

УСПЕХИ ФИЗИЧЕСКИХ НАУК

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕЛ

Р. И. Гарбер и И. А. Гиндин

СОДЕРЖАНИЕ

1. Микроскопическая теория прочности	57
2. Дефекты строения реального кристалла	59
3. Влияние микротрещин	59
4. Масштабный эффект. Прочность нитевидных кристаллов	62
5. Статистическая теория хрупкой прочности	69
6. Происхождение зародышевых трещин	70
7. Дислокации и микротрецины	77
8. Влияние окружающей среды на механическую прочность твердых тел	85
9. Зависимость от температуры и длительности	87
10. Разрушение при ползучести	91
11. Хладиломкость	92
12. Строение высокопрочных сплавов	99
13. Усталость	104
14. Упрочнение	105
15. Заключение	106

Современная техника предъявляет все более высокие требования к прочностным свойствам материалов. Физическая теория прочности в настоящее время еще не создана, хотя за последние 30—40 лет широко развивалась новая отрасль молекулярной физики, занимающаяся изучением деформации и разрушения твердых тел. В обзоре рассматриваются современные физические представления о прочности кристаллических тел, причины низкой прочности реальных материалов, а также основные пути повышения прочности.

1. МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ ПРОЧНОСТИ

Оценка, основанная на учете сил межатомного взаимодействия в кристалле, приводит к высоким значениям прочности. Различные методы расчета дают выражения для величины теоретической прочности кристаллов на разрыв типа

$$\sigma_t = K \sqrt{\frac{ES}{a}} \quad (1)$$

где K —коэффициент порядка единицы, E —модуль упругости, S —коэффициент поверхностного натяжения, a —параметр кристаллической решетки. Реальная прочность в 100 или 1000 раз меньше.

Аналогичное расхождение существует между практическим пределом текучести и теоретическим сопротивлением сдвига. Я. И. Френкель⁸ показал, что критическое скальвающее напряжение, при котором решетка

становится механически неустойчивой, равно $G/2\pi$, где G — модуль сдвига, что на несколько порядков выше тех значений, которые получаются при испытании пластичных кристаллов ($10^{-5} G$). Теория Я. И. Френкеля исходит из того, что для преодоления сопротивления сдвигу атомная плоскость должна быть смещена на половину расстояния между двумя устойчивыми положениями равновесия. Отсюда вытекает, что сопротивление сдвигу должно по порядку величины равняться модулю сдвига G . Более детальные расчеты, выполненные позднее рядом авторов⁹⁻¹² с учетом возможности существования промежуточных устойчивых положений решетки, привели к несколько меньшим значениям предельного сопротивления — $G/30$, что все еще несравненно выше прочности на сдвиг реальных металлических монокристаллов.

Резкое расхождение между теорией и опытом обнаруживается и в хрупких твердых телах, для которых, как известно, закон Гука применим вплоть до разрушения, тогда как вблизи теоретической прочности должно наблюдаваться значительное отклонение от пропорциональности между напряжениями и деформацией.

Поиски объяснения причин такого расхождения идут двумя путями. В основе первого пути лежит предположение о том, что низкая прочность — характерное свойство идеального кристалла, и что расхождение между теорией и опытом является следствием несовершенства существующей теории идеального кристалла. Подвергаются сомнению законность экстраполяции упругих свойств кристалла к значительным смещениям атомов и постоянство модуля упругости в процессе деформации. Сравнительная легкость скольжения в кристаллах может, например по аналогии с плавлением, быть обусловлена лишь разрывом связей дальнего порядка при почти неизменных связях ближнего порядка^{13-14,191}. Поэтому требование, чтобы при разрыве напряжения достигали величины порядка G , может оказаться чрезмерным. Однако большинство исследователей видит причину серьезного противоречия между теорией и опытом не в недостатках атомной теории кристалла, правильно решившей вопрос о прочности идеальной кристаллической решетки, а в том, что реальный кристалл не соответствует тому идеальному представлению, с которым имеет дело теория. Различие между теоретической и реальной прочностью возникает потому, что при вычислении теоретической прочности, определяющейся силами межатомной связи, предполагается одновременное разрушение по какой-либо поверхности, пересекающей весь образец, тогда как в реальном кристалле одновременно в сопротивлении внешним силам участвует лишь небольшая доля всех примыкающих к этой поверхности атомов. Такое поведение реального кристалла как в случае хрупкого разрушения, так и при пластическом сдвиге обусловлено влиянием различного рода дефектов кристаллической структуры и перераспределением напряжений вблизи них. Предполагается, что разрыв атомных связей в решетке происходит при локальных напряжениях, отвечающих теоретической прочности, в то время как среднее напряжение по сечению может быть значительно меньше.

Таким образом, противоречие между теорией и опытом может быть преодолено путем отказа от идеальной модели кристаллической решетки и изучения реального кристалла со множеством дефектов структуры, образовавшихся как в процессе кристаллизации, так и при деформации.

Строгая количественная теория прочности твердых тел на основе представлений о реальном кристалле еще не создана, но имеющийся экспериментальный материал удовлетворительно согласуется с такими представлениями.

2. ДЕФЕКТЫ СТРОЕНИЯ РЕАЛЬНОГО КРИСТАЛЛА

Различные гипотезы относительно характера дефектов кристаллической решетки были предложены в свое время рядом пионеров известных авторов¹⁵⁻¹⁹.

Точной классификации дефектов не существует. С чисто геометрической точки зрения дефекты в реальных кристаллах можно классифицировать по числу измерений, в которых неупруго искаженная область имеет макроскопические размеры, тогда как в остальных измерениях ее размеры микроскопические, порядка нескольких межатомных расстояний.

В этом случае вакантные узлы, внедренные в междоузлия атомы и атомы примеси рассматриваются как ноль-мерные дефекты, границы между кристаллитами и блоками мозаики—двумерные дефекты; к одномерным дефектам относятся цепочки вакансий и других ноль-мерных дефектов, а также особое искажение структуры идеального кристалла—дислокация.

Перемещение дислокаций возможно под действием значительно меньших внешних напряжений, чем это требуется для относительного сдвига двух частей кристалла одновременно по всей поверхности раздела. Эта особенность дислокаций позволила объяснить низкие, по сравнению с модулем сдвига, значения предела текучести кристаллов, что и послужило первоначально основанием для предположения о существовании дефектов типа дислокаций в реальных кристаллах²⁰⁻²².

В настоящее время получен ряд экспериментальных доказательств наличия подобного типа дефектов в некоторых кристаллах при наблюдении фигур роста²³⁻²⁴, фигур травления на поверхности деформированных и недеформированных кристаллов²⁵⁻²⁷, при изучении свойств границ кристаллитов с малым углом разориентировки и полигонизации зерен^{28-33 *}.

Наиболее прямыми доказательствами существования дислокаций являются наблюдения при помощи электронного микроскопа изображений отдельных атомных плоскостей, т. е. непосредственное изучение кристаллических решеток и их несовершенств³⁴⁻³⁷.

Всестороннее изучение роли дефектов, их происхождения, взаимодействия и превращений, необходимо для понимания механизма деформации и разрушения кристаллов.

3. ВЛИЯНИЕ МИКРОТРЕЦИН

При рассмотрении вопроса о влиянии дефектов на прочность кристаллических тел чаще всего имеют в виду микроскопические поверхностные или внутренние трещины.

