

Министерство образования Республики Беларусь
БЕЛОРУССКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ

Кафедра «Технология строительного производства»

С.Н. Леонович
С.И. Петренко

ОСНОВЫ ФИЗИКИ ТВЕРДОГО ТЕЛА
для строителей

Пособие

Издание 2-е, исправленное и дополненное

М и н с к 2 0 1 0

УДК 539.2 (075.8)

ББК 38.113я7

Л 47

Автор предисловия Д.В. Орешкин

Р е ц е н з е н т ы:

В.М. Анищик – заведующий кафедрой физики твердого тела БГУ,
д-р физ.-мат. наук

Г.Т. Широкий – профессор кафедры «Технология бетона
и строительные материалы», БНТУ, канд. техн. наук

Леонович, С.Н.

Л 47 Основы физики твердого тела для строителей: пособие / С.Н. Леонович,
С.И. Петренко. – Изд. 2-е, исп. и доп. – Минск: БНТУ, 2010. – 340 с.

ISBN 978-985-525-102-7.

В книге содержатся основные сведения о строении кристаллических тел и дефектах кристаллической решетки. Подробно рассматривается связь между строением и механическими свойствами материалов. Изложены элементы теории упругости, ползучести, усталости и прочности твердых тел. Рассмотрены механизмы разрушения, физические основы контроля и предотвращения разрушения. Большое внимание уделено механике разрушения композиционных материалов. В книге приводится обширный экспериментальный материал по механике разрушения бетона.

Пособие предназначено в первую очередь для студентов строительных специальностей. Оно будет весьма полезно магистрантам, аспирантам, преподавателям, специалистам, которые работают над проблемами строительного материаловедения.

Первое издание было выпущено в 2002 г. в УП «Технопринт».

УДК 539.2 (075.8)

ББК 38.113я7

ISBN 978-985-525-102-7

© Леонович С.Н., Петренко С.И., 2002

© Леонович С.Н., Петренко С.И.,
исправленное, 2010

© Предисловие, Орешкин Д.В., 2010

© БНТУ, 2010

ОГЛАВЛЕНИЕ

<i>Орешкин Д.В.</i>	8
Предисловие	8
Основные условные обозначения	10
Введение	11
1. Строение кристаллических тел	12
1.1. Общая характеристика кристаллического и аморфного состояния вещества	12
1.2. Кристаллическая решетка. Элементарная кристаллическая ячейка. Координационное число. Сингонии	15
1.3. Кристаллографические индексы Миллера	19
1.4. Поликристаллы и монокристаллы	25
1.5. Силы связи в кристаллах	27
1.6. Энергия решетки и ее связь с другими величинами	29
1.7. Поверхностная энергия	32
Контрольные вопросы	33
Примеры решения задач	34
2. Дефекты кристаллической решетки	43
2.1. Точечные дефекты	43
2.2. Методы определения концентрации вакансий, энергии их образования	49
2.3. Дислокации. Вектор Бюргерса	51
2.4. Методы прямого наблюдения дислокаций	60
2.5. Кинетические свойства дислокаций	66
2.6. Образование дислокаций и их размножение	69
2.7. Границы зёрен и субзёрен. Дефекты упаковки. Двойники	72
Контрольные вопросы	76
Примеры решения задач	76
3. Элементы теории упругости	82
3.1. Деформация. Напряжение. Закон Гука. Модули упругости, коэффициент Пуассона	82
3.2. Деформации упругие, пластические, упругопластические, вязкоупругие	86

3.3. Сложное упругодеформированное состояние.	88
3.4. Обобщенный закон Гука и потенциальная энергия деформации.	89
3.5. Концентрация напряжений.	93
3.6. Упругий гистерезис.	95
3.7. Эффект Баушингера.	96
3.8. Экспериментальное определение деформаций и напряжений.	98
3.9. Остаточные напряжения.	106
Контрольные вопросы.	108
Примеры решения задач.	108
4. Прочность твердых тел.	118
4.1. Теоретическая и реальная прочность твердых тел.	118
4.2. Деформационное упрочнение.	121
4.3. Упрочнение изменением состава (легированием).	122
4.4. Упрочнение термической обработкой.	129
4.5. Упрочнение термомеханической обработкой (ТМО).	130
4.6. Упрочнение взрывом.	130
4.7. Упрочнение без дислокаций.	132
4.8. Композитные материалы.	133
4.9. Конструкционная прочность.	137
4.10. Твердость и методы ее измерения.	138
Контрольные вопросы.	143
Примеры решения задач.	143
5. Усталость материалов.	145
5.1. Усталость материалов. Кривая усталости.	145
5.2. Физические механизмы усталости, их характеристика и феноменологическое описание.	148
5.3. Соотношение между напряжением и длиной трещины в процессе роста усталостной трещины.	149
Контрольные вопросы.	153
6. Ползучесть.	154
6.1. Ползучесть материалов. Кривая ползучести. Диаграмма ползучести.	154
6.2. Неупругая (обратимая) ползучесть.	157
6.3. Низкотемпературная ползучесть.	159

6.4. Высокотемпературная ползучесть.	160
6.5. Диффузионная ползучесть.	163
6.6. Взаимосвязь параметров, характеризующих ползучесть на различных стадиях.	163
Контрольные вопросы.	165
7. Механизмы разрушения.	167
7.1. Общая характеристика разрушения и его типы.	167
7.2. Элементы молекулярно-кинетической теории образования микротрещин.	168
7.3. Элементы теории трещинообразования Гриффитса–Ирвина.	171
7.4. Физические механизмы роста трещин. Роль дефектов кристаллической решетки.	178
7.5. Докритическое и закритическое распространение трещин.	181
7.6. Волновые механизмы разрушения.	184
7.7. Физические эффекты, сопровождающие разрушение.	188
Контрольные вопросы.	192
Примеры решения задач.	192
8. Влияние окружающей среды на разрушение твердых тел.	194
8.1. Влияние среды на разрушение металла.	194
8.2. Влияние агрессивной среды на поведение бетона.	199
Контрольные вопросы.	201
9. Особенности строения и разрушения неметаллических материалов.	202
9.1. Общие сведения о характере разрушения древесины.	202
9.2. Общие сведения о механике разрушения элементов деревянных конструкций.	205
9.3. Общие представления о полимерах.	207
9.4. Деформационные свойства полимеров.	211
9.5. Механические свойства полимеров в кристаллическом состоянии.	217
Контрольные вопросы.	219

10. Особенности поведения трещин в неоднородных материалах	220
10.1. Физическая модель кинетики разрушения бетона при тепловлажностных воздействиях	222
10.2. Образование трещин в армоцементе	225
Контрольные вопросы	230
11. Экспериментальное определение параметров механики разрушения строительных материалов	231
11.1. Экспериментальные методы определения критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic}	231
11.2. Устройство для получения равновесных диаграмм деформирования бетона	238
Контрольные вопросы	241
12. Применение методов механики разрушения для оценки трещиностойкости и долговечности бетона	242
12.1. Алгоритм расчета энергетических и силовых параметров бетона по полностью равновесным диаграммам деформирования	243
12.2. Разрушение и трещиностойкость бетонов обычной прочности в зависимости от свойств цементного камня	248
12.3. Трещиностойкость высокопрочного вибрированного бетона	261
12.4. Разрушение, трещиностойкость и морозосолеустойкость высокопрочного центрифугированного бетона во взаимосвязи со структурой	265
12.5. Разрушение и трещиностойкость бетона в зависимости от вида заполнителей и их концентрации в объеме	282
Контрольные вопросы	299
13. Применение механики разрушения в инженерных расчетах сечений железобетонных конструкций	300
13.1. Теоретические подходы к методам расчета сечений железобетонных элементов	300
13.2. Физическая модель железобетонного элемента	303

13.3. Теоретическое напряженно-деформированное состояние в сечениях железобетонных элементов.	305
13.4. Расчет железобетонных элементов на основе энергетической концепции Гриффитса.	312
Контрольные вопросы.	321
14. Физические основы контроля и предотвращения разрушения.	321
14.1. Просвечивание.	323
14.2. Ультразвуковая дефектоскопия.	324
14.3. Термодефектоскопия.	325
14.4. Магнитная дефектоскопия.	326
14.5. Контроль качества термической обработки с помощью вихревых токов.	327
14.6. Капиллярный метод дефектоскопии.	327
Контрольные вопросы.	336
Литература.	337

ПРЕДИСЛОВИЕ

Книга преподавателей Белорусского национального технического университета: доктора технических наук Леоновича С.Н. и кандидата технических наук Петренко С.И. «Основы физики твердого тела» – едва ли не первое учебное пособие для студентов строительных специальностей по этой дисциплине.

Из строительных материалов создаются несущие и ограждающие конструкции промышленных и гражданских сооружений специального назначения, включая крупные гидротехнические сооружения и корпуса атомных реакторов. Однако, как это ни парадоксально, для многих строительных материалов, в том числе и наиболее массового – бетона, до сих пор не существует законченной теории деформирования и разрушения. В связи с этим многие важные вопросы расчета конструкций решаются с использованием эмпирических и полуэмпирических зависимостей без глубокого проникновения в физическую сущность явления. Вот для этого проникновения будущему инженеру-строителю, конструктору-проектировщику, исследователю в помощь на нелегком пути познания предлагается эта книга, в которой кратко и доступно изложены основы теории строения и свойств твердого тела. На мой взгляд, от представлений о строении твердого тела удачно переброшен мостик к теории упругости, где подробно рассмотрены все виды деформации, сложное упругодеформированное состояние твердого тела, теория усталости и ползучести.

Эмпирический путь не пригоден и для решения актуальнейшей задачи современной науки о материалах – прогнозирования механических характеристик материала и создания материала с заранее заданными свойствами. Подход авторов к данной проблеме согласуется с современными тенденциями развития физики твердого тела, когда при изучении деформативных и прочностных свойств строительных материалов используются не классические представления о них как об идеально упругих, изотропных и сплошных телах, а рассматриваются реальные структуры с присущими им дефектами. Поэтому в книге так много внимания уделяется механизмам разрушения твердого тела, в том числе таких неоднородных материалов, каковыми являются древесина, железобетон.

Авторы не могли пройти мимо инженерных расчетов разной степени сложности, которые позволяют оценить те или иные свойства материала, напряженно-деформированное состояние конструкции.

Материалы и рекомендации этой книги отражают точку зрения авторов, однако написание ее не было бы возможным без современных исследований в области конструкционных материалов, изложенных в работах И.Н. Ахвердова, Ю.М. Баженова, З. Бажанта, В.Г. Батракова, О.Я. Берга, В.В. Болотина, Ф. Витмана, А.А. Гвоздева, Е.А. Гузеева, Ю.В. Зайцева, И.И. Звезда, Ф.М. Иванова, Я.Н. Ковалева, Д.Н. Лазовского, И.И. Леоновича, Л.К. Лукши, Е.А. Морозова, В.В. Панасюка, В.З. Партона, Г.П. Пастушкова, Т.М. Пецоляда, А.Б. Пирадова, Н.В. Савицкого, В.В. Тура, А. Хиллеборга, В.И. Шевченко и др.

Пособие «Основы физики твердого тела» будет полезно студентам строительных специальностей, которые в качестве инженеров-строителей, технологов, конструкторов-проектировщиков, исследователей будут создавать высококачественные и долговечные строительные материалы и конструкции в третьем тысячелетии.

*Заведующий кафедрой
«Строительные материалы»
Московского государственного
строительного университета,
доктор технических наук, профессор*

Д.В. ОРЕШКИН

ОСНОВНЫЕ УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

a, b, c — параметры кристаллической решетки
 α — коэффициент жесткости на сжатия
 b — вектор Бюргерса
 d — межплоскостное расстояние
 E — модуль Юнга
 γ — удельная поверхностная энергия
 G — модуль сдвига
 F — действующая сила
 E_v — энергия образования вакансий
 H — твердость
 G_{1c} — интенсивность высвобождения энергии при нормальном отрыве
 M — молекулярная масса
 n — концентрация вакансий
 m — масса вещества
 K_σ — коэффициент концентрации нормальных напряжений
 K_τ — коэффициент концентрации тангенциальных напряжений
 K_I, K_{II}, K_{III} — коэффициент интенсивности напряжений соответственно для нормального отрыва, поперечного и продольного сдвига
 $K_{Ic}, K_{IIc}, K_{IIIc}$ — критические значения K_I, K_{II}, K_{III}
 λ — постоянная Ламе
 l_0 — первоначальная длина образца

$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$ — относительное удлинение
 ν — коэффициент Пуассона
 J — интеграл Черепанова–Райса
 σ — нормальное напряжение
 $\sigma_0 = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}$ — среднее напряжение
 $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ — главные нормальные напряжения (в направлении главных осей x, y, z)
 σ_n — номинальное нормальное напряжение
 σ_p — предел прочности
 σ_τ — предел текучести
 σ_y — предел упругости
 τ_n — номинальное касательное напряжение
 T — термодинамическая температура
 $T_{пл}$ — температура плавления
 ρ — плотность материала
 U — внутренняя энергия системы
 θ — коэффициент упрочнения
 W — потенциальная энергия

Δl — удлинение

ВВЕДЕНИЕ

Физика твердого тела, задачей которой является изучение связи между составом, атомно-электронной структурой и свойствами твердых тел, — один из важнейших разделов современной инженерной науки. Физика твердого тела лежит в основе материаловедения, производства полупроводников, пьезоэлектриков, магнитных материалов, оптических кристаллов и др.

Твердые тела (металлы и их сплавы, полимеры, бетон, железобетон) являются незаменимыми материалами строительной техники, машиностроения, приборостроения. Без преувеличения можно утверждать, что научно-технический прогресс был бы невозможен без железа. С этим металлом мы встречаемся всюду. Стальные мосты переброшены через реки, тысячи и тысячи километров железных дорог соединяют между собой города и страны, по стальным трубопроводам текут нефть и газ, стальные балки служат несущим каркасом для заводских цехов и крытых стадионов, высотных зданий и телевизионных вышек, преимущественно из стали сделаны корабли, машины, вагоны и инструменты.

Алюминий сегодня также входит в число важнейших технических материалов. Его применяют для изготовления элементов конструкций и деталей, не несущих нагрузки, когда требуются высокая пластичность, хорошая свариваемость, сопротивление коррозии и высокая тепло- и электропроводность. Из технического алюминия изготавливают различные трубопроводы, палубные надстройки морских и речных судов, шины, витражи, перегородки в комнатах, двери, рамы. Из его сплавов изготавливают силовые каркасы, строительные конструкции, лопасти винтов вертолетов.

Наряду с металлами в строительстве все шире применяют неметаллические материалы, такие как бетон, пластмассы, древесина, силикатные стекла, керамика. Неметаллические материалы являются не только заменителями металлов, но и применяются как самостоятельные, иногда даже незаменимые материалы. Отдельные виды обладают высокой механической прочностью, легкостью, термической и химической стойкостью.

Поэтому знания основ физики твердого тела и ее достижений становятся необходимыми не только научным работникам, но и инженерам всех специальностей. Знание теории строения и свойств твердого тела позволит будущему инженеру-строителю более осмысленно применять на практике различные строительные материалы, создавать более совершенные и долговечные строительные конструкции.

Главы 10, 11, 12, 13 написаны д-ром техн. наук Леоновичем С.Н., главы 9, 14 — Петренко С.И., введение и главы 1–8 написаны Петренко С.И. и Леоновичем С.Н. совместно.

1. СТРОЕНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕЛ

1.1. Общая характеристика кристаллического и аморфного состояния вещества

Всякое жидкое вещество при охлаждении теряет свойство текучести и переходит в твердое состояние. Известны два различных вида затвердевания:

1. *Кристаллизация вещества.* В этом случае в жидкости, охлажденной до определенной температуры, появляются мельчайшие кристаллики, т.е. области упорядоченно расположенных и прочно связанных между собой частиц (молекул, атомов, ионов). Кристаллики являются центрами кристаллизации, которые при дальнейшем отводе тепла от вещества разрастаются за счет присоединения к ним частиц из жидкой фазы и охватывают весь объем вещества.

2. *Затвердевание вследствие сравнительно быстрого повышения вязкости жидкости с понижением температуры.* Известны две разновидности этого процесса затвердевания. У некоторых веществ (воск, сургуч, смола) кристаллизация совсем не наблюдается: они называются *аморфными телами*. Другие вещества, например стекло, способны кристаллизоваться, но вязкость у них быстро возрастает с понижением температуры, что затрудняет перемещение молекул, необходимое для формирования и роста кристаллов, и вещество успевает затвердевать до наступления кристаллизации. Такие вещества называются *стеклообразными*. Стеклообразные тела также относятся к разряду *аморфных*, т.к. внутри них нет кристалликов. У некоторых стеклообразных веществ, в твердом состоянии, процесс кристаллизации может протекать очень медленно, например, явление «расстекловывания» (помутнение стекла со временем). Оно обусловлено образованием внутри стекла мелких кристалликов, на границах которых происходит отражение и рассеяние света, вследствие чего стекло теряет прозрачность. Аналогичная картина наблюдается при «засахаривании» прозрачного «леденца».

Иногда одно и то же вещество может затвердеть как в кристаллической, так и в аморфной форме. Например, если расплавленную серу медленно охлаждать, то она затвердевает в кристаллической форме, если же ее после нагревания до 350 С охлаждать, вылив в холодную воду, то сера затвердевает в аморфной пластической форме. Аморфная сера по физическим свойствам резко отличается от кристаллической. Она не обладает хрупкостью последней, а, наоборот, легко деформируется при небольшом давлении, как мягкая глина или пластилин. Подобно стеклу, аморфная сера самопроизвольно медленно превращается в кристаллическую. Это говорит о том, что *кристаллическая форма твердого тела более устойчива, чем аморфная*.

Аморфные тела можно рассматривать как жидкости с очень высоким коэффициентом вязкости. У этих тел наблюдаются слабо выраженные свойства текучести. Например, куски воска или сургуча, находящиеся в воронке, со временем принимают ее форму. Даже у стекла обнаружено свойство текучести. Измерение толщины оконных стекол в старых зданиях показало, что за несколько веков стекло успело стечь сверху вниз, так что нижняя часть стекла оказалась немного толще, чем верхняя.

Поэтому, строго говоря, *твердыми телами* следует называть только *кристаллические тела*. Аморфные тела можно рассматривать как сильно переохлажденные жидкости, обладающие очень высокой вязкостью.

Отсюда следуют основные различия в свойствах кристаллических и аморфных тел. Если наблюдать процесс плавления и отвердевания кристаллических и аморфных тел, то можно заметить, что кристаллические тела имеют точку плавления $T_{пл}$, при которой вещество находится в устойчивом состоянии в обеих фазах – в твердой и жидкой, аморфные же тела, постепенно размягчаясь при нагревании, не имеют определенной температуры, соответствующей переходу твердой фазы в жидкую (рис. 1.1). Участок AB на кривой a соответствует процессу плавления кристаллического тела. На этом участке температура тела не изменяется, хотя к нему по-прежнему подводится тепло от нагревателя.

Установлено, что при температуре плавления внутренняя энергия U_1 частиц кристаллов меньше внутренней энергии U_2 расплава.

Это значит, что при температуре плавления $T_{пл}$ энергия упорядоченного движения частиц в кристалле меньше энергии теплового движения частиц в расплаве. Поэтому для того чтобы перевести в жидкое состояние кристаллическое вещество при температуре плавления, нужно дополнительно сообщить ему энергию

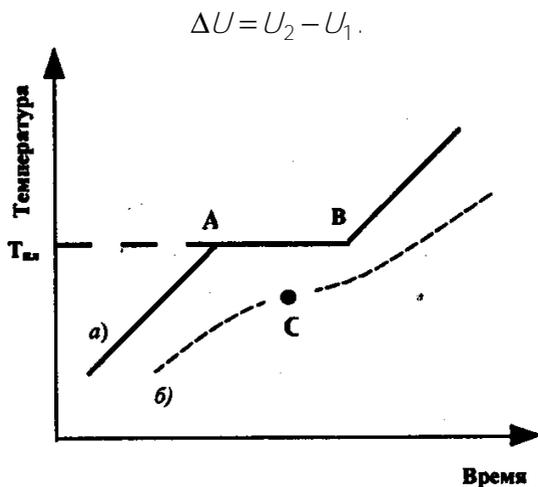


Рис. 1.1. Изменение температуры кристаллического (кривая *а*) и аморфного тел (кривая *б*) в процессе нагревания.

Увеличение внутренней энергии происходит за счет передачи кристаллу некоторого количества теплоты.

Теплота, затрачиваемая на переход единицы массы вещества из кристаллического состояния в жидкое при температуре плавления, называется *удельной теплотой плавления* λ :

$$\lambda = \frac{U_2 - U_1}{m} \text{ или } \lambda = \frac{Q}{m}, \quad (1.1)$$

где m — масса кристаллического вещества.

Обратный процесс — кристаллизация — может происходить только в случае, если от системы (жидкая фаза—кристалл) отводится

энергия; т. к. при кристаллизации выделяется такое же количество тепла Q , какое было поглощено при плавлении данного кристаллического тела ($Q = m\lambda$).

На графике для аморфных тел нет горизонтального участка, а наблюдается лишь точка перегиба C . Температура, соответствующая этой точке, условно называется *температурой размягчения аморфного тела*. Удельная теплота плавления у аморфных тел отсутствует, подвод тепла сопровождается плавным повышением температуры, постепенным увеличением энергии теплового движения молекул, что соответствует увеличению текучести жидкости и уменьшению ее вязкости.

Таким образом, с энергетической стороны имеет место принципиальное различие между кристаллическими и аморфными телами, состоящее в том, что процесс плавления и затвердевания кристаллических тел сопровождается определенным тепловым эффектом. У аморфных же тел этого теплового эффекта нет.

С другой стороны физические свойства твердого тела можно разделить на две категории: одна из них имеет такие свойства, как плотность, удельная теплоемкость, которые не связаны с выбором какого-либо направления внутри твердого тела; свойства же другой категории – механические модули, термический коэффициент расширения, коэффициент теплопроводности, удельное сопротивление, показатель преломления и др. – могут быть различными для разных направлений в твердом теле.

*Независимость определенных физических свойств тела от направления внутри него называется **изотропностью***. Если же для разных направлений внутри данного тела эти свойства будут различны, то говорят, что тело обладает анизотропностью или анизотропией. Следовательно, *под **анизотропией** понимается зависимость свойств макроскопически однородного тела от направления по отношению к осям координат, связанным с самим телом*.

Изотропными являются аморфные тела, жидкости и газы. *Анизотропия же является характерной особенностью кристаллов*.

1.2. Кристаллическая решетка. Элементарная кристаллическая ячейка.

Координационное число. Сингонии

Для описания правильной внутренней структуры кристаллов обычно пользуются понятием кристаллической решетки. *Кристаллическая решетка* представляет собой пространственную сетку, в узлах которой располагаются молекулы, атомы или ионы, образующие кристалл.

В основе кристаллической решетки лежит *элементарная кристаллическая ячейка*, представляющая собой параллелепипед с характерным для данной решетки расположением атомов (рис. 1.2). Если взять большое число одинаковых кристаллических ячеек и вплотную уложить их в определенном объеме, сохраняя параллельность ребер и граней, то будем иметь пример строения идеального монокристалла. Длину ребер a , b , c кристаллической ячейки называют *периодами идентичности* кристалла. Величины a , b , c и α , β , γ (углы между ребрами) однозначно определяют элементарную кристаллическую ячейку и называются ее *параметрами*.

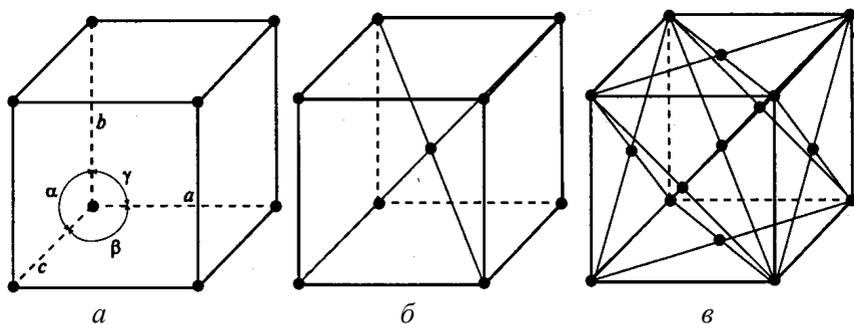


Рис. 1.2. Элементарная кристаллическая ячейка:

a – примитивная; a , b , c – длина ребер, α , β , γ – углы между ребрами;

b – объемно-центрированная; c – гранецентрированная

В 1848 г. французский кристаллограф О. Браве показал, что в зависимости от соотношения величин и взаимной ориентации ребер элементарной кристаллической ячейки может существовать 14 типов кристаллических решеток.

Различают примитивные (простые), базоцентрированные, объемно-центрированные и гранецентрированные решетки Браве. Если узлы кристаллической решетки расположены только в вершинах параллелепипеда, то такая решетка называется *примитивной* или *простой* (рис. 1.2, *а*), если кроме того имеются узлы в центре оснований параллелепипеда, то решетка называется *базоцентрированной* (рис. 1.2, *б*). Решетка называется *объемно-центрированной*, если кроме узлов в вершинах есть узел в месте пересечения пространственных диагоналей параллелепипеда. Решетка называется *гранецентрированной*, если кроме узлов в вершинах есть узлы в центре всех шести граней параллелепипеда (рис. 1.2, *в*).

Не все атомы элементарной решетки принадлежат только ей. Например, в объемно центрированной решетке атомы, находящиеся в вершинах, принадлежат и соседним элементарным ячейкам, т.е. на долю каждой элементарной ячейки приходится 1/8 атома. Каждой элементарной ячейке таким образом принадлежат всего два атома: $1 + (1/8) \cdot 8$. В гранецентрированной решетке элементарной ячейке принадлежат четыре атома: $8 \cdot (1/8) + 6 \cdot (1/2)$.

В зависимости от типа решетки различно не только число частиц в элементарной ячейке, но и расстояние между ними, а значит, и плотность упаковки частиц. Плотность упаковки, соответствующая той или иной решетке, характеризуется коэффициентом компактности q . Коэффициент q равен отношению объема частиц, из которых образован кристалл, ко всему объему кристалла:

$$q = \frac{\sum Z_i V_i}{V_a},$$

где Z_i – число частиц сорта i в элементарной ячейке;

V_i – объем одной частицы;

V_a – объем элементарной ячейки.

Число ближайших к рассматриваемому атому соседних атомов называют *координационным числом*. Чем оно больше, тем плотнее упакованы частицы в кристаллической решетке. Для металлов

характерны гранецентрированные, кубические и гексагональные решетки с координационным числом 12 и объемные с координационным числом 8.

Кристаллам свойственна симметрия внешней формы, но она проявляется только в том случае, если грани кристалла хорошо развиты. Симметрии внешней формы должна соответствовать симметрия внутренней структуры кристалла.

Симметрия характеризуется следующими элементами: центром симметрии или инверсии, поворотными осями симметрии, плоскостью симметрии. *Центром симметрии* называют математическую точку пересечения линий, соединяющих части фигуры, противоположные, параллельные, равные, но обратно направленные. *Поворотной осью симметрии* n -порядка называют ось, при повороте вокруг которой на некоторый определенный угол $\alpha = 360/n$, называемый элементарным углом, происходит совмещение симметричных точек. *Порядок оси* n определяет, сколько раз произойдет совмещение симметричной фигуры с самой собой при повороте вокруг оси на 360° . У кристаллов встречаются оси симметрии второго, третьего, четвертого и шестого порядков. *Плоскость симметрии делит кристалл на две части, являющиеся зеркальным отражением друг друга.*

Совокупность элементов симметрии одной категории с одинаковым числом осей симметрии одного и того же порядка называется кристаллической системой или *сингонией*.

По форме ячейки в зависимости от углов между ее гранями α , β , γ (см. рис. 1.2) и от соотношения между величиной ребер a , b , c различают семь кристаллических систем или *сингоний*, включающих 14 простейших кристаллических решеток:

1. *Кубическая система.* $a = b = c$, $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$. В кристаллах кубической системы возможны три решетки: простая, объемно центрированная и гранецентрированная.

2. *Гексагональная система.* $a = c = b$, $\alpha = \gamma = 90^\circ$, $\beta = 120^\circ$. Элементарная ячейка представляет собой прямую призму, в основании которой лежит ромб с углами 60 и 120° . Высота элементарной призмы не равна длине стороны ромба.

3. *Ромбоэдрическая или тригональная система.* $a = b = c$, $\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$. Элементарная ячейка представляет собой ромбоэдр (куб,

деформированный сжатием или растяжением вдоль диагонали). Углы α , β и γ одинаковы, отличны от 90° и меньше 120° .

4. *Тетрагональная система.* $a = c \neq b$, $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$. Элементарная ячейка имеет форму прямой призмы с квадратным основанием. В этой системе наблюдаются два варианта решетки: простая и объемно центрированная.

5. *Ромбическая система.* $a \neq b \neq c$, $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$. Элементарная ячейка имеет форму прямоугольного параллелепипеда. В ней имеются четыре пространственные решетки: простая, с центрированным базисом (базоцентрированная), объемно центрированная и гранецентрированная.

6. *Моноклинная система.* $a \neq b \neq c$, $\alpha = \beta = 90^\circ$, $\gamma \neq 90^\circ$. Элементарная ячейка представляет собой наклонный параллелепипед, две пары граней которого являются прямоугольниками, а одна пара – параллелограммами. В этой системе имеются две пространственные решетки: простая и базоцентрированная.

7. *Триклинная система.* $a \neq b \neq c$, $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$. Элементарная ячейка имеет форму косоугольного параллелепипеда.

Наибольшей симметрией обладает кубическая сингония. Она характеризуется наличием центра симметрии, девяти плоскостей симметрии, четырех осей третьего порядка, трех осей четвертого порядка и шести – второго порядка

Каждая из перечисленных выше сингоний включает в себя несколько классов симметрии. В 1867 г. русский академик А.В. Гадо-лин установил, что существует всего 32 вида симметрии кристаллов. В 1885 г. Е.С. Фёдоров, выдающийся русский кристаллограф, показал, что внутри 32 классов симметрии может существовать 230 различных пространственных групп. Один из законов Фёдорова определяет связь между химическим составом кристалла и порядком его симметрии: *чем проще химический состав кристалла, тем выше его симметрия, по мере усложнения состава кристалла его симметрия становится ниже.*

1.3. Кристаллографические индексы Миллера

Анизотропия кристаллов приводит к необходимости введения определенной системы в обозначениях узловых плоскостей и направлений в кристалле. Для обозначения кристаллографических плоскостей в настоящее время общепринятой является система индексов Миллера.

Выберем систему координат, оси которых совпадают с тремя ребрами элементарной кристаллической ячейки. Пусть начало координат находится в одном из узлов решетки (рис. 1.3), в котором пересекаются эти ребра, а осевые единицы соответствуют длине ребер кристаллической ячейки, т.е. масштаб по оси X будет a , по оси Y — b и по оси Z — c . Разномасштабность осей координат вполне оправдывает себя, т.к. позволяет ввести наиболее рациональную систему индексов. Положение любой плоскости в пространстве определяется тремя точками.

Пусть определяемая узловая плоскость S пересекает оси координат в точках A, B, C (рис. 1.3) и отсекает по осям отрезки m, n, p , выраженные в соответствующих единицах ($m = OA/a, n = OB/b, p = OC/c$). Для случая, изображенного на рис. 1.3, $m = 4, n = 2, p = 3$. Три числа m, n, p вполне определяют положение плоскости S , но для получения ее миллеровских индексов с этими числами нужно сделать некоторые преобразования.

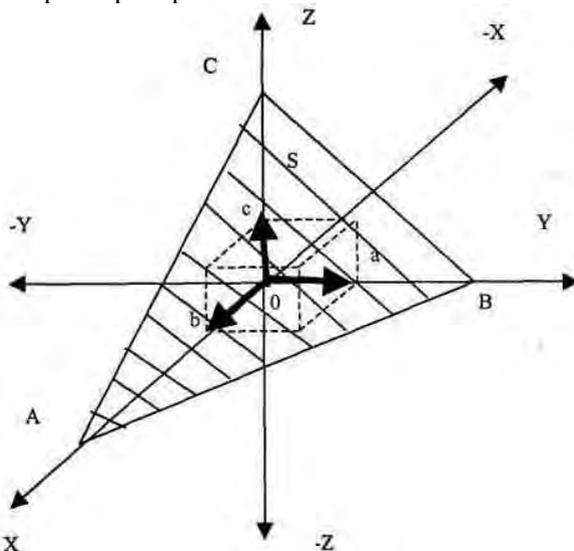


Рис. 1.3. Схематическое изображение сечения координатного узла плоскостью

Составим отношение обратных величин осевых отрезков $\frac{1}{m} : \frac{1}{n} : \frac{1}{p}$

и выразим его через отношение трех наименьших чисел h, k, l , которые и будут миллеровскими индексами плоскости S . Следовательно,

$$h:k:l = \frac{1}{m} : \frac{1}{n} : \frac{1}{p}.$$

Для нахождения индексов h, k, l нужно отношение $\frac{1}{m} : \frac{1}{n} : \frac{1}{p}$

привести к общему наименьшему знаменателю и отбросить его. Поясним это на примере, соответствующем рис. 1.3:

$$\frac{1}{m} : \frac{1}{n} : \frac{1}{p} = \frac{1}{4} : \frac{1}{2} : \frac{1}{3} = \frac{3}{12} : \frac{6}{12} : \frac{4}{12} = 3:6:4.$$

Таким образом, для этого случая $h = 3, k = 6, l = 4$.

Миллеровские индексы плоскостей заключаются в круглые скобки – $(h\ k\ l)$, знак отношения между индексами не ставится.

Для данного случая плоскость S символически обозначается $(3\ 6\ 4)$. Читается это обозначение «три, шесть, четыре».

Отрезки m, n, p могут быть и дробными, но индексы Миллера и в этом случае будут представлены целыми числами. Например: $m = 1, n = 1/2, p = 1/3$.

$$\frac{1}{m} : \frac{1}{n} : \frac{1}{p} = \frac{1}{1} : \frac{1}{1/2} : \frac{1}{1/3} = 1:2:3; h = 1, k = 2, l = 3.$$

Если плоскость параллельна какой-либо из осей, то индекс, соответствующий этой оси, будет равен нулю ($\frac{1}{\infty} = 0$). Если же

отрезок, отсекаемый по оси, имеет отрицательное значение, то соответствующий индекс Миллера тоже будет иметь отрицательный знак. Этот знак ставится не впереди индекса, а над

ним. Пусть, например, $h = -1$, $k = 0$, $l = 2$. Такая плоскость обозначается $(\bar{1} 0 2)$.

Индексы Миллера ($h k l$) задают не какую-то конкретную плоскость, а семейство параллельных плоскостей (рис. 1.4). Поэтому индексы Миллера, по существу, определяют кристаллографическую ориентацию плоскости.

Некоторые плоскости, различающиеся по индексам Миллера, являются эквивалентными в кристаллографическом и физическом смысле. Например, эквивалентными в кубической решетке являются грани куба (100) , (010) , (001) , $(\bar{1}00)$, $(0\bar{1}0)$, $(00\bar{1})$. Их кристаллографическая эквивалентность проявляется в том, что эти плоскости совмещаются друг с другом при повороте вокруг одной из осей координат на угол, кратный 90° . Физическая же эквивалентность состоит в том, что все эти плоскости обладают одинаковой структурой в расположении узлов решетки, а следовательно, и одинаковыми физическими свойствами.

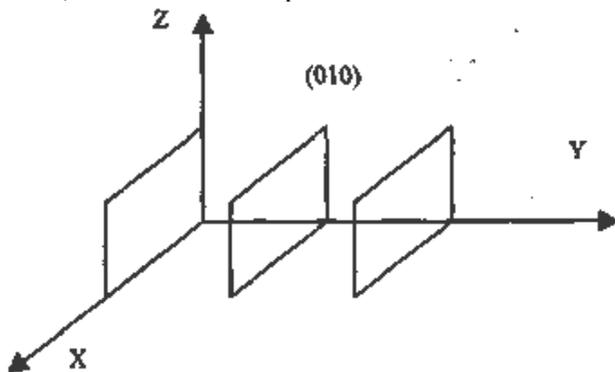


Рис. 1.4. Семейство параллельных плоскостей (010) .

Семейство эквивалентных плоскостей обозначается фигурными скобками. В частности, символом $\{100\}$ обозначается все семейство граней куба (100) , (010) , (001) , $(\bar{1}00)$, $(0\bar{1}0)$, $(00\bar{1})$.

На рис. 1.5 приведены индексы Миллера для главных плоскостей кубического кристалла.

Через индексы Миллера можно выразить межплоскостные расстояния в кристаллической решетке. Например, для кубических структур это расстояние d равно

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

Индексы направлений в кристалле представляют собой набор наименьших чисел u, v, w , отношение которых друг к другу равно отношению проекции вектора, параллельного заданному направлению, на кристаллографические оси координат. Величины проекции вектора на оси координат должны быть выражены в соответствующих масштабах a, b и c . Эти индексы заключаются в квадратные скобки: $[u \ v \ w]$. Знак отношения между индексами не ставится. Отрицательное значение индекса обозначается знаком «минус» над этим индексом.

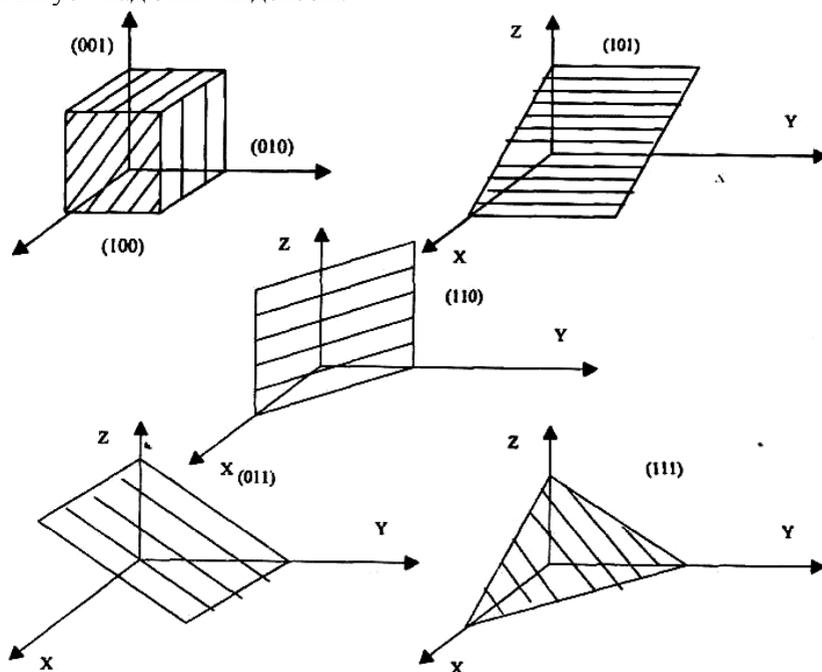


Рис. 1.5. Индицирование главных плоскостей кубического кристалла

В кубической системе направление $[u \ v \ w]$ перпендикулярно плоскости $(h \ k \ l)$, если $h = u, k = v, l = w$. В кристаллах более низкой симметрии эта закономерность не соблюдается. Семейство эквивалентных направлений обозначается ломаными скобками $\langle u \ v \ w \rangle$. В качестве примера на рис. 1.6 приведено семейство эквивалентных направлений $\langle 100 \rangle$ в кубической системе координат.

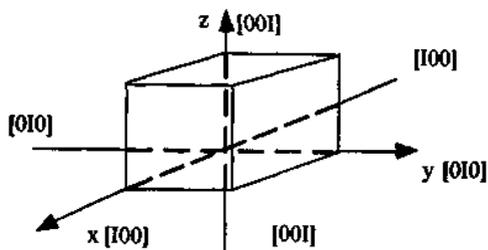


Рис. 1.6. Семейство эквивалентных направлений $\langle 100 \rangle$ в кубической системе координат

Возможность непосредственного исследования расположения атомов в кристаллической решетке появилась после открытия лучей Рентгена (1895 г.), длина волны которых соизмерима с периодом решеток.

Основой рентгеноструктурного анализа является формула Вульфа–Брэгга, показывающая условия интерференции отраженных рент-геновских лучей от атомов в параллельных кристаллографических плоскостях кристалла. Лучи, отраженные от этих плоскостей, будут усиливать друг друга при условии, что оптическая разность хода Δ лучей равна целому числу длин волн λ :

$$\Delta = n\lambda = 2d \sin \theta,$$

где n – целое число;

λ – длина волны рентгеновских лучей;

d – межплоскостное расстояние;

θ – угол скольжения (угол между направлением падающих лучей и кристаллографической плоскостью) (рис. 1.7).

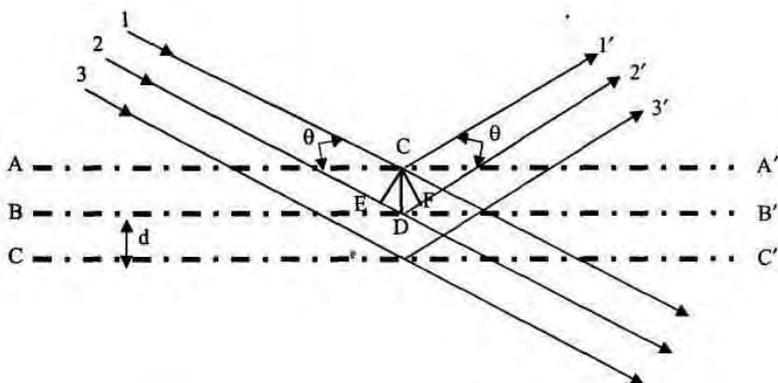


Рис. 1.7. Отражение монохроматических рентгеновских лучей плоскостями кристаллической решетки

Формула для расшифровки линий рентгенограмм, снятых с материалов с кубической решеткой, имеет вид

$$\sin \theta = \frac{\lambda}{2a} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} .$$

По промерам рентгенограмм устанавливают $\sin \theta$. Зная длину волны λ и параметр решетки a , устанавливают индексы плоскости (hkl) , от которой получены соответствующие линии на рентгенограмме.

Зная индексы (hkl) плоскости и межплоскостное расстояние d между плоскостями (hkl) данного семейства для кубических кристаллов, можно решить и обратную задачу, т.е. определить период решетки a по формуле

$$a = d_{(hkl)} \cdot \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} .$$

1.4. Поликристаллы и монокристаллы

Большинство окружающих нас кристаллических тел, например, металлы, являются *поликристаллическими*, т.е. они состоят из очень большого числа сросшихся друг с другом мелких кристаллических зерен, различно ориентированных. Кристаллическим зерном называется область кристалла, внутри которой направления

кристаллографических осей сохраняются неизменными. Если в ориентации этих зерен нет какого-либо определенного порядка, то данное поликристаллическое тело будет изотропно. Если же в ориентации кристаллических зерен наблюдается упорядоченность (а она может возникнуть при таких методах обработки металлов, как прокатка, протяжка, волочение), то материал называется *текстурированным* и обнаруживает некоторую анизотропность.

В обычных поликристаллических металлах кристаллические зерна настолько малы, что различимы лишь при наблюдении в микроскоп (рис. 1.8). Однако при медленном охлаждении расплава металла можно получить крупнозернистый слиток, где зерна можно наблюдать визуально. Если же применить особую методику охлаждения расплава металла, то можно получить такие образцы, в которых будет находиться всего одно кристаллическое зерно – один кристалл. Такие однокристалльные образцы называются *монокристаллами*.

В природе встречаются довольно большие монокристаллы минералов, а иногда и металлов (самородки золота). Можно получить монокристаллы многих веществ (в том числе и металлов) искусственно. Для этого приходится соблюдать достаточно сложную технологию.

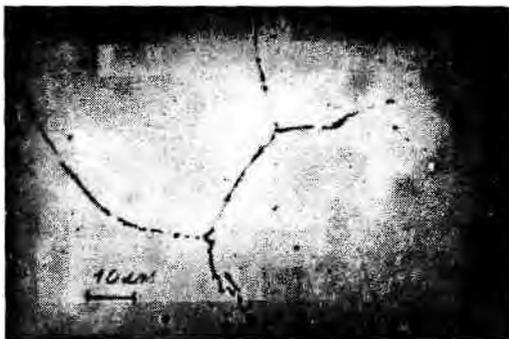


Рис. 1.8. Границы зерен в литом алюминии, $\times 300$

Наглядным примером анизотропии механической прочности кристалла является способность кристаллов слюды легко расщепляться на тонкие листочки по определенному направлению и обладать достаточной прочностью в перпендикулярном

направлении. Монокристаллы некоторых металлов (цинка, висмута, сурьмы) тоже довольно легко скалываются по определенным плоскостям. Плоскость скола при этом представляет собой зеркальную поверхность. Исследования показали, что монокристаллы обладают анизотропией теплопроводности, электропроводности, магнитных и оптических свойств и т.д.

Анизотропия проявляется и в поверхностных свойствах монокристаллов. Например, коэффициент поверхностного натяжения для разнородных граней кристалла имеет различную величину. При росте кристалла из расплава или раствора это является причиной различия скоростей роста разных граней. Анизотропия скоростей роста обуславливает правильную форму растущего кристалла. Анизотропия поверхностных свойств проявляется в различии скоростей растворения разных граней кристалла, электродных потенциалов, адсорбционной способности, химической активности разных граней одного и того же кристалла.

Причина анизотропии состоит в том, что монокристаллы имеют строго упорядоченное строение. Важнейшим следствием упорядоченной структуры является анизотропия физических свойств кристалла.

Приведем некоторые данные, иллюстрирующие анизотропию физических свойств кристаллов. Модуль упругости монокристаллов железа для трех основных кристаллографических направлений [100], [110] и [111] равен соответственно $1,33 \cdot 10^7$; $2,2 \cdot 10^7$ и $2,81 \cdot 10^7$ Н/см². У кристаллов графита удельное электрическое сопротивление по направлению [001] почти в 100 раз больше, чем по перпендикулярному направлению. Измерение скорости самодиффузии собственных атомов в монокристаллах висмута показало, что ее минимальная и максимальная величина для разных направлений отличается примерно в миллион раз.

Один и тот же кристалл может быть изотропным в отношении одного свойства и анизотропным в отношении другого. Например, кристалл поваренной соли изотропен относительно диэлектрической проницаемости, коэффициента теплового расширения, показателя преломления, но анизотропен в отношении механических свойств и скоростей роста и растворения граней.

Анизотропия физических свойств кристаллов используется в технике, базирующейся на применении монокристаллов

(полупроводниковая электроника, электро- и радиотехника, кристаллооптика и др.). Монокристаллические элементы полупроводниковых приборов, стабилизаторов частоты, пьезодатчиков, оптических приборов изготавливаются со строгим учетом кристаллографического направления. Для этих целей нужно изготовить монокристаллический образец не только определенной чистоты, формы и размеров, но и с нужной ориентацией кристаллографических осей.

1.5. Силы связи в кристаллах

Кристаллы классифицируются по типу химической связи между частицами. В общем случае между атомами, образующими кристалл, могут действовать гравитационные, магнитные и электрические силы. Первые два вида сил намного слабее электрических, поэтому можно считать, что в установлении химических связей участвуют электрические силы взаимодействия валентных электронов. Силы химических связей возникают при сближении атомов до расстояний, имеющих порядок суммы радиусов свободных атомов. При сближении атомов происходит перекрытие волновых функций, поэтому возникают силы притяжения, которые являются причиной образования химической связи. При дальнейшем сближении атомов начинают действовать силы отталкивания: это короткодействующие силы, величина которых резко возрастает при уменьшении межатомного расстояния. В равновесном состоянии силы притяжения и отталкивания равны между собой, что соответствует минимальной энергии E_0 взаимодействующих частиц (рис. 1.9) и, следовательно, устойчивому состоянию.

По физической природе сил, действующих между частицами решетки, различают связи *ионные*, *металлические*, *межмолекулярные* и *ковалентные*.

Ионная связь. В узлах кристаллических решеток ионных кристаллов находятся разноименные ионы (рис. 1.10). Атомы в ионных кристаллах обмениваются электронами, образуя ионы с устойчивыми внешними оболочками. Ионы располагаются так, что силы кулоновского притяжения между ионами противоположного

знака больше, чем силы отталкивания между ионами одного знака. Ионный кристалл можно рассматривать как гигантскую ионную молекулу, в которой каждый из ионов взаимодействует со всеми остальными. Поэтому ионная связь является ненаправленной и ненасыщенной.

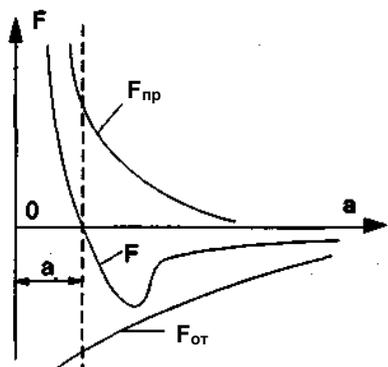


Рис. 1.9. Изменение сил притяжения и отталкивания при сближении атомов

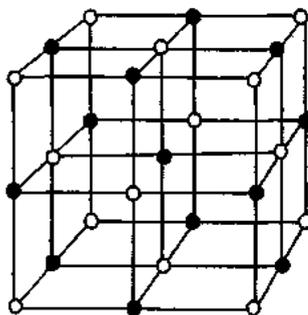


Рис. 1.10. Кристаллическая решетка ионного кристалла хлористого натрия
 \circ – ионы Na^+ ;
 \bullet – ионы Cl^-

Металлическая связь характерна для металлов: в узлах решетки металлов находятся положительно заряженные ионы, химическая связь между которыми осуществляется с помощью свободных электронов, образующих электронный газ. Металлическая связь возникает в том случае, когда число валентных электронов невелико, и при этом они слабее связаны с ядрами. При образовании металлов электронные оболочки валентных электронов перекрываются, поэтому валентные электроны получают возможность переходить от одного атома к другому и свободно перемещаться по всему кристаллу. Коллективизированные электроны как бы «стягивают» положительные ионы в прочную структуру, уравновешивая отталкивание между ними. Металлическая связь более гибка и пластична, чем ионная.

Межмолекулярная связь наблюдается в молекулярных кристаллах, содержащих в своих узлах устойчивые молекулы. Между молекулами действуют слабые силы межмолекулярного

взаимодействия (силы притяжения Ван-дер-Ваальса). Природа этих сил сводится к взаимодействию молекулярных диполей. Молекулы, образующие кристалл, могут быть полярными. Диполи молекул ориентируются так, что обращенные друг к другу концы соседних диполей разнополярны и силы притяжения преобладают над силами отталкивания. Молекулы, образующие кристалл, могут быть и неполярными. Однако из-за движения электронов и колебания ядер электрические центры тяжести положительных и отрицательных зарядов могут сместиться – возникает мгновенный электрический момент диполя. Диполи ориентируются соответствующим образом, и между молекулами возникают силы притяжения. Силы Ван-дер-Ваальса являются короткодействующими, они пропорциональны r^{-7} . Такой связью обладают двуокись углерода C_2O_2 (сухой лед), парафин.

Ковалентная связь. Если в узлах решетки располагаются нейтральные атомы, то связь осуществляется посредством электронных пар. Ковалентная связь имеет направленный характер: она образуется в том направлении, где плотность электронного облака спаренных электронов наибольшая. Другими словами, каждый атом решетки может взаимодействовать только с определенными атомами, а не со всеми, как в ионных кристаллах. Наиболее характерные ковалентные кристаллы образуются элементами четвертой группы периодической таблицы: углеродом (алмаз), германием, кремнием, полупроводниковыми соединениями (карбид кремния SiC , диоксид меди Cu_2O).

1.6. Энергия решетки и ее связь с другими величинами

Прочность связей характеризуется той энергией, которую нужно затратить для разъединения кристалла на составляющие его частицы. *Количество энергии, необходимое для разъединения кристалла на составляющие его частицы и удаления их в бесконечность, называется энергией решетки.* Энергию решетки $U_{реш}$ нельзя смешивать с внутренней энергией U . Энергия решетки в общем случае не содержит энергию колебаний атомов (ионов), из которых состоит кристалл. При повышении температуры энергия решетки уменьшается вследствие «разрыхления» решетки под воздействием тепловых колебаний, в то время как внутренняя

энергия увеличивается. У большинства кристаллов энергия решетки в пределах от 0 К до комнатной температуры изменяется незначительно – на величину порядка 4190 Дж/моль.

Расчет энергии решетки основан на учете сил взаимодействия частиц, находящихся в ее узлах: чем сильнее силы связи между атомами, ионами или молекулами, тем больше величина энергии решетки. Так как соотношения для расчета связей известны только для сравнительно простых структур, энергию решетки можно рассчитать тоже лишь для таких простых случаев. Приближенные методы расчета существуют и для более сложных случаев.

Для расчета энергии решетки ионных кристаллов используют формулу, выведенную М. Борном (немецкий физик, основные работы которого посвящены строению кристаллической решетки и теории атома):

$$U_{\text{реш}} = \frac{N_A \alpha_M z_1 z_2 e^2}{4\pi \epsilon_0 a_0} \left(1 - \frac{1}{n} \right), \text{ Дж/моль}, \quad (1.1)$$

где число N_A – число Авогардо;

z_1 и z_2 – валентности;

e – заряд электрона;

n – показатель, учитывающий силы отталкивания для ионных кристаллов $n = 9$;

a_0 – равновесное расстояние между ионами, которому соответствует минимум потенциальной энергии;

ϵ_0 – электрическая постоянная; $\epsilon_0 = 8,85 \cdot 10^{-12}$ Ф/м;

α_M – константа Маделунга:

$$\alpha_M = 2(W_1 + W_2 + W_3),$$

где W_1 – потенциальная энергия простой цепочки



W_2 – потенциальная энергия двумерной решетки, которую можно представить в виде параллельно расположенных отдельных ионных цепочек;

W_3 – потенциальная энергия взаимодействия между одним ионом и поверхностью кристалла.

Различные вещества с решеткой одинакового типа имеют равные константы Маделунга.

Энергию решетки металлических кристаллов согласно Габеру можно рассчитать по формуле

$$U_{\text{реш}} = \frac{N_A \alpha_M e^2}{a_0} \left(1 - \frac{1}{n} \right), \text{ Дж/моль.}$$

Для металлов $n = 3$.

В табл. 1.1 приведены значения энергии решетки для различных видов химической связи.

Таблица 1.1

Вид связи	Вещество	Энергия решетки, 10^6 Дж/моль	$T_{\text{пл}}, ^\circ\text{C}$
Ковалентная	Алмаз	0,7	2500
	SiC	1,2	2200
Ионная	NaCl	0,8	800
Металлическая	Na	0,1	98
	Fe	0,4	1538
Межмолекулярная	Ar	0,07	-189
	CH ₄	0,09	-184

Из приведенных данных следует, что наибольшей энергией обладают ковалентные и ионные кристаллы.

Энергия решетки определяет основные физические свойства кристаллов: температуру плавления, механическую прочность, твердость и т.д. Чем больше энергия решетки кристалла, тем он более устойчив. Это означает, например, *повышение температуры кипения и плавления с увеличением энергии решетки* (см. табл. 1.1), т.е. при уменьшении расстояния между ионами или при увеличении валентности. На основании сравнения энергий решеток можно предсказать, что определенные соединения будут нестабильными или вообще не могут существовать. Различия в энергиях решетки разных веществ сказываются и на их реакционной способности.

Вещества с наименьшей энергией будут, как правило, реакционноспособными. Существует также зависимость между энергией решетки, коэффициентами сжимаемости, теплового расширения, т.к. эти величины связаны с периодом решетки, валентностью и характером связи.

Твердость также в значительной степени определяется атомным объемом и валентностью ионов. Гольдшмидт для твердости H вывел эмпирическое выражение вида

$$H = f \frac{Z_1 Z_2}{a^m}, \quad (1.2)$$

где f – структурный фактор;

Z_1 и Z_2 – валентности;

a – период решетки;

m – показатель степени, который для структур типа NaCl колеблется между 4 и 6, а для структур типа ZnS — между 5 и 15.

Здесь сразу же можно обнаружить связь с выражением (1.1) для энергии решетки и в качестве непосредственной меры твердости использовать энергию решетки, отнесенную к мольному объему ($U_{\text{реш}} / V$). Из формулы (1.2) видно, что при *одинаковом типе решетки и одинаковой валентности ионов твердость тем больше, чем меньше расстояние между ионами, а при одинаковом межионном расстоянии твердость тем больше, чем выше валентность.*

1.7. Поверхностная энергия

Поверхность кристалла представляет собой обрыв периодического расположения элементов решетки. Связи любой, выделенной внутри кристалла частицы насыщаются связями соседей. А для атомов, ионов или молекул, находящихся на поверхности, это насыщение уже не является всесторонним. Отсюда вытекают характерные энергетические взаимодействия частиц в близких к поверхности слоях кристалла и на поверхности с граничащей средой. При увеличении поверхности раздела, т.е. при переводе молекул в поверхностный слой, совершается работа против нескомпенсированных сил межмолекулярного взаимодействия у

границы раздела фаз (например, кристалл 1 – кристалл 2, кристалл-жидкость, кристалл-газ). По-этому *частицы на поверхности кристалла обладают большей потенциальной энергией, чем атомы или ионы внутри кристалла.*

Поверхностная энергия – это избыток энергии поверхностного слоя на границе раздела фаз по сравнению с соответствующей объемной энергией самих фаз. Поверхностная энергия кристалла определяется как свободная энергия (свободная энергия любой системы определяется уравнением

$$F = U - TS,$$

где U – внутренняя энергия;

S – энтропия;

T – абсолютная температура), которую необходимо затратить для создания поверхности.

*Количество энергии, которую надо затратить для создания единицы поверхности, называется удельной **поверхностной энергией** γ .* Величина γ имеет размерность [Дж/м²].

Контрольные вопросы

1. Какое из агрегатных состояний вещества самое устойчивое?
2. Чем объяснить, что в течение всего времени процесса плавления кристаллического тела температура его не изменяется?
3. Что представляет собой элементарная кристаллическая ячейка?
4. Каково координационное число решетки ГЦК?
5. Чем выше симметрия кристалла, тем меньше в нем проявляется анизотропия. Почему?
6. Чем обусловлена анизотропия?
7. Провести в кубической элементарной ячейке плоскость, индексы которой (1 2 1).
8. Чему равно число атомов в элементарной ячейке в случае 1) простой, 2) объемно центрированной и 3) гранецентрированной кубических решеток?
9. Почему ионная связь в кристаллах является ненаправленной и ненасыщенной?
10. Приведите примеры характерных ковалентных кристаллов.

11. Какая существует связь между энергией решетки и твердостью?
12. Почему частицы на поверхности кристалла обладают большей потенциальной энергией, чем атомы и ионы внутри кристалла?
13. Почему тела с ионной связью не проводят электрический ток?
14. Вычислить значение энергии кристаллической решетки NaCl, если постоянная n , характеризующая потенциал сил отталкивания, равна 9, постоянная Маделунга $\alpha_M = 1,75$ и $a_0 = 2,81 \cdot 10^{-8}$ см.
15. Найти постоянную a решетки и расстояние d между ближайшими соседними атомами кристалла алюминия (решетка гранецентрированная кубическая).
16. Определить в кубической решетке угол между прямой [111] и плоскостью (111).

Примеры решения задач

Задача 1.1

Найти индексы плоскостей, проходящих через узловые точки кристаллической решетки с координатами 9 10 30, если параметры решетки $a = 3$, $b = 5$, $c = 6$.

Решение

Из теории кристаллической решетки следует, что $h : k : l = \frac{a}{A} : \frac{b}{B} : \frac{c}{C}$,

где $h : k : l$ – индексы Миллера.

Тогда $h : k : l = \frac{3}{9} : \frac{5}{10} : \frac{6}{30} = \frac{1}{3} : \frac{1}{2} : \frac{1}{5} = 10 : 15 : 6$.

Таким образом, искомые индексы нашей плоскости (10 15 6).

Задача 1.2

Чему равны расстояния между плоскостями (100), (110) и (111) в кубической решетке с параметром a ?

Решение

Расстояния между плоскостями в кубической решетке определяются по формуле

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}},$$

откуда $d_{100} = a$,

$$d_{100} = \frac{a}{\sqrt{2}}, \quad d_{111} = \frac{a}{\sqrt{3}}.$$

Задача 1.3

Определить параметр a примитивной кубической решетки, если межплоскостное расстояние d для системы плоскостей, заданных индексами Миллера (2 1 2) при рентгеноструктурном измерении, оказалось равным 12 \AA ($1 \text{ \AA} = 1 \cdot 10^{-10} \text{ м}$).

Решение

$$a = \frac{d}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} = \frac{12 \text{ \AA}}{\sqrt{2^2 + 1^2 + 2^2}} = \frac{12 \text{ \AA}}{\sqrt{9}} = \frac{12 \text{ \AA}}{3} = 4 \text{ \AA}.$$

Задача 1.4

Определить постоянную решетки кристалла LiI, если известно, что зеркальное отражение первого порядка рентгеновских лучей с длиной волны $2,10 \text{ \AA}$ ($1 \text{ \AA} = 1 \cdot 10^{-10} \text{ м}$) от естественной грани этого кристалла происходит при угле скольжения $10^\circ 5'$.

Решение

Постоянную решетки LiI найдем из формулы Вульфа–Брэгга $2d \sin \theta = n\lambda$, откуда

$$d = \frac{\lambda}{2 \sin \theta}, \quad d = \frac{2,1}{2 \sin 10^\circ 5'} \approx 6,00 \text{ \AA}.$$

Задача 1.5

Зная, что монокристалл серебра имеет кубическую гранецентрированную решетку (см. рис. 1.2, в), определить число ближайших «соседей» каждого атома серебра; число атомов, приходящихся на элементарную ячейку решетки; постоянную решетки, а наименьшее расстояние между атомами d . Молярная масса серебра $M = 107,88 \cdot 10^3$ кг/моль, плотность серебра $\rho = 1,05 \cdot 10^4$ кг/м³, постоянная Авогадро $N_A = 6,02 \cdot 10^{23}$ 1/моль.

Решение

Если взять атом в одной из вершин куба, то в каждой из взаимно перпендикулярных плоскостей у него окажется четыре соседа-атома в центрах граней. Всего соседей будет двенадцать.

На элементарную ячейку приходится по одному атому из расположенных в вершине куба и по три – из расположенных в центрах его граней: всего четыре атома.

Параметры кубической решетки определяются по формуле

$$a = \sqrt[3]{\frac{Mk}{\rho N_A \cdot q}},$$

где k – число атомов в элементарной ячейке;

$q = 1$ – число атомов (ионов) в молекуле.

Подставляя в полученные выражения числовые значения физических величин, получим

$$a = \sqrt[3]{\frac{107,88 \cdot 10^{-3} [\text{кг/моль}] \cdot 4}{1,05 \cdot 10^4 [\text{кг/м}^3] \cdot 6,023 \cdot 10^{23} [\text{моль}^{-1}] \cdot 1}} \approx 4,09 \cdot 10^{-10} \text{ м} = 4,09 \text{ \AA}.$$

$$d = \frac{\sqrt{2}}{2} a = 0,707 \cdot 4,09 \cdot 10^{-10} = 2,89 \cdot 10^{-10} \text{ м} = 2,89 \text{ \AA}.$$

Задача 1.6

Найти число элементарных ячеек в 1 см^3 кристалла магния с параметрами решетки $a = 3,2 \cdot 10^{-10}$ м и $c = 5,2 \cdot 10^{-10}$ м.

Решение

Так как решетка Mg гексагональная, то объем элементарной ячейки

$$V_1 = \frac{3\sqrt{3}}{2} \cdot a^2 \cdot c \approx 138,3 \cdot 10^{-24} \text{ см}^3.$$

Число элементарных ячеек в 1 см^3

$$n = \frac{V}{V_1} = \frac{1}{138,3 \cdot 10^{-24}} = 7,2 \cdot 10^{21}.$$

Задача 1.7

Определить параметр a и расстояние d между ближайшими соседними атомами кристалла кальция (решетка гранецентрированная кубическая). Плотность кристалла кальция $\rho = 1,55 \cdot 10^3 \text{ кг/моль}$.

Решение

Объем V элементарной ячейки в кристалле $V = a^3$,

$$V = \frac{V_M}{Z_M},$$

где V_M – объем одного моля;

Z_M – число элементарных ячеек в одном моле.

Приравняв правые части этих выражений, найдем $a^3 = \frac{V_M}{Z_M}$.

Объем одного моля $V_M = \frac{M}{\rho}$.

Число элементарных ячеек в одном моле

$$Z_M = \frac{N_A}{n},$$

где N_A – число Авогадро;

n – число атомов, приходящихся на одну ячейку.
Подставляя V_m и Z_m в формулу, получим

$$a^3 = \frac{nM}{\rho N_A},$$

отсюда $a = \sqrt[3]{\frac{nM}{\rho N_A}}$.

Подставим числовые значения величин в формулу для a , учитывая, что $n = 4$:

$$a = \sqrt[3]{\frac{4 \cdot 40 \cdot 10^{-3}}{1,55 \cdot 10^3 \cdot 6,02 \cdot 10^{23}}} = 5,56 \cdot 10^{-10} \text{ м.}$$

Расстояние d между ближайшими соседними атомами $d = \frac{a}{\sqrt{2}}$.

Подставляя в это выражение найденное ранее значение a , получим

$$d = \frac{5,56 \cdot 10^{-10}}{\sqrt{2}} = 3,93 \cdot 10^{-10} \text{ м.}$$

Задача 1.8

Кристаллическая структура железа при комнатной температуре представляет собой объемно центрированную кубическую решетку. При температуре 910 °С она переходит в гранецентрированную кубическую решетку. Замечено, что переход от одной структуры к другой сопровождается лишь незначительным изменением объема. Предполагая, что в таком переходе объем вовсе не изменяется, найти отношение d_1 / d_2 , где d_1 и d_2 – наименьшие расстояния между атомами металла соответственно в гранецентрированной и объемно центрированной решетках.

Решение

В гранецентрированном кристалле на одну ячейку приходится четыре молекулы, в объемно-центрированном – две (см. рис. 1.2, б). Каждый атом в кубической гранецентрированной решетке окружен двенадцатью ближайшими соседями, располагающимися на одинаковых расстояниях, равных

$$d_1 = \frac{a_1 \sqrt{2}}{2} = 0,707a,$$

где a_1 – длина ребра куба элементарной ячейки (или постоянная решетки).

Каждый атом в кубической объемно центрированной решетке имеет восемь ближайших соседей (см. рис. 1.2, б), располагающихся на расстоянии $d_2 = \frac{a_2 \sqrt{3}}{2}$.

Так как по предположению изменение объема при переходе от одной структуры к другой пренебрежимо мало, то объем, приходящийся на одну молекулу, не изменяется и, следовательно,

$$\frac{a_1^3}{4} = \frac{a_2^3}{2}.$$

Поэтому

$$\frac{d_1}{d_2} = \sqrt{\frac{2}{3}} \cdot (2)^{1/3} = 1,029.$$

З а д а ч а 1.9

Какое максимальное число линий может появиться на рентгенограмме от простой кубической решетки с параметром $a = 2,86 \cdot 10^{-10}$ м, если исследование ведется на кобальтовом излучении с длиной волны $1,789 \cdot 10^{-10}$ м?

Решение

По формуле Вульфа–Брэгга для кубической решетки имеем

$$\sin \theta = \frac{\lambda}{2a} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}.$$

Так как максимальное значение синуса θ равно единице, то

$$\sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \Big|_{\max} = \frac{4a^2}{\lambda^2},$$

$$\sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \Big|_{\max} = 10,2.$$

Следовательно, на рентгенограмме появятся линии от плоскостей, у которых сумма квадратов индексов Миллера не превышает 10, а именно

hkl	(100)	(100)	(111)	(200)	(210)	(211)	(220)	(300)	(310)
$h^2 + k^2 + l^2$	1	2	3	4	5	6	8	9	10

Задача 1.10

При съемке поликристаллического d -Fe ($a = 2,86 \cdot 10^{-10}$ м) в медном излучении ($\lambda_{Cu} = 1,54 \cdot 10^{-10}$ м) получена дифракционная линия, соответствующая $\theta = 22^\circ 25'$. Определить плоскость, от которой происходит отражение рентгеновского излучения.

Решение

Для кубического кристалла

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}.$$

Так как $\sin \theta = \frac{\lambda}{2a} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$, то

$$h^2 + k^2 + l^2 = \frac{(2a \sin \theta)^2}{\lambda^2} = 2, \text{ т. е. } h = 1; k = 1; l = 0.$$

Задача 1.11

Вычислить значение энергии кристаллической решетки NaCl, приняв $a_0 = 2,81 \cdot 10^{-10}$ м, если постоянная n , характеризующая потенциал сил отталкивания, равна 9,4, а постоянная Маделунга $\alpha_M = 1,75$.

Решение

Энергия кристаллической решетки, рассчитанная на один моль

$$U_{\text{реш}} = \frac{N_A \cdot \alpha_M e^2}{4\pi\epsilon_0 a_0} \left(1 - \frac{1}{n}\right) = \frac{6,02 \cdot 10^{23} \cdot 1,75 \cdot (1,6 \cdot 10^{-19})^2}{4 \cdot 3,14 \cdot 8,85 \cdot 10^{-12} \cdot 2,81 \cdot 10^{-10}} \left(1 - \frac{1}{9,4}\right) = 8 \cdot 10^5 \text{ Дж/моль.}$$

Задача 1.12

Энергия взаимодействия между двумя атомами в молекуле зависит от расстояния следующим образом:

$$U(r) = -\frac{\alpha}{r^n} + \frac{\beta}{r^m},$$

где α и β – постоянные.

Межатомное расстояние в положении равновесия $3 \cdot 10^{-10}$ м, энергия диссоциации молекулы 4 эВ. Вычислить значения коэффициентов α и β , если $n = 2$, $m = 10$. Найти силы, стремящиеся вернуть атомы в положение равновесия при изменении межатомного расстояния на 10 %.

Решение

При отклонении атома от положения равновесия возникает квази-упругая сила

$$|F| = \frac{\partial U}{\partial r} = \frac{n\alpha}{r^{n+1}} - \frac{m\beta}{r^{m+1}}.$$

В состоянии равновесия $F = 0$. Тогда

$$\frac{n\alpha}{r_0^{n+1}} - \frac{m\beta}{r_0^{m+1}} \text{ или } \frac{2\alpha}{r_0^3} - \frac{10\beta}{r_0^{11}}.$$

Откуда $\alpha = \frac{m5\beta}{r_0^8}$.

Так как энергия диссоциации $U_d = -\frac{2\alpha}{r_0^2} + \frac{\beta}{r_0^{10}}$,

то в результате подстановки $U_d = -\frac{5\beta}{r_0^{10}} + \frac{\beta}{r_0^{10}} = -\frac{4\beta}{r_0^{10}}$,

отсюда $\beta = -\frac{U_d r_0^{10}}{4}$, $\alpha = -\frac{5}{4} U_d \cdot r_0^2$.

Поскольку энергия диссоциации считается отрицательной, то α и β положительные.

После вычислений

$$\beta = -\frac{4 \cdot 1,6 \cdot 10^{19} (3 \cdot 10^{-10})^{10}}{4} \approx 9 \cdot 10^{115} \text{ Дж} \cdot \text{м}^{10};$$

$$\alpha = \frac{5}{4} \cdot 4 \cdot 1,6 \cdot 10^{-19} (3 \cdot 10^{-10})^2 \approx 7 \cdot 10^{-38} \text{ Дж} \cdot \text{м}^2.$$

Тогда сила, возвращающая атомы в положение равновесия:

$$F = \frac{2\alpha}{r^3} - \frac{10\beta}{r^{11}} = \frac{2 \cdot 7 \cdot 10^{-38}}{r^3} - \frac{10 \cdot 9 \cdot 10^{-115}}{r^{11}}.$$

При отклонении межатомных расстояний на 10 % ($r = 3,3 \cdot 10^{-10}$ м)

$$F = \frac{14 \cdot 10^{-38}}{(3,3 \cdot 10^{-10})^3} - \frac{90 \cdot 10^{-115}}{(3,3 \cdot 10^{-10})^{11}} = -5,2 \cdot 10^{-9} \text{ Н}.$$

2. ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ

2.1. Точечные дефекты

Идеальных кристаллов, в которых все атомы находились бы в положениях с минимальной энергией, практически не существует. Отклонения от идеальной решетки могут быть временными и постоянными. Временные возникают при воздействии на кристалл механических, тепловых и электромагнитных колебаний, при прохождении через кристалл потока быстрых частиц и т.д. К постоянным несовершенствам относятся:

- *точечные дефекты* (межузельные атомы, вакансии, примеси). Точечные дефекты малы во всех трех измерениях, их размеры по всем направлениям не больше нескольких атомных диаметров;

- *линейные дефекты* (дислокации, цепочки вакансий и межузельных атомов). Линейные дефекты имеют атомные размеры в двух измерениях, а в третьем они значительно больше размера, который может быть соизмерим с длиной кристалла;

- *плоские или поверхностные дефекты* (границы зерен, границы самого кристалла). Поверхностные дефекты малы только в одном измерении;

- *объемные дефекты или макроскопические нарушения* (закрытые и открытые поры, трещины, включения постороннего вещества). Объемные дефекты имеют довольно большие размеры, не соизмеримые с атомным диаметром, во всех трех измерениях.

Структурные несовершенства могут существенно изменить многие свойства кристаллов.

Первым видом отклонений от идеальной структуры являются тепловые колебания решетки, которые существуют в кристаллах при всех температурах. При любой температуре в решетке всегда найдутся атомы, энергия которых значительно превышает среднее значение энергии решетки, такие атомы могут покидать свои узлы и переходить в междоузлия.

Возникают сразу два дефекта: *вакансия* и *атом в междоузлии*. Перемещаясь по междоузлиям, атомы могут так далеко уйти от своих прежних соседей, что практически перестанут с ними взаимодействовать.

Дефекты, состоящие из вакансии и атома в междоузлии, называются *дефектами по Френкелю* (рис. 2.1).

Часть атомов, покинувших свои места, может переместиться к поверхности кристалла, надстраивая новый атомный слой. Оставшиеся в кристалле вакансии называют *дефектами по Шоттки* (рис. 2.2).

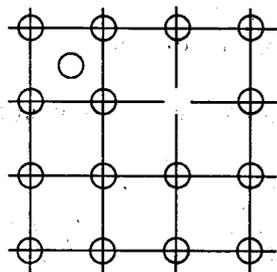


Рис. 2.1. Дефект по Френкелю

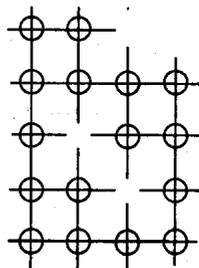


Рис. 2.2. Дефект по Шоттки

Как *межузельные атомы*, так и *вакансии* (т.е. узлы решетки, в которых отсутствуют атомы) являются термодинамически равновесными дефектами: при каждой температуре в кристаллическом теле имеется вполне определенное количество дефектов.

Для большинства металлов при достижении теплового равновесия основным видом точечных дефектов являются *вакансии*, т. к. они обладают самой низкой энергией образования по сравнению с другими дефектами.

Примеси имеются в решетках всегда, поскольку современные методы очистки кристаллов еще не позволяют получать кристаллы с содержанием примесных атомов менее 10^{11} см^{-3} . Если атом примеси замещает атом основного вещества в узле решетки, он называется *примесью замещения* (рис. 2.3). Если примесный атом внедряется в междуузлие, его называют *примесью внедрения* (рис. 2.4).

Точечные дефекты повышают энергию кристалла, т. к. на образование каждого дефекта была затрачена определенная энергия. Несмотря на увеличение энергии кристалла при образовании точечных дефектов, они могут находиться в термодинамическом равновесии в решетке, т. к. их образование приводит к росту энтропии. Как известно, равновесное состояние

характеризуется минимумом свободной энергии. Свободная энергия

$$E = U - TS.$$

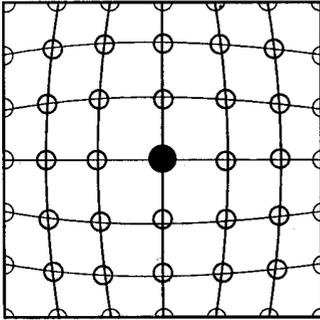


Рис. 2.3. Примесь замещения

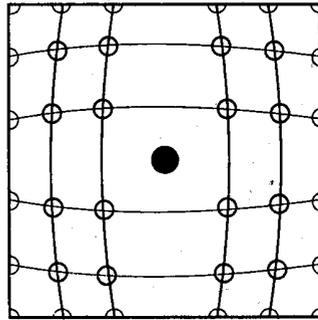


Рис. 2.4. Примесь внедрения

При образовании точечных дефектов растет полная энергия кристалла U , но одновременно возрастает связанная энергия TS . При повышенных температурах рост энтропийного члена TS из-за образования точечных дефектов компенсирует рост полной энергии кристалла U и свободная энергия оказывается минимальной.

Энтропия системы есть функция вероятности ее состояния

$$S = k \ln w,$$

где k – постоянная Больцмана;

w – число микросостояний или термодинамическая вероятность данного макросостояния.

Если макросостояние задается температурой, давлением и молярным объемом, то макросостояние задается положением, скоростью и направлением движения каждой частицы.

Точечные дефекты сильно увеличивают конфигурационную энтропию кристалла.

Если идеальный кристалл состоит из N одинаковых атомов, то для него характерна только одноструктурная конфигурация; если атомы поменять местами, то ничего не изменится, т. к. атомы одного сорта неразличимы.

Заменяя всего лишь один атом на вакансию, увеличивают число возможных структурных конфигураций с 1 до N (вакансия может находиться в любом из N узлов решетки). При увеличении числа вакансий резко возрастает число возможных способов размещения атомов по узлам решетки. Если в кристалле имеется N атомов и n вакансий, то число структурных конфигураций равно $\frac{(N+n)!}{N!n!}$. Из-за

вакансий конфигурационная энтропия возрастает на $\Delta S = k \ln \frac{(N+n)!}{N!n!}$.

Если энергию образования одной вакансии обозначить через E_v , то увеличение внутренней энергии кристалла ΔU при образовании n вакансий будет равно nE_v . Тогда изменение свободной энергии при образовании вакансий

$$\Delta F = \Delta U - T\Delta S = nE_v - kT \ln \frac{(N+n)!}{N!n!}.$$

Чтобы избавиться от факториалов, используют приближенную формулу Стирлинга $\ln x = x \ln x - x$ (она очень точна при больших значениях x), тогда

$$\Delta F = nE_v - kT [N+n \ln(N+n) - N \ln N - n \ln n]$$

Теперь легко подсчитать равновесную концентрацию вакансий, приравняв нулю первую производную от ΔF по n :

$$E_v - kT [n(N+n) - \ln n] = 0. \quad (2.1)$$

Отсюда получаем $\frac{n}{N+n} = e$.

Так как $N \gg n$, то можно записать $\frac{n}{N} = e^{-E_v/kT}$,

Следовательно, число вакансий можно рассчитать по формуле

$$n = Ne^{-E_v/kT}, \quad (2.2)$$

где k – постоянная Больцмана: $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К;
 e – основание натуральных логарифмов: $e = 2,7$;
 T – термодинамическая температура.

Вокруг пустого узла или атома в междоузлии решетка искажена. Точечный дефект можно рассматривать в первом приближении как центр сжатия (рис. 2.5, а) или расширения (рис. 2.5, б) в упругой среде. Напряжения и деформации вокруг такого центра убывают обратно пропорционально третьей степени расстояния от него.

