента трения.

Характер соприкосновения тел, размер поверхности и коэффициент взаимного перекрытия также оказывают влияние на коэффициент трения. Под характером соприкосновения тел понимается совокупность целого ряда факторов: особенность формирования пятен касания, величина площади контакта, величина внедрения отдельных микронеровностей в контртело, вид деформации поверхностного слоя.

Различают номинальную (A_n), контурную (A_c) и фактическую (A_r) площади касания. Номинальная площадь касания ограничена геометрическими очертаниями тел в области контакта. Контурная площадь представляет собой места касания отдельных волн. Фактическая (несущая) площадь является суммой отдельных пятен касания и составляет незначительную часть от контурной и от номинальной площадей: $A_r = (0,01 - 0,1)A_c$. Вследствие этого даже при небольших нормальных нагрузках удельные давления на площадках фактического контакта очень велики (соизмеримы с твердостью менее прочного материала). В точках касания наблюдается внедрение более жестких микронеровностей в деформируемую поверхность контртела. С увеличением нагрузки фактическая площадь касания возрастает. Площадь фактического контакта зависит от геометрии контакта и свойств сопрягающихся материалов. При расчете площадей часто пользуются их безразмерными величинами:

$$\eta_1 = \frac{A_r}{A_c}; \quad \eta_2 = \frac{A_c}{A_n}; \quad \eta_3 = \frac{A_r}{A_n}; \quad \eta_3 = \eta_1 \eta_2.$$

Относительная площадь фактического контакта $\eta_1 = A_r/A_c$ в процессе сближения изменяется от 0 до 1. Если $\eta_1 \leq 0,4$ — контакт считается ненасыщенным. Такой контакт имеет место в большинстве случаев при трении металлических поверхностей. При $\eta_1 > 0,4$ — контакт насыщенный. Такой контакт имеет место при взаимодействии материалов с малым модулем упругости с твердыми телами. Например, при трении резины по металлу, полимера по металлу и т. д.

Характер соприкосновения тел при одной и той же сжимающей нагрузке также зависит от размера трущихся поверхностей. Чем больше размер контактирующих поверхностей, тем больше площадь фактического

контакта. Для случая пластического контакта — чем больше площадь фактического контакта, тем больше коэффициент трения.

Распределение тепла между трущимися телами зависит от коэффициента взаимного перекрытия. Под таким коэффициентом понимается отношение номинальных площадей трения контактирующей пары. Коэффициент взаимного перекрытия может изменяться от очень малых значений ($\rightarrow 0$), например при контакте цилиндра с диском, до 1 при контакте торцов двух цилиндров.

Качество поверхностей и шероховатость характеризуют микро- и макрогеометрию поверхностей трения, от которой зависят условия контактирования.

Жесткость и упругость узла трения являются конструктивными факторами, влияющими на характер контактирования поверхностей, а следовательно, и на коэффициент трения.

Зависимость коэффициента трения от скорости может иметь различный характер при различной удельной нагрузке в паре трения. При малых удельных нагрузках происходит увеличение коэффициента трения с ростом скорости, что объясняется повышением сопротивления сдвигу поверхностных слоев при увеличении скорости деформации. При значительном увеличении удельной нагрузки происходит уменьшение коэффициента трения с ростом скорости. Этот эффект связан с интенсивным тепловыделением в области контакта, приводящим к увеличению температуры и к снижению механических свойств материала в зоне трения.

Температурный режим узла трения вносит существенные изменения в процесс трения. Так, при нагреве выше некоторой температуры происходят качественные изменения в смазке, разрушение граничных слоев, изменение физико-механических свойств материалов. В зависимости от условий трения с повышением температуры в области контакта коэффициент трения может как возрастать (в результате схватывания чистых поверхностей), так и уменьшаться (при резком снижении механических свойств и переходе к оплавлению поверхностей трения).

Зависимость коэффициента трения от величины нормального давления при сравнительно невысоких скоростях скольжения (до 5 м/с) проходит через минимум, снижаясь при упругом и возрастая при пластическом контактах. При высоких скоростях скольжения увеличение удельного давления ведет к более интенсивному тепловыделению в зоне контакта, к росту температуры, разупрочнению и оплавлению материала поверхности трения и снижению коэффициента трения.

Зависимость коэффициента трения материала от его твердости

Как уже упоминалось выше, сила трения, согласно молекулярно-механической теории трения, обусловлена молекулярными процессами взаимодействия в зоне контакта и деформированием тонких поверхностных слоев. Исходя из основных положений этой теории можно получить связь между коэффициентом трения материала и его твердостью, так как число твердости определяет сопротивление материала деформации.

Элементарная сила трения на фрикционном контакте (F_i) может быть представлена как

$$F_{\text{тр}}^i = F_{\text{тр}}^{\text{ai}} + F_{\text{тр}}^{\text{di}}, \quad (9.2)$$

где $F_{\text{тр}}^{\text{ai}}$ — адгезионная составляющая силы трения; $F_{\text{тр}}^{\text{di}}$ — деформационная составляющая силы трения.

Тогда сила трения представляет собой сумму сил трения, возникающих на всех фрикционных контактах в пятне касания между трущимися телами, составляющих фактическую площадь пятна касания A_r (рис. 9.3):

$$F_{\text{тр}} = \sum_i F_{\text{тр}}^i = F_{\text{тр}}^{\text{a}} + F_{\text{тр}}^{\text{д}}. \quad (9.3)$$

Характер нарушения фрикционной связи на контакте зависит от ряда факторов. Первый фактор — геометрический, характеризуемый отношением глубины внедрения единичной неровности (или величины сжатия) к ее радиусу (h/R). Эта характеристика позволяет различать упругий контакт, пластический и микрорезание. Вторым фактором является физико-механический, характеризуемый отношением прочности на срез (тангенциальной прочности) адгезионной связи к пределу текучести материала

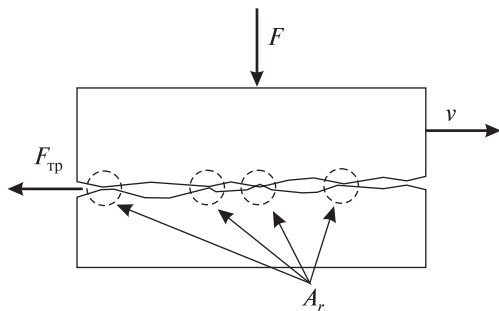


Рис. 9.3. Схема трения реальных тел
с шероховатой поверхностью

основы (τ_a/σ_T). По величине этого отношения различают два случая: нарушение связи по поверхности раздела двух тел (или по пленкам, покрывающим эти тела, когда не затрагиваются слои основного материала) и нарушение связи не по поверхности раздела двух тел (в глубине основного материала). В этом случае внешнее трение переходит во внутреннее. Поэтому могут иметь место пять основных видов нарушения фрикционных связей (рис. 9.4):

1. Упругое отеснение материала (рис. 9.4, *a*) происходит, когда действующая нагрузка и адгезия не приводят к возникновению в зоне контакта напряжений, превышающих предел текучести (для черных металлов при $h/R < 10^{-3} - 10^{-2}$, для цветных металлов при $h/R < 10^{-4}$).

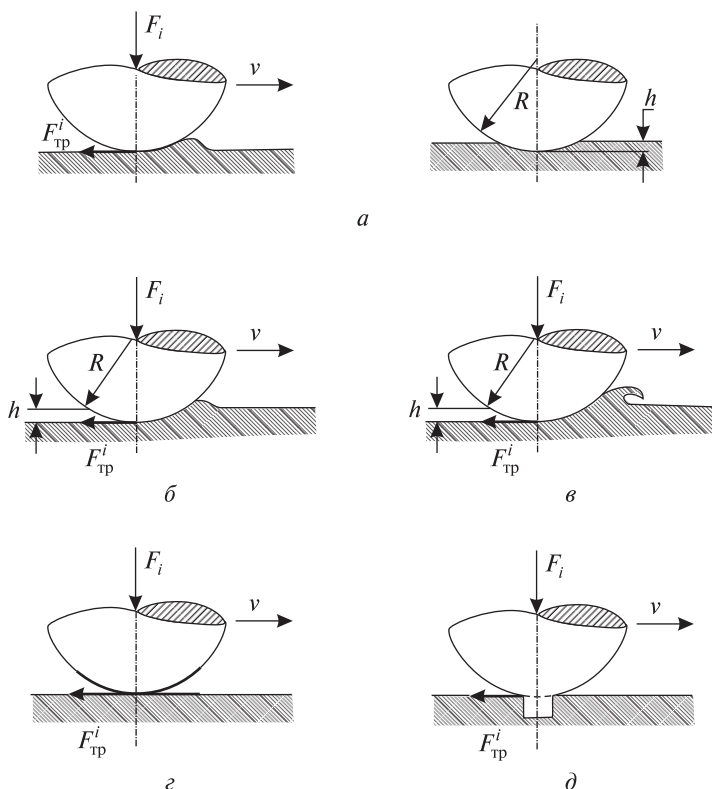


Рис. 9.4. Основные виды нарушения фрикционных связей: упругое отеснение материала (*a*), пластическое отеснение материала (*б*), микрорезание (*в*), адгезионное нарушение (*г*), когезионный отрыв (*д*)

2. Пластическое отеснение материала (рис. 9.4, б) возникает, если контактные напряжения достигают предела текучести, но материал обтекает внедрившиеся выступы контртела. Для сухого трения $h/R < 0,1$, для смазанных поверхностей $h/R < 0,3$.