Попытка объяснить расхождение между наблюдаемым и теоретическим значениями прочности при наличии трещин была сделана Гриффитсом в его теории хрупкого разрушения аморфных материалов³⁸. Он предположил, что реальные материалы имеют большое число малых трещин, которые могут действовать как концентраторы напряжений, повышая их до величины теоретической прочности. Процесс разрыва сводится при этом к увеличению длины трещинки вплоть до полного разделения образца на две части. Некоторые вещества из окружающей среды могут проникать в трещины, понижать поверхностную энергию и тем самым дополнительно снижать прочность³⁹⁻⁴⁰.

Гриффитс исследовал условия распространения трещины в упругой среде, когда материал находится под действием внешней системы сил.

*) Русский перевод работ^{26, 27, 33, 34-37} см. в сборнике «Проблемы современной физики» 9, стр. 18—92, 1957.

Расчет бесконечно протяженной тонкой однородной пластинки, содержащей сквозную трещину, показал, что прочность на разрыв связана с длиной гипотетической трещины ($2l$) соотношением

$$\sigma_k = \sqrt{\frac{2ES}{\pi l}}, \quad (2)$$

где E —модуль Юнга и S —коэффициент поверхностного натяжения.

Ряд авторов⁴¹⁻⁴² рассмотрел задачу о прочности тела, имеющего трещину эллиптической формы, с учетом межатомных сил и расположения атомов по краям трещины, и получили аналогичные результаты, отличающиеся от формулы Гриффитса лишь числовыми множителями.

Оказалось, что для аморфных тел и поликристаллических металлов, разрушающихся путем отрыва, длина зародышевых трещин должна быть чрезвычайно мала (например, для стекла $2,6 \cdot 10^{-6}$ см, для а-железа— $7,8 \cdot 10^{-6}$ см), тогда как у монокристаллов и пластичных металлов трещины должны быть крупными (например, у монокристалла цинка—0,55 см).

Таким образом, теория Гриффитса дает удовлетворительные результаты лишь для случая хрупкого разрушения аморфных и поликристаллических тел и недостаточна для объяснения низкой прочности пластичных материалов, в том числе металлических монокристаллов.

Теоретическому изучению развития реальных микротрещин в кристаллических телах посвящена серия работ^{39,43,44}. В отличие от предложений Гриффитса о закругленной форме края трещины у аморфных тел, реальные микротрещины в кристаллических телах, как считают П. А. Ребиндер³⁹ и Я. И. Френкель⁴³, должны иметь заостренные концы, у которых радиус кривизны контура микротрещин равен нулю. Поэтому ширина реальных микротрещин есть величина переменная, изменяющаяся от максимального значения в наиболее развитой части до нулевого значения в концевых точках. Это соответствует постепенному сближению обеих поверхностей, разделенных трещиной, до расстояния, равного постоянной кристаллической решетки.

В выражении для энергии Гриффитс не учел, что поверхностная энергия в узкой щели должна быть меньше, чем в широкой. Заостренная форма края трещины приводит к изменению поверхностного натяжения вдоль границ микротрещин от некоторого максимального значения в развитой части до значений близких к нулю в концевых точках.

Подобная форма микротрещин вытекает из самой природы хрупкого разрушения твердых тел, когда происходит постепенное «перерезание» тела распространяющейся трещиной, и соответствует «самосмыканию» трещин после разгрузки.

Форма микротрещин, особенно их концов, имеет существенное значение для теории хрупкой прочности, так как от условий на концах микротрещины зависит степень ее устойчивости. Неправильный выбор Гриффитсом геометрии микротрещин обусловил один из главных недостатков его теории—невозможность существования устойчивых микротрещин в нагруженном твердом теле.

Кривые $W(2l)$ зависимости свободной энергии от длины зародышевой трещины при заданном напряжении, по Гриффитсу, имеют одну экстремальную точку—максимум, что соответствует неустойчивому состоянию трещины (рис. 1). Из рис. 1 следует, что с увеличением критического напряжения (σ_k) критическая длина зародышевой трещины ($2l_k$) уменьшается. Если длина трещины больше критической ($l > l_k$), трещина будет расти со звуковой скоростью, а если длина ее меньше критической ($l < l_k$), то она должна сомкнуться.

Я. И. Френкель получил для кривых «свободная энергия—длина трещины» кроме максимума еще и минимум, соответствующий устойчивому состоянию трещин (рис. 2). По мере возрастания напряжения эти экстремальные точки сближаются. Когда напряжение достигает критического значения, равного пределу прочности, точки сливаются друг с другом, наступает катастрофическое удлинение трещины и разрушение. В противоположность теории Гриффитса критическое напряжение не связано с существованием готовой трещины некоторой конечной длины.

При вычислении изменения упругой энергии Гриффитс пользовался решением плоской задачи для пластинки бесконечно больших размеров, содержащей сквозную зародышевую трещину. Результаты его расчета неприменимы к обычным трехмерным телам, где сквозные трещины можно считать исключенными. Вследствие математических трудностей решения трехмерной задачи о теле с трещиной, даже для простых видов напряженного состояния, пока не получено.

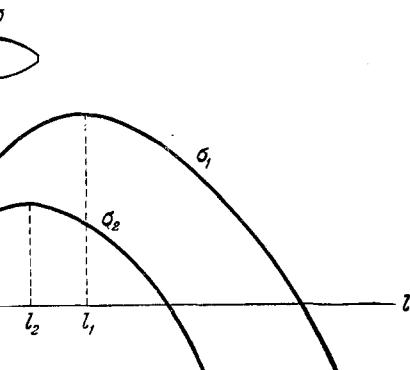


Рис. 1. Зависимость величины свободной энергии ($W = 4lS - \frac{\pi l^2 \sigma^2}{E}$) от длины ($2l$) гипотетической зародышевой трещины (Гриффитс³⁸).

Напряжение $\sigma_2 > \sigma_1$; l_2 и l_1 — критические размеры трещин, соответствующие напряжениям σ_2 и σ_1 .

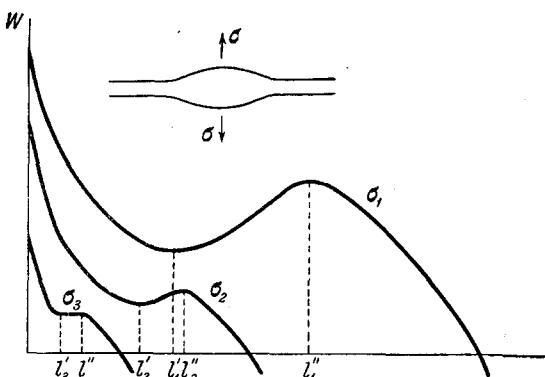


Рис. 2. Зависимость величины свободной энергии (W) от длины ($2l$) реальных микротрещин (Френкель⁴³).

Напряжение $\sigma_3 > \sigma_2 > \sigma_1$; l'_3, l'_2, l'_1 — размеры устойчивых трещин, соответствующие напряжениям σ_3, σ_2 и σ_1 . Разрушение наступает при напряжениях σ_K , когда $l_K = l''_K$.

ности тонких однородных нитей. Существенным является то обстоятельство, что численное значение предела прочности в случае поверхностной трещины оказывается меньшим, чем в случае внутренней трещины.

По вопросу о том, расположены ли опасные дефекты-трещины внутри материала или на поверхности напряженных образцов, были высказаны различные соображения.