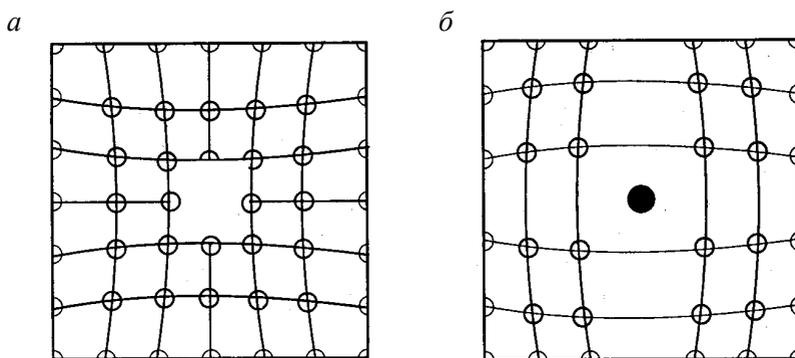


Рис. 2.5. Деформация кристаллической решетки:
а – при наличии вакансии; б – в случае атома в междоузлии

Важной особенностью точечных дефектов является их подвижность. Перемещение дефектов связано с преодолением потенциальных барьеров, высота которых определяется природой дефекта, структурой решетки и направлением перемещения дефекта. На рис. 2.6, а показано, что в слое плотноупакованных шаров (атомов) для перемещения одного из шаров на вакантное место он должен несколько раздвинуть шары 1 и 2 (или сжаться сам). Следовательно, для перехода из положения в узел, где энергия атома минимальна, в соседний вакантный узел, где энергия также минимальна, атом должен пройти через состояние с повышенной потенциальной энергией — преодолеть потенциальный барьер (рис. 2.6, б).

Для этого атому необходимо получить от соседей избыток энергии, который он теряет, перемещаясь в новое положение. *Высота энергетического барьера называется энергией миграции вакансии E_M , а точнее – энергией активации миграции вакансии.* Экспериментально установлено, что для гранцентрированных кубических (ГЦК) металлов

$$E_M \approx 8T_{пл} \approx E_B.$$

Для объемно центрированных (ОЦК) металлов энергия миграции вакансий несколько меньше. Это объясняется более рыхлой решеткой, большими расстояниями между атомами, вследствие чего атому при перескоке приходится преодолевать меньшее сопротивление со стороны соседей. Поэтому вакансии в ОЦК металлах более подвижны. Зная энергию активации миграции вакансии, можно рассчитать скорость их движения. Расчеты показывают, что *вакансии могут двигаться по телу с гигантскими $V_b = 10^2$ см/с* (по сравнению с их размерами ($V_b = (0,5 - 0,8)a^3$; $a \approx 10^{-10}$ м) скоростями.

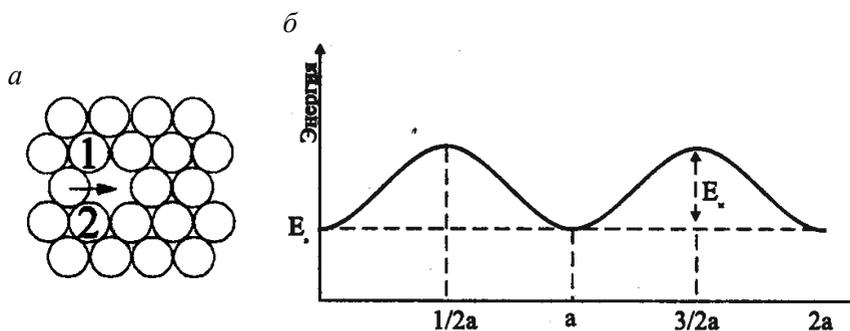


Рис. 2.6. Подвижность точечных дефектов:

a – перемещение одного из атомов на вакантное место;

б – изменение энергии вакансии при ее движении по решетке в направлении *x*

Перескоки вакансий приводят к перемещению атомов, т.е. к самодиффузии примесных атомов замещения. Вакансионный механизм является основным диффузионным механизмом.*

* Диффузия – перемещение атомов, обусловленное их тепловым движением в

При взаимодействии между собой точечные дефекты одного или разных видов могут объединяться в пары (дивакансии) и более крупные комплексы. При образовании дивакансий уменьшается поверхностная энергия одиночных вакансий. Выигрыш в поверхностной энергии обеспечивает устойчивость спаренной вакансии. Энергия связи дивакансии колеблется от 0,06 до 0,5 эВ. Дивакансии более подвижны, чем моновакансии. Считают, что дивакансии вносят заметный вклад в диффузионные процессы из-за своей большой подвижности. Совокупность вакансий может превратиться в дислокацию.

Для получения фиксированных концентраций вакансий и управления с их помощью процессами применяют закалку металла (резкое охлаждение после высоких температур), пластическую деформацию, облучение быстрыми нейтронами, электронами, рентгеновскими лучами. Чем тяжелее частица, тем больше атомов смещается. Так, на один бомбардирующий электрон с энергией, приблизительно равной $1,6 \cdot 10^{-13}$ Дж, возникает одна френкелевская пара. А один нейтрон с энергией $1,6 \cdot 10^{-13}$ Дж в 1 см алюминия смещает в среднем несколько тысяч атомов.

а. Методы определения концентрации вакансий, энергии их образования

Прямые данные о концентрации вакансий можно получить сравнивая при нагревании изменение длины образца $\left(\frac{\Delta L}{L}\right)$ с изменением периода решетки $\left(\frac{\Delta a}{a}\right)$.

Разность между относительным приростом длины и относительным увеличением периода решетки (рис. 2.7), умноженная на три (умножение на три необходимо, чтобы перейти к изменениям на единицу объема):

$$\frac{n}{N} = 3 \left(\frac{\Delta L}{L} - \frac{\Delta a}{a} \right), \quad (2.2)$$

жидкой или в твердой фазе, на расстояние, большее периода решетки.

где n – концентрация вакансий;

N – число атомов в кристалле.

Определив температурную зависимость концентрации вакансий, по формуле (2.1) легко вычислить энергию их образования E_B .

Можно использовать также следующий косвенный метод определения концентрации вакансий. При невысоких температурах электросопротивление линейно растет с температурой. При высоких температурах экспериментальные точки не укладываются на прямую, давая положительные отклонения от нее (ΔR). Если считать, что добавочное электросопротивление ΔR при каждой температуре возникает из-за сильного увеличения концентрации вакансий при нагревании и пропорционально этой концентрации, тогда

$$\Delta R \approx e \frac{-E_B}{kT},$$

а $\ln \Delta R = \text{const} - \frac{E_B}{k} \cdot \frac{1}{T}$. В полулогарифмических координатах $\ln \Delta R - \frac{1}{T}$ получаем прямую, по тангенсу угла наклона поворот которой легко можно подсчитать энергию образования вакансий E_B . Зная ее, по формуле (2.1) для разных температур нетрудно рассчитать $\frac{n}{N}$.

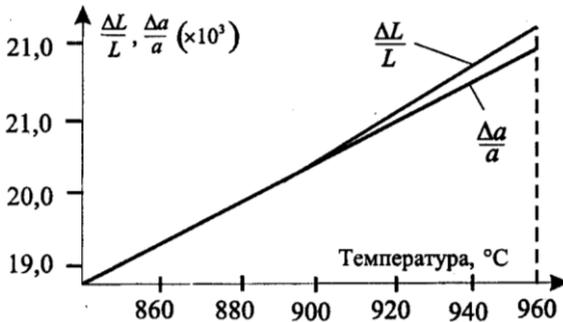


Рис. 2.7. Изменение длины образца $\left(\frac{\Delta L}{L}\right)$ и периода решетки $\left(\frac{\Delta a}{a}\right)$ при термическом расширении серебра

В другой группе методов используют закалочные эксперименты. Косвенный метод определения концентрации вакансий при закалочных экспериментах состоит в следующем: приняв, что в результате заковки с температуры $T_{\text{зак}}$ прирост электросопротивления

$$\Delta\rho = \rho e^{\frac{-E_{\text{в}}}{kT_{\text{зак}}}},$$

получаем $\ln \Delta\rho = \ln \Delta\rho_0 - \frac{E_{\text{в}}}{k} \cdot \frac{1}{T_{\text{зак}}}$. По тангенсу угла наклона

прямой в координатах $\ln \Delta\rho - \frac{1}{T_{\text{зак}}}$ определяют $E_{\text{в}}$, а по ее значению

по формуле (2.2) при разных температурах вычисляют $\frac{n}{N}$.

2.3. Дислокации. Вектор Бюргерса

Впервые представление о дислокации в 1934 г. независимо друг от друга ввели Орован, Поляни и Тейлор для того, чтобы объяснить тот факт, что *наблюдаемая прочность металлов примерно в тысячу раз меньше, чем вычисленная теоретически*. В настоящее время существование дислокаций и их сильное влияние на механические, электрические, химические свойства тел подтверждено многочисленными и разнообразными данными.

Различают дислокации краевые и винтовые. Наиболее простой и наглядный способ введения дислокаций в кристалл – сдвиг.

На рис. 2.8 показан параллелепипед, верхняя часть которого сдвинута относительно нижней на одно межатомное расстояние, причем зафиксировано положение, когда сдвиг охватил не всю плоскость скольжения от правой грани параллелепипеда до левой, а лишь часть плоскости скольжения. $ABCD$ – участок плоскости скольжения, в котором произошел сдвиг; AB – граница этого участка.

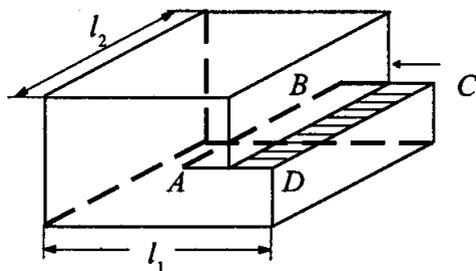


Рис. 2.8. Сдвиг, создавший краевую дислокацию АВ.
Стрелка – вектор сдвига (l_1 и l_2 – длина и ширина кристалла соответственно)

На рис. 2.9 для случая примитивной кубической решетки показан разрез параллелепипеда по атомной плоскости, перпендикулярной линии АВ на рис. 2.8. В этом сечении кристалл имеет n вертикальных атомных плоскостей. В результате показанного на рис. 2.8 сдвига на одно межатомное расстояние n вертикальных атомных плоскостей, расположенных выше плоскости скольжения, оказываются напротив $(n - 1)$ вертикальных атомных плоскостей, расположенных ниже плоскости скольжения (на рис. 2.9 – девять против восьми). Одна вертикальная атомная плоскость в верхней половине кристалла уже не имеет продолжения в нижней половине кристалла. Такую «лишнюю», неполную атомную плоскость называют *экстраплоскостью*.

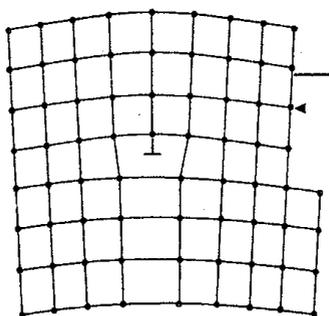


Рис. 2.9. Краевая дислокация в примитивной кубической решетке.
Стрелка – вектор сдвига

Можно представить и другой путь появления экстраплоскости: мысленно расщепить кристалл по вертикали сверху вниз до половины высоты и вставить в него сверху лишний атомный слой.

Лишний атомный слой (экстраплоскость) действует как клин, изгибая решетку вокруг своего нижнего края внутри кристалла (см. рис. 2.9). Наиболее существенно то, что в некоторой области непосредственно вблизи края экстраплоскости внутри кристалла решетка сильно искажена. Выше края экстраплоскости межатомные расстояния меньше нормальных, а ниже края – больше их. Атом на самой кромке экстраплоскости имеет меньше соседей, чем атом внутри совершенной решетки. Таким образом, вдоль края экстраплоскости тянется область с несовершенной решеткой.

Область несовершенства кристалла вокруг края экстраплоскости называется краевой дислокацией. В одном измерении протяженность этого несовершенства такая же, как и длина края экстраплоскости, т.е. размер ее макроскопический. В плоскости, перпендикулярной краю экстраплоскости, область рассматриваемого несовершенства имеет малые размеры – от двух до десяти атомных диаметров. Можно себе мысленно представить, что рассматриваемая область несовершенства находится внутри трубы, осью которой является край экстраплоскости. Вне этой трубы строение кристалла близко к идеальной решетке, а внутри (в так называемом ядре дислокации) сильно искажено. Положение центра ядра дислокации в кристаллографической плоскости, являющейся плоскостью чертежа, обозначается знаком \perp . Совокупность таких центров в параллельных атомных плоскостях образует линию дислокации. Линия краевой дислокации перпендикулярна вектору сдвига.

Дислокацию называют положительной, если экстраплоскость находится в верхней части кристалла, а если в нижней — то отрицательной. Различие между положительной и отрицательной краевыми дислокациями чисто условное.

Можно дать еще одно определение дислокации: *дислокацией называется линейное несовершенство, образующее внутри кристалла границу зоны сдвига.* Эта граница отделяет ту часть плоскости скольжения, где сдвиг уже прошел, от той части, где он еще не начинался.

Понятие о винтовой дислокации в физику твердого тела ввел Бюргерс в 1939 г.. Если в кристалле сделать надрез по плоскости $ABCD$ (рис. 2.10, a) и сдвинуть правую (переднюю) часть кристалла вниз на один период решетки (рис. 2.10, b), то образовавшаяся при таком сдвиге ступенька на верхней грани не проходит через всю ширину кристалла, оканчиваясь в точке B .

Простая кубическая решетка в рассматриваемом случае выглядит так, как показано на рис. 2.11. У переднего края кристалла (вблизи точки A) сдвиг произошел ровно на один период решетки так, что верхняя атомная плоскость справа от точки A сливается в единое целое со второй сверху плоскостью слева от точки A . Так как надрез $ABCD$ дошел только до середины кристалла, то правая часть кристалла не может целиком сдвинуться по отношению к левой на один период решетки.

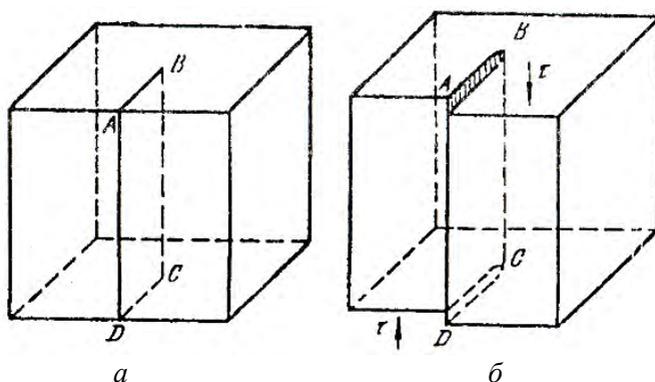


Рис. 2.10. Сдвиг, создавший винтовую дислокацию:
 a – кристалл до сдвига надрезан по $ABCD$; b – кристалл после сдвига;
 $ABCD$ – зона сдвига

Величина смещения правой части по отношению к левой уменьшается по направлению от точки A к точке B . Верхняя атомная плоскость оказывается изогнутой (см. рис. 2.11). Точно так же деформируется вторая сверху атомная плоскость; ее правая часть у передней грани кристалла смещается на один период решетки и сливается в единое целое с третьей сверху атомной плоскостью. Эта плоскость в своей правой части смещается вниз и сливается с четвертой сверху плоскостью и т.д. Если до сдвига кристалл состоял

из параллельных горизонтальных атомных слоев, то после несквозного сдвига по плоскости $ABCD$ он превратился в одну атомную плоскость, закрученную в виде геликоида (винтовой лестницы) (рис. 2.12).

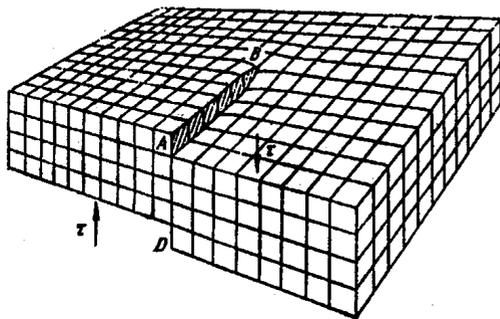


Рис. 2.11. Кристалл с винтовой дислокацией

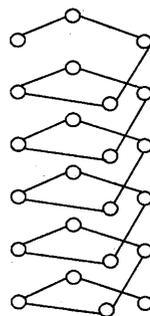


Рис. 2.12. Расположение атомов в области винтовой дислокации

Таким образом после сдвига по плоскости $ABCD$ вдали от линии BC решетка остается совершенной, а вблизи от линии BC вдоль нее тянется область несовершенства. В одном измерении – вдоль линии BC – область несовершенства имеет макроскопический размер, а в других она очень мала (ее размеры по нормали к линии BC составляют несколько периодов решетки). *Несовершенная область вокруг линии BC называется винтовой дислокацией.*

В отличие от краевой дислокации, которая всегда перпендикулярна вектору сдвига, винтовая дислокация ему параллельна. Другое принципиальное отличие винтовой дислокации от краевой состоит в следующем. Краевая дислокация в определенной кристаллографической плоскости может быть образована сдвигом только по этой плоскости. Винтовая же дислокация может образоваться при сдвиге по любой кристаллографической плоскости, содержащей линию дислокации, по любой поверхности, оканчивающейся на этой линии. Если на рис. 2.10 сделать надрез по плоскости, находящейся под любым углом к $ABCD$, но так, чтобы этот надрез оканчивался в кристалле на линии BC , то после сдвига образуется та же винтовая дислокация BC . Таким образом, винтовая дислокация в отличие от краевой не определяет плоскость сдвига однозначно.

Мерой искаженности кристаллической решетки, обусловленной присутствием в ней дислокации, является **вектор Бюргерса**. Чтобы оценить степень искаженности решетки, следует сравнить несовершенный кристалл с совершенным. Для этого строят так называемый контур Бюргерса.

Контуром Бюргерса называется замкнутый контур произвольной формы, построенный в реальном кристалле путем последовательного обхода дефекта от атома к атому в совершенной области кристалла.

На рис. 2.13, *a* показано построение контура Бюргерса вокруг краевой дислокации. За исходную точку принят атом *A*. Строя контур, пойдём вверх в совершенной области от атома к атому. Пройдя вверх шесть межатомных расстояний, в точке *B* остановимся и пойдём налево; через шесть межатомных расстояний достигнем точки *C* и пойдём вниз. Вниз от точки *C*, отсчитав шесть межатомных расстояний, попадем в точку *D*, находящуюся на одном уровне с точкой *A*.

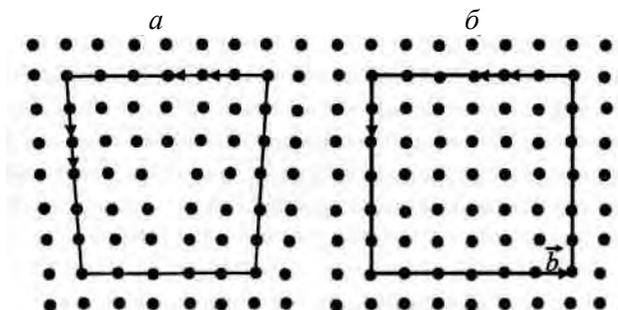


Рис. 2.13. Контур Бюргерса вокруг краевой дислокации (а) и эквивалентный контур в совершенном кристалле (б); \vec{b} – вектор Бюргерса

Чтобы замкнуть контур на отрезке *DA*, необходимо пройти не произвольное, а строго определенное число межатомных расстояний – ровно пять. Замкнутая линия *ABCD*, соединяющая атомы совершенной области решетки и охватывающая краевую дислокацию, является контуром Бюргерса.

Проведем соответствующий контур в совершенном кристалле (рис. 2.13, б). Контур в этом случае получается незамкнутым. Вектор \vec{b} , проведенный из точки E в точку A' и замыкающий контур, являются вектором Бюргерса. Величина вектора Бюргерса не зависит от того, насколько контур Бюргерса удален от дислокации. Чем дальше от дислокации располагается этот контур, тем меньше упругие смещения атомов в совершенной области, но тем длиннее контур, и сумма всех упругих смещений, накопившихся при его обходе, неизменна.

Вектор Бюргерса характеризуется следующими особенностями:

1. Величина вектора Бюргерса дискретна. Он равен межатомному расстоянию или кратен ему.

2. Вектор Бюргерса нормален к линии краевой дислокации и параллелен линии винтовой дислокации. Вдоль линии смешанной дислокации угол между ней и вектором Бюргерса в разных точках имеет разную величину.

3. У дефектов недислокационного типа он равен нулю. Если построить контур Бюргерса вокруг любого точечного дефекта или линейного дефекта недислокационного типа (вокруг цепочки атомов или вакансий), то соответствующий контур в идеальном кристалле окажется замкнутым.

4. Вектор Бюргерса одинаков вдоль всей линии дислокации, т.е. является инвариантом дислокации.

Из инвариантности вектора Бюргерса вытекает следствие: дислокация не может обрываться внутри кристалла. Дислокация может обрываться только на его границе.

5. Вектор Бюргерса и линия дислокации однозначно определяют возможную плоскость (поверхность) скольжения.

Поскольку вектор Бюргерса – очень важная количественная характеристика дислокации, необходимо уметь обозначить его так, чтобы запись отражала направление и величину вектора.

Если вектор \vec{b} по трем координатным осям X, Y, Z имеет составляющие b_x, b_y, b_z , то это записывается так: $\vec{b} = [b_x \ b_y \ b_z]$. Величину вектора Бюргерса (его мощность) легко определить по формуле

$$b = |\vec{b}| = \sqrt{b_x^2 + b_y^2 + b_z^2}.$$

За направление осей X , Y и Z обычно принимают кристаллографическое направление ребер элементарной ячейки данной решетки. В случае кубической решетки составляющие по осям b_x , b_y и b_z можно выразить через период элементарной ячейки a . Этот период войдет в общий наибольший делитель na , где n – некоторое число. Тогда

$$\vec{b} = na [u \ v \ w]$$

Здесь u , v и w – целые числа, а $[u \ v \ w]$ – символ кристаллографического направления вектора Бюргера.

Мощность же его

$$b = na\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}.$$

Рассмотрим форму записи трех векторов Бюргера \vec{b}_1 , \vec{b}_2 и \vec{b}_3 в примитивной кубической решетке (рис. 2.14). Для вектора \vec{b}_1 составляющие по осям $\vec{b}_{1x} = 0$, $\vec{b}_{1y} = a$ и $\vec{b}_{1z} = 0$. Следовательно, $\vec{b}_1 = a [0 \ 1 \ 0]$. Это значит, что направлением вектора \vec{b}_1 является кристаллографическое направление $[0 \ 1 \ 0]$, а его мощность

$$a\sqrt{0+1^2+0} = a.$$

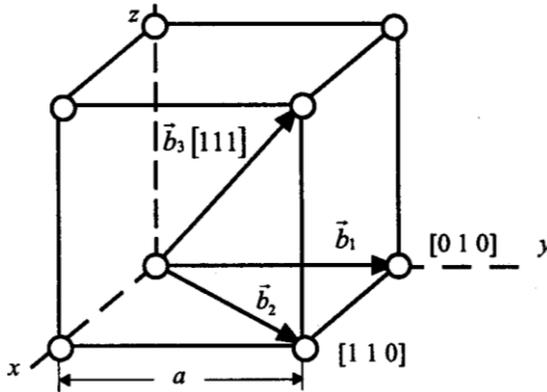


Рис. 2.14. Векторы Бюргера в примитивной кубической решетке

Для вектора \vec{b}_2 : $b_{2x} = a$, $b_{2y} = a$, $b_{2z} = 0$; $\vec{b}_2 = [a\ 0\ 0] = a[1\ 0\ 0]$ его величина равна $a\sqrt{1^2 + 1^2 + 0} = a\sqrt{2}$.

Для вектора \vec{b}_3 имеем $\vec{b}_3 = [a\ a\ a] = a[1\ 1\ 1]$ Его мощность

$$a\sqrt{1^2 + 1^2 + 1^2} = a\sqrt{3}.$$

6. Вектор Бюргера определяет энергию дислокации. Энергия дислокации пропорциональна квадрату вектора Бюргера:

$$E_d = aGb^2 L,$$

где $a = 0,5 - 10$;

L – длина дислокации;

G – модуль сдвига.

7. Силы, действующие на дислокации.

Сила, действующая на единицу длины дислокации, равна произведению вектора Бюргера на касательное напряжение в плоскости скольжения. Эта сила перпендикулярна линии дислокации и направлена к той части плоскости скольжения, где скольжение еще не произошло:

$$f = b \cdot \tau.$$

Важная характеристика дислокационной структуры – плотность дислокаций.

Плотность дислокаций – это суммарная длина всех линий дислокации в единице объема:

$$\rho = \frac{\sum L_i}{V}, \text{ см}^{-2}.$$

Плотность дислокаций определяют и как число дислокаций, пересекающих единицу площади

$$\rho = \frac{N}{S}.$$

В хорошо отожжённых кристаллах $\rho = 10^4 - 10^6 \text{ см}^{-2}$; в сильно деформированных кристаллах $\rho = 10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

В отличие от точечных дефектов дислокации являются термодинамически неравновесными дефектами: их количество не зависит от температуры.

Дислокации являются источниками больших и дальнедействующих упругих полей. Напряжения от дислокаций спадают очень медленно ($\sigma \sim r_1$). Эти поля напряжений играют определяющую роль в развитии процесса разрушения.

Энергия дислокации определяется как полями дальнедействующих напряжений, так и энергией ядра дислокации, но в ядре заключено всего 15–20 % суммарной энергии. Энергия единицы длины краевой дислокации

$$E_{\text{в}} \approx \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{r_1}{r_0},$$

а энергия винтовой дислокации

$$E_{\text{в}} \approx \frac{Gb^2}{4\pi} \ln \frac{r_1}{r_0}.$$

В этих выражениях G – модуль сдвига; ν – коэффициент Пуассона; r_0 и r_1 – так называемые внутренний и внешний радиусы области сдвига; b – вектор Бюргера. Внутренний радиус охватывает искажения в ядре дислокации и, следовательно, имеет размеры порядка 10^{-7} см, в то время как для внешнего радиуса можно приближенно принять среднее расстояние между соседними дислокациями (например, 1 см).

Согласно теории дислокации могут группироваться в ряды и сетки, образуя границы различно ориентированных блоков, а также перемещаться под действием небольших напряжений, вызывая пластическую деформацию кристалла. Скопления дислокаций на препятствиях вызывают большие местные напряжения и служат источниками микротрещин – зародышей разрушения. Дислокационная теория роста кристаллов утверждает, что спиральный характер роста плотно упакованных граней кристалла вызывается винтовыми дислокациями.

2.4. Методы прямого наблюдения дислокаций

Для непосредственного наблюдения дислокаций разработаны различные методы: декорирование дислокаций примесными атомами, обнаружение дислокаций с помощью электронного микроскопа, травление мест выхода дислокаций на поверхность.

2.4.1. Метод ямок травления

Одним из наиболее распространенных методов наблюдения дислокаций является метод ямок травления. Этот метод широко используют для исследования полупроводниковых кристаллов, некоторых галоидных соединений, у которых плотность дислокаций мала, а также при изучении литых отожженных и слабдеформируемых металлов (в среднем плотность дислокаций не должна превышать $10^7 - 10^8$ см²).

Метод состоит в том, что кристалл погружается в подходящую среду, например, расплав, жидкий раствор или газообразный химический реагент, в результате чего в местах выхода дислокаций на поверхность появляются небольшие ямки травления (ЯТ). Появление ЯТ в местах выхода дислокаций обусловлено тем, что в

ядре дислокации свободная энергия повышена и растворение идет быстрее, чем вдали от дислокации. Ядро дислокации действует на центр растворения. Под микроскопом ЯТ становится видна тогда, когда она достигает размеров namного порядков больше, чем ширина ядра дислокации.

В настоящее время успешно применяют различные методы травления: термическое, вакуумное, химическое, электролитическое.

Для получения надежных картин травления первостепенное значение имеет препарирование поверхности. Для металлических образцов обычная методика приготовления поверхности образца — электролитная полировка. Но она обычно дает поверхность, покрытую окисной пленкой. Поэтому часто образец подвергают старению для того, чтобы прошла сегрегация (осаждение) примесных атомов вдоль линии дислокации и возникли чувствительные точки выхода дислокаций в этой поверхности.

Деформированный поверхностный слой механически отполированного образца нужно удалить химической полировкой, прежде чем проводить избирательное травление, т. к. иначе результаты будут ненадежными. Травители обычно избираются чисто эмпирически.

В случае ионных кристаллов всегда, когда возможно, поверхность скола следует предпочитать всякой другой поверхности, если скалывание не сопровождается деформированием образца.

Необходимо учитывать, что результат травления поверхности сильно зависит от ее кристаллографической ориентации. Плотнупакованные плоскости легче поддаются травлению, чем остальные плоскости кристалла. Поэтому для каждой плоскости бывает нужен свой травитель. Так как в кристалле скорость растворения зависит от направления, то часто, но не всегда, ЯТ имеют четко различимую кристаллографическую огранку. Например, в кристаллах с ГЦК решеткой в плоскости $\{111\}$ ЯТ имеют треугольную форму, а в плоскости $\{100\}$ — квадратную (рис. 2.15). При отклонении плоскости шлифа от этих кристаллографических плоскостей треугольники и квадраты искажаются.

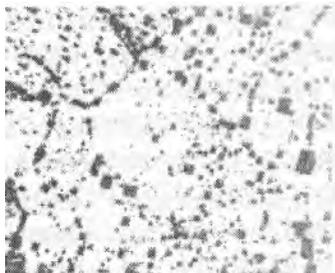


Рис. 2.15. Ямки травления вдоль малоугловых границ в монокристалле алюминия

Главный вопрос, который возникает при использовании метода ямок травления, заключается в том, все ли ямки травления на шлифе являются местами выхода дислокаций и каждая ли дислокация дает ямку при травлении. Центрами растравливания могут служить разные включения, скопления примесей недислокационного происхождения и другие дефекты в решетке.

Для доказательства пользуются другим независимым методом выявления дислокаций, например, декорированием. Метод декорирования состоит в том, что кристалл нагревают до такой температуры, при которой вдоль линий дислокаций выделяются маленькие, но видимые частицы. Дэш показал, что в Si линии декорированных дислокаций в инфракрасном микроскопе на поверхности оканчиваются ямками травления.

При использовании сколотого образца (в случае ионных кристаллов) воспроизводимость и надежности результатов избирательного травления оценивают, сравнивая две половинки образца. Картина распределения ЯТ на одной половинке образца должна быть зеркальным отражением картины, полученной на другой половинке.

В случае металлических образцов при многократном травлении после электрополировки каждый раз должна выявляться одна и та же картина распределения ЯТ (в пределах зерна или блока), поскольку линии дислокаций идут от поверхности вглубь металла.

ЯТ обычно выявляют места выхода дислокаций на поверхность, и это дает возможность прямого измерения плотности дислокаций.

Постепенно удаляя поверхностные слои и проводя после каждого слоя избирательное травление, можно исследовать распределение дислокаций в объеме материала.

Поскольку ЯТ имеют определенную глубину, они могут дать некоторые указания относительно общего направления линий дислокаций. Если линия дислокации выходит на поверхность под прямым углом к ней, то ЯТ оказывается симметричной. Если же линия дислокации пересекается с поверхностью не под прямым

углом, то образуется слегка асимметричная ЯТ. По такой асимметрии можно судить о наклоне линии дислокации.

С помощью метода избирательного травления была решена одна из сложных проблем – изучена зависимость скорости движения отдельных дислокаций от приложенного напряжения.

Джонсон и Гилман в качестве образца взяли кристалл LiF. Путем вдавливания индентора (призмы) в кристалл ввели свежие дислокации. Получалась маленькая розетка, а затем поверхность кристалла сполировывалась до тех пор, пока не оставалась только одна полупетля. После этого к образцу в течение известного отрезка времени прикладывалось определенное напряжение. Расстояние, пройденное дислокационной петлей, определялось путем сравнения картин травления. Оказалось, что скорость перемещения дислокации сильно зависит от приложенного напряжения. При некотором критическом напряжении она быстро вырастает, а затем приближается к некоторому предельному значению.

Методом ЯТ Амелинском (на кристаллах карбида кремния) и Янгом (на меди) была доказана правильность объяснения процесса полигонизации, предложенного Котреллом, т.е. процессе перестройки дислокаций в равновесную конфигурацию, при которой краевые дислокации выстраиваются одна над другой. Было доказано, что для выстраивания в стенку необходимо и скольжение, и переползание дислокаций, т.е. смещение дислокаций в направлении, перпендикулярном их плоскости скольжения. Установлено, что на первой стадии, которая может переходить и во время скольжения, дислокации перестраиваются в своих плоскостях скольжения. На следующей стадии после нагрева дислокации выстраиваются одна над другой в вертикальные стенки.

С помощью метода ЯТ можно выявить распределение дислокаций в линиях или полосах скольжения.

2.4.2. Наблюдение дислокаций в тонких фольгах или наблюдение дислокаций методом просвечивающей электронной микроскопии

Фольга для исследования дислокационной структуры в электронном микроскопе должна быть прозрачной для электронов и поэтому иметь толщину не более 0,5 мкм. Чем больше атомный номер

элемента, тем сильнее он поглощает электроны и тем тоньше должна быть фольга. Обычная ее толщина 0,1–0,2 мкм. Такую фольгу получают электролитической и химической полировкой катаной фольги толщиной 0,02–0,3 мм или тонкой пластинки, вырезанной из исследуемого массивного материала. Электронные лучи, проходя через тонкую металлическую фольгу, частично дифрагируют на кристаллической решетке, отражаясь от ее атомных плоскостей по закону Вульфа–Брэгга и отклоняясь при этом от направления первичного пучка.

Интенсивность пучка лучей, прошедших через фольгу и узкую диафрагму, отсекающую отклоненные лучи, равна разности интенсивностей падающего на фольгу первичного пучка и дифрагированных лучей. Чем больше интенсивность дифрагированных лучей, тем меньше интенсивность пучка, пропущенного диафрагмой и создающего изображение на экране. В результате на снимках вблизи дислокации вертикальные атомы плоскости будут изогнуты в противоположные стороны. И если кристалл в целом отклонен от отражающего положения, то участок справа от дислокации может оказаться ближе к отражаемому положению, а слева – дальше от него (или наоборот). Следовательно, через участок кристалла справа от дислокации в направлении первичного пучка пройдут лучи меньшей интенсивности, и в результате на экране получится темное изображение этого участка в виде линий шириной $50\text{--}200 \text{ \AA}$. Таким образом, при просвечивании металлической фольги электронными лучами из-за дифракционного контраста возникает изображение искаженного участка решетки, расположенной по одну сторону от краевой дислокации.

Фольга может быть ориентирована так, что в отражающее положение попадают искаженные области кристалла по обе стороны от центра дислокации и на экране возникает двойное изображение. При изменении наклона фольги двойное изображение заменяется одинарным. В зависимости от условий дифракции дислокация может изображаться также пунктирными и волнистыми линиями. Пунктирность и волнистость изображений легко устранить небольшим наклоном фольги. Благодаря сравнительно малой ширине изображения дислокаций просвечивающая

электронная микроскопия позволяет изучать материалы и сплавы со средней плотностью дислокаций до 10^{11} см⁻². Это единственный метод, который дает возможность наблюдать отдельные дислокации и распределение их в сильно наклепанном металле (рис. 2.16).

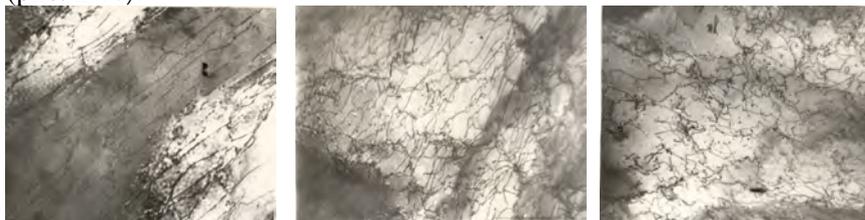


Рис. 2.16. Электронно-микроскопические снимки дислокационной структуры деформированного алюминия. С увеличением степени деформации уменьшается пробег дислокаций, плотность дислокаций растет, образуются сложные дислокационные сплетения и нагромождения. $\times 25000$

Методом просвечивания металлических фольг изучают форму линий дислокаций, образование диполей, границы субзерен, определяют вектор Бюргера, плотность дислокаций. Плотность дислокаций определяют как отношение суммарной длины дислокационных линий L к объему фольги:

$$L = \frac{4}{\pi} L_{\pi},$$

где L_{π} – суммарная длина проекций дислокационных линий, непосредственно измеряемая на электронно-микроскопических снимках. Для измерения L_{π} используют метод секущих. На снимках определяют число пересечений дислокаций n со случайными секущими длиной L_0 на площади S . Так как

$$L_{\pi} = \frac{\pi n S}{2 L_0},$$

то

$$\rho = \frac{L}{Sh} = \frac{2\pi}{L_0 h'}$$

где h – толщина фольги.

2.5. Кинетические свойства дислокаций

Важным свойством дислокаций является их способность к перемещению по кристаллу под действием небольших механических напряжений, вызывая пластическую деформацию кристалла. Имеется плоскость, называемая плоскостью скольжения, в которой энергия дислокации периодически меняется. При движении в этой плоскости средняя потенциальная энергия дислокации сохраняется, поэтому такое движение называется консервативным. Плоскость скольжения проходит через ось дислокации и вектор Бюргера. Это значит, что у каждой дислокации (кроме винтовой) есть одна и только одна плоскость скольжения. У винтовой дислокации бесконечное множество плоскостей скольжения.

При перемещении по плоскости скольжения дислокации приходится преодолевать потенциальные барьеры W_n (рис. 2.17), называемые рельефом Пайерлса. В решетке каждого типа имеются свои плоскости с низкими барьерами Пайерлса (обычно это плоскости с малыми индексами Миллера). Эти плоскости называются плоскостями легкого скольжения.

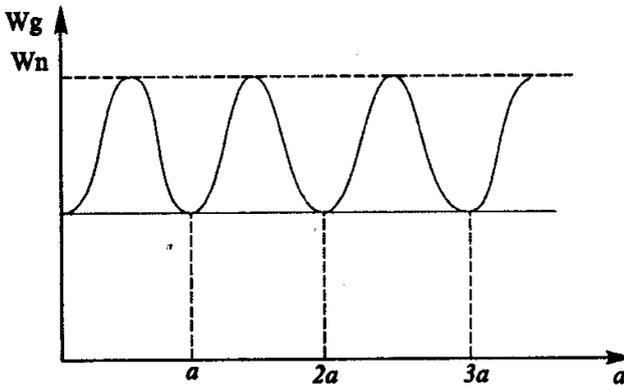


Рис. 2.17. Изменение энергии дислокации при перемещении ее по плоскости скольжения

В табл. 2.1 приведены характерные плоскости легкого скольжения для ряда металлов при комнатных температурах.

Таблица 2.1

Тип решетки и элемент	Плоскость сдвига	Направление сдвига
ГЦК (Cu, Al, Au, Ni, Pb)	(111)	[110]
ОЦК (α -Fe, Cr, Mo, W)	(110), (112), (123)	[110]
ГПУ (Zn, Mg, Cd, Ti, Be)	(0001), (10 $\bar{1}$ 1), (10 $\bar{1}$ 0) (11 $\bar{2}$ 2)	[2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0]
Простая кубическая (NaCl)	(110)	[$\bar{1}$ $\bar{1}$ 0]

Если плоскость скольжения дислокации совпадает с одной из плоскостей легкого скольжения решетки, то дислокация может скользить при относительно низких напряжениях. *Причем скорость движения дислокации – порядка скорости звука*, поэтому она называется подвижной. В противном случае для перемещения дислокации нужны очень большие напряжения (часто $\sigma \approx \sigma_{теор}$) и она называется сидячей.

Расчет напряжения сдвига τ , необходимого для движения дислокаций, впервые провели Пайерлс и Набарро:

$$\tau = \frac{2G}{1-\nu} e^{\frac{2\pi a}{(1-\nu)c}},$$

где G – модуль сдвига;

ν – коэффициент Пуассона;

a и c – постоянные решетки (a – межплоскостное расстояние, c – расстояние между атомами в направлении скольжения). Значит, чем больше a и чем плотнее упакована плоскость скольжения, тем меньше напряжение сдвига. Если $a = c$ и $\nu = 0,35$, то $\tau = 2 \cdot 10^{-4} G$, т.е. более чем в тысячу раз меньше модуля сдвига.

Если дислокация проходит расстояние x по плоскости скольжения в кристалле длиной l , высотой h и толщиной t , возникает пластическая деформация сдвига:

$$\gamma = \frac{x t}{l} \cdot \frac{b}{h}$$

Если в кристалле имеется N дислокаций, параллельных направлению x , и все они проходят в среднем расстояние λ , то полная деформация будет равна

$$\gamma = \frac{\lambda b}{h l} \cdot N$$

Если ввести плотность дислокаций $\rho = \frac{N}{l h}$, то

$$\gamma = \rho \lambda b$$

Движение под углом к плоскости скольжения называется переползанием. Оно может идти только с поглощением или испусканием точечных дефектов: вакансий или межузельных атомов. Поэтому общая энергия кристалла при этом изменяется, а само такое движение называется *неконсервативным*.

Скорость переползания зависит от гомологической температуры θ :

$$\theta = \frac{T}{T_{пл}}$$

Весь температурный интервал условно разбивают на три участка: $0 < \theta < 0,25$ – низкие температуры, переползание отсутствует; $0,25 < \theta < 0,6$ – средние температуры, переползание ограничено;

$0,6 < \theta < 1$ – высокие температуры, переползание идет интенсивно.

Винтовая дислокация обладает совершенно особыми кинетическими свойствами, очень важными как для пластичности, так и для прочности. Уже упоминалось, что она имеет бесконечное множество плоскостей скольжения. Несколько таких плоскостей (обычно 2–4) являются плоскостями легкого скольжения. Поэтому винтовая дислокация является подвижной сразу в нескольких

плоскостях. Переход винтовой дислокации или ее участка из одной плоскости скольжения в другую называется поперечным скольжением (рис. 2.18, 2.19).

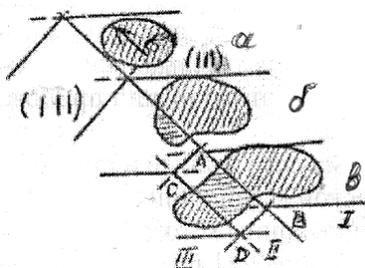


Рис. 2.18. Схема поперечного (б) и двойного поперечного (в) скольжения петли дислокации в ГЦК решетке: I – исходная плоскость скольжения; II – плоскость поперечного скольжения; III – плоскость скольжения, параллельная исходной

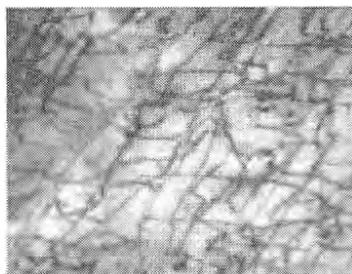


Рис. 2.19. Поперечное скольжение дислокаций. Фотография сделана при помощи электронного микроскопа. $\times 25000$

Благодаря поперечному скольжению осуществляется переход дислокаций из одних плоскостей скольжения в другие и размножение дислокаций.

2.6. Образование дислокаций и их размножение

Первоначальное образование дислокаций происходит при переходе вещества из жидкого в твердое состояние в процессе возникновения центров кристаллизации и роста вокруг них кристаллов. Одна из причин зарождения дислокаций в период кристаллизации – возникновение напряжений. Когда происходит ориентированное на-растание (эпитаксия) кристалла на подложку, то сопряжение двух решеток из-за имеющегося всегда небольшого их несоответствия, вызывает упругие напряжения в подложке и эпитаксиальном слое. Когда толщина эпитаксиального слоя достигает некоторой критической величины, компенсация несоответствия решеток подложки и растущего кристалла становится энергетически более выгодной не только в результате упругой деформации по всей поверхности сопряжения двух

решеток, а частично за счет дислокаций, возникающих на этой поверхности (рис. 2.20). Чем больше степень несоответствия двух решеток, тем выше плотность дислокаций.

Плотность первичных дислокаций может увеличиваться за счет так называемых процессов размножения. Для этого нужно приложить к телу весьма малые напряжения.

В 1950 г. Франк и Рид предложили весьма остроумный и простой механизм размножения в процессе пластической деформации (рис. 2.21).

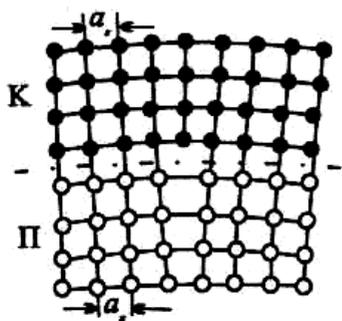


Рис. 2.20. Скольжение дислокации в период кристаллизации:
 К – кристалл; П – подложка, $a_k \neq a_п$

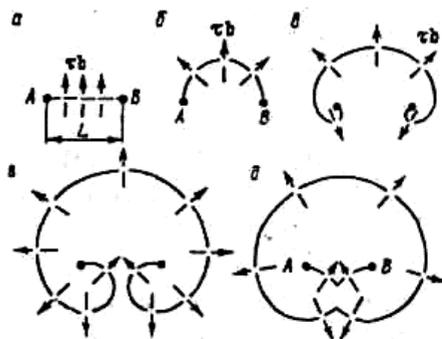


Рис. 2.21. Этапы образования дислокационной петли плоским источником Франка–Рида

Источником дислокаций является дислокация, концы которой AB закреплены (например, примесными атомами). На рис. 2.21 плоскость чертежа является плоскостью скольжения, содержащей линию дислокации AB . Приложенные однородные напряжения τ выгибают линию дислокации в дугу (рис. 2.21, б), а линейное натяжение дислокации стремится ее выпрямить. По мере роста касательного напряжения дуга все больше выгибается и радиус ее уменьшается, а сила линейного натяжения, которая стремится вернуть линию к прямолинейной конфигурации, возрастает. Когда дуга становится полуокружностью, то ее радиус $r = L/2$, где L – длина дислокации, r – это минимальный радиус, и ему соответствует максимальное значение касательного напряжения

$$\tau_{кр} = \frac{2\alpha Gb}{L}.$$

Принимая $\alpha = 0,5$, получаем

$$\tau_{кр} = \frac{Gb}{L}.$$

Для цветных металлов при $G = 4 \cdot 10^{10}$ Н/м², $b = 2,5 \cdot 10^{-10}$ м и $L = 10^{-6}$ м $\tau_{кр} = 1 \cdot 10^6$ Н/м².

При любых значениях $\tau < \tau_{кр}$ дуга стабильна. При любом небольшом превышении $\tau_{кр}$ петля самопроизвольно расширяется, описывая все большую и большую площадь (рис. 2.21 в, з). Поэтому *напряжение, требующееся для выгибания линии дислокации в полукружность, называют критическим.*

Расширение происходит путем образования двух спиралей до тех пор, пока левая и правая части спиралей не замкнутся. В месте соприкосновения встречаются участки дислокаций противоположного знака. Они взаимно уничтожаются (аннигилируют), в результате чего отщепляется замкнутая дислокационная петля, а между точками A и B вновь восстанавливается дислокационный сегмент. *Дислокационная петля свободно расширяется как отдельная дислокация и может разрастись до такого состояния, что выйдет на поверхность кристалла, в результате чего произойдет элементарный акт пластической деформации на величину, равную вектору Бюргерса.*

При уходе петли на большое расстояние, когда ее напряжение на линии AB мало по сравнению с внешними силами, сегмент AB снова начнет испускать новую петлю и т. д. Такое зарождение новых дислокаций от одного источника AB может происходить бесконечное число раз. *Сегмент дислокации AB называется источником Франка–Рида.*

Источник Франка–Рида может возникнуть и в результате двойного поперечного скольжения (рис. 2.22).

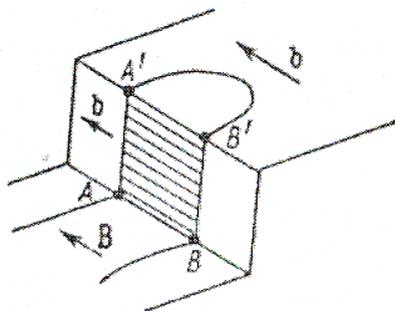


Рис. 2.22. Схема возникновения источника Франка–Рида в результате двойного поперечного скольжения

Рассмотрим для этого дислокацию, у которой винтовой сегмент AB (см. рис. 2.22) претерпел поперечное скольжение, образовав петлю $AA'B'B'$ в новой плоскости винтового сегмента. Сегмент $A'B'$, являясь винтовым, может путем повторного поперечного скольжения перейти в новую плоскость скольжения, параллельную первоначальной. Если точки A' и B' фиксированы, то участки дислокации $A'B'$ действуют как источник Франка–Рида.

2.7. Границы зерен и субзерен. Дефекты упаковки. Двойники

Границей зерна или субзерна называют поверхность, по обе стороны от которой кристаллические решетки различаются пространственной ориентацией.

Границы с разориентацией соседних зерен менее 10° относятся к малоугловым, а с большей разориентацией – к высокоугловым. Все субзеренные границы – малоугловые и высокоугловые – состоят из дислокаций. Чем больше угол разориентировки, тем меньше расстояние между дислокациями (рис. 2.23).

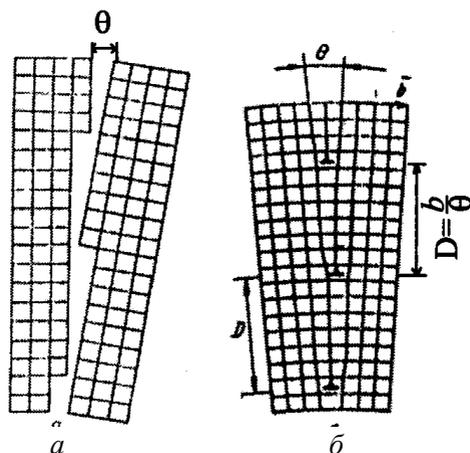


Рис. 2.23. Образование стенки дислокации при срастании зерен во время кристаллизации:

a – до срастания; *б* – после срастания

Малоугловые границы возникают при росте кристаллов из расплава, при пластической деформации, при дорекристаллизационном отжиге после холодной деформации. Образование стенок дислокаций, приводящее к делению кристалла на субзерна – полигоны (многоугольники), называется *полигонизацией*. Если, например, до отжига в изогнутом кристалле дислокации были хаотично распределены по плоскостям скольжения, то в результате отжига при полигонизации они выстраиваются одна над другой в вертикальные стенки (рис. 2.24). Внутри полигонов почти не остается дислокаций (рис. 2.25).

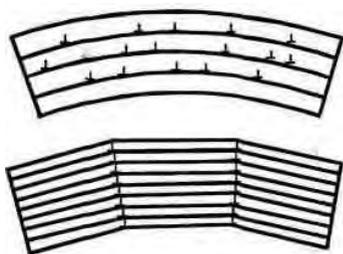


Рис. 2.24. Схема полигонизации:
a – хаотическое расположение краевых дислокаций в изогнутом кристалле;
б – вертикальные стенки из дислокаций после полигонизации



Рис. 2.25. Сетки дислокаций по границам субзерен. $\times 25000$

Малоугловая граница притягивает к себе точечные дефекты, в том числе и примесные атомы, вследствие упругого взаимодействия с ними дислокаций, составляющих границу. Это притяжение, как вытекает из изложенного выше, реализуется в зоне, простирающейся всего на несколько межатомных расстояний от бесконечной границы. Примесные атмосферы тормозят миграцию малоугловых границ, стабилизируя субструктуру.

Малоугловые границы выявляются на шлифах в виде цепочек ямок травления (см. рис. 2.19), каждая из которых должна соответствовать дислокации в стенке дислокаций. Под электронным микроскопом на фольгах границы субзерен выявляются в виде сеток дислокаций (см. рис. 2.25).

$$D = \frac{b}{\theta},$$

где θ – угол разориентации;

b – вектор Бюргерса;

D – расстояние между дислокациями в стенке.

Угол разориентировки θ определяет энергию малоугловой границы:

$$E_{\text{гп}} = E_0 \theta (A - \ln \theta).$$

где E_0 и A – константы (E_0 пропорциональна модулю сдвига и вектору Бюргерса). Согласно этой формуле и многим экспериментальным данным с увеличением θ энергия малоугловой границы непрерывно возрастает.

Границы зерен, выросших из разных центров при кристаллизации и фазовых превращениях в твердом состоянии, чаще всего бывают высокоугловыми. Высокоугловые границы – это «старейший» вид дефектов кристаллического строения металлов, обнаруженный в самых ранних металлографических работах при изучении под микроскопом протравленной поверхности шлифов.

Хотя описанию границ зерен посвящена обширная литература, до сих пор строгая общая теория высокоугловых границ не создана.

Дефекты упаковки – отступления от закономерного расположения плотноупакованных слоев или прослойка с нарушенным

чередованием плотноупакованных слоев. Дефект упаковки можно создать разными путями: сдвигом в плоскости плотнейшей упаковки, удалением или, наоборот, внедрением одной плотноупакованной плоскости (или части ее) и другими способами (рис. 2.26, 2.27).

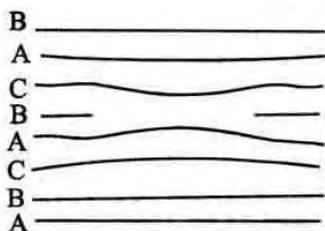


Рис. 2.26. Дефект упаковки вычитания в ГЦК решетке

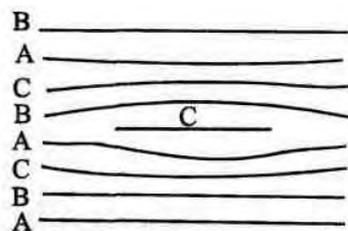


Рис. 2.27. Дефект упаковки внедрения в ГЦК решетке

Дефект упаковки имеет атомные размеры в одном измерении и значительно большие размеры в двух других измерениях, т.е. является представителем поверхностных (двумерных) дефектов.

Дефект упаковки при просвечивании фольги электронным пучком дает характерную систему светлых и темных полос.

Появление дефекта упаковки не изменяет ни числа ближайших соседей, ни расстояния до них. Но, как показывает зонная теория, из-за изменения в расположении чередующихся слоев (не ближайших) возрастает энергия электронного газа. Следовательно, с появлением дефекта упаковки связан избыток энергии, который называется энергией дефекта упаковки. Теория показывает, что у одновалентных металлов (Cu, Ag, Au) энергия дефектов упаковки мала ($20 - 40 \text{ мДж/м}^2$), у многовалентных (Al, Mg, Zn) велика ($135 - 340 \text{ мДж/м}^2$). Экспериментально энергию дефекта упаковки оценивают косвенным путем по энергии двойниковой границы.

Двойникование – образование в монокристалле областей с закономерно измененной ориентацией кристаллической структурой. Структуры двойниковых образований либо являются зеркальным отражением атомной структуры материнского кристалла (матрицы) в определенной плоскости, либо образуются поворотом структуры матрицы вокруг кристаллографической оси на некоторый угол, постоянный для данного вещества, или другими преобразованиями

симметрии кристаллов. Пара – матрица и двойниковое образование – называется *двойником*.

Двойники образуются под воздействием механических нагрузок, в результате отжига, при электрокристаллизации. На рис. 2.28 представлен двойник как результат зеркального отражения кристаллического участка в двойниковой плоскости (112).

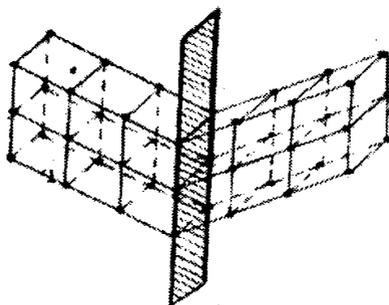


Рис. 2.28. Кристаллический двойник, заштрихована плоскость двойниковаия

Контрольные вопросы

1. Когда в кристалле могут возникать дефекты?
2. Изменяется ли энергия частиц кристаллической решетки, расположенных вблизи дефектов?
3. Возможны ли процессы диффузии при отрицательных температурах?
4. Как изменяется энергия кристалла при возрастании количества (плотности) дислокации?
5. Могут ли дислокации перемещаться внутри кристалла без действия внешней нагрузки?
6. Что такое переползание дислокаций?
7. Могут ли с течением времени одни дефекты превращаться в другие?
8. Что представляет собой источник Франка–Рида?
9. При каких условиях происходит полигонизация?
10. Вычислить величину пластического сдвига, возникающего в результате выхода из кристалла всех дислокаций, образовавшихся при его росте, приняв $b = 2 \cdot 10^2$ см, $h = l = t = 1$ см и приняв исходное число дислокаций в кристалле, равным 10^6 .

11. Определить общую длину всех дислокаций в 1 см^3 отожженного и холоднодеформированного кристалла из значений, приведенных в разделе 2.3.

Примеры решения задач

Задача 2.1

Для образования вакансии в алюминии требуется энергия примерно $0,75 \text{ эВ}$ ($1 \text{ эВ} = 1,6 \cdot 10^{-19} \text{ Дж}$). Сколько существует вакансий на один атом кристалла в состоянии термодинамического равновесия при комнатной температуре? При $600 \text{ }^\circ\text{C}$?

Решение

Число вакансий в кристалле, содержащем N атомов:

$$n = Ne^{-\frac{E_g}{kT}}.$$

или число вакансий на один атом

$$n' = \frac{n}{N} = e^{-\frac{E_g}{kT}}.$$

При температуре 300 К

$$n' = e^{-\frac{0,75 \cdot 1,6 \cdot 10^{-19}}{1,38 \cdot 10^{-23} \cdot 300}} \approx 2 \cdot 10^{-13},$$

при температуре 873 К

$$n' = e^{-\frac{0,75 \cdot 1,6 \cdot 10^{-19}}{1,38 \cdot 10^{-23} \cdot 873}} \approx 5 \cdot 10^{-7}.$$

Задача 2.2

Рассчитать отношение числа дефектов по Шоттки к числу дефектов по Френкелю при комнатной температуре, если энергия E_v для образования вакансии $0,75 \text{ эВ}$, а для образования дефекта внедрения $E_q = 3 \text{ эВ}$.

Решение

Число дефектов по Шотки $n_1 = e^{-E_B/kT}$, число дефектов по Френкелю $n_2 = e^{-E_g/2kT}$.

Разделив первое уравнение на второе, получаем

$$\frac{n_1}{n_2} = \frac{e^{-E_B/kT}}{e^{-E_g/2kT}} = e^{\frac{(3-2 \cdot 0,75) \cdot 1,6 \cdot 10^{-19}}{2 \cdot 1,38 \cdot 10^{-23} \cdot 300}} = e^{28}.$$

Задача 2.3

Вычислить, насколько должен раздвинуть атом своих соседей при помещении его в междоузлие гранецентрированной кубической решетки.

Решение

Если длина ребра куба гранецентрированной кубической решетки равна a , то расстояние от центра междоузлия до ближайших сферических частиц, занимающих узлы решетки и расположенных в центре граней куба, составит $\frac{a}{2} \left(1 - \frac{\sqrt{2}}{2}\right)$.

Отношение объема полости к объему одного атома с радиусом $\frac{a\sqrt{2}}{4}$ равно

$$K = \left[\frac{2}{\sqrt{2}} \left(1 - \frac{\sqrt{2}}{2}\right) \right]^3 = \left(\sqrt{2}-1\right)^3 \approx 0,07.$$

Таким образом, при помещении атома в междоузлие он должен раздвинуть ближайших соседей на 93 % своего объема.

Задача 2.4

Показать, что число дефектов Френкеля в твердом теле при температуре T определяется следующим соотношением:

$$E = kT \ln \frac{(N-n)(N'-n)}{n^2},$$

где E – энергия, необходимая для того, чтобы переместить атом из нормального положения в узле в междоузлие;

N – число узлов в кристалле;

N' – число возможных междоузлий в состоянии равновесия.

Решение

Если предположить, что при тепловом равновесии n атомов покинули свои положения равновесия, то атомы могут разместиться в междоузлиях ρ' способами, причем

$$\rho' = \frac{N'!}{(N'-n)!n!},$$

а дырки, или вакантные узлы, могут разместиться ρ способами, причем

$$\rho = \frac{N!}{(N-n)!n!},$$

здесь N – общее число возможных междоузлий;

N' – общее число атомов в решетке).

Увеличение энтропии, вызванное перемещением атомов:

$$S = k \left[\ln \frac{N!}{(N-n)!n!} + \ln \frac{N'!}{(N'-n)!n!} \right].$$

Применяя формулу Стирлинга, получаем

$$S = k \left[N \ln N - (N-n) \ln(N-n) - n \ln n \right] + k \left[N' \ln N' - (N'-n) \ln(N'-n) - n \ln n \right]$$

Увеличение внутренней энергии, обусловленное переходом атомов в междоузлия:

$$U = nE.$$

Тогда свободная энергия этого процесса

$$F = nE - TS.$$

В состоянии теплового равновесия

$$\left(\frac{\partial F}{\partial n} \right)_T = 0.$$

После дифференцирования получим

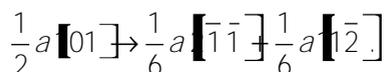
$$E = kT \ln \frac{(N-n)(N'-n)}{n^2}.$$

Если $n \ll N, N'$, то $n = \sqrt{NN'} e^{-E/2kT}$.

Для кубических кристаллов $N = N'$, поэтому $n = Ne^{-E/2kT}$.

Задача 2.5

Является ли энергетически выгодным протекание дислокационной реакции в металле, имеющем ГЦК структуру:



Решение

Вектор Бюргера исходной дислокации $b_1 = \frac{a}{\sqrt{2}}$, а векторы

Бюргера новых дислокаций $b_2 = \frac{a}{\sqrt{6}}$ и $b_3 = \frac{a}{\sqrt{6}}$.

Выполняется условие $b_1^2 > b_2^2 + b_3^2 \left(\frac{a^2}{2} > \frac{a^2}{6} + \frac{a^2}{6} \right)$, т.е.

расщепление дислокации является энергетически выгодным.

Задача 2.6

В параллельных плоскостях алюминия, расстояние между которыми $d = 90 \cdot 10^{-10}$ м, находятся параллельные краевые дислокации

с вектором Бюргера $b = \frac{1}{2}a [10]$ на расстоянии друг от друга

$L = 180 \cdot 10^{-10}$ м (рис. 2.29). Вычислить силу, действующую на единицу длины дислокации. Известно, что для алюминия модуль сдвига $G = 2,56 \cdot 10^{10}$ Па, коэффициент Пуассона $\nu = 0,31$, параметр элементарной ячейки $a = 4,049 \cdot 10^{-10}$ м.

Решение

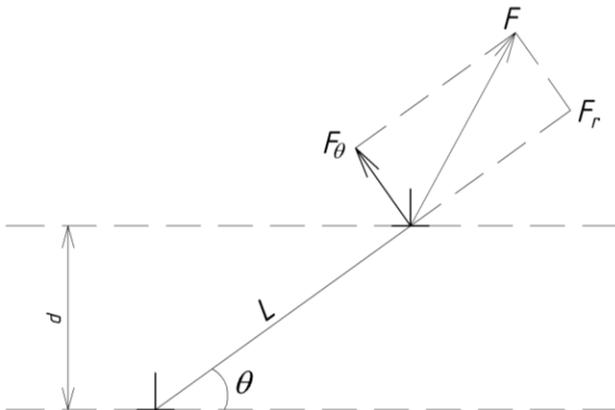


Рис. 2.29. Взаимодействие краевых дислокаций.

Радиальная компонента силы $F_r = \frac{Gb^2}{2\pi(1-\nu)L}$.

Тангенциальная компонента силы $F_\theta = \frac{Gb^2}{2\pi(1-\nu)} \cdot \frac{\sin 2\theta}{L}$.

Результирующая сила $F = \sqrt{F_r^2 + F_\theta^2} = \frac{Gb^2 \sqrt{1 + \sin^2 2\theta}}{2\pi(1-\nu)L}$. Вектор

Бюргера дислокации $b = \frac{\sqrt{2}}{2} a$. Угол $\theta = \arcsin\left(\frac{d}{L}\right) = 30^\circ$.

Поэтому $F = \frac{Ga^2 \sqrt{7}}{8\pi(1-\nu)L} = 0,036 \text{ Н}$.

3. ЭЛЕМЕНТЫ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ

3.1. Деформация. Напряжение. Закон Гука. Модули упругости, коэффициент Пуассона

*Изменение формы и размеров тела под действием внешних сил называется **деформацией**. Деформация называется **упругой**, если после прекращения действия внешних сил тело принимает первоначальные размеры и форму.* Деформации реального тела всегда пластические, т. к. они после прекращения действия внешних сил никогда полностью не исчезают. Однако если остаточные деформации малы, то ими можно пренебречь и рассматривать упругие деформации.

В теории упругости доказывается, что все виды деформации (растяжение и сжатие, сдвиг, изгиб, кручение) могут быть сведены к происходящим одновременно деформациям растяжения (или сжатия) и сдвига.

Рассмотрим однородный цилиндрический стержень длиной l и площадью поперечного сечения S (рис. 3.1, а), к концам которого приложены направленные вдоль его оси силы F , в результате чего длина стержня меняется на величину Δl (при растяжении Δl – положительно, при сжатии Δl – отрицательно).

а

б

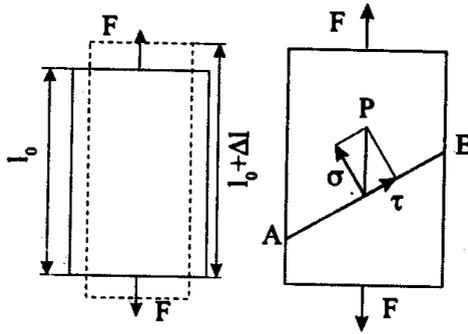


Рис. 3.1. Деформация стержня:

- a* – изменение формы и размеров тела под действием растягивающей силы;
- b* – возникновение нормальных и касательных напряжений в теле при его нагружении

Количественной мерой, характеризующей степень деформации, является *относительная деформация*. Относительное изменение длины стержня ϵ (продольная деформация) равно

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l}, \quad (3.1)$$

а относительное поперечное растяжение (сжатие) ϵ' равно

$$\epsilon' = \frac{\Delta d}{d},$$

где d – диаметр стержня (ϵ и ϵ' всегда имеют разные знаки: при растяжении Δl положительно, а Δd – отрицательно; при сжатии Δl – отрицательно, а Δd – положительно). Из опыта вытекает взаимосвязь ϵ и ϵ'

$$\epsilon' = -\nu \epsilon,$$

где ν – положительный коэффициент, зависящий от свойств материала, называемый *коэффициентом Пуассона*.

Во всяком теле, подверженном действию внешних сил, возникают внутренние силы. Внутренние силы возникают вследствие деформации твердого тела: атомы или ионы, образующие кристаллическую решетку, смещаются относительно своих положений равновесия, а силы связи между ними противодействуют этому смещению как внутренние силы.

Сила, действующая на единицу площади поперечного сечения, называется **напряжением**. На рис. 3.1, б приведена схема, когда на образец действует растягивающая сила F , которая вызывает напряжение P . Это напряжение можно разложить на *нормальную* σ (перпендикулярно сечению AB) и *касательную* τ (в сечении AB) составляющие.

Рост нормальных и касательных напряжений приводит к различным последствиям. Рост нормальных напряжений приводит к хрупкому разрушению. Касательные напряжения вызывают пластическую деформацию. Отношение максимальных касательных τ_{\max} к максимальным нормальным напряжениям σ_{\max} , действующим в детали, называется *коэффициентом жесткости нагружения* α :

$$\alpha = \frac{\tau_{\max}}{\sigma_{\max}}.$$

Чем меньше коэффициент жесткости нагружения α , т.е. чем выше нормальные напряжения, тем более жестким является данный способ нагружения.

Английский физик Р. Гук экспериментально установил, что для малых деформаций *относительное удлинение ϵ и напряжение σ прямо пропорциональны друг другу:*

$$\sigma = E\epsilon, \tag{3.2}$$

где коэффициент пропорциональности E называется модулем упругости или *модулем Юнга*. Для стали $E_{ст} = 2 \cdot 10^{11}$ Па, для алюминия $E_{ал} = 0,7 \cdot 10^{11}$ Па, для чугуна $E_{чугуна} = 1,5 \cdot 10^{11}$ Па, для древесины $E_{древ} = 0,1 - 1,2 \cdot 10^{10}$ Па, для бетона $E_{бет} = 1,0 - 3,0 \cdot 10^{10}$ Па.

Модуль упругости отражает важное для техники свойство материалов – их жесткость, а вместе с геометрическими характеристиками сечений (площади, моменты инерции и др.) характеризует жесткость элементов конструкций.

Модуль Юнга численно равен напряжению, при котором относительная деформация равна 1. Из формул (3.1) и (3.2) вытекает, что

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l} = \frac{\sigma}{E} = \frac{F}{ES}$$

или

$$F = \frac{ES}{l} \Delta l = k \Delta l, \quad (3.3)$$

где $k = \frac{ES}{l}$ – коэффициент упругости.

Выражение (3.3) также формулирует закон Гука, согласно которому удлинение стержня пропорционально действующей на стержень силе.

Деформацию сдвига проще всего осуществить, если взять брусок, имеющий форму прямоугольного параллелепипеда, и приложить к нему силу F (рис. 3.2), касательную к его поверхности (нижняя часть бруска закреплена неподвижно):

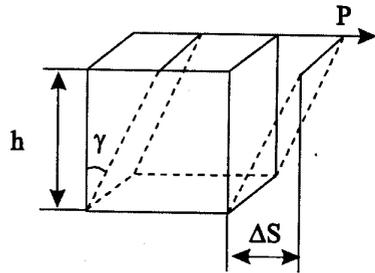


Рис. 3.2. Деформация сдвига в бруске, имеющем форму параллелепипеда

$$\operatorname{tg} \gamma = \frac{\Delta S}{h},$$

где ΔS – абсолютный сдвиг параллельных слоев тела относительно друг друга;

h – расстояние между слоями (для малых углов $\operatorname{tg} \gamma \approx \gamma$). В соответствии с законом Гука

$$\gamma = \frac{\tau}{G},$$

где τ – тангенциальное напряжение,

G – модуль упругости при сдвиге (модуль сдвига).

Из основных констант упругости E и ν можно получить их производные, например модуль объемной деформации K и постоянную Ламе λ :

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} = \frac{\tau}{\gamma} \approx 0,4E,$$

$$K = \frac{E}{1-2\nu} = \frac{3\sigma_0}{\theta},$$

где σ_0 – среднее напряжение: $\sigma_0 = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$;

θ – объемная деформация: $\theta = (\epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z)$;

$$\lambda = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}.$$

Постоянная Ламе применяется, например, при записи уравнений обобщенного закона Гука (см. раздел 3.4), решенных относительно нормальных напряжений:

$$\sigma_x = \lambda + 2G\epsilon_x, \quad \sigma_y = \lambda + 2G\epsilon_y, \quad \sigma_z = \lambda + 2G\epsilon_z.$$

Значения модулей упругости E и G зависят от ориентировки образца относительно кристаллографических осей. Соответственно число упругих констант кристалла больше, чем для изотропного тела и меняется в зависимости от симметрии кристалла.

В самом общем случае (триклинная система с минимальной симметрией) нужен 21 модуль упругости, чтобы связать напряжения с деформациями. Число независимых постоянных уменьшается, когда симметрия кристаллической системы возрастает. Так, для кубической системы необходимы только три модуля. В случае изотропного тела для описания напряжений достаточно двух модулей: модуля Юнга E и модуля сдвига или кручения. Сложное

напряженно-деформированное состояние характеризуется тензорами напряжений (σ) и деформаций (ϵ).

3.2. Деформации упругие, пластические, уругопластические, вязкоупругие

Механические свойства материалов определяют их поведение при деформации и разрушении от действия внешних нагрузок.

В зависимости от условий нагружения механические свойства могут определяться:

- 1) при *статическом нагружении*, когда нагрузка на образец возрастает медленно и плавно;
- 2) *динамическом нагружении*, когда нагрузка возрастает с большой скоростью – имеет ударный характер;
- 3) *повторно-переменном* или *циклическом* нагружении, когда нагрузка в процессе испытания многократно изменяется по величине или по величине и направлению.

Для определения механических свойств при статических испытаниях в справочниках наиболее часто приводят свойства, полученные при испытании на растяжение.

В лабораториях испытание на растяжение проводится на специальных машинах, которые записывают диаграмму растяжения зависимости удлинения образца Δl от действующей нагрузки, т.е. $\Delta l = f(P)$. Однако для получения данных по механическим свойствам, приводимым в справочнике, на основе диаграммы растяжения строят другую диаграмму: зависимость относительного удлинения ϵ (%) от напряжения σ .

На рис. 3.3 приведена типичная диаграмма растяжения металлического образца. Из рисунка видно, что линейная зависимость $\sigma(\epsilon)$, установленная Гуком, выполняется лишь в очень узких пределах, до так называемого *предела пропорциональности* $\sigma_{п}$. При дальнейшем увеличении напряжения деформация еще упругая (хотя зависимость $\sigma(\epsilon)$ уже нелинейна) и до предела упругости σ_u , остаточные деформации не возникают.

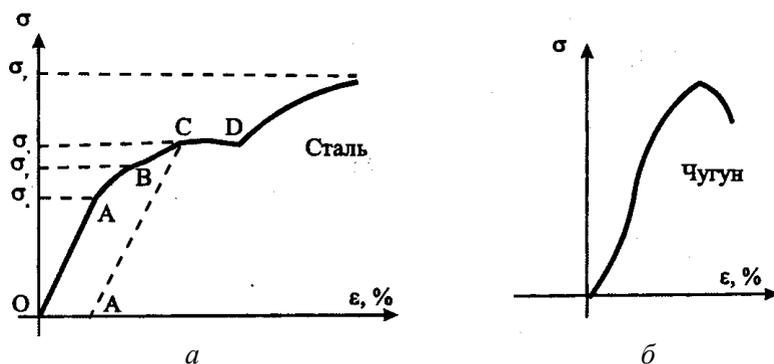


Рис. 3.3. Диаграмма растяжения металла в координатах
напряжение σ – относительная деформация ϵ (%):
а – растяжение стали; б – растяжение чугуна

За пределом упругости в теле возникают остаточные деформации и график, описывающий возвращение тела в первоначальное состояние после прекращения силы, изобразится не кривой BO , а параллельной ей – CF . Напряжение, при котором появляется заметная остаточная деформация (приблизительно 0,2 %), называется пределом текучести σ_t – точка C на кривой. В области CD деформация возрастает без увеличения напряжения, т.е. тело как бы течет.

Эта область называется **областью текучести** (или **областью пластических деформаций**). Материалы, для которых область текучести значительна, называются вязкими; для которых же она практически отсутствует – хрупкими (например, чугун, см. рис. 3.3, б). При дальнейшем растяжении (за точку D) происходит разрушение тела. Максимальное напряжение, возникающее в теле до разрушения (напряжение, соответствующее началу большой местной пластической деформации), называется **пределом прочности** σ_p . А способность материала выдерживать нагрузки без разрушения называется его **прочностью**.

При конструировании машин и сооружений нельзя рассчитывать их работу в условиях, когда испытываемые ими напряжения близки к пределу прочности материала, из которого они сделаны, так как это всегда будет создавать опасность разрушения. На практике

допустимое напряжение выбирают так, чтобы оно составляло лишь некоторую часть предела прочности.

Число, показывающее, во сколько раз предел прочности σ_p превосходит допустимое (фактически действующее) напряжение $\sigma_{\text{доп}}$, называют *запасом прочности n*:

$$n = \frac{\sigma_p}{\sigma_{\text{доп}}}.$$

Провести четкую границу между пластичными и хрупкими телами невозможно. Даже в одном и том же теле можно наблюдать либо пластичность либо хрупкость. На характер деформации влияют различные факторы, такие как температура, тип напряженного состояния, скорость деформации, окружающая среда и др. Повышение температуры, как правило, способствует пластичности, при понижении температуры возрастает хрупкость. Влияние напряженного состояния на характер деформирования показывают опыты с хрупкими материалами. Так, например, мрамор при линейном напряженном состоянии (сжатие или растяжение) – хрупкое тело, но при деформации в условиях объемно-напряженного состояния он приобретает пластичность.

3.3. Сложное упругодеформированное состояние

При одноосном растяжении (сжатии) стержня на некоторых площадках одновременно действуют нормальные и касательные напряжения, значения которых зависят от угла наклона к оси стержня этих площадок (рис. 3.4). Имеются также площадки (сечения), в которых касательные напряжения отсутствуют. На этих площадках нормальные напряжения имеют экстремальные значения: максимальные в сечениях, перпендикулярных оси стержня ($\alpha = 0$), и минимальные в сечении, параллельном оси стержня ($\alpha = 90^\circ$).

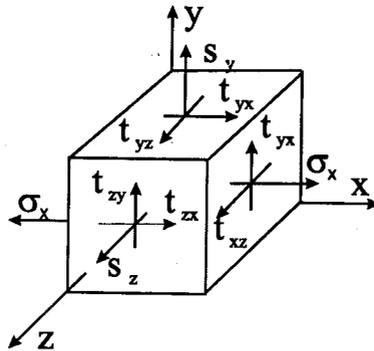


Рис. 3.4. Компоненты нормальных и касательных напряжений, действующих на элемент объема

Площадки, в которых отсутствуют касательные напряжения, называются главными. Нормальные напряжения, действующие по этим площадкам, также называются главными.

Одноосное растяжение (сжатие) стержня является простейшим видом деформации тела, при котором лишь одно из главных напряжений не равно нулю. Такой вид напряженного состояния называют *линейным*. На практике встречаются виды деформаций, когда в окрестности какой-либо точки тела действуют два и даже три главных напряжения. Напряженное состояние в точке в этих случаях называют соответственно *плоским* и *объемным*.

3.4. Обобщенный закон Гука и потенциальная энергия деформации

Определим деформации ϵ_1 и ϵ_2 в направлении главных напряжений при плоском напряженном состоянии. *Плоское напряженное состояние реализуется в тонких пластинах со свободными от внешних воздействий основаниями, которые деформируются нагрузками, симметричными относительно срединной плоскости и параллельными ей.* Плоское напряженное состояние в каждой точке может быть представлено как растяжение-сжатие в двух взаимно перпендикулярных направлениях напряжениями σ_1 и σ_2 . Напряжение σ_1 вызывает продольную

$$\varepsilon_{11} = \sigma_1 / E \quad (3.4)$$

и поперечную деформацию (в направлении напряжения)

$$\varepsilon_{21} = -\nu \sigma_1 / E. \quad (3.5)$$

Напряжение σ_2 вызывает деформации

$$\varepsilon_{22} = \sigma_2 / E, \quad \varepsilon_{12} = -\nu \sigma_2 / E. \quad (3.6)$$

Суммируя деформации одного направления, получим

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_1 &= \varepsilon_{11} + \varepsilon_{12} = \frac{1}{E} (\sigma_1 - \nu \sigma_2); \\ \varepsilon_2 &= \varepsilon_{22} + \varepsilon_{21} = \frac{1}{E} (\sigma_2 - \nu \sigma_1). \end{aligned} \right\} \quad (3.7)$$

Аналогично для объемного напряженного состояния

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_1 &= \frac{1}{E} [\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)]; \\ \varepsilon_2 &= \frac{1}{E} [\sigma_2 - \nu(\sigma_3 + \sigma_1)]; \\ \varepsilon_3 &= \frac{1}{E} [\sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2)]. \end{aligned} \right\} \quad (3.8)$$

Здесь σ_3 и ε_3 – третье главное напряжение и главная деформация.

Уравнения (3.7) и (3.8) представляют собой закон Гука соответственно для плоского и объемного напряженного состояний.