3. Микрорезание происходит, если контактные напряжения или деформации достигают разрушающих значений (нарушается режим обтекания выступов деформируемым материалом) (рис. 9.4, в). Для сухого трения $h/R > 0,1$, для смазанных поверхностей $h/R > 0,3$.

4. Адгезионное нарушение фрикционной связи (по той же поверхности, по которой она возникла) не приводит непосредственно к разрушениям, но дает вклад в величину действующих на контакте напряжений и деформаций (рис. 9.4, г). В этом случае $d\tau_a/dh > 0$.

5. Когезионный отрыв возникает, если прочность фрикционной связи выше прочности лежащего ниже материала и происходит схватывание поверхностей, сопровождающееся глубинным вырыванием (рис. 9.4, д). В этом случае $d\tau_a/dh < 0$.

Работа, совершаемая адгезионной составляющей силы трения, затрачивается на нагрев области касания, т. е. переходит в тепло и рассеивается, а работа деформационной составляющей первоначально затрачивается на деформацию поверхностных слоев и проявляется при пластическом контакте в виде остаточных деформаций (царапин), а при микрорезании — в виде царапин и элементарных стружек трения.

При упругом контакте (см. рис. 9.4, а) остаточная деформация не наблюдается, тем не менее деформационная составляющая силы трения не равна нулю и ее работа характеризуется гистерезисными потерями в упруго-деформируемом тонком слое.

Молекулярное взаимодействие контактирующих выступов наблюдается на площади фактического касания, поэтому выражение (9.3) можно переписать в виде

$$F_{\text{тр}} = \tau_a A_r + F_{\text{тр}}^{\Delta},$$

где A_r — фактическая площадь касания (сумма площадей пятен касания по всем фрикционным контактам); τ_a — рассматривается как удельная адгезионная сила трения, так как разрыв молекулярных связей на соприкасающихся поверхностях будет происходить при условии, что средние касательные напряжения на границе раздела твердых тел равны или больше, чем величина прочности на срез адгезионной связи, т. е. τ_a может быть представлена как

$$\tau_a = \tau_0 + \beta p_r, \quad (9.4)$$

где τ_0 — касательные напряжения при отсутствии нормальных напряжений на контакте; β — коэффициент, показывающий степень изменения

касательных напряжений в зависимости от нормальных; p_r — средние нормальные напряжения в области контакта.

Среднее значение адгезионной составляющей силы трения на единичном контакте (с учетом (9.4))

$$F_{\text{тр}}^{\text{ai}} = (\tau_0 + \beta p_r) A_{ri}. \quad (9.5)$$

Если контакт упругий и нормальные нагрузки невелики, то гистерезисными потерями можно пренебречь и считать, что $F_{\text{тр}}^{\text{л}} \approx 0$. В этом случае сила трения определяется формулой

$$F_{\text{тр}} = \tau_a A_{ri}.$$

С увеличением шероховатости и нагрузки увеличивается глубина внедрения более жестких микронеровностей в контртело, соответственно, возрастает и работа, связанная с передеформированием поверхностных слоев, а следовательно, и составляющая силы трения $F_{\text{тр}}^{\text{л}}$.

В случае использования модели внедрения абсолютно жесткого сферического выступа в упругопластическое полупространство материала условие перехода от упругого контакта к пластическому находится из соотношения

$$\frac{h}{R} > 2,4(1 - \nu^2)^2 \left(\frac{HB}{E} \right)^2,$$

где ν — коэффициент Пуассона, E — модуль Юнга, HB — твердость по Бринеллю.

Значение A_{ri} для пластического контакта определяется как

$$A_{ri} = \frac{F_i}{HB}, \quad (9.6)$$

где F_i — нормальная нагрузка во фрикционном контакте. При этом значение HB принимается равным твердости по Бринеллю более мягкого тела.

Если в первом приближении принять $p_r = HB$, то выражение (9.5) получит вид

$$F_{\text{тр}}^{\text{ai}} = \left(\frac{\tau_0}{H_B} + \beta \right) F_i. \quad (9.7)$$

Деформационная составляющая силы трения равна сопротивлению, возникающему при образовании дорожки трения (царапины) в более мягком материале:

$$F_{\text{тр}}^{\text{лi}} = \sigma_n S,$$

где σ_n — среднее нормальное напряжение, приходящееся на единицу площади S поперечного сечения дорожки трения. В первом приближении можно считать, что $\sigma_n = HB$.

Для случая пластического контакта, представленного на рис. 9.4, б,

$$S = 1,9R^{1/2}h^{3/2}.$$

Следовательно,

$$F_{\text{тр}}^{di} = 1,9HBR^{1/2}h^{3/2}. \quad (9.8)$$

Тогда, подставив (9.7) и (9.8) в выражение (9.2), получим

$$F_{\text{тр}}^{ai} = \left(\frac{\tau_0}{HB} + \beta \right) N_i + 1,9HBR^{1/2}h^{3/2}.$$

Используя выражение (9.6) и учитывая, что $A_{ri} = 2\pi Rh$,

$$F_i = 2\pi RhHB.$$

Так как $f = F_{\text{тр}}^i / F_i$, получим

$$f = \frac{\tau_0}{HB} + \beta + 0,3\sqrt{\frac{h}{R}}. \quad (9.9)$$

Выражение (9.9) является приближенным, иллюстрирующим зависимость коэффициента трения от физических величин, характеризующих адгезионное взаимодействие (τ_0 , β) и вид деформации поверхностного слоя (h/R). Как видно из уравнения (9.9), от твердости зависят обе составляющие коэффициента трения, как адгезионная, так и деформационная. Деформационная составляющая коэффициента трения с увеличением твердости материала уменьшается, так как происходит уменьшение глубины внедрения h единичной неровности в материал. Как правило, для одного материала величины τ_0 и β при изменении твердости остаются постоянными и определяются условиями фрикционного сопряжения. Таким образом, согласно (9.9), увеличение твердости материала ведет к уменьшению коэффициента трения при прочих равных условиях.

Для того чтобы исследовать зависимость коэффициента трения материала от его твердости, необходимо проводить эксперимент при условии, когда один из элементов фрикционного сопряжения (более твердый) остается неизменным, а второй элемент, т. е. исследуемый материал (более мягкий) изготавливается из одного сорта материала, имеющего различную твердость. Такие требования можно выполнить, например, если проводить исследования для материала, который может иметь в результате термообработки различную твердость.

ОПИСАНИЕ ТРИБОМЕТРА ТАУ-1М И ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

Для определения коэффициента трения используется трибометр ТАУ-1М. Схема установки представлена на рис. 9.5. Образец для исследования (1) плотно прижимается к столику (2) регулировочным винтом. Штанга (3) с закрепленным на ней индентором (4), имеющая балансир (5) для регулировки нагрузки штанги без груза, опускается на образец. Нагрузка (6) прикладывается сверху на штангу. Двигатель (7), который включается правой кнопкой на блоке управления (8), задает возвратно-поступательное движение столика с закрепленным образцом. Сила трения, действующая на индентор и штангу, смещает гибкую пластину (9), на которой закреплен постоянный магнит (10). Смещение постоянного магнита вызывает в закрепленном неподвижно датчике перемещений (11) генерацию ЭДС (электродвижущая сила) Холла, величина которой пропорциональна силе трения. Возникающий электрический сигнал через устройство сопряжения передается на компьютер (12).

Для сбора и обработки данных и получения зависимости коэффициента трения от длины пути, пройденного индентором, используется программа VMeter, главное окно которой представлено на рис. 9.6.

Порядок выполнения работы на трибометре:

1. Установить исследуемый образец. Нажать кнопку «Запуск двигателя» на блоке управления (рис. 9.5, 8). Убедиться, что индентор движется по плоскости образца, не попадая за его края. Выключить двигатель кнопкой на блоке управления. Установить нагрузку на индентор.