В классических опытах А. Ф. Иоффе⁴⁶ было показано, что в воде прочность каменной соли возрастает с 0,5 до 160 кг/мм² и достигает

$$\sigma_K = \frac{3}{2} \cdot \sqrt{ES \cdot \frac{L}{\omega}},$$

где L — линейный размер тела, ω — площадь трещины. Эта формула справедлива для объемного случая, когда линейные размеры трещины малы по сравнению с размерами тела. Результаты расчета Б. Я. Пинеса могут быть успешно привлечены для объяснения повышенной проч-

величины, близкой к теоретической. Столь значительное увеличение прочности кристалла каменной соли под водой хорошо объясняется удалением, благодаря растворению в воде, поверхностного слоя кристалла, в котором сосредоточены все опасные дефекты.

Орован⁴⁷ применил захваты, оставляющие кромки слюды свободными от напряжений, и получил десятикратное возрастание прочности слоистых слюдяных листков на расщепление (с 35 до 320 кг/мм²). Им был сделан вывод, что прочность слюды зависит от повреждения, причиненного кромкам во время расщепления.

В 1932 г. С. Н. Журковым⁴⁸ были выяснены способы получения образцов высокой прочности из стекол путем травления их поверхности плавиковой кислотой.

Гриффитс экспериментально показал, что техническая прочность стекла и кварца может быть значительно повышена, если вести приготовление образцов при высокой температуре и оберегать их от соприкосновения с другими твердыми телами, т. е. в условиях, затрудняющих возникновение и распространение поверхностных трещин.

Опыты А. В. Степанова⁴⁹ по растяжению кристаллов каменной соли показали при наблюдении в поляризованном свете преимущественное образование сдвигов у искусственно нанесенных царапин на поверхности кристалла. Эти опыты дали основание полагать, что и естественные микротрещинки на поверхности кристалла, возникающие вследствие различных случайных причин, являются центрами, вблизи которых зарождаются первые пластические сдвиги в деформируемом твердом теле, ведущие к развитию микротрещин и к разрушению.

Другие многочисленные опыты также показали, что наличие поверхностных трещин сильно снижает прочность хрупких тел как аморфных, так и кристаллических. Несмотря на то, что эти наблюдения не служат окончательным доказательством, вполне вероятно, что трещины Гриффита в хрупких материалах находятся главным образом на поверхности.

Андраде и другие авторы⁵⁰⁻⁵¹ утверждают, что им удалось методами травления и распыления обнаружить на стекле и на каменной соли появление линий, которые, по их мнению, являются трещинами Гриффита.

4. МАСШТАБНЫЙ ЭФФЕКТ. ПРОЧНОСТЬ НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ

При вязком или усталостном разрушении в металлах, однако, маловероятно, чтобы готовые поверхностные трещины играли существенную роль. Сравнительно низкое разрушающее напряжение металлов легче всего объяснить наличием микротрещин внутри самого металла. Одним из доказательств активного влияния объемных дефектов на прочность кристаллов является, несомненно, наличие масштабного эффекта при разрушении. Средняя прочность на разрыв образцов данного материала с уменьшением их размеров повышается и в тонких нитях значительно пре- восходит их обычную техническую прочность.

Идея о статистической природе эффекта повышения прочности тонких нитей была предложена А. П. Александровым и С. Н. Журковым⁴⁸. По их мнению, зависимость прочности тонкой нити от ее диаметра обусловлена присутствием в материале различных по действию на прочность неоднородностей, распределенных по всему объему, и описывается уравнением типа

$$\sigma_k = a + \frac{b}{d+c}, \quad (3)$$

где a , b , c — константы, d — диаметр нити. Результаты известных опытов с тонкими нитями^{48, 52, 53} принято толковать как доказательство того,

что с сокращением объема образцов уменьшается общее количество дефектов, что приводит к снижению вероятности существования в образце более опасных из них.

В отношении опытов со стеклянными нитями следует отметить, что в последнее время были опубликованы весьма интересные наблюдения^{54, 55}, которые указывают на зависимость прочности нитей от ряда факторов, помимо масштабного. Свойства нитей, включая и прочность, определяются условиями их образования (способом приготовления, температурой стекломассы, степенью и скоростью вытягивания) (рис. 3). Отто⁵⁴ изготавливал стеклянные нити различного диаметра при контролируемых, примерно одинаковых, условиях, и зависимости прочности от диаметра не обнаружил. Бартенев и Цепков⁵⁵ обратили внимание на то, что у стекол влияние изменения диаметра или толщины образцов зависит от технологических факторов—пластической деформации и термоупругих напряжений, возникающих в процессе формирования стекла—тогда как зависимость прочности от длины или размеров поверхности может быть объяснена статистической теорией.

Высокая прочность тонких нитей особенно резко выявляется при исследовании механических свойств нитевидных металлических кристаллов. В 1952 г. Галт и Геринг⁵⁶ показали, что крошечные нити олова (около двух микронов в диаметре и несколько м.м. длиной), описанные еще в 1946 г. и известные под названием «усов»⁵⁷, обладают необычайно высокими прочностными свойствами. За последние годы появилось большое число работ, посвященных изучению условий роста и свойств нитевидных кристаллов⁵⁸. Предложено несколько различных описаний процесса роста усов из твердой фазы^{59, 60}, проведены теоретические и экспериментальные исследования роста нитей при осаждении из газовой фазы⁶¹⁻⁶⁴, в процессе химического восстановления галлоидных солей металлов при высоких температурах⁶⁵⁻⁶⁷ и осаждения твердого вещества из раствора солей⁶⁸⁻⁷⁰. Большинство авторов полагают, что в соответствии с механизмом Франка⁷¹ усы образуются вследствие кристаллизации на незарастающей ступеньке единственной в каждом усике винтовой дислокации. Линия этой дислокации должна быть расположена на оси образующегося нитевидного кристалла. Имеются косвенные доказательства, что нити из окиси алюминия⁷² и ртути⁷³ содержат только по одной дислокации. С другой стороны, для нитей железа, меди, никеля, цинка, кремния и марганца⁷⁴⁻⁷⁷ нет оснований делать подобные предположения. В одной и той же партии

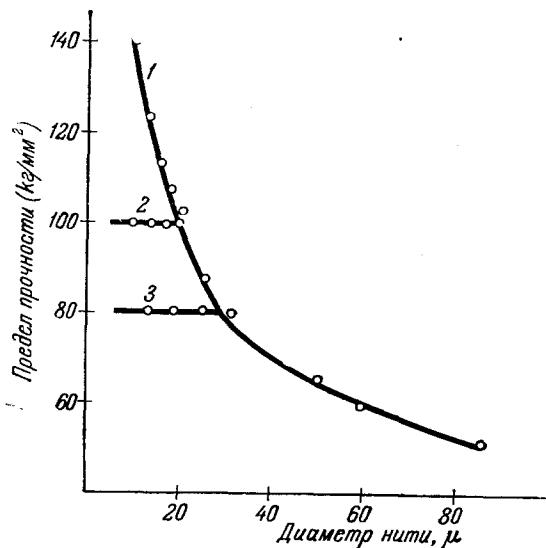


Рис. 3. Зависимость предела прочности на разрыв стеклянных нитей, вынутых из бесцелочного стекла, от их диаметра (Бартенев и Цепков⁵⁵):

1—при переменной степени вытягивания $\alpha = \frac{D^2}{d^2}$ (D —диаметр фильера, d —диаметр нити); 2—при постоянной степени вытягивания $\alpha = 1,6 \cdot 10^4$; 3—при $\alpha = 0,8 \cdot 10^4$.