Если известны значения главных деформаций, то несложно вычислить изменение объема элемента при деформации. Например, для кубика с длиной ребра 1 мм объем до деформации $V_0 = 1 \text{ мм}^3$, а после деформации его объем

$$V = (1 + \varepsilon_1)(1 + \varepsilon_2)(1 + \varepsilon_3) \approx 1 + \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3,$$

т.к. произведения деформаций малы по сравнению со значениями самих деформаций.

Относительное изменение объема

$$\frac{\Delta V}{V} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3.$$

С учетом равенств (3.4)–(3.7) найдем

$$V = \frac{1 - 2\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3).$$

Вычислим потенциальную энергию упругого растянутого (сжатого) стержня.

Для того чтобы деформировать тело, нужно совершить работу A . За счет этой работы деформированное тело приобретает потенциальную энергию W , которая затем может быть полностью возвращена телом при снятии нагрузки.

В пределах упругой деформации можно считать, что

$$W = A = \int_0^{\Delta l} F dx,$$

где dx – абсолютное удлинение стержня, изменяющееся в процессе деформации от 0 до Δl .

Согласно закону Гука

$$F = kx = E \cdot S / l,$$

поэтому

$$W = A = \int_0^{\Delta l} \frac{E S}{l} x dx = \frac{1}{2} \frac{E S}{l} (\Delta l)^2,$$

т.е. потенциальная энергия упругодеформированного стержня пропорциональна квадрату деформации $(\Delta l)^2$.

Энергия единицы объема w (или средняя удельная работа деформации) материала при упругих деформациях равна

$$W = \frac{W}{V} = \frac{1}{2} \frac{ES(s)^2}{2l \cdot S l},$$

где $V = Sl$ – объем стержня.

С учетом закона Гука $\sigma = E\varepsilon$ получаем, что

$$W = \frac{1}{2} \sigma \varepsilon \quad \text{или} \quad W = \frac{\sigma^2}{2E}.$$

Следовательно, если для конструкторских разработок потребуется материал, работающий только в упругой области и поглощающий при этом много энергии (например, механическая пружина), то этот материал следует искать среди тех, которые имеют высокий предел упругости и низкий модуль упругости.

При простом растяжении

$$W_1 = \frac{1}{2} \sigma_1 \varepsilon_1;$$

в случае плоского напряженного состояния

$$W_2 = \frac{1}{2} (\sigma_1 \varepsilon_1 + \sigma_2 \varepsilon_2);$$

при объемном напряженном состоянии

$$W_3 = \frac{1}{2} (\sigma_1 \varepsilon_1 + \sigma_2 \varepsilon_2 + \sigma_3 \varepsilon_3).$$

Используя обобщенный закон Гука, найдем

$$W_2 = \frac{1}{2E} (\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - 2\nu\sigma_1\sigma_2);$$

$$W_3 = \frac{1}{2E} \left[\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - 2\nu(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1) \right]$$

3.5. Концентрация напряжений

Приведенные в предыдущих параграфах формулы для определения напряжений и деформаций справедливы лишь для сечений, удаленных на достаточное расстояние от зон резкого

изменения формы и сопряжения (соединения) элементов конструкций.

Исследования показали, что в зонах резких изменений в форме элементов конструкций (около отверстий, надрезов, сопряжений, неоднородных по физико-механическим свойствам) возникают повышенные напряжения, т.е. имеет место концентрация напряжений. Например, при растяжении пластины с двусторонним надрезом (рис. 3.5) напряжение по сечению распределяется неравномерно. Напряжения в сечении, вычисленные по формуле сопротивления материалов, – номинальные напряжения σ_n (показаны штриховой линией) оказываются ниже фактических максимальных напряжений σ_{max} .

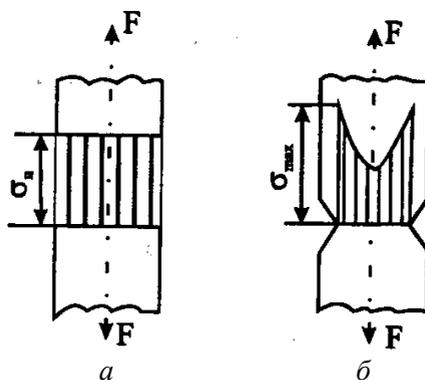


Рис. 3.5. Эпюры напряжений при растяжении гладкого (а) и надрезанного (б) образцов

На практике концентрацию напряжений учитывают с помощью теоретического коэффициента концентрации напряжений K_σ или K_τ .

Коэффициентом концентрации напряжений называется число, показывающее, во сколько раз напряжение около концентратора превышает номинальное (т.е. в гладкой пластине) напряжение:

$$K_\sigma = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_n}, \quad K_\tau = \frac{\tau_{max}}{\tau_n}.$$

Максимальное напряжение находят из соотношений

$$\sigma_{\max} = K_{\sigma} \sigma_{\text{н}},$$

$$\tau_{\max} = K_{\tau} \tau_{\text{н}},$$

где $\sigma_{\text{н}}$ и $\tau_{\text{н}}$ – соответственно номинальные нормальные и касательные напряжения в расчетном сечении.

У каждого концентратора напряжений имеется радиус кривизны R в вершине надреза и характерный размер, которым может быть половина толщины оставшегося материала, полудлина центральной трещины, длина односторонней трещины или высота уступа (рис. 3.6).

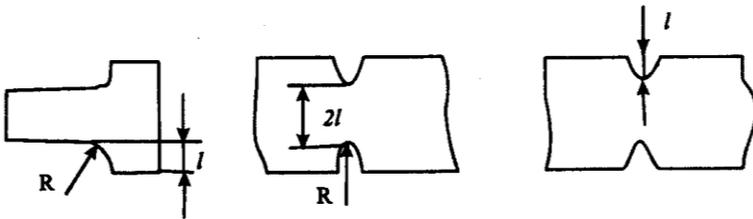


Рис. 3.6. Различные концентраторы напряжений.
(Указаны характерные размеры)

В таком случае коэффициент концентрации напряжений или деформаций в общем виде составляет

$$\frac{\varepsilon_{\max}}{\varepsilon_{\text{н}}} \approx \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{\text{н}}} \approx 1 + (0,5 - 2) \sqrt{l/R}.$$

При этом $K_0 = 2\sqrt{l/R}$ относится к односторонней трещине.

В случае достаточно широкой пластины и круглого отверстия коэффициент концентрации напряжений равен трем. В случае эллиптического отверстия коэффициент концентрации напряжений равен $1 + 2a/b$, где a и b – длина и ширина полуосей эллипса.

Концентрация напряжений оказывает существенное влияние на прочность элементов конструкций. А.А. Гриффитс предположил, что трещины – это сильно вытянутые эллипсы. Соотношения полуосей a/b для трещины, например, длиной 10 мкм и шириной 0,1 мкм,

равно 100 : 1, в этом случае коэффициент концентрации напряжений будет равен 201. При подобной концентрации напряжений теоретическая прочность стекла (14000 МПа) должна снизиться примерно до 70 МПа, что близко к прочности обычного стекла.

Физическую картину того, что происходит вследствие концентрации напряжений у вершины (кончика) трещины, иллюстрирует схема, показанная на рис. 3.7.

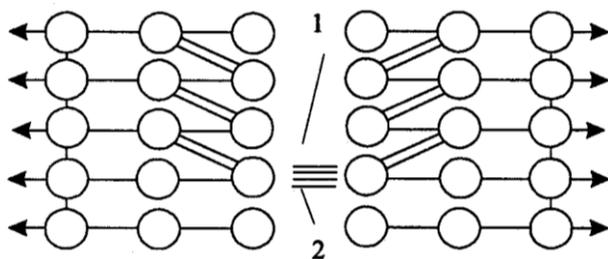


Рис. 3.7. Упрощенная схема атомного строения вещества при наличии трещины:
1 – трещина; 2 – перегруженные атомные связи

Если трещина перерезала несколько межатомных связей, то в результате концентрации напряжений существенно возросла нагрузка, передаваемая на атомную связь у самой вершины трещины. В таких условиях перегруженная связь (показана несколькими параллельными линиями), как правило, не выдерживает и разрывается, что приводит к перегрузке следующей связи и т.д. Таким образом, трещина служит как бы орудием, при помощи которого сравнительно небольшая внешняя нагрузка разрушает сильнейшие межатомные связи, приводя к полному разделению образца материала на части.

3.6. Упругий гистерезис

Упругий гистерезис – это различие в значениях деформаций в теле при одном и том же механическом напряжении в зависимости от значения предварительной деформации тела.

На рис. 3.8 показана схематическая кривая деформации, типичная для ГПУ-кристаллов (гексагонально-плотноупакованная структура). Кривая состоит из двух частей: начального участка, соответствующего области упругой деформации, и последующего участка пластической деформации. Деформация, которая произошла в пластической области, необратима. Если образец, деформированный до точки O , на этой кривой разгрузить, то напряжения и деформации при разгрузке изменяются по пунктирной линии OO' . Остаточная деформация соответствует точке O' . Если образец нагрузить повторно, то кривые между точками O и O' не совпадают (рис. 3.9). Кривая разгрузки несколько смещена относительно кривой повторного нагружения.

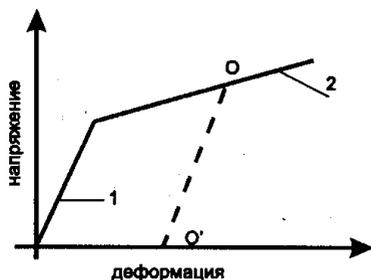


Рис. 3.8. Кривая деформации, типичная для ГПУ кристаллов

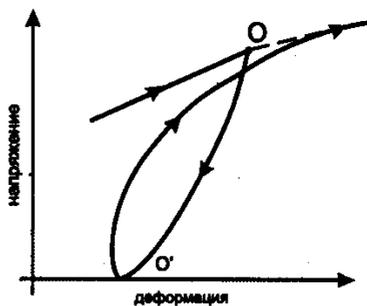


Рис. 3.9. Петля гистерезиса при разгрузке и повторном нагружении в пластической области

Таким образом, деформация не является однозначной функцией напряжения. Кривые нагружения и разгрузки образуют петлю гистерезиса. Подобное поведение при разгрузке и повторном нагружении характерно для всякого пластически деформируемого кристаллического материала и представляет особый случай эффекта Баушингера.

3.7. Эффект Баушингера

Кривые «напряжение–деформация», рассмотренные в п. 3.6, получены при испытаниях, в процессе которых напряжения

увеличивались монотонно. Предположим теперь, что в некоторой точке кривой «напряжение–деформация» направление приложенного напряжения было изменено на обратное, т.е. вместо растяжения стали производить сжатие образца, или, если образец испытывали на сдвиг, то направление сдвига изменили на противоположное. Типичная кривая напряжение–деформация при изменении знака напряжения показана на рис. 3.10.



Рис. 3.10. Кривая «напряжение–деформация», иллюстрирующая эффект Баушингера

Пунктирной линией на этой фигуре изображена кривая деформации (показанная ранее на рис. 3.8) при разгрузке и повторном нагружении образца в том же направлении. Сплошная кривая показывает ход деформации в том случае, если повторное нагружение производится в обратном направлении. По оси ординат на этом гра-фике отложены абсолютные значения напряжения. Общая деформа-ция образца при нагружении в обратном направлении меньше остаточной деформации разгруженного образца. Однако для того, чтобы облегчить сравнение кривой, полученной при повторном растяжении, с кривой, полученной при сжатии, последняя построена в зависимости от разности деформаций сжатия и остаточной деформации разгруженного образца, взятой с противоположным знаком. Можно увидеть, что при изменении знака напряжения образец деформируется значительно легче, чем в случае простого повторного нагружения образца в том же направлении. Это различие в поведении при пластической деформации известно как эффект Баушингера.

Существование эффекта Баушингера означает, что дислокации в холоднодеформированных кристаллах легче перемещать в направлении, противоположном направлению их движения при первоначальной пластической деформации. Такое протекание процесса не удивляет. Если значительная часть наклепа (наклеп – изменение структуры и свойств тела, вызванное пластической деформацией) вызвана дальнедействующими взаимодействиями дислокаций, то естественно ожидать, что эти взаимодействия будут способствовать движению дислокаций в обратном направлении. Обратное напряжение от скопления дислокаций стремится вернуть дислокационные петли к их источнику и тем самым изменить направление пластической деформации. На рис. 3.11 представлены петли гистерезиса, полученные при циклических нагружениях монокристалла алюминия, после 8 , 16 и $128 \cdot 10^6$ циклов (*цикл* – произведение частоты колебаний на время).

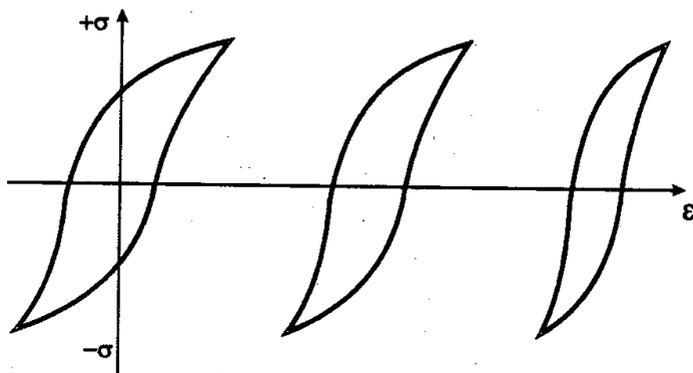


Рис. 3.11. Петли гистерезиса, полученные при циклических нагружениях монокристалла алюминия после 8 , 16 и $128 \cdot 10^6$ циклов

Из рис. 3.11 видно, что ширина петли уменьшается с увеличением числа циклов. С помощью петель можно измерить энергию, рассеиваемую в образце в процессе испытания. Площадь петли гистерезиса численно равна энергии, которая во время каждого цикла превращается в тепло. Существование упругого гистерезиса служит причиной постепенного затухания свободных колебаний твердого тела.

3.8. Экспериментальное определение деформаций и напряжений

Методы экспериментального определения деформаций и напряжений играют исключительно важную роль в инженерном деле. Они используются как при определении констант упругости и прочности различных материалов, так и для проверки различных теоретических и проектных решений, выполняемых на моделях или реальных опытных объектах. Основной метод, наиболее широко применяемый на практике, – метод тензометрии.

Метод тензометрии состоит в измерении малых деформаций в отдельных точках детали или модели и последующем переходе от них к напряжениям с использованием закона Гука.

Для замера относительного удлинения на поверхности тела намечается отрезок, длина которого до деформации S называется базой.

С помощью специальных приборов – тензометров – определяется абсолютное удлинение отрезка ΔS и вычисляется средняя на длине базы относительная деформация $\langle \varepsilon \rangle = \Delta S / S$. Если на длине базы напряженное состояние изменяется не слишком резко, то найденное среднее значение $\langle \varepsilon \rangle$ можно считать истинным значением для исследуемой точки. В противном случае оно будет приближенным, но тем более близким к истинному, чем меньше база S .

На поверхности тела, если эта поверхность непосредственно не нагружена распределенной нагрузкой, имеет место плоское (или в частном случае линейное) напряженное состояние, характеризуемое главными напряжениями σ_1 и σ_2 и деформациями ε_1 и ε_2 . Именно эти деформации могут быть измерены методом тензометрии. Для изотропного тела они связаны с напряжением законом Гука:

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_1 &= \frac{\sigma_1}{E} - \nu \frac{\sigma_2}{E}; \\ \varepsilon_2 &= \frac{\sigma_2}{E} - \nu \frac{\sigma_1}{E}. \end{aligned} \right\} \quad (3.9)$$

Решая уравнения (3.9) относительно напряжений, получим

$$\left. \begin{aligned} \sigma_1 &= \frac{E}{1-\nu^2} (\epsilon_1 + \nu\epsilon_2) \\ \sigma_2 &= \frac{E}{1-\nu^2} (\epsilon_2 + \nu\epsilon_1) \end{aligned} \right\} \quad (3.10)$$

По измеренным деформациям ϵ_1 и ϵ_2 по формулам (3.10) в методе тензометрии вычисляют напряжения.

Метод тензометрии обладает существенным недостатком: в нем сведения об общей картине деформирования элемента получаются на основе «точечных» измерений деформаций.

В настоящее время существуют и успешно применяются метод фотоупругости, метод муаровых полос, метод голографической интерферометрии, позволяющие в наглядной форме получить из эксперимента в отличие от метода тензометрии *общую картину* деформирования элемента.

Метод фотоупругости, или поляризационно-оптический метод, позволяет исследователям увидеть сам процесс возникновения в конструкции деформаций и вызванных ими напряжений. Идея метода была разработана в 1815 г. шотландским физиком Д. Брюстером. *Метод основан на том, что некоторые прозрачные материалы (стекло, целлулоид, желатин) при деформации становятся оптически анизотропными и приобретают свойство двойного лучепреломления.*

В оптическом методе исследуется не сама деталь, а ее модель, изготовленная из прозрачного материала. Модель помещается в оптическую установку, называемую полярископом, где она просвечивается пучком поляризованного света (рис. 3.12).

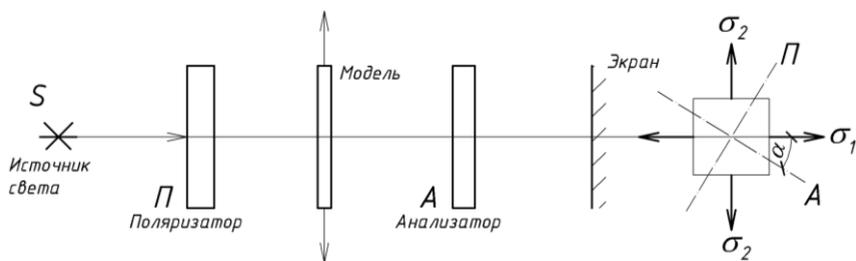


Рис. 3.12. Принципиальная схема полярископа

Предположим, что плоская модель нагружена силами, лежащими в ее плоскости. Тогда плоскополяризованный луч с длиной волны λ на выходе из модели разлагается на два луча, колебания которых происходят во взаимно перпендикулярных плоскостях, совпадающих с плоскостями действия главных напряжений σ_1 и σ_2 в данной точке. Эти лучи имеют оптическую разность хода

$$\Delta = c_\lambda h(\sigma_1 - \sigma_2), \quad (3.11)$$

где c_λ – постоянная, зависящая от свойств материала и λ ;
 h – толщина прозрачной модели.

В зависимости от Δ будет происходить либо усиление, либо ослабление интенсивности световой волны, т. е. будет наблюдаться интерференционная картина (рис. 3.13, 3.14).



Рис. 3.13. Картина полос при равномерном растягивании пластинки с круглым отверстием

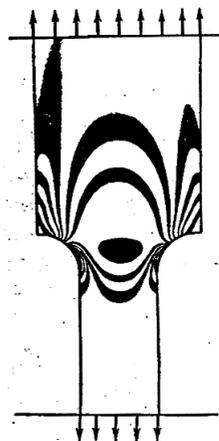


Рис. 3.14. Картина полос для растянутой пластины, имеющей резкое изменение ширины сечения

Интенсивность луча на экране определяется выражением

$$I = I_0 \sin^2 2\alpha \sin^2 \frac{\pi \Delta}{\lambda}, \quad (3.12)$$

где I_0 – интенсивность луча, падающего на модель.

Точки, в которых $I = 0$, на экране образуют темные полосы, точки с $I \neq 0$ составят переходные зоны между ними. При этом можно увидеть темные полосы двойного происхождения, связанные с обращением в нуль одного или другого синуса в формуле (3.12).

Если в формуле (3.11) разность напряжений $\sigma_1 - \sigma_2$ такова, что $\Delta = \lambda, 2\lambda, \dots, m\lambda$, то в формуле (3.12) $\sin\left(\frac{\pi \Delta}{\lambda}\right) = 0$ и $I = 0$. Такие точки при монохроматическом источнике света на экране образуют темные полосы. Каждой полосе соответствует свое целое число m , называемое порядком полосы. В случае применения белого света эти полосы будут окрашены, т. к. условие затухания луча $\Delta = m\lambda$ не может быть соблюдено сразу для всех составляющих белого света. Каждому значению $\sigma_1 - \sigma_2$ соответствуют свой набор

незатухающих цветов спектра белого света и, следовательно, своя окраска.

*Интерференционные линии одинаковой окраски, соответствующие постоянному значению $\sigma_1 - \sigma_2$, называются **изохромами**.* Это наименование обычно распространяется и на темные (неокрашенные) полосы, получаемые при монохроматическом свете. По картине указанных темных полос можно установить разность главных напряжений $\sigma_1 - \sigma_2$ в точках модели.

На рис. 3.15 приведена фотография полос при изгибе бакелитовой палочки двумя равными силами F . Средний участок балки испытывает действие только моментов M , в то время как на крайних участках действует еще и внутренняя поперечная сила, что, как видим, отражается на картине полос. На среднем участке в каждой точке имеет место линейное напряженное состояние – растяжение или сжатие напряжением σ параллельно оси балки. Возмущение в картине полос в области точек приложения внешних сил говорит о наличии значительных напряжений, перпендикулярных оси балки. Однако эти области очень недалеко проникают в пределы среднего участка, в силу чего можно считать, что вдали от точек приложения внешних сил указанные напряжения отсутствуют. На среднем участке разность $\sigma_1 - \sigma_2$ равна самому напряжению σ , которое определяется по формуле

$$\sigma = m\sigma_0. \quad (3.13)$$

Порядок полос m указан на фотографии. На этом же рисунке показан график распределения напряжений σ по высоте сечения балки (эпюра σ), построенный по формуле (3.13).

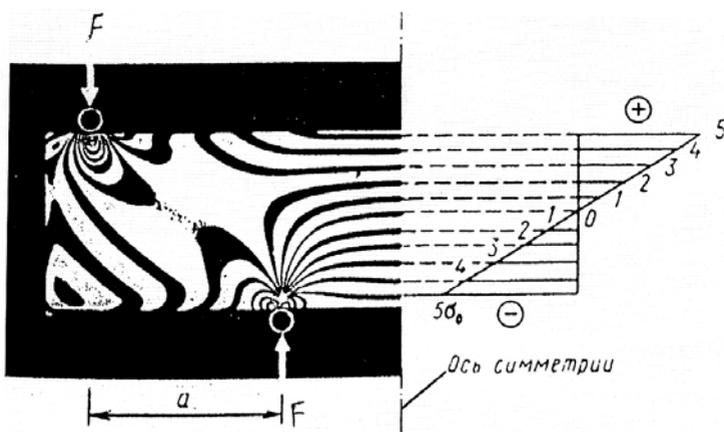


Рис. 3.15. Картина изохром и полученная по ним эпюра напряжений при изгибе балки

Рассмотрим теперь темные полосы другого рода, называемые изоклинами. **Изоклиной** называется геометрическое место точек, в которых наклон главных напряжений одинаков.

Если угол наклона главных напряжений данной изоклины совпадает с углом наклона α плоскостей поляризации поляризатора и анализатора, то в формуле (3.13) для точек этой изоклины $\alpha = 0$, $\sin 2\alpha = 0$ и $I = 0$. Такая изоклина видна на экране в виде темной полосы и некоторой темной области, во всех точках которой $\alpha \approx 0$. Изменяя угол α между поляризатором и анализатором, можно зарисовать семейство изоклин данной модели, по которым строятся траектории главных напряжений. Зная $\sigma_1 - \sigma_2$ по формуле

$$\tau = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \sin 2\alpha$$

можно определить касательные τ напряжения по любой наклонной площадке.

В общем случае для полного представления о напряженном состоянии помимо разности $\sigma_1 - \sigma_2$ необходимо определить каждое из главных напряжений σ_1 и σ_2 или, как говорят, необходимо произвести разделение этих напряжений. Для разделения

напряжений предложены методы, среди которых имеются, требующие постановки дополнительного эксперимента и чисто вычислительные методы.

Один из экспериментальных методов состоит в следующем. Действию главных напряжений σ_1 и σ_2 в каждой точке плоской модели толщиной h соответствует изменение ее толщины на Δh , связанное с напряжениями на основании обобщенного закона Гука зависимостью

$$\varepsilon = \frac{\Delta h}{h} = -\frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2)$$

Отсюда

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E \cdot \Delta h}{\nu \cdot h}. \quad (3.14)$$

В интересующих точках модели специальным прибором измеряют Δh . Определив затем по формуле (3.14) сумму напряжений $\sigma_1 + \sigma_2$ и зная их разность $\sigma_1 - \sigma_2$, можно легко рассчитать каждое напряжение в отдельности.

Как осуществляется переход от модели к детали? В теории упругости доказывается, что распределение напряжений в теле, находящемся в условиях плоской задачи, не зависит от упругих постоянных материала (модули упругости E и коэффициента Пуассона ν). Следовательно, закон распределения деформаций и напряжений одинаков в детали и ее модели, выполненной из различных материалов при условии их геометрического подобия и подобия в нагрузке. Это позволяет перейти от напряжений σ_m в модели к соответствующим напряжениям σ в детали по формуле

$$\sigma = \frac{h_m}{h} \frac{S_m}{S} \frac{F}{F_m} \sigma_m,$$

где $\frac{h_m}{h}$ – отношение толщин модели и детали;

$\frac{S_m}{S}$ – отношение соответствующих линейных размеров контура модели и детали;

$\frac{F_M}{F}$ – отношение нагрузок на деталь и на модель.

В настоящее время основными материалами для моделей служат фенолформальдегидные и эпоксидные смолы, которые помимо высокой прочности и простоты обработки обладают еще замечательным свойством «замораживать» деформации. При замораживании, сделанную из смолы модель помещают в шкаф-термостат и плавно поднимают температуру до 140 °С. После этого модель нагружают и, не снимая нагрузки, начинают понижать температуру в термостате. Когда температура становится близка к комнатной, нагрузку убирают, а саму модель вынимают из термостата. В модели остается картина деформаций (только физика здесь иная, связанная с переориентацией молекулярной структуры полимера). На рис. 3.16 видна замороженная картина полос в модели напорного водовода. Картина соответствует распределению деформаций и напряжений, возникающих под действием внутреннего давления. В верхней части отверстия видна трещина.

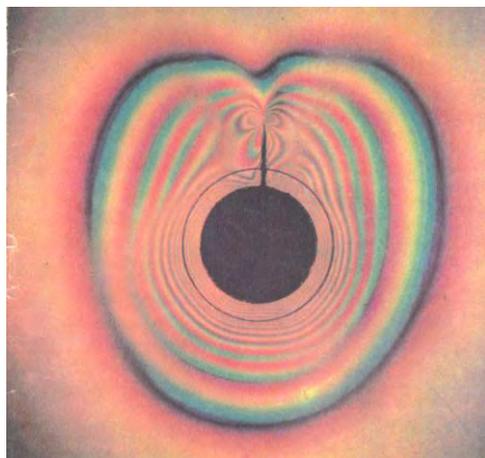


Рис. 3.16. Картина полос в модели напорного водовода

До появления способа замораживания все исследования в фотоупругости проводились только на плоских моделях. Способ замораживания дает возможность исследовать пространственную модель конструкции, сооружения (например, плотины). Этот способ

позволяет также исследовать динамику поведения объекта при кратковременных мощных нагрузках (удар, взрыв, сейсмические волны).

3.9. Остаточные напряжения

Остаточными называются напряжения, которые имеются в материале при отсутствии нагрузок или изменений температур. В микромасштабе они возникают вследствие *анизотропии пластической деформации отдельных зерен, наличия включений и присутствия дислокаций*. В макромасштабе остаточные напряжения могут возникнуть при вынужденной подгонке деталей при сборке, под действием нагрузок, приводящих к неравномерной пластической деформации или ползучести, при обработке металла давлением, неравномерных изменениях температур, вследствие объемных изменений при металлургических и химических процессах. *Величина макроскопических остаточных напряжений может достигать предела текучести материала.*

Эффекты, к которым приводят остаточные напряжения, такие же, как и в случае любых других напряжений, разница состоит лишь в том, что их можно устранить путем незначительной релаксации или пластической деформации. Остаточные напряжения могут вызвать деформацию или привести к ее увеличению при потере устойчивости, пластическом течении или ползучести. Помимо этого они вызывают изменение размеров детали при обработке резанием. Остаточные напряжения могут способствовать металлургическим превращениям, коррозии, что может привести к разрушению.

Измеряют остаточные напряжения обычно по *величине деформации, возникшей во время удаления части материала, или по упругой деформации кристаллической решетки, определенной рентгеновским методом*. Рентгенографические методы исследования пластически деформированных материалов основаны на том, что возникающие при пластической деформации искажения структуры проявляются на рентгенограммах в изменении положения рентгеновских линий, их ширины и формы тела, а также их интегральной интенсивности. Например, напряжения в направлении X на поверхности могут быть найдены путем получения дифракционных картин от двух наборов кристаллографических плоскостей, одного параллельного

поверхности и другого – составляющего достаточно большой угол с поверхностью, как показано на рис. 3.17.

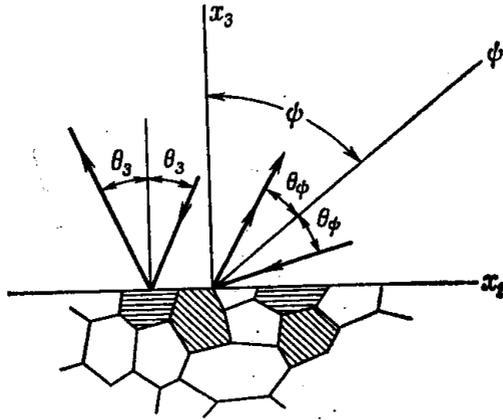


Рис. 3.17. Измерение остаточных напряжений рентгеновским методом

Межплоскостные расстояния определяются из уравнения Вульфа–Брэгга

$$d_3 = n\lambda / 2\cos\theta_3; \quad d_\varphi = n\lambda / 2\cos\theta_\varphi.$$

Разность между этими расстояниями и периодом недеформированной решетки d_0 дают деформации ϵ_{33} и $\epsilon_{\varphi\varphi}$. Считая материал изотропным и применяя соотношение линейной упругости между напряжениями и деформациями, получаем

$$\sigma_1 = \frac{E(\epsilon_{\varphi\varphi} - \epsilon_{33})}{(1+\nu)\sin^2\varphi} = \frac{E(d_\varphi - d_3)}{(1+\nu)d_0\sin^2\varphi}.$$

Повторив эту процедуру еще дважды, чтобы получить три нормальные составляющие на поверхности пластины, можно определить напряженное состояние в целом. Дополнительная информация о рентгеновском методе измерения напряжений содержится в [56].

Остаточные напряжения снимаются с помощью небольшой долговременной деформации, имеющей порядок деформации, необходимой для достижения предела текучести. Эти деформации могут быть вызваны равномерным растяжением, повторным нагружением (которое в некоторых случаях приводит к ползучести) или путем нагрева до такой степени, что возникает ползучесть.

Контрольные вопросы

1. Каковы основные виды деформации?
2. Что называется механическим напряжением?
3. Сформулируйте закон Гука?
4. Что такое модуль Юнга?
5. Что такое предел прочности?
6. Медь имеет решетку ГЦК, а цинк – ГПУ. Какой из этих материалов пластичней и почему?
7. В чем особенности диаграммы растяжения для совершенно хрупкого материала?
8. Чем можно объяснить существование эффекта Баушингера?
9. Запишите обобщенный закон Гука для плоского и объемного напряженного состояний.
10. Что представляет собой концентрация напряжений?
11. Чему равен коэффициент концентрации напряжений в случае достаточно широкой пластины и круглого отверстия?
12. Болт изготовлен из стали с пределом прочности $\sigma_p = 600$ МПа, имеет резьбу с глубиной витка 2 мм и радиусом скругления 0,5 мм. Что будет происходить с болтом, если от действующей нагрузки в нем возникает напряжение $\sigma_{cp} = 200$ МПа?
13. Колонна Исаакиевского собора в Санкт-Петербурге имеет высоту 30 м. Насколько она сжата под действием собственной силы тяжести? Плотность гранита $2,7 \cdot 10^3$ кг/м³, $E = 10^{11}$ Па.
14. Бетон хорошо сопротивляется сжатию, но плохо выдерживает растяжение. Сталь обладает большой прочностью на растяжение. Какими свойствами обладает железобетон?
15. Стержень длиной 25 см и диаметром 0,25 см растягивается нагрузкой 4500 Н. Диаметр стержня уменьшился до величины 0,22 см. Рассчитать следующие параметры: а) конечную длину стержня; б) напряжение и относительную деформацию при заданной нагрузке.

Примеры решения задач

Задача 3.1

При рентгеноструктурном анализе деформированной стали установлено, что относительное изменение параметров решетки составляет 0,2 %. Чему равны внутренние напряжения в стали, если модуль Юнга $E = 2,1 \cdot 10^{11} \text{ Н/м}^2$, коэффициент Пуассона 0,28?

Решение

Внутренние напряжения деформированного металла

$$\sigma = \frac{E \Delta a}{\nu a};$$

$$\sigma = \frac{2,1 \cdot 10^{11}}{0,28} \cdot 2,10^{-4} = 1,5 \cdot 10^8 \text{ Н/м}^2.$$

Задача 3.2

К стальному стержню с площадью поперечного сечения $2,0 \text{ см}^2$ и длиной $0,50 \text{ м}$ подвешен груз массой $5,0 \text{ т}$. Каким запасом прочности обладает стержень, если предел прочности (разрушающее напряжение) при растяжении для стали равен $1,25 \text{ ГПа}$? Каково относительное удлинение стержня? Какова энергия упругой деформации стержня? Массой стержня пренебречь.

Дано: масса груза $m = 5,0 \cdot 10^3 \text{ кг}$; длина стержня $l = 0,50 \text{ м}$; площадь поперечного сечения стержня $S = 2,0 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$; ускорение свободного падения $g = 9,8 \text{ м/с}^2$; предел прочности стали $\sigma_p = 1,25 \cdot 10^9 \text{ Па}$; модуль Юнга $E = 2,2 \cdot 10^{11} \text{ Па}$.

Найти n – запас прочности, ε – относительное удлинение, W – энергию упругой деформации.

Решение

Запас прочности найдем по формуле $n = \frac{\sigma_p}{\sigma}$, где $\sigma = \frac{F}{S}$, а $F = mg$,

откуда

$$m = \frac{\sigma_p S}{mg}$$

Относительное удлинение найдем по формуле

$$\varepsilon = \frac{1}{E} \sigma = \frac{mg}{ES}$$

Зная деформирующую силу $F = mg$ и абсолютную деформацию Δl , определим энергию упругой деформации

$$W = \frac{F \cdot \Delta l}{2}, \text{ где } \Delta l = \varepsilon l = \frac{mg l_0}{ES}$$

Очевидно, $W = \frac{mg \Delta l}{2ES}$.

Подставляя числовые данные, получим значение искомых величин:

$$n = \frac{1,25 \cdot 10^9 [\text{Па}] \cdot 2,0 \cdot 10^{-4} [\text{м}^3]}{5,0 \cdot 10^3 [\text{кг}] \cdot 9,8 [\text{м/с}^2]} \approx 5,1;$$

$$\varepsilon = \frac{5,0 \cdot 10^3 [\text{кг}] \cdot 9,8 [\text{м/с}^2]}{2,2 \cdot 10^{11} [\text{Па}] \cdot 2,0 \cdot 10^{-4} [\text{м}^2]} \approx 1,1 \cdot 10^{-3};$$

$$W = \frac{(5,0 \cdot 10^3 [\text{кг}] \cdot 9,8 [\text{м/с}^2])^2 \cdot 0,50 [\text{м}]}{2 \cdot 2,2 \cdot 10^{11} [\text{Па}] \cdot 2,0 \cdot 10^{-4} [\text{м}^2]} \approx 14 \text{ Дж.}$$

Задача 3.3

Предел упругости отпущенной стали равен 572 МПа. Будет ли деформация упругой или пластической, если стальная проволока длиной 3,00 м и площадью поперечного сечения 1,20 мм² под действием растягивающей силы удлиняется на 8,00 мм? Под действием какой силы происходит такая деформация? Модуль Юнга для стали $E = 196 \text{ ГПа}$.

Дано: предел упругости $\sigma_y = 5,72 \cdot 10^8$ Па; длина проволоки $l = 3,00$ м; абсолютное удлинение проволоки $\Delta l = 8,00$ мм $= 8,00 \cdot 10^{-3}$ м; площадь поперечного сечения проволоки $S = 1,20$ мм² $= 1,20 \cdot 10^{-6}$ м²; модуль Юнга $E = 1,96 \cdot 10^{11}$ Па.

Определить вид деформации (упругая или пластическая), F – силу, вызывающую заданное удлинение.

Решение

Для определения вида деформации в проволоке найдем напряжение в ней σ и сравним его с пределом упругости σ_y . Напряжение найдем по закону Гука: $\sigma = E\varepsilon$. Учитывая, что $\varepsilon = \Delta l / l$, получаем

$$\sigma = E \frac{\Delta l}{l} = \frac{1,96 \cdot 10^{11} [\text{Па}] \cdot 8,00 \cdot 10^{-3} [\text{м}]}{3,00 [\text{м}]} \approx 5,23 \cdot 10^8 \text{ Па.}$$

Сравнивая полученное значение напряжения σ с пределом упругости $\sigma_y = 5,72 \cdot 10^8$ Па, видим, что напряжение в проволоке меньше предела упругости ($\sigma < \sigma_{\text{упр}}$); следовательно, деформация в проволоке упругая.

Учитывая полученное значение напряжения, находим силу, вызывающую деформацию проволоки:

$$F = \sigma S = 5,23 \cdot 10^8 [\text{Па}] \cdot 1,20 \cdot 10^{-6} [\text{м}^2] \approx 6,27 \cdot 10^2 [\text{Н}].$$

Задача 3.4

Предел прочности кирпича на сжатие составляет 60,0 МПа. Какой максимальной высоты можно построить кирпичное здание при запасе прочности 8,00?

Решение

По определению запас прочности $n = \frac{\sigma_p}{\sigma_{\text{доп}}}$ допустимое

напряжение $\sigma_{\text{доп}} = \frac{\sigma_p}{n}$.

Напряжение в стене создается собственным весом. Следовательно,

$$\sigma_{\text{доп}} = \frac{mg}{S} = \rho \frac{hSg}{S} = \rho gh = \frac{\sigma_p}{n}.$$

Искомая высота стены $h = \frac{\sigma_p}{n\rho g}$; $h = 55$ м.

З а д а ч а 3.5

Стальная балка закреплена между двумя стенами при температуре 10°C. С какой силой концы балки будут давить на стены при температуре 35°C? Площадь сечения балки $S = 50$ см². Модуль упругости стали $E = 2,1 \cdot 10^{11}$ Па.

Решение

Сила $F = \sigma S$, согласно закону Гука

$$\frac{\Delta l}{l_1} = \frac{\sigma}{E},$$

где $\Delta l = l_2 - l_1$ – изменение длины стержня.

Δl можно найти из соотношения

$$l_2 = l_1(1 + \alpha \Delta t),$$

где α – коэффициент линейного расширения (для стали

$$\alpha = 1,2 \cdot 10^{-5} \frac{1}{\text{град}});$$

l_1 и l_2 – длины образца при температуре t_1 и t_2 .

$$\Delta l = l \alpha \cdot \Delta t; \quad \alpha \cdot \Delta t = \frac{\sigma}{E}; \quad \sigma = E \alpha \cdot \Delta t.$$

Следовательно, $F = \sigma S = E \alpha \cdot S \cdot \Delta t$.

Произведем вычисления:

$$F = 2,1 \cdot 10^{11} \cdot 1,2 \cdot 10^{-5} \cdot 50 \cdot 10^{-4} \cdot 25 = 3,15 \cdot 10^5 \text{ Н.}$$

З а д а ч а 3.6

Из скольких стальных проволок N диаметром $d = 3 \text{ мм}$ должен состоять стальной трос, рассчитанный на подъем груза массой $m = 1 \text{ т}$ с ускорением $a = 1 \text{ м/с}^2$? Плотность стали $\rho = 7800 \text{ кг/м}^3$. Предел прочности на разрыв $\sigma_p = 500 \text{ МПа}$. Запас прочности троса должен быть $n = 1,5$.

Решение

$$n = \frac{\sigma_p}{\sigma_{\text{доп}}}.$$

Найдем $\sigma_{\text{доп}}$ в каждой проволоке:

$$\sigma_{\text{доп}} = \frac{F_{\text{н1}}}{S_1},$$

где $S_1 = \frac{\pi d^2}{4}$ – сечение проволоки.

$$F_{\text{н1}} = \frac{F_{\text{н}}}{N} = \frac{P}{N}.$$

При подъеме $P = m(g + a)$ P – сила тяжести, которую выдерживает весь трос.

Следовательно $\sigma_{\text{доп}} = \frac{4P}{\pi d^2 N} = \frac{4m(g+a)}{\pi d^2 N}$.

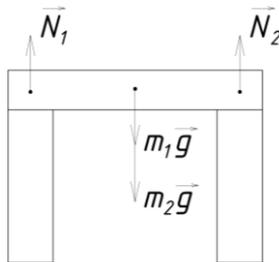
Поскольку $n = \frac{\pi d^2 N \sigma_p}{4m(g+a)}$ то $N = \frac{4mn(g+a)}{\pi d^2 \sigma_p}$.

Произведем вычисление: $N = \frac{4 \cdot 10^3 \cdot 1,5 \cdot (8+1)}{3,14 \cdot (10^{-3})^2 \cdot 500 \cdot 10^6} = 5$.

Задача 3.7

Посередине однородной балки массой $m_1 = 1,5 \text{ т}$ и длиной $L = 20 \text{ м}$ установлен механизм массой $m_2 = 20 \text{ т}$. Какое минимальное сечение S должны иметь опоры, удерживающие балку, если они изготовлены из бетона, а запас прочности $n = 6$? Насколько сожмутся опоры, если высота опор $l_0 = 5,0 \text{ м}$? Как изменятся S и Δl , если механизм сместить на расстояние $x = 5,0 \text{ м}$ к правому концу балки? σ_p бетона = $20 \cdot 10^6 \text{ Па}$.

Решение



При равновесии сумма сил, действующих на балку:

$$\vec{N}_1 + \vec{N}_2 + m_1 \vec{g} + m_2 \vec{g} = 0;$$

$$|\vec{N}_1| = \sigma_{\text{доп}} \cdot S = \frac{\sigma_p \cdot S}{6} = \frac{(m_1 + m_2) g}{2} \Rightarrow S = \frac{6(m_1 + m_2) g}{2 \cdot \sigma_p}$$

$$= \frac{6(5+20) \cdot 10^3 \cdot 10}{2 \cdot 20 \cdot 10^6} = 3,225 \cdot 10^{-2} \text{ м}^2.$$

По закону Гука сила упругости в опорах

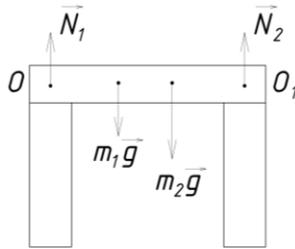
$$F = \frac{E \cdot \Delta l \cdot S}{l_0};$$

в то же время

$$F = \frac{(m_1 + m_2)g}{2}.$$

Приравняв правые части последних выражений, найдем Δl .
Произведем вычисления:

$$\Delta l = \frac{(5+20) \cdot 10^3 \cdot 9,8 \cdot 5}{2 \cdot 20 \cdot 10^9 \cdot 3,225 \cdot 10^{-2}} = 0,83 \cdot 10^{-3} \text{ м} = 0,83 \text{ мм}.$$



Запишем момент сил относительно точки O :

$$(m_1 g \cdot 10 + m_2 g \cdot 15) \stackrel{>}{=} N_2 \cdot 20;$$

$$N_2 = \frac{m_1 g \cdot 10 + m_2 g \cdot 15}{20} = 1,575 \cdot 10^5 \text{ Н}.$$

Момент сил относительно точки O_1

$$m_2 g \cdot 5 + m_1 g \cdot 10 = N_1 \cdot 20 \Rightarrow N_1 = \frac{20 \cdot 10 \cdot 5 + 1,5 \cdot 10 \cdot 10}{20} = 5,75 \cdot 10^4 \text{ Н.}$$

Найдем сечения балок S' и S'' после того, как сместим механизм на 5 м:

$$\frac{\sigma_p \cdot S'}{6} = 1,575 \cdot 10^5 \Rightarrow S' = \frac{6 \cdot 1,575 \cdot 10^5}{20 \cdot 10^6} = 0,047 \text{ м}^2 = 4,7 \cdot 10^{-2} \text{ м}^2;$$

$$\frac{\sigma_p \cdot S''}{6} = 5,75 \cdot 10^4 \Rightarrow S'' = \frac{6 \cdot 5,75 \cdot 10^4}{20 \cdot 10^6} = 0,017 \text{ м}^2 = 1,7 \cdot 10^{-2} \text{ м}^2;$$

Δl_1 и Δl_2 найдем из закона Гука:

$$1,575 \cdot 10^5 = E \frac{\Delta l_1 S'}{l_0} \Rightarrow \Delta l_1 = \frac{1,575 \cdot 10^5 \cdot 5}{20 \cdot 10^9 \cdot 0,047} = 0,83 \text{ мм};$$

$$5,75 \cdot 10^4 = E \frac{\Delta l_2 S''}{l_0} \Rightarrow \Delta l_2 = \frac{5,75 \cdot 10^4 \cdot 5}{20 \cdot 10^9 \cdot 0,017} = 0,83 \text{ мм};$$

Следовательно:

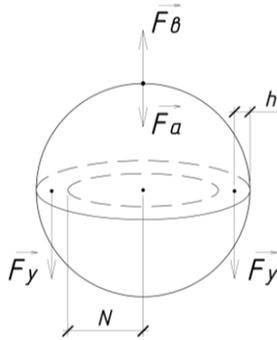
$$\frac{S'}{S} = \frac{4,7 \cdot 10^{-2}}{3,2 \cdot 10^{-2}} = 1,47; \quad \frac{S''}{S} = \frac{1,7 \cdot 10^{-2}}{3,2 \cdot 10^{-2}} = 0,53.$$

$$\Delta l_1 = \Delta l_2 = \Delta l.$$

Задача 3.8

Сферический баллон с внутренним диаметром $d = 0,5$ м и толщиной стенок $h = 1$ см заполнен сжатым воздухом под давлением, которое обеспечивает трехкратный запас прочности. Каково давление p в баллоне, если предел прочности σ_p материала баллона 60 МПа? Атмосферное давление $P_a = 105$ Па.

Решение



На баллон действует сжатый воздух с силой $\vec{F}_в$ и атмосфера с силой $\vec{F}_а$. Результатом этих взаимодействий является возникновение сил упругости в материале баллона. Наибольшего значения сила упругости в баллоне достигает в любом сечении, которое проходит через центр сферы.

$$\text{Сила } F_в = F_а + F_y; \quad F_а = SP_а = \rho_а \cdot \frac{\pi d^2}{4}.$$

$$\text{Сила } F_y = \sigma S_1; \quad S_1 = \pi dh \text{ (с учетом } h \ll d).$$

$$F_y = \sigma_{\text{доп}} \cdot \pi dh, \text{ т. к. } n = \frac{\sigma_p}{\sigma_{\text{доп}}}, \text{ то } \sigma_{\text{доп}} = \frac{\sigma_p}{n}, \text{ поэтому}$$

$$F_y = \frac{\sigma_p \cdot \pi dh}{n}; \quad F_в = \rho \cdot \frac{\pi d^2}{4},$$

$$\text{следовательно: } \rho \cdot \frac{\pi d^2}{4} = \rho_а \cdot \frac{\pi d^2}{4} + \frac{\sigma_p}{n} \cdot \pi dh, \text{ или } \rho = \rho_а + \frac{4\sigma_p \cdot h}{n \cdot d}.$$

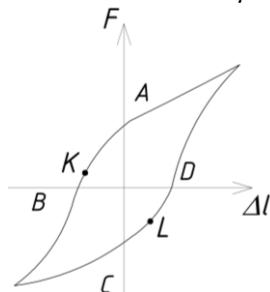
Подставив числовые данные, получим

$$\rho = 10^5 + \frac{4 \cdot 60 \cdot 10^6 \cdot 10^{-2}}{3 \cdot 0,5} = 10^5 + 16 \cdot 10^{-5} = 17 \cdot 10^5 \text{ Па} = 1,7 \text{ МПа}.$$

Задача 3.9

На рисунке показана зависимость упругой силы от деформации при циклическом деформировании тела в случае наличия

гистерезиса. Согласно формуле $\Pi = \frac{F \cdot \Delta l}{2}$, где F – сила упругости при удлинении Δl , потенциальная энергия тела в состояниях, соответствующих точкам A , B , C и D равна нулю, а в состояниях, соответствующих точкам K и L , является отрицательной. Как истолковать эти результаты?



Ответ

Формула $\Pi = \frac{F \cdot \Delta l}{2}$ относится к случаю справедливости закона Гука, когда, в частности, нет гистерезиса.

4. ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Одним из важных свойств предметов, окружающих человека, является их *прочность*, т. е. *сопротивление механическим нагрузкам*. Люди всегда стремились находить и изготавливать все более прочные материалы. Особенно большой скачок в развитии упрочнения произошел с появлением железа. Но несмотря на то, что железный век длится уже около трех тысячелетий, прочность металла повысилась от $3 \cdot 10^8$ Н/м² в Древнем мире до $10 \cdot 10^8$ Н/м² в начале нынешнего века. Дальнейшие достижения в этом направлении оказались невозможными без создания науки о физической природе прочности материалов, соединяющей в себе элементы физики, химии, кристаллографии, механики, материаловедения и других областей знания.

4.1. Теоретическая и реальная прочность твердых тел

Предел прочности* идеальных кристаллов, рассчитанный теоретически, в несколько сотен раз превосходит наблюдаемые на опыте величины.

Теоретический расчет напряжения, необходимого для отрыва одного атомного слоя от соседнего, выполнил М. Поляни в 1921 г. Идея расчета состояла в следующем. В процессе упругого деформирования в твердом теле накапливается энергия $\omega = \frac{1}{2} \sigma \epsilon$, которая при отрыве атомных слоев переходит в поверхностную энергию двух образовавшихся поверхностей отрыва. Если считать, что отрыв атомных слоев площадью S произойдет при увеличении расстояния между ними на параметр решетки a , то работа примерно равна поверхностной энергии $2\gamma S$, где γ – удельная поверхностная энергия (энергия, приходящаяся на единицу площади поверхности).

В итоге получаем

$$\sigma_{\text{теор}} = \frac{4\gamma}{a}. \quad (4.1)$$

Расчет значения $\sigma_{\text{теор}}$ для железа ($\gamma = 1 \text{ Дж/м}^2$, $a = 2 \cdot 10^{-10} \text{ м}$) по формуле (4.1) дает

$$\sigma_{\text{теор}} = 2 \cdot 10^{10} \text{ Па},$$

что в сотни раз превышает реальную прочность железа.

Расчет теоретической прочности на сдвиг (расчет критического сдвигового напряжения при условии, что одна часть кристалла сдвигается относительно другой части как единое целое) впервые был выполнен Я.И. Френкелем в 1926 г. Он предположил, что напряжение сдвига есть периодическая функция x (x – смещение) с периодом, равным постоянной решетки a . Приняв в качестве периодической функции простейшую из них – синусоиду, можно в самом грубом приближении считать, что

* Предел прочности для пластичных материалов – это напряжение, соответствующее началу большой пластической деформации, для хрупких – это предельное напряжение, которое выдерживает материал при разрушении.

$$\tau = \tau_{\text{теор}} \sin \frac{2\pi x}{a}.$$

Если $t < t_{\text{теор}}$, то при прекращении действия такого напряжения атом вернется в начальное положение и, следовательно, соскальзывания не произойдет.

Для малых $\frac{x}{a}$ можно считать, что $\sin \frac{2\pi x}{a} = \frac{2\pi x}{a}$, поэтому

$$\tau = 2\pi \tau_{\text{теор}} \frac{x}{a},$$

но $\frac{x}{a} \cong \gamma$, где γ – угол сдвига. Значит,

$$\tau = \frac{2\pi \gamma}{\tau_{\text{теор}}}.$$

С другой стороны мы знаем, что при деформации сдвига отношение τ/γ , т.е. отношение напряжения к углу сдвига, равно модулю сдвига G (G – модуль сдвига, который численно равен напряжению, вызывающему сдвиг на угол в 1 рад). Следовательно,

$$G = 2\rho t_{\text{теор}}, \text{ Па},$$

или

$$\tau_{\text{теор}} = \frac{G}{2\pi}. \quad (4.2)$$

При расчете по формуле (4.2) теоретических скальвающих напряжений ряда металлов оказалось, что они на несколько порядков выше экспериментальных данных, которые не превышают (10^{-3} – 10^{-4}) G (см. табл. 4.1).

Таблица 4.1

Металл	$G \cdot 10^4$, МПа	τ , МПа	
		теор.	экспер.
Железо	6,90	8000	28,0
Медь	4,62	4400	5,0
Цинк	3,78	3500	2,0
Алюминий	2,7	3500	8,0

Причинами столь разительного несоответствия теоретической и практической прочности являются не свойства совершенной кристаллической структуры тела, а наличие в кристалле разного рода несовершенств, дефектов, а также влияние на результаты исследования масштабного фактора при испытании образцов разного объема. Расчеты и опыт показывают, что зависимость между количеством дефектов и прочностью σ схематически можно представить кривой, изображенной на рис. 4.1.

Из этой кривой видно, что *прочность материала высока, когда в нем либо совсем нет дислокаций, либо их очень много*. Практически все существующие и разрабатываемые способы упрочнения относятся к правой части этой кривой, т.е. имеют своей целью увеличение плотности дислокаций в металле. Почему? Дело в том, что бездислокационный кристалл нужных размеров вырастить практически невозможно. Исключением являются материалы в виде ните-видных кристаллов. Но ведь упрочнение будет достигнуто, если имеющиеся дислокации будут малоподвижными, как их еще называют, сидячими. Вот тут-то и пригодится их высокая плотность – они будут взаимно блокировать друг друга.

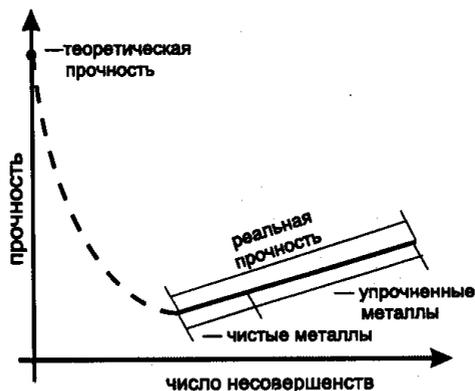


Рис. 4.1. Зависимость прочности металла от числа несовершенств кристаллической решетки в единице объема

4.2. Деформационное упрочнение

Металлы (и фактически все кристаллические материалы) подвержены деформационному упрочнению (или, как говорят, наклепу). Это означает, что если кристаллический образец уже был деформирован, то для дальнейшей его пластической деформации необходимо напряжение, превышающее то, которое вызвало первоначальную пластическую деформацию. Наклеп происходит лишь в том случае, если температура испытания низка по сравнению с температурой плавления. Термины «наклеп», «холодная деформация» уже давно прижились в металлообрабатывающей промышленности, однако механизмы наклепа стали понятны лишь в последнее время благодаря развитию теории дислокаций.

Количественную оценку склонности материала к деформационному упрочнению могут дать кривые напряжение–деформация. Обычно опытные исследования проводятся в наиболее «чистом» виде, т.е. на монокристаллах. Только в этом случае можно учесть такой важный фактор опыта, как геометрия скольжения. Пластическая деформация в кристаллах происходит путем скольжения по определенным кристаллическим плоскостям. Направление скольжения — это одно из кристаллографических

направлений, расположенных в плоскости скольжения. Механизм скольжения представляет собой движение дислокаций в плоскости скольжения. В тех местах, где дислокации выходят на поверхность кристалла, возникают ступеньки. В результате деформации первоначально гладкая поверхность монокристаллического образца становится ступенчатой. Ступеньки, возникшие в тех местах, где на поверхность вышли 50 и более дислокаций, двигавшиеся в одной плоскости скольжения, видны в микроскоп. Эти ступеньки называют линиями скольжения (рис. 4.2, *a*). Если линии группируются в отдельные пачки, то их называют полосами скольжения.

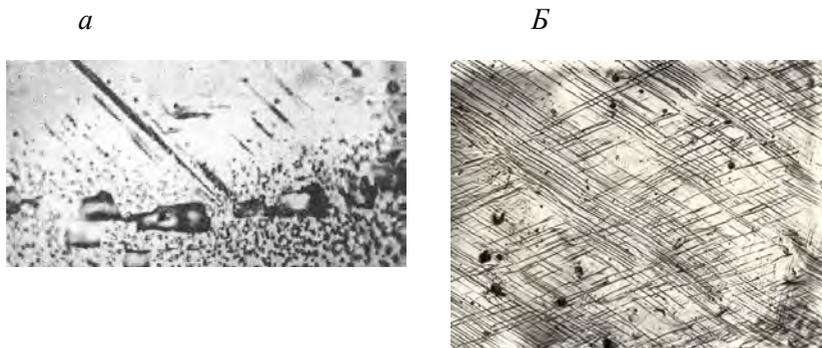


Рис. 4.2. Системы скольжения:

- a* – структура с ямками травления демонстрирует образование линий скольжения в местах наибольшего скопления дислокаций. $\times 1000$;
- б* – полосы скольжения на поверхности алюминия, $\epsilon = 4\% \times 200$

Наиболее характерные плоскости и направления скольжения (вместе их называют системами скольжения) для некоторых металлов при сравнительно низких температурах приведены в табл. 4.2.

Таблица 4.2

Преобладающие плоскости и направления скольжения

Структура	Металл	Плоскость	Направление
-----------	--------	-----------	-------------

		скольжения	скольжения
ГЦК	Al	$\{111\}$	$\langle \bar{1}01 \rangle$
	Cu	$\{111\}$	$\langle \bar{1}01 \rangle$
	Ag	$\{111\}$	$\langle \bar{1}01 \rangle$
	Au	$\{111\}$	$\langle \bar{1}01 \rangle$
	Ni	$\{111\}$	$\langle \bar{1}01 \rangle$
ОЦК	α -Fe	$\{110\}, \{211\}, \{321\}$	$\langle \bar{1}11 \rangle$
	Mo		
	W		

Как правило, это плоскости и направления с наиболее плотной упаковкой атомов.

На рис. 4.3 представлена кривая «напряжение–деформация», типичная для ГЦК монокристаллов.

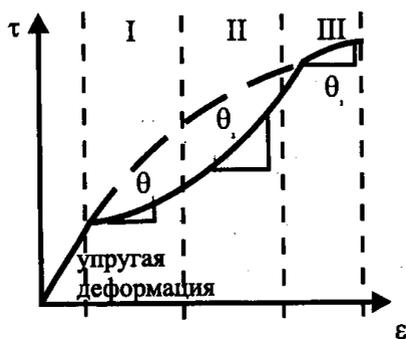


Рис. 4.3. Зависимость напряжения сдвига от деформации для монокристалла с ГЦК-решеткой; мерой деформационного упрочнения на каждой стадии являются соответственно коэффициенты θ , θ_{II} , θ_{III}

Для получения подобной кривой ориентировка образца в исходном состоянии должна быть такова, чтобы напряжение сдвига в одном из направлений скольжения в одной из плоскостей скольжения было больше, чем в других направлениях в этой же плоскости, а также в любом направлении в какой-либо другой плоскости скольжения. То есть среди всех напряжений сдвига, соответствующих любому возможному направлению скольжения в любой возможной плоскости скольжения, должно существовать

единственное напряжение сдвига, которое превышает все другие напряжения.

На кривой можно выделить три участка, которые соответствуют трем стадиям течения металла.

Первая стадия упрочнения – это так называемая *стадия легкого скольжения*. Характерным для этой стадии является небольшой коэффициент упрочнения $\theta_1 \left(\theta \frac{\Delta\tau}{\Delta\varepsilon} \right)$:

$$\theta_1 = 10^{-4} - 10^{-5} G,$$

резкое возрастание плотности дислокаций, появление на поверхности кристаллов тонких длинных линий скольжения. Это можно объяснить легким перемещением дислокаций по одной системе плоскостей. Дислокации беспрепятственно перемещаются в плоскости скольжения, и значительная их часть выходит на поверхность.

Резкое возрастание количества дислокаций в начальный период деформации можно объяснить существованием большого количества источников дислокаций, которые начинают генерировать при напряжениях немного больших предела упругости.

Зегер, Кульман–Вильсдорф связывают первую стадию упрочнения с дальнедействующим взаимодействием достаточно далеко отстоящих друг от друга дислокационных петель в первичной системе скольжения. Предполагается, что имеется N источников дислокаций на единицу объема, каждый из которых испускает n дислокационных петель по достижении напряжения τ . Экспериментальные наблюдения указывают на то, что каждая петля перемещается на большое расстояние L через кристалл, тогда как петли на примыкающих плоскостях скольжения расположены друг от друга на расстоянии d значительно меньшем чем L .

Возрастание напряжения $\delta\tau$ происходит в результате увеличения числа петель на δn , что приводит к увеличению деформации на величину $\delta\varepsilon$, которая имеет вид

$$\delta\varepsilon = bnL^2\delta\tau.$$

Величину N также можно определить через d и L :

$$N = \frac{1}{dL^2},$$

так что

$$\delta\epsilon = \frac{b\delta n}{d}. \quad (4.3)$$

Образование δn новых дислокационных петель вызовет также увеличение обратного напряжения τ_b , действующего на дислокационные источники, на величину

$$\delta\tau_b = \frac{Gb\delta n}{2\pi L}. \quad (4.4)$$

Когда обратное напряжение становится равным возрастанию напряжения $\delta\tau$, дальнейшая генерация петель прекращается.

Комбинируя выражения (4.3) и (4.4), получим

$$\theta_1 = \frac{\delta\tau}{\delta\epsilon} = \frac{G}{2\pi} \left(\frac{d}{L} \right).$$

Более точное рассмотрение приводит к сходному выражению

$$\theta_1 = \frac{8G}{9\pi} \left(\frac{d}{L} \right)^{3/4}, \quad (4.5)$$

из которого при подстановке типичных значений величин, входящих в формулу (4.5), например, при $d = 30 \cdot 10^{-3}$ мм, $L = 0,5$ мм получается коэффициент упрочнения порядка $3 \cdot 10^{-4} G$, что близко к измеряемым значениям.

Электронно-микроскопические исследования показывают, что основной причиной упрочнения на этой стадии могут явиться только дислокационные диполи (рис. 4.5, б) (устойчивые пары, состоящие из параллельных положительных и отрицательных дислокаций), ко-

торые препятствуют движению дислокаций по первичным плоскостям скольжения и тем самым вызывают упрочнение кристалла. Скопление диполей может служить причиной развития вторичного скольжения (т.е. скольжения дислокаций по другим плоскостям), что указывает на переход ко 2-й стадии.

Наиболее значительная доля упрочнения в гранцентрированных кубических металлах приходится на вторую стадию, которая подобна первой стадии, линейна, но характеризуется значительно большим коэффициентом упрочнения $\theta \approx 2 \cdot 10^{-3} G$. На этой стадии скольжение развивается по нескольким системам плоскостей. Следовательно, чем больше систем скольжения имеет кристаллическая решетка, тем более упрочняем металл. Наблюдения за линиями скольжения на второй стадии показывают, что последние становятся более короткими (рис. 4.4). По мере увеличения степени деформации растет плотность дислокаций (до 10^{12} см^{-2}), наступает момент, когда поля напряжений дислокаций начинают перекрываться, дислокации, сильно взаимодействуя, мешают друг другу свободно перемещаться по кристаллу. Происходят столкновения дислокаций различных систем скольжения, в результате которых образуются дипольные хвосты и ступеньки, которые затрудняют перемещение дислокаций. Электронно-микроскопические исследования показывают, что на этой стадии образуются очень сложные дислокационные сплетения (рис. 4.5, в).

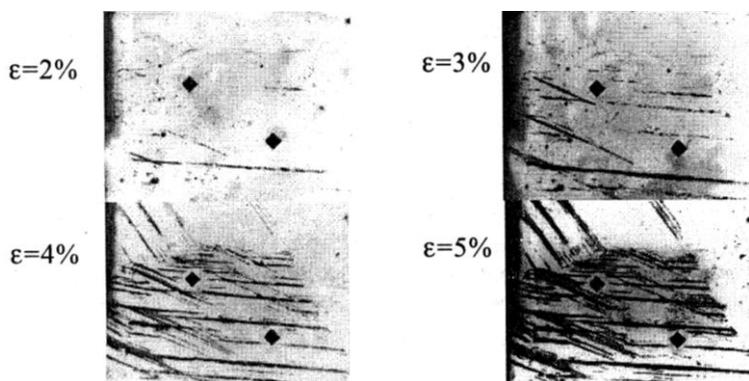


Рис. 4.4. Развитие полос скольжения на поверхности алюминия. $\times 300$

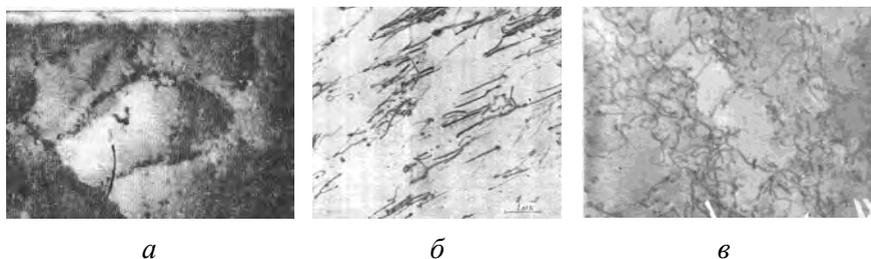


Рис. 4.5. Дислокационные диполи:

a – дислокационная структура алюминия после отжига; *б* – дислокационные диполи на стадии легкого скольжения; *в* – сплетение дислокаций на второй стадии упрочнения $\times 25000$

Кульман и Вильсдорф предположили, что вторая стадия упрочнения наступает вследствие того, что длины дислокационных отрезков, действующих как источник Франка–Рида, становятся все меньшими благодаря образованию гущений дислокаций. Поскольку напряжение, требуемое для приведения в действие источника, обратно пропорционально его длине, то это означает, что *напряжение, необходимое для осуществления дальнейшей деформации, возрастает.*

Необходимо отметить, что, несмотря на значительное число теоретических и экспериментальных работ, посвященных изучению второй стадии упрочнения, общей приемлемой теории этой стадии пока нет.

Главными особенностями третьей стадии упрочнения являются уменьшение скорости упрочнения (по параболическому закону) и тенденция к снижению напряжения ее наступления и развития с повышением температуры. Согласно общепринятой точке зрения, барьеры, возникшие на второй стадии упрочнения, на третьей стадии разрушаются. Зегер отмечает, что наступление третьей стадии характеризуется появлением грубых полос скольжения с частым поперечным скольжением. Степень развития этого явления зависит от величины энергии дефекта упаковки данного металла. Металлы с относительно малой энергией дефекта упаковки для поперечного скольжения требуют высокой энергии активации, т. к. прежде чем может произойти локальный акт поперечного скольжения, широкий дефект упаковки между частичными дислокациями должен сжаться, образуя отрезок нерастянутой

дислокации. Так, для получения заметной скорости поперечного скольжения в меди при комнатной температуре необходимо приложить очень высокое напряжение. С другой стороны, в металле с большой энергией дефекта упаковки, таком как алюминий, при комнатной температуре деформации третья стадия упрочнения появляется очень рано, поскольку дислокации не растянуты, вследствие чего поперечное скольжение может происходить при значительно меньшем приложенном напряжении.

Явление деформационного упрочнения можно наблюдать и без всяких приборов: монокристалл цинка можно без труда согнуть пальцами, однако разогнуть его обратно таким же способом не удастся. Произошло упрочнение!

Еще раз подчеркнем, что эффект деформационного упрочнения достигается и сохраняется только при холодной деформации. К тому же за наклеп приходится платить потерей запаса пластичности. Приведем пример. Прочность меди наклепом можно увеличить в два раза, доведя до $4 \cdot 10^8 \text{ Н/м}^2$, но уменьшив запас пластичности (деформацию до разрушения с 40 до 4 %). Тут важно не перестараться.

На третьей стадии кривой деформации коэффициент упрочнения $\frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon}$ уменьшается. Но ведь эта стадия начинается при высоких напряжениях, достаточных для того, чтобы дислокации, ранее неподвижные, стали преодолевать потенциальные барьеры. Одним из таких механизмов является поперечное скольжение винтовых дислокаций. Этот механизм является термически активируемым, поэтому с ростом температуры напряжение перехода к третьей стадии уменьшается. Уменьшение интенсивности упрочнения называют динамическим возвратом.

Конструкционные материалы, используемые на практике, обычно имеют поликристаллическое строение. На развитие процесса пластической деформации очень большое влияние оказывает наличие границ зерен. Так как зерна – кристаллики хаотически ориентированы друг относительно друга, то скольжение в каждом зерне обычно происходит более чем по одному семейству плоскостей скольжения, т. е. минуя стадию легкого скольжения (штриховая кривая на рис. 4.3). Механизмы упрочнения

монокристаллов действуют и в поликристаллах, только, как говорится, в более сложных условиях.

4.3. Упрочнение изменением состава (легированием)

Чужеродные атомы заметно влияют на подвижность дислокаций и дислокационные диполи соответственно – на предел текучести, пластичность, наклеп. Это влияние существенно зависит от того, растворяются ли примеси в металле (образуя твердые растворы замещения или внедрения) или образуют избыточные фазы в виде частиц примесного элемента, химического соединения или другого твердого раствора.

Прирост прочности при легировании сравнительно невелик (около 30 %), но не сопровождается существенным уменьшением пластичности. Это очень важно для многих практических применений.

Оказывается, оба способа – легирование с последующим наклепом – можно сочетать. Эффект упрочнения оказывается положительным, правда, до определенного предела. Существует некое предельное относительное упрочнение сплава, и, если максимально использовать один способ упрочнения, на другой способ остается меньший запас.

4.4. Упрочнение термической обработкой

Этот вид упрочнения применяется наиболее широко. На каждом машиностроительном заводе есть термический цех. Термическая обработка – это один из способов создания дефектов в материале.

Наиболее просто получить металл с большой плотностью дефектов можно путем закалки, т.е. быстрым охлаждением изделия, предварительно нагретого до высокой температуры. Благодаря тепловым колебаниям в материале образуются вакансии, равновесная плотность которых при высокой температуре значительна. При быстром охлаждении происходит замораживание дефектов. Более того, в процессе быстрого сжатия тела при охлаждении возникают термические напряжения, которые также порождают дефекты.

Подробнее рассмотрим механизм упрочняющего действия примесей на конкретном примере. В железе растворимость

углерода при комнатной температуре составляет не более 0,004 %. Если обычную углеродистую сталь (Fe + 0,8 % C) нагреть до высокой температуры, то весь углерод будет находиться в твердом растворе. Если при медленном охлаждении углерод выпадает из твердого раствора, то после закалки в охлажденном сплаве остается весь углерод. Получается пересыщенный твердый раствор. Плотность дислокаций в закаленной стали достигает 10^{10} – 10^{11} см⁻² (возрастает на три порядка). Приведем сравнительные данные: прочность монокристаллов чистого железа на растяжение составляет примерно $0,1 \cdot 10^8$ Н/м², прочность стали перед закалкой, упрочненной примесями, достигает $8 \cdot 10^8$ Н/м², прочность закаленной стали – более $15 \cdot 10^8$ Н/м². Какие примеси вводить, каков оптимальный режим тепловой обработки – это предмет науки, называемой материаловедение. Способы термической обработки чрезвычайно разнообразны. Здесь лишь кратко остановимся на вопросе: какие резервы повышения прочности еще имеются?

4.5. Упрочнение термомеханической обработкой

Из названия способа видно, что речь пойдет о комбинировании термической и механической обработок. Однако если сталь сначала закалить, то запаса пластичности для проведения наклепа почти не останется, сталь окажется хрупкой. Если сталь сначала подвергнуть холодной деформации, то последующий нагрев перед закалкой снимет эффект наклепа путем рекристаллизации. Что делать?

Выход был найден на основе использования очень важного свойства дислокационной структуры – *наследственности при фазовых превращениях*. Вот один из вариантов термомеханической обработки (ТМО) углеродистой стали. Одна из структурных составляющих – аустенит (твердый раствор углерода в γ -Fe, имеющем ГЦК-решетку) деформируется в Т-области его устойчивого состояния. В результате формируется упорядоченная дислокационная субструктура (блочная) с высокой общей плотностью дислокаций. При последующей закалке аустенита образуется мартенсит (пересыщенный твердый раствор углерода в α -Fe, имеющем ОЦК-решетку) с передачей ему дислокационной структуры аустенита. Таким образом, в результате ТМО не просто возрастает плотность

дислокаций, но и формируется тонкая структура мартенсита, являющаяся термодинамически устойчивой.

А что, если деформацию осуществлять очень быстро, чтобы созданные дислокации сохранились к моменту закалки? Такие опыты были проведены.

4.6. Упрочнение взрывом

При упрочнении взрывом происходит ряд специфических явлений. Дело в том, что при высокоскоростном соударении деформация идет за счет ударных волн, распространяющихся на значительные расстояния от точки контакта. Сравним результаты опытов: исходная твердость железа была 100 единиц, после обычной пластической деформации – 150, после соударения пластинок, летящих со скоростями километры в секунду – более 300. И что еще важно: обычным способом металл деформировали на 90 %, а при высокоскоростном ударе деформация равнялась примерно 100 %. Здесь сказались не только плотность дислокаций, но и их распределение.

Вторая особенность взрыва – высокое давление, и ее можно использовать для упрочнения. В некоторых металлах, в том числе и железе, при высоких давлениях имеют место обратимые фазовые переходы. Сравнительные опыты показали, что в кристалле без фазовых переходов при высоких давлениях плотность дислокаций увеличивается на два порядка, а в кристалле с фазовым переходом – на четыре порядка. Однако с увеличением скорости соударений вступает в действие следующий фактор – температурный. Значительная часть энергии, затраченной на деформирование, выделяется в виде тепла. А это уже повышение температуры на 200–300°, которое, на первый взгляд, аннулирует достигнутое упрочнение. Именно тут специфичность деформации при взрыве и позволяет использовать выделяющееся тепло для упрочнения. Более того, скачок температуры, чтобы он оказался действенным, нужен не менее 700 °С. Кардинальным решением здесь явилось использование порошковых материалов. Как известно, результат работы силы трения – это повышение температуры трущихся тел. Если нельзя увеличить коэффициент трения, то следует увеличить

удельную свободную поверхность материала, подлежащего ударному (взрывному) обжатию. Суммарная поверхность порошка объемом в несколько кубических сантиметров может достигать сотен квадратных метров. При ударном обжатии на такой большой поверхности в результате трения выделится количество теплоты, способное довести температуру до нескольких тысяч градусов. Был проведен такой опыт. Поверхность железа твердостью 100 единиц покрывается слоем смеси порошков вольфрама и углерода. Взрывное обжатие приводило к мгновенному нагреву порошка и тонкого слоя подложки, за которым следовало его резкое охлаждение благодаря отводу тепла в основную массу подложки, что важно при закалке. Оказалось, что на поверхности железа за время удара (и благодаря ему) синтезируется соединение твердостью около 2000 единиц. При обычном нагреве в печи рекордная скорость нагрева равна десяткам градусов в секунду, при электронагреве достигает десятков тысяч градусов в секунду.

Но есть еще один способ быстрого нагрева, уже переходящий из научных лабораторий в цеха, – облучение лазером. В этом случае достигаются громадные скорости нагрева (до 10^6 град/с). Приведем пример результата упрочнения лазером. Твердый раствор вольфрама в железе при комнатной температуре не может содержать более 6 % вольфрама. При температуре 1500 °С его максимальная концентрация около 12 % – это уже предел, как считалось согласно многим проверенным данным. Однако под действием луча лазера в поверхностном слое железа, покрытого порошком вольфрама, образуется твердый пересыщенный раствор, содержащий при комнатной температуре около 20 % вольфрама. Здесь и проявляется специфика сверхбыстрого нагрева и охлаждения.

4.7. Упрочнение без дислокаций

До сих пор речь шла о способах упрочнения с помощью самих же дефектов кристаллической решетки (имелась в виду правая ветвь кривой на рис. 4.1). А возможно ли создать бездефектный материал, который имел бы приведенную выше расчетную прочность, т. е. в виде бездислокационных монокристаллов? В особо ответственных случаях, когда нужны и жаропрочность и долговечность, идут таким

путем. Например, «выращивают» лопатки турбореактивных двигателей. Это трудно сделать, но иногда не стоит считаться с затратами.

Однако сама идея использования бездислокационных монокристаллов нашла свое воплощение в композитных материалах. К тому же сама природа помогла в этом. Уже в XVI веке было замечено (упоминается в литературе той поры), что на некоторых минералах растут «усы», достигающие длины 20 см и более. А материалом «усов» являются медь, олово, серебро, золото! Исследования показали, что «усы» представляют собой очень тонкие (нитевидные) монокристаллы. Причем совершенство их структуры тем выше, чем тоньше кристаллы. Соответственно и прочность нитевидных кристаллов (НК) с уменьшением их диаметра возрастает.

На «усы» как перспективный материал для повышения прочности обратили внимание в 1952 г. Оказалось, при изгибе оловянных НК в упругой области достигается деформация $\epsilon \approx 2\%$, немислимая для массивных кристаллов. Согласно закону Гука она соответствует нормальному напряжению $8 \cdot 10^8 \text{ Н/м}^2$, которым никогда не нагружался этот металл. Эти данные и натолкнули на мысль о бездефектности НК. Однако исследования показали, что уникальными свойствами НК обладают при значении диаметра $d \sim 0,05 \text{ мкм}$. К сожалению, выращивать в массовом количестве сверхтонкие НК пока еще не научились. Ясно, однако, что огромный резерв повышения прочности кроется в возможности получения бездефектных кристаллов (см. левую ветвь кривой на рис. 4.1).

4.8. Композитные материалы

Термин «композитные материалы» относится к большому классу веществ. *Общим для них является то, что в основной, обычно пластичный, материал (так называемое связующее вещество или матрица сплава) вводится другой материал, имеющий высокую прочность и упругость (наполнитель).* Композитные материалы обладают уникальными свойствами, отличающимися от свойств отдельных компонентов: высокая прочность и упругость

сочетаются с достаточной пластичностью, оберегающей материал от хрупкого разрушения. Например, сетка из стеклянных нитей, залитая быстротвердеющей смолой, образует известный всем спортсменам композитный материал – стеклопластик, из которого изготавливаются, скажем, шесты для спортсменов-прыгунов.

Условно композитные материалы можно разделить на несколько групп.

1. Волокнистые материалы.

В зависимости от матрицы волокнистые материалы делят на металлические, керамические, полимерные. По виду наполнителя отличают материалы, армированные проволокой, волокнами или нитевидными кристаллами (усами). Объемная доля наполнителя составляет от нескольких до 70–80 %.

Основная нагрузка в волокнистых материалах воспринимается волокнами. Очевидно, что потенциальная прочность волокон реализуется в том случае, если между матрицей и волокном существует прочный контакт. Иными словами, максимальная прочность волокнистого материала достигается тогда, когда нагрузка на волокна передается через матрицу.

Важными параметрами, определяющими эффективность упрочнения композита волокнами, являются *прочность волокна на разрыв и отношение его длины к диаметру*, а также *способность волокна к деформированию в матрице*. Очень хорошим материалом для упрочнения композитов должны оказаться углеродные нанотрубки, которые обладают высокой прочностью на разрыв и большим отношением длины к диаметру.