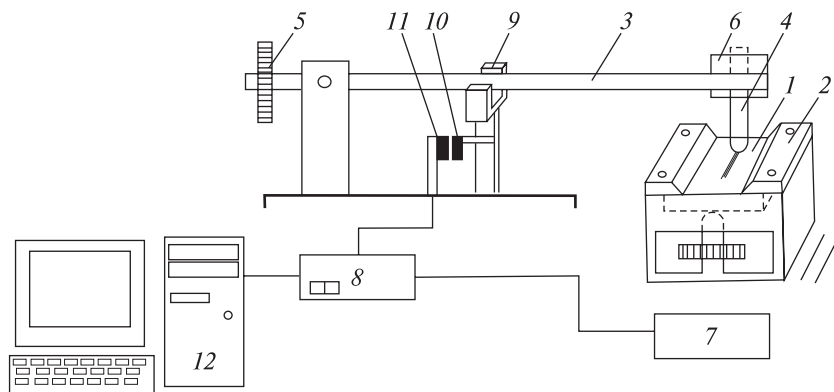


Рис. 9.5. Схема установки
для определения коэффициента трения

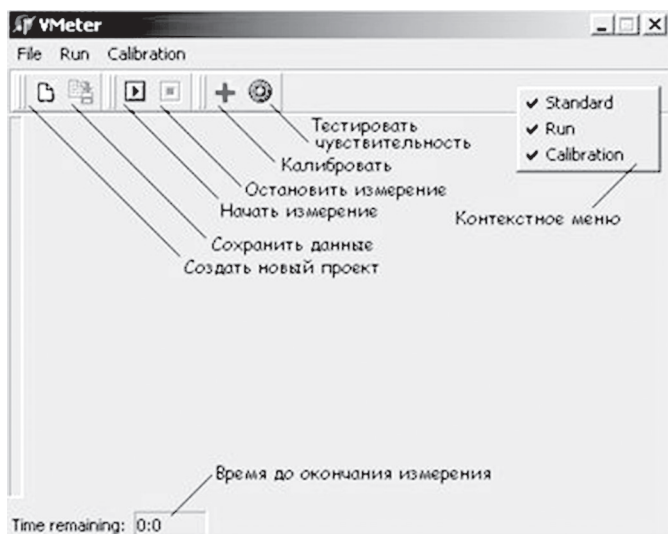


Рис. 9.6. Главное окно приложения VMeter

2. Запустить на компьютере программу VMeter. В главном окне программы нажать кнопку «Создать новый проект». В появившемся новом окне выбрать время испытания и массу нагрузки, прилагаемую на индентор (уточнить у преподавателя).

3. Запустить двигатель. В главном окне программы VMeter нажать кнопку «Начать измерение». Время до окончания измерения отображается в нижней части окна. Текущая зависимость коэффициента трения от длины пути, пройденного индентором, будет отображаться в главном окне программы.

4. После окончания измерений раздастся звуковой сигнал. Остановить двигатель. Сохранить полученную зависимость, нажав кнопку «Сохранить данные» в главном окне программы VMeter.

ЗАДАНИЕ

1. Ознакомиться с ГОСТ 23.002-78 и ГОСТ 27640-88.
2. Определить зависимость коэффициента сухого трения скольжения образцов различных сталей от длины пути, пройденного контртелом.
3. Объяснить появление участков с различным значением коэффициента трения на полученных зависимостях.

4. Определить твердость образцов сталей.
5. Сопоставить значения коэффициента трения и твердости образцов стали. Построить зависимость.
6. Объяснить полученные результаты.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что такое внешнее и внутреннее трение?
2. Какие виды силы трения существуют в зависимости от величины перемещения?
3. Какие формы принимает трение движения по кинематическому признаку?
4. Какие существуют основные виды трения скольжения по состоянию поверхности?
5. Какие факторы влияют на коэффициент трения?
6. Какие существуют основные виды нарушения фрикционных связей?
7. Каковы критерии выбора условий проведения эксперимента по определению зависимости коэффициента трения материала от его твердости?
8. Как выводится зависимость коэффициента трения материала от твердости при условии внедрения в материал абсолютно жесткого сферического выступа?
9. В чем заключается принцип работы трибометра?

Лабораторная работа № 10

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ

Цель работы. Освоение методики и приобретение практических навыков определения параметров шероховатости поверхности, изучение влияния параметров шероховатости на коэффициент трения скольжения.

Оборудование и материалы. Профилометр MarSuftr SD 26, трибометр ТАУ1М, набор образцов.

ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Одним из основных факторов, влияющих на силу и коэффициент трения, помимо физико-механических свойств материалов и условий трения, является микро- и макрогеометрия поверхности (качество поверхности). Реальные поверхности трущихся частей деталей не имеют идеальной геометрической формы. Наблюдаемые отклонения от нее у вновь изготовленной детали являются следствием обработки поверхности (полирование, шлифование и т. д.). Такие отклонения называются технологическими. В процессе эксплуатации детали под действием статических и динамических нагрузок, трения и износа происходит непрерывное изменение геометрии поверхностей, приводящее к возникновению эксплуатационных отклонений.

Качество поверхности и геометрию отклонений определяют по профилю поверхности — линии пересечения поверхности с заданной плоскостью (как правило, перпендикулярной поверхности). Графическое изображение профиля поверхности называется профилограммой. Профилограмму, снятую в направлении, перпендикулярном к следам обработки, называют поперечной, а в направлении следов обработки — продольной.

На профиле поверхности выделяют четыре различных вида отклонений, в зависимости от их характерного размера и шага: макроотклонения, волнистость, шероховатость (рис. 10.1) и субшероховатость.

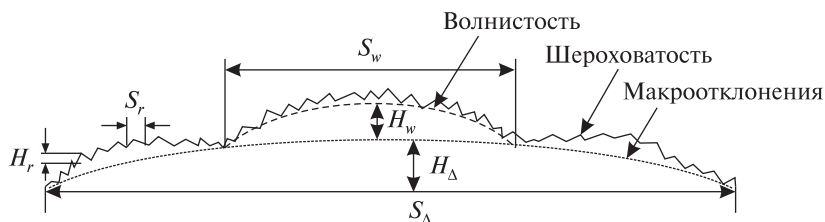


Рис. 10.1. Схематичное изображение профиля поверхности

Макроотклонения – это отклонения формы реальной поверхности от геометрической формы поверхности, имеющие большой шаг ($S_\Delta = 1 \dots 5000$ мм) и сравнительно малую высоту ($H_\Delta = 1 \dots 50$ мкм). Как правило, $S_\Delta/H_\Delta \geq 1000$. Отклонения этого вида представляют собой единичные регулярно не повторяющиеся неровности поверхности.

Волнистость представляет собой совокупность квазипериодических неровностей с относительно большим шагом $S_w = 0,25–10$ мм и высотой $H_w = 0,01–500$ мкм. Для больших деталей верхний предел шага может быть увеличен до 300 мм. Обычно $S_w/H_w = 50 \dots 1000$. Волнистость также характеризуется радиусом при вершине волны. Отношение радиуса к высоте волны столь велико, что, по сравнению с микровыступами шероховатости, при трении происходит преимущественно упругое деформирование волн поверхности. Это обусловлено дискретностью контакта реальных поверхностей. Вначале контакт осуществляется в нескольких точках. Затем, например, при увеличении нагрузки две поверхности сближаются, и в соприкосновение входит все большее количество отдельных выступов. Через них нагрузка передается на полупространство волны, вызывая ее деформацию. В зависимости от нагрузки микровыступы вначале деформируются упруго, затем, по мере возрастания нагрузки, – пластически. Волны же, в которых напряжения значительно ниже из-за их характерных размеров, деформируются преимущественно упруго.

Волнистость определяют на профиле поверхности исключением шероховатости и отклонения формы поверхности. Как правило, форма волн на поверхности приближенно может быть описана синусоидой. Выявление волнистости на профиле позволяет выделить рабочую часть поверхности, участвующую в формировании фактической площади контакта. Волнистость также существенно влияет на свойства стыка деталей. В настоящее время параметры волнистости не стандартизированы.

Под шероховатостью поверхности понимают последовательность микронеровностей с относительно малым шагом, образующих рельеф поверхности. Шаг микронеровностей шероховатости составляет $S_r = 2 \dots 800$ мкм, а высота $H_r = 0,03\text{--}400$ мкм. Для шероховатости $S_r/H_r < 50$. Таким образом, шероховатость представляет собой совокупность микронеровностей, расположенных на волнистой поверхности тела.

Шероховатость оказывает значительное влияние на величину трения и износа трущихся поверхностей деталей, а также на коррозионную стойкость, коэффициент отражения электромагнитных волн и другие характеристики поверхности.

Шероховатость поверхности характеризуется рядом параметров, которые определяются по профилограмме поверхности. Измерение шероховатости проводится в пределах участка, длина которого соответствует некоторой базовой длине l . Базовой длиной называется длина участка поверхности, выбираемого для измерения шероховатости без учета других видов неровностей, имеющих шаг более l . Величина базовой длины стандартизирована и выбирается из ряда: 0,01; 0,003; 0,008; 0,25; 0,80; 2,5; 8; 25 мм.

Следует учитывать, что профиль поверхности, получаемый с помощью соответствующих приборов, имеет ярко выраженную пилообразную форму (рис. 10.2). Это связано с тем, что вертикальное увеличение таких приборов на 1–2 порядка больше горизонтального. Действительный профиль поверхности выглядит более сглаженным.