нитевидных кристаллов, выросших совместно, обычно наблюдается большое разнообразие форм роста⁷⁸⁻⁷⁹. Большой интерес представляют спиральные формы, которые, как полагают, возникают вследствие прецессии дислокации в растущем кристалле. Замечательной особенностью высоко-прочных усов является оптическое совершенство граней на их поверхности. Чаще всего нити являются монокристаллами⁸⁰. Нити обычно ориентированы по оси высшего порядка. Некоторые экспериментальные факты (рост одного нитевидного кристалла из боковой поверхности другого, данные о пластичности усов и др.) дают основание предполагать, что нитевидный кристалл не является столь совершенным. Возможно, что в каждом таком кристалле имеется большое количество различных дислокаций^{74, 75, 81}.

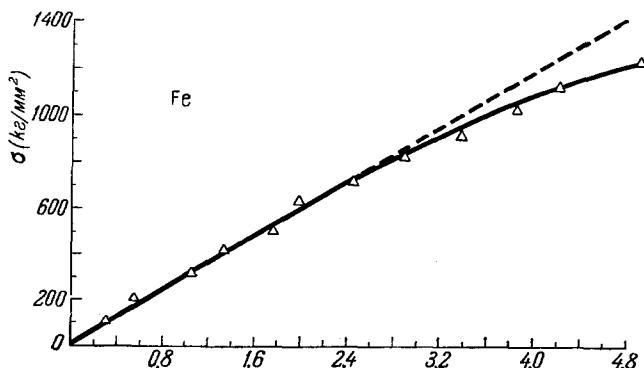


Рис. 4. Диаграмма растяжения нитевидного кристалла железа, полученного восстановлением галлоидного соединения FeBr₂ (по горизонтальной оси отложено ε% Бреннер⁸³):

ось нити параллельна направлению [111]; диаметр нити—1,6 микрона; предел прочности—1340 кг/мм²; максимальные касательные напряжения—364 кг/мм²; модуль Юнга— $E_{[111]}=29\,000$ кг/мм²; упругая деформация—4,8%; разрушение—хрупкое.

Как показали исследования последних лет^{74-76, 82, 83}, прочность нитевидных кристаллов, приготовленных разнообразными методами, приближается к теоретической. Например, по данным Бреннера⁸³, предел прочности нитевидного кристалла железа диаметром в 1,6 микрона равен 1340 кг/мм², т. е. в 60—80 раз больше предела прочности обычных монокристаллов железа. Максимальные касательные напряжения в нитевидных кристаллах железа, меди, серебра в 1200—80 раз выше, чем в массивных кристаллах. В пределах экспериментальной точности закон Гука соблюдается примерно до деформаций в 2%⁸⁴. У железных усов упругая деформация может быть доведена до 4,8%, тогда как у обычных кристаллов она не превышает 0,01%. Модуль упругости нитевидных кристаллов не отличается от его обычных значений (для железа $E_{[111]}=3\cdot10^6$ кг/см²).

Разрушение нитевидных кристаллов может происходить как хрупко (например, в случае железа—рис. 4), так и с предварительной пластической деформацией (у цинка, меди, серебра, кадмия—рис. 5). В последнем случае на кривых деформации отмечается наличие резко выраженного предела текучести (зуба). Появление зуба на кривых растяжения объемно- и гранецентрированных кубических кристаллов обычно объясняется присутствием примесей, образующих «атмосферу» Котрелла⁸⁵. Некоторые авторы считают, что чистота нитей достаточна, чтобы можно было исключить влияние котрелловских облаков.

Из опытов Р. И. Гарбера по двойникованию больших кристаллов кальциита⁸⁶ было в свое время выяснено, что появление зуба на кривых деформации лучше всего объяснять как следствие нарушения однородности монокристалла при образовании первых следов пластической деформации. Подобно этому и в случае нитевидных кристаллов наличие зуба не должно обязательно обозначать торможение дислокаций примесями и может объясняться как следствие нарушения однородности кристалла под действием приложенной нагрузки, т. е. дислокации могут возникать после превышения предела текучести идеального кристалла, в котором до этого дислокаций не было.

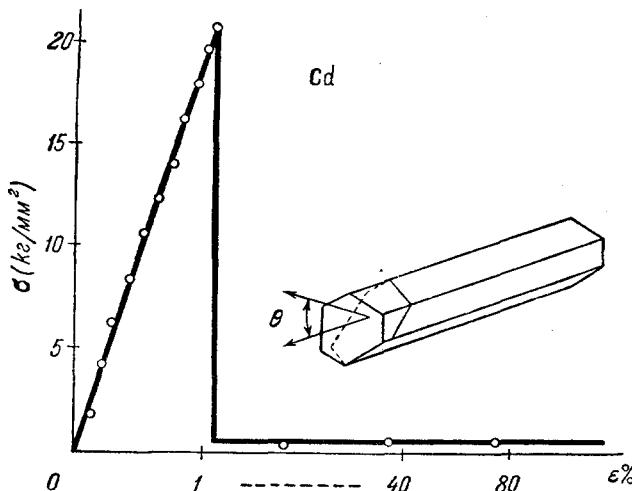


Рис. 5. Диаграмма растяжения нитевидного кристалла кадмия, выращенного из паровой фазы (Колеман, Прайс, Кабрера⁷⁵):

чистота—99,999%; ось образца параллельна плоскости $(10\bar{1}0)$; угол между осью образца и осью 6-го порядка $\theta=30^\circ$; две грани совпадают с плоскостью $(10\bar{1}0)$ четыре—с $(01\bar{1}1)$; диаметр нити—2,5 микрона; длина нити—535 микронов; верхний предел текучести (предел упругости)—27,8 kg/mm^2 ; напряжение течения—1 kg/mm^2 ; модуль Юнга— $2,78 \cdot 10^6 \text{ kg}/\text{cm}^2$; упругая деформация—1%; разрушение—пластичное.

Нитевидные кристаллы меди, серебра, кадмия, каменной соли, фтористого лития и др. деформируются пластически более чем на 35 %. Возникающие следы скольжения резко снижают сопротивление образца деформированию. Так, напряжения течения у кадмийевых и цинковых усов⁷⁵ в 30—80 раз ниже верхнего предела текучести (предела упругости).

Вследствие неравномерного распределения следов скольжения вдоль оси нити имеется возможность вырезать из деформированной нити участок, свободный от следов скольжения. Повторное испытание такого отрезка нити приводит к еще более высоким значениям предела упругости, как об этом свидетельствуют результаты работы⁷⁶, воспроизведенные на рис. 6. По-видимому, кроме масштабного фактора, влиянию которого обычно приписывается наблюдающееся увеличение предела текучести отрезков, может оказаться, что здесь более важным является то обстоятельство, что при первом испытании были израсходованы наиболее слабые места образца.

Во многих случаях кривые растяжения усов имеют очень сложный вид: наблюдаются попеременные снижения и увеличения предела текучести, связанные, по-видимому, с преодолением некоторых препятствий скольжению, природа которых пока неизвестна (рис. 7).

Пластическую деформацию нитевидных кристаллов объяснить весьма трудно. Образование следов сдвига может свидетельствовать о несовершенствах структуры нитей—наличии дислокаций, возникших еще при росте

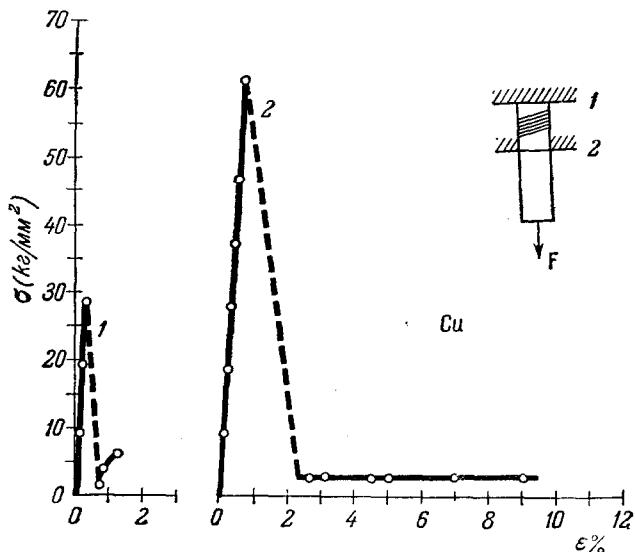


Рис. 6. Диаграммы растяжения нитевидного кристалла меди (Брениер⁷⁶):

1—начальная кривая (кристалл закреплен в положении 1);
2—кривая, полученная после удаления области с полосами скольжения (кристалл закреплен в положении 2).