Углеродную нанотрубку можно представить как лист графита, свернутый в цилиндр. На рис. 4.6 показано несколько возможных структур, образованных сворачиванием графитового листа вокруг разных осей. Однослойная нанотрубка может иметь диаметр 2 нм и длину 100 мкм. Углеродные нанотрубки очень прочны: модуль Юнга их колеблется от 1,28 до 1,8 ТПа. Модуль Юнга стали составляет 0,21 ТПа, что означает, что модуль Юнга углеродной нанотрубки почти в десять раз больше, чем у стали. Предел прочности однослойной углеродной нанотрубки составляет 45 ГПа, в то время как стальные сплавы разрушаются при 2 ГПа. Многослойные нанотрубки тоже имеют лучшие, чем у стали, механические характеристики, но они не так высоки, как у

однослойных нанотрубок. Например, многослойная нанотрубка диаметром 200 Нм имеет предел прочности 0,007 ТПа (7 ГПа) и модуль Юнга 0,6 ТПа. Углеродная нанотрубка очень упруга при изгибе. Она гнется как соломинка, но не ломается и может распрямиться без повреждений. Большинство материалов ломаются при изгибе из-за присутствия дефектов, таких как дислокации и границы зерен. Так как стенки углеродных нанотрубок имеют мало структурных дефектов, этого не происходит. Другая причина того, что они не ломаются, состоит в том, что углеродные кольца стенок в виде почти правильных шестиугольников при изгибе меняют свою структуру, но не рвутся.

Исследования, проведенные в различных научных центрах, показали, что добавление углеродных нанотрубок в различные материалы увеличивает их прочность на разрыв в несколько раз. Так, добавка 11,5 весовых процентов многослойных нанотрубок диаметром 0,2 микрона к полипропилену приводит к удвоению его прочности на разрыв. В Токийском университете проводился следующий эксперимент: алюминиевая пудра и углеродные нанотрубки смешивались и нагревались до температур выше 800 К в вакууме и затем сжимались стальными штампами. После этого из расплава экструзией получали стержни. Опыты показали, что добавление только пяти объемных процентов нанотрубок увеличивает прочность алюминия на разрыв вдвое. Теоретические оценки показали, что при оптимальной доле нанотрубок в материале (около 10 объемных процентов) его прочность на разрыв должна увеличиться в *шесть* раз.

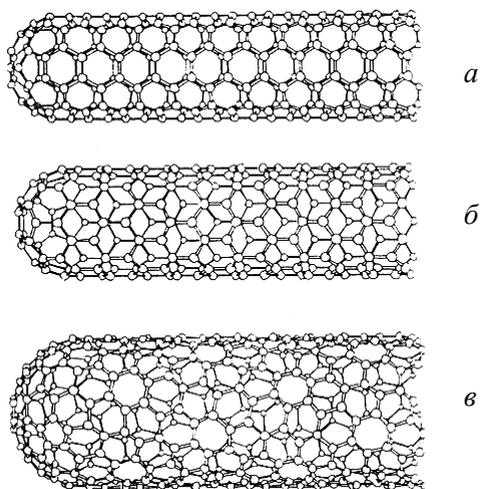


Рис. 4.6. Примеры некоторых из возможных структур углеродных нанотрубок, зависящих от способа сворачивания графитового листа:
a – кресельная структура; *б* – зазгагообразная структура;
в – хиральная структура

Углеродные нанотрубки могут образовывать прочные связи с железом, являющимся основным компонентом стали. На рис. 4.7 показаны результаты вычисления прочности стали на разрыв в зависимости от объемной доли однослойных углеродных нанотрубок диаметром 10 нм и длиной 100 микрон.

Из графика видно, что при 30 %-м содержании ориентированных углеродных нанотрубок происходит увеличение прочности в семь раз.

Несмотря на то, что все эти результаты выглядят очень многообещающими, предстоит сделать еще очень многое, особенно в области разработки методов введения нанотрубок в металлы и пластики, а также в разработке масштабного недорогого способа производства нанотрубок.

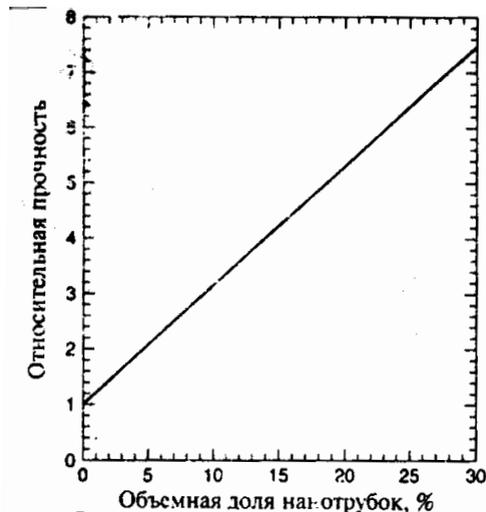


Рис. 4.7. Расчетный предел прочности стали на разрыв в зависимости от объемной доли углеродных нанотрубок

2. Дисперсно-упрочненные материалы.

Для металлов типичным композитным материалом являются сплавы, содержащие очень прочные и не теряющие прочности до очень высокой температуры частицы окиси алюминия размером 0,1–0,01 мкм в объемном количестве до 15 %. В этом случае основную нагрузку несет материал матрицы. Частицы являются барьерами для дислокаций. Такой материал устойчив против ползучести и сохраняет свои прочностные свойства до высоких температур, значительно превышающих температуру рекристаллизации сплава (при-близительно $0,8T_{пл}$).

Если размеры частиц больше 1 мкм при объемной доле более 25 %, значительную часть нагрузки берут на себя и частицы. Такие сплавы используются для изготовления режущего инструмента, пуансонов, матриц.

Упрочняющие частицы вводят различными способами. Широко используется метод порошковой металлургии.

3. Слоистые материалы.

Приведем пример. Листы высокопрочной закаленной стали (чувствительны к удару) соединялись через пластичную прослойку.

В результате такой композиции работа на разрушающий удар выросла на порядок. Фактически к этому способу упрочнения относится и поверхностная закалка. Остроумным решением вопроса применения таких материалов является изготовление самозатачивающихся режущих инструментов.

4. Естественные композитные материалы.

При направленной кристаллизации сплавов получается чередование мягких и твердых прослоек. Причем композитный материал можно получить и на основе одного химического элемента, например, аморфный углерод, упрочненный графитовыми нитями.

4.9. Конструкционная прочность

Под конструкционной прочностью понимается комплекс показателей, определяющих работоспособность материала в конкретной конструкции при данных условиях испытания. Конструкционная прочность зависит от характеристик используемого материала и таланта конструктора. Можно сказать, что мерой конструкционной прочности являются надежность и долговечность изделия.

Какие характеристики (паспортные данные) учитывает конструктор? К характеристикам прочности относят:

а) *предел прочности* (временное сопротивление) – напряжение в материале, соответствующее максимальному значению нагрузки перед разрушением образца. Обозначается σ_v или $\sigma_{пч}$ – при растяжении, σ_a – при сжатии и $\sigma_{ви}$ – при изгибе;

б) *предел текучести* σ_T – значение напряжения, при котором в теле впервые возникает пластическая деформация. Для металлов обычно вводят условный предел текучести – значение напряжения, вызывающего пластическую деформацию заданной величины, при растяжении – 0,2 % (обозначают $\sigma_{0,2}$), при кручении – 0,3 % (обозначают $\tau_{0,3}$);

в) *предел упругости* – максимальное напряжение, при котором еще не обнаруживается пластическая деформация. Условный предел текучести – значение напряжения, вызывающего пластическую деформацию, равную 0,05 % (обозначают $\tau_{0,05}$);

г) *предел усталости (предел выносливости)* — максимальное напряжение при циклическом нагружении, которое не вызывает разрушения, возникая неопределенно большое число раз. Обозначается σ_R .

д) с точки зрения конструкционной прочности составными элементами прочности являются и характеристики пластичности. Из них как особо важную выделим ударную вязкость – способность материала поглощать механическую энергию в процессе деформации под действием ударной нагрузки. Оценивается она по работе разрушения материала в специальных испытаниях (обозначается символом a_n).

Здесь приведен далеко не полный перечень свойств материалов, изучаемых при стандартных испытаниях образцов. Добиться нужного сочетания свойств – непростая задача. Определяющую роль при ее решении играет знание механизмов, определяющих свойства материалов.

4.10. Твердость и методы ее измерения

Твердость – сопротивление материала местной пластической деформации, возникающей при внедрении в него более твердого тела – наконечника (индентора). В зависимости от метода испытания, свойств наконечника и испытываемого материала твердость может оцениваться различными критериями. В большинстве случаев твердость определяется по размерам оставшегося на поверхности отпечатка.

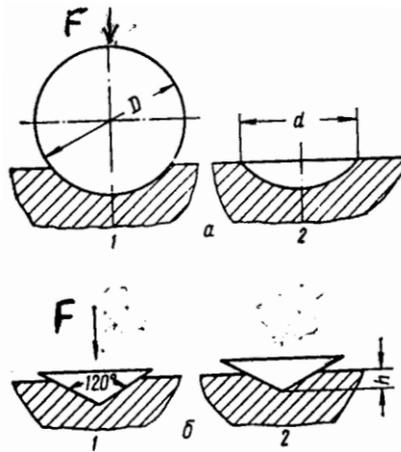


Рис. 4.8. Схема определения твердости:

a – по Бринеллю; *б* – по Роквеллу (1 – схема испытания; 2 – отпечаток)

Твердость по Бринеллю. Для определения твердости металлов по Бринеллю стальной закаленный шарик диаметром D вдавливают в изделие под действием нагрузки F , приложенной в течение строго установленного времени.

Число твердости по Бринеллю (НВ) определяется как среднее напряжение (выраженное в Н/мм^2), равное отношению нагрузки F к площади поверхности S отпечатка шарика. Принято считать, что поверхность отпечатка является сегментом вдавливаемого шарика, поэтому S будет равна произведению длины большой окружности шарика на глубину отпечатка h . Число твердости выражается формулой

$$\text{НВ} = \frac{F}{S} = \frac{F}{\pi D h}, \text{ Н/мм}^2, \quad (4.6)$$

Если выразить глубину отпечатка через его диаметр d :

$$h = \frac{1}{2} \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right), \text{ Н/мм}^2$$

и подставить это выражение в (4.6), получим

$$HB = \frac{2F}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)} \text{ (Н/мм}^2\text{)}.$$

При определении твердости принято измерять диаметр и глубину отпечатка, наблюдаемого после снятия нагрузки.

Обращаем внимание на условность определения числа твердости по Бринеллю, т.к. отпечатки вдавливаемого шарика не имеют формы сегмента из-за его упругой деформации под нагрузкой.

Определение твердости по Бринеллю наиболее широко применяется при контроле процессов термообработки легированных сталей (к этим процессам относится отжиг и высокий отпуск).

Твердость по Роквеллу. Методом Бринелля нельзя определять твердость тонких и малых по величине изделий, а также металлов с высокой твердостью. Поэтому в дополнение к методу Бринелля предложен метод Роквелла, основанный на вдавливании стального шарика диаметром 1/16 " или 1/8 " или же алмазного конуса с углом 120°, вершина которого имеет сферическое закругление радиусом 0,2 мм.

Испытание на твердость по Роквеллу заключается в определении разности глубины внедрения в металл наконечника под действием двух нагрузок: предварительной $F_0 = 100$ Н и окончательной $F = 600$; 1000 или 1500 Н. Для измерения твердости очень тонких и твердых изделий применяются меньшие нагрузки (предварительная $F_0 = 30$ Н и окончательная $F = 150$; 300 или 450 Н).

Приборы Роквелла имеют много шкал. Каждая шкала характеризуется типом наконечника и значением конечной нагрузки F .

В нашей стране (в бывшем СССР) стандартизированы три шкалы Роквелла.

Обозначение шкалы	Обозначение числа твердости	Наконечник	Общая нагрузка, Н	Предел измерений в единицах твердости

А	HRA	Конус	600	700–850
В	HRB	Шарик $D = 1/16''$	1000	250–1000
С	HRC	Конус	1500	200–670

Твердость по Роквеллу имеет три области применения:

1. Определение твердости по шкале А производится для изделий из сверхтвердых сплавов с тонким закаленным слоем. Большие нагрузки здесь не применяются, т.к. они приводят к разрушению алмазного конуса. Большая производительность метода позволяет выявлять неравномерности закалки, места обезуглероживания, поджоги поверхности при шлифовке и т.д.

2. Шкала В применяется для определения твердости изделий малой толщины с умеренной твердостью (например, твердость автомобильного листа).

3. Твердость по шкале С является показателем качества закалки инструментов и цементированных изделий.

Твердость по Виккерсу. Метод Виккерса (название фирмы, изготавливающей твердомеры) основан на вдавливании полированной алмазной пирамиды с квадратным основанием и углом $\beta = 136^\circ$ между противоположными гранями. Достоинства этого метода следующие:

твердость (HV) не зависит от нагрузки;

можно испытывать очень твердые материалы;

разрушение изделия минимально;

можно определять твердость очень тонких слоев, например, при хромировании, азотировании и т.п.

Микротвердость. Название само говорит о сущности метода: вдавливаются алмазные наконечники при весьма малых нагрузках. Например, в отечественном микротвердомере ПМТ-3 применяются нагрузки от 0,2 до 2 Н. Наконечником служит алмазная пирамида с квадратным основанием и углом при вершине между противоположными гранями 136° . Микротвердость подсчитывают как частное от деления величины нагрузки на площадь боковой поверхности отпечатка, которая определяется путем измерения диагоналей отпечатка по формуле

$$H = \frac{1854F}{d^2},$$

где F – величина нагрузки на наконечник, Н;

d – величина диагонали отпечатка, мкм.

Подсчет чисел микротвердости возможен также по специальным таблицам.

Этот метод позволяет определять твердость материала в весьма малых объемах и применяется при исследованиях тонких структур, например, при изучении твердости отдельных фаз или включений в сложных структурах сплавов и т.п.

Подчеркнем, что результаты испытаний на твердость и микротвердость становятся многократно ценней, если удастся установить связь между ними и характеристиками пластичности материала, определяемыми по кривым нагружения.

Рассмотренные выше методы определения твердости относятся к числу статических. Практикуются и динамические методы измерения твердости, которые можно разбить на три основные группы:

- 1) метод вдавливания шарика ударом (метод отпечатка);
- 2) метод упругой отдачи (метод отскакивания);
- 3) метод затухания колебаний (маятниковые методы).

Эти методы зависят от гораздо большего числа факторов, чем статические (скорость удара, соотношение масс соударяемых тел и т.д.), и всегда дают большее расхождение значений твердости. Но простота и быстрота испытаний является их преимуществом.

В результате исследований установлена следующая эмпирическая зависимость между *пределом прочности σ_p и твердостью по Бринеллю НВ* для многих пластических материалов:

$$\sigma_p = cНВ,$$

где c – коэффициент пропорциональности; для сталей $c = 0,33 - 0,36$.

Следует заметить, что для хрупких материалов (чугун, силумин) надежной корреляции между твердостью и пределом прочности получить не удается.

Для измерения твердости вязкоупругих материалов (резин, полиуретанов, пластиков и др.) в Институте прикладной физики НАН Беларуси создан прибор IMPULSE-1R (рис. 4.9). Испытуемый материал подвергается воздействию индентора, который совершает удар. В блок-схему измерительного тракта входят датчики, являющиеся преобразователями механических параметров удара в электрические сигналы, и измерительная аппаратура, позволяющая регистрировать эти сигналы. Современный компьютеризированный метод и реализующая его аппаратура позволяют в течение нескольких секунд получить информацию не только о твердости, но также о вязкости, эластичности, динамическом и статическом модулях упругости, а также ряде других характеристик испытуемого материала.

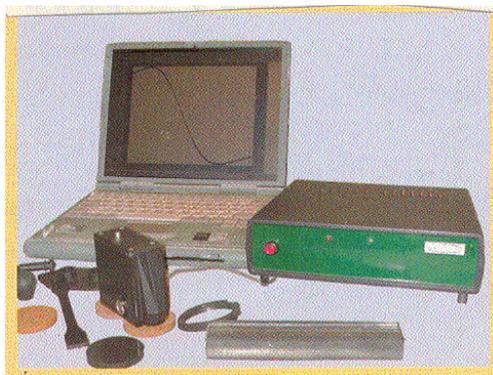


Рис. 4.9. Прибор для определения механических свойств вязкопластичных материалов IMPULSE-1R

Контрольные вопросы

1. Что такое прочность твердых тел?
2. В чем причина разительного отличия теоретической прочности металлов от реальной прочности?
3. Какой вид упрочнения металлов наиболее широко применяется?
4. Металлы с каким типом решетки наиболее упрочняемы наклепом?
5. Стальная проволока для тросов производится методом холодной вытяжки. Чем объясняется высокая прочность тросов?

6. Какие материалы называются композитными?
7. Что такое твердость материала? Назовите методы измерения твердости?
8. Какая существует зависимость между пределом прочности σ_p и твердостью по Бринеллю?

Пример решения задачи

Твердость стали по Бринеллю равна 4500 Н/мм^2 . Определить диаметр отпечатка, если испытание проводилось шариком диаметром 5 мм при нагрузке 7500 Н .

Решение

Число твердости по Бринеллю определяется по формуле

$$H_B = \frac{F}{S},$$

где S – площадь сферической поверхности лунки.

Из рис. 4.10 следует, что

$$r^2 = h(D - h), \quad (4.7)$$

где r – радиус отпечатка;

h – высота сферического сегмента.

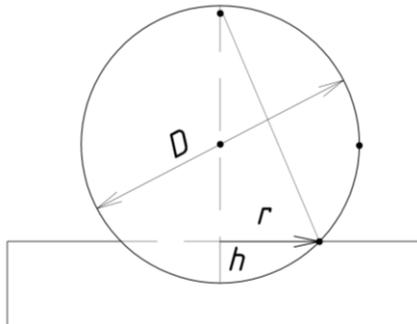


Рис. 4.10

Из формулы (4.7) получаем

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

Тогда
$$S = \frac{\pi D}{2} \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right),$$

откуда
$$H_B = \frac{2F}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)}.$$

Решим это уравнение относительно d .

$$\begin{aligned} d &= \sqrt{D^2 - \left(D - \frac{2F}{\pi D H_B} \right)^2} = \\ &= \sqrt{5^2 - \left(5 - \frac{2 \cdot 7500}{3,14 \cdot 5 \cdot 4500} \right)^2} = 1,44 \text{ мм.} \end{aligned}$$

5. УСТАЛОСТЬ МАТЕРИАЛОВ

5.1. Усталость материалов.

Кривая усталости

Еще в конце XIX столетия было замечено, что материал при переменных напряжениях разрушается скорее, чем при постоянной нагрузке. Сопротивление материалов действию нагрузок, изменяющихся во времени по величине или по величине и знаку, существенно отличается от сопротивления действию статической нагрузки, а именно: при продолжительном действии переменных нагрузок *в результате усталости материал разрушается при напряжениях значительно меньших не только предела прочности или предела текучести, но даже меньших предела упругости.*

Практикой установлено, что если элемент конструкции многократно подвергать переменному нагружению определенного уровня, то после некоторого числа перемен напряжений в нем появится трещина, которая постепенно будет развиваться. В конце концов деталь разрушится без заметных остаточных деформаций даже для высокопластичного материала.

Число циклов от появления первой трещины и до полного разрушения стержня будет тем больше, чем меньше напряжение.

Разрушение материала под действием повторно-переменных напряжений называется *разрушением от усталости*.

Вообще же *усталостью материалов* (в частности, металлов) называют явление разрушения в результате постепенного накопления в них необратимых механических изменений, приводящих к возникновению усталостной трещины при многократном повторении нагружений.

Усталостному разрушению материала предшествуют три стадии:

1. Подготовка трещины, заключающаяся в параллельном протекании процесса упрочнения (наклепа) и разупрочнения (разрыхления), продолжается длительное время. Трещина не обязательно должна появиться в целом звене. Источником возникновения первых трещин могут явиться дефекты поверхности (следы от режущего инструмента, царапины и др.) или дефекты внутреннего строения материала (литейные раковины, неметаллические включения и т.д.).

2. Развитие образовавшейся трещины, протекающее достаточно быстро.

3. Разрушение, происходящее внезапно.

Таким образом, *усталость* есть процесс постепенного возникновения и затем развития трещины под влиянием многократно повторяющихся силовых воздействий.

Напряжение во времени может изменяться периодически или непериодически. *Совокупность напряжений за период их изменения называют циклом*.

Способность материала сопротивляться действию повторно-переменных нагрузок характеризуется пределом выносливости (или пределом усталости).

Предел выносливости (усталости) называется максимальное напряжение (σ_{\max} цикла), при котором материал при данной степени асимметрии напряжений может выдержать, не разрушаясь, неограниченно большое число циклов нагружения.

На рис. 5.1 показаны графические зависимости уровня максимального напряжения σ_{\max} от логарифма количества циклов до разрушения, так называемые σ - N – кривые (кривые усталости). Для материалов типа А характерен явно выраженный горизонтальный участок. При напряжении ниже этого уровня разрушение никогда не наступает даже при продолжительных испытаниях.

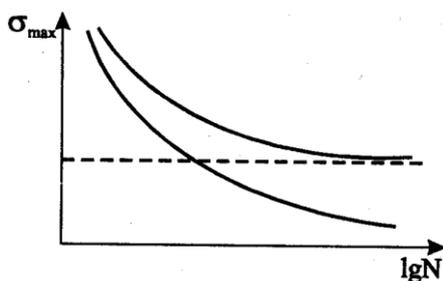


Рис. 5.1. Типичные S-N кривые для металлов.

Такое поведение характерно для многих сталей. Напротив, для большинства цветных сплавов характерно поведение, описываемое кривой В. Такие материалы не обнаруживают предела усталости, т.е. кривая усталости не имеет горизонтального участка (кривая усталости непрерывно снижается по мере увеличения числа циклов нагружения), а имеют предел выносливости, определяемый как напряжение, которое приводит к разрушению после определенного числа циклов.

Практически это число порядка 10^6 – 10^8 . Величина предела выносливости зависит не только от материала, но также от вида деформации, степени несимметричности цикла (соотношения между крайними значениями переменных напряжений, частоты, температуры, качества поверхности).

Сопротивление усталости у многих материалов прогрессивно снижается с повышением температуры. Это объясняется тем, что характер структуры, возникающий в результате деформации при высокой температуре, отличен от той, которая формируется в

результате холодной деформации, т. к. в первом случае дислокации не только скользят по плоскостям скольжения, но и переползают в другие плоскости. Аналогично с повышением температуры деформации изменяется и характер разрушения: внутриверенное разрушение переходит в межзеренное, которое начинается либо в тройных точках встречи границ зерен, либо на порах, расположенных по границам.

Влияние качества поверхности на предел выносливости учитывается коэффициентом качества поверхности α_n , равным

$$\alpha_n = \frac{\sigma_{\max 1}}{\sigma_{\max 2}},$$

где $\sigma_{\max 1}$ – максимальное напряжение цикла полированного образца;

$\sigma_{\max 2}$ – максимальное напряжения цикла образца с данным состоянием поверхности.

Значения α_n берутся из графиков, полученных опытным путем. Чем прочнее сталь, тем сильнее сказывается влияние качества поверхности, так что применение высокопрочных сталей при циклических нагрузках не всегда оправдывается. Усталостная прочность чугунов и цветных металлов слабо зависит от состояния поверхности.

Начальная микротрещина возникает обычно на поверхности изделия и развивается вглубь, пока продолжающееся изменение напряжений не вызовет хрупкого его разрушения. Признаком усталостного разрушения является вид излома. Он состоит из двух зон: относительно гладкой (притертой) усталостной зоны *A* (рис. 5.2), которая развивалась постепенно, и зоны окончательного разрушения (долома) *B*, которая привела к полному разрушению детали.

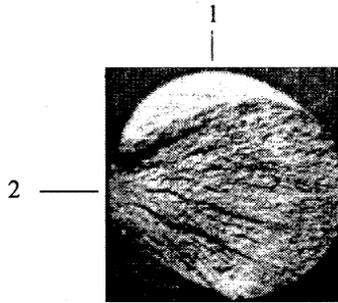


Рис. 5.2. Усталостный излом:
 1 – зона усталостного излома; 2 – зона окончательного излома (долома)

5.2. Физические механизмы усталости, их характеристика и феноменологическое описание

Тщательные исследования поверхности кристаллов, испытанных на усталость, позволили обнаружить интересное явление.

Форсайт установил, что на поверхности металлического кристалла, испытанного на усталость, иногда появляются небольшие, очень тонкие, как бы выдавленные из металла выступы (экструзии). Такая экструзия схематически показана на рис. 5.3. Наблюдается и противоположное явление – интрузии, представляющая собой отрицательную экструзию. Это впадина, имеющая вид тонкого листа, которая распространяется от поверхности вглубь кристалла. Размеры интрузии аналогичны размерам экструзии. Интрузия является фактически малой трещиной, которая оканчивается на поверхности кристалла. Интрузия, очевидно, может расти и в конце концов приводит к усталостному разрушению.

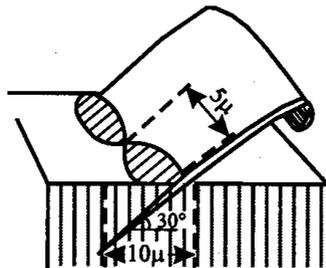


Рис. 5.3. Схема экструзии в полосе скольжения.
 Указаны характерные размеры

Для объяснения появления экструзий и интрузий предложен ряд дислокационных механизмов. Один из механизмов, предложенный Коттреллом и Халлом, показан на рис. 5.4. Два источника дислокаций, действующие в различных плоскостях скольжения, находятся около поверхности образца. Предполагается, что при циклическом нагружении эти два источника отчасти смещаются друг относительно друга. Сначала активизируется один источник дислокаций и вызывает скольжение в своей плоскости скольжения (рис. 5.4, б). Немного позднее активизируется второй источник и также вызывает скольжение (рис. 5.4, в). Скольжение от второго источника смещает плоскость скольжения первого источника. Во время обратной части цикла первый источник вновь вызывает скольжение, но уже в противоположном направлении (рис. 5.4, г). Вследствие смещения плоскости скольжения на поверхности кристалла образуется интрузия. Затем вновь активизируется второй источник, который также вызывает скольжение в направлении, противоположном первоначальному, в результате чего образуется экструзия.

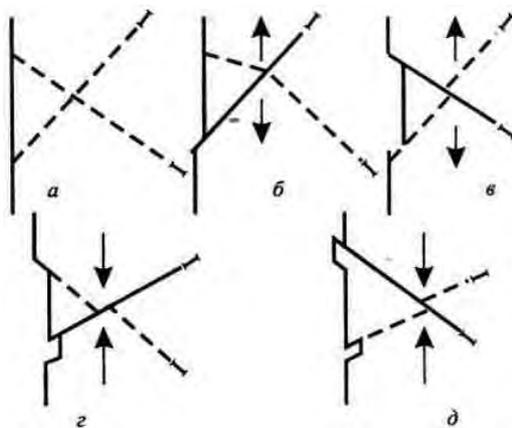


Рис. 5.4. Схема механизма образования экструзий и интрузий в полосах скольжения, предложенная Коттреллом и Халлом

5.3. Соотношение между напряжением и длиной трещины в процессе роста усталостной трещины

Теория распространения усталостных трещин довольно сложна, однако существует общепринятое мнение, что *скорость распространения усталостных трещин зависит как от величины напряжения, так и длины трещины.*

Приращение длины трещины определяют в зависимости от числа циклов нагружения. Для построения указанной зависимости используют множество методик, в частности, связанных с использованием инструментального микроскопа, методом вихревых токов, методами измерения электропотенциала, измерения податливости, с использованием детекторов акустической эмиссии. Типичный график, построенный с использованием перечисленных методик, приведен на рис. 5.5. Из него следует, что длина трещины возрастает с увеличением числа циклов нагружения.

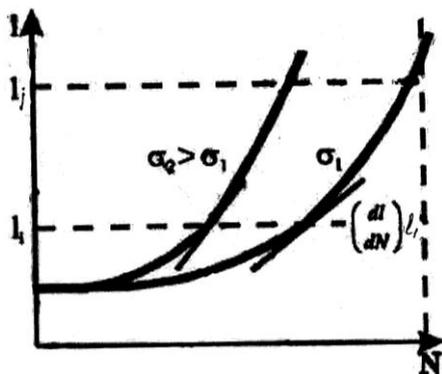


Рис. 5.5. Данные по распространению трещины, иллюстрирующие влияние уровня приложенного напряжения. Скорость распространения усталостной трещины возрастает при увеличении напряжения σ и длины трещины l

Скорость роста $\frac{dl}{dN}$ усталостной трещины определяют по этой кривой либо графически, либо численным методом. Из графиков видно, что скорость роста трещин возрастает при увеличении длины трещины (l_1, l_2). Отмеченная закономерность наблюдается почти всегда (за редким исключением). Наиболее важно, что длина трещины увеличивается с ускорением, укорачивая тем самым долговечность детали. Важным следствием этого факта является то, что большая часть циклов нагружения, составляющих полную

долговечность конструкционной детали, приходится на начальные стадии распространения трещины, ее медленного подрастания до критических размеров, когда трещина мала и, возможно, вообще не выявляется. Другой переменной, контролирующей скорость распространения трещины, является величина уровня напряжений. Из представленных на рис. 5.5 данных следует, что скорость роста усталостной трещины возрастает при увеличении уровня напряжений.

Природу процесса распространения трещины изучали многие исследователи, поэтому неудивительно, что в литературе встречается ряд эмпирических и теоретических закономерностей, имеющих общий вид типа $\frac{dl}{dN} \sim f(\sigma, l)$ и отражающих важные значения уровня напряжений и исходной длины трещины в процессах роста усталостной трещины. Часто указанная формула принимает вид простого степенного отношения

$$\frac{dl}{dN} \sim \sigma^m, l^n,$$

где $m \approx 2-7$; $n \approx 1-2$.

Например, Лью показал, что m и n равны 2 и 1 соответственно, а Фрост эмпирически обнаружил, что $m \approx 3$ и $n \approx 1$. Вейбулл вывел свое соотношение, описывающее зависимость скорости роста трещины от величины напряжения и длины трещины, приняв, что скорость роста усталостной трещины зависит от нетто-напряжения, действующего в сечении детали. Пэрис отмечал, что фактором, контролирующим процесс роста усталостной трещины, является коэффициент интенсивности напряжений K (см. п. 7.3).

При построении графика в координатах

$$\left(\frac{dl}{dN} \right) - \Delta K$$

при соответствующих значениях l_i, l_j, \dots, l_n была обнаружена зависимость, описываемая выражением

$$\frac{dI}{dN} = A \cdot \Delta K^m,$$

где A, m – переменные, характеризующие природу материала, окружающую среду, частоту нагружений, напряжение;

$\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ – интервал значений коэффициента интенсивности напряжений.

Эксперименты показали, что рост усталостной трещины действительно связан с величиной интервала значений коэффициента напряжений.

В результате упорной конкурентной борьбы ученые пришли к выводу, что *коэффициент интенсивности напряжений является ключевым параметром, контролирующим распространение усталостной трещины.*

Явления, приводящие к разрушению под действием напряжений, максимальная величина которых существенно ниже макроскопического предела текучести, должны особенно тщательно учитываться инженерами, знающими практические меры для сведения к минимуму возможности такого разрушения. Отношение предела выносливости к пределу прочности на растяжение дает некоторую информацию: для большинства металлов и сплавов оно не превышает 0,6, а в некоторых случаях – падает до 0,25. По-видимому, наиболь-шую опасность представляют концентраторы напряжений в виде надрезов, которые могут быть результатом неудачной конструкции, но могут возникать также вследствие неправильной технологии обработки, например, при грубой окончательной обработке поверхности детали. Концентраторами напряжений могут служить также металлургические дефекты, например, включения или трещины, возникающие в процессе термической обработки. Поэтому *при производстве конструкции, которой предстоит испытать длительные усталостные нагрузки, следует тщательно выполнять каждую технологическую операцию на всем протяжении процесса ее изготовления.* Металлургу следует обеспечить получение чистого материала с однородной структурой, конструктор же должен четко представлять себе, что даже наилучший сплав может разрушиться в результате усталости, если концентрация напряжений, присущая конструкции, будет

достаточно высокой. Недостаточно внимания уделяется среде, в которой предстоит работать детали. Ее влияние может быть сведено к минимуму, если применять защитные меры: например, гальванические покрытия. Если усталостная трещина начала развиваться, то обычно уже бывает поздно применять какие-либо защитные меры; к сожалению, трещину не замечают до тех пор, пока не произойдет катастрофа.

Контрольные вопросы

1. Что понимают под усталостью материала?
2. Каков механизм образования экструзий и интрузий по Коттреллу и Халлу?
3. От чего зависит скорость роста усталостной трещины?
4. По каким причинам улучшение чистоты поверхности детали может увеличить сопротивление материала усталости?

5. Стальная пластина ($K_{IC} = 54 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$) содержит центральную трещину длиной 0,2 мм, ориентированную нормально по отношению к оси напряжений. На пластину действует чередующееся напряжение $\Delta\sigma = 180 \text{ МПа}$ при среднем напряжении 90 МПа. Лабораторными экспериментами было показано, что в указанных условиях в материале растет усталостная трещина, причем скорость

роста $\frac{dl}{dN}$ изменяется в зависимости от ΔK в соответствии с

соотношением $\frac{dl}{dN} = 4 \cdot 10^{-37} (\Delta K)^m$, где $\frac{dl}{dN}$ и ΔK имеют

размерности $\frac{\text{Па} \cdot \text{м}^{1/2}}{\text{цикл}}$ и $\text{Па} \cdot \text{м}^{1/2}$ соответственно. Величину m никогда не рассчитывали, однако было замечено, что скорость роста трещины изменяется прямо пропорционально квадрату размера зоны пластической деформации в области вершины трещины. Определить число циклов нагружения, которые пластина может выдержать до разрушения. (Чтобы решить эту задачу, необходимо предварительно изучить п. 7.3).

6. ПОЛЗУЧЕСТЬ

6.1. Ползучесть материалов. Кривая ползучести. Диаграмма ползучести

Ползучесть – свойство твердых тел медленно накапливать деформацию при воздействии постоянных напряжений. Она присуща практически всем конструкционным материалам. Для сталей и чугунов ползучесть существенна лишь при повышенной температуре (свыше 300 °С) и протекает тем интенсивнее, чем выше температура. Для металлов с низкой температурой плавления (свинец, алюминий), для бетона, дерева, высокополимерных материалов (резина, каучук, пластмассы) ползучесть весьма заметна и при комнатных температурах. Ползучесть бетона существенно зависит от его возраста с момента изготовления: чем «моложе» бетон, тем выше его ползучесть.

Явление ползучести играет важную роль в технике. Под действием длительно приложенной постоянной нагрузки может развиваться значительная деформация конструкции, превышающая величину «мгновенной» пластической деформации, возникающей за время приложения нагрузки к образцу. Рано или поздно это приводит к разрушению. Таким образом, *ползучесть лимитирует длительность эксплуатации конструкций, работающих под постоянной нагрузкой, особенно в условиях повышенных температур.*

При испытаниях материалов на ползучесть обычно поддерживают постоянными либо нагрузку, либо напряжение и регистрируют зависимость деформации образца от времени. При другом виде испытаний образец сначала подвергают деформации заданной величины, а затем напряжения изменяют с течением времени таким образом, чтобы деформация оставалась постоянной.

На рис. 6.1 схематически показаны кривая зависимости деформации от времени (сплошная кривая) для образца, к которому приложена постоянная растягивающая нагрузка при температуре, близкой к температуре плавления вещества и кривая зависимости

скорости ползучести $\left(\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt}\right)$ от времени (пунктирная линия) при средней температуре испытания.



Рис. 6.1. Кривая зависимости деформации от времени (сплошная кривая) для образца, к которому приложена постоянная растягивающая нагрузка при температуре, близкой к температуре плавления вещества, и кривая зависимости скорости ползучести от времени (пунктирная линия при средней температуре испытания)

Говоря в дальнейшем об условиях испытания (высокая температура, низкое напряжение и т.д.), будем сравнивать их с температурой плавления $T_{пл}$ и модулем сдвига G , например, средней температурой (если нет специальных оговорок) будем считать $T \approx 0,5 T_{пл}$.

Как видим, процесс нагружения сопровождается мгновенным скачком пластической деформации. Скорость деформации сразу после нагружения может быть весьма значительной (при высоком напряжении), но убывает в течение некоторого времени t_1 (неустановившаяся ползучесть или 1-я стадия ползучести) до некоторого значения ϵ_2 , оставаясь примерно постоянной с момента времени t_1 до момента времени t_2 (установившаяся ползучесть или вторая стадия ползучести). Затем начинается процесс ускоренной ползучести (3-я стадия), которая, если не принять соответствующих мер предосторожности, закончится разрушением.

Ползучесть, которая наблюдается при заданных условиях, обычно можно отнести к одному из трех хорошо известных видов. Какой именно вид ползучести имеет место, зависит от температуры испытания и величины приложенного напряжения. Области температур и напряжений, соответствующие каждому виду ползучести, показаны на рис. 6.2, на котором изображена так называемая *диаграмма ползучести*. Для того чтобы можно было сопоставлять свойства металлов, имеющих сильно отличающиеся температуры плавления и модули упругости (например, вольфрам и свинец), диаграмма построена в координатах $\frac{T}{T_{пл}}$ и $\frac{\sigma}{G}$, а не T и σ , здесь T – температура испытания, $T_{пл}$ – температура плавления, σ – приложенное напряжение, G – модуль сдвига.

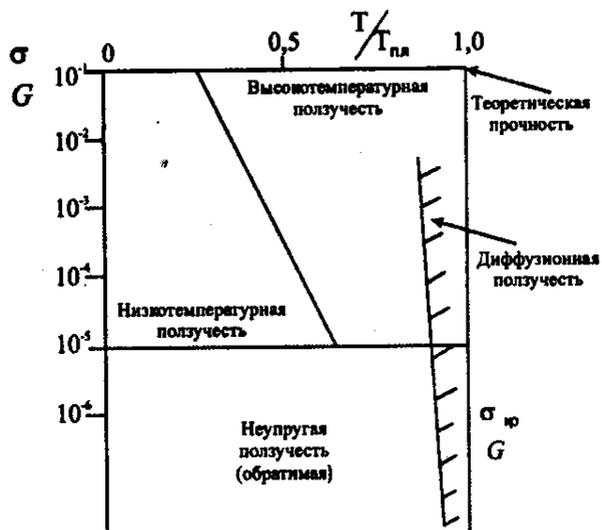


Рис. 6.2. Диаграмма ползучести: значения температур и напряжений, которые приводят к трем основным видам ползучести, а при особых условиях – к диффузионной ползучести

Если использовать координаты $\frac{T}{T_{пл}}$ и $\frac{\sigma}{G}$, то данные для каждого

из трех видов ползучести попадают приблизительно в одну и ту же область диаграммы ползучести, даже если температуры плавления и модуль сдвига сильно отличаются.

Рассмотрим характерные особенности ползучести в каждой из трех областей диаграммы ползучести.

6.2. Неупругая ползучесть (обратимая) ползучесть

Эксперименты показывают, что при напряжениях ниже критического напряжения сдвига $\sigma_{кр}$ ($\sigma_{кр}$ – напряжение, при котором в отожженных кристаллах начинается пластическая деформация; типичные значения этого напряжения находятся в пределах от 10^{-3} до $10^{-4} G$) зависимость деформации образца от времени хорошо описывается уравнением

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_0 \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) \right], \quad (6.1)$$

где ε_e – чисто упругая деформация;

t – время после нагружения;

ε_0 и τ – постоянные.

Последнее слагаемое в уравнении (6.1) представляет собой деформацию, которая не является упругой и зависит от времени. Эта деформация называется неупругой.

Из выражения (6.1) видно, что в момент непосредственно после нагружения неупругая деформация равна нулю. С течением времени эта деформация возрастает по экспоненциальному закону и приближается к предельному значению ε_0 (рис. 6.3).

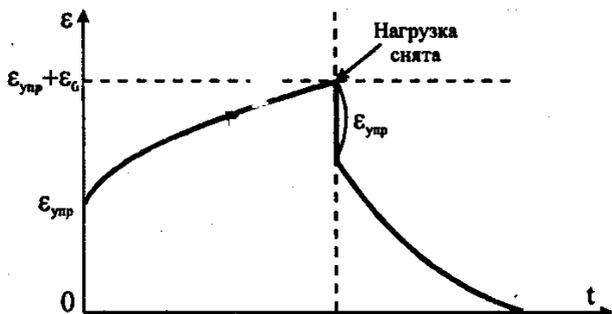


Рис. 6.3. Кривая ползучести, типичная для неупругой ползучести (схема). Показан также возврат ползучести после удаления нагрузки

Деформация при неупругой ползучести обратима. Если после достижения деформации ϵ' снять приложенную нагрузку, то деформация в момент времени t после снятия нагрузки будет

$$\epsilon = \epsilon' + \epsilon_c \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) \right], \quad (6.2)$$

где ϵ_c – упругая деформация непосредственно до снятия нагрузки.

При временах, достаточно длительных по сравнению с характеристическим временем (временем затухания) τ , деформация, подсчитанная по уравнению (6.2), близка к нулю. Таким образом, *неупругая ползучесть обратима – она полностью восстанавливается после удаления нагрузки.*

При $\sigma < \sigma_{кр}$ размножение и движение дислокаций незначительно, поэтому в этой области условий испытания деформация ползучести вызывается не массовым движением дислокаций, а иными механизмами. Рассмотрим один из наиболее известных механизмов на конкретном примере: движение внедренных атомов в железе с решеткой объемно центрированного куба. На рис. 6.4, а значком «X» показаны три типа междуузлий, в которых могут находиться внедренные атомы таких примесей, как углерод и азот. Эти три междуузлия полностью эквивалентны. В условиях равновесия, когда к кристаллу не приложено напряжение, количество атомов в междуузлиях каждого типа одинаково.

а

б

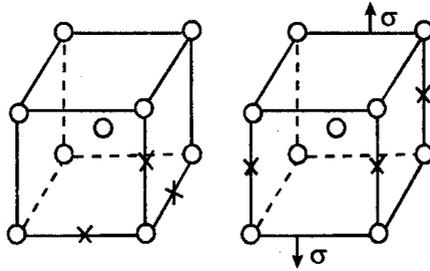


Рис. 6.4. Предпочтительные позиции внедренных атомов в ОЦК-решетке:
a – при отсутствии напряжений;
б – под воздействием растягивающего напряжения, указанного стрелками

Если к кристаллу приложено растягивающее напряжение, как показано на рис. 6.4, *б*, то одно из трех междоузлий становится предпочтительным для внедренных атомов, поскольку приложенное напряжение увеличивает расстояние между двумя атомами железа по обе стороны от этого междоузлия. Внедренный атом, находящийся в любом междоузлии, увеличивает расстояние между атомами металла, расположенными по обе стороны от него.

Если после приложения напряжения количество внедренных атомов в предпочтительных междоузлиях увеличивается за счет количества атомов в остальных междоузлиях, то размер кристалла в направлении приложенного напряжения должен возрасти, а размеры в перпендикулярных направлениях – уменьшиться. Перемещение внедренных атомов из одного междоузлия в другое характеризуется временем перескока t .

Концентрация примесей в предпочтительных междоузлиях будет приближаться к равновесию за время, пропорциональное

$$\left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) \right].$$

Подобный множитель имеется в выражении (6.1) и

(6.2). Поэтому время затухания t в этих уравнениях для ползучести можно принять тождественным времени перескока атома примеси.

Время перескока атома примеси пропорционально выражению $\exp(Q/kT)$, где Q – энергия активации диффузии. Таким образом, справедливость механизма неупругой ползучести, обусловленного внедренными атомами, можно проверить, сопоставляя энергию активации диффузии внедренных атомов с энергией активации,

определенной по наблюдаемому времени затухания неупругой ползучести. Установлено, что для железа, содержащего углерод, эти две энергии активации одинаковы.

6.3. Низкотемпературная ползучесть

Рассмотрим поведение твердого тела, к которому приложено напряжение, превышающее напряжение сдвига. Примем при этом, что температура относительно низка, т.е. ниже половины абсолютной температуры плавления тела. В этом случае приложенное напряжение может вызвать размножение дислокаций и их перемещение на большие расстояния. Однако деформационное упрочнение в конце концов приводит к прекращению размножения дислокаций, а также к затруднению движения дислокаций в плоскостях скольжения. Однако не следует ожидать, что движение дислокаций полностью прекратится. *Дальнейшую деформацию могут вызвать мгновенные увеличения напряжения, которые обусловлены случайными флуктуациями термических напряжений, существующих в любом твердом теле, нагретом до определенной температуры.*

Вероятность возникновения флуктуации напряжения в каком-либо малом объеме образца возрастает с увеличением времени. Флуктуации термических напряжений, действующих дополнительно к приложенному напряжению, вызывают увеличение деформации с течением времени. Ползучесть в низкотемпературной области диаграммы ползучести *имеет неустановившийся характер. Неустановившаяся ползучесть – это ползучесть, скорость которой с течением времени уменьшается.*

Неустановившийся характер ползучести в низкотемпературной области можно объяснить следующим образом. Флуктуации термических напряжений способствуют процессу деформации и, таким образом, вызывают ползучесть. Однако с возрастанием деформации флуктуации напряжений приводят также к увеличению упрочнения образца. В результате этого с ростом деформации образца дальнейшая деформация все более затрудняется. Поэтому скорость ползучести с течением времени уменьшается.

Зависимость деформации от времени при низких температурах обычно имеет вид

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p + \varepsilon_0 \ln(1 + \mu t),$$

откуда скорость ползучести

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_0 \mu}{1 + \mu t}. \quad (6.3)$$

В этих уравнениях ε_e – упругая деформация; ε_p – мгновенная пластическая деформация; ε_0 и μ – постоянные. Из уравнения (6.3) следует, что с течением времени скорость ползучести приближается к нулю.

6.4. Высокотемпературная ползучесть

В 1910 г. Андраде провел испытания на ползучесть металлов при высоких температурах и при напряжениях от средних до высоких (по диаграмме ползучести см. рис. 6.2). Им установлено, что в этих случаях ползучесть при постоянных напряжениях и температуре удовлетворяет следующему закону:

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p + \beta t^n + Kt,$$

где ε_e – упругая деформация;

ε_p – мгновенная пластическая деформация;

n , β и K – постоянные.

Деформация при высокотемпературной ползучести весьма велика. Без разрушения материала она может достигать сотен процентов. В отличие от низкотемпературной ползучести высокотемпературную нельзя рассматривать как результат непосредственного влияния термических флуктуаций напряжения. Потенциальные барьеры, препятствующие скольжению дислокаций при низких температурах, теперь легко преодолеваются. Но дело в том, что кроме высоты в энергетическом смысле у барьера есть еще и протяженность в геометрическом понимании. Длина волны термического возмущения того же порядка, что и период решетки. Если барьер значительно протяженный, то он будет эффективным.

Таковыми, например, являются сидячие дислокации Ломера–Котрелла в металлах с ГЦК-решеткой. Они образуются в результате реакции между двумя параллельными дислокациями: на пересечении своих плоскостей скольжения. Блокированные ими подошедшие дислокации могут продолжить движение, перейдя в соседние плоскости скольжения, параллельные исходным.

Одним из таких механизмов перехода является поперечное скольжение винтовых дислокаций. Но т. к. поперечное скольжение совершают только винтовые дислокации, то этот механизм не может полностью скомпенсировать деформационное упрочнение, т.е. не обеспечивает наступления второй стадии ползучести. *С повышением температуры процессом, контролирующим скорость ползучести чистых металлов, является переползание краевых дислокаций.* Так называют укорачивание лишней полуплоскости путем поглощения вакансий (рис. 6.5) или удлинение путем испускания вакансий.

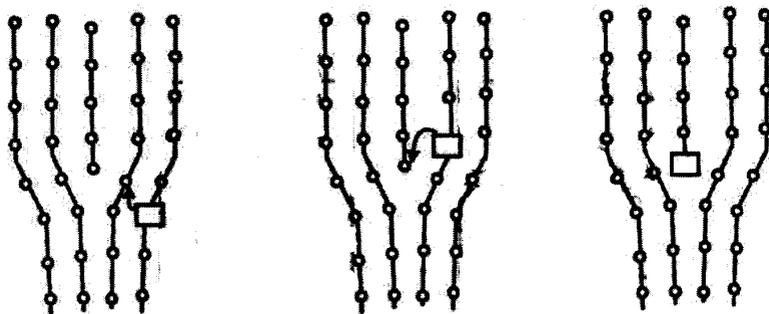


Рис. 6.5. Переползание краевой дислокации, при котором происходит укорачивание лишней полуплоскости, путем поглощения вакансии (обозначена квадратом)

В этом случае энергия активации ползучести равна энергии активации самодиффузии. Измерения энергии активации ползучести подтверждают такую смену механизмов.

На рис. 6.6 показана зависимость энергии активации ползучести от температуры для алюминия. Как видим, на кривой имеются два плато, соответствующие $Q_1 = 110$ Дж/моль и $Q_2 = 140$ Дж/моль. Значение Q_1 соответствует термически активированному

поперечному скольжению, Q_2 – переползанию, т. к. оно равно энергии активации самодиффузии.

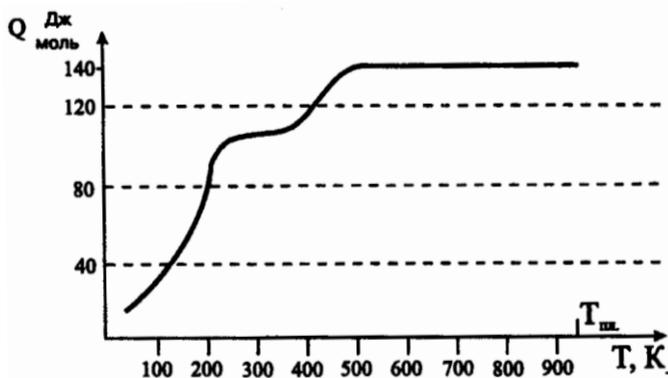


Рис. 6.6. Зависимость энергии активации ползучести чистого алюминия от температуры

6.5. Диффузионная ползучесть

Диффузионная ползучесть является особым видом ползучести. Она характерна для мелкокристаллических материалов с размером зерна около 10^{-5} м при высоких, так называемых предплавильных, температурах.

Если к зерну, схематически показанному на рис. 6.7, а, приложено растягивающее напряжение вдоль вертикальной оси, то энергия, необходимая для образования вакансии на боковой поверхности, меньше, чем на верхней или нижней. Возникший градиент концентрации вакансий вызывает в зерне направленное перемещение вакансий и, следовательно, такой же встречный поток атомов. С течением времени зерно будет изменять свои размеры так, как показано на рис. 6.7, б.

а

б

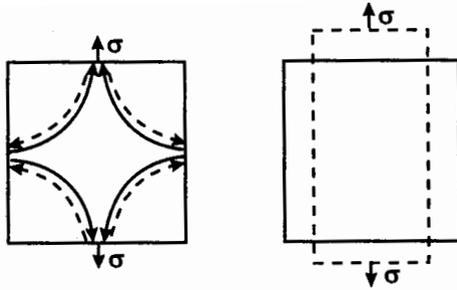


Рис. 6.7. Влияние напряжений на зерне:
 a – массовое движение вакансий и атомов;
 b – начальная (—) и конечная форма зерна (---)

Диффузионная ползучесть – это экстремальный случай в эксплуатации материала. Поэтому изделия изготавливаются из специальных жаропрочных материалов, стойких к воздействию различных факторов, например, агрессивности внешней среды, радиационному облучению и т.д.

6.6. Взаимосвязь параметров, характеризующих ползучесть на различных стадиях

Очевидно, что в процессе ползучести структура материала изменяется от структуры, возникшей в результате мгновенной пластической деформации, до устойчивой или квазиустойчивой структуры на второй стадии ползучести, на которой между процессами упрочнения и разупрочнения устанавливается некое динамическое равновесие, и все же при наличии второй стадии третья стадия неизбежна.

Скорость ползучести растет сначала медленно, а затем все быстрее, причем не всегда катастрофически быстро. Те изделия или детали конструкций, разрушение которых не вызывает последствий, а требует лишь их замены, работают и в состоянии третьей стадии, продолжительность которой может быть сопоставима с длительностью предыдущих. Однако это скорее исключение, чем правило. Наступления третьей стадии не дожидаются. Но тогда нужно предсказать, когда она начнет себя проявлять. Это возможно. Дело в том, что между параметрами, характеризующими ползучесть на различных стадиях, существует довольно четкая связь. Это в

первую очередь относится к первым двум стадиям. Во-первых, энергии активации процессов, определяющих зависимость скорости ползучести от условий испытания, равны. Это указывает на то, что при заданных условиях испытания действуют одни и те же механизмы деформации. Во-вторых, в довольно широких диапазонах напряжения и температуры отношение продолжительности второй стадии t_2 к продолжительности первой t_1 имеет определенное значение. Для разных материалов это отношение различно, его значение находится в пределах 2 – 4. Эта взаимосвязь говорит о том, что процессы, определяющие долговечность изделия, протекают с момента его нагружения. Таким образом, если исключить несчастные случаи с изделием, по его поведению в начальный период можно путем экстраполяции прогнозировать его долговечность.

Что касается механизмов, приводящих к ускоренной ползучести, укажем на следующие:

1. Скольжение по границам зерен вызывает в местах стыка трех зерен концентрацию напряжений, достаточную для возникновения трещины.

2. Конденсация вакансий на границах зерен. В результате возникают поры, которые затем соединяются, образуя трещины.

3. Образование пустот вследствие образования ступенек в местах встречи полос скольжения с границей зерна и последующего скольжения по границам зерен.

Заканчивая описание явления ползучести, остановимся на такой характеристике сопротивления ползучести, как **условный предел ползучести**. Под ним понимается *механическое напряжение, которое за установленное время испытания при данной температуре вызывает заданную деформацию образца (изделия) или заданную скорость ползучести на второй стадии*. В соответствии с ГОСТ 3248–60 рекомендуется определять предел ползучести при деформации от 0,1 до 1 %. Наиболее распространено определение предела ползучести при удлинении 0,1; 0,2; 0,5 и 1 % и длительности испытаний 100, 300, 500 и 1000 ч. В этом случае предел ползучести обозначается σ (сигма) с цифровыми индексами, например, $\sigma_{0,2/100}^{500}$. Здесь 500 – температура испытания; 0,2 – деформация (%); 100 – длительность испытания. Если предел

ползучести определяется по скорости на второй стадии, нижний индекс означает скорость, верхний – температуру. Например,

$$\sigma_{0,2 \cdot 10^{-6}}^{500}$$

Вторая группа испытаний ставит своей целью определение долговечности образца (времени до разрушения) при заданных температуре и нагрузке. Это так называемые испытания на длительную прочность. Здесь характеристикой материала является напряжение, вызывающее разрушение образца при заданной температуре за заданное время. Пример обозначения: σ_{1000}^{500} – предел длительной прочности за 1000 часов при температуре 500 °С. Пределы длительной прочности рекомендуется определять на основе испытаний длительностью 50, 100, 500, 1000, 3000, 5000, 10000 ч.

Контрольные вопросы

1. Что понимают под ползучестью материалов?
2. Каким уравнением описывается неупругая ползучесть?
3. Какому закону удовлетворяет высокотемпературная ползучесть?
4. Какой процесс контролирует скорость ползучести чистых металлов при повышенных температурах?
5. При выборе материала по справочнику установлено, что условный предел ползучести одного материала равен σ_{1000}^{500} , а другого σ_{500}^{500} . Какой из этих материалов более долговечен?
6. Как должно влиять на сопротивление ползучести увеличение предела текучести материала?
7. На рис. 6.8 приведен график зависимости скорости ползучести на установившейся стадии от напряжений при различных температурах испытаний. Пользуясь графиком, рассчитать, насколько возрастет минимальная скорость ползучести для данного уровня напряжений, если повысить температуру испытаний с 550 до 750 К.

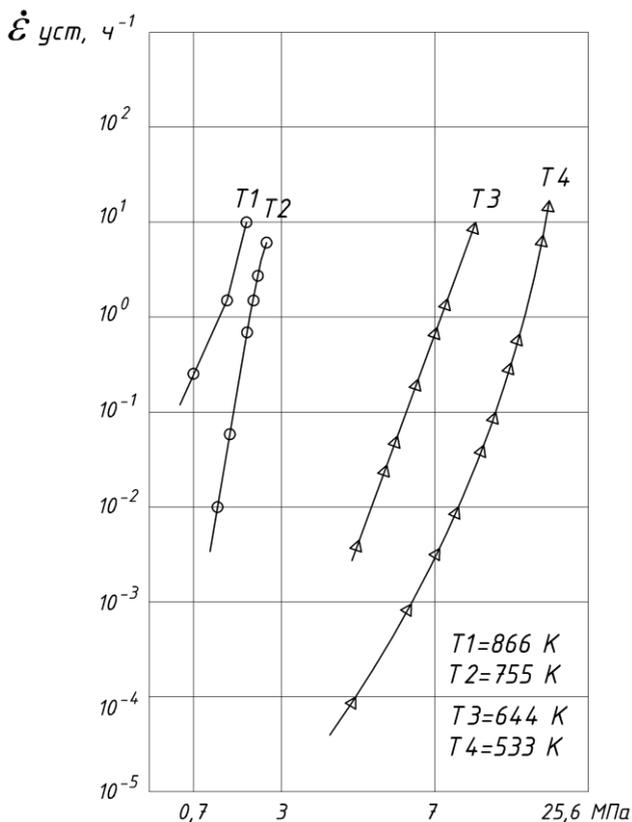


Рис. 6.8

7. МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ

7.1. Общая характеристика разрушения и его типы

Разрушение представляет собой необратимое разделение тела на части, связанное с нарушением сплошности среды. Процесс разрушения состоит из двух последовательно протекающих стадий: зарождения и роста трещины, которому способствует напряженное состояние тела, и полное разрушение (разделение тела на две и более частей).

При феноменологическом описании разрушения твердые тела делят на три группы.

1. Хрупкие тела.

Хрупкими называют такие тела, которые при нагружении деформируются только упруго вплоть до разрушения. Совершенно хрупкими являются сравнительно немногие металлы, однако хрупкое разрушение характерно для большого числа керамических и металлокерамических материалов. Помимо того, что деформация в этом случае в основном упругая (и незначительная), наиболее явной макроскопической особенностью разрушения большинства хрупких тел является быстрое распространение трещины в материале.

При хрупком состоянии материала разрушение происходит путем скола (рис. 7.1, *а*), когда плоскость разрушения перпендикулярна нормальным напряжениям.

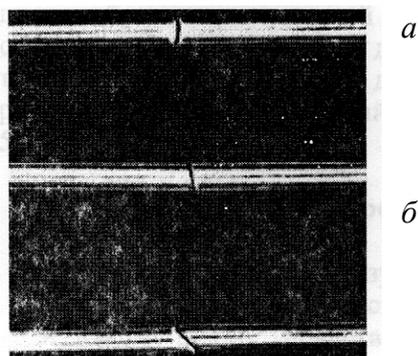


Рис. 7.1. Различные виды разрушения:

а – скол (плоскость разрушения перпендикулярна нормальным напряжениям);
б и *в* – срез (плоскость разрушения расположена под углом к нормальным напряжениям)

2. Пластичные тела.

Разрушению пластичных тел предшествует значительная деформация, а трещина распространяется медленно. Уменьшив нагрузку, деформацию можно задержать. К этой группе относится большинство металлов, если они достаточно чисты. Внешняя форма конечного разрушения зависит от напряженного состояния (чашечный излом, срез (рис. 7.1, *б*), скручивание и т.д.), но все они характеризуются некоторой необратимой пластической

деформацией и, следовательно, для разрушения всегда необходимо совершить значительную работу.

3. Полухрупкие тела.

К полухрупким материалам можно отнести те материалы (до некоторой степени условно), которые в одних условиях разрушаются хрупко, а в других – вязко. Характер разрушения зависит от напряженного состояния, температуры, скорости деформации и т.д. Напри-мер, поведение металлов с гексагональной решеткой существенно зависит от ориентировки, а поведение металлов с ОЦК-решеткой определяется главным образом примесями. В табл. 7.1 приведены отличительные признаки хрупкого и пластичного материала.

Таблица 7.1

Отличительные признаки	Хрупкое тело	Пластичное тело
Различный кристаллографический характер разрушения	Скол	Срез
Внешний вид излома	Кристаллический	Волокнистый
Скорость распространения трещины	Высокая (неустойчивая) трещина	Низкая (устойчивая) трещина

7.2. Элементы молекулярно-кинетической теории образования микротрещин

Долгое время считалось, что потеря сплошности материала наступает тогда, когда один из параметров, определяющий напряженное состояние деформируемого тела (например, нормальное или скалывающее напряжение), достигает предельного значения. В 1970-х годах появилась кинетическая концепция прочности твердых тел, согласно которой разрешение твердых тел происходит от разрывов связей между элементарными частицами того или иного материала.

При трехосном сжатии твердое тело разрушить нельзя. В этом случае происходит только сближение элементарных частиц и

аллотропические изменения структуры твердых тел. При одноосном сжатии материал разрушается из-за разрыва внутренних связей (образование трещин), способствующих расширению материала в направлении, перпендикулярном направлению действия силы сжатия. Аналогичная картина разрушения твердого тела наблюдается и при двустороннем сжатии.

При возникновении в твердом теле касательных напряжений (при сдвиге) его разрушение также происходит вследствие разрыва структурных связей в материале: смещение одного атома относительно другого может быть настолько большим, что взаимодействие между ними будет невозможным.

В случае изгиба разрушение твердого тела может происходить от растягивающих напряжений, вызываемых изгибающим моментом, от скалывающих напряжений по косым трещинам при совместном действии изгибающих моментов и поперечных сил.

При кинетическом подходе к проблеме прочности разрушение рассматривается как реальный развивающийся процесс (процесс накопления каких-либо нарушений). Поэтому естественно характеризовать его либо некоторой скоростью (скоростью накопления нарушений), либо временем, за которое процесс развивается до определенной стадии и приводит к разрыву. Наиболее простой и легко определяемой из опыта характеристикой прочностных свойств материала является *величина долговечности* твердых тел под нагрузкой t (т.е. время существования образца в нагруженном состоянии с момента приложения нагрузки до разрыва). Величина долговечности обратно пропорциональна усредненной скорости $\langle v \rangle$ процесса разрушения, т.е.

$$\tau \sim \frac{1}{\langle v \rangle}.$$

Чтобы характеризовать прочностные свойства того или иного материала и сделать заключение о природе разрушения с позиций кинетического подхода, необходимо иметь сведения о зависимости долговечности t от приложенного напряжения σ и температуры испытания T . Эксперименты показывают, что долговечность тел описывается выражением

$$\tau = \tau_0 e^{\frac{U(\sigma)}{kT}},$$

где $U(\sigma) = U_0 - \gamma\sigma$;

k – постоянная Больцмана;

T – абсолютная температура;

U – энергия взаимодействия пары атомов;

U_0 – энергия активации (энергия, необходимая для разведения атомов на бесконечно большое расстояние);

τ – постоянная, практически одинаковая для любых твердых тел и их состояний;

γ – показатель концентрации напряжений в нагруженном теле;

$\gamma\sigma$ – выражает ту работу, которую в разрушении тела выполняет внешняя сила (напряжение σ);

$(U_0 - \gamma\sigma)$ – часть работы, которую выполняют тепловые флуктуации.

Для того чтобы тело было разрушено, т.е. распалось на части, в каком-либо сечении должны быть разорваны все межатомные связи.

Согласно кинетической концепции прочности процесс разрушения тел на уровне элементарных актов может быть разделен на три стадии:

- 1) возбуждение межатомных связей в нагруженном теле, ведущее к уменьшению энергетического барьера U_0 на величину $\gamma\sigma$;
- 2) разрыв напряженных связей за счет термических флуктуаций;
- 3) накопление разорванных связей.

Приложение к твердому телу внешней нагрузки вызывает напряжение межатомных связей. Внешняя нагрузка распределяется неравномерно по связям; возникают локальные перенапряжения. В этих местах энергия активации распада межатомных связей понижается особенно сильно. Именно в этих местах наиболее интенсивно идут процессы термофлуктуационного разрыва напряженных связей. Здесь формируются очаги разрушения – субмикротрещины (десятки–сот-ни Ангстрем ($A = 10^{-10}$ м)), правда, до конца не выяснен механизм перехода от отдельных разрывов молекул к образованию первичной субмикроскопической

трещины), развитие которых и заканчивается распадом тела на части.

Наличие в каждом элементарном объеме микротрещин означает, что целые группы атомов не взаимодействуют друг с другом. Следовательно, количество связей на единицу площади оказывается значительно меньшим. Например, наличие в 1 см^3 материала замкнутой трещины размером $0,001 \text{ см}$, т.е. 10 мкм , приводит к следующему: во-первых, на площади сечения 1 см^2 отсутствует 10^{14} межатомных связей; во-вторых, кристаллическая решетка значительно искажена и является энергетически неустойчивой, особенно на границе раздела; в-третьих, в указанном объеме возникают остаточные напряжения, которые способны вызвать самопроизвольное разрушение; в-четвертых, на поверхности раздела трещин начинают развиваться физико-химические процессы, также снижающие прочность материала.

7.3. Элементы теории трещинообразования Гриффитса–Ирвина

Разрушение путем разрыва межатомных связей требует напряжения, приблизительно равного $E/5$, где E – модуль Юнга. Однако хрупкие тела обычно разрушаются при напряжении около $E/500$. *Гриффитс впервые предположил, что различие между пределами прочности абсолютно хрупкого твердого тела и реального тела обусловлено наличием в последнем трещин.* Вблизи многих из них создаются перенапряжения, значительно превосходящие средние напряжения в образце. Разрыв согласно этой схеме наступает тогда, когда напряжение у вершины хотя бы одной из опасных трещин достигает величины теоретической прочности. *По Гриффитсу, до достижения этого критического напряжения трещина не растет, но как только такое напряжение достигнуто, последняя начинает катастрофически углубляться в теле, рассекая его на части.*

Пусть эллиптическая трещина длиной $2l$ (рис. 7.2) имеется в тонкой пластине, подвергнутой простому растяжению.

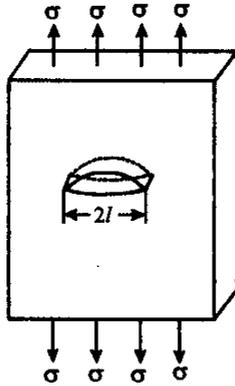


Рис. 7.2. Трещина по всей толщине большой пластины:
 σ – приложенное напряжение; l – половина длины трещины

При этом в вершине трещины возникает концентрация напряжений, характеризуемая максимальным напряжением σ_T , равным

$$\sigma_T = 2\sigma \left(\frac{1}{R} \right)^{1/2},$$

где σ – растягивающее напряжение;

R – радиус кривизны в вершине главной оси эллиптической трещины;

l – длина полуоси эллипса.

Концентрация напряжений в вершине трещины приводит к тому, что локально достигается теоретическое разрушающее напряжение, в то время как весь остальной материал испытывает воздействие сравнительно малых напряжений.

Если приложенное напряжение достаточно велико, то трещина начинает распространяться, освобождая энергию упругой деформации. С другой стороны, для образования новых поверхностей разрушения требуется некоторая энергия. Гриффитс показал, что непосредственной причиной развития трещин в материале является различие между энергией, высвобождающейся

при их продвижении, и энергией, необходимой для создания новой поверхности разрушения.

Энергия упругой деформации для случая тонкой пластины (плоское напряженное состояние) на единицу толщины пластины равна

$$U_E = \frac{\pi l^2 \sigma^2}{E}.$$

Эта величина меньше нуля, т.к. рост трещины приводит к высвобождению энергии деформации. Появление трещины порождает две новые поверхности. Поскольку энергия каждой из поверхностей равна 2γ , то полная энергия вновь образующихся поверхностей

$$U_S = 4\gamma,$$

где γ – удельная поверхностная энергия (т.е. энергия, затрачиваемая на образование единицы площади поверхности трещины).

Смысл Критерия Гриффитса состоит в том, что трещина распространяется, если увеличение поверхностной энергии меньше, чем уменьшение энергии деформации, или *разрушение происходит, когда при бесконечно малом удлинении трещины выделяется больше упругой энергии, чем это требуется для образования новых поверхностей*. Поверхностная энергия должна быть меньше высвобождающейся упругой энергии, что возможно по достижении критического размера трещины.

Условие равновесия определяется следующим образом: при распространении трещины изменение энергии должно быть равно нулю, т.е.

$$\frac{dU}{dl} = \frac{d(U_E + U_S)}{dl} = \left(-\frac{2\pi l \sigma^2}{E} + 4\gamma \right) = 0.$$

Следовательно:

$$\sigma = \left(\frac{2\gamma E'}{\pi l} \right)^{1/2} \quad \text{или} \quad \sigma = \sqrt{\frac{2\gamma E'}{\pi l}}. \quad (7.1)$$

Кроме энергетического подхода к анализу развития трещин, основанного на законе сохранения и превращения энергии, возможен и другой подход, а именно, силовой, когда рассматриваются условия равновесия действующих на трещину внешних (нагрузки) и внут-ренних сил, т.е. сил межатомного (межмолекулярного) сцепления. Энергетический и силовой подходы эквивалентны: они оба дадут одинаковый результат.

При силовом подходе *объектом особого внимания механики разрушения является вершина (кончик) трещины – место возникновения наибольшей концентрации напряжений и исходная точка дальнейшего разрушения материала.* При силовом подходе одним из важнейших параметров механики разрушения (*механика разрушения – раздел механики деформируемого твердого тела, который изучает поведение конструкционных материалов с трещиной или системой трещин при различных условиях нагружения*) является критический коэффициент интенсивности напряжения K . Коэффициентом интенсивности напряжения называют величину

$$K = \lim_{S \rightarrow 0} (\sigma \sqrt{S})$$

где S – малое расстояние по линии трещины от ее вершины до некоторой точки, где действуют напряжения σ , (рис. 7.3).

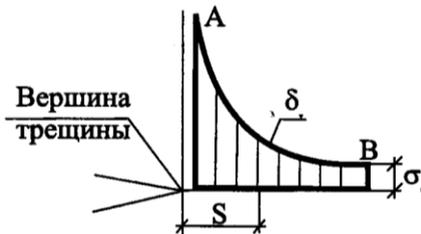


Рис. 7.3. К определению коэффициента интенсивности напряжений

Коэффициент интенсивности напряжений имеет довольно необычную размерность, а именно $[FL^{-3/2}]$ – произведение силы на длину в степени минус 3/2 (соответствующая единица измерения Н/м^{-3/2} или МПа·м^{1/2}). Несмотря на свое название, коэффициент интенсивности напряжений – это не коэффициент в традиционном понимании этого термина. Это физическая величина, определяющая поля напряжений и смещений вблизи вершины трещины.

В твердом теле различают три основных типа трещин (рис. 7.4).

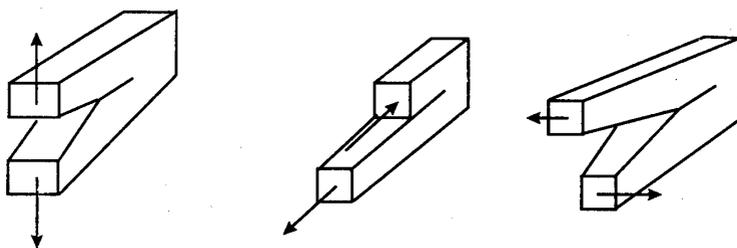


Рис. 7.4. Три основных типа деформаций в вершине трещины:
 I – нормальный отрыв; II – поперечный сдвиг; III – продольный сдвиг

Тип I связан с отрывом, когда берега (поверхности) трещин расходятся в противоположных направлениях. Тип II соответствует поперечному сдвигу – перемещениям, при которых берега трещины скользят друг по другу. Тип III связан с антиплоской деформацией (разрезание ножницами), когда трещина находится в условиях продольного сдвига, причем берега трещины скользят друг по другу параллельно направляющему фронту трещины.

Коэффициенты интенсивности напряжений для основных типов трещин обозначают соответственно K_I , K_{II} , K_{III} . Эти величины определяются приложенным напряжением, геометрией трещины, геометрией тела, упругими параметрами. Для бесконечной пластины

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi l}. \quad (7.2)$$

Из уравнения (7.2) следует, что K_I растет с увеличением длины трещины, что приводит к ее устойчивому росту. В момент времени, когда на некоторой части контура трещины коэффициент интенсивности напряжений K достигает критической величины $K_c = \text{const}$ (для случая отрыва – K_{Ic}), происходит локальное разрушение материала.

Теперь сформулируем критерий локального разрушения материала. Для наиболее распространенных трещин отрыва (первый тип) смысл этого критерия заключается в том, что коэффициент K в формулах для определения напряжений вблизи кончика трещины в момент локального разрушения материала считается равным критическому коэффициенту интенсивности напряжений K_{Ic} , рассматриваемому как некоторая постоянная материала. Другими словами, переход к быстрому разрушению характеризуется критическим значением коэффициента интенсивности напряжений, т.е. критерий разрушения имеет вид

$$K = K_c \quad (K_I = K_{Ic} \text{ для случая отрыва}).$$

Иногда K_c называют вязкостью разрушения. Коэффициент K_{Ic} может быть выражен через E (модуль упругости) и g . В частности, при плоском напряженном состоянии

$$K_{Ic} = \sqrt{2Eg}. \quad (7.3)$$

Величина K_c заняла в инженерной практике одно из главных мест среди характеристик материала; наряду с модулем упругости и коэффициентом Пуассона она также является постоянной материала и основной характеристикой его трещиностойкости.

Приравнявая (7.2) и (7.3), получаем

$$\begin{aligned} \sqrt{2Eg} &= \sqrt{\pi l} \\ \sigma_{кр} &= \sqrt{\frac{2gE}{\pi l}} \end{aligned} \quad (7.4)$$

что совпадает с выражением (7.1), полученным на основе энергетического подхода. Таким образом, если значение K_{Ic} известно, то по значению действующего напряжения можно определить опасный размер трещины или при наличии трещины известного размера уста-новить, при каком напряжении произойдет разрушение.

Одной из особенностей выражения (7.4) является то, что напряжение обратно пропорционально корню квадратному из длины трещины и, следовательно, по мере распространения трещины необходимое напряжение уменьшается, т.е. распространение трещины – процесс ускоряющийся. Если в выражение (7.4) подставить типичные для хрупких тел значения σ , γ , E , то можно получить вероятный размер трещин. Для стекла получаются значения порядка $2 \cdot 10^{-4}$ мм, которые весьма близки к размерам реально наблюдаемых трещин. Однако если произвести аналогичный расчет для цинка, который при низких температурах разрушается хрупко, то окажется, что длина трещины, необходимая для того, чтобы произошел скол, составляет несколько миллиметров. Это, очевидно, невозможно, т.к. в цинке не удастся обнаружить даже значительно меньших трещин. Следовательно, в кристаллических телах должен существовать другой способ зарождения центров разрушения.

Теория Гриффитса основана на представлении о зарождении трещин в условиях упругой деформации и не учитывает возможной пластической деформации перед разрушением.

Ирвином и Орованом установлено, что энергия, необходимая для роста трещины в металле, значительно превышает поверхностную энергию, необходимую для образования новых поверхностей. И это связано с расходом энергии на образование пластической зоны при вершине распространяющейся трещины. (Зона пластической деформации сосредоточена на участке устья трещины длиной существенно меньшей общей протяженности трещины). Во многих случаях работа пластической деформации P намного превышает поверхностную энергию γ , и тогда критерий Гриффитса принимает вид

$$\sigma_{кр} = \sqrt{\frac{2EP}{\pi l}}$$

Точное определение конфигурации и размеров пластической зоны является сложной задачей. В том случае, когда размеры пластической зоны достаточно малы по сравнению с длиной трещины, можно воспользоваться предложенной Ирвином приближенной поправкой на пластичность и получить для коэффициента интенсивности выражение

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi l} = \sigma\sqrt{\pi(l+r_p)}, \quad (7.5)$$

где параметр r_p (рис. 7.5) носит название поправки Ирвина на пластичность;

σ_τ – предел текучести материала.

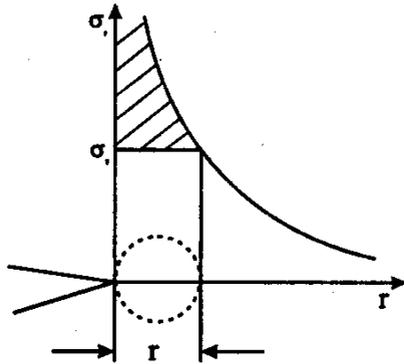


Рис. 7.5. Распределение напряжений σ_y перед вершиной трещины. На участке длиной r_p перед вершиной трещины напряжение σ_y выше предела текучести материала σ_τ

Для плосконапряженного состояния

$$r_p = \frac{l\sigma^2}{2\sigma_\tau^2},$$

поэтому формула (7.5) принимает вид

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi \left(1 + \frac{\sigma^2}{2\sigma_{\tau^2}} \right)}$$

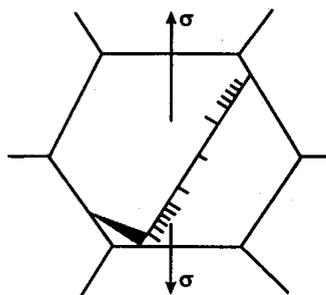
Поправкой Ирвина можно воспользоваться лишь тогда, когда пластическая зона невелика, если характерный линейный размер пластичной зоны у вершины менее чем на 20 % превышает длину трещины. В противном случае понятие коэффициента интенсивности напряжений утрачивает смысл.

Если зона пластической деформации велика, то задача переходит в область нелинейной механики разрушения.

7.4. Физические механизмы роста трещин. Роль дефектов кристаллической решетки

В настоящее время имеется много экспериментальных данных, подтверждающих, что хрупкому разрушению в кристаллических телах предшествует пластическая деформация, несмотря на то, что путь движения дислокаций непосредственно перед распространяющейся трещиной может быть и весьма небольшим. Поэтому логично предположить, что *взаимодействие дислокаций ответственно за образование зародышей трещин*. На этом основании был предложен ряд возможных механизмов, некоторые из них нашли непосредственное экспериментальное подтверждение.

Простейшая модель представляет собой скопление групп краевых дислокаций у границы зерна или другого прочного препятствия: в этом случае трещина зарождается в результате слияния не-скольких головных дислокаций скопления (рис. 7.6).



Такой процесс становится возможным вследствие наличия концентрации напряжений в головной части скопления дислокаций. При этом в плоскости, перпендикулярной плоскости скольжения, действует растягивающее напряжение.

Рис. 7.6. Трещина, образованная скоплением дислокаций у границ зерна, действует

Таким образом, эта теория предусматривает формирование трещины в плоскости, перпендикулярной плоскости скольжения. Стро установил, что растягивающее напряжение σ имеет максимальное значение, если оно действует под углом $70,5^\circ$ к плоскости скольжения:

$$\sigma_{\max} = \left(\frac{l_0}{3c} \right)^{1/2} \tau,$$

где l_0 – длина скопления дислокаций в плоскости скольжения;
 $3c$ – длина трещины;
 τ – приложенное напряжение сдвига.

Число дислокаций, которое может скопиться на длине l_0 плоскости скольжения под действием напряжения τ , равно:

$$n = \frac{\pi l_0 \tau (1 - \nu)}{Gb}.$$

Условие формирования трещины

$$n\tau = \frac{12\alpha G}{1 + \nu} \approx 0,7G, \quad (7.6)$$

где постоянная $\alpha \approx 0,06$.

Таким образом, трещина возникает в том случае, когда локальное повышенное напряжение сдвига $n\tau$ достигает значения, приблизительно равного трем четвертям модуля сдвига. Если в неравенство (7.6) подставить рациональные значения τ и G , то величина n окажется лежащей в пределах от 10^2 до 10^3 , что вполне реально для числа дислокаций в скоплениях.