Согласно ГОСТ 2789-73 определение параметров шероховатости поверхности по профилограмме производится относительно средней линии

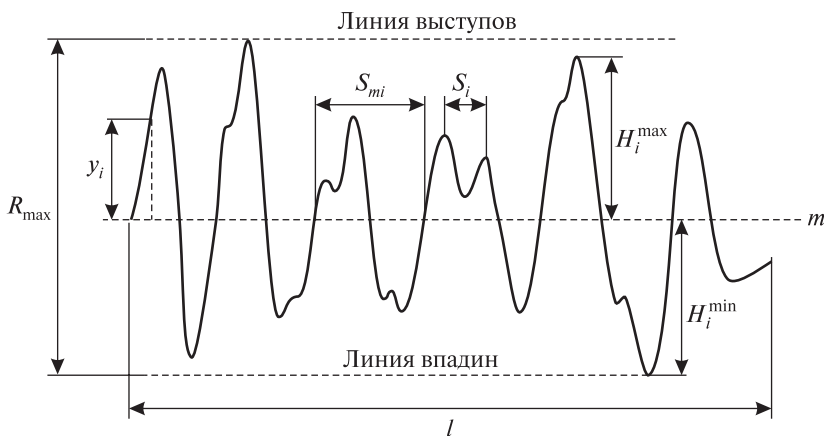


Рис. 10.2. Профилограмма и параметры шероховатости поверхности

(см. рис. 10.2). Средней линией профиля m называется базовая линия, имеющая форму номинального профиля поверхности и делящая измеренный профиль так, что в пределах базовой длины l среднее квадратическое отклонение профиля до этой линии минимально.

По профилограмме определяют 6 стандартизированных параметров шероховатости:

- среднее арифметическое отклонение профиля — R_a , высота неровностей профиля по десяти точкам — R_z , наибольшая высота неровностей профиля — $R_{\max}$ (высотные параметры);
- средний шаг неровностей — S_m , средний шаг местных выступов профиля — S (шаговые параметры);
- относительная опорная длина профиля — t_p .

Среднее арифметическое отклонение профиля R_a — среднее арифметическое из абсолютных значений отклонения профиля y_i в пределах базовой длины:

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |y(x)| dx \approx \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (y_i).$$

Отклонение профиля y_i — это расстояние между i -й точкой профиля и средней линией, измеренное по нормали, проведенной через данную точку профиля к средней линии.

Высота неровностей профиля по десяти точкам R_z — среднее значение абсолютных высот пяти наивысших выступов $H_i^{\max}$ и глубин пяти наибольших впадин $H_i^{\min}$ профиля в пределах базовой длины:

$$R_z = \frac{\left| \sum_{i=1}^5 H_i^{\max} \right| + \left| \sum_{i=1}^5 H_i^{\min} \right|}{5}.$$

Параметры R_a и R_z определяют класс шероховатости поверхности (табл. 10.1).

Класс шероховатости поверхности определяется типом механической обработки. Например, первые классы шероховатости (1–4) получают после черновой обработки поверхностей точением, строганием, фрезерованием, а высокие классы чистоты (11–14) — после отделочных операций, таких как полировка и т. д. Таким образом, механическое взаимодействие поверхностей, в том числе и трение, приводит к изменению шероховатости поверхности.

Наибольшая высота неровностей профиля $R_{\max}$ — расстояние между наивысшей точкой выступов и наинизшей точкой впадин профиля (полная высота профиля) в пределах базовой длины. Следует отметить, что со-

Таблица 10.1

Классы шероховатости поверхности

Класс шероховатости поверхности	R_a , мкм (не более)	R_z , мкм (не более)	l , мм (не менее)
1	80	320	8
2	40	160	8
3	20	80	8
4	10	40	2,5
5	5	20	2,5
6	2,5	10	0,8
7	1,25	6,3	0,8
8	0,63	3,2	0,8
9	0,32	1,6	0,25
10	0,16	0,8	0,25
11	0,08	0,4	0,25
12	0,04	0,2	0,25
13	0,02	0,1	0,08
14	0,01	0,05	0,08

гласно ГОСТ 2789-73 рекомендуется выбирать величину базовой длины при измерениях исходя из ожидаемых значений R_a , R_z и $R_{\max}$.

Средний шаг неровностей S_m — среднее значение шага неровностей в пределах базовой длины:

$$S_m = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n S_{m_i},$$

где S_{m_i} — шаг неровностей, под которым понимается длина отрезка средней линии, ограниченного точками пересечения этой линии с одноименными (слева или справа) сторонами соседних неровностей; n — число шагов в пределах базовой длины.

Средний шаг местных выступов профиля S — среднее значение расстояния между вершинами характерных неровностей в пределах базовой длины:

$$S = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n S_i.$$

Параметры S и S_m дают представление о расстояниях между характерными точками пересечения профиля со средней линией.

Относительная опорная длина профиля t_p — отношение опорной длины профиля к базовой длине:

$$t_p = \frac{1}{l} \sum_{i=1}^n b_i,$$

где b_i — длина отрезка, отсекаемого в материале профиля на заданном уровне сечения профиля p (рис. 10.3, *a*). Уровень сечения профиля — это линия, пересекающая профиль и эквидистантная средней линии в пределах базовой длины.

Параметр t_p дает представление о распределении высот неровностей по уровням сечения профиля, характеризуя форму неровностей профиля.

В трибологии широко используется также опорная кривая профиля поверхности (кривая несущей поверхности). Опорная кривая позволяет определить характер распределения вершин микронеровностей по высоте. Она также отображает увеличение несущей площади поверхности по мере сближения контактирующих тел, происходящего в результате износа.

При построении опорной кривой профилограмму поверхности разбивают на горизонтальные уровни, эквидистантные средней линии (рис. 10.3, *a*). Опорная кривая строится в координатах $\varepsilon_p - t_p$ (рис. 10.3, *б*), где ε_p — отношение высоты h_p соответствующего уровня p к максимальной высоте профиля $R_{\max}$:

$$\varepsilon_p = \frac{h_p}{R_{\max}}.$$

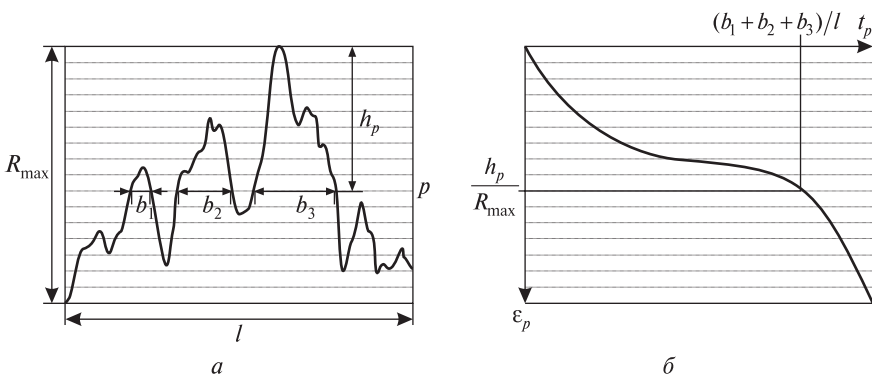


Рис. 10.3. Профилограмма поверхности (*a*) и ее опорная кривая (*б*)

Как правило, практический интерес представляет верхняя часть опорной кривой, поскольку при трении взаимодействуют только вершины выступов поверхностей. Этот участок опорной кривой может быть описан зависимостью вида

$$t_p = b(\varepsilon_p)^\mu,$$

где b и μ — параметры, зависящие от вида обработки поверхности.

При изучении трения и износа, помимо стандартизированных параметров, используют ряд дополнительных геометрических параметров. Это связано с тем, что стандартизированные параметры недостаточно полно оценивают микрогеометрию поверхности. Так, например, одной и той же величиной R_a могут характеризоваться поверхности с существенно различным распределением неровностей по высоте и с различной формой неровностей, обладающие соответственно различными эксплуатационными характеристиками.

Применительно к конкретным задачам могут использоваться комплексы параметров шероховатости. Например, для задач трения и износа применяется безразмерный комплекс Δ , который, согласно проведенным исследованиям, наиболее полно характеризует трибологические свойства шероховатой поверхности:

$$\Delta = R_{\max} / rb^{1/\mu},$$

где r — средний радиус кривизны вершин выступов, найденный для пяти наиболее высоких выступов в пределах l .

Субшероховатость характеризует тонкую структуру реальной поверхности нанометрового масштаба, которая обусловлена несовершенным расположением кристаллографических плоскостей, зерен, а также появлением островковых пленок в результате взаимодействия с внешней средой.

Контроль отклонений поверхности производится тремя основными методами: визуальным — сравнением исследуемых поверхностей с образцами; контактным — с применением специальных приборов, оборудованных щупом, и бесконтактным — с использованием оптических приборов. Наибольшее распространение получил контактный метод, в котором игла (изготовленная из материала с высокой твердостью, например алмаза) с постоянным усилием контактирует с исследуемой поверхностью. В зависимости от типа регистрации получаемых данных приборы такого типа делятся на профилометры, профилографы и профилометры-профилографы. Более точными приборами для измерения топографии поверхности являются специальные микроскопы, в том числе отражательные и электронные.

Влияние параметров шероховатости на коэффициент трения

Рассмотрим влияние шероховатости поверхности на коэффициент трения. Для случая силы трения покоя несмазанных поверхностей зависимость коэффициента трения от параметра шероховатости поверхности описывается кривой с минимумом. Первоначально с увеличением шероховатости поверхности сила трения уменьшается до некоторого значения. Затем при очень высокой шероховатости поверхности происходит увеличение силы трения. Экспериментально установлено, что такого типа *U*-образная зависимость (рис. 10.4) наблюдается и для трения движения, а также при граничной смазке.