уса. С другой стороны, дислокации и т. п. неоднородности могут возникать в результате сдвига под воздействием высоких напряжений. Экспериментально установленное значительное понижение верхнего предела теку-



Рис. 7. Диаграмма растяжения нитевидного кристалла меди с последовательными участками упрочнения и разупрочнения (Брениер⁷⁶).

чести кремниевых усов с ростом температуры⁷⁴ указывает на то, что в испытанных нитях до деформирования имелось большое число дислокаций (сетка дислокаций) при высокой концентрации препятствий на пути их возможного движения.

Прочность нитевидных кристаллов существенно зависит от диаметра и длины. Почти во всех случаях прочность возрастает при уменьшении диаметра или длины. Зависимость прочности от диаметра подчиняется закономерности вида

$$\sigma_k = a + \frac{b}{d},$$

где a , b —константы, d —диаметр нити, и в случае определенной длины медных и железных усов⁸³ описывается соответственно уравнениями

$$\sigma_k = 36 + \frac{410}{d} \text{ кг}/\text{мм}^2 \quad \text{и} \quad \sigma_k = -50 + \frac{1630}{d} \text{ кг}/\text{мм}^2 \quad (\text{рис. 8}).$$

Значительное возрастание прочности при уменьшении длины наблюдается в опытах с последовательным испытанием на разрыв одного и того же образца. Так, например, прочность нитевидного кристалла железа, имеющего диаметр 4,71 микрона и исходную длину 4 мм, равнялась 99 кг/мм², тогда как кристалл с длиной 1 мм (после второго разрушения) имел прочность на разрыв 423 кг/мм². Как указывалось выше, в данном случае можно повышение прочности приписать тому обстоятельству, что в процессе предварительного растяжения длинного образца были использованы наиболее слабые места.

Большой разброс значений величины прочности в зависимости от размеров нитевидных кристаллов (рис. 9) говорит о том, что в этих кристаллах имеются какие-то статистически распределенные дефекты. Статистический анализ полученных в настоящее время результатов испытаний чрезвычайно затруднен из-за отсутствия достаточного количества данных о природе дефектов, их ориентации и локализации.

Число поверхностных дефектов данной эффективности должно изменяться пропорционально, а прочность—обратно пропорционально диаметру нити. Совершенно так же, если имеется какое-то число внутренних источников дислокаций, то длина самого протяженного источника будет изменяться пропорционально, а прочность—обратно пропорционально диаметру. Поэтому экспериментально установленная линейная зависимость средней прочности от $1/d$ не может быть использована для определения места расположения дефектов и недостаточна для решения вопроса об относительной роли поверхностных и внутренних дефектов.

Большой интерес представляет выяснение природы столь высокой прочности нитей. С этой целью производились параллельные исследования прочности усов и образцов таких же размеров, вырезанных из массивных кристаллов. В результате было установлено, что прочность вырезанных

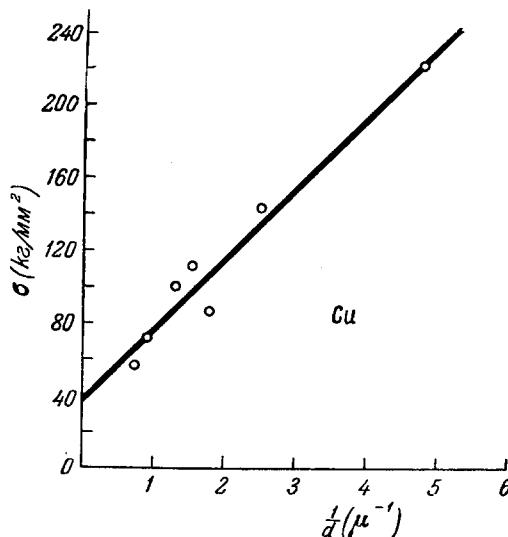


Рис. 8. Зависимость прочности нитевидных кристаллов меди от величины $1/d$ (d —диаметр нити) (Брениер⁸³). Ось кристаллов преимущественно параллельна направлению [111].

образцов, имеющих поперечные размеры от 50 до 25 микрон⁷⁴, не отличается от прочности нитевидных кристаллов кремния таких же размеров ($\sigma_{\text{н}} = 2,2 \cdot 10^{10} \text{ дин}/\text{см}^2$). Однако неизвестно, будет ли соблюдаться это соответствие также и при меньших диаметрах образцов.

Оценить влияние примесей на прочность нитевидных кристаллов очень трудно. Это связано с отсутствием достаточных данных о химическом составе нитевидных кристаллов. Известно, что в некоторых случаях чистота усов не исключительно высока (например, среднее содержание примесей для медных усов, выращенных из CuJ, около $3 \cdot 10^{-5}$, для железных усов, выращенных из FeBr₂— 10^{-4} ; наименьшее измеренное остаточное сопротивление цинка и меди указывает на 10^{-4} примесей⁸⁷).

Имеющиеся данные о свойствах нитевидных кристаллов, выращенных путем электролиза из солей различной чистоты, позволяют считать, что примеси понижают их механические свойства.

Существенное влияние на прочность нитей оказывают условия их роста. При осаждении из раствора или восстановлении галлоидных солей получается более значительный разброс по прочности, чем в тех случаях, когда нитевидные кристаллы выращиваются в более «чистых» условиях, а именно, осаждением в вакууме или в инертной атмосфере. Нитевидные кристаллы с поверхностными дефектами (раковинами, наростами, участками, пораженными коррозией, и др.), как правило, обладают низкой прочностью.

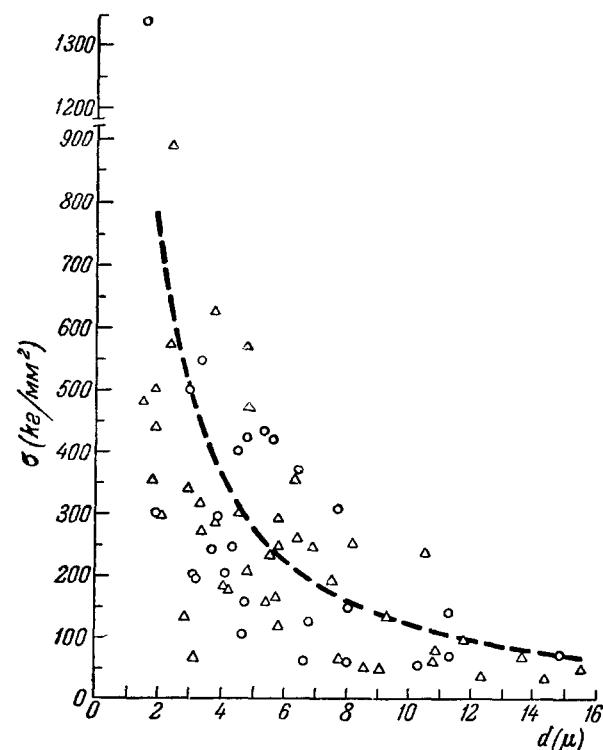


Рис. 9. Зависимость прочности нитевидных кристаллов а-железа от диаметра нити (Бреннер⁸³): Ось кристаллов преимущественно параллельна направлению [100]; длина нитей—1—4 м.м.; скорость нагружения—0,2—1,0 Г/мин.