Коттрелл предложил механизм зарождения трещин в результате образования скоплений дислокаций в объемно центрированной кубической решетке. В соответствии с этим механизмом *необходимо объединение двух дислокаций, движущихся в пересекающихся плоскостях скольжения* (рис. 7.7), чтобы образовать нескользкую (сидячую) дислокацию (дислокационную

пару), которая служит препятствием для остальных дислокаций. Трещина зарождается, когда присоединяются следующие дислокации и, вливаясь в пору, увеличивают ее.

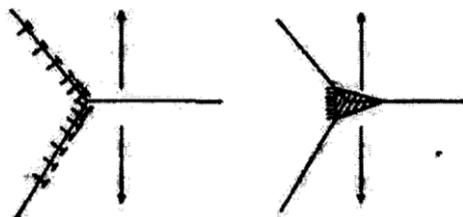


Рис. 7.7. Слияние дислокаций, находящихся в двух плоскостях скольжения, приводящее к образованию микротрещин

В гексагональных металлах микротрещины могут возникнуть при сдвиге малоугловых границ наклона (рис. 7.8), если локальные напряжения достигнут уровня теоретической прочности и если концентрация напряжений с расстоянием затухает не слишком быстро.

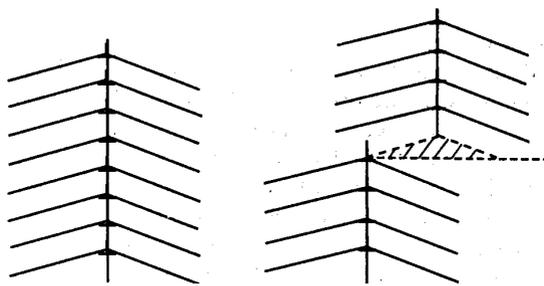


Рис. 7.8. Возникновение микротрещин при сдвиге части границы наклона

Деформационное двойникование также может служить источником зарождения хрупких трещин в металлах с объемно центрированной кубической решеткой. Возникновение зародыша трещины в результате двойникования возможно в том случае, когда деформационный сдвиг пересекает пластинку двойника, или, когда пластинка двойника встречается с границей зерна. Образование

трещины наиболее вероятно, если действующее напряжение, нормальное к плоскости скола, велико, а линия пересечения двойников близка к этой плоскости скола. (Скол – разрушение, которое происходит по определенным кристаллографическим плоскостям).

7.5. Докритическое и закритическое распространение трещин

У трещины существует период докритического и закритического роста. *Докритический рост трещины происходит, когда конструкция не потеряла способности сопротивляться внешнему нагру-жению.* Длительность докритического периода иногда исчисляется годами. Докритический период – отсрочка разрушения, предоставленная природой, время для спасения конструкций от аварий.

Как может расти трещина? Орлов А.Н. и Владимиров В.И. предложили *механизм подрастания трещин, основанный на существовании в кристаллических материалах точечных дефектов.* Это происходит следующим образом. В вершине трещины под совместным воздействием термических флуктуаций и приложенных напряжений атом вылетает в междоузлие, переходит в статус дислоцированного и диффундирует, т.е. медленно мигрирует в районы, удаленные от трещины. Процесс этот повторяется неоднократно, и вместо атомов в вершине образуются пустые места. Это означает, что трещина подросла.

В случае когда подрастание трещины определяется вакансиями, конечный результат оказывается тем же самым, но его механизм иной. Теперь к вершине трещины течет поток вакансий. Они замещают атомы в устье трещины, обеспечивая ее рост. С помощью точечных дефектов трещина способна докритически подрастать. Поскольку точечные дефекты «шустры» лишь при достаточно высоких температурах, эти механизмы могут быть активными только при очень малых скоростях нагружения сравнительно легкоплавких материалов. В противном случае высокая температура окажется совершенно необходимой.

И все-таки главными являются не эти механизмы. Большой опыт, накопленный и физиками и механиками, говорит об одном:

докритическое подрастание трещин связано с пластической деформацией. Чтобы трещина росла, нужна высокая плотность дислокаций – примерно 10^{10} на 1 см^2 – и нужны только одноименные дислокации. Дислокации, «вливаясь» в полость разрушения, увеличивают ее. Сама дислокация после этого исчезает (механизм Орована).

Паркер послал к вершине трещины системы из большого числа параллельных линий скольжения. Орлов А.Н. усложнил картину, рассмотрев продвижение докритической трещины вблизи барьеров, сдерживающих работу дислокационных источников.

Долго ли твердое тело может жить с докритической системой трещин? *Чем больше приложенная нагрузка, тем неотвратимее конец и тем раньше он наступит.*

В таком случае необходимо стремиться к тому, чтобы количество микротрещин было минимальным. Также важно, чтобы, уж если они существуют, размеры этих микротрещин были возможно меньшими. Совершенно необходимо предусмотреть какой-то буферный механизм притормаживания трещин. Простейшим механизмом является пластическая деформация. Поэтому желательно, чтобы материал был максимально вязким без потери прочности. При выполнении этих условий даже со многими микротрещинами металл может служить очень долго и иметь высокую надежность и прочность. Поэтому *в строительстве в целях повышения трещиностойкости бетона применяют предварительно напряженное армирование стальными высокопрочными стержнями.*

По мере роста трещины все большая часть упругой деформации напряженного материала расходуется не только на образование поверхностей разрушения, но переходит в кинетическую энергию рас-пространяющейся трещины. После того как трещина достигнет критических размеров (удовлетворено условие Гриффитса), процесс разрушения происходит все быстрее и за короткий промежуток времени достигает очень высокой скорости. Скорость распространения трещины можно вычислить по формуле

$$v = \sqrt{\frac{2\pi E}{k_p} \left(1 - \frac{c_0}{c}\right)^{1/2}},$$

где c_0 – критический размер трещины;

c – половина действительного размера трещины в данный момент времени;

k – постоянная;

ρ – плотность.

Эта формула показывает, что скорость распространения трещины растет с увеличением ее длины и достигает предельного значения при больших значениях c . Эта предельная скорость находится в интервале 0,4–0,5 скорости звука (в последних работах максимальная скорость трещины отождествляется со скоростью рэлеевских волн. Для стали $V_{\text{пред.трещины}} \approx 2920$, а скорость рэлеевских волн приблизительно 2960 м/с). С этого момента процесс разрушения может развиваться катастрофически быстро и материал уже будет сохраняться доли секунды.

Часто разрушение есть результат роста единственной трещины. Однако не менее редки случаи, когда возникают системы микротрещин, смещенных вдоль и поперек направления разрушения. Удивительного в этом ничего нет, т. к. зарождение микротрещин – механизм дислокационный. А дислокации расположены по всему металлу. Процесс зарождения новых фронтов трещин при их распространении называется *ветвлением трещин* (рис. 7.9). Ветвление трещин связано с достижением критической скорости распространения фрон-та трещины, ибо при увеличении скорости трещины *максимальные напряжения сдвигаются в стороны, перпендикулярные плоскости трещины*. Это и вызывает тенденцию к ветвлению и замедлению распространения быстрых трещин.

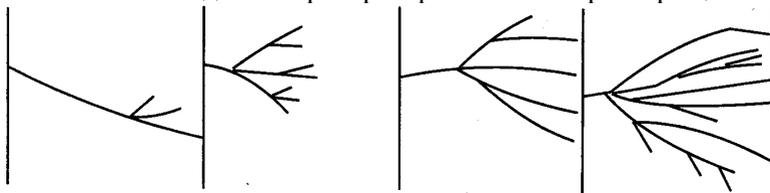


Рис. 7.9. Разрушение стеклянных пластин при ударе лезвием ножа по левой кромке. Сила удара увеличивается от a к $г$. Отчетливо видно зарождение новых фронтов трещин при их распространении

Ветвление обычно начинается при $l_c/l = 0,5$, где l_c – длина трещины при скорости, равной 0.

Большое количество трещин ослабляет материал. Но *если создать систему из параллельных близко расположенных мелких трещин*, то из-за интенсивного взаимодействия упругих полей трещин *происходит упрочнение материала*. Подобные соображения помогли уче-ным Германии разработать прочный керамический материал для изготовления турбинных лопаток. Основой этой керамики являются порошки окиси циркония и окиси алюминия. После прессовки их спекают при 1500 °С. В результате последующего быстрого охлаждения возникают чрезвычайно мелкие трещины диаметром в миллионные доли сантиметра.

Именно эти микротрещины впоследствии и гасят напряжения от ударных нагрузок и препятствуют зарождению больших трещин в керамике.

7.6. Волновые механизмы разрушения

Упругие волны способны не только вызывать появление трещин, но и влиять на характер их распространения.

Какие упругие волны существуют? Обычно различают продольные, поперечные и поверхностные. В продольной волне вещество сжимается в направлении распространения волны. Допустим, что волна падает нормально к плоскости трещины. Ясно, что она будет сжимать берега и тормозить разрушение. Если волна пойдет по одному из берегов трещины, вдоль нее, по направлению к устью, тогда эта часть материала окажется сжатой, и трещина будет отворачиваться от нее. Меняя угол падения, можно изменять характер влияния упругих возмущений на распространение быстрой трещины. Общий характер поведения разрушения здесь таков: трещина стремится к направлению сжимающего удара.

Допустим теперь, что волна по-прежнему продольная, но переносит напряжение растяжения. Тогда при нормальном падении на поверхность трещины возникало бы дополнительное растяжение, а разрушение ускорялось. При распространении такой волны по одному из берегов трещина поворачивала бы в эту же сторону. При произвольном угле падения трещина ориентируется всегда нормально к направлению волны растяжения. При распространении поперечных волн возникают поперечные сдвиговые напряжения, которые так или иначе разворачивают разрушение.

Множественно вводя энергию в окрестности вершины разряда, волна способна за длительное время контакта изменить не только поле напряжений, но и траекторию разрушения. Особенно преуспевают в этом поверхностные волны, распространяющиеся в плоскости самой трещины.

Дело в том, что с увеличением расстояния они ослабляются меньше, нежели продольные и поперечные. Кроме того, волна, идущая по трещине, как по волноводу, в отличие от продольных и поперечных, подходящих к устью трещины лишь частью своего фронта подводит всю энергию прямо к вершине. Следовательно, КПД поверхностной волны выше.

Как же реагирует трещина на появление в своей вершине рэлеевских волн? Если эти волны бегут вплотную одна к другой по обоим берегам трещины, разрушение ускоряется в своей плоскости. Иное дело, если волна «струится» по одному из берегов. В ней точки колеблются в плоскости, нормальной к поверхности трещины. При этом каждая из них движется по эллипсу точно так, как они перемещаются в волне на поверхности воды. Ведь никого не удивляет, что море выбрасывает предметы на сушу. Если бы точки двигались только вверх и вниз, этого бы не случилось. Именно по этому в рэлеевской волне сдвиговые напряжения возникают под прямым углом к скорости трещины.

Наиболее часто в твердых телах образуются изгибные волны. Такого рода нагружению подвергаются различные части летательных аппаратов, стрелы подъемных кранов, детали мостов и машин. Изгибные волны способны понижать напряжение в устье и таким образом тормозить движение трещин. Вместе с тем изгибные волны отклоняют разрушение от первоначальной траектории и разворачивают трещину.

На практике очень часто волновые явления обладают достаточно высокой интенсивностью и способны ощутимо влиять на зарождение и распространение трещины. Так, разрушение хвостовых частей самолета часто наступает под действием мощных шумовых и звуковых потоков, возбуждаемых двигателями.

При землетрясениях также освобождается большая энергия, которая вместе с волной переносится на большие расстояния. Если эпицентр близкий, то к сооружению подходит объемная продольная волна, т.е. волна сжатия-растяжения. Она проходит по сооружению

так же, как в грунте. Амплитуда колебаний сооружения по высоте при этом быстро нарастает. Волна отражается от покрытия, и суммарная амплитуда колебаний на покрытии вдвое превышает амплитуду колебания внутри сооружения. Этим фактом можно объяснить эффект разрушения верхних этажей здания при некоторых землетрясениях.

За объемной продольной проходит объемная поперечная волна (для некоторых пород $v_p = 1,75 v_s$, где v_p – скорость продольных, v_s – скорость поперечных волн). Она несет основную массу энергии. При прохождении поперечной волны происходят сдвиговые колебания сооружения. Амплитуда смещений в поперечной волне A_s значительно больше, чем в продольной A_p ($A_s, A_p \approx 3$). Так же, как и продольная волна, на покрытии сооружения она имеет двойную амплитуду колебаний.

Количество энергии P , поступающее в сооружение с волной через единицу площади контакта, пропорционально сейсмической жесткости v (где ρ – плотность грунта), квадрату частоты ω и квадрату амплитуды A :

$$P = \frac{1}{2} \rho v \omega^2 A^2.$$

Количество энергии, поступающее во все сооружение, зависит от площади контакта сооружения и грунта. При шестибальном землетрясении каждый квадратный метр почвы несет столько энергии, что может заставить на секунду вспыхнуть тысячеваттную лампу (см. табл. 7.2).

Таблица 7.2

Балл интенсивности	Энергия, Дж/см ²
5	0,01–0,05
6	0,05–0,3
7	0,3–1,5
8	1,5–7
9	7–35
10	35–170

Если сооружение или здание в состоянии поглотить передаваемое ему количество энергии в виде упругих или упругопластических деформаций, то оно не разрушится. Если напряжение в материале достигает предела прочности, то некоторые части сооружения разрушаются. Когда такими частями сооружения являются несущие колонны и перераспределение усилий, т.е. дальнейшее поглощение энергии невозможно, то при гибком первом этаже происходит разрушение этого этажа или полное обрушение здания.

Интенсивность сейсмического воздействия на сооружение зависит от соотношения упругих свойств среды, от особенностей самого воздействия, динамических свойств сооружений (периода его собственных колебаний, плотностей, сейсмических жесткостей). Важно и то, каким образом сооружение опирается на грунт.

Рассчитаем деформации, возникающие в зданиях при прохождении сейсмических волн. Пусть вдоль основания сооружения распространяется плоская поперечная волна. Смещения в точках x_1 и x_2 определяются выражениями

$$y_1(t, x_1) = A \cos \omega(t - x_1 / v_{3s});$$

$$y_2(t, x_2) = A \cos \omega(t - x_2 / v_{3s}).$$

Здесь $v_{3s} = \sqrt{\frac{K_3}{\rho_3}}$ – эффективная скорость распространения

поперечной волны;

K_3 – коэффициент упругости для сооружения в целом с учетом пустот;

ρ_3 – эффективная плотность – средняя плотность для всего объема здания с учетом воздушных промежутков сооружения.

Относительное смещение $y_2 - y_1$ найдем по формуле

$$y_2 - y_1 = 2A \sin \omega \left(t - \frac{x_2 - x_1}{2v_{3s}} \right) \sin \frac{\omega(x_2 - x_1)}{2v_{3s}}.$$

Смещение $(y_2 - y_1)$ является функцией времени t и зависит от параметра $x_2 - x_1$, т.е. от протяженности сооружения l . Максимальные смещения будут в случае, если

$$\sin \omega \left(t - \frac{x_2 - x_1}{2V_{3s}} \right) = 1.$$

Заменяя $\omega = 2\pi/T$, $x_2 - x_1 = l$, $(y_2 - y_1)_{\max} = \Delta/s$, получим максимальные значения смещений противоположных углов здания друг относительно друга:

$$\Delta/s = 2A \sin \frac{\pi l}{TV_{3s}}.$$

Таким образом, смещение Δ/s зависит от амплитуды колебания A , длины сооружения l , эффективной скорости распространения волны, периода колебаний. Наиболее опасны колебания в диапазоне периодов $T = 0,1 - 2,0$ с. Величины прогибов растут с увеличением длины здания l и уменьшением скорости распространения поперечных волн.

Такие закономерности наблюдаются и для удлинения зданий, связанных с распространением продольной волны. Однако сама величина Δ/p в 1,5–1,7 раза меньше, чем величина Δ/s .

7.7. Физические эффекты, сопровождающие разрушение

На каждом этапе своего существования – от зарождения до стремительного закритического роста – трещина непрерывно заявляет о себе. При этом она «вещает» едва ли не во всех диапазонах – от неслышимого инфразвука через весь слышимый нами спектр до ультразвука, также не воспринимаемого нашим слуховым аппаратом. С чем это связано? Любое тело, в котором под воздействием внешней нагрузки распространяются упругие волны, способно совершать колебания. А поскольку каждому телу свойственна собственная частота колебаний, так называемая резонансная, то при нагружении, особенно динамическом, еще

задолго до разрушения происходит излучение волн в окружающее пространство.

При механическом нагружении детали или конструкции уже на самых начальных стадиях чистого упругого деформирования металл звучит, слабо, но звучит. Но вот кончилась упругая стадия и началась пластическая деформация. Еще с древних времен известен «крик» олова, раздающийся каждый раз, когда этот металл деформируют. «Шумят» при деформировании все металлы, но слабее. При увеличении скорости деформирования интенсивность звучания всех металлов растет.

Практически любой процесс деформации – и растяжение, и усталость, и ползучесть – провоцирует звучание металла. Некоторые материалы «не умолкают» и после прекращения действия нагрузки. С чем связана эта звуковая активность? В основе акустического излучения металлов лежит элементарное движение дефектов-дислокаций, двойников и других. Взрыв высокочастотных колебаний в виде огромного числа импульсов длительностью одна–три миллиардные доли секунды (наносекунды) происходит во всех изученных монокристаллах на самых ранних стадиях пластической деформации. Связана эта волновая эмиссия со скольжением дислокаций, про-исходящим с довольно высокой скоростью – 20 м/с.

Существует несколько вариантов испускания дислокацией акустических сигналов. Линия дислокации, распространяющаяся в кристалле, может застревать в нем, зацепившись за какие-нибудь барьеры, но по мере роста нагружения дислокация отрывается от них. При этом создается акустический сигнал длительностью в 10–30 мкс. «Изрядно шумят» и дислокации, выходящие на поверхность кристалла. Здесь две причины. Во-первых, при этом дислокация исчезает и энергия ее упругого поля преобразуется в звук. А во-вторых, выход дислокации на поверхность и высвобождение энергии, вызванное ее гибелью, возбуждает колебания атомов на самой поверхности. Способны создавать шумы и двойниковые дислокации, особенно, когда они перемещаются вблизи поверхности кристалла. Здесь не являются исключением и другие дефекты кристаллической решетки. Диапазон частот «звучания» зависит от того, как тот или иной дефект меняет упругое поле

кристалла и насколько быстро, и может достигать ультразвуковых областей с частотами в несколько миллионов герц.

Среди объектов неживой природы, способных испускать звуковые сигналы, трещина обладает едва ли не самым высоким «голосом». Это связано с тем, что разрушение – процесс, в котором одновременно происходит и упругая и пластическая деформация; сложное их сочетание сопутствует всем этапам развития деформации: при зарождении трещины, продвижении и после завершения – разрыва. Естественно, что все стадии сопровождаются сложным взаимодействием волновых процессов.

Основной тон звучания трещин лежит в ультразвуковой области. Но на разных этапах разрушения трещина звучит по-разному. Так как в большинстве случаев появление трещины предваряется пластической деформацией, а она излучает высокочастотные колебания с очень низкой интенсивностью, то эта составляющая сопровождает и весь последующий рост трещины. Но вот появилась первая трещина. Поэтому интенсивность, частота и тембр звучания металла моментально изменились. Отличие настолько разительно, что акустика в этом случае превращается в первоклассный инструмент определения самых ранних стадий появления трещин. Дело, правда, не дошло до определения момента возникновения зародышевой мик-ротрещины в две–пять стомиллионные доли сантиметра, т. е. *двух межатомных расстояний*, но это вопрос техники.

Следующий период докритического подрастания трещины в акустическом отношении процесс довольно вялый – «шепот» да и только. Он «оживляется» лишь вспышками звучания в моменты возникновения новых трещин и их объединения. Постепенно подрастая, трещина «расходится» и с переходом через гриффитсовский размер начинает говорить в полный голос. Она умудряется вещать не только в звуковом диапазоне от 3 до 25 кГц, но и захватывает область ультразвука. Предполагают также, что трещина может излучать волны и гиперзвукового диапазона. А это не что иное, как тепловые колебания кристаллической решетки, и их частоты составляют от 10^9 до 10^{12} – 10^{13} Гц.

Разнообразие исполнительских жанров трещины можно позавидовать. Если певец пользуется только продольными акустическими волнами, то трещина, «выступающая» в твердой

среде, «поет» на продольных, поперечных и на так называемых *поверхностных* волнах. Важно отметить, что эти волны бегут только по поверхности самой трещины. Если она внутренняя, т.е. замкнутая, то они «перекачываются» от одной вершины трещины к другой. Если трещина открыта, то эти волны выбегают на поверхность металла.

Обо всех волнах, связанных с разрушением, нужно сказать, что *их энергия растет при увеличении приложенных напряжений и энергии деформирования.*

Настал и последний момент – трещина пересекла сечение детали и вышла наружу. Вместо одного куска металла мы имеем два. После завершения разрушения сопротивление металла исчезло, следовательно, исчезла и внешняя сила. Если материал был изогнут, то он распрямляется; если был сжат, то растягивается. Здесь-то и возникают мощные колебания, приводящие к распространению звуковой волны. По интенсивности звучания можно определить, была ли одна трещина или сто, ибо рост одной трещины – это щебетание по сравнению с гулом землетрясения при ветвлении.

Акустическое отображение разрушения – не единственный процесс, в котором проявляет себя разрыв сплошности. Например, в не-которых кристаллах разрыв сопровождается различными *видами свечения* в форме импульсов длительностью 1 мкс.

При разрушении кристаллов оба берега трещины покрываются разноименными электрическими зарядами – электризуются. Образуется обычный конденсатор. В процессе роста трещины ее берега раздвигаются, а на языке электротехники это означает рост электрического потенциала. С его повышением происходит пробой промежутка, иначе говоря, возникает разряд, сопровождаемый *электро-магнитным излучением и световой вспышкой.*

Наряду с этими явлениями вскрывающаяся трещина излучает поток электронов, да не обычных, а ускоренных, напряжением до 15–40 кВ. Очевидно, эти напряжения возникли из зарядов, которые имеются на полостях трещины.

При росте трещины она способна вызывать еще один эффект – излучение *электромагнитных импульсов*, длящихся микросекунды, повторяющихся через несколько микросекунд. Отличительная особенность этих явлений в том, что они возникают не только во время роста трещины, но и после его завершения.

Контрольные вопросы

1. Что понимается под разрушением тела?
2. От чего зависит характер разрушения?
3. Из каких стадий состоит процесс разрушения согласно кинетической концепции прочности?
4. Как формулируется критерий Гриффитса?
5. Что такое коэффициент интенсивности напряжений?
6. Каковы три основных типа деформаций у вершины трещины?
7. Что представляет собой поправка Ирвина на пластичность?
8. Каков механизм зарождения трещин согласно Стро и Коттреллу?
9. При каких условиях трещина достигает критических размеров?
10. От чего зависят деформации, возникающие в зданиях, при прохождении сейсмических волн?
11. Какие физические эффекты сопровождают разрушение?
12. Бесконечно большой лист подвергнут воздействию напряжения величиной 350 МПа. В листе расположена трещина длиной $5/\pi$ см, а предел текучести материала составляет 500 МПа. Рассчитать величину коэффициента интенсивности напряжений и размер зоны пластической деформации в области вершины трещины.
13. Рассчитать количество энергии, поступающее в здание с волной через единицу площади поверхности, а также максимальное смещение противоположных углов здания друг относительно друга, если частота колебаний 1 кГц, амплитуда 0,04 см, $\rho_{\text{грунта}} = 1200 \text{ кг/м}^3$, $V = 330 \text{ м/с}$, а $v_{0,5} \approx V$.

Примеры решения задач

Задача 7.1

Стальная пластина с центральным дефектом по толщине длиной 16 мм подвергается воздействию напряжения величиной 350 МПа, направленного по нормали к плоскости трещины. Рассчитать размер пластической зоны r_y в области вершины трещины и

коэффициент интенсивности напряжений, если предел текучести материала составляет 1400 МПа.

Решение

Принимая, что пластина бесконечно большая, r_y можно определить из уравнения

$$r_y \approx \left(\frac{1}{2\pi} \right) \left(\frac{K^2}{\sigma_t^2} \right) \text{ и } K = \sigma \sqrt{\pi a};$$

$$r_y \approx \left(\frac{1}{2\pi} \right) \left[\frac{350^2 \pi \cdot 0,008}{1400^2} \right] \approx 0,25 \text{ мм};$$

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} = \frac{350 \cdot 10^6}{\sqrt{3,14 \cdot 8 \cdot 10^{-3}}} = 2 \cdot 10^9 \text{ Н} \cdot \text{м}^{-3/2}.$$

Задача 7.2

На поверхностях разлома хрупких твердых тел часто видны характерные следы ряби, располагающиеся на одинаковых расстояниях порядка 1 мкм. Полагая, что эти следы создаются колебаниями конца трещины при ее взаимодействии со сдвиговыми волнами, рассчитать скорость вершины продвигающейся трещины. Изломы, при которых видна рябь, часто сопровождаются звучанием. Это наводит на мысль, что сдвиговые волны в данном случае генерируются самим процессом разрушения. Существует ли верхний предел для скорости продвижения вершины трещины?

Решение

Скорость продвижения вершины трещины обозначим v , частоту сдвиговых волн ν , длину волны следов ряби λ . Вершина трещины продвигается на расстояние λ за время $1/\nu = \lambda/v$. Значит, $v = \nu \lambda$. Типичное значение частоты звуковых волн для хрупких кристаллов имеет порядок $5 \cdot 10^6$ Гц, так что $v \approx 10$ м/с.

Верхний предел скорости распространения трещины в хрупком материале определяется частотой атомных колебаний $\nu \sim 10^9$ Гц. Связь между атомами у вершины трещины не может разорваться за время, меньшее, чем период атомных колебаний. Поэтому максимальное значение скорости движения вершины трещины $V_{\max} = 10^3$ м/с.

8. ВЛИЯНИЕ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ НА РАЗРУШЕНИЕ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

8.1. Влияние среды на разрушение металла

По отношению к внешней среде поверхность металла обладает большой активностью. Это обусловлено тем, что внутри металла каждый атом окружен другими атомами металла и прочно связан с ними по всем направлениям. Атомы, расположенные на поверхности, не имеют соседей с внешней стороны. Наличие свободных связей у внешних атомов создает возможность удерживаться на поверхности молекулам газа, жидкости, которые являются составляющими внешней среды.

Образование на поверхности твердого тела пленок газа, пара растворенных веществ или поглощение этих веществ поверхностью называется *адсорбцией*. Наибольшей адсорбцией обладают поверхностно-активные вещества (ПАВ), к которым относятся органические кислоты, спирты, смолы. Особенностью молекул ПАВ является их поляризованность (несферическая симметрия заряда). Такие молекулы притягиваются и удерживаются поверхностью детали.

Адсорбция поверхностно-активных молекул приводит к активизации прежде всего подповерхностных источников дислокаций, которые создают на поверхности густую сеть следов скольжения (рис. 8.1) уже на ранних стадиях деформации.

a

в

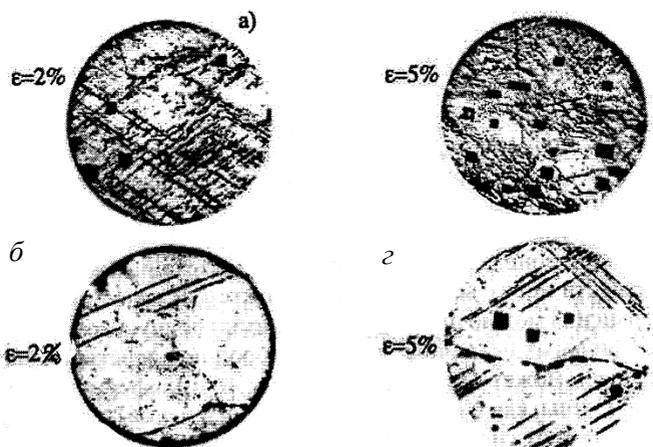


Рис. 8.1. Микроструктура алюминия, деформированного в олеиновой кислоте (а, в) и в вазелиновом масле (б, г) $\times 300$

Адсорбционный слой облегчает пластическое течение в зернах, расположенных в поверхностном слое. Это действие называют **адсорбционной пластификацией**, что составляет первое проявление эффекта Ребиндера. Это явление используется для уменьшения усилий, необходимых, например, при волочении проволоки, калибровке отверстий в деталях продавливанием калибровочного инструмента.

Адсорбируемые поверхностно-активные молекулы, стремясь покрыть всю поверхность тела, проникают в ультрамикроскопические трещины и понижают поверхностную энергию γ , входящую в уравнение Гриффитса

$$\sigma = \left(\frac{2E\gamma}{\pi l} \right)^{1/2},$$

т.е. уменьшают работу, необходимую для образования трещин разрушения.

При проникновении адсорбированных пленок в микротрещины внутри последней возникает поверхностное давление P , обусловленное разностью значений $\gamma_{\text{кристалл/воздух}}$ и $\gamma_{\text{кристалл/жидкость}}$.

$$P = \gamma_{\text{кристалл/воздух}} - \gamma_{\text{кристалл/жидкость}}$$

Это давление направлено внутрь кристалла и поэтому приводит к расклиниванию трещины. Это явление называется *адсорбционно-расклинивающим эффектом* и представляет собой второе проявление эффекта Ребиндера.

В случае металлов особенно сильнодействующими ПАВ служат олеиновая и пальметиновая кислоты, цетиловый и пальмитоновый спирты, легкоплавкие металлы (ртуть, галлий). Например, если поместить кристалл цинка в ртуть так, чтобы он покрылся тонкой пленкой, а затем согнуть его, то свойственная цинку пластичность исчезает и кристалл оказывается очень хрупким.

Адсорбционное понижение прочности в присутствии ПАВ носит весьма общий характер. В качестве примера его распространения можно привести практически полную потерю прочности у гидрофильных осадочных твердых пород под действием воды.

Моделью здесь может служить пластичное тесто, сформованное из глины с водой. Глины, как и кремнеземистые (кварцевые) и другие горные породы, обладают сильным молекулярным сродством к воде, а потому и называются гидрофильными: вода для них – поверхностно-активное вещество. При осторожном удалении воды высушиванием кусок такого теста превращается в высокопрочный камень – необожженный кирпич (его прочность на раздавливание достигает $5 \cdot 10^7$ Н/м²). Чешуйчатые глины в этом случае сближаются и образуют прочный монолит под действием сил сцепления. Если же погрузить такой «камень» в воду или просто увлажнить его, вода проникает по всем оставшимся в структуре порам и щелям, и оказывается достаточно тончайшего ее слоя, чтобы по тем участкам, куда проник этот слой, прочность была понижена практически до нуля.

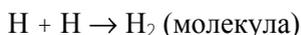
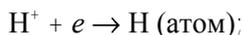
Особенно резко на конструкционную прочность деталей влияет *коррозия (разрушение металла под воздействием окружающей среды)*. Мировые потери от коррозии металла достигают ежегодно около 30 млн т. Но коррозия помимо уничтожения металла отрицательно влияет на эксплуатационные характеристики деталей, содействуя всем видам разрушения, наблюдаемым в них.

Коррозия в зависимости от характера окружающей среды может быть химической и электрохимической. Электрохимическая коррозия имеет место в водных растворах, а также в обыкновенной атмосфере, где имеется влага. Суть этой коррозии в том, что ионы металла на поверхности детали, имея малую связь с глубинными ионами, легко отрываются от металла поляризованными молекулами воды. Металл, потеряв часть положительно заряженных частиц (ионов), заряжается отрицательно за счет избыточного количества оставшихся электронов. Одновременно слой воды, прилегающий к металлу, за счет ионов металла приобретает положительный заряд. Разность зарядов на границе металл–вода обуславливает скачок потенциала, который в процессе коррозии изменяется, увеличиваясь от растворения металла и уменьшаясь от осаждения ионов из раствора на металл. Если количество ионов, переходящих в раствор и осаждающихся на металле, одинаково, то скорости растворения и осаждения равны и процесса коррозии (разрушения) не происходит. Этому соответствует равновесный потенциал ϕ , при котором нет ни анодного (тока растворения), ни катодного тока (тока осаждения ионов из раствора). Такое же явление происходит на положительном и отрицательном полюсах при гидролизе. Растворяющийся электрод, потенциал которого более положителен, называется анодом. Электрод, на котором происходит разряд катионов, имеющий более отрицательный заряд, называется катодом.

Вода, которая является средой, где происходит коррозия, частично диссоциирована на ионы H^+ и OH^- , которые могут участвовать в процессе электролиза



Катион H^+ восстанавливается на катоде:



(e – электрон, который ион H^+ получает от катода).

Анион OH^- может окисляться на аноде с образованием молекулы кислорода:

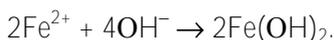
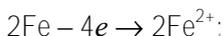


(уходят к аноду).

Равновесный потенциал водородного иона в водном растворе при концентрации H^+ ионов, равной 1 моль ионов H^+ на 1 л, принято считать равным нулю.

Стандартные потенциалы других элементов измерены по отношению к водородному потенциалу с $j = 0$ и относятся к элементам, находящимся в растворе своих солей, содержащих 1 моль ионов H^+ элемента в 1 л.

Металлы, стандартный потенциал которых отрицательней, чем водородный, корродируют в воде, в которой растворен кислород, тем более активно, чем отрицательней значение электрохимического потенциала. От металла с отрицательным стандартным потенциалом, находящимся в воде или во влажной атмосфере, будут уходить в растворы ионы металла, которые, взаимодействуя с гидроксил-ионами OH^- , образуют гидроксиды, не растворимые в воде, которые называют *ржавчиной*, а процесс их образования – ржавлением. Схема электролитического процесса ржавления железа следующая:



Гидроксид железа $Fe(OH)_2$ в присутствии кислорода, растворенного в воде, превращается в $Fe(OH)_3$.

Так как ионы железа связываются в нерастворимое соединение $Fe(OH)_3$, то равновесный потенциал не может быть достигнут и *коррозия происходит до полного разрушения металла.*

Коррозия может происходить за счет взаимодействия металла с газовой средой и при отсутствии влаги. При взаимодействии металла с кислородом продуктом коррозии являются оксиды

металла. Кислород в случае наличия его в окружающей среде всегда адсорбирован на поверхности металла. Кислород с ионами металла образует пленку оксида толщиной один–два периода кристаллической решетки. Этот слой, если он плотный, изолирует металл от кислорода и тем самым препятствует дальнейшему окислению. Роль оксидных пленок имеет большое значение и при нахождении металла в воде или в водных растворах. Так, судя по стандартному потенциалу алюминия, он должен активно корродировать в воде. Однако практически этого не происходит по причине того, что оксидная пленка, ранее образовавшаяся на поверхности алюминия, защищает его от электрохимической коррозии в воде.

Оксидная пленка образуется у всех металлов, в том числе у железа. Но у железа она менее устойчива. Оксидную пленку железа можно упрочнить, воздействуя сильными окислителями, богатыми кислородом, например, концентрированной азотной кислотой. После этого железо становится пассивным к действию водных растворов. Это явление называется *пассивированием*. Однако действие пассиватора у железа недолговременно и в кислой среде оксид разрушается.

Депассивация может происходить, в частности, и ионами хлора в морской воде. В случае разрушения пассивной пленки оксидов коррозия в водных растворах продолжается. При местных разрушениях пленки имеет место точечная коррозия. Быстро протекает коррозия в случае попеременного действия воды и воздуха: смоченный металл быстро ржавеет, потому что кислород воздуха через слой ржавчины легко проникает в металл. Ржавчина же вызывает конденсацию воды из ненасыщенного влагой воздуха, что благоприятствует развитию коррозии.

8.2. Влияние агрессивной среды на поведение бетона

Значительная часть возведенных из бетона зданий и сооружений в период эксплуатации подвергается действию агрессивных сред, могущих вызвать повреждение и даже выход из строя строительных конструкций. Воздействие агрессивной среды на бетон может приводить к коррозии трех основных видов.

Коррозия I вида. Растворимость продуктов гидратации цемента в воде обуславливает возможность коррозии цементного камня в бетонах за счет растворения и выноса соединений, определяющих прочность кристаллизационных контактов в цементном камне. Этот коррозионный процесс относится к коррозии I вида.

Коррозия II вида связана с развитием обменных реакций между кислотами или солями окружающей среды, с одной стороны, и составными частями цементного камня – с другой. Наиболее часто в природных условиях встречается коррозия II вида – это коррозия под действием углекислых вод.

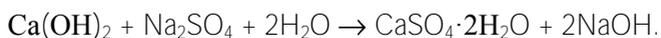
Коррозия III вида. Основным признаком коррозии III вида является накопление в порах и капиллярах бетона солей и последующая их кристаллизация, связанная с увеличением объема твердой фазы. Соли либо образуются вследствие химических реакций взаимодействия агрессивной среды с составными частями цементного камня, либо приносятся извне и выделяются из раствора вследствие постепенного испарения из него воды.

Выделение твердой фазы и рост кристаллообразований могут на определенной ступени развития вызвать значительные растягивающие усилия в стенках пор и капилляров и разрушение структурных элементов бетона.

Наиболее распространенной разновидностью коррозии, происходящей в результате кристаллизации продуктов реакции между цементным камнем и агрессивной средой, является *сульфатная коррозия*.

Сульфаты содержатся в грунтовых водах; в пресных озерах и реках – обычно не более 60 мг/л SO_4^{-2} и в морской воде при обычном содержании солей 33–35 г/л, количество SO_4^{-2} находится в пределах 2500–2700 мг/л. Источником поступления сульфата в грунтовые и поверхностные воды является растворение сернокислых кальция, натрия и магния.

Действие на бетон сернокислого натрия вызывает реакцию сульфата натрия с гидратом окиси кальция цементного камня:



Получаемый гидрат окиси натрия легко вымывается из цементного камня. Гипс ($\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) вступает в реакцию с трехкальциевым гидроалюминатом, в результате чего образуется гидросульфалоюминат кальция:



Образующийся гидросульфалоюминат кальция увеличивается в объеме в 2,27 раза по сравнению с суммой объемов исходных продуктов, вследствие чего возникают напряжения в цементном камне и бетоне, достигающие предельных значений прочности.

Борьбу с коррозией III вида можно вести, принимая во внимание следующее:

а) применение глиноземистого цемента или цементов с уменьшенным содержанием гидрата окиси кальция (например, пуццоланового портландцемента) делает невозможным образование гипса и, следовательно, проявление коррозии;

б) введение в бетонную смесь воздухововлекающих добавок (СНВ-смола), пластифицирующих веществ, химических добавок, повышающих растворимость гидрата окиси кальция и гипса (например, хлористого кальция), снижает активность проявления коррозии и повышает стойкость цементного камня и бетона;

в) повышение плотности цементного камня и бетона как за счет уменьшения содержания воды и надлежащего уплотнения смеси, так и за счет введения уплотняющих добавок, способствующих повышению стойкости бетона.

Создание изоляции на поверхности бетона в виде оклеенной, облицовочной или лакокрасочной защиты является также надежным средством борьбы с коррозией III вида.

Разновидностью коррозии III вида является разрушение бетона под действием кристаллизации солей в порах и капиллярах цементного камня и бетона вследствие их конденсации из агрессивных сред. Растворы солей вследствие капиллярных явлений мигрируют в теле цементного камня и бетона. При этом микрокапилляры пропускают только чистую воду, а соль остается в более крупных порах и капиллярах. Постепенно накапливая соль в крупных порах, растворы солей в них становятся насыщенными и

кристаллизуются. При кристаллизации создается давление кристаллов на стенки пор, т. е. в порах происходит концентрация напряжений, которые вызывают растягивающее напряжение в теле бетона, вплоть до разрушения. Вводя в бетон пористые заполнители (аглопорит), можно уменьшить солевую коррозию.

Контрольные вопросы

1. Какие вещества называются поверхностно-активными (ПАВ)?
2. Как должен измениться предел прочности материала от действия поверхностно-активной среды?
3. Какое действие должны оказывать ПАВ, попавшие в смазку? Износ должен уменьшаться? Износ должен увеличиваться? Указать правильный ответ и пояснить почему.
4. Как должна влиять коррозия на надежность (сопротивление материала хрупкому разрушению). Почему?
5. Каковы основные признаки коррозии III вида бетона?
6. Какие существуют способы борьбы с коррозией III вида бетона?

9. ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

9.1. Общие сведения о характере разрушения древесины

Древесина как строительный материал имеет высокую механическую прочность и небольшой объемный вес по сравнению с другими материалами, например, сталью, бетоном и каменной кладкой.

Древесина – материал органического происхождения. Она состоит из клеток-волокон, имеющих трубчатую форму и связанных между собой межклеточным веществом. Под корой находится тонкий слой камбия; в растущем дереве камбий обуславливает прирост древесины и коры. В центре сечения ствола расположена сердцевина, имеющая форму небольшого круглого пятнышка диаметром 2–5 мм. Остальная часть древесины, расположенная между тонким слоем камбия и сердцевины, состоит из двух частей, немного отличающихся один от другого цветовыми оттенками – внутренняя зона более темная, называется ядром, а более светлая – заболонью. С возрастом размеры

ядра увеличиваются за счет перехода заболонной древесины в ядровую, а ширина заболони постепенно уменьшается. В то же время процент площади поперечного сечения ствола, приходящийся на заболонь, увеличивается с переходом вверх по стволу.

На поперечном сечении ствола (рис. 9.1, а) можно увидеть концентрические слои, окружающие сердцевину; каждое кольцо представляет собой ежегодный прирост древесины и называется годичным слоем. Ширина годичных слоев колеблется в зависимости от возраста, породы, условий произрастания и положения в стволе.

h – относительное напряжение, выраженное в долях от предела прочности, при $h < 0,5$ диаграмма имеет незначительную кривизну. Значение $h = 0,5$ рассматривается при этом как предел пропорциональности.

При всей относительной стройности структуры хвойных пород древесины основные элементы ее структуры – трахеиды – нестандартны, что является основной причиной изменчивости ее механических свойств. Значительный разброс показателей прочности даже для одной и той же породы древесины объясняется неоднородностью последней, связанной с особенностью ее анатомического строения. *Так, у хвойных пород, преимущественно применяемых в строительстве, прочность поздней древесины в три–пять раз выше прочности ранней.* Чем толще стенки трахеид и чем больше процент поздней древесины, тем выше плотность древесины и ее прочность. Опытами установлена прямая пропорциональность между пределом прочности и плотностью древесины. Под действием постоянной нагрузки непосредственно после ее приложения в древесине появляются упругие деформации, а с течением времени развиваются эластические и остаточные деформации. Упругие и эластические деформации обратимы – они исчезают после снятия нагрузки в течение малого (упругие деформации) или более или менее длительного (эластические деформации) промежутка времени. Остаточные деформации, являющиеся необратимой частью общих деформаций, остаются и после снятия нагрузки.

а

б

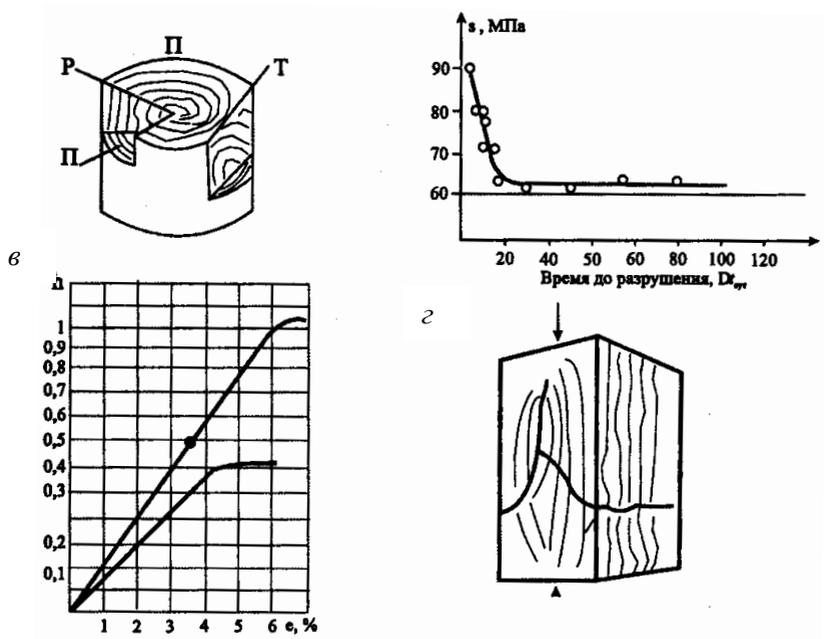


Рис. 9.1. *a* – главные разрезы ствола; П – поперечный, Р – радиальный, Т – тангенциальный; *б* – кривая длительного сопротивления древесины; *в* – приведенная диаграмма работы сосны: 1 – при растяжении, 2 – при сжатии; *з* – образца

при сжатии вдоль волокон

Древесина является анизотропным материалом, ее механические свойства различны в различных направлениях и зависят от угла между направлением действующего усилия и направлением волокон. При совпадении направления силы и волокон прочность древесины достигает максимального значения, в то же время она будет в несколько раз меньше, если сила действует под большим углом к волокнам. На прочность древесины значительно влияют скорость приложения нагрузки или продолжительность ее действия. Серию одинаковых деревянных образцов можно загрузить, например, на изгиб, различной по значению постоянной нагрузкой; разрушение этих образцов произойдет через разные промежутки времени: чем больше нагрузка (напряжение), тем скорее разрушится образец (может

оказаться, что часть образцов вообще не разрушится, как бы долго нагрузка не действовала). Показав результаты таких испытаний графически в координатах «предел прочности – время до разрушения» (рис. 9.1, б), получим асимптотическую кривую, по которой можно определить, сколько времени пройдет от начала нагружения до разрушения образца, находящегося под тем или иным напряжением. Асимптотический характер кривой показывает, что предел прочности с увеличением длительности приложения нагрузки хотя и падает, но не безгранично – он стремится к некоторому постоянному значению R_t , равному ординате асимптоты кривой. Приведенная кривая называется кривой длительного сопротивления древесины; R_t характеризует то предельное (максимальное) значение напряжения (или нагрузки), под действием которого образец не разрушится, как бы долго нагрузка не действовала.

Как и у бетона, длительное сопротивление является показателем действительной прочности материала в отличие от предела прочности, определяемого быстрыми испытаниями на машине стандартных образцов. Переход от предела прочности к длительному сопротивлению производится умножением предела прочности на коэффициент длительности сопротивления. По опытным данным коэффициент длительности сопротивления может быть принят 0,5–0,6. При очень быстром приложении нагрузки, например при ударе, предел прочности повышается по сравнению с длительным сопротивлением (до трех раз).

Предел прочности древесины при растяжении вдоль волокон для сосны и ели в среднем 100 МПа. При разрыве поперек волокон вследствие анизотропности строения древесины предел прочности в 12–17 раз меньше, чем при растяжении вдоль волокон. Испытания образцов на сжатие вдоль волокон дают значение предела прочности в 2–2,5 раза меньше, чем при растяжении. Влияние пороков (сучков, косослоя) меньше, чем при растяжении. Поэтому работа сжатых элементов в конструкциях более надежна, чем растянутых. Этим объясняется широкое применение металлодеревянных конструкций, основные растянутые элементы которых изготовлены из стали, а основные сжатые и сжатоизгибаемые – из дерева.

Приведенная диаграмма сжатия (рис. 9.1 в, линия 2) при $h > 0,5$ более отличается от линейной, чем при растяжении. При меньших значениях h эти отличия невелики и диаграмма может быть принята линейной до условного предела пропорциональности, равного 0,5. Разрушение сопровождается появлением характерной складки (рис. 9.1, з), образуемой местным изломом волокон.

9.2. Общие сведения о механике разрушения элементов деревянных конструкций

Древесина, как отмечалось выше, не является изотропным материалом. Свойства древесины, в том числе и сопротивление развитию трещины, различны в разных направлениях. Поскольку в механике разрушения важно знать, как ориентирована трещина и в каком направлении она будет развиваться, введем следующую двух-буквенную систему обозначений, характеризующую ориентацию и направление развития трещин, представленную на рис. 9.2. При этом 1-я буква обозначает направление нормали к плоскости трещины (ориентация трещины), 2-я – направление развития трещины. Так, трещина RL (в центре рисунка) расположена в плоскости, нормальной к радиальному направлению (R), и развивается в продольном направлении в отличие от трещины вида TL (на рис. 9.2 слева), которая расположена в другой плоскости, перпендикулярно тангенциальному направлению (T), хотя и развивается в том же продольном направлении L .

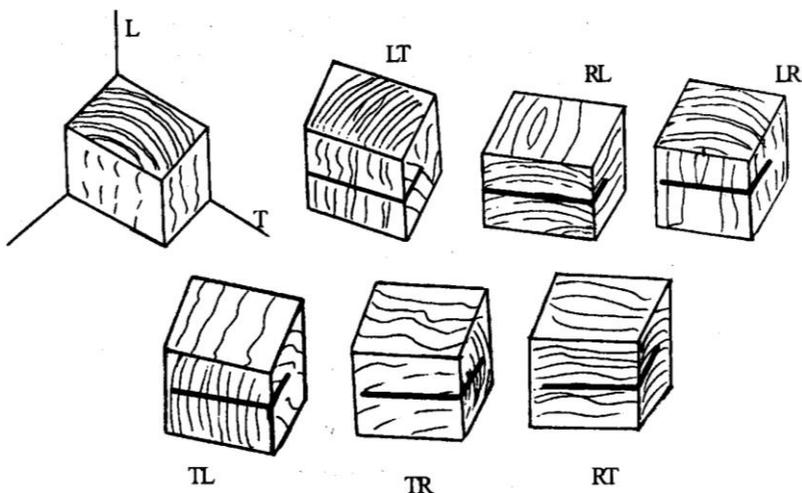


Рис. 9.2. Система обозначения и направления развития трещины.

Ниже даны ориентировочные значения критического коэффициента интенсивности напряжений для древесины при различном направлении развития трещин, а также (в качестве сравнения) для некоторых других материалов (табл. 9.1).

Таблица 9.1

Материал	K_{Ic} , $\text{МН} \cdot \text{м}^{3/2}$ или $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$
Сталь	110–250
Алюминиевые сплавы	20
Древесина (сосна), LR	2,5
Древесина (сосна), LT	2,0
Древесина (сосна), RL	0,3–0,4
Оконное стекло	0,7
Бетон	0,4–1,0

Для древесины, как и для некоторых других материалов, в условиях длительно действующей нагрузки характерно явление, называемое подрастанием трещины. Оно происходит при нагрузках, меньших критической для данной длины (или, иначе говоря, подрастают трещины длиной меньше критической для данного условия

нагружения). В процессе своего подрастания трещина может достичь критической длины, что приведет к ее спонтанному росту и разрушению образца.

В целом механика разрушения может применяться для решения следующих практических задач, возникающих при проектировании и обследовании деревянных конструкций:

1. Выбор материала, наиболее подходящего для проектируемой конструкции, с учетом K_{Ic} и других параметров механики разрушения.

2. Оценка для заданной величины действующих напряжений критической длины трещин с последующим обследованием конструкции, которое гарантировало бы отсутствие дефектов размером более критической длины. На рис. 9.3 приведена кривая, соответствующая уравнению

$$K_{Ic} = 1,12\sigma\sqrt{\pi l}.$$

и дающая зависимость между напряжением S и критической длиной трещины l для сосны при $K_{Ic} = 2,5 \text{ МН}\cdot\text{м}^{3/2}$.

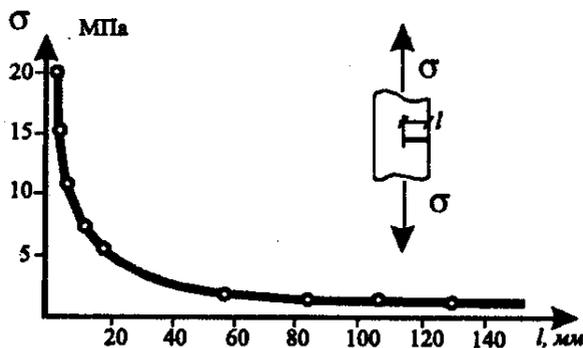


Рис. 9.3. Зависимость между напряжением σ и критической длиной краевой трещины l , мм, для сосны, растягиваемой вдоль волокон, при $K_{Ic} = 2,5 \text{ МН}\cdot\text{м}^{3/2}$

9.3. Общие представления о полимерах

В последнее время широкое применение в народном хозяйстве получили полимеры. К полимерам относятся многие органические вещества, как естественные (крахмал, клетчатка, хлопок, шерсть,

кожа, каучук и др.), так и искусственные (полиэтилен, полистирол, плексиглас и др.), которые являются продуктами химической переработки нефти, природных газов, каменного угля, горючих сланцев.

Наиболее крупный потребитель синтетических полимеров – это строительство. *Основные преимущества полимеров перед другими строительными материалами: легкость и большая удельная прочность.* Здание, построенное с применением полимеров, может быть в три–четыре раза легче кирпичного. Полимеры широко применяются для покрытия полов: рулонные материалы, плиточные изделия, мастичные покрытия. При отделочных и конструкционно-отделочных работах широко применяются поливинилхлоридные и поли-этиленовые пленки, декоративные бумажно-слоистые и древесно-слоистые пластики, стеклопластики, профильные изделия (плинтусы), лакокрасочные материалы. Для тепловой и акустической изоляции применяются пенопласты, перфорированные пластмассы и т.д. Полимеры имеют весьма ценные механические свойства, сочетающие большую прочность с высокой эластичностью, некоторые полимеры выдерживают растяжение, в 5–10 раз превышающее их первоначальную длину. Но надо отметить, что эластичность полимеров проявляется только в определенном интервале температур, ниже которого они становятся твердыми и хрупкими, а выше – пластичными.

Все разнообразие физических свойств полимеров объясняется следующими характерными особенностями их молекул:

1) молекулы полимеров обладают очень большой молекулярной массой (от 5000– 15000 до нескольких миллионов);

2) молекулы имеют цепочечное строение, что приводит к большой гибкости молекул, длина молекул достигает нескольких микрометров;

3) для макромолекул линейных полимеров характерно последовательное повторение вдоль полимерной цепи одной и той же структурной группы, т.е. звена или химической единицы цепи.

Химическое взаимодействие между звеньями цепи значительно сильнее, чем взаимодействие между цепями, т.е. чем межмолекулярное взаимодействие. На рис. 9.4 показана для примера схема строения (а) и модель молекулы синтетического каучука, состоящей из дивинильных групп C_4H_6 . Химическая

формула молекулы $(C_4H_6)_n$, где n – показатель степени полимеризации, в данном случае порядка 3000.

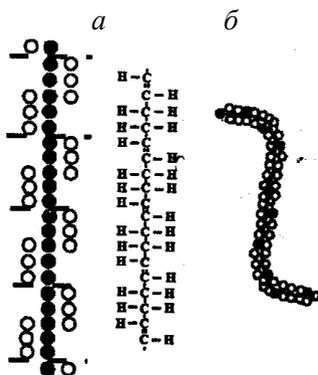


Рис. 9.4. Схема строения (а) и модель молекулы синтетического каучука (б)
(черные шарики – атомы углерода; белые – водорода)

В зависимости от формы и строения макромолекул полимеры могут быть линейными, разветвленными, сетчатыми (рис. 9.5).

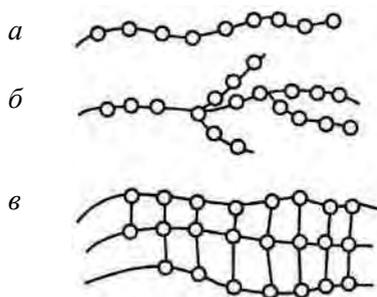


Рис. 9.5. Схема строения молекул полимеров:
а – линейные; б – разветвленные; в – сетчатые

Между звеньями макромолекул и между атомами в звеньях имеет место ковалентный характер связи. Связь между макромолекулами в жидком или твердом полимере в большинстве случаев имеет полярный характер и осуществляется слабыми силами Ван-дер-Ваальса. Возможны и другие виды связи. Однако

во всех случаях характерные свойства полимеров реализуются только тогда, когда силы межмолекулярного взаимодействия остаются значительно меньше сил внутримолекулярного взаимодействия.

В зависимости от времени воздействия и скорости изменения внешних условий введена следующая классификация состояний полимеров:

1. **Фазовые состояния**, различающиеся характером структуры: аморфные, кристаллические и жидкокристаллические.

2. **Агрегатные состояния**, характеризующие способность тела сохранить форму и объем.

Для полимеров характерны только твердое и жидкое агрегатные состояния. В газообразном состоянии полимеры не существуют, т. к. у них высокая температура кипения, а температура разложения значительно ниже температуры кипения, т.е. все состояния полимеров – конденсированные.

3. **Релаксационные состояния.**

Релаксационным называется процесс перехода из неравновесного состояния в равновесное, который протекает во времени при взаимодействии на систему силового поля.

Возможны три типа конденсированных состояний полимеров: кристаллическое, жидкое, стеклообразное. Для аморфных полимеров возможно еще одно (четвертое) состояние – высокоэластическое. Оно характеризуется сильной обратимой деформацией (например, резина – высокоэластична). Аморфные полимеры (некристаллизующиеся и аморфные частично кристаллизующиеся) имеют три вида релаксационных состояний, зависящих от температуры и давления:

а) *стеклообразное состояние* механически твердое, структурно-жидкое;

б) *высокоэластическое состояние*, характеризующееся огромными обратимыми деформациями, обусловленными разворачиванием (клубков макромолекул) без проскальзывания;

в) *вязкотекучее состояние*, оно и механически и структурно жидкое, в котором макромолекулы перемещаются друг относительно друга как целое.

Для полимеров характерны три типа механического разрушения: хрупкое, пластическое, высокоэластическое. Процесс хрупкого разрушения описывается уравнением Гриффитса

$$\sigma_k = k \left(\frac{E\gamma}{l} \right)^{1/2},$$

где σ_k – критическое растягивающее напряжение;

k – безразмерный геометрический фактор ($k = 1$);

E – модуль Юнга;

γ – энергия, необходимая для образования единицы площади поверхности разрушения;

l – длина дефекта.

9.4. Деформационные свойства полимеров

Деформационные свойства полимеров изучает реология – наука о деформациях и текучести вещества. Основная задача реологии – вывод реологических уравнений состояния, т.е. определение зависимости между напряжениями, деформациями и их изменением во времени. Двумя крайними по деформационному поведению типами сред являются идеально-упругое тело, при деформации которого не происходит диссипации (рассеяния) энергии, и так называемая вязкая ньютоновская жидкость.

Предельным реологическим уравнением состояния упругого тела является закон Гука

$$\sigma = E\varepsilon,$$

где $\sigma = \frac{F}{S}$ напряжение (т.е. сила на единицу площади), в частности – растягивающее одноосное растяжение;

E – модуль Юнга (модуль упругости);

$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l}$ – относительная деформация;

$\Delta l = (l - l_0)$ – абсолютная деформация.

Для вязкой жидкости реологическим уравнением состояния является закон Ньютона

$$\sigma = \eta \dot{\varepsilon},$$

где σ – касательное напряжение;

η – коэффициент вязкости (вязкость);

$\dot{\epsilon}$ – скорость деформации сдвига (здесь точка на ϵ означает производную по времени от относительной деформации).

Рассмотрим подробнее виды деформаций. Различают упругую, высокоэластическую и пластическую (необратимую) деформации.

При *упругой деформации* тело полностью восстанавливает исходную форму сразу после снятия нагрузки.

Высокоэластическая деформация характерна только для полимеров и возникает при изменении конформации (формы) гибких макромолекул за счет перемещения отдельных участков макромолекул.

Вынужденная высокоэластическая деформация возникает у полимеров в твердом, стеклообразном и кристаллических состояниях; она может достигать сотни процентов и сохраняется после прекращения действия силы. Вынужденная высокоэластическая деформация отличается от пластической, т. к. при нагревании до температуры стеклования или набухания полимера она полностью уничтожается.

Пластическая деформация обусловлена необратимыми перемещениями макромолекул или их комплексов.

При исследовании материалов рассматривают различные типы деформаций: одноосное и двуосное растяжение и сжатие, всестороннее сжатие, изгиб, сдвиг, кручение, вдавливание и др., и различают виды нагрузжений: постоянная нагрузка, нагрузка с нелинейным ростом, циклическая нагрузка, удар и т.д. При рассмотрении надо учитывать как молекулярный, так и надмолекулярный механизмы деформирования, т.е. учитывать свойства макромолекул, их взаимное расположение и условия испытания.

В экспериментах широко используется термомеханический метод исследования деформаций. Типичная термомеханическая кривая, т.е. зависимость деформации от температуры при небольшой постоянной силе, для полимера правильной формы представлена на рис. 9.6.

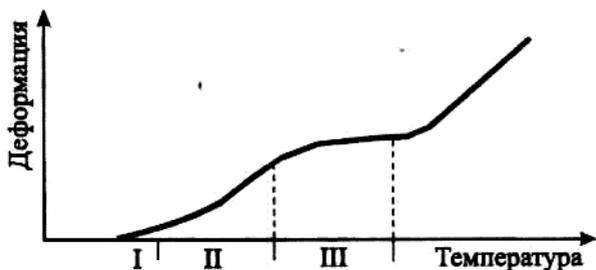


Рис. 9.6. Зависимость деформации от температуры при небольшой постоянной силе для полимера правильной формы

Здесь I – стеклообразное состояние (высокий модуль упругости);

II – вязкоупругое состояние (большие обратимые деформации и малый модуль упругости);

III – вязкотекучее состояние (необратимые пластические деформации).

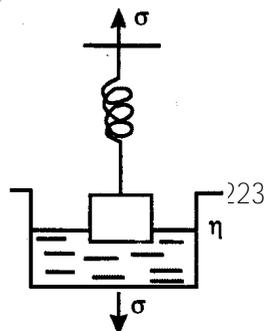
Как уже отмечалось, представление о мгновенноупругих и высокоупругих деформациях является идеализацией, т.к. деформирование реальных полимеров сопровождается диссипативными эффектами, при которых часть работы внешних сил необратимо рассеивается в виде тепла.

Для реальных полимеров характерно сочетание свойств упругости и вязкости. В одних случаях полимеры ведут себя как упругие тела, в других – как вязкие жидкости.

Для описания процессов релаксации в полимерах рассматривают механические модели, представляющие собой набор пружин и демпферов, символизирующих собой упругость и вязкость. *Демпфер* (амортизатор) – это жесткое тело правильной формы, погруженное в вязкую ньютоновскую жидкость. При последовательном соединении любых элементов модели действующая сила одинакова во всех элементах, а общая деформация равна сумме деформаций в каждом из них.

При параллельном соединении элементов общая деформация в них одинакова, а напряжение равно сумме напряжений в каждом из элементов.

Свойство жидких тел сопротивляться необратимому изменению формы называется *вязкостью*. Вязкое



сопротивление приводит к не-обратимому выделению тепла при деформации. Вязкость характеризуется *коэффициентом вязкости*, а величина ей обратная называется *текучестью*. Полимерные жидкости, проявляющие наряду с текучестью упругость формы, называются *упруговязкими*. Простейшая модель упруговязкого материала – модель Максвелла, в которой объединены закон Гука и закон вязкости Ньютона. Эта модель состоит из упругой пружины и вязкого амортизатора, соединенных последовательно (рис. 9.7).

Деформация пружины подчиняется закону Гука

$$\sigma_1 = E \varepsilon_1. \quad (9.1)$$

Деформация амортизатора подчиняется закону вязкости Ньютона

$$\sigma_2 = \eta \dot{\varepsilon}_2, \quad (9.2)$$

где $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma$ – напряжения, одинаковые в обоих элементах;

$\varepsilon_1, \varepsilon_2$ – относительные деформации;

E – модуль Юнга;

η – коэффициент вязкости.

Деформация модели есть сумма деформаций пружины и амортизатора. Тогда для относительных деформаций получаем

$$\varepsilon = \varepsilon_1 + \varepsilon_2. \quad (9.3)$$

Продифференцируем по времени закон Гука (9.1):

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{E}. \quad (9.4)$$

Далее продифференцируем (9.3) по времени и подставим туда значения $\dot{\varepsilon}_1$ и $\dot{\varepsilon}_2$ из (9.2) и (9.4):

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{E} + \frac{\sigma}{\eta}$$

или

$$\frac{d\sigma}{dt} = E \frac{d\varepsilon}{dt} - \frac{T}{\eta} \sigma. \quad (9.5)$$

Для релаксации напряжения, когда относительная деформация постоянна:

$$\varepsilon = \text{const},$$

из (9.5) получаем

$$\frac{d\sigma}{dt} = -\frac{E}{\eta} \sigma. \quad (9.6)$$

Интегрируя (9.6) от 0 до t и от σ_0 до σ , получаем закон релаксации Максвелла:

$$\sigma = \sigma_0 \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) \quad (9.7)$$

где время релаксации

$$\tau = \frac{\eta}{E}.$$

Закон (9.7) качественно подтверждается экспериментом для вязких полимеров, обладающих упругостью, т.е. для упруговязких тел.

Модель Максвелла не описывает *ползучесть*.

Упругое твердое тело, имеющее внутреннее трение, называется *вязкоупругим*. *Внутреннее трение* – свойство твердого полимерного тела, характеризующее рассеяние в нем энергии при упругих и высокоэластичных деформациях. Простейшая модель вязкоупругого тела, которое не обнаруживает вязкого течения, – модель Кельвина–Фойгта. Она состоит из пружины и амортизатора, соединенных параллельно (рис. 9.8).

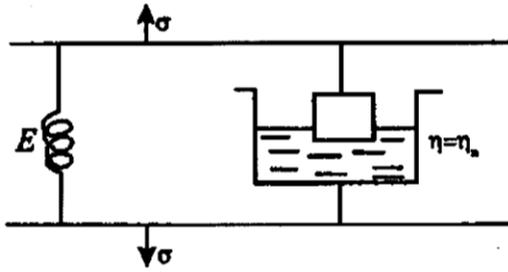


Рис. 9.8. Простейшая модель вязкоупругого тела: модель Кельвина–Фойгта
Соответствующее линейное дифференциальное уравнение имеет вид

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{\sigma}{\eta_{\text{п}}} - \frac{E}{\eta_{\text{п}}} \varepsilon.$$

Для ползучести, когда $\varepsilon = \varepsilon_{\infty} \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_{\text{п}}}\right) \right]$,

где $\varepsilon = \frac{\sigma}{E}$, время ползучести (аналог времени релаксации) $\tau_{\text{п}} = \frac{\eta_{\text{п}}}{E}$, $\eta_{\text{п}}$ – вязкость ползучести (константа, характеризующая внутреннее трение в полимере).

Природа релаксирующего напряжения и деформации ползучести зависит от релаксационного состояния. В твердом полимере в стеклообразном состоянии упругий элемент изображает упругую деформацию $\varepsilon_{\text{упр}}$, а в высокоэластическом состоянии – высокоэластическую деформацию $\varepsilon_{\text{эласт}}$. Рассмотренные модели имеют недостатки: модель Максвелла не описывает ползучести, модель Кельвина–Фойгта не описывает релаксацию напряжений. Более общей является двойная модель Максвелла, представляющая собой две одинарные модели Максвелла, соединенных параллельно (рис. 9.9).

Рассмотрим частные случаи двойной модели Максвелла:

при $E_{\alpha} = 0$ получается модель Максвелла;

при $\eta_1 = \infty$, $E_{\alpha} = \infty$ – модель Кельвина–Фойгта;

при $\eta_2 = \infty$ – модель Зингера стандартного линейного тела, описывающего основные вязкоупругие свойства (рис. 9.10).

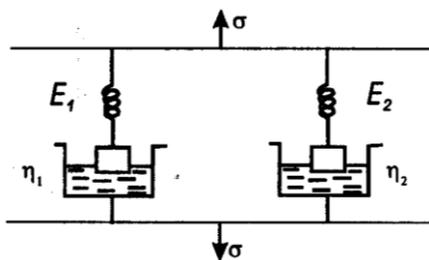


Рис. 9.9. Двойная модель Максвелла

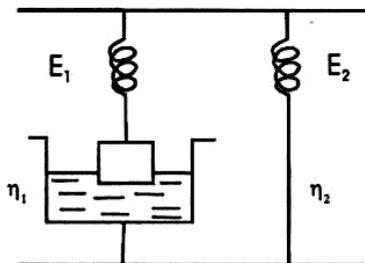


Рис. 9.10. Модели Зингера

Дифференциальное уравнение модели Зингера

$$\tau \frac{d\sigma}{dt} + \sigma = (E_1 + E_2) \epsilon + E_2 E \epsilon.$$

В модели высокоэластической деформации Слонимского законы Гука и Ньютона записываются в едином соотношении

$$\epsilon(t) = \frac{1}{E} \langle D^a \rangle \sigma(t),$$

здесь $D = \frac{d}{dt}$ – оператор дифференцирования. При дробном значении a ($0 < a < 1$) символ D^a означает операцию дробного дифференцирования. При $a = 0$ получается закон Гука, при $a = 1$ получается закон Ньютона.

9.5. Механические свойства полимеров в кристаллическом состоянии

Поведение кристаллического полимерного образца под нагрузкой весьма своеобразно. На участке I до точки A образец деформируется монотонно по мере роста напряжения (рис. 9.11, a). На участке II (AB) происходит образование местной шейки, которая увеличивается по длине (рис. 9.11, б) и обеспечивает большую деформацию (в несколько сотен процентов).

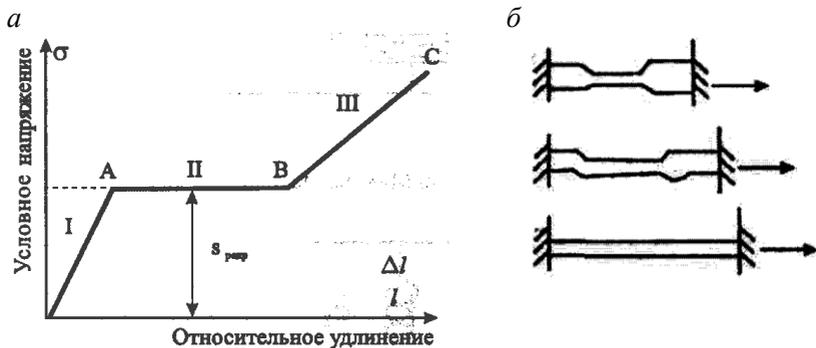


Рис. 9.11. Схема кривой растяжения кристаллического полимера

Последняя стадия растяжения заключается в равномерном удлинении утоненного образца до разрыва. Как показывают структурные исследования, в месте образования шейки происходит перекристаллизация полимера, т.е. под напряжением имеет место скачкообразное изменение кристаллической структуры полимерного материала. Напряжение, при котором происходит перестройка кристаллической структуры, зависит от исходной молекулярной структуры режима деформации (прежде всего от скорости). Доказано, что деформация на участке II является механически обратимой и полностью исчезает, если нагреть растянутый образец до температур, близких к температуре плавления.

Кривая деформации далеко не всегда реализуется во всех кристаллических полимерных материалах в полном объеме. Она в значительной мере зависит от температуры деформации (рис. 9.12).

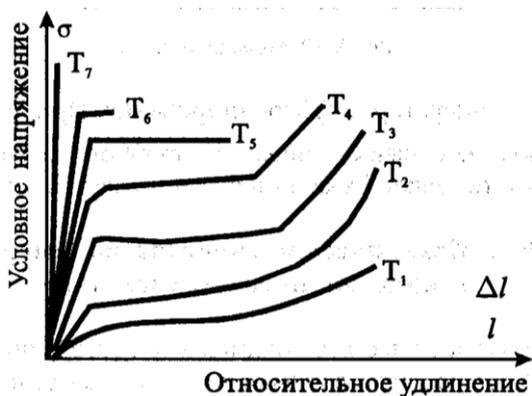


Рис. 9.12. Зависимость относительного удлинения от условного напряжения для кристаллических полимеров при разных температурах
 $(T_1 > T_2 > T_3 > T_4 > T_5 > T_6 > T_7)$

При очень низких температурах (T_7) образец разрушается на первой стадии растяжения. При температурах, близких к $T_{пл}$, когда роль аморфных фаз начинает доминировать, кривая деформации кристаллического полимера приближается к кривой растяжения аморфного полимера. Установлено, что чем больше кристаллический полимер, тем выше его модуль упругости, а также уменьшение жесткости и пластичности полимеров с увеличением размеров кристаллов. Увеличение степени кристаллизации полимера равноценно увеличению количества поперечных связей в сетчатых полимерах, т. к. затрудняется возможность деформации и течения полимерного тела.

При использовании материалов на основе полимеров следует учитывать, что под влиянием окружающей среды (атмосферы, температуры) с течением времени в них протекают сложные физико-химические процессы, которые изменяют технические характеристики материала.

Контрольные вопросы

1. Каковы основные особенности разрушения древесины под нагрузкой?
2. Описать двухбуквенную систему обозначений, характеризующую

щую ориентацию и направление развития трещины в древесине.

3. Каковы основные направления практического использования методов механики разрушения применительно к деревянным конструкциям?

4. Чем объясняется все разнообразие физических свойств полимеров?

5. Каков тип связи между частицами в полимерном материале?

6. Какие виды деформаций характерны для полимеров?

7. Каким уравнением описывается деформация вязкоупругого тела?

8. Какие полимерные материалы можно использовать в качестве жестких конструкционных материалов? Указать правильный ответ:

1) линейные и разветвленные полимеры в застеклованном и высокоэластичном состояниях;

2) линейные и разветвленные полимеры в застеклованном и кристаллическом состояниях, сетчатые полимеры;

3) аморфные, кристаллические и сетчатые полимеры в твердом фазовом состоянии.

10. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ТРЕЩИН В НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛАХ

По сравнению с механикой разрушения однородных материалов механика разрушения неоднородных тел исследована гораздо меньше. Это, в частности, касается таких неоднородных материалов, как бетон, железобетон, армоцемент.

Зайцев Ю.В. сформулировал некоторые основные особенности поведения трещин в неоднородных материалах.

1. В неоднородном материале даже при отсутствии трещин распределение напряжений существенно отличается от распределения в однородном теле (наблюдается концентрация напряжений около включений (зерен заполнителя)).

2. В неоднородном теле трещины могут распространяться не только в одном или другом составляющем материала, но и по зоне их контакта. Если трещиностойкость разрушения (способность материала сопротивляться развитию трещин при механических и других воздействиях) контактной зоны достаточно велика (выше прочности каждого из материалов), то имеющаяся на поверхности

контакта трещина не пойдет по этой поверхности, а будет распространяться вглубь одного или обоих материалов сообразно закономерности развития трещин в однородных телах. Если же трещиностойкость контактной зоны недостаточна, то трещина направится по поверхности контакта. Ориентировочные значения K_{Ic} и K_{IIc} , характеризующие трещиностойкость компонентов структуры бетона, даны в таблице.

Компоненты бетона	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}	K_{IIc} , МПа·м ^{1/2}
Матрица	1,0	3,0
Заполнитель:		
плотный	1,0	3,0
пористый	0,1	0,3
Контактная зона при заполнителе:		
плотный	0,5	0,65
пористый	1,0	1,0

Таким образом, в неоднородном материале в зависимости от соотношения свойств его компонентов и характеристик контакта этих компонентов трещины могут развиваться в различных зонах материала. Чтобы учесть эту особенность, обозначены трещины следующих трех типов: М (в матрице), З (в заполнителе), К (в контактной зоне).

Исходя из основных особенностей развития трещин в неоднородных материалах, вводят следующую классификацию возможных типов разрушения неоднородного материала:

1. Разрушение типа М (магистральные трещины происходит только через матрицу) может быть получено лишь на образцах без крупного заполнителя, т.к. при наличии последнего неизбежно появление трещин на более слабых участках, т.е. трещин типа З и К.

2. Разрушение типа МЗ (матрица + зерна заполнителя) характерно для бетона на пористых заполнителях, для которого указанные участки являются более слабыми местами по сравнению с контактной зоной, поэтому развивающиеся трещины матрицы легко проникают в заполнитель.

3. Разрушение типа К (матрица + контактная зона) характерно для обычных бетонов, для которых указанные выше участки

являются более слабыми по сравнению с заполнителем. В этих условиях развивающиеся трещины огибают зерна заполнителя.

4. Разрушение типа МКЗ (матрица + контактная зона + заполнитель) свойственно высокопрочным бетонам, у которых матрица и заполнитель близки по прочности. При таком соотношении трещины матрицы легко проникают в зерна заполнителя (рис. 10.1) и играют основную роль в разрушении бетона. Они как бы «проскакивают» пористый заполнитель.

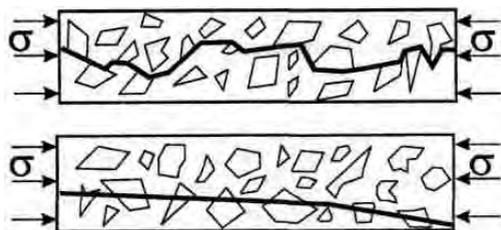


Рис. 10.1. Траектория развития трещин в тяжелом и легком бетонах

10.1. Физическая модель кинетики разрушения бетона при тепловлажностных воздействиях

Согласно научной школе Гузеева Е.А. бетон представляет собой структуру, состоящую из системы разномасштабных зерен (клинкера, песка, щебня) со связями взаимопротяжения между собой в виде активных сил ($\sum N_{act}$), созданными физическими ($\sum N_{ph}$), химически-ми ($\sum N_{ch}$) и адгезионными ($\sum N_{adh}$) процессами как результат гидратации цемента и подсистемы пустот в гидратированной массе (в виде капилляров (К), пор (П), трещин (Т), в которых возникает комплекс реактивных сил в пределах их геометрических размеров в структуре:

$$\sum N_{react} = \sum N_K + \sum N_P + \sum N_T.$$

Физико-механические свойства в единичном объеме бетона обеспечиваются системой активных и подсистемой реактивных сил, создающих напряжения в структуре:

$$\sum G_i \pm \sum R_i = D_j ;$$

$$\sum \varepsilon_{\text{act}} \pm \sum \varepsilon_{\text{react}} = \varepsilon ,$$

где $\sum G_i$ – сумма напряжений от физико-химических процессов в активных связях;

$\sum R_i$ – сумма напряжений от реактивных сил;

D_j – измеряемая величина уровня прочности;

$\sum \varepsilon_{\text{act}}$ – сумма объемных деформаций от сил в активных связях;

$\sum \varepsilon_{\text{react}}$ – сумма объемных деформаций от реактивных сил;

ε – измеряемая величина деформаций в единичном объеме бетона.

С изменением давления (силы), температуры, влажности в дефектах (П, К, Т) структуры бетона, заполненных жидкостью, паром, льдом, возникают усилия, изменяющие геометрические размеры де-фектов, уменьшающие (увеличивающие) количество активных связей, что влияет на уровни исходных свойств и их измеряемые величины D_j и ε .

В физической модели кинетика разрушения бетона при тепловлажностных воздействиях отображается через приращение (со своим знаком) в уровне напряжений от реактивных сил.

В I диапазоне температур (низкие температуры до 273 К (0 °С)) охлаждение, а затем переход жидкости в лед вызывают сокращение единичного объема, затем его расширение и опять сокращение. Это вызывает изменение уровней напряжений в активных связях и напряжений от реактивных сил. При криогенных температурах уровни реактивных сил минимальны, при температурах расширения льда – максимальны.

Во II диапазоне (климатические и повышенные температуры от 273 до 373 К (0–100 °С)) расширение воды при нагревании вызывает повышение уровня реактивных сил. В III диапазоне температур (высокие технологические температуры от 373 до 1473 К (от +100 до 1200 °С)) – нагрев и удаление влаги понижают уровень реактивных сил. Перегрев вызывает понижение уровня активных сил вследствие развития физико-химических процессов в структуре минералов.