Такой характер зависимости объясняется следующим образом. При достаточно малой шероховатости поверхности сила трения обусловлена преимущественно адгезионным взаимодействием на пятнах контакта. Увеличение шероховатости приводит к снижению фактической площади контакта и уменьшению адгезионного взаимодействия, служа причиной снижения коэффициента трения до некоторого значения. Однако дальнейшее увеличение шероховатости ведет к тому, что взаимодействие поверхностей происходит преимущественно за счет механического зацепления микронеровностей; коэффициент трения в этом интервале значений параметра шероховатости будет тем больше, чем больше высотные параметры шероховатости, что связано с увеличением деформационной составляющей силы трения.

Как уже было сказано ранее, микрогеометрия неровностей поверхности не может быть полностью охарактеризована параметрами R_a и R_z . Потому они не могут дать однозначной зависимости эксплуатационных характеристик поверхности, таких как коэффициент трения, от шероховатости. Вместе с тем существуют аналитические зависимости, связывающие высотные параметры шероховатости с безразмерным комплексом Δ :

$$\Delta = c(R_a^*)^\gamma, \quad \Delta = c(R_z^*)^\gamma,$$

где R_a^* — безразмерное отношение параметра R_a (мкм) к условной размерной величине $R_{a0} = 1$ мкм; $R_z^* = R_z/R_{z0}$; c и γ — константы вида обработки. Коэф-

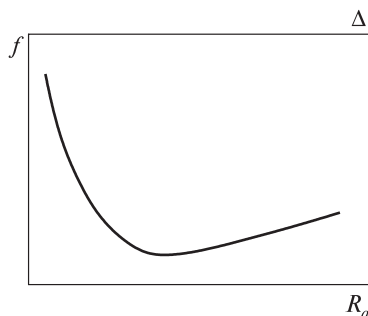


Рис. 10.4. Зависимость
коэффициента трения
от параметров шероховатости
поверхности

коэффициент γ для различных видов обработки изменяется в пределах от 1,82 до 2,4. Коэффициент s изменяется в диапазоне 10^{-1} – 10^{-3} . Эти аналитические зависимости позволяют рассчитать Δ без дополнительной обработки профилограмм, что значительно упрощает расчеты в задачах трения и изнашивания.

Зависимость коэффициента трения от комплекса Δ также имеет вид кривой с минимумом (рис. 10.4), которая описывается следующим выражением (исходя из формулы (9.9)):

$$f = A'\Delta^{-\mu/(2\mu+1)} + \beta + B'\Delta^{\mu/(2\mu+1)}, \quad (10.1)$$

где A' и B' – константы для данных материалов и условий трения, характеризуют адгезионную и деформационную составляющие силы трения соответственно. Данная формула справедлива при условии абсолютно жесткого контртела (индентора).

Как видно из формулы (10.1), с увеличением шероховатости поверхности молекулярная составляющая силы трения уменьшается пропорционально величине $\Delta^{\mu/(2\mu+1)}$, а деформационная увеличивается пропорционально $\Delta^{\mu/(2\mu+1)}$. Однако, вследствие различия коэффициентов A' и B' , увеличение коэффициента трения с ростом Δ происходит значительно медленнее, чем его уменьшение. Минимум на этой зависимости обусловлен переходом упругой деформации в пластическую.

ОПИСАНИЕ ПРОФИЛОМЕТРА MARSURF SD 26 И ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

Для определения параметров шероховатости поверхности в данной работе используется профилометр MarSurf SD 26, схема которого представлена на рис. 10.5. Управление профилометром и обработка данных осуществляется программным комплексом MarSurf XR 1, панель инструментов которого показана на рис. 10.6.

Порядок выполнения работы на профилометре:

1. Достать консоль щупа (1) из чехла и вставить в держатель профилометра (2).

2. Запустить на управляющем компьютере программный комплекс MarSurf XR 1 и провести инициализацию держателя щупа, нажав «ОК» во всплывающем окне.

3. Положить исследуемый образец на столик перед профилометром. С помощью ручки регулировки высоты (8) опустить профилометр так, чтобы расстояние между концом щупа и поверхностью образца составляло 5–10 мм.

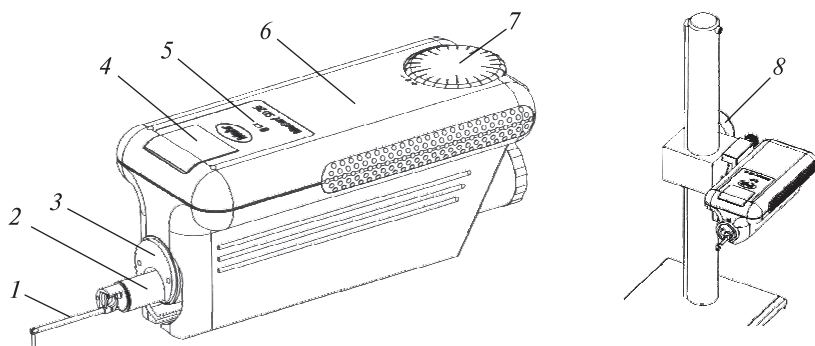


Рис. 10.5. Схема профилометра MarSurf SD 26 и его крепления на штативе:

- 1 — консоль шупа; 2 — датчик, встроенный в устройство подачи, с магнитным держателем консоли шупа; 3 — устройство подачи; 4 — кнопка «Старт»; 5 — индикация соединения Bluetooth; 6 — корпус; 7 — маховик корректировки наклона; 8 — ручка регулировки высоты



Рис. 10.6. Панель инструментов программы MarSurf XR 1

4. Задать параметры, которые будут определяться профилометром (R_a , R_z и R_{max}).

5. При необходимости изменения режимов измерения нажать на панели инструментов кнопку «Помощник измер.» и задать режимы измерения: длину трассирования и скорость движения (уточнить у преподавателя). Нажать кнопку «Начало» для проведения измерения. При последующих измерениях или, если параметры измерения менять не требуется, нажать кнопку «Измерение». После проведения измерения дождаться подъема консоли шупа в исходное положение.

6. После проведения измерения появляется окно, содержащее выбранные параметры шероховатости поверхности и профиль. Записать полученные данные или сохранить, нажав кнопку «Сохранить».

7. После проведения всех измерений поднять профилометр над столиком с помощью ручки регулировки высоты (8). В программе MarSurf XR 1 нажать кнопку «Измер. станция» и в появившемся окне нажать и удерживать кнопку « $\leftrightarrow$ », чтобы завести держатель консоли шупа в корпус профилометра. Еще раз нажать кнопку «Измер. станция» и закрыть программу с помощью кнопки «Выход».

8. Снять консоль шупа с держателя и поместить его в чехол.

ЗАДАНИЕ

1. Изучить ГОСТ 2789-73.
2. Определить высотные параметры шероховатости различных образцов стали (для каждого образца измерения провести не менее пяти раз на различных участках и усреднить полученные данные).
3. Определить класс шероховатости поверхности.
4. Определить коэффициент трения исследуемых образцов (режимы измерения уточнить у преподавателя).
5. Сопоставить значения коэффициента трения и параметров шероховатости поверхности. Построить зависимости $f(R_a)$ и $f(R_z)$.
6. Объяснить полученные результаты.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какие бывают виды отклонений от идеальной геометрической формы поверхности?
2. Какими параметрами характеризуется шероховатость поверхности?
3. Как строится опорная кривая профиля поверхности?
4. Что такое безразмерный комплекс Δ ? Каковы причины его использования для описания шероховатости поверхности?
5. Какие типы приборов применяются для изучения топографии поверхности?
6. Как коэффициент трения зависит от высотных параметров шероховатости?

Лабораторная работа № 11

ОЦЕНКА ХАРАКТЕРИСТИК ИЗНАШИВАНИЯ

Цель работы. Оценить основные характеристики изнашивания, изучить виды изнашивания.

Оборудование и материалы. Трибометр TAY1M, профилометр MarSurf SD 26, металлографический микроскоп МИ-1, набор образцов.

ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ

Трение сопровождается изнашиванием соприкасающихся поверхностей. **Изнашивание** — это процесс поверхностного разрушения материала, сопровождающийся отделением от него частиц, их возможным переносом на сопряженное тело и, как следствие, приводящий к изменению размеров и формы трущихся тел. **Износом** называется результат изнашивания, определяемый в установленных единицах. Количественно износ может характеризоваться величиной уменьшения толщины детали в направлении, перпендикулярном поверхности касания — Δh , объемом удаленного (или изношенного) материала — ΔV или уменьшением массы на величину Δm . Износ, при котором дальнейшая эксплуатация детали становится невозможной (вследствие выхода из строя или снижения ее надежности), называется предельным.

Изнашивание наиболее часто характеризуется следующими величинами: линейной интенсивностью изнашивания (I_h), интенсивностью объемного изнашивания (I_v), массовой интенсивностью изнашивания (I_m) и скоростью изнашивания (v).