У обычных кристаллов пленки окислов повышают прочность. Известно также, что чем толще пленка или меньше диаметр кристалла, тем выше эффект упрочнения⁸⁸. Сплошные окисные пленки на нитевидных кристаллах существенно не изменяют их прочности. Более того, как показал Бреннер⁸³, у железных усов наблюдается в результате окисления снижение прочности, что, по мнению автора, связано с образованием краевых дислокаций.

Имеющихся данных о росте и свойствах нитевидных кристаллов недостаточно для того, чтобы судить о причинах их высокой прочности. В настоящее время неизвестно, обусловлена ли их высокая прочность малым размером, совершенством поверхности, особым структурным совершенством или комбинацией этих факторов.

Вероятней всего, что высокая прочность усов должна быть связана с отсутствием дефектов, способных вызвать неоднородное распределение напряжений. Это может быть обусловлено как особенностями их роста, так и просто малыми размерами.

5. СТАТИСТИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ ХРУПКОЙ ПРОЧНОСТИ

К решению целого ряда задач прочности были применены статистические методы. Н. Н. Давиденков⁸⁹ высказал предположение о том, что влияние масштабного фактора на условия возникновения хрупкого разрушения стальных изделий нужно рассматривать как явление статистической природы. В большой серии работ⁸⁹⁻⁹³ Н. Н. Давиденков и его сотрудники подробно изучили явление хрупкости стали, зависимость прочности хрупких металлических образцов от их размеров и показали, что с уменьшением размеров образца имеет место повышение среднего значения хрупкой прочности и понижение критической температуры хрупкости.

Вейбулл⁹⁴ и независимо от него Я. И. Френкель и Т. А. Конторова⁹⁵⁻⁹⁶ рассмотрели вопрос о влиянии неоднородностей, присутствующих в реальных кристаллических телах, на значение хрупкой прочности. Обе теории, отличающиеся друг от друга математическим аппаратом, исходят из общего предположения о том, что прочность образца определяется самой «опасной» из всех присутствующих в нем неоднородностей. Общее разрушение образца происходит при достижении средним напряжением «местной прочности» самого слабого «дефектного» места. Статистическое распределение дефектов по всему объему образца влечет за собой зависимость хрупкой прочности кристаллических тел от их размеров.

В общем виде формула Вейбулла для хрупкой прочности при растяжении, кручении и изгибе выглядит следующим образом:

$$\sigma_{xp} = \frac{A}{V^{1/n}}, \quad (4)$$

где A — константа, зависящая от характера напряженного состояния и природы материала, n — постоянная материала, учитывающая характер распределения «дефектов». У гипотетически абсолютно однородного твердого тела, по Вейбуллу ($n=\infty$), зависимости хрупкой прочности от объема нет. Экспериментальные данные⁹⁷ вполне удовлетворительно подтвердили основные выводы теории Вейбулла.

Я. И. Френкель и Т. А. Конторова в качестве параметра, характеризующего степень «опасности» дефекта, выбрали то значение хрупкой прочности (σ_{xp}), которым бы обладал образец, если бы источником его разрушения явился данный дефект. Ими был принят закон Гаусса для распределения величины местной хрупкой прочности и найдена зависимость прочности от объема в частном случае достаточно больших значений объема в виде

$$\sigma_{xp}^* = \sigma_0 - \sqrt{A \lg V + B}, \quad (5)$$

где σ_{xp}^* — наиболее вероятное значение хрупкой прочности образцов данного объема; σ_0 — значение хрупкой прочности, отвечающее наиболее часто встречающимся в данном материале дефектам (т. е. дефектам «средней» опасности); A и B — постоянные, зависящие от напряженного состояния и материала.

Существующие теории хрупкого разрушения объясняют несоответствие между величинами теоретической и практической прочности, но не могут объяснить ряд других закономерностей процесса разрушения. Они

не учитывают влияния предшествующих разрушению пластической деформации и диффузионных процессов, приводящих к существенным структурным изменениям металла.

Большие трудности встречаются при объяснении явлений статической и динамической усталости и кинетики разрушения. В частности, наблюдающееся одновременное развитие трещин разных размеров в материале, подверженном действию постоянного растягивающего груза, требует специального объяснения, которое до сих пор еще не предложено. Теория хрупкой прочности нуждается в дополнительном учете кинетики роста трещин.

6. ПРОИСХОЖДЕНИЕ ЗАРОДЫШЕВЫХ ТРЕЩИН

Физическая природа и происхождение зародышевых трещин, снижающих механическую прочность кристаллических тел, остаются пока не выясненными. По-видимому, не существует единого механизма образования таких трещин. Б. Я. Пинес⁴⁵ предполагает, что еще в процессе кристаллизации у поликристаллических металлов и сплавов образуются участки «неплотного контакта зерен», могущие играть роль трещин. Вероятным источником трещин могут также служить частицы выделений (например, карбиды в стали) и межфазные границы, образующиеся в результате фазовых превращений в твердом состоянии. В этом случае трещины могут возникать из-за напряжений, обусловленных недостаточным сплением между выделением и матрицей, а также вследствие разницы в их упругих и пластических свойствах. А. В. Степанов⁹⁹⁻¹⁰² полагает, что трещины возникают не спонтанно, а главным образом в результате пластической деформации, предшествующей хрупкому разрушению. В опытах по определению прочности каменной соли А. В. Степанов¹⁰² путем торможения или облегчения пластической деформации изменял практическую прочность соли в 30 раз как в сторону ее повышения, так и понижения (от 2000 до 80 $\text{г}/\text{мм}^2$ при нормальном значении в 500 $\text{г}/\text{мм}^2$) (рис. 10).

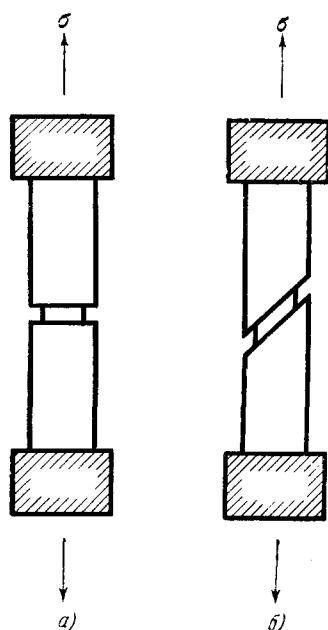


Рис. 10. Два опыта А. В. Степанова¹⁰² по прочности кристаллов каменной соли. Плоскость скольжения (011) ориентирована под углом 45° к оси растяжения:

а) кристаллы с прочностью до 2000 $\text{г}/\text{мм}^2$; б) кристаллы с прочностью до 80 $\text{г}/\text{мм}^2$.

никают вследствие выхода сдвигов на поверхность. В опытах М. В. Классен-Неклюдовской¹⁰⁴ разрыв сухой каменной соли наступал при начале интенсивного образования следов скольжения и соответствовал началу течения влажной соли. Идея о развитии хрупкой трещины от искажений, созданных пластической деформацией, в дальнейшем была распространена Н. Н. Давиденковым на металлы¹⁰⁵.