Расчетная модель разрушения строится для системы, изображенной на рис. 10.2, и исходя из нижеследующих положений с использованием подходов механики разрушения.

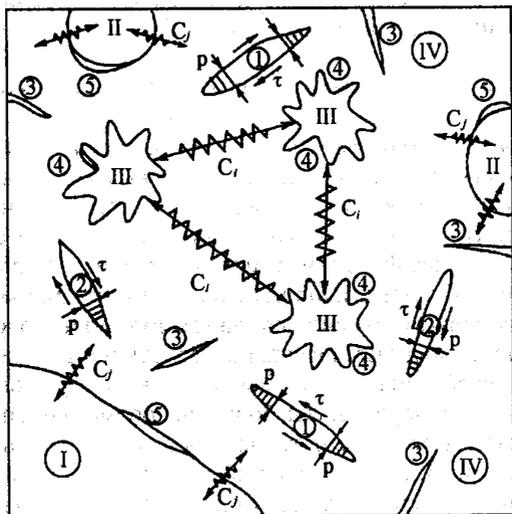


Рис. 10.2. Физическая модель бетона:

I – зерна щебня; II – зерна песка; III – зерна клинкера; IV – гидратированная масса цемента; C_1 – физическая и химическая связи; C_2 – адгезионные контакты; 1 – капилляры, заполненные водой симметрично; 2 – капилляры, заполненные водой несимметрично; 3 – микротрещины; 4 – трещины на контакте с зернами; 5 – полости контактов

В зависимости от температуры и влажности капилляры, поры и трещины могут быть заполнены водой, паром или льдом, что определяет поля напряжений и смещений в их вершинах. Интенсивность напряжений, а также напряженно-деформированное состояние вблизи вершин капилляров и трещин определяются общим критерием трещиностойкости $K_c = \sqrt{(K_{Ic}^2 + K_{IIc}^2)}$ и

коэффициентами интенсивности напряжений. Определяя эти величины в зависимости от действия капиллярных сил, от расклинивающего эффекта при нагревании воды или при замораживании и расширении льда, от давления пара на стенки капилляра или трещины, получим параметры, характеризующие напряженно-деформированное состояние вокруг концентраторов пор и капилляров трещин на любом из уровней иерархической

системы (микро-, мезо- или макроуровнях). Найденная через деформации усадки бетона и энергию разрушения G_{1c} величина K_I определяется по формуле

$$K_I = \sqrt{\frac{P_c \cdot G_{1c}}{l_c \cdot a_c \cdot \epsilon_{sh}}}$$

где P_c – сила, приложенная к берегам дефектов структуры;

l_c и a_c – параметры капилляров или трещин;

ϵ_{sh} – деформация усадки бетона.

Результатом процессов, происходящих в капиллярах и трещинах, являются деформации в межзерновой матрице, свободному течению которых препятствуют жесткие зерна заполнителя или клинкера, что создает в вершинах радиальных трещин напряжения некоторой интенсивности, определяемые через коэффициент интенсивности напряжений. На контуре зерен заполнителя или клинкера возникают контактные трещины, для которых определяются значения K_I и K_{II} , зависящие, в частности, от модулей упругости зерен и межзерновой матрицы.

По данным коэффициентам интенсивности напряжений определяются текущие параметры трещин и длительность периода достижения ими своих критических значений.

По известным характеристикам K_{Ic} и K_{IIc} материалов зерен и межзерновой матрицы возможно получить деформационные и прочностные характеристики, а также параметры развивающихся трещин для бетона в случае изменения его влажности и температуры.

10.2. Образование трещин в армоцементе

Армоцемент – строительный материал, представляющий собой рациональное сочетание тонких стальных сеток с мелкозернистым бетоном. По структуре армоцемент – разновидность железобетона, но отличается от него заполнителем и характером армирования. По сравнению с железобетоном армоцемент обладает рядом преимуществ. Он более растяжим. Ширина раскрытия трещин меньше, а шаг их чаще, что в основном

зависит от вида армирования. Водонепроницаемость, сопротивление динамическим воздействиям и истиранию также выше, чем у железобетона. Армоцементными конструкциями можно без промежуточных опор перекрывать большие проемы и площади. Это значительно снижает расходы на материалы и монтаж конструкций.

Вместе с тем армоцементу присущи и недостатки. Наиболее существенные из них – опасность коррозии арматуры из тонкой ($d = 1$ мм) проволоки из-за нарушения защитного слоя бетона; повышенные деформации усадки и ползучести мелкозернистого бетона; более низкая, чем у железобетона, огнестойкость; большие тепло- и звукопроводимость.

Многочисленными исследованиями установлено, что процесс трещинообразования в армоцементе отличается от подобного процесса в железобетоне. Силовые трещины в нормальных и наклонных к продольной оси элемента сечениях чаще всего появляются в его растянутой зоне вследствие низкой прочности бетона на растяжение. При высоком содержании продольной арматуры (3 % и более) процесс трещинообразования в армоцементе носит перманентный характер: первые трещины, достигнув ширины раскрытия 0,002 мм, больше не развиваются, а новые трещины появляются на соседних, более слабых участках. Если содержание продольной арматуры умеренное (0,5–1 %), характер трещинообразования представляет собой что-то среднее между вышеописанными и наблюдаемыми при растяжении железобетона процессами.

При испытании армоцемента на растяжение установлено, что с увеличением нагрузки образуются новые и раскрываются ранее существовавшие трещины, которые располагаются на приблизительно равном расстоянии между поперечными проволоками сетки (рис. 10.3, *а*). В случае комбинированного армирования (рис. 10.3, *б*) расстояние между трещинами увеличивается, но все же меньше, чем в железобетоне (рис. 10.3, *в*).

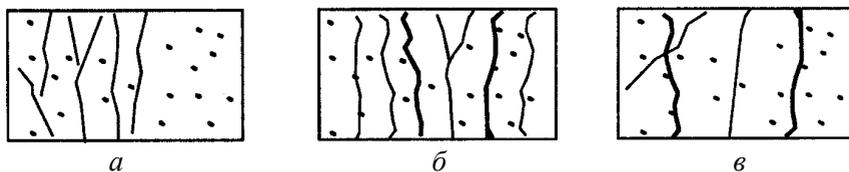


Рис. 10.3. Характер образования трещин в армоцементе с дисперсным (*а*) и комбинированным (*б*) армированием, а также в железобетоне (*в*)

Шаг трещин зависит от вида сетки. При тканых сетках на шаг трещины влияет начальная кривизна продольных проволок. Следовательно, применение тканых сеток с меньшими ячейками обуславливает более раннее появление и более частое расположение трещин. Ширина трещин зависит от процента и коэффициента сетчатого армирования, а именно: с увеличением процента сетчатого армирования ширина трещин уменьшается. Установлено также, что начальные трещины в армоцементе вначале растут в длину, но после достижения нагрузки определенной величины растут неустойчиво (скачкообразно), пока не пересекут определенного числа стержней сетки. После этого наблюдается устойчивый рост трещины вплоть до разрушения арматуры сеток.

Таким образом, в армоцементе трещинообразование претерпевает несколько этапов: зарождение структурных трещин, появление микротрещин, связанных с незначительным приростом пластических деформаций бетона, постепенное образование новых с одновременным раскрытием ранее появившихся трещин. Каждому этапу соответствуют своя ширина раскрытия трещин.

Для определения усилий в арматурных стержнях, пересекающих трещину, обычно используют метод, относящийся к изолированной трещине в неограниченной изотропной пластине.

Рассмотрим центрально-растянутый напряжениями σ армоцементный элемент размером $l \times b \times h$ с сетчатым армированием (ячейка $S_{ш} \times S_{ш}$), проанализируем развитие в материале начальной трещины, отнеся все величины к единице толщины. Выделим из материала элемент, содержащий ячейку сетки и начальную трещину (рис. 10.4, *а*) длиной $2l$, ориентированную наиболее опасно (перпендикулярно внешнему растяжению). Предполагается, что трещина – срединная, т. е. расположена в средней части элемента и

не выходит на его край. Это соответствует случаю, когда края армоцементного элемента подкреплены, например, утолщениями или ребрами. Эта трещина начнет развиваться (и притом неустойчиво) при достижении внешней нагрузки величины

$$\sigma_0 = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{2\pi l}} \quad (10.1)$$

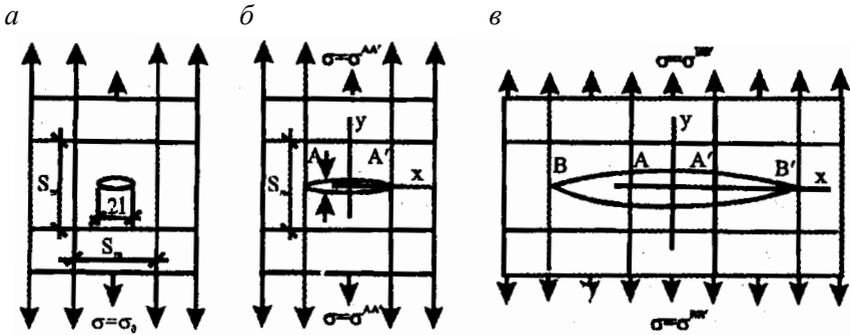


Рис. 10.4. Развитие срединной трещины в армоцементе:
 а – начальная трещина; б – трещина, достигшая первых проволочек сетки;
 в – то же, вторых проволочек

Неустойчивый характер роста трещины объясняется тем, что трещина пока не достигла арматуры, т.е. развивается в условно-однородном материале матрицы (аналог задачи Гриффитса).

Если в качестве примера принять, что для мелкозернистого бетона (в возрасте 28 сут.) диапазон значений критического коэффициента интенсивности напряжений $K_{Ic} = 0,17-0,33 \text{ МН/м}^{3/2}$, то при длине наиболее опасной трещины $2l$, равной максимальной крупности песка 5 мм, получим значения нагрузки, соответствующей началу развития трещины: $\sigma_0 = 1,9-3,7 \text{ МПа}$.

Неустойчивый рост трещины продолжается до тех пор, пока она не достигнет ближайших стержней сетки (рис. 10.4, б). Величина предельной нагрузки, соответствующая этому положению трещины (с вершинами в точках A, A'), меньших σ_0 , определится из уравнения (10.1) при

$$\sigma_0^{AA'} = K_{Ic} / \lambda; \quad \lambda = \sqrt{\pi S_m}. \quad (10.2)$$

Ширина раскрытия трещины может быть найдена из выражения

$$2v(x,0) = 4\sigma\sqrt{l^2 - x^2} / E_b.$$

Следующий этап роста трещины характеризуется сопротивлением ее распространению, оказываемым стержнями сетки в точках A, A' . Он продолжается до достижения растущей трещиной следующих стержней в точках B, B' (рис. 10.4, в). Предельная величина внешней нагрузки в этот момент может быть вычислена в предположении суперпозиции полей напряжений от внешнего растяжения и усилий в стержнях, пересекающих трещину.

Коэффициент интенсивности напряжений K_I для суммарного напряженного состояния выразится разностью $K_I^{(1)}$ и $K_I^{(2)}$, поскольку внешняя нагрузка стремится раскрыть трещину, а усилия в сетке P_T препятствуют этому:

$$K_I = K_I^{(1)} - K_I^{(2)} = \frac{\sigma\lambda^2\sqrt{3} - P_T\sqrt{3/2}}{\lambda}. \quad (10.3)$$

Здесь усилие P_T зависит от ширины раскрытия всей трещины в точках $A, A'O$ и определяется из формулы (10.3) при длине трещины $2l = 3S_m$ и $x = \pm S_m/2$. При этом условно принимается, что усилия в стержнях не оказывают влияния на ширину раскрытия трещины.

Допустим, что пересекающие трещину стержни потеряли сцепление с бетоном на участке mS_m . Тогда соответствующие значения относительного удлинения стержней и напряжений в них, вызванных раскрытием трещины $2u(\pm S_m/2; 0)$, составят

$$\varepsilon_m = \frac{2u(\pm S_m/2; 0)}{mS_m} = \frac{4\sqrt{2}\sigma}{mE_b};$$

$$\sigma_m = \varepsilon_m E_m = \frac{4\sqrt{2}\sigma E_m}{mE_b}. \quad (10.4)$$

Отсюда значения усилий в стержнях, вызванных раскрытием трещины:

$$P_T = \sigma_T F_T = \frac{4\sqrt{2}\sigma A_T E_m}{m E_b} \quad (\sigma < R_{m,ser})$$

или

$$P_T = \rho_{m,ser} A_T (\sigma_m \geq R_{m,ser}). \quad (10.5)$$

Здесь A_T – отнесенная к единице толщины элемента площадь поперечного сечения проволок сетки, расположенных в одном сечении, пересекающим трещину, m^2/m ; $R_{m,ser} = 250$ МПа — нормативное сопротивление проволок сетки; при этом как для тканых, так и для сварных сеток.

Подставляя значения из формулы (10.5) в выражение (10.3), получим (при $\sigma_m < R_{m,ser}$)

$$K_1 = \frac{\sigma\sqrt{3}}{\lambda} \left(\lambda^2 - \frac{4 A_m E_m}{m E_b} \right).$$

Если же, согласно формуле (10.5) окажется, что $\sigma_m \geq R_{m,ser}$, то арматура сетки переходит в стадию текучести, поэтому $\sigma_m = R_{m,ser}$.

Тогда

$$K_1 = \sigma\lambda\sqrt{3} - \frac{A_T R_{m,ser}}{\lambda} \sqrt{\frac{3}{2}}.$$

Отсюда при $K_1 = K_{Ic}$ и $\sigma = \sigma_0^{BB'}$ получим величину нагрузки, соответствующую предельному равновесию трещины:

при $\sigma_T < R_{m,ser}$

$$\sigma_0^{BB'} = \frac{\sigma_0^{AA'}}{\sqrt{3}[1 - 4 A_T E_m / (m \lambda^2 E_b)]};$$

при $\sigma_r \geq R_{m,ser}$

$$\sigma_0^{BB'} = \frac{\sigma_0^{AA'} + A_r B_{m,ser} \sqrt{3/12}/\lambda^2}{\sqrt{3}}.$$

Принимая число стержней, пересекаемых одной половиной трещины, равным n , можно рассмотреть последующие этапы развития трещины. Общее число пересекаемых стержней при этом равно $2n$, число ячеек сетки в трещине $2n + 1$, длина трещины $(2n + 1)S_m$, а расстояния от центра трещины до усилий в стержнях

$$x_j = \pm \frac{2k-1}{2} S_m \quad (k=1, \dots, n).$$

Контрольные вопросы

1. В каких зонах существенно неоднородного материала могут развиваться трещины? Назвать соответствующие типы разрушения неоднородного материала.
2. Какова траектория развития трещин в тяжелом и легком бетонах?
3. Изобразить физическую модель бетона.
4. При каких температурах уровни реактивных сил в бетоне минимальны, а при каких – максимальны?
5. Какова связь величины K_1 с параметрами капилляров в бетоне?
6. Что такое армоцемент?
7. От чего зависят шаг и ширина раскрытия трещин в армоцементе?
8. Каковы основные этапы развития трещины в армоцементном элементе с подкрепленным краем?

11. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

11.1. Экспериментальные методы определения критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic}

Знание коэффициента интенсивности напряжений для разных материалов весьма важно, что видно из схемы (рис. 11.1). На схеме σ – рабочее напряжение, l – длина дефекта типа трещины, $m = 0,5-2$. Если точка a на схеме показывает механическое состояние материала, то дефект при таком напряжении не опасен, однако разрушение произойдет в момент пересечения точки a с кривой K_{Ic} , если будет расти напряжение или увеличится по какой-либо причине длина дефекта (например, от усталости).

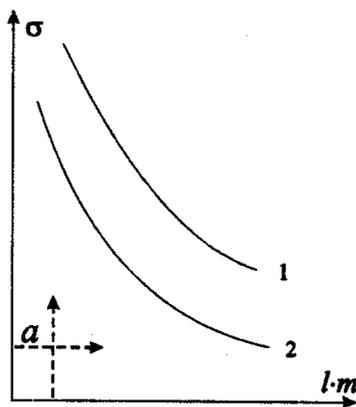


Рис. 11.1. Зависимости разрушающего дефекта от напряжения и показателя K_{Ic} равного 2000 (кривая 1) и 1000 Па (кривая 2)

Из рис. 11.1 видно, что материал с более высоким значением K_{Ic} (кривая 1) *более надежен, т. к. его разрушение произойдет при большем напряжении или при большей длине трещины*

Таким образом, коэффициент вязкости разрушения является ценной характеристикой надежности материала, однако его

экспериментальное определение сопряжено с большими трудностями, основная из которых та, что толщина образца b должна удовлетворять условию

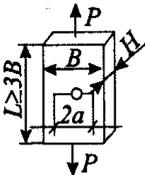
$$b \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_T} \right)^2,$$

где σ_T – предел текучести, т.е. напряжение, вызывающее остаточную деформацию $\epsilon = 0,2 \%$.

Расчет показывает, что для материала с $K_{Ic} = 500$ при $\sigma_T = 500$ МПа толщина образца должна быть 250 мм (масса около 1,5 т), что практически неосуществимо. Кроме того, определение K_{Ic} производят при ограничивающих условиях: у испытуемого материала предел текучести гладкого образца должен быть больше предела прочности образца с трещиной, должна обеспечиваться плоская деформация (вся поверхность разрушения должна быть перпендикулярна действующей силе). Поэтому критерий K_{Ic} используют для оценки надежности изделий, изготовленных из высокопрочных материалов, которые разрушаются хрупко или полухрупко. В табл. 11.1 приведены изображения стандартных образцов для испытания и формулы для вычисления K_{Ic} , применяемые в случае хрупкого разрушения.

Таблица 11.1

Параметр K_{Ic} для различных стандартных образцов с трещинами

Расчетная схема	Расчетная формула
1	2
	$K_{Ic} = \frac{P_{кр} \sqrt{a}}{BH} \left[1,77 + 0,227 \left(\frac{2a}{B} \right) - 0,510 \left(\frac{2a}{B} \right)^2 + 2,7 \left(\frac{2a}{B} \right)^3 \right],$ <p>где $2a = 5A$; $B \geq 10A$; $H \geq 2,5A$; $A = \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_T} \right)^2$.</p> <p>Оптимально: $0 < 2a/B \leq 0,6$</p>

	$K_{Ic} = \frac{P_{кр} \sqrt{a}}{BH} \left[1,99 - 0,41 \left(\frac{a}{B} \right) + 18,7 \left(\frac{a}{B} \right)^2 - 38,48 \left(\frac{a}{B} \right)^3 + 53,85 \left(\frac{a}{B} \right)^4 \right],$ <p>где $a \geq 2,5A$; $B \geq 5A$; $H \geq 2,5A$. Оптимально $0 \leq a/B \leq 0,6$</p>
--	----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------

Окончание табл. 11.1

1	2
	$K_{Ic} = \frac{P_{кр} \sqrt{a}}{BH} \left[11,6 - 18,4 \left(\frac{a}{B} \right) + 87,2 \left(\frac{a}{B} \right)^2 - 151 \left(\frac{a}{B} \right)^3 + 155 \left(\frac{a}{B} \right)^4 \right]$ <p>где $a \geq 2,5A$; $B \geq 5A$; $H \geq 2,5A$. Оптимально $0 \leq a/B \leq 0,6$</p>
	$K_{Ic} = \frac{P_{кр} \sqrt{a}}{bd} \left[29,6 - 185,5 \left(\frac{a}{B} \right) + 655,7 \left(\frac{a}{B} \right)^2 - 1017 \left(\frac{a}{B} \right)^3 + 638,9 \left(\frac{a}{B} \right)^4 \right],$ <p>где $a \geq 2,5A$; $b \geq 5A$, d – толщина образца, равная $b/2$</p>
	$K_{Ic} = \frac{P_{кр} \sqrt{a}}{D^{3/2}} \left(-1,27 + 1,72 \frac{D}{d} \right),$ <p>где $\frac{D-d}{2} = a \geq 2,5A$; $D \geq 10A$. Оптимально $0,5 \leq d \leq 0,8$</p>
<p>Примечание. Для всех схем $A = \sqrt[3]{K_{Ic} / \sigma_{\tau}}$; $P_{кр}$ – критическое (разрушающее) значение силы P.</p>	

А в табл. 11.2 приведены значения K_{Ic} для некоторых применяемых в технике сталей и сплавов. Как видно из таблицы, способность материалов сопротивляться распространению трещин меняется в широких пределах.

Таблица 11.2

Коэффициент K_{Ic} для сталей, алюминиевых и титановых сплавов

Металлический сплав	σ_{σ} , МПа	K_{Ic} , МН/м ^{3/2}
Сталь ст 3	300	27,9
Сталь У 8	900	18,0
Сталь 25 × ГСА	1000	71,3
Al + Cu + Mg	450	27,9
Al + Zn + Mg	530	46,5
Ti + 6 %Al + 4 %Na	1080	43,4
Ti + 6 %Al + 4 %Zu + 2 %Mo	10650	124,0

Для упрощения определения K_{Ic} Черепановым и Райсом разработан так называемый метод J -интеграла, который отражает энергию, поступающую в зону трещины на единицу длины (рис. 11.2):

$$J = -\frac{1}{b} \frac{dU}{dl},$$

где dU – изменение потенциальной энергии при продвижении кончика трещины на малую величину dl ;

b – ширина образца.

J -интеграл связан с K_{Ic} зависимостью

$$J_{Ic} = -\frac{1-\nu}{E} K_{Ic}^2,$$

где ν – коэффициент Пуассона;

E – модуль упругости.

Наиболее точный, но вместе с тем и наиболее трудоемкий способ экспериментального определения J_{Ic} состоит в измерении площади кривых «нагрузка–перемещение по линии нагрузки» для сравнительно большой серии идентичных образцов с различной глубиной надреза.

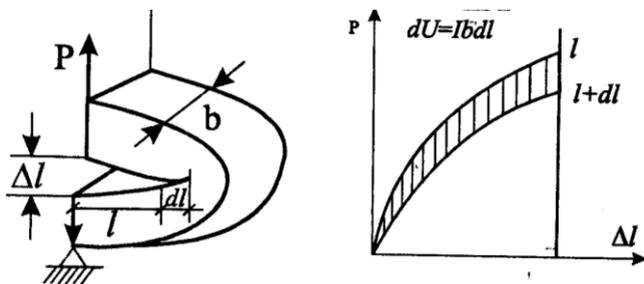


Рис. 11.2. Экспериментальное определение J -интеграла:
 a – контур, по которому производится интегрирование; b – диаграмма «нагрузка–перемещение», по линии нагрузки заштрихованная площадь отвечает изменению энергии при продвижении кончика трещины на величину d

Доказано, что J -интеграл независим от геометрии образца в большей степени, чем K_{Ic} (требуются образцы до 50 раз меньшей толщины). Толщина образца b при определении J_{Ic} интеграла должна соответствовать условию

$$b = \alpha \frac{J_{Ic}}{\sigma_t \cdot \sigma_{пр}}$$

где α – коэффициент;

σ_t – условный предел текучести;

$\sigma_{пр}$ – предел прочности.

Методика определения J -интеграла приведена в работе «Расчет испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение вязкости разрушения (трещиностойкости) при статическом нагружении» (М., Издательство стандартов, 1982. С. 55). В настоящее время стандартизированы также методы определения K_{Ic} для цементного камня.

Наиболее распространенным методом экспериментального определения значений K_{Ic} является испытание изгибаемых балочных образцов с надрезом по 3- или 4-точечной схемам. Надрез создается путем укладки тонкой пленки на место будущего надреза при бетонировании образца или же путем создания пропила в уже затвердевшем бетоне.

В процессе испытаний нагрузка на образец постепенно увеличивается, пока при нагрузке, равной критической, из надреза не разовьется трещина, приводящая к разрушению образца. K_{Ic} определяется из выражения

$$K_{Ic} = \sigma_{Hc} \sqrt{\pi l} Y(\lambda),$$

где σ_{Hc} – номинальные напряжения (без учета их концентрации в ослабленном сечении) у кончика трещины при критической нагрузке;

l – длина надреза;

$$l = l / h,$$

h – высота образца;

$Y(\lambda)$ – поправочный полином, учитывающий конечность размеров образца.

Номинальные напряжения в сечении нетто могут быть найдены так:

$$\sigma_{Hc} = \frac{\sigma M}{[b(b-l)^2]},$$

где M – критический изгибающий момент;

b – ширина образца (рис. 11.3).

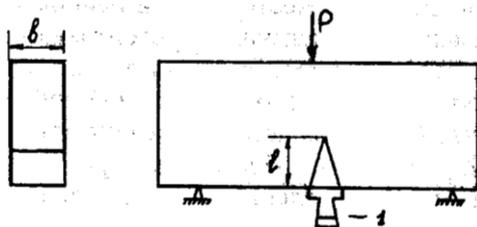


Рис. 11.3. Определение K_{Ic} на балочках с надрезом, схема 3-точечного изгиба
1 – датчик ширины раскрытия трещины

В качестве $Y(\lambda)$ можно пользоваться различными выражениями. Наиболее распространены выражения, полученные Брауном и Строули:

$$Y(\lambda) = \frac{1-\lambda^2}{\sqrt{\pi}} \left[96 - 2,75\lambda + 13,66\lambda^2 - 23,98\lambda^3 + 25,25\lambda^4 \right] \quad (11.1)$$

$$Y(\lambda) = \frac{1-\lambda^2}{\sqrt{\pi}} \left[93 - 3,07\lambda + 14,53\lambda^2 - 25,11\lambda^3 + 25,80\lambda^4 \right] \quad (11.2)$$

Выражение (11.1) относится к изгибу по 3-точечной схеме при $h/h = 8$, а (11.2) – при $h/h = 4$.

К числу важнейших параметров линейной механики разрушения, наряду с K_{Ic} , относится также критическая скорость высвобождения энергии G_{Ic} (или интенсивность высвобождения энергии G_{Ic} – энергия, необходимая для образования единицы площади новой поверхности трещины).

G_{Ic} может быть найдена косвенным путем по K_{Ic} . В случае линейно-упругого материала K_{Ic} и G_{Ic} связаны следующим соотношением:

$$G_{Ic} = K_{Ic}^2(1-\nu^2) / E \quad (11.3)$$

или

$$G_{Ic} = K_{Ic}^2 / E \quad (11.4)$$

Причем (11.3) относится к плоскому напряженному состоянию, а (11.4) – к плоской деформации.

Существуют и другие методы экспериментального определения G_{Ic} . Один из методов заключается в измерении податливости, т.е. отношения прогиба Δf к приложенной нагрузке P : $c = \Delta f / P$, и вычислении dc/dl для серии изгибаемых образцов-близнецов, отличающихся только l – длиной начальной трещины (надреза) (рис. 11.4). Интенсивность высвобождения энергии для каждого образца

$$G_{Ic} = \frac{P_c^2}{2b^2} \frac{dc}{dl},$$

где P_c – критическая нагрузка на образец (в момент начала спонтанного роста трещины);

dc/dl – значение производной «податливости» по длине трещины, соответствующее длине начальной трещины в данном образце;

b – ширина образца.

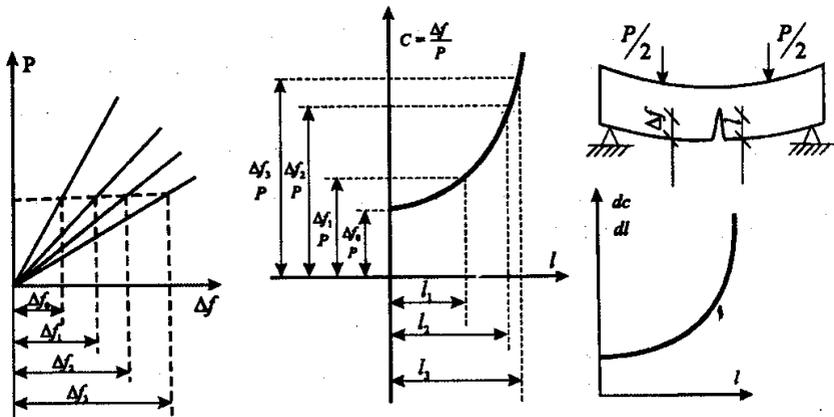


Рис. 11.4. Экспериментальное определение податливости

При определении G_{Ic} описанным методом необходимо учитывать, что податливость образцов с искусственной трещиной (разрезом) может существенно отличаться от таковой для образцов с естественными трещинами за счет сил сцепления между берегами трещин, возникающих в последнем случае.

11.2. Устройство для получения равновесных диаграмм деформирования бетона

Чтобы получить экспериментальные данные для определения величин K_{Ic} и G_{Ic} , необходимо снять диаграммы деформирования. На рис. 11.5 приведена характерная полностью равновесная диаграмма деформирования цементного камня и бетона в координатах сила–перемещение (прогиб), нисходящая ветвь которой, начиная от точки *A*, характеризует процесс разрушения.

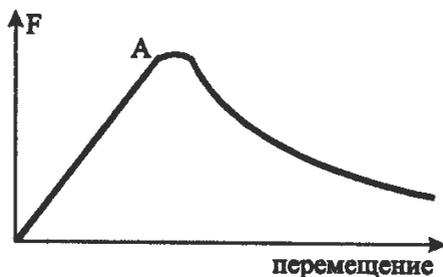


Рис. 11.5. Характерная полностью равновесная диаграмма деформирования цементного камня и бетона

Для получения таких диаграмм используют специальные испытательные машины, которые позволяют осуществлять контролируемое мягкое нагружение образца при соблюдении постоянной скорости его деформирования.

Для получения на обычных стандартных испытательных машинах полностью равновесных диаграмм деформирования разработаны специальные устройства к ним и методики определения K_{1c} и G_{1c} . Так, для определения основных характеристик трещиностойкости бетона на образцах-призмах (рис. 11.6) с иницирующими разрушение трещинами разработано дополнительное устройство, основным элементом которого является стальное кольцо (рис. 11.7), обеспечивающее стабильный равновесный характер разрушения вследствие увеличения жесткости испытательной системы* и восприятия избытка упругой энергии, высвобождающейся при разрушении образца.

* Жесткость машины c_m определяется по формуле $c_m = dF/dS$, где dF – изменение силы; dS – соответствующая деформация машины. В зависимости от жесткости испытательные машины обладают различной способностью накапливать потенциальную энергию, а затем высвободить ее в процессе деформирования (разрушения) образца.

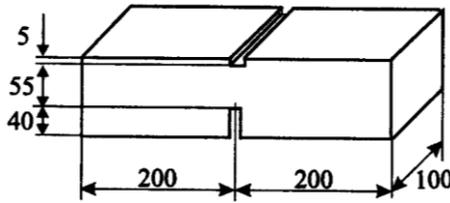


Рис. 11.6. Призматический образец для определения величины K_{Ic}

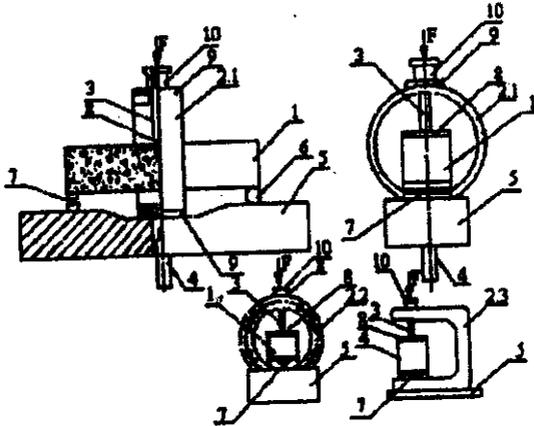


Рис. 11.7. Устройство для получения равновесных диаграмм деформирования бетона

Скорость нагружения в процессе испытаний составляет $8,3 \cdot 10^3$ мм/с. Равновесное деформирование осуществляется автоматически. Нагрузка (энергия) распределяется между упругодеформируемым жестким стальным кольцом и податливо деформируемым образцом пропорционально их жесткостям (в обратной пропорции). Таким образом, при каждом единичном дискретном продвижении трещины в образце происходит понижение жесткости в исследуемом сечении с перераспределением нагружающей силы между упругим устройством и бетонным образцом.

Для получения полностью равновесных диаграмм деформирования (ПРДД) бетона в координатах «сила P –перемещение (прогиб)» используются датчики, подающие сигналы на двухкоординатник Н-307 (рис. 11.8). Величина K_{Ic} вычисляется по формуле

$$G_{1c} = \sqrt{G_i E_b},$$

где G_i – удельные энергозатраты на квазистатическое разрушение;
 E_b – модуль упругости бетона.

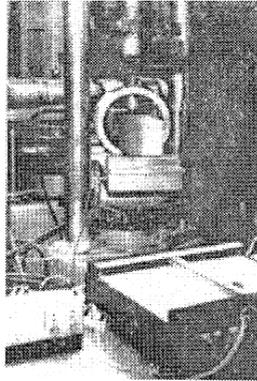


Рис. 11.8. Испытание по определению K_{1c} с получением равновесных диаграмм деформирования. В стальном кольце – образец, на боковой грани которого видна трещина. Между кольцом и образцом – тензометрический датчик силы, на переднем плане – самописец, автоматически записывающий равновесные диаграммы деформирования в координатах «нагрузка – образец»

Важным преимуществом концепции равновесных испытаний является то, что вычисляемые по ПРДД энергетические и силовые параметры разрушения бетона инвариантны относительно условий испытания. Они остаются неизменными при варьировании в широких пределах таких характеристик испытаний, как жесткость испытательной машины, скорость статического нагружения, размеры сечения образца, длина начальной трещины (надреза) и длина развивающейся после старта макротрещины, длина расчетной части образца, схема нагружения (растяжение, изгиб, сжатие).

Для экспериментального определения величины удельной плотности поверхностной энергии γ обычно пользуются теми же экспериментальными методами, что и для K_{1c} . Например, при изгибаемых образцах с надрезом при условии достаточно медленного нагружения и при достаточной жесткости

испытательной машины γ может быть получена из площади полной диаграммы «нагрузка–деформация» (включая нисходящую ветвь).

В предположении, что вся приложенная энергия переходит в поверхностную энергию, имеем $\gamma = U/2A$, где $2A$ – площадь двух образовавшихся поверхностей разрушения. В действительности вследствие развивающихся вблизи устья трещины микропластических деформаций, действия сил сцепления между берегами трещины и пре-вращения некоторой части энергии движущейся трещины в тепловую (особенно при быстром, неустойчивом росте трещины) величина фактически затраченной энергии γ_{eff} будет больше U , соответственно величина так называемой «эффективной» поверхностной энергии $\gamma_{eff} = U_{eff}/2A$ будет больше истинной поверхностной энергии материала.

Критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} и другие параметры (G_{Ic} , J_{Ic}) механики разрушения связаны между собой равенством для плоской деформации:

$$(1 - \nu^2) K_{Ic} / E = G_{Ic} = J_{Ic} = 2\gamma.$$

Поэтому, зная один из этих параметров, можно расчетным путем получить и все остальные. Исследования показывают, что, например, значение J_{Ic} и G_{Ic} , полученные на баночках из цементного камня и бетона, достаточно хорошо совпадают между собой и что J_{Ic} является подходящим критерием для описания разрушения бетона.

Контрольные вопросы

1. С какой целью увеличивают размеры образца (особенно толщину) при определении K_{Ic} ?
2. Какова связь интенсивности освобождения энергии и коэффициента интенсивности напряжений для линейно-упругого материала?
3. Какова связь J -интеграла с коэффициентом интенсивности напряжения?
4. Как определить G_{Ic} методом податливости?

5. Почему для определения основных характеристик трещиностойкости бетона используют специальные испытательные машины?

6. Необходимо изготовить крупную панель из материала, характеризуемого величиной вязкости разрушения в условиях плоскодеформированного состояния, равной $50 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, и пределом текучести 1000 МПа. В случае если панель подвергается воздействию напряжения 250 МПа, каким будет максимальный размер допустимого дефекта до начала катастрофического разрушения? Принять какую-нибудь конфигурацию центрального надреза.

12. ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ БЕТОНА

Закономерности сопротивления бетона накопленным в его структуре дефектам исследуются методами механики разрушения в соответствии с теоретическими гипотезами о физической модели бетона. В модели бетона рассматриваются система активных сил в объеме матрицы цементного камня, созданных физико-химическими процессами гидратации зерен клинкера и адгезионными процессами в зонах контактов с зернами наполнителей, и подсистема реактивных сил, возникших в вершинах трещиноподобных дефектов в пустотах, порах, капиллярах как концентраторах напряжений. Реактивные силы могут изменить свои параметры и место расположения в зависимости от температурных, влажностных и силовых воздействий, что и определяет характер деструкции структурных элементов и долговечность бетона.

Основным методом исследования трещиностойкости бетона, вязкости его разрушения являются методы, изложенные в ГОСТ 29167–91. В качестве основного принят стандартный метод 1 – испытания по полностью равновесной схеме с построением диаграмм деформирования на восходящей и нисходящей ветвях.

12.1. Алгоритм расчета энергетических и силовых параметров бетона по полностью равновесным диаграммам деформирования

Из вибрированных бетонов в соответствии с ГОСТ 29167–91 изготавливаются образцы призматической формы с размерами: длина $l = 400$ мм, ширина $b = 100$ мм; а из центрифугированного бетона изготавливаются образцы секториального сечения длиной 400 мм с надрезом и инициатором трещины отрыва на нижней плоскости $a_0 = 0,4 h$ и $d = 0,01 h$ в середине длины и инициатором трещины среза на верхней плоскости $a'_0 = 0,05h$ и $d = 0,01h$.

Для проведения исследований используется измерительный стенд, принципиальная схема которого приведена на рис. 12.1.

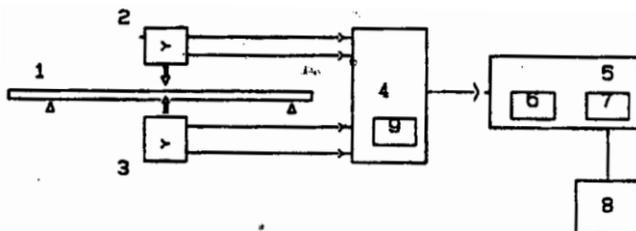


Рис. 12.1. Принципиальная схема автоматизированного измерительного стенда: 1 – образец бетонной балки; 2 – первичный измерительный преобразователь изгибающей силы; 3 – первичный измерительный преобразователь деформации изгиба; 4 – аналого-цифровой преобразователь сигналов (АЦП); 5 – персональный компьютер ПК-300; 6 – дискета для записи и хранения массива сигналов с АЦП; 7 – дискета с программой обработки и вывода результатов расчета параметров трещиностойкости бетона; 8 – принтер для распечатывания протокола испытаний; 9 – устройство визуального контроля протекания процесса испытаний

Для получения характеристик трещиностойкости бетона при движении трещины нормального отрыва по разномасштабной структуре композита с образованием новых поверхностей установка имеет уникальное приспособление, обеспечивающее заданный временной режим движения трещины. Схема приспособления приведена на рис. 11.7.

Запись полностью равновесных диаграмм деформирования (ПРДД) призматического образца в процессе накопления в нем упругой энергии разрушения осуществляется автоматически.

Энергетические и силовые параметры разрушения бетона определяются на ПРДД (рис. 12.2).

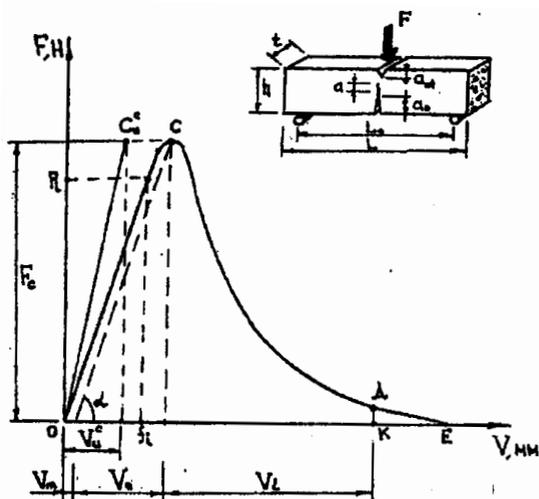


Рис. 12.2. Схема испытаний и полностью равновесная диаграмма деформирования

Энергия на деформирование и разрушение вычисляется по величине работы, отнесенной к первоначальной площади сечения испытуемого образца. В процессе испытания бетонных образцов записывается машинная диаграмма. При вычислении параметров трещиностойкости необходимо учитывать поправку F_s на массу образца и дополнительного оборудования, которая определяется по формуле

$$F_s = 0,5m_1g \left[\left(\frac{L}{L_0} \right)^2 - 1 \right] + m_2g,$$

где $g = 9,81 \text{ м/с}^2$;

$$m_1 = (L/L_0)P,$$

P – масса опытного образца;

m_2 – масса дополнительного оборудования.

Система анализа ПРДД имеет следующие элементы. Площадь ПРДД численно равна работе, соответствующей полным энергозатратам на квазистатическое деформирование вплоть до

деления (фрагментации) образца на части в точке E . Полные энергозатраты W_c могут быть дифференцированы на W_T – энергозатраты на диссипативные (необратимые) процессы и развитие размеров и слияние исходных технологических микротрещин, W_e – упругое деформирование на стадии инициирования квазистатического разрушения (страгивание магистральной трещины) и локальное квазистатическое деформирование W_1 . Таким образом:

$$W_c = W_m + W_e + W_1.$$

Энергозатраты, необходимые на инициирование квазистатического разрушения, определяются по выражению

$$W_i = W_m + W_e.$$

Энергозатраты на квазистатическое разрушение определяются из

$$W_F = W_e + W_1.$$

Полные диссипативные (необратимые) энергозатраты на квазистатическое деформирование определяются из выражения

$$W_{cF} = W_c + W_{ce}.$$

Необходимо отметить, что после испытания заменяется полная исходная рабочая площадь поперечного сечения образцов, которая составляет

$$A_c = b(h - a_0 - a_{ot}).$$

Если разделить работу, соответствующую энергозатратам, на величину A_c , то получим удельные энергозатраты на инициирование квазистатического разрушения:

$$G_i = W_i / A_c.$$

Удельные энергозатраты на квазистатическое разрушение

$$G_F = W_F / A_c .$$

Полные эффективные удельные энергозатраты на квазистатическое деформирование до фрагментации

$$G_C = W_C / A_c .$$

Полные упругие энергозатраты на квазистатическое деформирование до фрагментации

$$G_{ce} = W_{ce} / A_c .$$

Полные удельные эффективные диссипативные энергозатраты на квазистатическое деформирование до фрагментации:

$$G_{cF} = W_{cF} / A_c .$$

Учитывая упругий характер деформирования бетона на стадии предразрушения, корректно определить квазистатический коэффициент интенсивности напряжений

$$K_j = \sqrt{G_j \cdot E_b^c} ,$$

а также критический коэффициент интенсивности напряжений

$$K_c = \sqrt{G_{ce} \cdot E_b^c} ,$$

$$E_b^c = F_c \cdot L_0^3 / 4bh^3 \cdot V_{ui} ,$$

где L – пролет испытуемого образца;

b – ширина образца;

h – высота образца;

F_c – сила, максимальная разрушающая нагрузка;

V_{ui} – упругие перемещения сплошного образца, соответствующие предельному состоянию несплошного F , равные

$$V_{ij}^c = V_c \left(+2,8 j^2 \right) \left(+2,8 j^2 \right) + 6 j \left(1-r \right) \cdot 5,58 - 19,57 r + \\ + 36,82 r^2 - 34,94 r^3 + 12,77 r^4,$$

где V_e – перемещение, соответствующее упругим деформациям образца;

j – коэффициент, равный отношению высоты образца к пролету:

$$j = h / L_0,$$

r – коэффициент, определяемый отношением длины иницирующего надреза к высоте образца:

$$r = a / h,$$

где a – длина трещины (иницирующего надреза).

Предел прочности бетона на растяжение при изгибе рассчитывается по формуле

$$R_{btf} = M / W = FL_0 / 4W, \quad (12.1)$$

которая для образца прямоугольного сечения имеет вид

$$R_{btf} = 3FL_0 / 2b(h-a)^2.$$

В выражении (12.1) W – момент сопротивления поверхности разрушения образца.

Квазистатический интеграл Черепанова–Раиса (J – интеграл) оценивается по зависимости

$$J_{if} = (W_f - W_{ш}) / A_c.$$

Коэффициент однородности бетона в образце, влияющий на коэффициент вариаций, определяется по формуле

$$\eta = \sqrt{A_c / D_{am}}.$$

где D_{am} – максимальный размер заполнителя, м.

12.2. Разрушение и трещиностойкость бетонов обычной прочности в зависимости от свойств цементного камня

В рамках принятой модели цементный камень бетона можно представить количеством активных физико-химических связей, возникающих в гидратированной массе вокруг $25-42 \cdot 10^{13}$ зерен цементного клинкера, и количеством пор, капилляров и пустот – дефектов структуры. При расходах портландцемента $Q_{ц}$ от 272 до 472 кг/м³ и сравнительно близком количестве воды 227–237 л и концентрации цементного камня $Q_{цк}$ 0,22 число условных активных физико-химических связей SN_{ph-ch} в объеме цементного камня можно количественно выразить через отношение

$$N_{ph-ch} = R_{ц} \cdot Q_{ц} / Q_{цк} = 19,2 - 26,85.$$

Значительную роль в уровне сопротивления деформированию и разрушению бетона играют адгезионные связи матрицы с заполнителями, вид и количество пустот по поверхности контакта с зернами, капилляров в матрице. Гелевые поры, капилляры, трещины и пустоты, заполненные водой, паром, воздухом, являются источником собственных структурных напряжений от действия капиллярных сил. Суммарный объем пустот, степень и цикличность их заполнения – опорожнения в конечном итоге определяют интенсивность деструктивных процессов, затрат упругой энергии. Условная классификация пор и зависимости для расчета их количества приведены в табл. 12.1 и 12.2.

Объем пор геля в цементном камне подсчитан по зависимости табл. 12.2:

$$П_{г} = 0,19a r_{ц} / 1 + r_{ц} \cdot В/Ц,$$

где a – степень гидратации.

Объем капиллярных пор в цементном камне подсчитан по выражению

$$П_{кцк} = В/Ц - 0,23a \cdot 1 + r_{ц} \cdot В/Ц.$$

Общий объем пор подсчитан по формуле

$$\Pi_o = r_u \left(\frac{B}{U} - 0,23a \right) + r_u \cdot \frac{B}{U}.$$

Таблица 12.1

Классификация пор цементного камня по размерам

Размеры диаметров пор						Авторы
1000000 А	10000 А	1000 А	100 А	10 А	А	
10 мкм	1 мкм	0,1 мкм	0,01 мкм	0,001 мкм		
Макропоры		Микропоры (переходные)		Ультрамикропоры		Ф.М. Иванов
Крупные поры	Капиллярные поры	Микрокапиллярные		Гелевые поры		Ю.М. Бутт
Макропоры		Переходные поры		Микропоры		А.В. Волженский
Макропоры (макрокапилляры)		Микропоры (микрокапилляры)		Поры геля		Г. Добролюбов В.Б. Ратинов Т.И. Розенберг
Капиллярные		Контракционные поры		Поры геля		Г.И. Горчаков
Макрокапилляры			Микрокапилляры			А.Е. Шейкин Ю.В. Чеховский М.И. Буссер
Макропоры	Капиллярные поры	Поры между частицами геля	Внутрикристал- литные поры	Межкристал- литные поры		Кондо, Даймонд

Формулы для расчета дифференциальной пористости

Пористость	Цементный камень	Бетон
Гелевая	$П_{г} = \frac{0,29\alpha}{W/C+0,32}$ $П_{г} = \frac{0,19\alpha}{W/C+0,32}$	$П_{г} = \frac{0,20\alpha C}{1000}$ $П_{г} = \frac{0,19\alpha C}{1000}$
Переходная (контракционная)	$П_{п} = \frac{0,09\alpha}{W/C+0,32}$	$П_{п} = \frac{0,19\alpha C}{1000}$
Капиллярная	$П_{к} = \frac{W/C-0,5\alpha}{W/C+0,32}$ $П_{г} = \frac{W/C-0,42\alpha}{W/C+0,32}$	$П_{к} = \frac{W/C-0,5\alpha \cdot C}{1000}$ $П_{к} = \frac{W/C-0,42\alpha \cdot C}{1000}$
Общая	$П = \frac{W/C-0,32\alpha}{W/C+0,32}$ $П = \frac{W/C-0,32\alpha}{W/C+0,32}$	$П = \frac{W/C-0,21\alpha \cdot C}{1000}$ $П = \frac{0,20\alpha \cdot C}{1000}$ $П = \frac{W/C-0,5\alpha \cdot C}{1000} + 0,29\alpha \cdot C$

Рассмотрим разрушение трех видов бетона: обычного вибрированного – серия А, высокопрочного вибрированного – серия Б и центрифугированного – серия В, представленных в табл. 12.3.

Таблица 12.3

Характеристики свойств бетонов

Серия	Шифр состава	Ц, кг	$R_{ц}$, МПа	В/Ц	$R_{б}$, МПа	$\Sigma N_{фх}$	Концентрация цементного камня в бетоне $\varphi_{ц}$	Пористость цементного камня			$K_{1\sigma}$, $^{1/2}$ МПа·м	$\Pi_{об}^{\circ}$, %
								Объем пор геля, %	Капилляры, %	$\Pi_{цк}^{об}$, %		
А	1.1	472	40	0,49	35,0–35,8	26,85	0,29	13,5	27,5	33,0–41,0	0,54–0,59	9
	1.2	333	40	0,67	35,0–37,8	23,7	0,23	12,5	36,0–40,0	47,0–52,5	0,6	19,3
	1.3	272	40	0,85	15,0–16,4	21,0	0,22	10,6	49,0	54–59,6	0,29	21,3
	2.1	287	30	0,56	40,0	19,2	0,25	11,4	32,9–36,0	41,0–44,3	0,64	13,7
	2.2	33,3	40	0,67	25,0–28,6	23,7	0,23	7,69–9,0	36,0–40,0	47,0–49,0	0,56	19,3–19,7
	2.3	286	50	0,76	20,0	28,3	0,22	14,0	45,4–40,0	51,0–59,4	0,42	19,4
	5.1	334	40	0,53	32,7	26,0	0,22	14,5	34,0	39,0–41,7	0,38	14,69
	5.2	360 С-3	40	0,35	52,4	30,0	0,2	18,5	7,7	25,0–30,5	0,59–0,8	9,2
Б	ВБ-1	500 + 55ш С-3	60	0,3	67,5	46,0	0,26	20,0	4,87	24,8	0,62	9,5
	ВБ-2	450 + 45ш С-3	50	0,28	75,0	39,0	0,24	21,0	1,67–1,8	18,0–22,7	0,64	7,86
В	КЦ-1	520	50	0,37	47,7	36,3	0,29	17,8	15,1	32,9	0,83–1,14	11,7
	КЦ-3	544 С-3	50	0,28	56,2	38,9	0,20–0,23	20,5	2,4	22,9	0,86	7,9
	КЦ-4	648 С-3, ПАЩ	50	0,27	41,1	39,2	0,248	20,9	1,4	22,3	1,0–1,16	8,4

Серия А. Обычные тяжелые бетоны классов В15–В40*. Бетоны изготовлены на рядовом портландцементе марки М400. Отдельные серии – кубы $100 \times 100 \times 100$ мм и призмы $100 \times 100 \times 400$ мм изготовлены на портландцементе более высокой активности М500 и на шлакопортландцементе пониженной активности М300. В серии А расходы цемента в бетоне составили от 280 до 470 кг/м^3 – М400; 385 кг/м^3 – М300 и 280 кг/м^3 – М500. Бетоны уложены вибрированием. Выполнены варианты с различным количеством цемента при диапазоне В/Ц от 0,49 до 0,85. На характер поровой структуры цементного камня влияли путем ее модификации добавкой С-3, что позволило снизить В/Ц до 0,35. Формирование структуры цементного камня в основном происходило в процессе тепловлажностной обработки, и как вариант сравнения один состав изготовлен в условиях естественной влажности.

Серия Б. Вибрированные высокопрочные бетоны. Бетоны классов В60 и В75 кубы $100 \times 100 \times 100$ мм и призмы $100 \times 100 \times 400$ мм изготовлены на портландцементе М500 ДО и М600 ДО. Расход цемента 550 кг/м^3 и активных добавок (в виде шлака БМЗ) в количестве $55\text{--}46 \text{ кг/м}^3$. Водоцементное отношение 0,28 и 0,3. Удобоукладываемость достигалась добавкой С-3.

Серия В. Центрифугированные высокопрочные бетоны. Бетоны изготовлены на портландцементе М500. Расход цемента 520 и 550 кг/м^3 . Водоцементное отношение 0,27 и 0,37. Удобоукладываемость достигалась добавкой С-3 и ПАЩ-1. Образцы-призмы секториального сечения $70\text{--}90 \times 400$ выпилены из фрагментов кольцевого сечения наружным диаметром 600 мм.

Рассматривая влияние поровой структуры цементного камня, гелевых пор и капилляров на уровень условных активных сил $SN_{\text{ph-ch}}$ и прочность бетона на сжатие, можно предположить заметно различный характер (см. табл. 12.3, рис. 12.3, 12.4).

Так, при меньшем количестве цемента в матрице ниже уровень условных активных связей, больше количество капиллярных пустот и выше общая пористость. Больше пор и в макрообъеме-бетоне. В составе 1.3 $P^{06} = 21,3 \%$ против 9 % в составе 1.1. Количество

* Класс бетона – числовая характеристика предела прочности на сжатие, МПа, принимаемая с гарантированной обеспеченностью 0,95.

гелевых пор также четко связано с количеством цемента и прочностью бетона, просматривается тенденция уменьшения количества гелевых пор при повышенном уровне условных активных связей. Роль условий твердения (составы 1.2 – У.Т. и 2.2 – Е.Т.) проявилась в несколько большем количестве гелевых пор в бетоне ускоренного твердения. Повышение активности цемента в составе 2.3 с 40 до 50 МПа и расходе 286 кг/м^3 при В/Ц = 0,76 в сравнении с составом 2.2 проявилось в некотором увеличении количества условных активных связей и увеличении гелевых пор вдвое при близком количестве капиллярных пор и равной общей пористости бетона. Применение в составе 2.1 низкомарочного шлакопортландцемента М300 в количестве 385 кг/м^3 при В/Ц = 0,56 (вода 266 л) в сравнении с составом 1.2 – 333 кг/м^3 М400 при В/Ц = 0,67 и 5.1 – 334 кг/м^3 М400 при В/Ц = 0,53 показало, что его структурные характеристики по уровню условной активности связей существенно выше. Несколько меньше количество капилляров и больше гелевых пор. Введение в 360 кг/м^3 цемента М400 пластификатора С-3 – состав 5.2 при В/Ц = 0,35 в сравнении с составами 1.2 – 330 кг/м^3 , В/Ц = 0,67 и 5.1 – 334 кг/м^3 при В/Ц = 0,53 изменило структуру цементного камня и бетона. Заметно увеличился уровень условных активных связей. Уменьшилось количество капилляров и возросло количество пор в геле, уменьшилась и общая пористость и особенно пористость бетона.

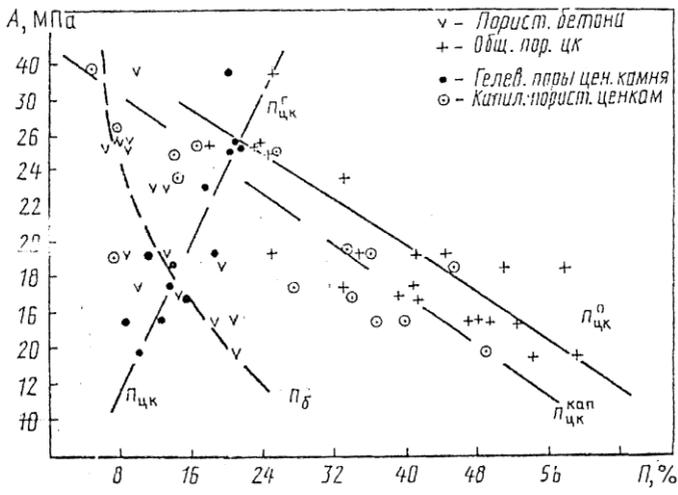


Рис. 12.3. Зависимость уровня суммы физико-химических связей в цементном камне $A = \sum N_{ph-ch}$ от пористости цементного камня и бетона исследованных составов (см. табл. 12.3)

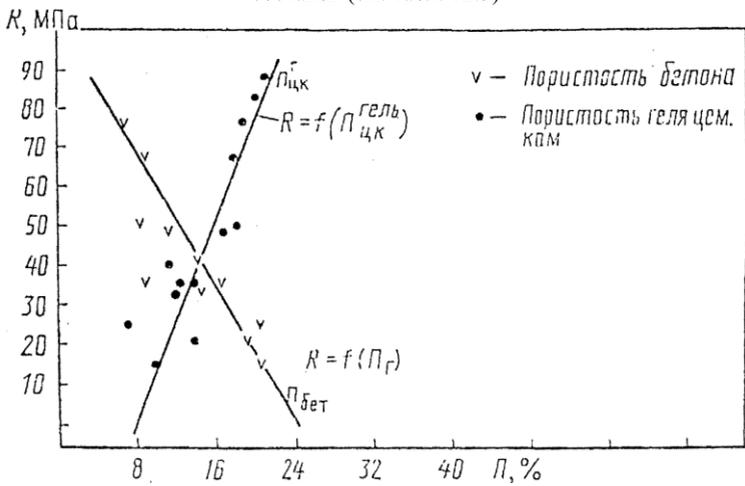


Рис. 12.4. Взаимосвязь прочности и пористости цементного камня и бетона исследованных составов (см. табл. 12.3)

Технологические параметры бетона (количество цемента и его активность, водоцементное отношение, химические пластификаторы) в определенной закономерности влияют на

формирование уровня активных связей в цементном камне и бетоне и соответствующей структуры пустот с ее реактивными внутренними силами, что проявляется в величинах энергетических и силовых параметров. В соответствии с методикой исследований при испытаниях образцов-призм получены ПРДД (рис. 12.5–12.8). Результаты обработки экспериментальных данных по характеристикам прочностных и деформативных свойств, удельной упругой и упругопластичной работы, удельной энергии разрушения, значениям J -интеграла и коэффициентам интенсивности напряжений приведены в табл. 12.4–12.7.

Уровень работы W_m в структурах нагружаемых образцов из бетонов исследуемых составов (см. табл. 12.4) находится в зависимости от условного количества активных связей SN_{ph-ch} (см. табл. 12.3), возникших при твердении цемента, и обратно пропорционален объему пустот, трещиноподобных капилляров и пор с трещинами, создающих реактивные силы в структуре (см. рис. 12.4). Энергозатраты на инициирование разрушения структуры деформируемого бетона G_i находятся в прямой связи с объемом и видом дефектов в цементном камне. Их уровень 5,21 : 7,7 : 9,87 Н/м и объем капиллярных пустот 59,6; 52–41,7; 33–41 % в цементном камне и пустот в бетоне 21,3 %; 11,7–18,7 % и 9 % различной формы и разной степени заполнения их водой и паром подтверждают вероятность различной интенсивности силовых процессов делокализации трещинообразования, формирование локальных зон повышенной концентрации реактивных сил в вершинах трещин в блоках малых объемов и создание микромагистралей, ориентированных в момент срагивания в направлении общей магистральной трещины.

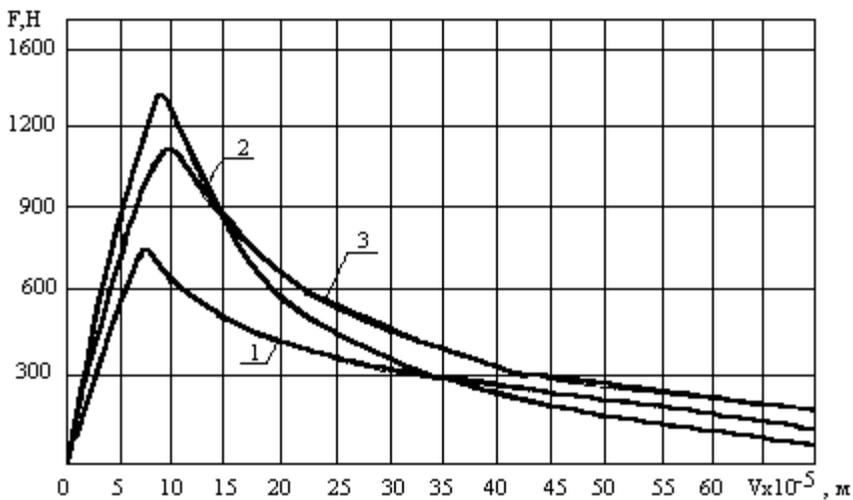


Рис. 12.5. Полностью равновесные диаграммы деформирования тяжелых бетонов с различным расходом вяжущего:
 1 – расход цемента 280 кг/м³; 2 – расход цемента 330 кг/м³;
 3 – расход цемента 470 кг/м³

Важным фактором в процессе старта и движения микромагистралей при формировании зоны предразрушения являются поры геля. Выявлена закономерность роли пор геля как фактора торможения процесса делокализации микро- и субмикротрещин. Чем выше содержание гелевых пор в объеме цементного камня, тем больше требуется затрат энергии на инициирование и страгивание магистральной трещины: $V_{пр} = 10,6\%$ – $G_i = 5,21$ Н/м; $V_{пр} = 12,5\%$ – $G_i = 7,7$ Н/м; $V_{пр} = 13,5\%$ – $G_i = 9,87$ Н/м (см. табл. 12.3, рис. 12.3).

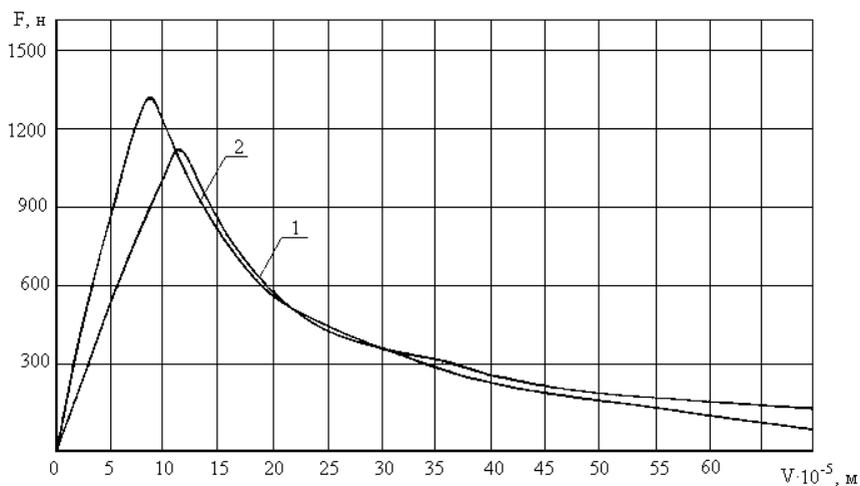


Рис. 12.6. Полностью равновесные диаграммы деформирования тяжелого бетона составов: 1 – состав 2.2 – УЕТ; 2 – состав 1.2 – ТВО

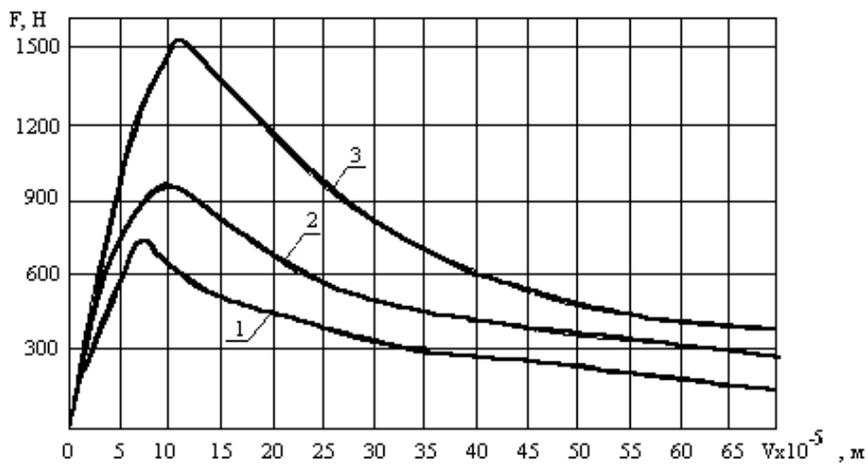


Рис. 12.7. Полностью равновесные диаграммы деформирования тяжелых бетонов на цементах различных марок:
1 – бетон на цементе марки 400; 2 – марки 500;
3 – на шлакопортландцементе марки 300

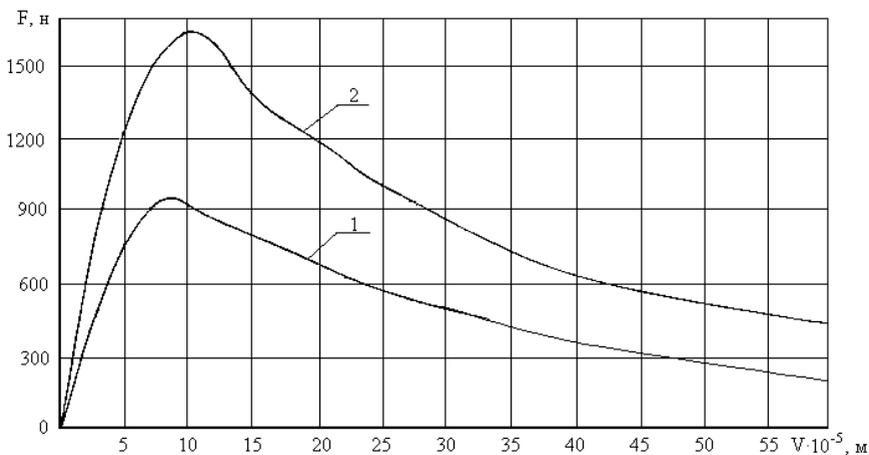


Рис. 12.8. Полностью равновесные диаграммы деформирования тяжелого бетона:
 1 – исходный бетон, состав 5.1; 2 – модифицированный бетон состав 5.2

Гелевые поры можно рассматривать как структурные образования, тормозящие продвижения трещин, объемы, поглощающие упругую энергию.

Вышеизложенные физические и физико-химические процессы, происходящие в напряженной многомасштабной структуре бетона с различным количеством активных и реактивных сил, отображаются и в уровнях энергетических констант бетонов упругопластической вязкости J -интеграла и силовых K_I и K_C . Особенностью инвариантной энергетической характеристики материала J -интеграла является его независимость от формы и размеров сечения образца. При этом в сечении при деформации могут развиваться и пластические зоны, а во всех ситуациях J -интеграл остается неизменным. Величина J -интеграла отражает некоторую среднюю характеристику поля напряжений и деформаций в окрестности вершины трещины. Свойство инвариантности, а также сингулярность напряжений и деформаций позволили принять J -интеграл в качестве критериальной величины для формулировки критерия разрушения. В принятой модели в многочисленных микротрещинах в структуре цементного камня предусматривается их активный докритический рост в локальных объемах в направлении

формирования магистрали и ее страгивания. Магистральная трещина нормального отрыва начинает рас-пространяться, когда инвариантный J -интеграл достигает предельного значения J_{lc} . Величины J_{lc} также четко увязываются со структурными характеристиками составов: чем больше уровень условных активных сил A_{ph-ch} и чем меньше капиллярных пустот и пор в бетоне, тем выше значение J_{lc} , равное 5,78 Н/м, – состав 1.1; 5,02–5,47 – составы 5.1 и 1.2, и равное 2,48 Н/м для бетона состава 1.3. В такой же закономерности изменялись и величины силового критерия трещиностойкости K_I и K_C соответственно 0,54 и 0,59 : 0,38 и 0,6 : 0,29 МН^{3/2} (см. табл. 12.5). Определенным образом в уровне энергетических силовых параметров трещиностойкости проявляется технологический фактор условия твердения (табл. 12.6). При всех прочих равных условиях в образцах, твердевших в естественных условиях, сформировались структуры с одинаковыми параметрами порового пространства в цементном камне и бетоне: общая и капиллярная пористость цементного камня 5,25–47,0 и 47,0–49,0 %, пористость бетона 19,3 и 19,3–19,7 %. Но капиллярных пор в бетоне ускоренного твердения почти вдвое больше – 13 % против 7,6.

Вероятно, этот фактор и стал основной причиной несколько более высокого уровня J_{lc} 5,47 > 4,92 Н/м и K_{Ic} = 0,6 > 0,56 (см. рис. 12.4, табл. 12.5). В составах 2.3 и 1.3 полученные свойства сопротивления бетона развитию трещин заметно зависят от уровня активных сил, возникающих в физико-химических и адгезионных связях, определяемых активностью цемента 40 и 50 МПа. Так, при увеличении активности цемента с 40 до 50 МПа значения $A_{фх}$ возросли с 13,7 до 19,2 МПа, и при величинах В/Ц 0,76 и 0,85 характеристики общей и капиллярной пористости цементного камня оказались практически одинаковыми (см. табл. 12.3), но в составе 1.3 количество демпфирующих развитие трещин гелевых пор оказалось заметно меньше. По-видимому, это положение отразилось на уровне реактивных сил, следствием чего явилось существенное понижение значений J_{lc} , равного 6,87 Н/м для состава 2.3, до 2,81 Н/м для состава 1.3, а также и значений K_{Ic} от 0,42 до 0,29 МН/м^{3/2} (табл. 12.6).

Таблица 12.4

Влияние расхода цемента на силовые и энергетические параметры разрушения тяжелого бетона

Расход цемента, кг/м ³	Прочностные и деформативные характеристики, МПа				Силовые и энергетические параметры разрушения									
	R	R_b	R_{bt}	$E_b \cdot 10^{-4}$	$W_m \cdot 10^{-2}$, Н·м	$W_j \cdot 10^{-2}$, Н·м	$W_l \cdot 10^{-2}$, Н·м	$W_e \cdot 10^{-2}$, Н·м	G_i , Н/м	G_{Fi} , Н/м	J_i , Н/м	K_i , МН/м ^{3/2}	K_c , МН/м ^{3/2}	
280 (состав 1.3)	16,4	15,8	0,81	2,180	0,76	3,17	16,80	2,06	5,21	31,6	2,81	0,34	0,29	
334 (состав 5.1)	32,7	26,5	0,74	2,963	0,86	2,99	18,84	4,85	7,7	34,7	5,02	0,48	0,38	
330 (состав 1.2)	37,8	35,4	1,46	3,913	1,08	8,77	20,07	5,70	11,08	42,2	5,47	0,66	0,60	
470 (состав 1.1)	35,8	27,8	1,23	3,567	0,98	5,91	22,35	4,96	9,67	44,7	5,78	0,59	0,54	

Таблица 12.5

Влияние условий твердения свежетоформованного бетона на его прочность, деформативность и трещиностойкость

Серия образцов	Условия твердения бетона	Прочностные и деформативные характеристики, МПа				Силовые и энергетические параметры разрушения									
		R	R_b	R_{bt}	$E_b \cdot 10^{-4}$	$W_m \cdot 10^{-2}$, Н·м	$W_j \cdot 10^{-2}$, Н·м	$W_l \cdot 10^{-2}$, Н·м	$W_e \cdot 10^{-2}$, Н·м	G_i , Н/м	G_{Fi} , Н/м	J_i , Н/м	K_i , МН/м ^{3/2}	K_c , МН/м ^{3/2}	
2.2.0	УЕТ	28,6	22,5	1,23	3,203	0,61	6,11	6,72	17,82	10,89	36,77	4,92	0,59	0,56	
1.2.0	ТВО	37,8	35,4	1,46	3,913	1,06	5,70	6,77	20,07	11,08	42,2	5,47	0,68	0,60	

Примечание. УЕТ, ТВО – соответственно условия естественного твердения бетона ($T = 293 \text{ K}$, $W > 80 \%$) и режим тепловлажностной обработки бетона.

Влияние активности и вида цемента на прочность, деформативность и трещиностойкость тяжелого бетона

Серия образцов	Марка цемента	Расход цемента, кг/м ³	Прочностные и деформативные характеристики, МПа				Силловые и энергетические параметры разрушения								
			R	R_b	R_{bt}	$E_b \cdot 10^{-4}$	$W_m \cdot 10^{-2}$, Н м	$W_f \cdot 10^{-2}$, Н м	$W_l \cdot 10^{-2}$, Н м	$W_e \cdot 10^{-2}$, Н м	G_i , Н/м	G_F , Н/м	J_i , Н/м	K_i , МН/м ^{3/2}	K_c , МН/м ^{3/2}
2.3.0	500	285	20,4	16,2	1,01	2,861	2,79	3,79	6,58	21,60	10,72	41,35	6,87	0,45	0,42
1.3.0	400	280	16,4	15,4	0,81	2,180	0,76	2,41	3,17	16,8	5,21	31,55	2,81	0,34	0,29
2.1.0	300 ^x	385	44,9	30,1	1,29	3,359	3,65	5,54	9,19	32,63	14,51	60,33	9,60	0,68	0,54

Примечание. 300^x – шлакопортландцемент марки 300 с добавкой гранулированного шлака 53,0 %.

Таблица 12.7

Влияние активности и вида цемента на прочность, деформативность и трещиностойкость тяжелого бетона

Вид бетона, состав	Прочностные и деформативные характеристики, МПа				Силловые и энергетические параметры разрушения								
	R	R_b	R_{bt}	$E_b \cdot 10^{-4}$	$W_m \cdot 10^{-2}$, Н м	$W_f \cdot 10^{-2}$, Н м	$W_l \cdot 10^{-2}$, Н м	$W_e \cdot 10^{-2}$, Н м	G_i , Н/м	G_F , Н/м	J_i , Н/м	K_i , МН/м ^{3/2}	K_c , МН/м ^{3/2}
Бетон без добавки, состав 5.1.0	32,7	26,5	0,74	2,963	0,86	2,99	4,85	18,84	7,70	34,7	5,02	0,48	0,38

Низкая активность цемента компенсировалась пониженным количеством воды 216 л при В/Ц = 0,56. В условиях тепловлажностной обработки в присутствии шлака в составе цемента сформировались структуры с таким балансом активных и реактивных сил, при которых сопротивление зон делокализации микротрещин в блоках повлияло на уровень напряжений в устье трещины. Значение G_i достигло 14,51 Н/м, что на 27 % выше, чем у состава на цементе активностью 50 МПа (см. табл. 12.6). Значения l_c и K_{lc} также оказались более высокими. Структуры бетона, модифицированные суперпластификаторами (состав 5.2), при близких количествах цемента (состав 5.1) и одинаковой его активности позволяют уменьшить количество воды и объемное содержание цементного камня (см. табл. 12.7). При этом уменьшается количество пор в бетоне от 11,7–14,69 до 7,9–9,2 %. Резко уменьшается и количество капиллярных пор (от 34 до 7,7 %). В модифицированном составе возрастает количество гелевых пор, которые можно рассматривать как компенсаторы, тормозящие делокализацию трещин. Следствием этого является изменение площади диаграммы $F-V_i$ работы и энергии, расходуемой на инициирование трещин и старт магистрали (рис. 12.9). При близких уровнях условно активных сил 26,0 и 30,0 МПа величины энергозатрат на делокализацию и инициирование микротрещин и страгивание магистрали различаются более чем в два раза. Значение J_1 составило 12 против 5,02 Н/м, а значение K_c соответственно 0,59 и 0,38 (см. табл. 14.7). Таким образом, трещиностойкость обычных бетонов в значительной степени определяется балансом активных сил связей физико-химической природы, формируемых в структуре цементного камня количеством цемента, его активностью, условиями твердения и видом и количеством реактивных сил, возникающих в капиллярах, трещинах, и процессами делокализации микротрещин в гелевых порах. Важную роль имеют и адгезионные связи в зонах контакта цементного камня и крупного заполнителя.

12.3. Трещиностойкость высокопрочного вибрированного бетона

Под высокопрочными бетонами (high-strength concrete), согласно принятым в рамках международных организаций по строительству ФИП и ЕКБ новым терминам и их определениям, понимаются все

бетоны, имеющие прочность на сжатие в цилиндрах от 60 до 130 МПа (или от 72 до 156 МПа в кубах).

Испытаниям на трехточечный изгиб с получением полностью равновесных диаграмм деформирования были подвергнуты образцы серии Б, ВБ-1, ВБ-2 (см. табл. 12.3). Диаграммы представлены на рис. 12.9, расчетные прочностные, деформативные, силовые и энергетические характеристики бетона приведены в табл. 12.8.

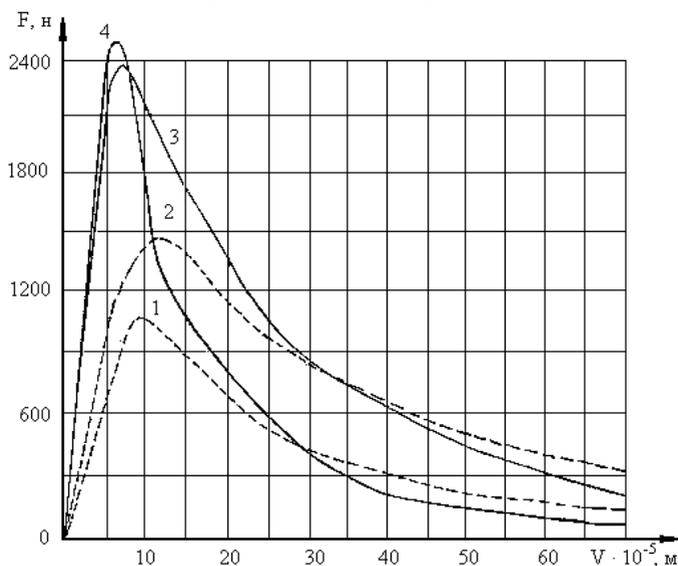


Рис. 12.9. Полностью равновесная диаграмма деформирования: 1 – серия 1.1.0; 2 – 5.2.0; 3 – ВБ – 2

Проведение равновесных механических испытаний образцов с искусственной трещиной в бетоне позволило добиться стабильного характера развития и продвижения магистральной трещины вплоть до полного разрушения. Это подтверждают результаты испытаний, а также плавные, без срывов ниспадающие ветви полностью равновесных диаграмм деформирования.

Анализ численных значений параметров проводили с учетом двух этапов (стадий) деформирования и разрушения бетона: 1 – докритическая стадия разрушения (до момента начала движения магистральной трещины) по параметрам $W_m, W_i, G_e, G_i, J_i, K_i$; 2 – закритическая стадия разрушения (с момента старта трещины и до полного разрушения образца) по параметрам W_i, G_F .

Для сравнения в табл. 12.8 приведены результаты испытаний для бетона прочностью 35,8 и 52,4 МПа (составы 1.1.0 и 5.2.0).

Таблица 12.8

Прочностные, деформативные, силовые и энергетические характеристики
высокопрочного вибрированного бетона

Серии образцов	Прочностные и деформативные характеристики				Силовые и энергетические параметры разрушения									
	R_{li} , МПа	R_{bt} , МПа	R_{btl} , МПа	$R_b \cdot 10^{-4}$, МПа	$W_{m2} \cdot 10^{-1}$, Н м	$W_e \cdot 10^{-2}$, Н м	$W_f \cdot 10^{-2}$, Н м	$W_l \cdot 10^{-2}$, Н м	G_i , Н/м	G_{Fi} , Н/м	J_i , Н/м	K_i , МН/м ^{3/2}	K_c , МН/м ^{3/2}	X
1.1.0	35,8	27,8	1,23	3,66	0,96	4,96	4,91	22,35	9,67	44,7	5,78	0,59	0,54	–
5.2.0	52,4	44,7	1,26	3,642	5,14	6,20	11,34	32,40	17,72	60,3	12,0	0,80	0,59	–
ВБ-1	67,5	39,5	2,88	3,94	3,84	5,81	9,65	50,14	16,15	93,24	11,29	0,80	0,62	0,444
ВБ-2	75,0	43,0	3,02	4,18	1,02	5,84	6,86	31,01	11,44	61,12	6,41	0,69	0,64	0,28

Для высокопрочного бетона серий ВБ-1 и ВБ-2 характерно значительное превышение прочности на растяжение, которая составляет соответственно 2,88 и 3,02 МПа. Рост прочности на растяжение по сравнению с образцами серий 1.1.0 и 5.2.0 составил почти 2,5 раза. Увеличение модуля упругости E_b даже по сравнению с модифицированным бетоном серии 5.2.0 составило 15 %.