Линейная интенсивность изнашивания представляет собой высоту изношенного слоя, приходящегося на единицу пути трения (L):

$$I_h = \Delta h / L \quad (11.1)$$

или

$$I_h = \Delta V / (L A_a),$$

где ΔV – объем изношенного (удаленного) материала; L – путь трения; A_a – номинальная площадь касания.

Интенсивностью объемного изнашивания называется объем удаленного материала, приходящийся на единицу пути трения:

$$I_v = \Delta V / L. \quad (11.2)$$

Массовая интенсивность изнашивания представляет собой массу удаленного материала, приходящегося на единицу пути трения:

$$I_m = \Delta m / L. \quad (11.3)$$

Скоростью изнашивания называют изменение толщины детали или уменьшение ее массы в единицу времени ($\Delta h/t$ или $\Delta m/t$, где t – время).

Интенсивность изнашивания I_h может меняться в широких пределах – от 10^{-3} до 10^{-13} . Существует 10 классов износостойкости (табл. 11.1), при этом нижняя ее граница в каждом классе не включается в его состав.

Таблица 11.1

Классы износостойкости

Класс	0	I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII	IX
$\lg I_{\min}$	–13	–12	–11	–10	–9	–8	–7	–6	–5	–4
$\lg I_{\max}$	–12	–11	–10	–9	–8	–7	–6	–5	–4	–3

Можно встретить и другую шкалу износостойкости, где классы варьируются от 3 до 12, т. е. класс соответствует показателю степени $I_{\max}$. Классы износостойкости в общем определяются видом контактного взаимодействия поверхностей трения: упругое деформирование (I–V классы); упругопластическое деформирование (VI–VII классы); микрорезание (VIII–IX классы).

Типичная зависимость количественной характеристики изнашивания от времени представлена на рис. 11.1. На зависимости можно выделить три основных участка. Первый участок (I) – это стадия приработки, на котором интенсивность изнашивания, постепенно уменьшаясь, приближается к некоторой постоянной величине. На этой стадии происходит изменение микрогеометрии контакта. Сформировавшаяся к концу приработки шероховатость называется равновесной. Ее параметры опре-

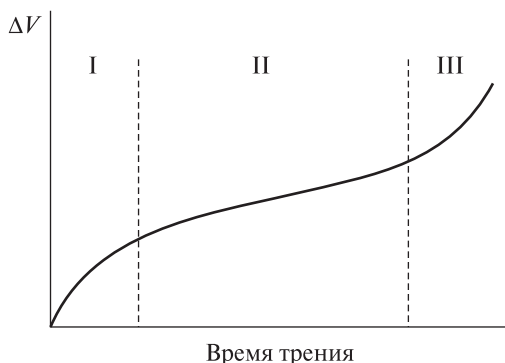


Рис. 11.1. Зависимость объема изношенного материала от времени трения

деляются исходной шероховатостью, свойствами материала и условиями трения. Равновесная шероховатость обеспечивает благоприятные условия для длительной эксплуатации пары трения. Второй участок (II) характеризуется постоянной интенсивностью изнашивания (стадия установившегося износа) и соответствует нормальной эксплуатации пары трения. На третьем участке (III) изменяются условия трения, что вызывает резкий рост интенсивности изнашивания, приводящий к выходу узла трения из строя.

В общем случае изнашивание может быть обусловлено целым рядом процессов. При трении происходит накопление дефектов структуры в поверхностном слое, деформация материала контактирующих поверхностей, химические реакции с элементами окружающей среды и т. д. При этом механизм и причины разрушения поверхностного слоя зависят от вида материала и условий трения. Выбор соответствующих материалов и условий в паре трения позволяет обеспечить эксплуатацию деталей и узлов с минимальным износом.

Виды изнашивания

Существуют различные типы классификаций видов изнашивания.

По характеру промежуточной среды различают износ при трении без смазки, износ при граничном трении и при наличии абразива.

По характеру деформирования поверхностного слоя различают износ при упругом контакте, пластическом контакте и при микрорезании (см. рис. 9.4). Интенсивность изнашивания зависит от вида контактно-

го взаимодействия. Упругое взаимодействие обеспечивает минимальную интенсивность изнашивания.

По феноменологическим признакам (в зависимости от характера и вида фрикционного взаимодействия, превалирующего механизма разрушения) различают следующие основные виды изнашивания: абразивное, адгезионное, усталостное, эрозионное, коррозионно-механическое, фреттинг.

Абразивное изнашивание происходит в результате режущего действия твердых (абразивных) частиц, находящихся в свободном или закрепленном состоянии. Этот вид изнашивания наблюдается, например, при попадании абразивных частиц в контакт двух трущихся тел. Абразивными частицами могут быть продукты износа, окалина, кварцевый песок и т. д. Абразивное изнашивание относится к наиболее интенсивным видам механического разрушения поверхности. Характерным признаком этого изнашивания является присутствие на поверхности трения царапин, ориентированных в направлении движения абразива относительно изнашиваемого материала. Такие царапины формируются либо в результате среза металла в виде микростружки (если изнашиваемый материал твердый и малопластичный), либо в результате вытеснения материала абразивной частицей (если изнашиваемый материал пластичен). В последнем случае разрушение происходит за счет коллективного действия абразивных частиц, обуславливающего многократное передетформирование локальных участков материала и их отделение от поверхности.

Стойкость металлов к абразивному изнашиванию зависит от прочности их межатомных связей. Для чистых и технически чистых металлов объем изношенного материала, как правило, обратно пропорционален твердости (на стадии установившегося износа):

$$\Delta V = c_a \frac{FLd_a}{H}, \quad (11.4)$$

где F — нормальная нагрузка; L — путь трения; H — твердость металла; d_a — размер абразивного зерна; c_a — коэффициент, который зависит от свойств абразива и условий взаимодействия.

Абразивное изнашивание наблюдается в деталях и узлах металлорежущих станков, сельскохозяйственных, горных, транспортных машин, и т. д. Уменьшение абразивного изнашивания достигается в первую очередь выбором материалов, имеющих высокую твердость при сохранении достаточного уровня пластичности.

Гидроабразивное и газоабразивное изнашивание, происходящие под действием твердых частиц, содержащихся в потоке газа или жидкости, являются разновидностями абразивного изнашивания. Величина износа

зависит от скорости частиц, их материала и формы, концентрации, угла падения на поверхность материала, а также от свойств изнашиваемого материала и окружающих условий. Гидроабразивное и газоабразивное изнашивание наблюдаются в лопатках газовых турбин, в узлах гидравлических турбин и т. д.

Адгезионное изнашивание возникает в результате образования адгезионных связей между контактирующими поверхностями. При этом виде изнашивания на локальных участках фрикционного контакта, лишенных смазки или поверхностных оксидных пленок, адгезионное взаимодействие между контактирующими материалами больше, чем взаимодействие между атомами (молекулами) одного из материалов (когезионное взаимодействие). В результате на этих участках происходит подповерхностное разрушение материала с меньшей прочностью межатомных связей и перенос этого материала на сопряженную с ним поверхность. Таким образом, адгезионное изнашивание можно рассматривать как результат удаления с поверхности трения «приварившихся» к ней выступов, разрушающихся на некоторой глубине. При увеличении интенсивности адгезионного взаимодействия возможно появление так называемой холодной сварки микровыступов сопряженных поверхностей и заедания, при котором регистрируемая сила трения превосходит прикладываемую нормально нагрузку, что формально приводит к величине коэффициента трения, превышающей единицу.

Для количественного описания адгезионного изнашивания часто пользуются линейной моделью Арчарда. Согласно этой модели суммарный износ на фактической площади контакта, приходящийся на единицу длины пути, пропорционален общей нагрузке, деленной на твердость. Тогда на стадии установившегося износа

$$\Delta V = K_a \frac{FL}{H}, \quad (11.5)$$

где K_a — коэффициент адгезионного износа; H — твердость более мягкого материала.

Величина износа также зависит от шероховатости поверхности, материала смазки, температуры и окружающей среды. Адгезионное изнашивание возникает при отсутствии или недостаточном количестве смазки, что приводит к возникновению высоких значений касательных напряжений на пятнах фактического контакта поверхностей, лишенных смазочного слоя. Возникающие на таких участках напряжения могут приводить к увеличению зоны разрушения, возрастанию потерь на трение, увеличению температуры в сопряжении и резкому увеличению интенсивности изнашивания.

Адгезионному износу наиболее подвержены пары трения, работающие в вакууме или низком давлении, высоконагруженные сопряжения, работающие в агрессивных газовых и жидких средах. Уменьшение адгезионного износа достигается использованием смазочных веществ со специальными присадками, а также повышением прочностных характеристик изнашиваемых материалов, например легированием.