Один из существенных выводов, который следует из многочисленных исследований физической природы хрупкого разрушения, заключается

Гипотеза А. В. Степанова была подтверждена также работами других исследователей¹⁰³⁻¹⁰⁴. Н. Н. Давиденков и Е. М. Шевандин¹⁰³ показали, что искажения, способствующие преждевременному разрыву, воз-

в том, что хрупкий разрыв металла практически невозможен без предварительной пластической деформации.

Рентгеноструктурные исследования поверхностей хрупких изломов железа и стали $^{106-107}$ подтвердили вывод о развитии хрупкой трещины от искажений, созданных пластической деформацией. Величина этой пластической деформации, количественно оцененная по размытию и интенсивности интерференционной линии $K_{\alpha 1}$, достигает по данным С. О. Цобкалло 106 5 %. Глубина распространения пластической деформации от поверхности хрупкого излома составляет несколько сотых миллиметра (0,03 мм).

Анализ рентгеновских интерференций также показывает, что пластическая деформация сталей при хрупком разрушении протекает путем значительного измельчения исходных зерен. Такое же измельчение зерен имеет место и при вязком разрушении, так что, несмотря на отличие излома, хрупкое и вязкое разрушение сопровождается одним и тем же процессом блокообразования, характерным для пластической деформации. Различие между этими видами разрушения заключается лишь в величине пластической части деформации. Хрупкое состояние соответствует таким условиям опыта, которые благоприятны для создания больших искажений, так что уже первые сдвиги вызывают нарушения, способные повести к разрыву.

Хотя, по мнению А. В. Степанова, первичные дефекты, имеющиеся в кристалле перед опытом, не являются причиной его преждевременного разрыва, они вне всякого сомнения влияют на прочность кристалла 108 .

В работах по искусственному сдвигообразованию А. В. Степанов изучал механизм действия первичного дефекта и взаимоотношения между первичным и деформационным дефектами. Опыты с царапинами, нанесенными вдоль образца каменной соли, а также с точечными нарушениями поверхности $^{109-110}$, показали, что рост первичного дефекта возможен, если он стимулируется пластической деформацией.

Согласно предположениям А. В. Степанова хрупкий разрыв кристалла происходит по следующей схеме: поверхностный дефект или жесткая деформация дают начало сдвигу, который в свою очередь ведет к развитию первоначального или к образованию нового дефекта, ответственного за разрушение.

В дальнейшем А. В. Степанов, исходя из общих для всех кристаллов качеств — анизотропии упругих свойств и возможности осуществления в кристаллических средах механоориентационных процессов, предложил рассматривать образование сдвигов и разрушение как следствие потери идеальной кристаллической решеткой упругой устойчивости 111 .

Для случая кристаллических сред механоориентационные процессы заключаются в явлении переориентации кристаллов под действием внешних механических сил. Поскольку свободная энергия кристалла, подвергающего действию внешних сил, является функцией угла между направлением силы и осью упругой анизотропии, в общем случае расположение атомов в кристалле не будет отвечать состоянию равновесия. В этом и заложена возможность существования механоориентационных явлений в кристалле.

Переход в равновесную форму в атомной системе может идти путем перегруппировки частиц, приводящей к переориентации части или всего объема кристалла. А. В. Степанов считает, что для образования зародышей сдвигов и разрушения вследствие механоориентационных эффектов в случае искусственного сдвигообразования имеются все необходимые энергетические предпосылки.

Высказанные Степановым соображения о разрушении, как явление потери упругой устойчивости кристаллической решеткой, имеют чисто гипотетический характер и нуждаются в опытной проверке.

Характер искажений, вносимых пластической деформацией, а вместе с тем и степень их опасности сильно зависят от условий опыта, температуры, скорости деформации и др. Поэтому прочность и пластические свойства при изменении условий опыта могут изменяться одинаковым образом. Хорошим примером тому могут служить данные С. Н. Журкова и Т. П. Санфировой¹¹² о долговечности и скорости вязкого течения, полученные в весьма широком интервале скоростей деформации. Их опыты позволили установить общую закономерность для ползучести и долговечности под нагрузкой. При заданной температуре зависимости времени до разрушения (τ) и скорости ползучести (v) от напряжения (σ) для большой группы металлов и их сплавов описываются соотношениями вида

$$\tau = Ae^{-\alpha\sigma}, \quad (6)$$

$$v = A_1 e^{\alpha_1 \sigma}, \quad (6a)$$

в которых величины A и α , A_1 и α_1 изменяются закономерно с температурой и тем самым определяют температурную зависимость долговечности и скорости ползучести (рис. 11).

Найденные зависимости τ и v от температуры (рис. 12) могут быть записаны в форме:

$$\tau = \tau_0 e^{\frac{U_0 - \gamma\sigma}{kT}}, \quad (7)$$

$$v = v_0 e^{-\frac{Q_0 - \gamma_1 \sigma}{kT}}, \quad (7a)$$

где Q_0 и U_0 —энергии активации процессов квазивязкого течения и разрушения, γ и γ_1 —величины, определяющие меру воздействия напряжения на величину барьеров. Было обнаружено равенство энергетических барьеров ($Q_0 = U_0$), указывающее, по мнению авторов, на тесную взаимосвязь процессов пластической деформации и разрушения, при которой скорость одного из них предопределяется скоростью другого.

В случае разрыва пластичных тел, являющегося еще более преждевременным, чем разрыв хрупких тел, прочность металлов определяется их сопротивлением пластической деформации. Изменение прочности невозможно без изменения пластических свойств кристалла. Например, эффект А. Ф. Иоффе можно рассматривать как результат растворения искажений, появляющихся на поверхности кристалла вследствие прошлой пластической деформации.

Обычно разрушению предшествует определенная пластическая деформация. Эта деформация оказывает двоякое действие на кристаллическую решетку металла. Появление зоны сдвигообразования стягивает неоднородности в распределении напряжений, локализованные в областях, размеры которых значительно превышают размеры блоков когерентности. Такое нивелирующее действие пластической деформации может приводить к торможению развивающихся микротрещин, наблюдавшемуся в ряде исследований¹¹³⁻¹¹⁴. Локальный характер развития внутрикристаллических микротрещин позволяет считать, что вначале пластическая деформация блокирует микротрещину, а затем вследствие упрочнения способствует ее развитию. Разрушение пластических кристаллов может протекать по схеме: концентрация напряжений—развитие сдвига—охрупчивание пластического узла—скачкообразный рост микротрещины. На разблокировку и рост микротрещин оказывают влияние флуктуационные процессы,

происходящие у концов микротрещин и резко зависящие от температуры, длительности действия напряжений и их концентрации.

Наряду с благоприятным влиянием на практическую прочность, пластическая деформация приводит к образованию ультрамикроскопических нарушений сплошности и развитию поверхностей раздела между блоками, ослабляя сопротивление разрушению.