Анализ первого этапа деформирования (восходящая ветвь ПРДД) позволяет констатировать, что энергозатраты на стадии микротрещинообразования и формирования концевой зоны магистральной трещины W_m не возросли. Это свидетельствует о том, что диссипативные процессы развития и слияния микротрещин до инициирования квазистатического разрушения в обычном и высокопрочном бетоне происходят без значительных различий. Энергозатраты на упругое деформирование в высокопрочном бетоне серий ВБ-1 и ВБ-2 составили соответственно $5,81 \cdot 10^{-2}$ и $5,84 \cdot 10^{-2}$ Н·м и возросли по сравнению с бетоном серии 1.1.0 не менее чем на 17 %. Таким образом, высокопрочный бетон обладает более высокими упругими свойствами.

Комплексная оценка трещинообразования (способности бетона сопротивляться образованию трещин – докритическая стадия деформирования) производилась по параметрам G_i , J_i , K_i . Удельные энергозатраты на инициирование квазистатического разрушения G_i составили 16,15 Н/м и возросли на 67 %. Квазистатический джейн-интеграл J_i – величина, характеризующая работу пластической деформации и разрушения, а также поле напряжений и деформаций при упругопластическом деформировании вблизи вершины трещины – возрос в 1,5–2 раза. Квазистатический коэффициент интенсивности напряжений K_i высокопрочного бетона также выше аналогичного показателя обычного бетона (на 36 %). Таким образом, для высокопрочного бетона характерно значительное увеличение (в 1,5–2 раза) способности сопротивляться образованию трещин.

Анализ сопротивляемости высокопрочного бетона развитию трещин (закритическая стадия деформирования – ниспадающая ветвь) выполнялся по параметрам W_i , G_F . Энергозатраты на локальное статическое деформирование в зоне магистральной трещины W_i высокопрочного бетона составили $50,14 \cdot 10^{-2}$ Н·м и возросли в 2,2 раза. Удельные эффективные энергозатраты на статическое разрушение высокопрочного бетона $G_F = 93,24$ Н/м, что выше

аналогичного показателя обычного бетона (44,7 Н/м) в 2,1 раза. Таким образом установлено, что сопротивляемость высокопрочного бетона развитию трещин (трещиностойкость) по сравнению с обычным бетоном выше в 2 раза. Однако это увеличение по сравнению с образцами серии 5.2.0 (бетон, модифицированный суперпластификатором С-3 с использованием его водоредуцирующего действия) не столь значительно, а для серии ВБ-2 абсолютно не существенно.

Хрупкость высокопрочного бетона оценивали по критерию хрупкости Черепанова–Райса. Хрупкость образцов бетона серии ВБ-1 выше по сравнению с образцами серий 1.1.0 и 5.2.0 соответственно в 2,4 и 3,1 раза.

12.4. Разрушение, трещиностойкость и морозостойкость высокопрочного центрифугированного бетона во взаимосвязи со структурой

Действие центробежной силы тем значительнее, чем больше радиус и плотность зерна. В связи с этим более крупные зерна прижимаются к наружной поверхности изделия, а мелкие распределяются ближе к его внутренней поверхности. Поэтому центрифугированный бетон отличается от вибрированного неоднородным распределением зерен заполнителя по высоте изделия. При надлежаще подобранном составе бетона на внутренней поверхности стенки элемента образуется корка шлама толщиной 0,5–2 мм, затем идет слой цементного камня, далее – мелкозернистый бетон и затем бетон обычной текстуры.

Такая неоднородность снижает прочность центрифугированного бетона по сравнению с той, какая должна была быть при равномерном распределении зерен заполнителя по всему сечению элемента.

Структуру бетона оценивали на основе данных по кинетике водопоглощения, анализом микроструктуры на оптическом микроскопе для определения интегральной и дифференциальной пористости, на сканирующем электронном микроскопе для выявления особенностей микроструктуры, по изотермам сорбции. Исследования проведены на образцах серии В центрифугированного бетона без добавок (КЦ-1), с добавкой суперпластификатора С-3 в количестве 0,7 % от массы цемента

(КЦ-3), с комплексным модификатором С-3 + ПАЦ-1 (0,7 % + 0,3 %) (КЦ-4) (см. табл. 12.3).

Ввиду анизотропии структуры и текстуры центрифугированного бетона по толщине стенки анализы на оптическом и сканирующем электронном микроскопах проводили по слоям бетона (табл. 12.9–12.11).

Таблица 12.9

Параметры пористости бетона, определенные по кинетике их водопоглощения

Вид образцов	Шифр состава	Водопоглощение по массе	Водопоглощение по объему, %	λ	α
Центрифугированный	КЦ-1	5,66	12,73	2,0	0,9
	КЦ-3	3,66	8,09	0,53	0,8
	КЦ-4	4,65	9,8	1,14	0,9
Вибрированный	КЦ-1	5,21	12,26	1,32	0,9
	КЦ-3	4,18	9,67	0,66	0,9
	КЦ-4	4,37	10,44	0,5	0,9

Примечание. λ и α – показатели среднего размера и однородности размеров открытых капиллярных пор.

Таблица 12.10

Пористость бетонов, определенная в исследованиях на оптическом микроскопе

Шифр состава	Пористость							
	П _о общая	П _д по размерам пор, мкм						
		до	20–	50–	100–	200–	250–	500–
КЦ-1	11,7	52	27	11	6,3	1,4	1,5	0,8
КЦ-1	7,9	41	26	20	8	4	0,8	0,2

КЦ-1	8,1	20	38	30	10	1,5	0,5	–
------	-----	----	----	----	----	-----	-----	---

Примечание. Π_0 и Π_d – соответственно общая и дифференциальная пористость центрифугированного бетона.

Таблица 12.11

Характеристики структуры слоев бетона, полученные в исследованиях на оптическом микроскопе

Шифр состава	Наименование по толщине стенки, см	Пористость, %						
		Π_d по размерам пор, мкм						
		до 20	20–50	50–100	100–200	200–250	250–500	500–1000
КЦ-1	Н	52	23	11	7	2,3	3,3	1,4
	С	44	33	14	7,6	1,4	–	–
	В	66	27	7	–	–	–	–
КЦ-3	Н	47	22	19	7,4	3,4	1	0,2
	В	21	37	27	11	4	–	–
КЦ-4	Н	20	39	38	11	1,5	0,5	–
	С	19	31	42	0	1,5	0,5	–
	В	39	36	22	3	–	–	–

Примечание. Н, С, В – соответственно наружный, средний и внутренний слой центрифугированного бетона по толщине стенки; Π_d – дифференциальная пористость слоев центрифугированного бетона.

Показатель среднего размера пор $\bar{\lambda}$ центрифугированного бетона серии КЦ-3 с добавкой С-3 в четыре раза меньше по сравнению с бетоном серии КЦ-1 без добавок (см. табл. 12.9). Это свидетельствует о снижении капиллярной пористости, характеристикой которой он является, и указывает на возможное повышение морозостойкости, которая в значительной степени определяется размерами и количеством капиллярных пор.

Результаты испытаний подтверждают повышенную морозостойкость бетона с добавкой суперпластификатора. Марка

по морозостойкости центрифугированного бетона серии КЦ-3 составила F 600, тогда как серия КЦ-1 – только F 100. Основой этого эффекта является снижение В/Ц на 25 % в бетонной смеси с добавкой С-3 при равной подвижности с бетонной смесью без добавок.

Для образцов серии К4 и КЦ-4, отформованных вибрированием и центрифугированием, значение $\bar{\lambda}$ составило соответственно 0,5 и 1,14. При этом морозостойкость вибрированных образцов из бетонной смеси, модифицированной С-3 + ПАЩ-1, соответствовала марке F600, а центрифугированных – F400.

Вибрированные образцы серии К1 и К3 характеризовались марками по морозостойкости соответственно F100 и F300. Несколько меньшая морозостойкость центрифугированного бетона с комплексной добавкой определяется избыточным воздухововлечением.

Характеристики пористости, измеренные оптическим методом (см. табл. 12.10, 12.11), свидетельствуют об уменьшении капиллярной пористости в центрифугированном бетоне, модифицированном как суперпластификаторами, так и комплексной добавкой. Кроме того, эти исследования выявили различие в структуре контактной зоны на границе с заполнителем для образцов серии КЦ-1 и серий КЦ-3 и КЦ-4. У образцов серии КЦ-1 прилегание неплотное (зазоры до 200–500 мкм, цепочкообразные поры). Во всех случаях нарушение сцепления наблюдается по контакту, обращенному только к наружной поверхности центрифугированного элемента кольцевого сечения. Контактная зона образцов КЦ-3 и КЦ-4 отличается плотным прилеганием растворной части к крупному и мелкому заполнителю.

При центрифугировании в процессе отжатия шлама при уплотнении бетонной смеси образуются радиально направленные каналы и неравномерно распределяется заполнитель по толщине стенки изделия. Пути миграции влаги, представляющие собой радиально направленные каналы в растворной части внутреннего слоя, в наружном и среднем слоях огибают крупный и мелкий заполнитель. Неплотное сцепление по контакту с заполнителем и его ориентации к наружной поверхности, выявленные в исследованиях структуры, связаны с уплотнением под воздействием

центробежной силы цементного теста и цементного раствора в промежутках между зернами мелкого и крупного заполнителя, что приводит к отделению воды именно у их поверхностей, обращенных в наружную сторону. В бетонных смесях с добавками снизилось водосодержание за счет пластифицирующего эффекта, при этом значение (В/Ц) приблизилось к значению $K_{н.г.}$. Количество свободной жидкости в смеси с добавками значительно меньше, и при центрифугировании фильтрационные каналы либо не образовались вообще, либо стали более тонкими. В этом причина плотной контактной зоны в образцах серий КЦ-3 и КЦ-4. Равномерное распределение заполнителя по толщине стенки указывает на изменение процессов уплотнения в бетоне с использованием суперпластификатора С-3 при формовании центрифугированием. В этом случае меньшую роль играет отжатие и движение свободной воды в уплотняемой смеси и большую – перемещение связанной массы цементного раствора.

Причина указанного явления заключается в реологических свойствах бетонной смеси, когда при использовании водоредуцирующего эффекта суперпластификатора В/Ц бетонной смеси снижается на 25 %, водоцементное отношение близко к значению $K_{н.г.}$. При этом повышается вязкость цементного теста, что исключает сепарацию в процессе центрифугирования и способствует получению более однородного бетона. Этот эффект для центрифугированного бетона наблюдается в определенном рецептурно-технологическом диапазоне.

Анализ характеристик структуры бетона по изотермам сорбции (табл. 12.12) свидетельствует о более значительном разуплотнении при ЦЗО среднего и внутреннего слоев.

Таблица 12.12

Характеристики структуры слоев бетона,
полученные по изотермам сорбции

Серия образцов	Наименование зоны	Пористость, %	
		П, %	П, %
КЦ-3	Н	14,09	11,31

(ЦЗО)	С	15,49	12,83
	В	33,22	26,96
КЦ-4	Н	14,34	11,18
	С	15,40	12,38
	В	20,61	16,66
КЦ-4 (ЦЗО)	Н	14,28	11,92
	С	18,24	15,07
	В	27,04	22,11

Примечание. Н, С, В – соответственно наружный, средний и внутренний слой центрифугированного бетона по толщине стенки.

Новые данные, характеризующие свойства наружного и внутреннего слоев, получены на основании полностью равновесных диаграмм деформирования (табл. 12.13; рис. 12.10–12.12).

Прочностные, деформативные, энергетические и силовые параметры высокопрочного центрифугированного бетона

Серия образца	Слой образца	W_e , Н·м	W_i , Н·м	W_c , Н·м	Ψ_m , %	Ψ_e , %	Ψ_l , %	$E_b \cdot 10^{-4}$, МН/м ²	R_{btf} , МН/м ²	G_i , МН/м ²	G_f , Н·м	K_i , МН/м ³	χ_i
КЦ-1 (конт)	Наруж	0,0595	0,0973	0,575	6,57	10,35	83,08	4,30	5,27	30,03	165,80	1,14	0,64
	Внутр	0,0371	0,0698	0,342	9,56	10,84	79,6	2,74	3,21	25,15	111,53	0,83	0,88
КЦ-1 (ЦЗО)	Наруж	0,094	0,1089	0,764	1,98	12,3	85,8	2,24	4,32	33,60	231,17	0,867	0,161
	Внутр	0,0379	0,047	0,229	6,58	13,9	79,5	1,08	1,66	16,95	77,28	0,428	0,474
КЦ-1	Наруж	0,097	0,0985	0,641	6,47	8,89	84,64	4,43	5,47	30,40	185,12	1,16	0,73
	Внутр	0,059	0,0753	0,405	3,79	14,79	81,42	3,72	4,60	27,12	140,38	1,00	0,256

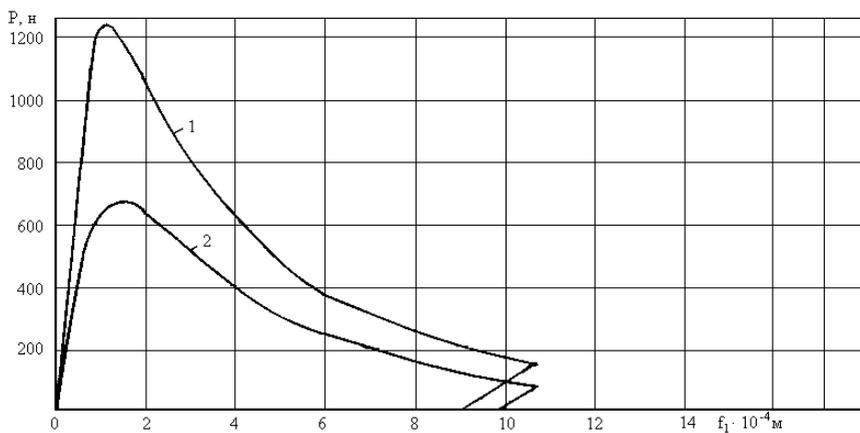


Рис. 12.10. Полностью равновесные диаграммы деформирования
 centrifугированного бетона секции КЦ1;
 1 – при инициирующем разрезе во внутреннем слое призмы;
 2 – при инициирующем разрезе в наружном слое призмы

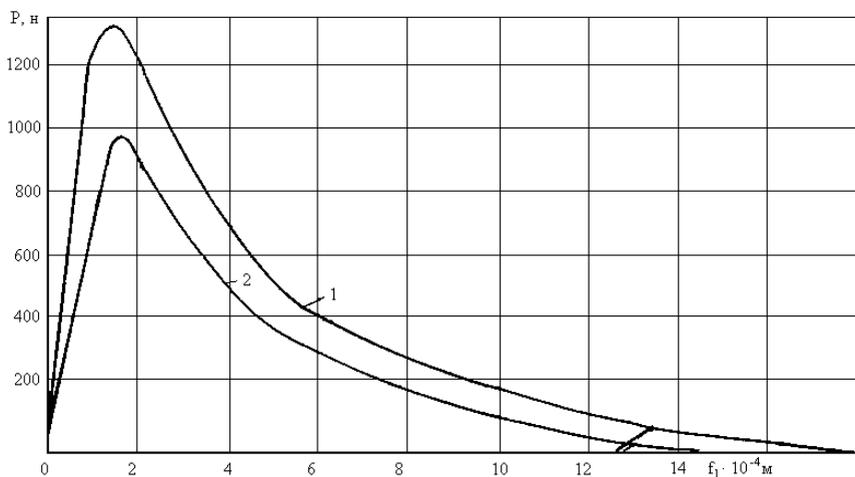


Рис. 12.11. Полностью равновесные диаграммы деформирования
 centrifугированного бетона секции КЦ3;
 1 – при инициирующем разрезе во внутреннем слое призмы;
 2 – при инициирующем разрезе в наружном слое призмы

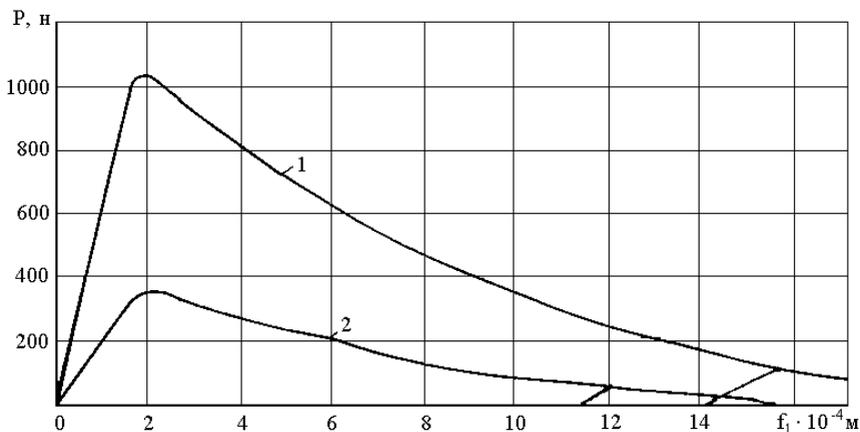


Рис. 12.12. Полностью равновесные диаграммы деформирования центрифугированного бетона секции КЦ1, подвергнутого ЦЗО:
 1 – при инициирующем разрезе во внутреннем слое призмы;
 2 – при инициирующем разрезе в наружном слое призмы

Прочность на растяжение при изгибе наружного слоя центрифугированного бетона без добавок (серия КЦ-1) R_{bif} составляет 5,27 МПа и больше, чем внутреннего слоя (3,21 МПа), в 1,64 раза. Модуль упругости бетона наружного и внутреннего слоев отличается соответственно в 1,57 раза. Трещиностойкость по показателям G_F и K_i наружного слоя (165,8 Н/м, 1,14 МН/м^{3/2}) выше, чем внутреннего (111,53 Н/м, 0,83 МН/м^{3/2}), соответственно в 1,49 и 1,37 раза (см. табл. 12.13).

Центрифугированный бетон серии КЦ-1, подвергнутый циклическому замораживанию и оттаиванию, снизил показатели наружного слоя и внутреннего слоев соответственно: по прочности R_{bif} в 1,22 и 1,93 раза; по модулю упругости E_b в 1,92 и 2,53 раза; по коэффициенту интенсивности напряжений K_i (силовой параметр трещиностойкости) в 1,31 и 1,94 раза (см. табл. 12.13).

Сравнение прочностных, деформативных характеристик, силовых, энергетических параметров разрушения центрифугированных бетонов серии КЦ-1 (бетон без добавок) и КЦ-3 (модифицированный суперпластификатором С-3 бетон) свидетельствует о положительном эффекте водоредуцирующего действия

суперпластификатора, о сближении в свойствах наружного и внутреннего слоев модифицированного бетона (см. табл. 12.13). Если показатели R_{bfr} , E_b , K_i наружного слоя серии КЦ-3 относительно КЦ-1 выросли незначительно (2–4 %), то прирост соответствующих показателей внутреннего слоя составил 43, 36, 20 %. Для образцов серии К-3 характеристики прочности, деформативности и трещиностойкости наружного и внутреннего слоев бетона отличаются только на 16–18 %, что свидетельствует об однородности бетона по толщине стенки изделия.

Некоторые результаты исследований структуры центрифугированного бетона по слоям, выполненные с оптическим и сканирующим электронными микроскопами, представлены на рис. 12.13–12.24.

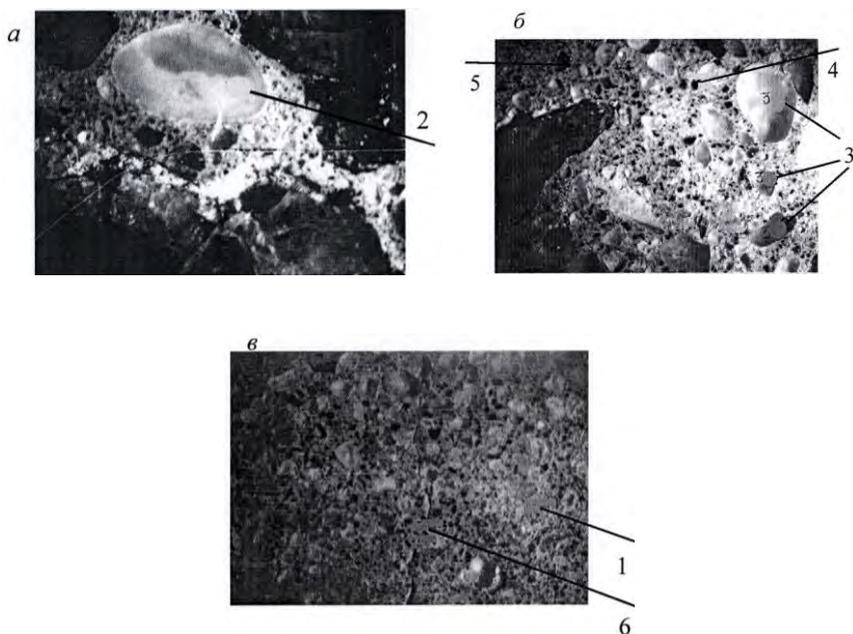


Рис. 12.13. Структура центрифугированного бетона серии КЦ1 (без добавок), макрофото, $\times 20$:

а, б, в – наружный, средний и внутренний слой; *1* – цементный камень; *2* – крупный заполнитель; *3* – мелкий заполнитель; *4* – поры; *5* – дефектный участок контакта; *6* – канал миграции влаги

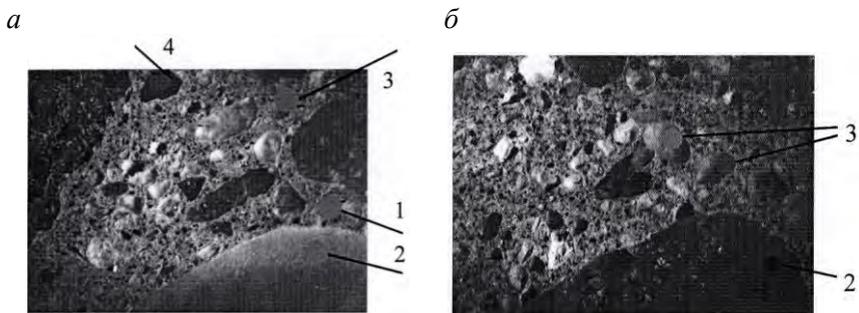


Рис. 12.14. Структура центрифугированного бетона серии КЦ3 (с добавкой С-3), макрофото, $\times 20$: *a* – наружный слой; *б* – внутренний слой. Средний слой (*б*) не показан ввиду однородного распределения заполнителя по толщине стенки. Обозначения см. на рис. 12.13

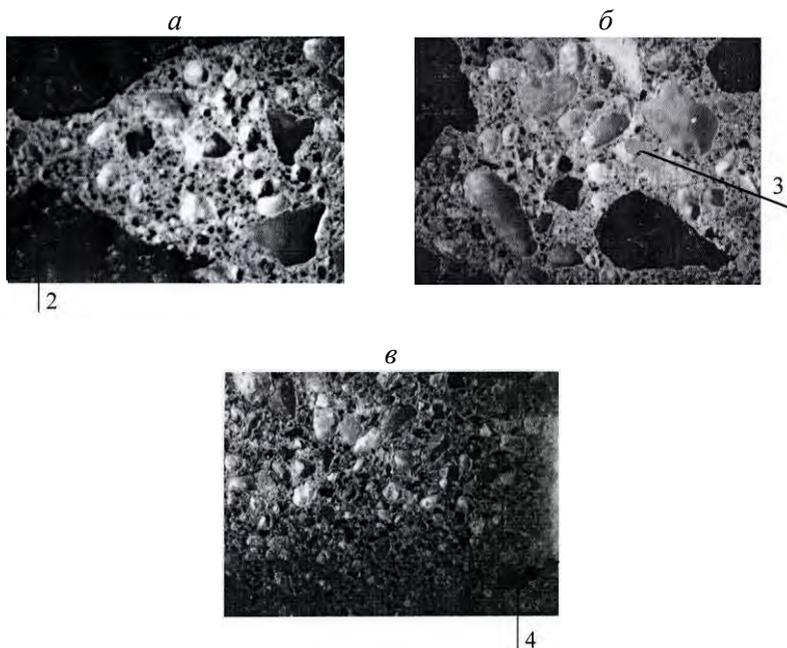


Рис. 12.15. Структура центрифугированного бетона серии КЦ4 (с добавкой С-3 + ПАЩ-1), макрофото, $\times 20$:
a, *б*, *в* – наружный, средний и внутренний слои. Обозначения см. на рис. 12.13

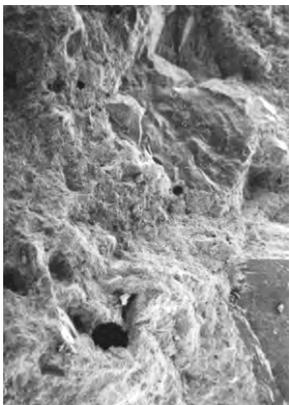
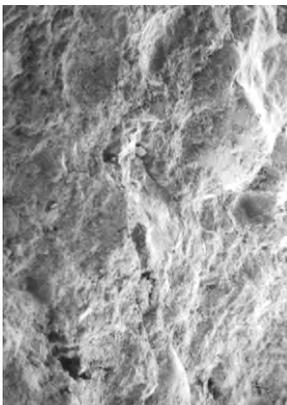
a*б*

Рис. 12.16. Структура центрифугированного бетона серии КЦ1 (без добавки), макрофото, $\times 20$:
a, б – наружный и средний слой

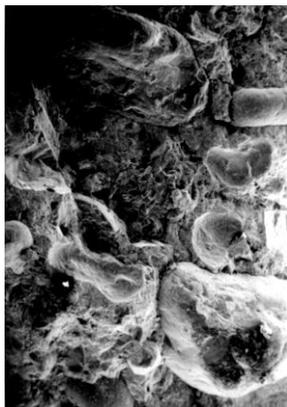
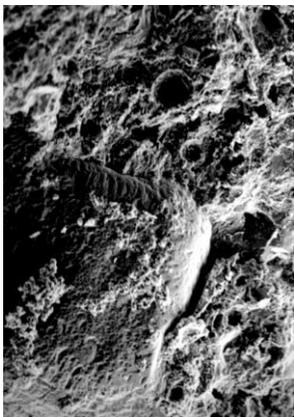
a*б*

Рис. 12.17. Структура центрифугированного бетона серии КЦ1 после двадцати циклов замораживания и оттаивания (ЦЗО), по ускоренной методике, макрофото, $\times 45$:
a, б – наружный и средний слой

а



б

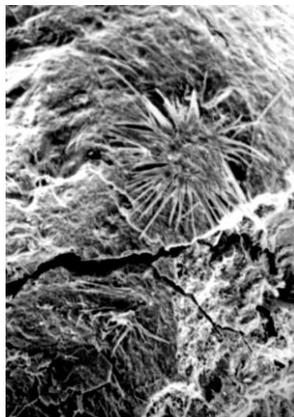


Рис. 12.18. Контактная зона с заполнителем в среднем слое центрифугированного бетона серии КЦ1:
а – до ЦЗО, макрофото, $\times 700$; *б* – после 20 ЦЗО, макрофото, $\times 1500$

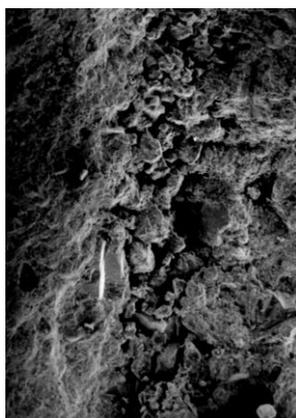


Рис. 12.19. Разрезанный участок цементного камня из внутреннего слоя центрифугированного бетона серии КЦ1, стереопара, $\times 100$

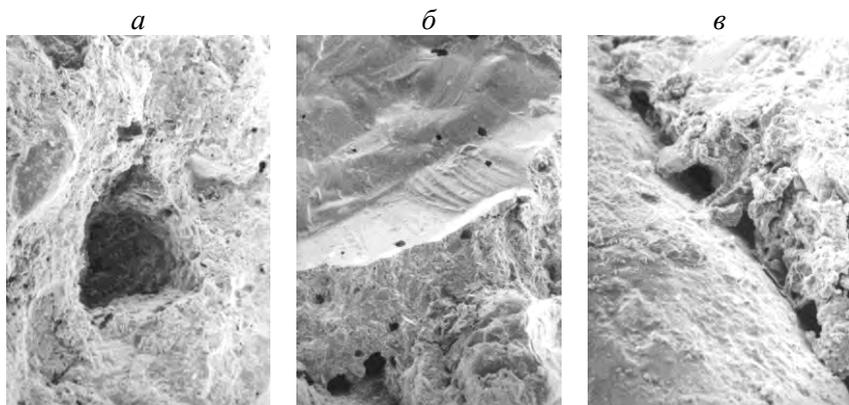


Рис. 12.20. Поры вовлеченного воздуха в центрифугированном бетоне серии КЦ-3: *а* – наружный слой, макрофото, $\times 200$; *б* – средний слой (контактная зона), макрофото, $\times 200$; *в* – внутренний слой (контактная зона), макрофото, $\times 700$

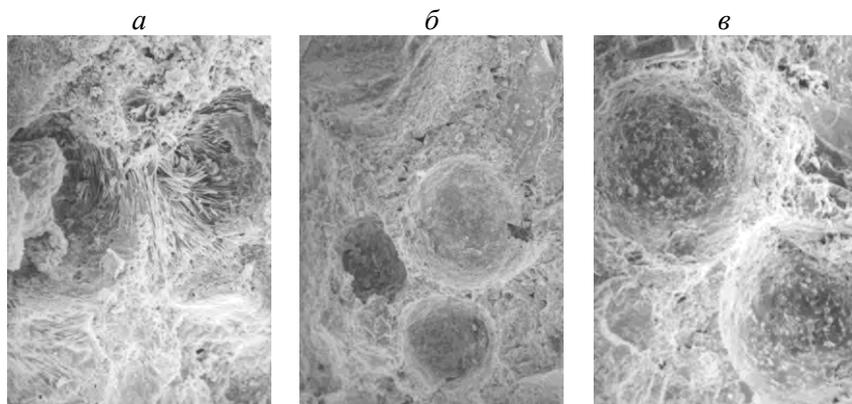


Рис. 12.21. Поры вовлеченного воздуха в центрифугированном бетоне серии КЦ-3 после 30 ЦЗО: *а* – наружный слой, макрофото, $\times 1000$; *б* – средний слой (контактная зона), макрофото, $\times 450$; *в* – внутренний слой (контактная зона), макрофото, $\times 700$

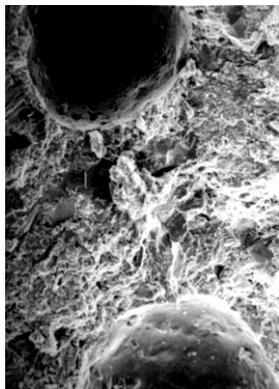


Рис. 12.22. Поры вовлеченного воздуха в среднем слое центрифугированного бетона серии КЦ-4 после 30 ЦЗО, макрофото, $\times 450$

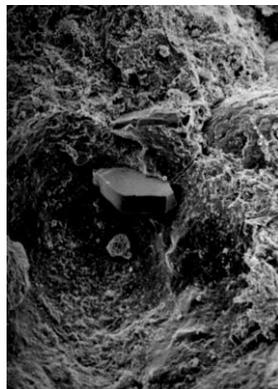
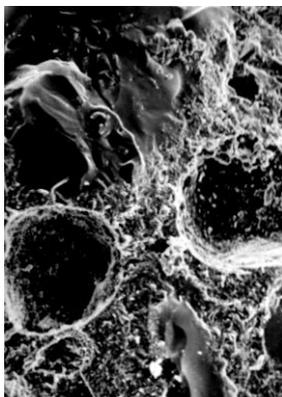


Рис. 12.23. Пора с гексональным кристаллом кальция (средний слой) КЦ-4 после 25 ЦЗО, макрофото, $\times 700$

а



б

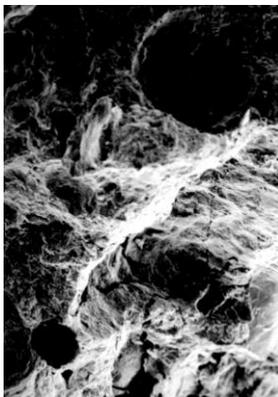


Рис. 12.24. Поры вовлеченного воздуха в центрифугированном бетоне серии КЦ-4 после 25 ЦЗО:

а – наружный слой, макрофото, $\times 700$; *б* – средний слой, макрофото, $\times 150$

Как свидетельствует приведенный анализ исследований методами механики разрушения, их результаты удовлетворительно сопоставимы с данными выполненных анализов текстуры и

структуры центрифугированного бетона, подтверждают выдвинутые ранее гипотезы и расширяют область разработанных рекомендаций не только на прочность и деформативность, но и на трещиностойкость и долговечность центрифугированного бетона. Оценка морозостойкости бетона только по изменению его физико-механических характеристик, определяемых в испытаниях на сжатие, недостаточно информативна и надежна ввиду пониженной однородности бетона по морозостойкости по сравнению с однородностью по прочности. Это связано с тем, что в структуре бетона есть значительное число таких дефектов и микродефектов, которые не влияют на прочность, но проявляются в процессе насыщения бетона водой и его замораживания. В исследованиях морозной деструкции центрифугированного бетона применены неразрушающие методы: по накоплению остаточных деформаций и ультразвуковой импульсный метод (рис. 12.25).

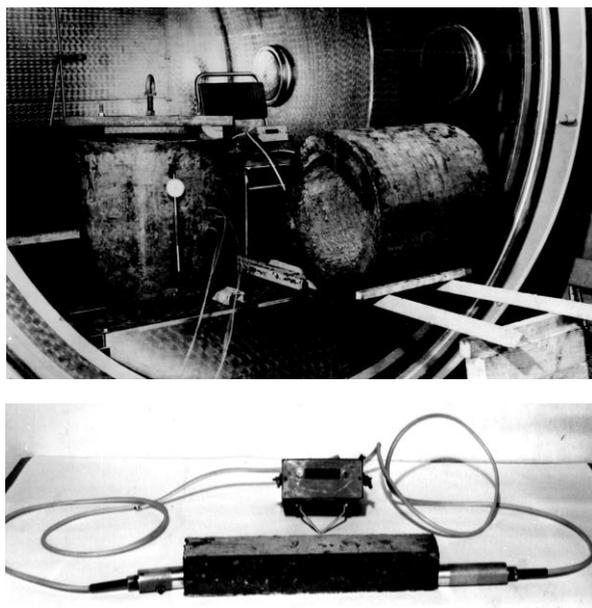


Рис. 12.25. Замер накопленных остаточных деформаций и времени прохождения ультразвукового сигнала в кольцевом элементе и выпиленной призме

В табл. 12.14 и на рис. 12.26 приведены данные по накоплению остаточных деформаций центрифугированных бетонов серий КЦ-1, КЦ-3, КЦ-4 в процессе ЦЗО, замеренных на базе 300 мм в меридиональном направлении по высоте фрагментов кольцевого сечения.

Таблица 12.14

Деформации деструктивного расширения бетона
центрифугированных образцов кольцевого сечения
при циклическом замораживании и оттаивании

№ цикла	Остаточные деформации, $\epsilon = 1 \cdot 10^{-5}$		
	Серия образцов		
	КЦ-1	КЦ-3	КЦ-4
1	4,4	4,2	-1
10	244,4	7,8	21,1
15	442,8	16,2	68,5
20	711,8	-	119,8
25	-	70,2	167,0

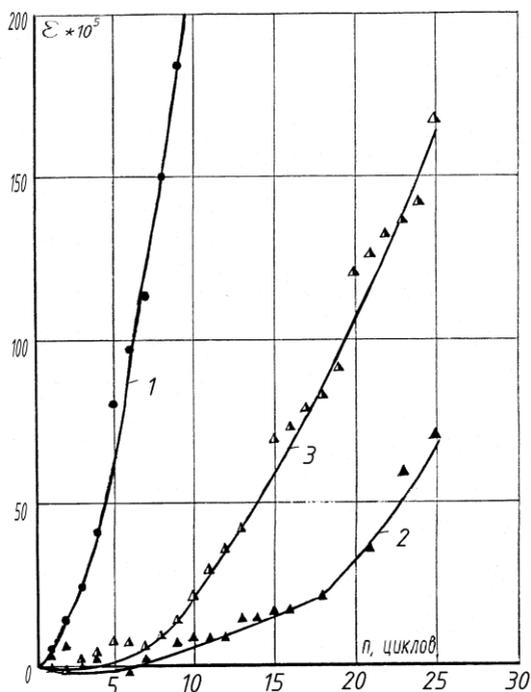


Рис. 12.26. Характер накопления продольных остаточных деформаций в бетоне центрифугированных образцов кольцевого сечения при ЦЗО:
1 – серия КЦ-1; 2 – серия КЦ-3; 3 – КЦ-4

Метод оценки степени морозной деструкции по накоплению остаточных деформаций является одним из ускоренных методов для определения минимальной морозостойкости вибрированного бетона и в настоящее время используется в научных исследованиях. Если для тяжелого бетона принять усредненное значение предельных остаточных деформаций $\epsilon = 1 \cdot 10^{-3}$ (0,1 %), то предел исчерпания морозостойкости центрифугированных бетонных образцов кольцевого сечения наступит: для серии КЦ-1 – через шесть циклов замораживания и оттаивания по ускоренной методике ($\epsilon = 97,2 \cdot 10^{-5}$), КЦ-3 – более чем через 25 циклов ($\epsilon = 70,2 \cdot 10^{-5}$), для КЦ-4 – через 19–20 циклов ($\epsilon = 90,8–119,8 \cdot 10^{-5}$). Снижение на 15 % призмной прочности образцов серий КЦ-1, КЦ-3, КЦ-4, подвергнутых циклическому замораживанию и оттаиванию, происходило соответственно через 5, 30 и 20 циклов. Такое

совпадение свидетельствует о том, что определение морозостойкости бетонов по накоплению остаточных деформаций применимо для ускоренной оценки морозостойкости бетона центробежного формования, как и для обычного тяжелого бетона. Рекомендуется величина предельных остаточных деформаций $\varepsilon = 1 \cdot 10^{-3}$.

Оценка кинетики морозной деструкции ультразвуковым импульсным методом производилась путем продольного прозвучивания ультразвуковым прибором «Бетон-12» центрифугированных образцов кольцевого сечения в оттаянном состоянии при постоянной положительной температуре.

Изменение скорости прохождения ультразвуковых волн через бетон различных серий, подвергнутый циклическому замораживанию и оттаиванию, показано на рис. 12.27.

Преимущество ультразвукового импульсного метода состоит в возможности проследить характер морозного разрушения постоянно и на одних и тех же образцах.

Так, скорость ультразвука в сухих образцах серии КЦ-3 была на 7,1 % выше, чем в образцах серии КЦ-1, что соответствовало относительно большей прочности на 17,8 % и указывало на разницу в капиллярно-пористой структуре бетонов. Полученные результаты свидетельствуют о том, что оценка степени развития морозных деструктивных процессов в центрифугированном бетоне, несмотря на дополнительное водонасыщение в результате микротрещинообразования в бетоне при ЦЗО, вполне допустима, т. к. между скоростью ультразвуковых волн, проходящих через бетон, и его прочностными и деформативными показателями, силовыми и энергетическими параметрами существует корреляционная связь.

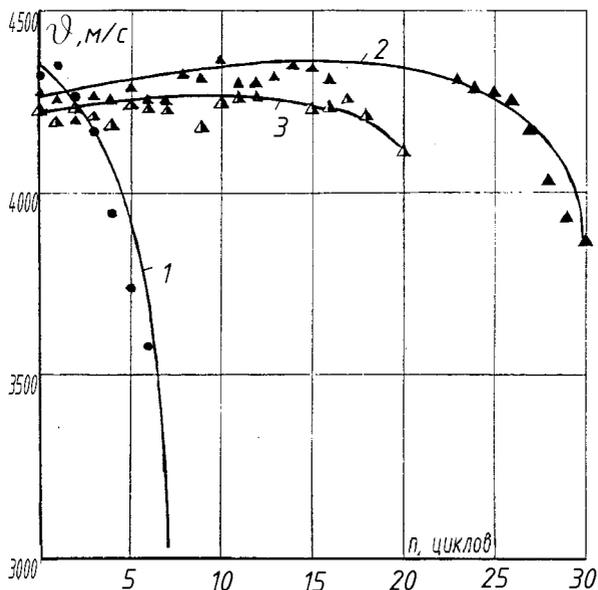


Рис. 12.27. Измерение скорости продольных ультразвуковых волн в бетоне центрифугированных образцов кольцевого сечения при ЦЗО:
1 – серия КЦ-1; 2 – серия КЦ-3; 3 – КЦ-4

12.5. Разрушение и трещиностойкость бетона в зависимости от вида заполнителей и их концентрации в объеме

Сопротивление деформированию, зарождению и развитию трещин в структуре композитного разномасштабного материала от внешних воздействий, как показано выше, обеспечивается физико-химическими связями, возникающими в процессе гидратации цемента. В этом процессе важную роль играют адгезионные силы SN_{adh} на поверхностях контакта зерен заполнителей (песка и щебня), втопленных в цементную матрицу. Состояние поверхности, ее шероховатость и пористость, водоудерживающая способность и количество заполнителей в объеме во многом определяют уровень зонной локальной бло-кировки, сплошности и пористости макро- и микроструктуры бетона и, естественно, сопротивление развитию размеров трещин, а главное – деформирование при движении трещин.

Рассмотрим четыре вида крупных заполнителей фракций 5–20 мм: гранитный щебень, природный гравий, аглопоритовый щебень и керамзитовый гравий.

Составы бетонов с различными видами заполнителей приведены в табл. 12.15 и 12.16. По активности цемента, его количеству 352–342 кг/м³, параметрам $j_{цк} = 0,2$ и $0,16$, $j_{щ} = 0,48–0,45$, при В/Ц = 0,44–0,45 составы Щ-1 и Г-1 наиболее близки составу 5.1 (см. табл. 12.3), что позволяет в анализе результатов опытов использовать и установление закономерности для обосновывающей роли количества крупного заполнителя и состояния его поверхности на трещиностойкость структуры бетона.

Таблица 12.15

Составы бетона по виду и количеству крупного природного заполнителя

Шифр состава	Вид заполнителя	Расход материалов на 1 м ³ бетона, кг				В/Ц	Прочность бетона на сжатие, МПа	Плотность бетона ρ , кг/м ³
		Ц	П	Щ	В			
Щ	Гранитный щебень	35	71	112	15	0,44	25,0	2320
		2	4	5	3			
Г	Природный гравий	34	70	110	15	0,44	25,0	2270
		2	5	2	3			

Примечание. Подвижность бетонных смесей 7 см. Условия твердения – ТВО. Объемная концентрация заполнителя j определялась с учетом межзерновой пустотности КЗ и примерного соотношения составляющих ЦПР и КЗ.

Составы на аглопорите А-1 и А-2 и керамзите К-1 и К-2 по расходу цемента 200–530 кг/м³ и В/Ц = 0,45–0,96 охватывают обширный диапазон $j_{цк} = 0,18–0,28$ и $0,25–0,458$, по содержанию крупного заполнителя $j_{щ} = 0,25–0,35$ (табл. 12.16).

Таблица 12.16

Составы бетона по виду и количеству крупного природного заполнителя

Шифр состава	Вид крупного заполнителя (КЗ)	Расход материала в исходной смеси, кг/м ³				В/Ц	Плотность бетона ρ, кг/м ³	Прочность бетона при сжатии, МПа
		Ц	П	КЗ	В			
А-1 А'-2	Аглопоритовый щебень	19		66	18	0,9	1910 1950	15,0 30,0
		8	891	7	6	4		
		40	902	69	20	0,5		
К-1 К'-2	Керамзитовый гравий	1		5	5	1	1540 1570	10,0 15,0
		22	830	38	21	0,9		
		0	100	8	2	6		
		53	4	46	23	0,4		
		0		9	7	5		

Примечание. Подвижность бетонных смесей 7 см. Условия твердения – ТВО.

Выполнено рассеивание бетона через сито для отделения растворной цементно-песчаной массы и последующее формирование составов:

$$\text{Ц:П:В} = 600 + 1300 + 150 = 2050 \text{ кг/м}^3$$

и

$$\text{Щ } 1/1 = \text{Ц:П:В} + \text{Щ} = 358,6 + 717 + 76 + 1150 = 2310 \text{ кг/м}^3,$$

что приводило к значительному изменению концентрации цементного камня $j_{\text{цк}} = 0,365$ и $j_{\text{цк}}^{\text{шт}1/1} = 0,188$ при равном В/Ц и влияло на общий объем пор в бетоне (7,7 %) (табл. 12.17). В зависимости от количества цемента и воды и степени гидратации цемента формировалась структура гелевого состава пор и капилляров

в цементном камне и поровое пространство в бетоне. Таким образом, в структуре новых составов возникла несколько иная система активных и реактивных сил, обеспечивающих уровень трещиностойкости бетона, зависящий от известной площади адгезионных контактов со щебнем.

Таблица 12.17

Объемное содержание природных заполнителей в составах бетонов

Шифр образцов	Примерное соотношение составляющих бетонной смеси, %		Объемная концентрация КЗ, ф	Плотность бетонного образца ρ , кг/м ³
	цементно-песчаный раствор (ЦПР)	крупный заполнитель (КЗ)		
Щ ЦПР	100	0	0	2050,0
Щ 1/1	50	50	0,353	2310,0
Щ 1/3	25	75	0,621	2420,9
Г ЦПР	100	0	0	2079,4
Г 1/1	50	50	0,375	2264,6
Г 1/3	25	75	0,643	2370,0

Примечания. Получение составляющих бетонных смесей достигалось путем просеивания через сито № 5 исходной смеси на растворную часть (ПР) и крупный заполнитель (КЗ). Объемная концентрация j определялась с учетом межзерновой пустотности заполнителя и примерного соотношения составляющих ЦПР и КЗ.

Таблица 12.18

Объемное содержание заполнителей в составах легких бетонов

Шифр образцов	Примерное соотношение составляющих бетонной смеси, %		Объемная концентрация КЗ, ф	Плотность бетонного образца ρ , кг/м ³
	цементно-песчаный раствор (ЦПР)	крупный заполнитель (КЗ)		
А ЦПР	100	0	0	2035,4
А 1/1	50	50	0,310	1895,6

А 1/3	25	75	0,580	1751,3
А ЦПР	100	0	0	2135,5
А 1/1	50	50	0,310	1944,5
А 1/3	25	75	0,580	1813,5
К ЦПР	100	0	0	2022,9
К 1/1	50	50	0,293	1617,9
К 1/3	25	75	0,579	1174,4
К ЦПР	100	0	0	2148,6
К 1/1	50	50	0,293	1646,9
К 1/3	25	75	0,579	1493,9

Примечание. Получение составляющих бетонных смесей достигалось путем просеивания исходной смеси через сито № 5 на растворную часть (ЦПР) и крупный заполнитель (КЗ).

Испытания на определение трещиностойкости бетона проведены по методике ГОСТ 29167-91. Результаты испытаний в виде ПРДД приведены на рис. 12.28–12.32 и табл. 12.19–12.21.

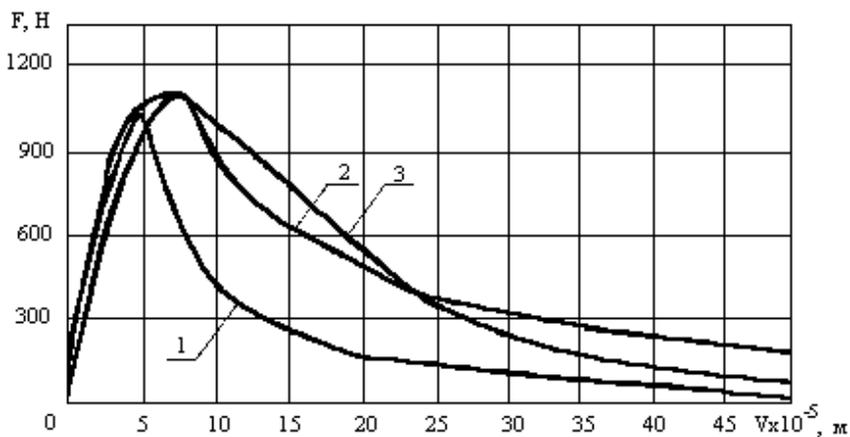


Рис. 12.28. Полностью равновесные диаграммы деформирования бетонов на гранитном щебне: 1 – цементно-песчаный раствор (ЦПР) – 100 %; 2 – ЦПР – 50 %; 3 – ЦПР – 25 %; щебень – 75 %

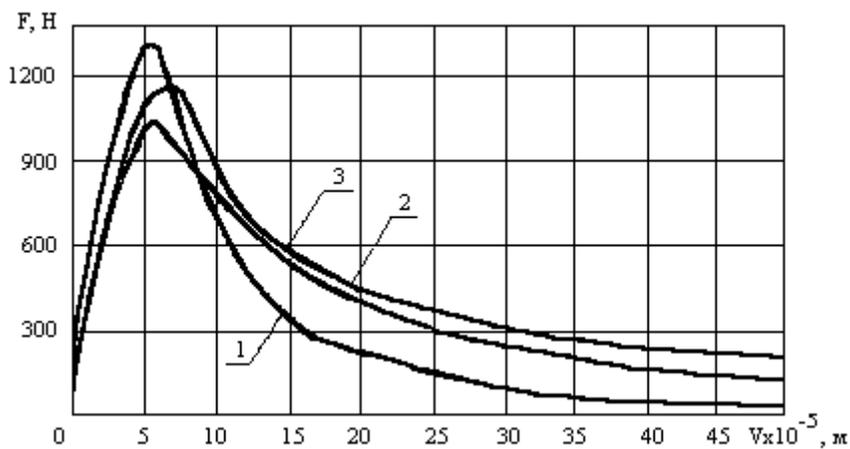


Рис. 12.29. Полностью равновесные диаграммы деформирования бетонов на гравии:
 1 – цементно-песчаный раствор (ЦПР) – 100 %; 2 – ЦПР – 50 %; гравий – 50 %;
 3 – ЦПР – 25 %; гравий – 75 %

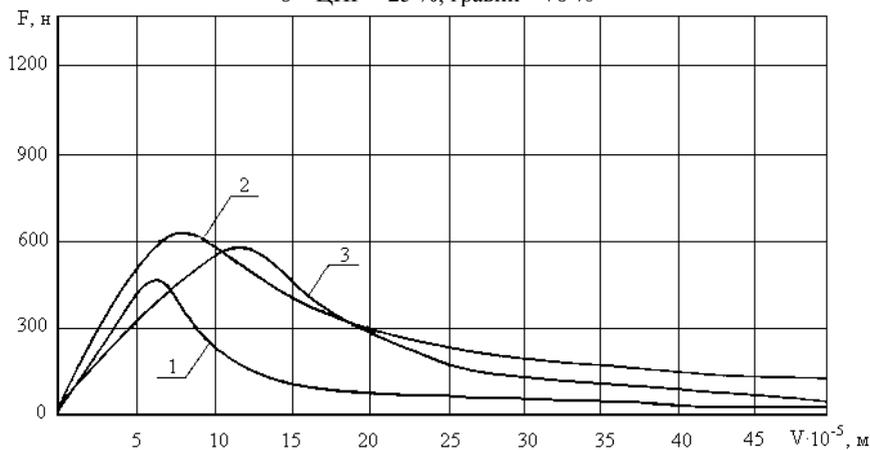


Рис. 12.30. Полностью равновесные диаграммы деформирования аглопоритобетона
 состава А: 1 – цементно-песчаный раствор (ЦПР) – 100 %; $\varphi = 0$;
 2 – ЦПР – около 50 %; аглопорит – около 50 %; $\varphi = 0,310$;
 3 – ЦПР – около 25 %; аглопорит – около 75 %; $\varphi = 0,580$

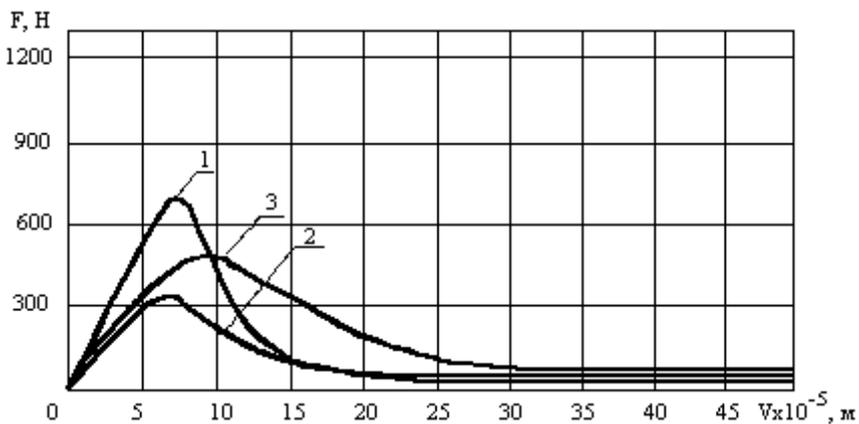


Рис. 12.31. Полностью равновесные диаграммы деформирования керамзитобетона состава К (см. табл. 12.20 и 12.22):
 1 – цементно-песчаный раствор (ЦПР) – 100 %; $\varphi = 0$;
 2 – ЦПР – 50 %; $\varphi = 0,365$;
 3 – ЦПР – 25 %; $\varphi = 0,633$

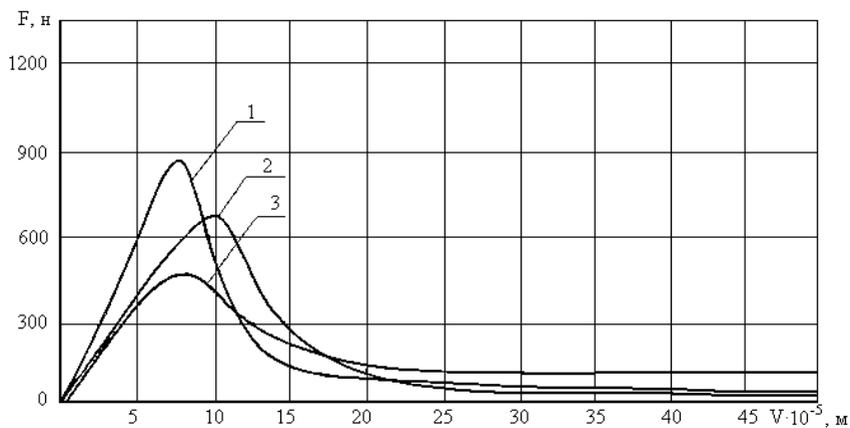


Рис. 12.32. Полностью равновесные диаграммы деформирования аглопоритобетона состава К': 1 – цементно-песчаный раствор (ЦПР) – 100 %; $\varphi = 0$;
 2 – ЦПР – около 50 %; керамзит – около 50 %; $\varphi = 0,365$;
 3 – ЦПР – около 25 %; керамзит – около 75 %; $\varphi = 0,633$

Таблица 12.19

Влияние вида заполнителя на прочностные,

деформативные характеристики и энергетические,
силовые параметры трещиностойкости бетона

Вид заполнителя в бетоне	Прочностные и деформативные параметры, МПа			Энергетические и силовые параметры трещиностойкости		
	R	R_b	$E_b \cdot 10^{-4}$	$W_m \cdot 10^{-2}$, Н·м	$W_e \cdot 10^{-2}$, Н·м	$W_f \cdot 10^{-2}$, Н·м
Щебень (Щ)	20,8–24,5	16,2–18,3	1,920–2,458	2,79–1,44	3,79–4,12	21,60–15,80
Гравий (Г)	21,2–28,1	15,9–20,9	2,573–2,921	0,54–1,88	2,40–2,60	14,62–20,70
Аглопорит (А)	20,6–38,4	18,5–33,6	1,778–2,406	0,10–1,78	3,58–4,53	7,63–15,11
Керамзит (К)	23,0–19,1	18,4–18,3	1,875–1,634	0,94–0,56	2,58–3,21	3,71–6,30
Вид заполнителя в бетоне	Энергетические и силовые параметры трещиностойкости					
	G_i Н/м	G_{Fi} Н/м	J_i Н/м	K_i МН/м ^{3/2}	K_c МН/м ^{3/2}	
Щебень (Щ)	10,72–8,79	41,35–31,49	6,87–5,07	0,45–0,49		0,40–0,42
Гравий (Г)	4,61–7,21	26,75–37,88	2,43–4,79	0,35–0,46		0,34–0,39
Аглопорит (А)	5,95–10,45	18,18–32,52	2,63–6,16	0,33–0,50		0,32–0,41
Керамзит (К)	5,67–6,05	10,14–15,21	3,34–3,9	0,33–0,31		0,26–0,29

Таблица 12.20

Влияние вида и количества крупного заполнителя на факторы разрушения бетона на щебне и гравии

Вид крупного заполнителя	Объемная концентрация КЗ ϕ	Прочностные и деформативные характеристики, МПа			Силовые и энергетические параметры трещиностойкости							
		R	R_b	$E_b \cdot 10^{-4}$	$W_m \cdot 10^{-2}$ Н·м	$W_e \cdot 10^{-2}$ Н·м	$W_i \cdot 10^{-2}$ Н·м	G_i Н/м	G_F Н/м	J_i Н/м	K_i МН/м ^{3/2}	K_c МН/м ^{3/2}
Гранитный щебень	0,0	23,0	17,2	2,674	0,33	2,89	7,88	5,25	17,58	2,83	0,38	0,36
	0,353	24,5	18,3	2,758	1,44	4,12	15,80	8,79	31,49	5,07	0,49	0,42
	0,621	35,7	26,2	3,2–5	2,36	3,36	15,84	9,16	30,77	5,38	0,54	0,43
Природный гравий	0,0	28,5	21,1	2,938	1,60	2,73	10,02	7,09	20,88	4,59	0,48	0,36
	0,375	28,	20,	2,921	1,87	2,60	20,90	7,21	37,8	4,79	0,46	0,35

	0,643	1 21, 2	9 15, 9	2,573	0,54	2,40	14,62	4,61	8 26,7 5	2,43	0,35	0,31
--	-------	---------------	---------------	-------	------	------	-------	------	----------------	------	------	------

289

121

Влияние вида заполнителя на трещиностойкость близких по прочности бетонов

Вид крупного заполнителя в бетоне	R , МПа	$E_b \cdot 10^{-4}$, МПа	Силовые и энергетические параметры трещиностойкости бетона										
			$W_m \cdot 10^{-2}$, Н м	$W_e \cdot 10^{-2}$, Н м	$W_i \cdot 10^{-2}$, Н м	$W_c \cdot 10^{-2}$, Н м	G_i , Н/м	G_F , Н/м	J_i , Н/м	K_i , МН/м ^{3/2}	K_c , МН/м ^{3/2}	$\frac{W_m - W_e}{W_c}$, %	W_i / W_c , %
Щ $\Phi_{цк} = 0,2$ $\Phi_{щ} = 0,48$	24,5	2,758	1,44	4,12	15,80	21,36	8,79	31,49	5,07	0,49	0,42	26,0	73,9
Г $\Phi_{цк} = 0,16$ $\Phi_{щ} = 0,485$	21,2	2,573	0,54	2,40	14,62	17,55	4,61	26,75	2,43	0,46	0,35	16,8	83,3
А $\Phi_{цк} = 0,18-0,28$ $\Phi_{щ} = 0,35-0,35$	20,8	1,778	0,89	3,58	7,63	12,12	5,95	18,18	2,63	0,33	0,32	38,9	83,0
К $\Phi_{цк} = 0,25-0,35$ $\Phi_{щ} = 0,25-0,29$	23,0	1,875	0,94	2,58	3,71	7,23	5,67	10,14	3,34	0,33	0,28	48,7	51,3

Характер деформирования бетонов с различными видами крупного заполнителя имеет особенности, присущие каждому из них. При примерно равной концентрации цементного камня (0,18–0,25) (кроме $K_2=0,45$) и близких величинах общей пористости бетона (13–20 %) в структуре сформированы существенно различающиеся системы активных связей и реактивных сил. При этом как в активных, так и в реактивных связях преобладают адгезионные силы.

На этапе упругого деформирования упругая энергия затрачивается на создание напряжений в активных связях цементной матрицы, на адгезионные контакты с заполнителями и реактивные силы в вершинах трещин в капиллярах, пустотах, порах. С ростом напряжений усиливаются процессы делокализации трещин в блоках структуры, их движение в зоны инициирования предразрушения. При равных значениях $\varphi_{\text{щ}}$ в структурах бетона с контактами цементной матрицы к гранитному щебню с шероховатой поверхностью граней зерен заметно выше, чем в структурах бетона с зернами почти шлифованного гравия $W_{\text{ещ}} = 3,79\text{--}4,12 > W_{\text{гр}} = 2,4\text{--}2,6 \text{ Н}\cdot\text{м}$ (см. табл. 12.19). И еще выше уровень затрачиваемой работы в структурах с зернами ноздреватого аглопорита $W_{\text{га}} = 3,59\text{--}4,53 \text{ Н}\cdot\text{м}$ (см. табл. 12.19). Роль адгезионных сил между матрицей и зернами керамзита очевидна. Контакт матрицы с зернами керамзита имеет высокий адгезионный уровень. Однако в опытах этот эффект погашается низкой прочностью керамзита и малым содержанием его зерен $\varphi_{\text{щ}} = 0,25\text{--}0,29$, против аглопорита 0,35 и щебня 0,48. Этап инициирования разрушения, объединения микротрещин и страгивания магистральной макротрещины объединяет в себе максимальную концентрацию напряжений в вершинах микротрещин в дефектах структуры: капиллярах, порах и пустотах, в контактных зонах матрицы с заполнителями. Баланс реактивных и активных сил в физико-химических связях цементного камня в зонах формирования вершины главной магистральной макротрещины в момент ее страгивания зависит от количества цемента, прочности матрицы и структуры дефектов в ней в виде пустот и количества заполнителя. На ПРДД четко обозначены уровни критической силы P_c в зависимости от этих параметров и характер движения магистральной трещины по структуре бетона, матрице и зернам заполнителей (см. рис. 12.28–12.32). Чем больше зерен заполнителя щебня ($\varphi_{\text{щ}}$) с развитой поверхностью на пути движения трещины, тем

выше вязкость разрушения и энергозатраты. Адгезионный фактор – слабое сцепление цементно-песчаного раствора с относительно гладкой поверхностью зерен гравия проявился в обратном: чем больше слабых плоскостей контакта матрицы и зерен ($\varphi = 0,643$), тем меньше затрат энергии на старт магистральной трещины $G_i = 4,61$ Н/м против $7,21$ Н/м при содержании зерен гравия $\varphi = 0,375$ (см. табл. 12.20).

Роль количества и формы пустот в матрице цементного камня в составах бетона со щебнем и гравием на этом этапе проявилась в равной степени, т. к. их количество практически равное.

Анализируя явление адгезионного фактора на трещиностойкость бетона при использовании зерен ноздреватого аглопорита, необходимо иметь в виду, что состав А имеет $\varphi_{\text{цк}} = 0,28$, а $\varphi_{\text{щ}} = 0,356$, меньше чем $0,48$, для состава со щебнем и гравием – равное $0,45$ и большее значение В/Ц = $0,51$ против $0,44$.

Важными факторами реактивной составляющей в составах А и А' являются значительная пустотность зерен и повышенная пористость цементного камня $40\text{--}63\%$ при общей пористости бетона $18\text{--}21\%$. Эти факторы явились причиной повышенной трещиностойкости аглопоритобетона. Вариации факторов пустотности зерен, цементного камня и адгезионной составляющей объясняют соответствующий уровень энергозатрат на процессы делокализации трещин в блоках структуры при различном количестве цементного камня, развития микротрещин в вершинах капилляров, пор и пустотах заполнителей при их разном объемном содержании. В составах А и А' удельные затраты работы на упругое деформирование при концентрации зерен $\varphi_{\text{щ}} = 0,31$ больше, чем при концентрации $\varphi_{\text{щ}} = 0,58$, вследствие того, что относительно большее количество более прочного раствора привело к увеличению количества активных связей не только при несколько пониженном уровне адгезионных связей, но и относительно меньшем количестве инициаторов роста напряжений в пустотах зерен. С увеличением $\varphi_{\text{щ}}$ возрастает уровень реактивных сил в структурных трещинах в зернах и в цементном камне, что, вероятно, понижает роль адгезионных сил. Изложенные соображения подтверждаются и в анализах величин удельных энергозатрат на упругое деформирование G_i и полных энергозатрат G_F и по величинам констант K_C (табл. 12.22). Аналогичные явления имеют место в процессе деформирования

керамзитобетона, на этапе делокализации трещин в матрице и в зернах и этапе инициирования разрушения, на этапе формирования и предразрушения, старта и движения магистральной трещины по структуре, матрице, околосерновым зонам и зернам.

Таблица 12.22

Влияние объемной концентрации крупного заполнителя
на трещиностойкость аглопоритобетона

Состав исходного бетона	Объемная концентрация КЗ ф	Прочностные и деформативные характеристики , МПа			Силовые и энергетические параметры трещиностойкости							
		R	R_b	$E_b \cdot 10^{-4}$	$W_m \cdot 10^{-2}$, Н·м	$W_e \cdot 10^{-2}$, Н·м	$W_i \cdot 10^{-2}$, Н·м	G_i Н/м	G_F Н/м	J_i Н/м	K_i МН/м ^{3/2}	K_c МН/м ^{3/2}
Состав А	0,0	14,6	13,1	1,479	0,30	1,33	2,75	2,69	6,75	1,4 3	0,20	0,18
	0,310	20,6	18,5	1,778	0,89	3,58	7,63	5,95	18,8	2,6 3	0,33	0,32
	0,580	16,9	15,2	1,605	1,00	2,91	5,15	6,19	12,7 5	3,6 0	0,32	0,27
Состав А'	0,0	30,8	27,8	2,128	0,80	2,33	5,35	5,15	12,6 5	2,9 7	0,33	0,29
	0,310	36,8	33,1	2,271	2,56	5,01	11,19	12,2 3	26,1 9	7,7 1	0,53	0,43

	0,580	15,8	14,3	1,551	1,01	3,68	7,89	7,85	18,8 8	4,2 2	0,35	0,31
--	-------	------	------	-------	------	------	------	------	-----------	----------	------	------

Примечание. Составы А и А' – исходные аглопоритобетоны с прочностью при сжатии соответственно 15 и 30 МПа, на основе которых получены бетоны с различной концентрацией заполнителя ф.

Влияние объемной концентрации крупного заполнителя
на трещиностойкость керамзитобетона

Состав исходного бетона	Объемная концентрация КЗ ф	Прочностные и деформативные характеристики , МПа			Силовые и энергетические параметры трещиностойкости							
		R	R_b	$E_b \cdot 10^{-4}$	$W_m \cdot 10^{-2}$ Н·м	$W_e \cdot 10^{-2}$ Н·м	$W_i \cdot 10^{-2}$ Н·м	G_i Н/м	G_F Н/м	J_i Н/м	K_i МН/м ^{3/2}	K_c МН/м ^{3/2}
Состав К-1	0,0	17,3	13,8	1,626	0,28	0,62	2,66	4,9 9	9,09	2,4 1	0,29	0,26
	0,365	11,2	9,0	1,258	0,22	1,06	2,05	2,0 8	5,03	3,0 2	0,16	0,15
	0,633	6,7	5,4	0,880	0,99	1,60	4,40	4,3 7	10,1 1	2,8 7	0,20	0,16
Состав К'-2	0,0	28,6	22,9	2,483	0,52	2,93	4,25	5,5 6	11,5 4	2,9 1	0,37	0,34
	0,365	23,0	18,4	1,875	0,94	2,58	3,71	5,8	10,1	3,3	0,33	0,28

								7	4	4		
	0,633	10,0	8,0	1,168	0,75	1,57	9,20	3,7 2	17,2 9	2,3 1	0,21	0,18

Примечание. Составы А и А' – исходные керамзитобетоны с прочностью при сжатии соответственно 10 и 15 МПа, на основе которых получены бетоны с различной концентрацией заполнителя.

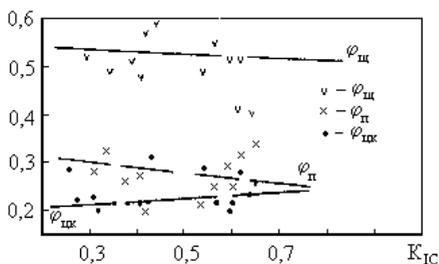


Рис. 12.33. Зависимость K_{1c} от объемного содержания в бетоне цементного камня $\varphi_{цк}$, песка $\varphi_{п}$ и щебня $\varphi_{щ}$

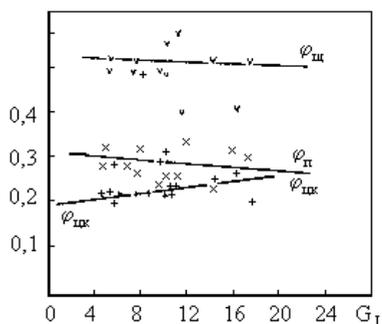


Рис. 12.34. Зависимость G_I от объемного содержания в бетоне цементного камня $\varphi_{цк}$, песка $\varphi_{п}$ и щебня $\varphi_{щ}$

Наиболее вероятными являются факторы объемного содержания зерен с внутренними пустотами, обладающими активностью к развитию микротрещин в своей структуре и влияющими на уровень параметров трещиностойкости, уровень активных связей в матрице, уровень реактивных сил в ней. Баланс этого фактора подтверждается величинами удельных энергозатрат на упругое деформирование и квазистатическое страгивание макротрещины G_I для состава K_1 при В/Ц = 0,96, объемной концентрации $\varphi_{цк} = 0,25$ и $\varphi_{щ} = 0,365$ составляет 2,08 Н/м. При увеличении $\varphi_{щ}$ до 0,633 величина G_I возрастает до 4,37 Н/м. Для состава К-2 при В/Ц = 0,45 $\varphi_{цк} = 0,25$ и $\varphi_{щ} = 0,365$ энергозатраты на инициирование разрушения составляют 5,87, что значительно выше, чем G_I при увеличенной объемной концентрации $\varphi_{щ} = 0,633$ (табл. 12.23).

Зависимости параметров трещиностойкости бетонов K_{1c} , G_I и G_F от вида и количества крупного заполнителя показаны на рис. 12.33 и 12.34 и объемных диаграммах рис. 12.35–12.40.

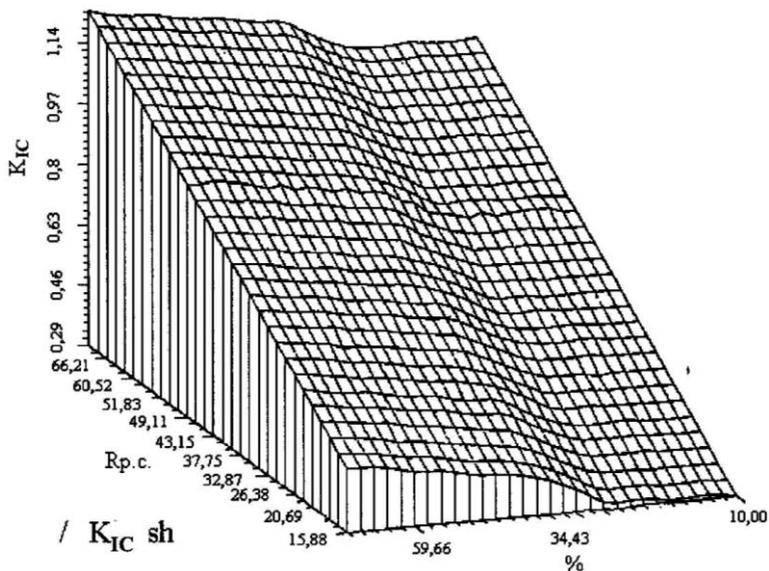


Рис. 12.35. K_{IC} бетона на гранитном щебне в зависимости от прочности растворной составляющей и объемного содержания гранитного щебня

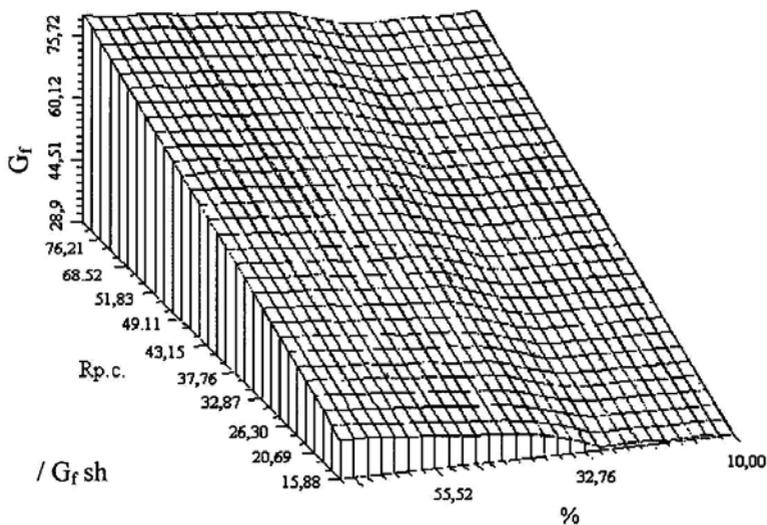


Рис. 12.36. G_f бетона на гранитном щебне в зависимости от прочности растворной составляющей и объемного содержания гранитного щебня

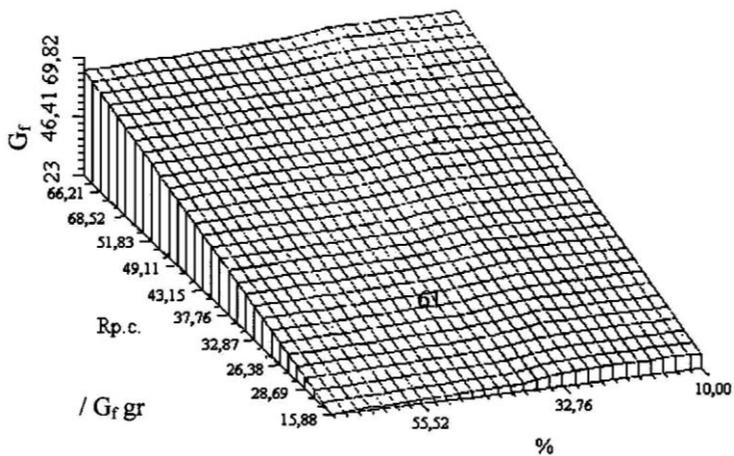


Рис. 12.37. G_f бетона на гравии в зависимости от прочности растворной составляющей и объемного содержания гравия

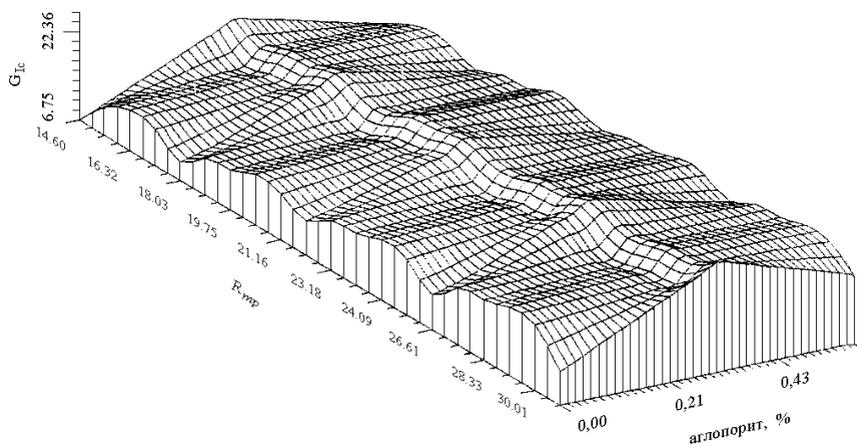


Рис. 12.38. G_{1c} аглопоритобетона в зависимости от прочности растворной составляющей и объемного содержания аглопорита

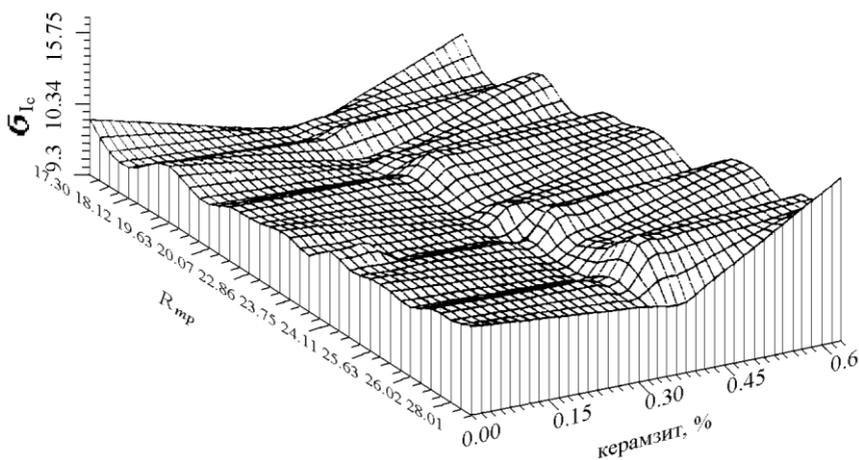


Рис. 12.39. G_{1c} керамзитобетона в зависимости от прочности растворной составляющей и объемного содержания керамзита

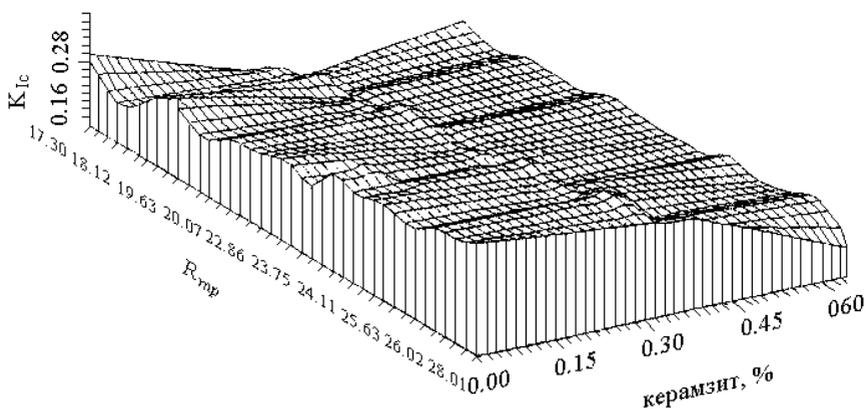


Рис. 12.40. K_{1c} керамзитобетона в зависимости от прочности растворной составляющей и объемного содержания керамзита

В опытах получены данные по зависимости параметра трещиностойких бетонов K_{1c} от объемного содержания в них крупного заполнителя с различным уровнем адгезионных сил на поверхности зерен (рис. 12.41).