Усталостное изнашивание происходит в результате разрушения при повторном деформировании микрообъемов материала поверхностного слоя в процессе трения. Различают многоцикловое и малоцикловое усталостное изнашивание. Многоцикловое изнашивание наблюдается при упругом контактировании из-за многократного воздействия на выступ микронеровности, отчего происходит постепенное накопление дефектов и образование микротрещин, которые со временем объединяются в поверхностные макротрещины, вызывающие разрушение материала и отделение частиц износа. Малоцикловое изнашивание происходит при пластическом деформировании поверхности более мягкого материала выступами более твердого. В этом случае у пластичных материалов совместное действие нормальной и касательной нагрузок приводит к возникновению максимального касательного напряжения на некоторой глубине под пятном контакта, где и происходит образование трещин. В хрупких материалах трещина возникает на поверхности.

Формирование трещин при циклически изменяющихся контактных напряжениях обусловлено постепенным накоплением повреждений. Для кристаллических тел, например, вначале происходит накопление упругих искажений решетки и увеличение плотности дислокаций. Затем после достижения критической плотности дислокаций возникают субмикроскопические трещины, приводящие к нарушению межатомных связей и разрушению локальных микрообъемов.

Таким образом, возникновение сети поверхностных и подповерхностных микротрещин в изнашиваемом поверхностном слое является характерным признаком усталостного изнашивания. На поверхностях трения также могут образовываться разрушения в виде углублений (питтинг) диаметром 10^{-5} – 10^{-3} м.

Интенсивность усталостного изнашивания зависит от физико-механических свойств поверхности, ее микрогеометрии, частоты изменения напряжения. Наличие концентраторов напряжения, к которым относятся различные микро- и макродефекты (царапины, вмятины), поры, включения фаз, увеличивает интенсивность изнашивания.

Согласно фрикционно-усталостной модели изнашивания, предполагающей разрушение более мягкого материала в результате многократно-

го деформирования под действием жестких микронеровностей контртела, интенсивность изнашивания I_h определяется следующим образом:

$$I_h = \frac{K' \alpha}{n_c} \frac{p_a}{p_r} \sqrt{\frac{h}{R}}, \quad (11.6)$$

где h — глубина внедрения единичной неровности; R — радиус единичной неровности; p_a и p_r — номинальное и фактическое давления соответственно; K' — коэффициент, определяемый геометрической конфигурацией и расположением по высоте единичных неровностей (обычно $K' \approx 0,2$); α — коэффициент взаимного перекрытия; n_c — число циклов, которое выдерживает деформируемый объем до разрушения. Множитель $(h/R)^{1/2}$ характеризует относительную глубину внедрения неровностей поверхности, величина которой определяет вид контактного взаимодействия. Для упругого контакта черных металлов он должен быть менее 10^{-2} , для цветных металлов — 10^{-4} . Величина p_a/p_r определяет отношение фактической площади контакта к номинальной, и вследствие шероховатости поверхности это отношение всегда меньше единицы (для металлов 10^{-4} – 10^{-2} , для эластомеров 10^{-2} – 10^{-1}). Величина $1/n_c$ характеризует способность материала к разрушению при повторном воздействии (усталость). Она зависит от свойств материала, величины действующих напряжений, характера физических процессов, протекающих на контакте, присутствия смазки, окружающей среды и может изменяться в широких пределах (10^{-2} – 10^{-10}), оказывая превалярующий вклад в величину интенсивности изнашивания. Интенсивность усталостного изнашивания может изменяться в широких пределах — от 10^{-3} до 10^{-12} .

Усталостное изнашивание может происходить в смазываемых механизмах, сопряжения которых работают в режимах качения или скольжения (зубчатые передачи, подшипники качения, кулачковые механизмы). Уменьшение интенсивности усталостного изнашивания достигается за счет улучшения прочностных свойств приповерхностного слоя материала и оптимальных параметров микрогеометрии поверхностей трения.

Под **эрозионным изнашиванием** понимают разрушение материала в результате воздействия на его поверхность потока жидкости (гидроэрозионное изнашивание) или газа (газоэрозионное изнашивание). В результате трения потока о поверхность происходят формирование локальных неровностей и огрубление поверхности. Пластическая деформация поверхностного слоя может быть значительной. Интенсивность эрозионного изнашивания зависит от скорости потока, угла падения потока на поверхность, свойств изнашиваемого материала и среды, внешних условий.

Кавитационное изнашивание является разновидностью гидроэрозийного изнашивания. Оно обусловлено гидравлическими ударами, возникающими при схлопывании возле поверхности материала пузырьков газа, содержащихся или появляющихся в потоке жидкости. Появление таких пузырьков происходит в результате флуктуации давления в потоке, например, когда при сужении потока или появлении препятствий на его пути происходит появление областей с пониженным давлением, которое может соответствовать давлению парообразования при данной температуре. Уменьшить интенсивность кавитационного изнашивания можно легированием материала и регулированием условий функционирования системы (определенное давление, ламинарное течение, введение в поток веществ, понижающих поверхностное натяжение). Кавитационное изнашивание наблюдается в лопастях гидравлических турбин, гребных винтах. В том случае, если газовая среда находится при высокой температуре, то может наблюдаться *абляционное изнашивание*, обусловленное целым рядом явлений: испарением вещества материала, сдуванием расплава потоком газа, протеканием химических реакций на поверхности материала и т. д. Этот вид изнашивания наблюдается на внешних элементах обшивки космических объектов, деталях реактивных двигателей и т. д.

Коррозионно-механическое изнашивание происходит в результате совместного действия механического изнашивания (абразивного, адгезионного или усталостного) и коррозии. В результате трения наблюдается активация поверхности, приводящая к интенсификации процессов диффузии, адсорбции и ускорению химических реакций на поверхности. Эти процессы обуславливают коррозию материала трущихся поверхностей, т. е. взаимодействие материала с окружающей средой. Химическое взаимодействие происходит при контакте поверхностей трения с сухими газами или агрессивными жидкостями, не являющимися электролитами. Электрохимическое взаимодействие наблюдается при контакте с электролитами (расплавы или растворы солей, растворы щелочей и кислот). Результатом такого взаимодействия являются продукты коррозии, например пленки, формирующиеся на поверхности в процессе трения. Продукты коррозии могут легко удаляться при механическом воздействии, тем самым приводя к дополнительному увеличению удаленного объема. В некоторых случаях сформированные пленки могут снижать интенсивность изнашивания. Состав окружающей среды и коррозионная стойкость материалов являются основными факторами, определяющими интенсивность коррозионно-механического изнашивания. Коррозионно-механическое изнашивание широко распространено при эксплуатации химических реакторов и узлов машин, работающих в условиях активных сред и высоких температур.

Снижение интенсивности этого вида изнашивания может быть достигнуто путем специальной обработки поверхности (например, азотирование сталей), нанесения покрытий, введения ингибиторов в агрессивную среду. Разновидностью коррозионно-механического изнашивания является *окислительное изнашивание*, при котором протекает химическая реакция материала с кислородом или средой, приводящей к окислению. Результат этой реакции — пленки оксидов на поверхности, разрушающихся и вновь образующихся в процессе трения. Поэтому основным продуктом износа являются оксиды. Окислительное изнашивание протекает при отсутствии агрессивной среды, а также при сухом трении или недостаточном количестве смазки. Оксидные пленки препятствуют адгезионному схватыванию на пятнах фактического контакта, тем самым приводя к низкой шероховатости поверхностей трения. Повышение температуры способствует увеличению скорости изнашивания. Еще одной разновидностью коррозионно-механического изнашивания является *водородное изнашивание*, обусловленное поглощением водорода трущейся поверхностью и охрупчиванием поверхностного слоя.

Фреттинг — вид изнашивания, возникающий при малых колебательных (возвратно-поступательных) перемещениях с амплитудой $(1-100) \cdot 10^{-6}$ м. При фреттинге разрушению подвергаются только отдельные участки поверхности. На изнашивание при фреттинге влияют амплитуда относительного скольжения, частота колебаний, нагрузка, число циклов нагружений. В частности, увеличение амплитуды колебаний или снижение их частоты приводит к увеличению интенсивности изнашивания. Нагрузка влияет на характер повреждения материала (усталостный, адгезионный и т. д.). При наличии коррозионно-активной среды в контактном сопряжении в условиях колебательного движения происходит *фреттинг-коррозия* с большей интенсивностью изнашивания. Дополнительное влияние на интенсивность изнашивания оказывают температура и состав среды. Например, интенсивность изнашивания будет выше в кислородсодержащей среде, чем в вакууме или азоте. Изнашивание при фреттинге и фреттинг-коррозии происходит в различного рода соединениях — болтовых, шлицевых, заклепочных, в шарнирах и соединениях муфт, деталях газотурбинных двигателей и т. д. Для уменьшения износа используются специальные смазочные материалы, различного рода покрытия и прокладки, а также проводится подбор контактирующих материалов.

Как правило, при эксплуатации одного узла, содержащего трибосопряжения, одновременно могут проявляться несколько видов изнашивания. Однако часто преобладает один — определяемый особенностями конструкции и условиями работы сопряжения. В общем случае для пол-

ной характеристики изнашивания в конкретных условиях необходимо указать промежуточную среду, вид деформации и механизм разрушения.