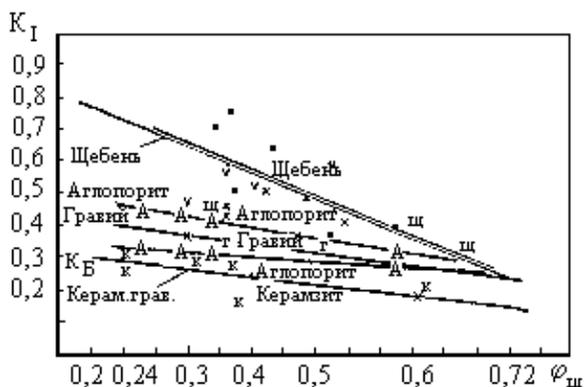


Рис. 12.41. Зависимость коэффициента интенсивности напряжений K_I от объемной концентрации щебня различных видов

В экспериментальных исследованиях получено подтверждение существенного влияния адгезионных сил, возникающих в контактной зоне цементно-песчаной матрицы и зерен заполнителей с различной плотностью и шероховатостью поверхности, на кинетику сопротивления структуры бетона развитию трещиновидных дефектов и разрушение.

Контрольные вопросы

1. Изложить последовательность расчета энергетических и силовых параметров разрушения бетона по ПРДД.
2. Записать формулы, по которым можно рассчитать объем капиллярных пор и общий объем пор в цементном камне.
3. Как по полноравновесным диаграммам деформирования установить, что высокопрочный бетон обладает более высокими упругими свойствами по сравнению с обычным?
4. Используя параметры G_i , J_i , K_i и характеристики W_e и G_f определите во сколько раз трещиностойкость высокопрочного бетона выше по сравнению с обычным бетоном.
5. Как влияют гелиевые поры на продвижение трещин в бетоне?
6. Чем отличается ПРДЦ бетона на цементе марки 400 от ПРДД на цементе марки 500?
7. Какова связь между числом капиллярных пор в бетоне и значением ЛС?

8. В чем преимущество ультразвукового импульсного метода в исследованиях морозной деструкции центрифугированного бетона перед другими методами?

13. ПРИМЕНЕНИЕ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ В ИНЖЕНЕРНЫХ РАСЧЕТАХ СЕЧЕНИЙ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ КОНСТРУКЦИЙ

13.1. Теоретические подходы к методам расчета сечений железобетонных элементов

Железобетон – сочетание бетона и стальной арматуры, монолитно соединенных и работающих в конструкции как единое целое. Совместная работа материалов в железобетоне обеспечивается прочным сцеплением бетона с арматурой, относительной близостью значений температурных коэффициентов линейного расширения обоих материалов. Бетоном обычно воспринимаются сжимающие усилия, а арматурой – растягивающие. Основные достоинства железобетона: высокая прочность, долговечность, простота формообразования, высокая огнестойкость, т. к. арматура защищена от коррозии, а прочность бетона не только не снижается во времени, но даже растет.

За более чем столетнюю историю существования бетонных и железобетонных конструкций накоплен большой фактический материал об их состоянии и способности воспринимать силовые и несиловые воздействия. Одни конструкции в течение десятилетий эксплуатации продолжают надежно выполнять свое функциональное назначение, другие претерпевают исчерпание ресурса надежной эксплуатации. Основной причиной столь резкого различия является недостаточно всесторонний с позиции прочности, деформативности, долго-вечности подход к выбору применяемых в расчете характеристик свойств железобетона, обеспечивающих его высокий энергетический ресурс. Железобетон – наиболее долговечный материал из числа искусственно созданных конструктивных строительных материалов с высокой потенциальной энергией.

Диаграммы деформирования являются энергетическими характеристиками разрушения материалов железобетона (бетона и

стали) и все активнее применяются при расчетах сечений конструкций. Диаграммы деформаций аккумулируют в себе процесс деструкции, разрушение, потерю ресурса работоспособности сечения элемента конструкций по мере заполнения части его микротрещинами, а затем и трещинами.

В строительной механике для оценки деформированного состояния элементов конструкций под нагрузкой используются методы расчета потенциальной энергии упругих тел. Методы основаны на постулатах энергетической теории прочности. Эти методы неоднократно применялись Гвоздевым А.А. в виде уравнения баланса энергии при расчете железобетонных плит, опертых по контуру, с использованием метода предельного равновесия.

В последние годы при совершенствовании метода расчета железобетонных конструкций в качестве основного используется энергетический критерий – диаграмма деформирования бетона и арматуры. Однако этот критерий используется в основном только в упругой или начальной упругости пластической стадии – восходящей части диаграммы. На этой стадии физически зарождаются дефекты структуры и формируется зона предразрушения материала. Основной части процесса деформирования и исчерпания энергетического ресурса материала не уделяется внимание, и она не может быть реализована без методов механики разрушения.

Предполагается, что в материале накоплен критический уровень плотности энергии деформирования, превышение которого ведет к разрушению материала. Тогда формализованная запись энергетического критерия состояния бетона при образовании трещины:

$$W = \int \sigma(\varepsilon) d\varepsilon = \text{const},$$

что соответствует площади диаграммы деформирования бетонного элемента. С энергетических позиций рассматриваются стадии напряженно-деформированного состояния железобетонных элементов. Перед образованием трещины в стадии I с энергетических позиций состояние сечения следующее: в разрушаемом объеме растянутого бетона средняя плотность энергии

V_{bt} (с учетом характера деформирования и формы сечения) равна удельной энергии разрушения:

$$V_{bt} = W_U^{bt},$$

где $W_U^{bt} = \int \psi(\epsilon) d\epsilon$.

В арматуре накоплена потенциальная энергия W_S , соответствующая уровню внешнего нагружения, при котором средняя плотность энергии растянутого бетона должна быть равна W_U^{bt} . Далее в момент образования трещины энергия растянутого бетона перераспределяется на арматуру, которая, выполняя роль тормозного элемента, сдерживает распространение трещины по сечению элемента. Мгновенный характер трещинообразования порождает динамику процесса перераспределения усилий в сечении. На острие динамически подросшей трещины устанавливаются наибольшие деформации растянутого бетона ϵ_{bt}^* . Затем под действием упругих сил в арматуре трещина частично закрывается, ее высота уменьшается, процесс колебаний напряжений в арматуре (от максимальной величины σ_S^d при образовании трещины до некоторой стабилизировавшейся σ_c^{cr}) затухает, и это состояние элемента соответствует уравниванию работы внешней нагрузки на соответствующих перемещениях работой внутренних сил.

Энергетический подход, примененный для оценки напряжений и деформаций растянутой арматуры в сечении с трещиной, базируется на следующих предпосылках: после образования трещины происходит полная разгрузка растянутого бетона и удельная энергия его формирования переходит полностью в энергию растянутой арматуры. Объединив уравнения этого перехода энергии с растянутого бетона на арматуру с уравнением равновесия и уравнением баланса плотности энергии, учитывающим работу внешних сил на до-полнительном смещении элемента после образования трещин, получена система уравнений для определения пяти величин: e_{bt} , e_b , χ , b_s , h_{cr} , где h_{cr} – высота нетрещиновой части сечения.

Теоретические решения, полученные для расчета балочных элементов на действие изгибаемого момента, базируются на энергетических параметрах диаграмм работы арматуры и бетона. Их построению уделяется особое внимание.

Диаграммы $s-e$ являются носителем энергетических критериев, площадь диаграммы работы арматуры и бетона представляет собой удельную энергию разрушения. Важнейшей задачей является корректное определение ряда характерных точек, через которые прокладывается аналитическая кривая, а также учет нисходящей ветви на диаграмме $s-e$. Следует отметить, что наряду с главными характерными узлами диаграммы материалов – ее начальной, максимальной и конечной точками, в некоторых исследованиях предлагается использовать и промежуточные точки: параметрические уровни R_{crc}^0 и R_{crc}^n .

К энергетическим методам расчета конструкций относятся и все те решения, где используются основные параметры механики разрушения.

В целом же надо отметить, что в настоящее время для расчета железобетонных конструкций применяются методы, основанные на не претерпевших качественных изменений положениях, заложенных в трудах Лоллейта А.Ф., Мурашова В.И. и Гвоздева А.А. Уточняются отдельные положения теории сопротивления железобетона и некоторые эмпирические коэффициенты, вводятся отдельные эмпирические формулы. Для теории железобетона в ее нынешнем виде характерны дифференцированный подход к расчету прочности нормальных и наклонных сечений, отсутствие связи между процессом накопления повреждений и расчетом несущей способности, автономность расчета по 2-й группе предельных состояний и малое влияние его на расчет по 1-й группе. Важной задачей является правильное определение механизма трещинообразования каждой трещины, корректное определение места ее зарождения, текущих параметров и ее критической величины, после достижения которой процесс разрушения становится неуправляемым. Это дает возможность ввести в расчет модель разрушения железобетона, которая позволяет описать процесс развития напряженно-деформированного состояния от момента зарождения трещины (при различных видах напряженно-

деформированного состояния в ее вершине) до исчерпания конструкцией в целом несущей способности.

13.2. Физическая модель железобетонного элемента

На основании экспериментальных исследований Пирадовым К.А. и Гузеевым Е.А. была построена физическая модель железобетонного элемента, учитывающая реальную картину развивающихся в нем трещин. В основу энергетического метода расчета положена модель реального сечения элемента, воспринимающего внешнюю нагрузку или несилевое воздействие, в котором на предельной стадии деформирования в бетоне имеются и распространяются трещины в растянутой и сжатой частях сечения. Механизм возникновения и движения трещин различен и в терминах механики разрушений следующий:

– в растянутой части сечения развиваются нормальные напряжения растяжения, следствием действия которых является старт (в наиболее напряженных слоях) и движение трещин «нормального отрыва»;

– в сжатой части сечения вследствие существенного перепада напряжений по слоям возникают усилия сдвига и между слоями образуются трещины «горизонтального сдвига».

Действительная модель деформированного состояния в сечении на всем этапе исчерпания несущей способности учитывает работу растянутого бетона над трещиной «нормального отрыва» (рис. 13.1).

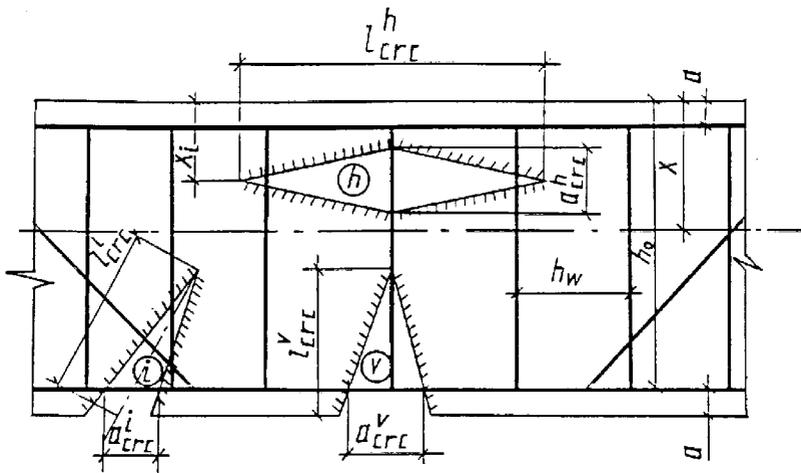


Рис. 13.1. Физическая модель железобетонного элемента

На схеме (см. рис. 13.1) показана модель элемента с трещинами:

- 1) «нормального отрыва» (обозначение индекс «/»);
- 2) наклонными к продольной оси, развивающиеся из нормальных в зонах, где возрастают касательные напряжения (обозначение – индекс «/»);
- 3) «трещинами сдвига», образующимися в стадии предразрушения и развивающимися с высокой скоростью в процессе исчерпания несущей способности (обозначение – индекс «/»).

Процесс формирования наклонных трещин представляется как результат суммарного проявления неоднородных внутренних напряжений в бетоне, когда в зонах вершин нормального отрыва (развивающихся от нормальных сил) возрастают уровни сдвиговых усилий. То есть наклонные трещины – суммарный результат усилий нормального отрыва и поперечного сдвига.

13.3. Теоретическое напряженно-деформированное состояние в сечениях железобетонных элементов

В физической модели работы железобетонного элемента под нагрузкой выделены три основных типа трещин, возникающих в конструкции при внешнем силовом воздействии:

- 1) трещины нормального отрыва;
- 2) трещины поперечного сдвига;
- 3) трещины, развивающиеся по сложному сдвигоотрывному механизму.

Напряженно-деформированные состояния в окрестностях каждой из таких трещин отличаются друг от друга: каждому из трех типов трещин соответствует свое поле напряжения в окрестности ее края, а напряжения в точках, расположенных на продолжении трещины вблизи ее края, представляются в виде

$$\sigma_{\perp} = \left(\frac{K_I}{\sqrt{2\pi x}} \right) + O(\epsilon_0) \quad \tau_{\parallel} = \left(\frac{K_I}{\sqrt{2\pi x}} \right) + O(\epsilon_0)$$

и для трещины третьего типа – комбинацией напряжений σ_{\perp} и τ_{\parallel} . Правильная оценка напряженно-деформированного состояния в сечениях позволяет не только описать процессы развития каждой трещины, но и корректно, с теоретических позиций, определить основные параметры напряженно-деформированного состояния всего железобетонного элемента на основе уравнений равновесия внутренних усилий, возникающих от внешних воздействий.

13.3.1. Трещина нормального отрыва

Трещина типа \vee (рис. 13.2) возникает от действия внешнего момента и развивается в растянутой части сечения. В трещине действует система внутренних усилий:

$N_s = \sigma_s A_s$ – усилие в (взаимоуравновешивающееся на берегах трещины) продольной арматуре, приложено в центре тяжести сечения арматуры, действует параллельно продольной оси элемента;

$N_{sw} = \sigma_{sw} A_{sw}$ – усилие в поперечной арматуре в пределах длины трещины, приложенное в центре тяжести поперечных стержней, действует нормально к продольной оси элемента;

$N_{bt} = \sigma_{bt} A_{bt}$ – усилие в растянутом бетоне над трещиной нормального отрыва;

$N_b = \sigma_b A_b$ – усилие в бетоне сжатой части сечения.

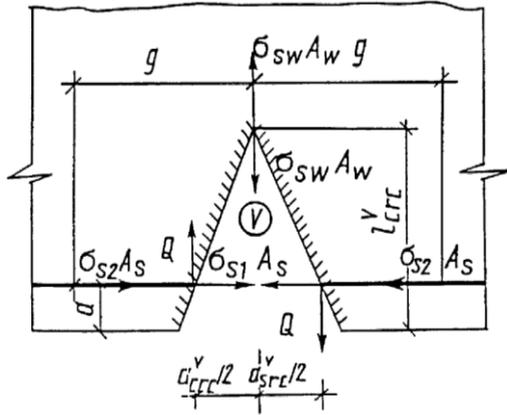


Рис. 13.2. Трещина типа «V»

Арматура A_s^l , расположенная в сжатой части сечения, не оказывает влияния на развитие нормальных трещин. Окончательно на трещину типа v действует система сил, показанная на рис. 13.2. При этом внешний момент M воспринимается бетоном, сопротивляющимся нормальному отрыву, и растянутой арматурой, а поперечная сила – бетоном, сопротивляющимся поперечному сдвигу, и поперечной арматурой.

На основании принципа независимости действия сил для силовых параметров K_1^v записано соотношение (разделение) для трещины типа V в железобетоне:

$$K_1^{rv} = K_1^{bv} + K_1^{sv},$$

$$K_{11}^{rv} = K_{11}^{bv} + K_{11}^{sv}$$

и в момент локального разрушения

$$K_{lc}^{rv} = K_{lc}^b + K_{lc}^{sv},$$

$$K_{11c}^{rv} = K_{11c}^b + K_{11c}^{sv}.$$

Параметры K_{lc}^b и K_{11c}^b являются инвариантными константами бетона данного состава (класса) и имеют одинаковые значения для

всех видов трещин. Определение величин K_{lc}^{bv} производится в зависимости от схемы действующей нагрузки на элемент по соответствующему каноническому решению. По известным зависимостям определяются значения K_{lc}^{sv} и I_{cr}^v для заданного σ_s , либо возможно решить обратную задачу, например, по нормированному значению K_{lc}^{fv} определить напряжения в растянутой арматуре.

Поперечная сила Q , действуя по берегам трещины, создает в окрестности ее вершины поле напряжений, интенсивность которых возрастает с уменьшением расстояния от точек приложения силы до вершины трещины ($I_{cr}^v l - a$). Аналитическое отображение этого процесса с учетом решения для полосы и действующих касательных усилий по берегам трещины в точках ее выхода на край полосы, с учетом поправки на толщину элемента и расстояние от его нижней грани до точек приложения сил Q имеет вид

$$K_{lc}^{bv} = \frac{2Q}{b\sqrt{\pi I_{cr}^v}} y_{lc} \left(a_0 \right)$$

где $y_{lc} \left(a_0 \right) = \left(3 - 0,65 \cdot l_0 + 0,37 \cdot l_0^2 + 0,28 \cdot l_0^3 \right) \frac{1}{\sqrt{1-l_0} \sqrt{1-a_0^c}}$.

Величина $K_{lc}^{sv} \approx 0$ независимо от точки приложения силы N_{sw} , поэтому K_{lc}^{fv} не связан с количеством A_w . Окончательно для трещины вида «V» общая сопротивляемость сечения ее развитию выражается зависимостью

$$K_c^v = K_{lc}^b + K_{lc}^b + K_{lc}^{sv}. \quad (13.1)$$

При однозначном напряженном состоянии в сечении (растяжении) на сопротивление развитию трещины «V» будет влиять арматура A_s' , создавая дополнительное поле напряжений в вершине трещины. Точки приложения сил $S_s A_s'$, ввиду нарушения сцепления арматуры с бетоном, будут приложены на некотором расстоянии g от линии

распространения трещины. Арматура A_s^l для эквивалентного элемента с одиночной арматурой увеличивает значение K_I^r на величину DK_I^{vs} .

При действии в точке $x = \chi$ ($\chi < l_{crc}^v$) на противоположных берегах трещины нормальных сил P , имеем

$$K_I = \frac{P\sqrt{2c}}{\sqrt{\pi(h-l_{crc}^v)}} \sqrt{\frac{\xi^c}{\xi^c - (h-l_{crc}^v)^c}} \quad (13.2)$$

и, приняв $\xi \rightarrow \infty$, получим точное решение для случая, когда полоса растягивается на бесконечности силами P :

$$K_I = \frac{P\sqrt{2c}}{\sqrt{\pi(h-l_{crc}^v)}}.$$

Если на бесконечности приложен момент M , тогда K_I

$$K_I = 3,975M / (h-l_{crc}^v)^{3/2}.$$

Из зависимостей (13.1) и (13.2) методом суперпозиции получено выражение для DK_I^{sv} с учетом ширины элемента b :

$$K_{Ic}^{sv} = \frac{\sigma_s A_s^l}{b\sqrt{\pi(h-l_{crc}^v)}} 7,044 \left(\frac{a^l}{h-l_{crc}^v} - 0,368 \right).$$

13.3.2. Трещина поперечного сдвига

В сжатой части нормального сечения изгибаемого железобетонного элемента при нагрузках, близких предельным ($M = (0,8 - 0,9) M_{max}$), формируются зоны объемного перенапряжения в местах сопряжения равнозначно напряженных слоев сжатого и растянутого бетона, а также равнозначно напряженных слоев сжатого бетона объединяются микро- и стартуют макротрещины поперечного сдвига. Они объединяются с уже образовавшимися сдвиговыми трещинами на границе «матрица-заполнитель» (нормальные напряжения, действующие на поверхности раздела «матрица-заполнитель» в

двухосно сжатой части нормального сечения изгибаемых элементов близки к нулю или являются сжимающими, поэтому основную роль в возникновении и развитии контактных трещин играют сдвиговые напряжения), ориентированными преимущественно параллельно нейтральной оси элемента, в магистральные сдвиговые трещины, находящиеся на расстоянии x_i от крайнего сжатого волокна железобетонного элемента. Величина x_i , т.е. местоположение трещины « h » по высоте сжатой части сечения, определяется количеством и прочностью продольной и поперечной арматуры, а количество трещин в нормальном сечении – величиной χ_R .

Трещина вида h (рис. 13.3) образуется и развивается в сжатой части сечения, поэтому можно допустить, что продольная растянутая арматура A_s не оказывает влияния на развитие трещин поперечного сдвига.

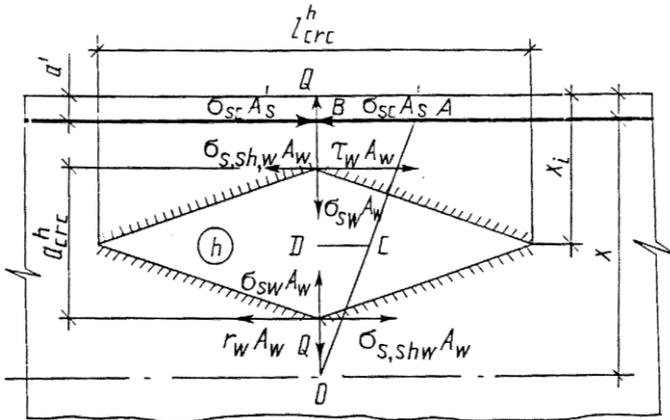


Рис. 13.3. Трещина типа « h »

Сдерживающее влияние поперечного армирования на развитие трещин типа h заменяем парой самоуравновешивающихся сил $N_{sw} = \sigma_{sw} A_w$, приложенных в центре тяжести поперечной арматуры у берегов трещин. Кроме того, поперечная арматура работает на срез, сопротивляясь усилиям поперечного сдвига в бетоне. Усилие в арматуре $N_s = \sigma_{s,sh,w} A_w$ противоположно по знаку усилию в бетоне ($\sigma_{s,sh,w}$ – напряжение в поперечной арматуре при ее работе на срез). В этих же точках приложены усилия $N_w = \tau_w A_w$,

вызывающие образование трещин поперечного сдвига. Они возникают в виде касательных напряжений τ_{ws} , действующих по всей длине трещины, однако для упрощения схемы расчета они аккумулярованы в сосредоточенные силы.

Напряжения в сжатой арматуре противоположны по знаку t_w и усилие $N_{sc} = \sigma_{sc} A'_s$ в сжатой арматуре (σ_{sc} – напряжения в сжатой арматуре) погашает силу $N_w = \tau_w A_w$. Однако влияние усилия $N_{sc} = \sigma_{sc} A'_s$ по высоте сечения неодинаково. Форма эпюры интенсивности этого влияния в пределах высоты сжатой зоны сечения принята треугольной (см. рис. 13.3), а также предполагается, что влияние действия сжатой арматуры одинаково для обеих сил $N_w = \tau_w A_w$, т. е. ширина трещины $a_{crc}^b = 0$. Сила $N_w = \tau_w A_w$ уменьшается на величину DN_{CD} . Из подобия треугольников ABO и CDO (точка O находится на нейтральной оси)

$$DN_{CD} = \sigma_{sc} A'_s (x - x_j) / (x - d'),$$

где x – расстояние от крайнего сжатого волокна бетона до линии, проходящей через вершины трещины.

На трещину типа «/» действует система сил, показанная на рис. 13.3. Записывается система уравнений, определяющая распределение напряжений в области, окружающей вершину трещины «/», через коэффициенты интенсивности напряжений, функционально зависящие от приведенной на рис. 13.3 системы сил. Используя принцип независимости действия сил, запишем

$$K_I^{rh} = K_I^{bh} + K_I^{sh},$$

$$K_{II}^{rh} = K_{II}^{bh} + K_{II}^{sh},$$

а в момент локального разрушения

$$K_{Ic}^{rv} = K_{Ic}^{bv} + K_{Ic}^{sv},$$

$$K_{IIc}^{rv} = K_{IIc}^{bv} + K_{IIc}^{sv}.$$

Допускается, что горизонтальная трещина расположена на средней линии балки и рассмотрена задача о изгибе полосы внешним моментом M . Точное решение для K_I имеет вид

$$K_I = (0,0375M/h^2)\alpha\rho_{crc}^h.$$

Если трещина расположена эксцентрично, то чем меньше величина $x = x_i/h$, тем выше интенсивность (концентрация) напряжений у вершины горизонтальной трещины. С учетом этого изменения поля напряжений в окрестностях вершины трещины в железобетонном элементе и поправку на его ширину, получено

$$K_I^{bh} = \frac{0,0375\pi^2 M(0,5-\xi_i)}{bh^2} \sqrt{\pi l_{crc}^h}.$$

Когда $K_I^{bh} = K_{Ic}^b$, горизонтальная трещина начинает разрушаться по сдвиго-отрывному механизму и траектория ее развития отклоняется от горизонтального направления в направлении верхней (максимально сжатой) грани элемента.

Окончательно, для трещины типа « h » общая сопротивляемость сечения ее развитию выражается в виде суммы

$$K_c^h = K_{Ic}^b + K_{Ic}^{sh} + K_{IIc}^b + K_{IIc}^{sh}.$$

Для определения предельных значений параметров трещин принято

$$\sigma_{sw} = R_{sw}; \quad \sigma_{b,sh} = R_{b,sh}; \quad \sigma_{sc} = R_{sc} \quad \text{и} \quad \sigma_{s,sh,w} = R_{s,sh}.$$

Когда трещина поперечного сдвига достигает своей критической длины, она отсекает от сжатой части сечения слой бетона толщиной x_i , при этом ее развитие прекращается и поперечная сила может изменить направление ее развития к верхней грани элемента, рабочая высота сжатой зоны уменьшится на величину x_i и соответственно понизится несущая способность железобетонного

элемента. При дальнейшей работе сечения элемента под нагрузкой в бетоне уменьшенной сжатой зоны напряжения $\sigma_{b,sh}$ достигнут значения, при котором $K_{II}^{bh} = K_{IIc}^b$, т.е. создаются условия для возникновения новой трещины поперечного сдвига. В сечениях железобетонных элементов с $\chi_R > 0,3$ такие условия возникают уже тогда, когда первоначальная трещина еще не достигла своей критической длины образуется система горизонтальных трещин.

Между величинами K_{IIc}^b и R_{bt} существует определенная корреляционная зависимость, которая в большинстве случаев прямо пропорциональна. Такая же зависимость наблюдалась в опытах Пирадова К.А. и между величинами K_{IIc}^b и R_b , т.е. можно допустить, что

$$K_{IIc}^b = K_{pr} R_{pr}$$

и

$$K_{IIc}^b = K_{pr} R_b,$$

где K_{pr} – коэффициент пропорциональности, равный $K_{pr} = \sqrt{l_{bg}/\pi^n}$,

где $l_{bg} = l^{pr}$ м, $n = 3/2$.

13.4. Расчет железобетонных элементов на основе энергетической концепции Гриффитса

В процессе разрушения в нормальном сечении изгибаемого элемента образуются и развиваются не только вертикальные трещины в растянутой части сечения, но и горизонтальные – в его сжатой части. Если внимательно посмотреть на разрушенную железобетонную балку, то легко заметить горизонтальные трещины у верхней грани элемента (рис. 13.4), во многом лимитирующие несущую способность элемента.

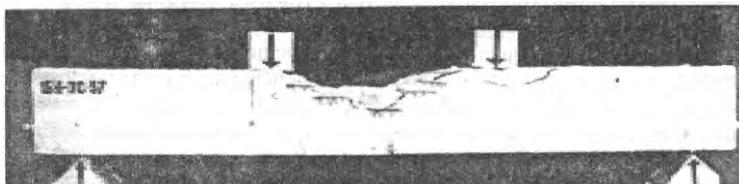


Рис. 13.4. Железобетонный элемент, разрушенный кратковременной статической нагрузкой. На фото хорошо видны горизонтальные трещины в сжатой части сечения

Разрушение структуры материала и всей конструкции или сооружения происходит не мгновенно, это растянутый во времени процесс, начинающийся с момента изготовления конструкции, поэтому считается, что в процессе разрушения в железобетонном элементе наблюдаются следующие четыре основные стадии напряженно-деформированного состояния (все эти стадии хорошо наблюдаются в процессе испытания по полностью равновесной схеме деформирования).

1. Стадия упругой работы сечения до образования магистральной трещины нормального отрыва. Критерием энергетического состояния бетона на этой стадии является $G < G_{1i}$, где G_{1i} – удельные энергозатраты на статическое разрушение до начала движения магистральной трещины отрыва (это – вертикальные трещины в растянутой части сечения). Работа арматуры характеризуется упругой энергией G_e^S .

2. Стадия после образования трещин в бетоне растянутой части сечения до момента старта магистральной трещины поперечного сдвига в сжатой части сечения, возникающих из-за перераспределения усилий в сечении при возрастании внешней нагрузки, приводящих к формированию локальных зон предразрушения в сжатом бетоне с высокой концентрацией дефектов структуры, как естественных, так и возникающих в результате силового воздействия, к образованию зон перенапряжения и старту трещины поперечного сдвига (горизонтальная трещина в сжатой части сечения).

Критериями энергетического состояния бетона на этой стадии его работы являются:

- а) для растянутой части сечения $G < G_{1i}$;

б) для сжатой части сечения $G < G_{11i}$, где G_{11i} – удельные энергозатраты на статическое разрушение до момента начала движения магистральной трещины поперечного сдвига.

3. С образованием трещин поперечного сдвига начинается стадия 3, которая характеризуется длительным периодом разрушения и исчерпанием энергетического ресурса бетона растянутой части на статическое разрушение по механизму нормального отрыва.

Критериями энергетического состояния железобетонного элемента на 3-й стадии его работы являются:

а) для растянутой части бетона $G_{11} < G J G_{1f}$

б) для сжатой части бетона $G_{11i} < G < G_{11f}$, где G_{1f} , G_{11f} – соответственно удельные эффективные энергозатраты на статическое разрушение по механизму нормального отрыва и поперечного сдвига.

4. Стадия разрушения (фрагментации) структуры бетона на компоненты, когда интенсивно развиваются горизонтальные трещины поперечного сдвига в сжатом бетоне. Стадия 4 завершается полным разрушением элемента.

Критериями энергетического состояния для бетона являются:

а) в растянутой части $G = G_{1f}$

б) в сжатой части $G_{11i} \leq G < G_{11f}$

в) в растянутой арматуре при $x \leq xR$, $G = G_{1f}^s$; при $x > xR$, $G < G_{1f}^s$,

где G_{1f}^s – удельные энергозатраты на статическое разрушение до момента начала движения магистральной трещины в арматурной стали после исчерпания упругих и пластических деформаций.

В железобетонных элементах продольная растянутая арматура сдерживает развитие трещин нормального отрыва, т.е. требуется дополнительный приток энергии G_1^s в вершину трещины для ее продвижения, необходимый для преодоления противодействия со стороны арматуры:

$$G_1^s = \frac{4\sigma_s^2 A_s^2}{b^2 \pi \cdot l_{cr}^2 \cdot E_s} \ll (l_0, a_0) \gg,$$

$$\begin{aligned}
 \gamma_{\sigma, a_0} &\approx 3,52 \frac{1 - a_0}{l_0^{3/2}} - \frac{4,35 - 5,28a_0}{\sqrt{1 - l_0}} + \\
 &+ \left(\frac{1,3 - 0,3a_0^{3/2}}{\sqrt{1 - a_0^2}} + 0,83 - 1,76a_0 \right) (1 - l_0 a_0 / l_0); \\
 a_0 &= a / l_{crc}^V;
 \end{aligned}$$

a – защитный слой бетона;

$$l_0 = l_{crc}^V / h;$$

σ_s – напряжения в арматуре в момент времени, когда трещина имеет длину l_{crc}^V .

На первой стадии основной расчетной характеристикой является момент образования трещин нормального отрыва M_{crc}^V .

Текущее значение M для первой стадии должно быть:

$$M < M_{crc}^V = \frac{\sqrt{G_{II}} \cdot E_b \cdot W_{red} \cdot \pi^{3/2}}{\sqrt{l_{bg}}},$$

где W_{red} – приведенный момент сопротивления;

l_{bg} – единичная длина трещины.

На второй стадии текущее значение находится в пределах

$$M_{crc}^V \leq M < M_{crc} = \frac{\sqrt{G_{II}} \cdot E_b \cdot b \cdot l_{crc}^V \cdot \pi^{3/2}}{\sqrt{l_{bg}}},$$

где M_{crc}^V – внешний момент при образовании трещин сдвига.

Третья стадия характеризуется началом процесса интенсивной деструкции бетона и деформацией арматуры, приводящим в дальнейшем к понижению несущей способности элемента.

Расчетной характеристикой этой стадии является максимальная несущая способность нормального сечения железобетонного элемента. Данную стадию можно охарактеризовать как предельное

состояние железобетонного элемента по его максимальному энергетическому ресурсу (рис. 13.5):

$$\begin{aligned}
 2M=0; \quad M_{\max} &= \frac{\sqrt{G_{II} \cdot E_b \cdot \pi^{3/2}}}{\sqrt{l_{bg}}} \cdot b \left(x_i - \frac{a_{crc}^h}{2} \right) \left(h_0 - \frac{2x_i - a_{crc}^h}{4} \right) - \\
 &- \sqrt{G_{II} \cdot E_b} \cdot \left(\pi^{3/2} \cdot h_w \cdot b \cdot f(\lambda) - 1 \right) \left(-a' \right) \left(-a' \right) \left(-x_i \right) f(\lambda) \sqrt{l_{bg}} - \\
 &- \sqrt{G_{II} \cdot E_b} \cdot \pi^{3/2} \cdot b \left(x - x_i - \frac{a_{crc}^h}{2} \right) \left(-\lambda/3 \left(+2x_i + a_{crc}^h \right) 2\sqrt{l_{bg}} \right) \\
 &+ \sqrt{G_{II} \cdot E_b} \cdot \pi^{3/2} \cdot b \left(-a - l_{crc}^v - x \right) \\
 &\left(-a + a + l_{crc}^v \right) 2\sqrt{l_{bg}} = 0; \\
 \sum N=0; \quad &\frac{\sqrt{G_I^s \cdot E_s \cdot \pi \cdot l_{crc}^v} \cdot b}{2Y \left(-a_0 \right)} + \frac{\sqrt{G_{II} \cdot E_b \cdot \pi^{3/2}}}{\sqrt{l_{bg}}} \cdot b \left(-a - l_{crc}^v - x \right) \\
 &= \frac{\sqrt{G_{II} \cdot E_b \cdot \pi^{3/2}}}{\sqrt{l_{bg}}} \cdot b \left(x_i - \frac{a_{crc}^h}{2} \right) + \frac{\sqrt{G_{II} \cdot E_b} \left(\pi^{3/2} \cdot h_w \cdot b f(\lambda) - 1 \right) \left(-a' \right)}{\left(-x_i \right) f(\lambda) \sqrt{l_{bg}}} + \\
 &+ \frac{\sqrt{G_{II} \cdot E_b \cdot \pi^{3/2}}}{2\sqrt{l_{bg}}} \cdot b \left(x - x_i - \frac{a_{crc}^h}{2} \right)
 \end{aligned}$$

где l_{crc}^h , a_{crc}^h – параметры трещины поперечного сдвига;
 h_w – шаг хомутов;

$$\lambda = l_{crc}^h / h;$$

x_i – расстояние до крайнего сжатого волокна железобетонного элемента до трещины поперечного сдвига;

$$f(\lambda) = \sqrt{\frac{3}{\lambda \cdot l_{crc}^h}} \cdot \frac{1,13\lambda + 0,285}{b}.$$

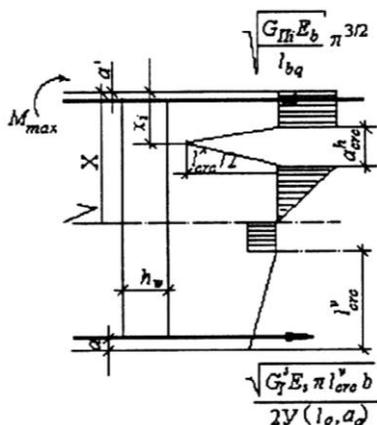


Рис. 13.5. Нормальное сечение железобетонного изгибаемого элемента на стадии 3

Четвертая стадия – это стадия полного исчерпания энергетического ресурса железобетонного элемента (рис. 13.6).

На этой стадии трещина поперечного сдвига первого уровня достигает своей критической длины и отслаивает от сжатой зоны бетона пласт толщиной x_i . Затем в пределах высоты сжатой части сечения $x - x_i$ на расстоянии x_{i+1} от верхней плоскости элемента в объеме, где формируется зона предразрушения и старта новой трещины и $G = G_{11/2}$, возникает новая горизонтальная трещина и т.д.:

$$\begin{aligned}
& M - \sqrt{G_{1lf} \cdot E_b} \cdot \pi^{3/2} \cdot b \left(x_{i+1} - x_i - a_{crc}^m / 2 \right) \left(\frac{4h_0 - 2x_i - 2x_{i+1} - a_{crc}^m}{4} \right) / \sqrt{l_{bg}} - \\
& \frac{\sqrt{G_{1lf} \cdot E_b} \cdot \left(\pi^{3/2} \cdot h_w \cdot bf(\lambda_1) - 1 \right) \left(a' - a \right)}{\left(x_i - x_{i+1} \right) \cdot f(\lambda_1) \sqrt{l_{bg}}} - \\
& - \frac{\sqrt{G_{1lf} \cdot E_b}}{2\sqrt{l_{bg}}} \cdot \pi^{3/2} \cdot b \left(x_{i+1} - a_{crc}^m / 2 \right) \left(h_0 - \frac{1}{3} \left(a + 2x_i + a_{crc}^m \right) \right) + \\
& + \frac{\sqrt{G_{1f} \cdot E_b} \cdot \pi^{3/2}}{\sqrt{l_{bg}}} \cdot b \left(a + a - l_{crc}^v - x \right) \left(\frac{h_0 - a + l_{crc}^v - x}{2} \right) = 0,
\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
& \frac{\sqrt{G_1^s \cdot E_s \cdot l_{crc}^v} \cdot b}{2Y(\sigma, a_0)} + \frac{\sqrt{G_{1f} \cdot E_b \cdot \pi^{3/2}}}{\sqrt{l_{bg}}} \cdot b \left(x_{i+1} - a_{crc}^v / 2 \right) \\
= & \frac{\sqrt{G_{1li} \cdot E_b} \left(\pi^{3/2} \cdot h_w \cdot b f(\lambda_1) - 1 \right) \left(-a' \right)}{\left(-x_{i+1} \right) f(\lambda) \sqrt{l_{bg}}} + \frac{\sqrt{G_{1li} \cdot E_b \cdot \pi^{3/2}}}{2\sqrt{l_{bg}}} \times \\
& \times b \left(-x_{i+1} - a_{crc}^m / 2 \right) + \frac{\sqrt{G_{1lf} \cdot E_b \cdot \pi^{3/2}}}{\sqrt{l_{bg}}} b \left(x_{i+1} - x_i - a_{crc}^m / 2 \right)
\end{aligned}$$

где l_{crc}^m, a_{crc}^m – параметры вновь образовавшейся трещины поперечного сдвига;

$$f(\lambda_1) = \sqrt{\frac{3}{\lambda_1 \cdot l_{crc}^m}} \cdot \frac{1,13\lambda + 0,285}{b}; \quad \lambda_1 = l_{crc}^m / h.$$

Разрушение нормального сечения может произойти и при исчерпании энергетического ресурса в растянутой арматуре. При этом ее класс для недопущения образования макротрещин в стержнях подбирается по значению

$$G_{1f}^{s1} = \frac{\pi^2 \cdot G_1^2 \cdot b^2 \cdot l_{crc}^h \cdot d}{64 A_s^2 Y(\sigma, a_0)}.$$

Длина и ширина отрывных трещин определяются по формулам

$$l_{crc}^v = \frac{16 \cdot G_{1f}^{s1} \cdot E_s \cdot A_s^2}{\pi^3 \cdot G_1^s \cdot E_b \cdot b^2 \cdot d},$$

$$a_{crc}^v = \frac{M^2 \gamma^2 (\sigma, a_0) \left(-v^2 \right) \left(x_{crc} - a \right) \sqrt{l_{bg}}}{b^2 \cdot h^2 \cdot l_{crc}^v \cdot \sqrt{G_{1f}}},$$

и параметры трещин сдвига

$$l_{crc}^v = \frac{\pi^{3/2} \sqrt[4]{G_{1f} G_{1li}} \sqrt{E_b} h_w h}{2\sqrt{2} \sqrt{G_{1li}} l_{bg} h - 7,8\pi^{3/2} \sqrt[4]{G_{1f} G_{1li}} \sqrt{E_b} h_w};$$

$$a_{crc}^h = \frac{\pi^{3/2} \sqrt{G_{1f} E_b} l_{crc}^h \left(-v^2 \right)}{E_b \sqrt{l_{bg}}} \left(-1,1\lambda^2 - 0,6\lambda^4 \right) +$$

$$+ \frac{2\sqrt{G_{1li}}}{\pi^{3/2} \sqrt{E_b} l_{crc}^h} \int_0^{l_{crc}^h} \Gamma_{crc}^h(\xi) d\xi,$$

где $\Gamma_{crc}^h(x)$ определяется при $x = 0$ и $l = l_{crc}^h$.

Здесь отметим, что бетон и железобетон – материалы, наличие трещин в которых предопределено самой сущностью их работы под нагрузкой. Поэтому именно для них наиболее целесообразно применить методы механики разрушения.

Таблица 13.1

Энергетические параметры трещиностойкости тяжелого бетона в зависимости от его прочности

Параметры трещиностойкости	Класс бетона по прочности на сжатие											
	B10	B12,5	B15	B20	B25	B30	B35	B40	B45	B50	B55	B60
G_{1b} Н/м	4,8	5,9	6,7	8,8	10,7	12,8	14,6	16,7	18,6	20,5	22,7	24,6
G_{1f} Н/м	27	29	32	37	42	47	51	56	61	66	71	76
G_{1b} Н/м	461	586	663	846	1000	1230	1460	1690	1860	2030	2252	2464
G_{1f} Н/м	2730	2910	3100	3496	3972	4340	4950	5520	5970	6635	7220	7650

Контрольные вопросы

1. Что понимают под железобетоном?
2. На чем базируется энергетический подход, применяемый для оценки напряжений и деформаций растянутой арматуры в сечении с трещиной?
3. Какова физическая модель железобетонного элемента, построенная Пирадовым К.А. и Гузеевым Е.А.?
4. Назовите три основных типа трещин, возникающих в конструкции из железобетона при внешнем силовом воздействии.
5. Каков критерий энергетического состояния бетона на стадии упругой работы сечения до образования магистральной трещины нормального отрыва?
6. Чем характеризуется 3-я стадия напряженно-деформированного состояния железобетонного элемента?
7. По какой формуле можно рассчитать предельное значение коэффициента интенсивности напряжений с учетом ширины элемента b для трещин типа «V».

14. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ КОНТРОЛЯ И ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ

Технический контроль существует с незапамятных времен. Его можно разделить на два вида: с разрушением и без разрушения. Разрушающий контроль, при котором из партии серийно изготовленных деталей выбирают несколько образцов и подвергают их всесторонним исследованиям (прочностным, металлографическим и т.д.), достался современной технике в наследство от прошлых времен. Здесь «работает» теория вероятности. Но она является инструментом инженера и ученого, исследующих общую перспективу технологии. Работник же технического контроля, стоящий у заводского конвейера, должен быть вооружен техническими средствами, с помощью которых он может в общем потоке деталей выявить весь брак без исключения. Иногда сложный и дорогостоящий технический объект оказывается выведенным из строя из-за внутреннего порока одной из самых, казалось бы, незначительных деталей. Известен случай неудачного запуска спутника Земли (американского), когда причиной аварии была

недоброкачественность металла в одной из пружинок реле. В современном тепловом энергоблоке мощностью 800 тыс. кВт имеется более ста километров котельных труб, и любой ненадежный сан-тиметр этих труб может вывести из строя весь энергоцентр. Вот почему вопросы прочности, надежности и неразрушающих методов контроля в настоящее время поставлены рядом.

В самом деле, давайте проследим, где формируется прочность изделия в машиностроении, в гражданском строительстве, да и вообще в тех случаях, когда прочность и надежность стоят на первом плане. Не касаясь вопросов конструктивного несовершенства, следует иметь в виду, что на всех стадиях технологического процесса возможны отклонения от оптимальных режимов, вследствие чего возникает брак изделий. Изделию угрожают:

брак металлургического происхождения: несоответствие химического состава, неметаллические включения, газовые поры и т.д.;

дефекты, возникающие в процессе сварки: сварочные трещины, непровары;

дефекты пластической деформации: трещины, расслоения, заковы, волосовины и т.д.;

дефекты термической и химико-термической обработки: отклонения от заданной толщины цементации, несоответствие структуры, пятнистость структуры и т.д.;

дефекты механической обработки: подрезы, шлифовочные трещины и т.д.;

дефекты правки и монтажа: рихтовочные, монтажные трещины, риски и забои, надрезы от ударных клейм;

дефекты, возникающие в процессе эксплуатации. Тут разговор особый. Ведь эксплуатация сопровождается ремонтом, и ожидать можно всего. Многое зависит и от материала изделия, и от режима эксплуатации. «Классическими» здесь считаются усталостные повреждения.

Выше приведены лишь отдельные виды дефектов, но их гораздо больше, причем все они должны быть выявлены (или доказано их отсутствие). Создание методов и средств получения многоэлементной информации с высокой скоростью ее обработки составляет сущность проблемы неразрушающего контроля.

Особенно важное значение приобретает применение этих методов для контроля технологических процессов на производстве при отработке оптимальных технологических режимов с целью предупреждения брака. Представим себе такой цикл: контролирующий прибор замечает брак, определяет его причину и подает команду на пульт управления режимом производства – брака нет. Это так называемый активный контроль.

Выше говорилось о необходимости неразрушающего контроля и его экономической привлекательности. А что лежит в его основе? Физические основы методов неразрушающего контроля – взаимодействие проникающего в контролируемую деталь какого-либо физического поля с последующим его анализом. Все современные виды неразрушающего контроля можно разделить на несколько групп.

14.1. Просвечивание

В группу контроля просвечиванием входят методы, использующие рентгеновские лучи, α -, β -, γ - и нейтронное излучение, а также инфракрасный свет, который успешно используется для оценки качества полупроводниковых приборов.

Выбор излучения определяется прозрачностью контролируемой детали для данного вида излучения. Например, рентгеновские установки, рассчитанные на напряжение до 400 кВ, эффективно просвечивают стальные детали и заготовки толщиной до 100 мм. Более жесткие лучи (и более остро направленные) получают с помощью ускорителя электронов бетатрона. Такое излучение позволяет стереоскопическое просвечивание. Говоря о взаимодействии излучения с веществом, имеют в виду такие явления, как отражение, преломление, поглощение. Каждое из них регистрируется глазом-индикатором (флуоресцентный экран, фотопленка, счетчик элементарных частиц и т.д.).

Большинство полупроводниковых материалов, начиная с кремния, германия и кончая интерметаллическими соединениями, прозрачны в определенных диапазонах для инфракрасных лучей. Например, чистый кремний прозрачен в области 1,5 мкм, германий – в области 2,5–3 мкм, соединение индий-арсениум – в области 4 мкм и т.д. Благодаря малой длине волны этих лучей может быть

замечена любая неоднородность внутри материала. Формируется изображение так же, как и в видимых лучах, только линза сделана из прозрачного для них материала, того же кремния или германия. Невидимое инфракрасное изображение проецируется на пластину-фото-катод, а эмитированные электроны в сильном ускоряющем поле через линзу, но уже электронную, создают видимое изображение на флуоресцирующей пластине, параллельной первой.

14.2. Ультразвуковая дефектоскопия

Предпочтение всегда отдается не просто звуку, а ультразвуку, потому что при малых длинах волн можно выявлять весьма мелкие дефекты, а законы распространения и взаимодействия с веществом сходны с законами геометрической оптики.

Для излучения ультразвука используется пьезоэффект, а сам ультразвук регистрируется на основе обратного пьезоэффекта. Причем излучатель и индикатор могут быть совмещены в одном датчике, работающем в импульсном режиме подобно радиолокатору. Недаром такой дефектоскоп французы называют металлодаром. Если ультразвук наткнулся на трещину, раковину, расслоение, кусочек неметаллического включения, он, повинаясь закону, отражается. Контроль по такой схеме называется эхо-методом.

Весьма распространен *теневого метод*, когда излучатель и индикатор располагаются по обе стороны испытуемого объекта, скажем, стального листа. Дефект создает «тень» на индикаторе. Следует подчеркнуть, что передать и принять ультразвуковую волну можно только при хорошем контакте излучателя и приемника с изделием. Обычно после зачистки поверхности ее покрывают слоем смазки. Испытываемую деталь, как правило, помещают в жидкость, которая неплохо проводит ультразвуковую волну. Такой метод называют *и м м е р с и о н н ы м*. Он допускает автоматизацию контроля.

Метод звукового изображения реализуется по следующей схеме. Исследуемый участок среды облучается ультразвуком нужной частоты. При этом от всех имеющихся в среде неоднородностей ультразвук зеркально или диффузно отражается. Вогнутые зеркала или линзы из акустически прозрачного материала фиксируют отражение в фокальной плоскости в виде звукового изображения. Для его визуализации используется метод поверхностного рельефа.

Исследуемый объект перемещается в водяной ванне над облучающим ульт-развуковым «прожектором». Звуковая линза фокусирует звуковое изображение дефектов на поверхности воды. Под действием ультразвука вода вспучивается и на поверхности появляется рябь, хорошо видная при косом освещении. Очертания ряби воспроизводят картину ультразвукового поля.

В настоящее время разработан ряд эффективных способов преобразования различных невидимых изображений в видимые, в том числе и гамма-изображения.

Для контроля дефектности бетона и железобетона применяют временной метод акустической дефектоскопии, основанный на регистрации времени прохождения ультразвукового импульса от излучателя к приемнику через бетон. Минимальный размер фиксируемых дефектов соизмерим с длиной волны l , равный отношению скорости распространения колебаний V (для бетона составляет около 4000 м/с; более точно, $V = \sqrt{KE\rho}$, где $K = 1$ при распространении продольных упругих волн в тонких стержнях, когда площадь сечения стержня $S \neq 0$; E – модуль упругости; ρ – плотность материала в зависимости от частоты волн (для бетона и керамики применяют приемно-передающие пьезокерамические преобразователи частот от 25 до 200 кГц)). Таким образом, с помощью данного метода можно выявить относительно крупные дефекты, поперечный раз-мер которых больше максимального размера заполнителя. Для измерения времени распространения ультразвука в бетоне промышлен-ностью серийно выпускаются следующие приборы: ГСПУК-14П, ГСПУК-10ПМ, «Бетон-12».

14.3. Термодефектоскопия

В связи с последними достижениями в области инфракрасной (ИК) техники начали применять (в комплексе с другими методами) тепловую дефектоскопию. Современные приборы ИК – тепловизоры, как черно-белые, так и цветные, позволяют получать изображение температурного поля, при этом по степени почернения и диапазону цвета полю можно дать достаточно точную количественную оценку. Чувствительность (или способность к

обнаружению минимального дефекта) в основном зависит от отношения коэффициентов теплопроводности изделий и дефекта.

Возможны три схемы дефектоскопии:

1) изделие нагревается во всем объеме до 100 °С и затем остывает при температуре наружного воздуха;

2) над поверхностью изделий с заданной постоянной скоростью движется нагреватель в виде нити с рефлектором, а на известном расстоянии, определяемом экспозицией температурного поля, движется детектор ИК-излучения (тепловизор), измеряющий температуру поверхности;

3) в схеме, аналогичной приведенной, детектор и нагреватель движутся по разные стороны изделия.

Тепловизоры можно также использовать для наблюдения за полем температуры на поверхности железобетонных изделий после термической обработки, что позволит уточнить методику предотвращения трещинообразования. При посредстве тепловизора можно регулярно наблюдать кинетику поля температуры на поверхности массивных бетонных сооружений (блоков плотин) для точного и дистанционного определения граничных условий с целью расчета термонапряженного состояния.

14.4. Магнитная дефектоскопия

Магнитная дефектоскопия позволяет выявить различного рода трещины, волосовины, раковины, а также неметаллические включения, расположенные под поверхностью или выходящие на поверхность деталей, изготовленных из ферромагнитных материалов. В однородно намагниченном изделии магнитные силовые линии, встречая дефект, огибают его как препятствие с малой магнитной проницаемостью и образуют над ним поле рассеяния (рис. 14.1).

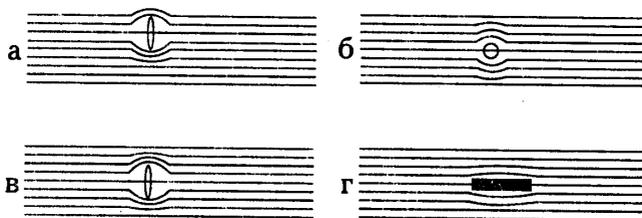


Рис. 14.1. Расположение потоков магнитных силовых полей около дефектов различных типов:

a, б, в – расположение дефектов, при которых имеет место наибольшее искажение потоков магнитных силовых полей; *г* – искажения потока магнитных силовых линий практически не происходит

С помощью индикаторов полей рассеяния можно выявлять дефектные участки металла. В качестве индикаторов полей рассеяния применяется феррозонд, представляющий собой небольшую катушку с ферромагнитным сердечником. Последний изготавливается из материала с малой коэрцитивной силой и большим значением магнитной проницаемости, например, пермалой. Обычно используются два феррозонда, которые подключаются по дифференциальной схеме: вторичные катушки (их две у феррозонда) соединяются встречно друг другу, а первые питаются током высокой частоты. В одинаковых условиях индукционного тока в цепи встречных катушек не будет. Но если один из феррозондов, которым обшаривают поверхность детали, наткнется на дефект (на поле рассеяния), в цепи появится ток. Дело в том, что поле рассеяния изменит магнитную проницаемость сердечника.

Индикаторами полей рассеяния могут являться также частицы магнитного порошка, магнитные суспензии. Используется ферромагнитная лента-метод магнитографии.

14.5. Контроль качества термической обработки с помощью вихревых токов

Сущность метода состоит в том, что во всяком металле, помещенном в переменное магнитное поле, вследствие электромагнитной индукции возникают вихревые электрические токи (токи Фуко). Сила этих токов в металле определяется с помощью индуктивно связанной с ним катушки по величине возникающей в ней ЭДС индукции. Сила вихревых токов зависит от напряженности намагничивающего поля, от электропроводности и магнитной проницаемости металла, размеров и формы изделия. ЭДС катушки характеризует суммарный эффект, поэтому токовихревые приборы могут оценивать те или иные свойства металла контролируемой детали, сравнивая их с эталонным значением. Возможности метода обусловлены тем, что

электрические и магнитные характеристики помимо размеров и формы зависят от химического состава металла, термической обработки.

14.6. Капиллярный метод дефектоскопии

Первые применения капиллярного контроля – это керосиново-меловая проба, которую могут помнить старые специалисты-железнодорожники. Даже в 1950-е годы шейки вагонной оси, политые керосином, обрабатывали болтушкой мела в воде. По мере высыхания на белой поверхности мела можно было увидеть темные полосы трещин.

Расцвет капиллярного контроля начался в 1940-е годы двадцатого столетия, когда авиация взяла на вооружение немагнитные материалы (алюминий, дюраль, титан) и искала новые методы контроля немагнитных материалов. Проблему решили цветной и люминесцентный капиллярный контроль.

Послевоенное развитие ракетостроения и космонавтики повысило авторитет капиллярных методов, т. к. композиционные, углеграфитовые и другие изделия сложной формы иногда были доступны контролю только капиллярным методом.

Интересно, что авторы первого патента на люминесцентный метод контроля, братья Боб и Джо Свитцеры, случайно наткнулись на идею метода. Ставя эксперименты по использованию люминофоров в рекламе и криминалистике, они обнаружили, что как бы чисто они не мыли руки, поры (трещины) кожи рук всегда светились. Это навело исследователей на мысль добавить люминофор в жидкость и сделать ее индикаторной, что дало блестящие результаты.

В настоящее время капиллярный неразрушающий контроль становится все более популярным и распространенным в мире. Причина этого заключается в высокой чувствительности этого метода, его простоте и дешевизне, а также в том, что постоянно растет доля немагнитных и неметаллических материалов в общем объеме материалов потребления, при этом уровень промышленного производства государства характеризуется не только объемом, но и качеством выпущенной продукции. Качество и конкурентоспособность стали главной целью научно-технического

прогресса. Капиллярный контроль как вид неразрушающего контроля позволяет находить трещины в лопатках турбин двигателей самолета, в сварном шве газо- и нефтепроводов, без капиллярного контроля не обходится ни одна ракета, ни один космический корабль. Обладая невероятно высокой чувствительностью (в пределе он может обнаруживать трещины с раскрытием 0,1 мкм), капиллярный контроль не требует сложных и дорогостоящих технических средств, технология его сравнительно проста и дефектоскопические материалы вполне доступны.

В процессе изготовления каждая деталь проходит свой технологический цикл. В самом общем случае он может включать следующие операции: плавка, литье, обработка давлением, термическая обработка, механическая обработка, соединение металлов. Готовые изделия хранятся или эксплуатируются, при этом их физико-структурные параметры претерпевают изменения.

Наиболее опасным дефектом литья являются трещины. Горячие трещины возникают в результате разрушения закристаллизовавшегося скелета сплава под действием термических и усадочных напряжений, особенно при быстром твердении сплава, когда термическому сжатию металла мешает литейная форма. Поверхность таких трещин сильно окислена, в изломе имеет темный цвет. При деформации слитка они не завариваются, а наоборот, развиваются. Холодные трещины возникают также под действием термических и усадочных напряжений, но они образуются даже тогда, когда металл находится вне формы в результате разной скорости охлаждения различных участков, например тонких и толстых элементов отливки. Эти трещины имеют светлую, неокислившуюся поверхность и могут завариваться при деформации слитка.

В результате обработки давлением (свободнаяковка, прессование, штамповка, волочение, прокатка) образуются рванины, пресс-утяжины, ковочные трещины, заковы, закаты, вмятины, риски, флокены. Все эти дефекты находятся на поверхности металла. Грубые выявляются визуально, более тонкие – с помощью поверхностной дефектоскопии.

Термическая обработка заключается в нагреве, последующем охлаждении металлов и сплавов по определенному закону и направлена на изменение их свойств в результате изменения внутренней

структуры. Целью термической обработки является также снятие внутренних напряжений, повышение прочности, пластичности, вязкости металла. Специфическими видами термообработки являются поверхностная и химико-термическая обработка. В этом случае воздействию подвергаются локальные (обычно поверхностные) зоны металла. Характерной причиной дефектов является несоблюдение режимов нагревания и охлаждения, в результате чего структура и свойства металлов не соответствуют заданным. Трещины являются наиболее опасными дефектами. Они возникают при резком нагревании и последующем резком охлаждении или при насыщении поверхностного слоя водородом (водородные трещины).

При сварке плавлением причиной возникновения дефектов являются неправильный состав сварочных материалов, нарушение режимов сварки, неправильная конструкция сварного изделия. Самый характерный и самый опасный дефект – сварочные трещины, обычно возникающие в процессе остывания изделия. Они могут появиться не только в наплавленном, а также и в основном металле в зоне термического влияния на него сварочного процесса. Различают трещины продольные и поперечные относительно оси шва, разветвленные (паукообразные), образующие сетку.

Основным объектом поиска в капиллярном контроле является трещина, имеющая выход на поверхность, так называемая поверхностная трещина. Различают тупиковый и сквозной дефекты (трещины). Тупиковая трещина имеет только один выход на поверхность. Сквозной дефект имеет два выхода на поверхность. Трещину характеризуют глубиной l – размер несплошности в направлении внутрь объекта от его поверхности. Для сквозных трещин глубина определяется толщиной стенки между двумя поверхностями изделия. Продольный размер несплошности вдоль поверхности контроля называют длиной дефекта L , при этом для сложных дефектов имеют в виду преимущественный размер, т. е. наибольший на поверхности изделия. Раскрытие несплошности H – это поперечный размер дефекта у его выхода на поверхность объекта. Поскольку дефекты бывают различной сложной формы, различают максимальную, минимальную и среднюю глубину, длину и ширину раскрытия несплошности.

Условно капиллярные дефекты подразделяют на следующие виды: поры, имеющие сечение, близкое к круглому, трещины с параллельными стенками в виде щели, конического сечения типа прорези, трещины с параллельными стенками конического сечения, трещины произвольной геометрической формы.

Справедливости ради следует напомнить, что совершенно идеальных круглых или прямоугольных трещин нет (рис. 14.2). На практике дефекты далеки от идеала и наиболее часто представляют собой конгломерат близких к цилиндрическим, овальным и другим моделируемым капиллярным несплошностям, сообщающимся и не сообщающимся между собой (рис. 14.3).

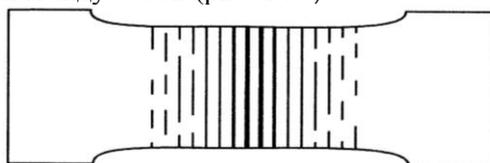


Рис. 14.2. Образец из стали с алюминиевым покрытием, на котором дефекты получены деформацией растяжения. Трещины в виде линий

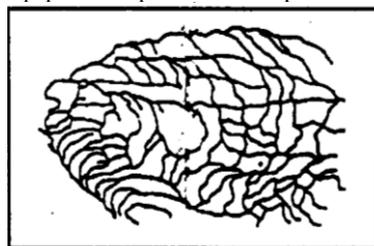


Рис. 14.3. Увеличенный рисунок следа дефекта, полученного термоударом на дюралевой пластине

Капиллярный контроль основан на проникновении индикаторных жидкостей в полости поверхностных и сквозных дефектов (не сплошностей материала контролируемого объекта) и регистрации (визуально или с помощью приборов) следов, которые создает извлеченная из полостей дефектов индикаторная жидкость на контролируемой поверхности.

След дефекта представляет собой индикаторный рисунок (изображение), образованный индикаторной жидкостью в месте расположения несплошности у выхода на поверхность объекта

контроля. Обычно след по величине значительно больше ширины раскрытия несплошности на поверхности, что и позволяет невооруженным глазом уверенно обнаруживать места расположения дефектов. Несомненным достоинством капиллярного метода является то, что с его помощью можно не только обнаружить поверхностные и сквозные дефекты, но по их расположению, протяженности, форме и ориентации по поверхности можно получить ценную информацию о характере дефекта и даже некоторых причинах его возникновения.

Основные моменты в процессе капиллярного контроля легко представить с помощью рис. 14.4, где схематически изображена деталь с дефектом, имеющим выход на поверхность. Чтобы выявить дефект (трещину), на поверхность детали наносится индикаторная жидкость (пенетрант), которая заполняет трещину под действием капиллярных сил.

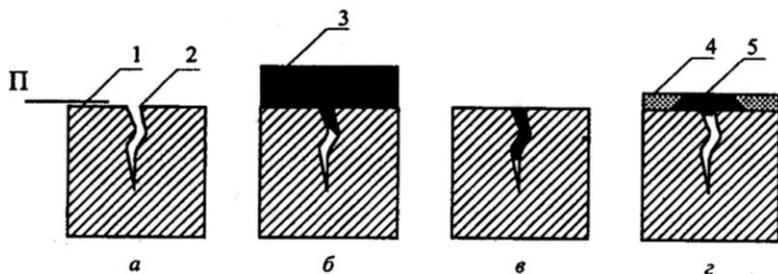


Рис. 14.4. Последовательность операций при капиллярной дефектоскопии:
 а – дефект в изделии; б – нанесение пенетранта; в – удаление пенетранта с поверхности П,
 г – нанесение проявителя и проявление; 1 – изделие; 2 – дефект; 3 – пенетрант;
 4 – проявитель; 5 – след дефекта

Индикаторным пенетрантом (от английского слова penetrante – проникать) называется капиллярный дефектоскопический материал, обладающий способностью проникать в несплошности объекта контроля и индицировать эти несплошности. Пенетранты содержат красящие вещества, или люминесцентные добавки, или их комбинацию. Добавки позволяют отличать пропитанную этими веществами область от основного (чаще белого) сплошного без дефектов материала объекта (фон).

Следующая операция – удаление пенетранта с поверхности изделия. Если пенетрант остается на бездефектной поверхности, он дает ложную информацию. Но главное, чтобы пенетрант остался в трещине. Затем на поверхность, с которой удален излишек пенетранта, наносят проявитель. Его капиллярные силы извлекают пенетрант из трещины в слой проявителя, который окрашивает часть белого проявителя над дефектом, что и позволяет обнаружить дефект.

Проявителем называют дефектоскопический материал, предназначенный для извлечения пенетранта из капиллярной несплошности с целью образования четкого индикаторного рисунка и создания контрастирующего с ним фона. То есть роль проявителя в капиллярном контроле заключается, с одной стороны, в том, чтобы он извлекал пенетрант из дефекта за счет капиллярных сил, с другой стороны – проявитель должен создать контрастный фон на поверхности контролируемого объекта, чтобы уверенно выявлять окрашенные или люминесцирующие индикаторные следы дефектов. При правильной технологии проявления ширина следа в 10–20 раз больше, чем ширина раскрытия несплошности, а яркостный контраст возрастает на 30–50 %. Этот эффект увеличения позволяет опытным специалистам даже невооруженным глазом выявить очень маленькие трещины. Величина раскрытия пенетрируемых отверстий составляет от 500 до менее 1 мкм. Самый эффективный способ – люминесцентно-цветовой. Для достижения высокой чувствительности нужно применять хорошо смачивающие высококонтрастные пенетранты, лакокрасочные проявители (вместо суспензий или порошков), увеличивать ультрафиолетовую облученность или освещенность объекта.

Капиллярный контроль представляет собой многооперационный процесс. Эффективность каждой из операций определяется правильным толкованием физических процессов, которые происходят на поверхности детали и в полости трещины. Во время каждой из этих операций поверхность трещины вступает в контакт с несколькими дефектоскопическими материалами, в основном с жидкостями. Поэтому явление смачивания и несмачивания играет важнейшую роль.

Смачивание определяется взаимным притяжением молекул жидкости и твердого тела. Как известно, на границе двух сред,

например, жидкость–воздух, силы взаимного притяжения между молекулами жидкости и воздуха отличаются от сил притяжения между молекулами внутри воды или воздуха. Контактирующие среды вблизи поверхности обладают некоторым избытком потенциальной энергии по сравнению с молекулами, находящимися внутри. Этот избыток называется *поверхностной энергией*. Свободная энергия молекулы на поверхности больше, чем у молекул внутри. В связи с тем что молекулы стремятся уйти внутрь, среда вынуждена приобретать форму с минимальной наружной поверхностью. Так, жидкость в невесомости под влиянием этого явления приобретает форму шара. В результате этого явления и возникает сила поверхностного натяжения.

Величину поверхностного натяжения определяют работой, необходимой для образования единицы площади поверхности раздела двух находящихся в равновесии фаз. Величину поверхностного натяжения часто называют силой поверхностного натяжения, понимая под этим следующее. Если на границе раздела сред выделить произвольную площадку, то натяжение рассматривают как результат действия распределенной силы, приложенной к периметру этой площадке. Направление сил – по касательной к границе раздела и перпендикулярно периметру. Поверхностное натяжение обозначается буквой σ , измеряется в Дж/м².

С повышением температуры поверхностное натяжение уменьшается. Величина поверхностного натяжения веществ, применяемых в капиллярном контроле, при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$, приведена в таблице.

Жидкость	Поверхностное натяжение σ , 10^{-2} Н/м
Вода	7,28
Ацетон	2,37
Пентан	1,50
Толуол	2,85
Бензол	2,90
Ксилол	2,90
Этиловый спирт	2,28

Явление же смачивания объясняется наличием поверхностного натяжения у жидкостей, определяется силой взаимодействия молекул на границе фаз: жидкой и твердой, описывается краевым углом смачивания, а точнее, косинусом этого угла. Явление смачивания легко рассмотреть на примере капли воды, помещенной сначала на деревянную поверхность, затем – на покрытую воском.

Сильное влияние на смачивание оказывают состояние поверхности, ее микрорельеф и чистота. Например, слой масла на поверхности стали или стекла резко ухудшает ее смачиваемость водой. Поэтому роль очистки поверхности изделия при пенетрировании велика.

После того как благодаря смачиванию дефектоскопическая жидкость заполнит устье капилляра, создают условия для проявления эффекта капиллярности. Явление капиллярности проще всего наблюдать на таком опыте. В широкий сосуд с жидкостью опускают капилляры – тонкие трубки. Если материал капилляра смачивается жидкостью, то в капилляре жидкость поднимается гораздо выше уровня в сосуде (рис. 14.5).

Высота капиллярного подъема вычисляется по формуле

$$h = \frac{2\sigma \cos\theta}{\rho g R}, \quad (14.1)$$

где h – высота поднятия жидкости в капилляре над уровнем жидкости в сосуде;

σ – поверхностное натяжение;

θ – краевой угол смачивания;

ρ – плотность жидкости;

g – ускорение свободного падения;

R – радиус капилляра.

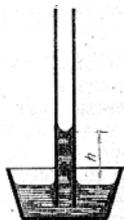


Рис. 14.5. Подъем жидкости в капилляре

Как видно из формулы, чем больше смачивание, тем больше капиллярный подъем. Радиус капилляра обратно пропорционален h , т. е. чем меньше радиус, тем больше капиллярный подъем. Из этого следует, что чем меньше трещина, тем более глубоко будет проникать в нее дефектоскопическая жидкость. При операции проявления очень важно, как следует из формулы (14.1), чтобы поры проявителя были как можно меньше. Тогда индикаторная жидкость будет извлечена капиллярными силами из дефекта и образует след на поверхности слоя проявителя, т.е. дефект можно будет обнаружить.

Из формулы видно, что для любой жидкости можно рассчитать радиус трубки, при котором явление капиллярности не наблюдается, т. е. подъем смачиваемой жидкости так мал, что его не видно. Для воды, например, капиллярность в стеклянных трубках диаметром около 3,6 мм уже не наблюдается невооруженным взглядом. Капиллярами условно принято считать трубки диаметром меньше 3 мм.

В заключение к краткому (и неполному) обзору методов подчеркнем, что говорить о преимуществе какого-либо метода контроля не имеет смысла. Все они дополняют друг друга, но в конкретных случаях в соответствии с запросами и возможностями практики выбирают оптимальный.

Контрольные вопросы

1. Как классифицируются акустические методы обнаружения

дефектов?

2. Охарактеризовать акустические методы, основанные на измерении времени прохождения ультразвука.

3. Охарактеризовать метод термодетектоскопии.

4. В каких материалах можно выявить дефекты с помощью магнитной дефектоскопии вихревых токов?

5. Какие параметры определяют высоту подъема жидкости в капилляре?

6. Изделия из каких материалов, форм и размеров могут контролироваться капиллярными методами?

ЛИТЕРАТУРА

1. Амелинкс, С. Методы прямого наблюдения дислокаций / С. Амелинкс. – М.: Мир, 1968. – 440 с.

2. Арутюнян, Н.Х. Некоторые вопросы теории ползучести / Н.Х. Арутюнян. – М.-Л.: Гостехиздат, 1951. – 324 с.

3. Аскадский, А.А. Деформация полимеров / А.А. Аскадский. – М.: Химия, 1973. – 448 с.

4. Ахвердов, И.Н. Основы физики бетона / И.Н. Ахвердов. – М.: Стройиздат, 1981. – 464 с.

5. Ахвердов, И.Н. Теоретические основы бетоноведения / И.Н. Ахвердов. – Минск: Вышэйшая школа, 1991. – 188 с.

6. Ахвердов, И.Н. Учебно-методическое пособие по дисциплине «Физика твердого тела» / И.Н. Ахвердов. – Минск, 1996. – 103 с.

7. Белов, Л.В. Современная кристаллография / Л.В. Белов. – М., 1981. – 189 с.

8. Владимиров, В.И. Физическая теория пластичности и прочности / В.И. Владимиров. – Л., 1975. – 231 с.

9. Волновые процессы в конструкциях зданий при сейсмических воздействиях. – М.: Наука, 1987. – 297 с.

10. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов / С.И. Губкин. – М.: Мир, 1972. – 405 с.

11. Гузеев, Е.А. Алгоритм расчета долговечности бетона по обобщенному критерию / Е.А. Гузеев, С.Н. Леонович // Инженерные проблемы современного бетона и железобетона: материалы Международ. конф.: в 2 т. – Минск, 1997. – Т. 2. – С. 41–43.

12. Гузеев, Е.А. Разрушение бетона и его долговечность / Е.А. Гузеев [и др.]. – Минск: Тыздзень, 1997. – 170 с.
13. Гузеев, Е.А. Механика разрушения бетона: вопросы теории и практики / Е.А. Гузеев, С.Н. Леонович, КА. Пирадов. – Брест: БПИ, 1990. – 215 с.
14. Гуль, В.Е. Структура и прочность полимеров / В.Е. Гуль. – М.: Химия, 1973. – 448 с.
15. Дамаск, А. Точечные дефекты в металлах / А. Дамаск, Дис. Дине. – М.: Мир, 1966. – 291 с.
16. Ермаков, С.С. Физика металлов и дефекты кристаллического строения / С.С. Ермаков. – Л.: ЛГУ, 1989. – 414 с.
17. Жуков, В.В. Применимость J -интеграла для анализа разрушения бетона / В.В. Жуков, В.И. Шевченко, Е.А. Гузеев // Известия вузов. Строительство и архитектура. – 1987. – № 5.
18. Зайцев, Ю.В. Механика разрушения для строителей / Ю.В. Зайцев. – М.: Высшая школа, 1991. – 228 с.
19. Зенгуил, Э. Физика поверхности / Э. Зенгуил. – М.: Мир, 1990. – 335 с.
20. Иосилевич, Г.Б. Концентрация напряжений и деформаций в деталях машин / Г.Б. Иосилевич. – М.: Машиностроение, 1981. – 397 с.
21. Каминский, А.А. Механика разрушения полимеров / А.А. Каминский, Д.А. Гаврилов. – Киев: Наукова думка, 1988. – 224 с.
22. Карпенко, Г.В. Физико-химическая механика конструкционных материалов / Г.В. Карпенко. – Киев: Наукова думка, 1988. – 224 с.
23. Козлов, В.С. Техника магнитографической дефектоскопии / В.С. Козлов. – Минск: Вышэйшая школа, 1976. – 256 с.
24. Леонович, С.Н. Трещиностойкость и долговечность бетонных и железобетонных элементов в терминах силовых и энергетических критериев механики разрушения / С.Н. Леонович. – Минск: Тыздзень, 1999. – 264 с.
25. Леонович, С.Н. «Механика разрушения» – новая дисциплина для студентов строительных специальностей / С.Н. Леонович // Сб. статей ГУ Респ. науч.-метод. семинара / под ред. Т.М. Пецольда. – Гомель: БелГУТ. – 1998. – С. 216–224.
26. Леонович, С.Н. Теоретические основы долговечности бетона конструкций в терминах критериев механики разрушения // Сб. статей. Респ. науч.-метод. семинара / под ред. Т.М. Пецольда. – Минск: Тыздзень, 1998. – С. 172–189.

27. Леонович, С.Н. Основы энергетической концепции расчета железобетонных элементов / С.Н. Леонович, К.А. Пирадов // Инженерные проблемы современного бетона и железобетона: материалы Междунар. конф.: в т. – Минск, 1997. – Т. 1.4.1. – С. 258–264.

28. Лихтман, С.Н. Влияние поверхностно-активной среды на процессы деформации металлов / С.Н. Лихтман, П.А. Ребиндер, Г.В. Карпенко. – М.: АН СССР, 1954. – 208 с.

29. Макклинток, Ф. Деформация и разрушение / Ф. Макклинток, А. Аргон. – М.: Мир, 1970. – 443 с.

30. Мегер, К. Физико-химическая кристаллография / К. Мегер. – М.: Metallurgia, 1972. – 485 с.

31. Мозберг, Р.К. Материаловедение / Р.К. Мозберг. – М.: Высшая школа, 1991. – 447 с.

32. Мороз, Л.С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов / Л.С. Мороз. – Л.: Машиностроение, 1984. – 223 с.

33. Новиков, И.И. Дефекты кристаллического строения металлов / И.И. Новиков. – М.: Metallurgia, 1975. – 208 с.

34. Партон, В.З. Механика упругопластического разрушения / В.З. Партон, Е.М. Морозов. – М.: Наука, 1985. – 502 с.

35. Пирадов, К.А. Теоретические и экспериментальные основы механики разрушения бетона и железобетона / К.А. Пирадов. – Тбилиси: Энергия, 1999. – 355 с.

36. Пирадов, К.А. Механика разрушения железобетона / К.А. Пирадов, Е.А. Гузеев. – М.: Новый век, 1998. – 190 с.

37. Расчет бетонных и железобетонных конструкций на основе методов механики разрушения / К.А. Пирадов [и др.]. – Тбилиси: Мецниереба, 1999. – 250 с.

38. Пирадов, К.А. Механика разрушения бетона и железобетона / К.А. Пирадов, К.А. Бисенов, К.У. Абдуллаев. – Алматы, 2000. – 306 с.

39. Долговечность изгибаемых железобетонных конструкций / К.А. Пирадов [и др.] // Эффективные строительные материалы, конструкции и технологии: сб. трудов / под ред. Н.П. Блещика. – Минск: УП «Технопринт», 2000.

40. Разрушение. – М.: Мир, 1976. – Т. 7. – 421 с.

41. Северденко, В.П. Изменение дислокационной структуры металла под действием ультразвука / В.П. Северденко, Л.И. Гурский, С.И. Петренко // Докл. АН БССР. – 1979. – № 12.

42. Северденко, В.П. О влиянии поверхностно-активных смазок на разрушение алюминия под действием ультразвука / В.П. Северденко, Л.И. Гурский, С.И. Петренко // Физико-химическая механика материалов. – 1972. – № 1.

43. Трилор, Л. Введение в науку о полимерах / Л. Трилор. – М.: Мир, 1973. – 238 с.

44. Физическое металловедение / под ред. Р. Кана. – М.: Мир, 1967. – Вып. 1. – 330 с.

45. Физическое металловедение / под ред. Р. Кана. – М.: Мир, 1968. – Вып. 3. – 480 с.

46. Финкель, В.М. Физика разрушения. Рост трещин в твердых телах / В.М. Финкель. – М.: Metallургия, 1970. – 279 с.

47. Халл, Д. Введение в дислокации / Д. Халл. – М.: Атомиздат, 1968. – 277 с.

48. Холден, А. Что такое ФТТ / А. Холден. – М.: Мир, 1971. – 272 с.

49. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. – М.: Мир, 1972. – 408 с.

50. Чувствительность механических свойств к действию среды / пер. с англ.; под ред. Е.Д. Щукина. – М.: Мир, 1969. – 352 с.

51. Шалимо, М.А. Коррозия цементного камня / М.А. Шалимо. – Минск: БПИ, 1983. – 115 с.

52. Шевченко, В.И. Применение методов механики разрушения для оценки трещиностойкости и долговечности бетона / В.И. Шевченко. – Волгоград: ВолгПИ, 1988. – 110 с.

53. Leonovich, S.N. Fracture Mechanics Parameters of Concrete: Test Methods Development and Harmonization of Standards. Appropriate Concrete Technology / S.N. Leonovich. – London: E&FNSPON, 1996. – P. 94–105.

54. Leonovich, S.N. Calculation of Durability of Concrete Monuments using Fracture mechanics. Internationale Zeitschrift Fur Baudenkmalpflege, Aedificatio Publishers, 1999, Helt 6, 619–626.

55. Leonovich S.N., Zaytsev Yu.V. Hypotheses of Frost Destruction and Fracture Mechanics of Concrete. Proc. 24: 2-nd Int. RILEM Workshop on Frost resistance of Concrete, Edited by M.J. Setzer, Essen, 2002. – P. 243–251.

56. Рентгенография в физическом металловедении / под ред. Ю.А. Бонаряцкого. – Москва: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1961. –

361 с.

57. Капиллярный неразрушающий контроль / П.П. Прохоренко [и др.]. – Минск: Ин-т прикладной физики НАН Беларуси, 1998. – 160 с.

58. Александров, А.В. Сопротивление материалов / А.В. Александров, В.Д. Потапов, Б.П. Державин. – М.: Высшая школа, 2001. – 560 с.