Несмотря на особенности каждого их видов изнашивания, они имеют общие закономерности. Из формул (11.4) и (11.5) видно, что износ прямо пропорционален нагрузке и обратно пропорционален твердости изнашиваемого материала. В неявном виде зависимость от нагрузки и твердости учтена и в формуле (11.6). В самом общем случае зависимость износа от нагрузки не является линейной:

$$I = K''F^q,$$

где K'' — коэффициент пропорциональности; $q \geq 1$.

Такой характер зависимости обусловлен тем, что износ определяется не только числом контактов, которое зависит от нагрузки, но и процессами, протекающими на контактах, характер которых зависит от давления. С увеличением нагрузки показатель степени q уменьшается, стремясь к единице, а коэффициент K'' увеличивается. Таким образом, износ наиболее сильно зависит от нагрузки в области малых давлений, т. е. при упругом контакте.

Скорость изнашивания коррелирует со скоростью скольжения. Влияние скорости скольжения на износ косвенно учитывается изменением с температурой механических свойств материалов, которые влияют на фактическую площадь касания, например:

$$H \approx \frac{A_e}{1 + \alpha_m T},$$

где H — твердость; A_e — эмпирический коэффициент; α_m — константа материала; T — температура.

Знание процессов, протекающих при изнашивании, его закономерностей позволяет разрабатывать средства и методы управления этими процессами для целенаправленного уменьшения интенсивности изнашивания и повышения ресурса узлов трения.

ЗАДАНИЕ

1. Изучить нормативный документ Р 50-95-88.
2. На образцах различных материалов получить треки износа с помощью трибометра.
3. Используя профилометр, снять профили поверхности, пересекающие треки износа перпендикулярно (не менее трех профилей в различных участках трека).

4. По профилограммам рассчитать среднюю площадь сечения трека износа ($\bar{S}$), средний объем изношенного материала $\Delta\bar{V} = \bar{S}L$, среднюю высоту изношенного слоя ($\Delta\bar{h}$) и среднюю величину уменьшения массы ($\Delta\bar{m}$) для каждого образца.

5. С помощью формул (11.1)–(11.3) рассчитать величины I_h , I_V , I_m , определить класс износостойкости материала и среднюю скорость изнашивания ($\Delta h/t$).

6. По виду треков износа, используя оптический микроскоп, определить возможный тип изнашивания.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какими величинами характеризуется изнашивание?
2. Какие стадии изнашивания можно выделить на зависимости износа от времени?
3. Какие виды изнашивания существуют?
4. Каковы причины и основные закономерности абразивного изнашивания, адгезионного изнашивания, усталостного изнашивания?
5. Какие процессы являются причиной коррозионно-механического изнашивания, эрозионного изнашивания?
6. Как зависит износ от твердости материала, прикладываемой нагрузки и скорости скольжения?
7. Как можно уменьшить интенсивность изнашивания?

СПИСОК НОРМАТИВНЫХ ДОКУМЕНТОВ

ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение.

ГОСТ 25.502-79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость.

ГОСТ 9012-59. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Бринеллю.

ГОСТ 9013-59. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Роквеллу.

ГОСТ 2999-75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу.

ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников.

ГОСТ Р ИСО 4545-1-2015. Материалы металлические. Определение твердости по Кнупу. Ч. 1. Метод испытания.

ГОСТ Р 8.748-2011. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании.

ГОСТ 2789-73. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики.

ГОСТ 25142-82. Шероховатость поверхности. Термины и определения.

ГОСТ 23.002-78. Обеспечение износостойкости изделий. Трение, изнашивание и смазка. Термины и определения.

ГОСТ 27640-88. Материалы конструкционные и смазочные. Методы экспериментальной оценки коэффициента трения.

Р 50-95-88. Рекомендации. Обеспечение износостойкости изделий. Основные положения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

Алюминий и его сплавы : учеб. пособие / сост.: А. Р. Луц, А. А. Суслина. — Самара : Самар. гос. техн. ун-т, 2013. — 81 с.

Балакин, В. А. Основы прочности поверхностного слоя (Трение и износ) : учеб. пособие / В. А. Балакин. — Гомель : Гом. гос. ун-т, 1974. — 242 с.

Бернштейн, М. Л. Механические свойства металлов / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский. — М. : Металлургия, 1979. — 496 с.

Боуден, Ф. П. Трение и смазка твердых тел : пер. с англ. / Ф. П. Боуден, Д. Тейбор ; под ред. И. В. Крагельского. — М. : Машиностроение, 1968. — 544 с.

Геллер, Ю. А. Материаловедение / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. М. : Металлургия, 1975. — 447 с.

Григорович, В. К. Твердость и микротвердость металлов / В. К. Григорович. — М. : Наука, 1976. — 232 с.

Гуляев, А. П. Материаловедение : учеб. для вузов / А. П. Гуляев. — М. : Металлургия, 1986. — 544 с.

Дуб, С. Н. Испытания пленок на нанотвердость / С. Н. Дуб // Тонкие пленки в электронике : сб. докл. Девятого междунар. симп. «Тонкие пленки в оптике и электронике», Харьков, 21–25 апр. 2003 г. — Харьков, 2003. — С. 333–349.

Золоторевский, В. С. Механические испытания и свойства металлов / В. С. Золоторевский. М. : Металлургия. — 304 с.

Кирпиченко, Ю. Е. Основы трибологии: Теория. Лабораторный практикум. Упражнения / Ю. Е. Кирпиченко, А. Ф. Трофименко. — Гомель : Инфотрибо, 1995. — 224 с.

Комбалов, В. С. Влияние шероховатости твердых тел на трение и износ / В. С. Комбалов. М. : Наука, 1974. — 112 с.

Крагельский, И. В. Основы расчетов на трение и износ / И. В. Крагельский, М. Н. Добычин, В. С. Комбалов. — М. : Машиностроение, 1977. — 526 с.

Крагельский, И. В. Трение и износ / И. В. Крагельский. — 2-е изд., перераб. и доп. — М. : Машиностроение, 1968. — 480 с.

Мальцев, И. М. Материаловедение : лекции / И. М. Мальцев. — Н. Новгород : НГТУ, 1995. — 103 с.

Михин, Н. М. Внешнее трение твердых тел / Н. М. Михин. — М. : Наука, 1977. — 221 с.

Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. — М. : Металлургия, 1978. — 392 с.

Табенкин, А. Н. Шероховатость, волнистость, профиль. Международный опыт / А. Н. Табенкин, С. Б. Тарасов, С. И. Степанов ; под ред. Н. А. Табачниковой. — СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2007. — 136 с.

Трение, изнашивание и смазка : справочник : в 2 кн. / под ред. И. В. Крагельского, В. В. Алисина. — М. : Машиностроение, 1978. — Кн. 1. — 1978. — 400 с.

Физическое металловедение : в 3 т. / под ред. Р. Кана. — М. : Мир, 1968. — Т. 3 : Дефекты кристаллического строения. Механические свойства металлов и сплавов. — 484 с.

Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. — М. : Мир, 1972. — 408 с.

СОДЕРЖАНИЕ

Предисловие.....	3
<i>Лабораторная работа № 1.</i> Определение упругих характеристик материалов при испытаниях на растяжение.....	7
<i>Лабораторная работа № 2.</i> Пластические и прочностные свойства материалов.....	22
<i>Лабораторная работа № 3.</i> Усталостные свойства металлов.....	35
<i>Лабораторная работа № 4.</i> Методы измерения твердости.....	45
<i>Лабораторная работа № 5.</i> Измерение микротвердости металлов и сплавов.....	59
<i>Лабораторная работа № 6.</i> Определение физико-механических характеристик материалов при инструментальном индентировании.....	66
<i>Лабораторная работа № 7.</i> Механизмы упрочнения металлов и сплавов....	78
<i>Лабораторная работа № 8.</i> Микротвердость сплавов при старении	87
<i>Лабораторная работа № 9.</i> Определение коэффициента трения скольжения.....	96
<i>Лабораторная работа № 10.</i> Определение параметров шероховатости поверхности.....	110
<i>Лабораторная работа № 11.</i> Оценка характеристик изнашивания	121
Список нормативных документов	132
Список литературы	133

Учебное издание

Черенда Николай Николаевич
Поляк Наталья Ипполитовна
Шиманский Виталий Игоревич

**МЕТОДЫ
МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ
МАТЕРИАЛОВ**

Пособие

Редактор *О. Н. Зорина*
Художник обложки *Т. Ю. Таран*
Технический редактор *Т. К. Раманович*
Компьютерная верстка *С. Н. Егоровой*
Корректор *Е. В. Демидова*

Подписано в печать 26.05.2017. Формат 60×84/16. Бумага офсетная.
Печать офсетная. Усл. печ. л. 7,9. Уч.-изд. л. 8,6. Тираж 100 экз. Заказ 334.

Белорусский государственный университет.
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,
распространителя печатных изданий № 1/270 от 03.04.2014.
Пр. Независимости, 4, 220030, Минск.

Республиканское унитарное предприятие
«Издательский центр Белорусского государственного университета».
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,
распространителя печатных изданий № 2/63 от 19.03.2014.
Ул. Красноармейская, 6, 220030, Минск.