Микротрещины, на наш взгляд¹¹⁵, образуются в результате дисперсирования при пластической деформации. Известно, что пластическая

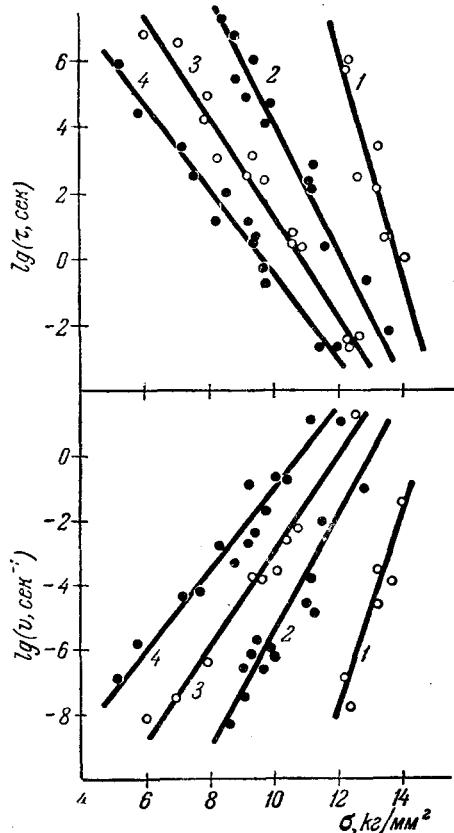


Рис. 11. Зависимости долговечности (τ) и скорости ползучести (v) платины от напряжения (σ) (Журков и Санфирова¹¹²): 1—100° С, 2—300° С, 3—400° С, 5—500° С.

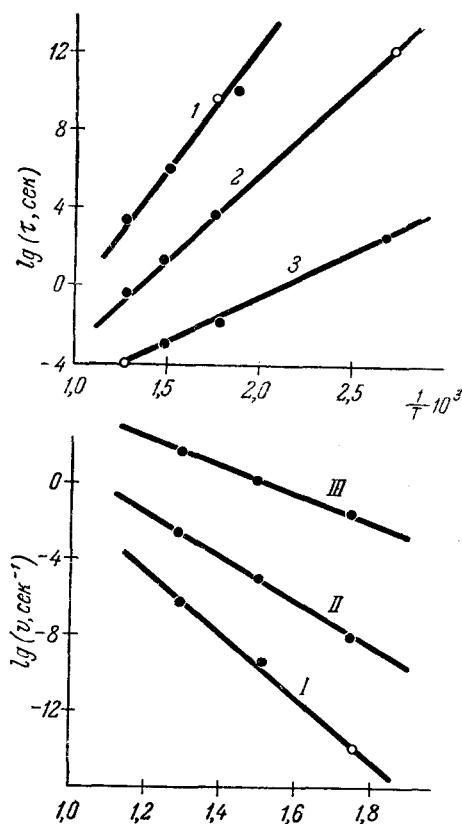


Рис. 12. Зависимости долговечности (τ) и скорости ползучести (v) платины от величины, обратной температуре ($1/T$) (Журков и Санфирова¹¹²):

$$\begin{aligned} I &= 7 \text{ кг}/\text{мм}^2, 2 = 10 \text{ кг}/\text{мм}^2, 3 = 13 \text{ кг}/\text{мм}^2, \\ I &= 6 \text{ кг}/\text{мм}^2, II = 9 \text{ кг}/\text{мм}^2, III = 12 \text{ кг}/\text{мм}^2. \end{aligned}$$

деформация приводит к нарушению однородности монокристалла и кристаллитов поликристаллических агрегатов. Образование полос скольжения, двойниковых прослоек, сбросов и др. рассматривается только как нарушение однородности и не связывается с несомненно возникающими при этом микротрещинами и разрывами. Предположение о том, что на всех стадиях процесса пластического деформирования твердые тела остаются макроскопически сплошными, не может считаться обоснованным. Имеющийся экспериментальный материал доказывает, что при деформации нарушается не только однородность, но и сплошность кристаллов.

О диспергировании твердых тел в процессе пластической деформации свидетельствуют такие прямые наблюдения, как уменьшение плотности деформированных материалов, возникновение ультрамикроскопического рассеяния света у прозрачных кристаллов каменной соли¹¹⁶, образование

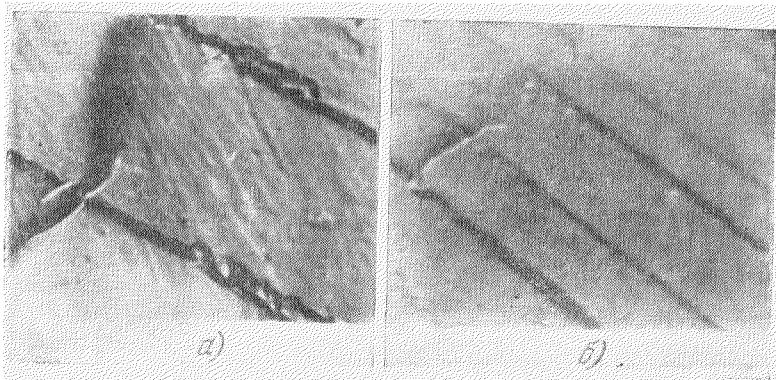


Рис. 13. Следы полос базисного скольжения монокристалла берилля (99,7%) (Гарбер, Гиндин, Ковалев, Шубин¹¹⁸). Ось нагружения ориентирована под углом 45° к плоскости базиса (0001).

Плоскость шлейфа параллельна плоскости сдвига (1100):

а) после обжатия на 3,4% при 196° С; б) после обжатия на 3,9% при 20° С. Следы полос скольжения пересечены микротрецинами по плоскости призмы второго рода (1120)×10000.

микропор в железных образцах при их растяжении и прокатке в жидком азоте¹¹⁷, образование разрывов вследствие неоднородного сдвига вдоль одной и той же полосы скольжения в монокристаллах берилля¹¹⁸ (рис. 13), локализация разрывов и трещин внутри полос скольжения^{118–120} (рис. 14) и т. д.

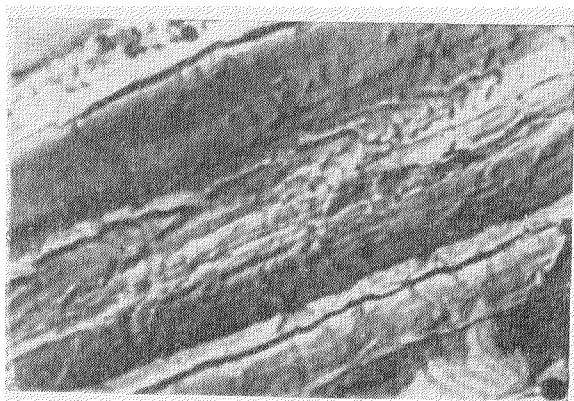


Рис. 14. Следы полос базисного скольжения монокристалла берилля (99,7%) (Гарбер, Гиндин, Ковалев, Шубин¹¹⁸). Сжатие на 4,7% при 400° С. Микротрециины локализованы вдоль полос скольжения × 10000.

Диспергированием можно объяснить накопление скрытой энергии при пластической деформации. Если предположить, что в результате деформирования часть поверхности блоков может оказаться свободной, то в скрытую энергию будет входить поверхностная энергия свободной

части поверхности блоков. В пользу такого предположения говорят данные об одинаковом характере зависимости количества блоков и плотности скрытой энергии от деформации и их одновременное насыщение при увеличении деформации.

Отношение площади свободной поверхности к площади всей поверхности блоков (γ) в условиях насыщения можно оценить по следующей формуле:

$$\gamma = \frac{\alpha}{\beta} \cdot \frac{l \cdot qQ}{S}, \quad (8)$$

где $\alpha = \frac{v}{l^3}$, v —объем блока, $\beta = \frac{F}{l^2}$, F —поверхность блока, l —линейный размер блока, q —плотность вещества кристалла, Q —скрытая энергия пластически деформированного кристалла при насыщении, отнесенная к массе образца, S —коэффициент поверхностного натяжения недеформированного кристалла на границе с вакуумом. Для меди из расчета по формуле (8) получаем $\gamma \approx 0,5$. Таким образом, значительная часть поверхности блоков когерентности должна быть свободной от контактов с соседями.

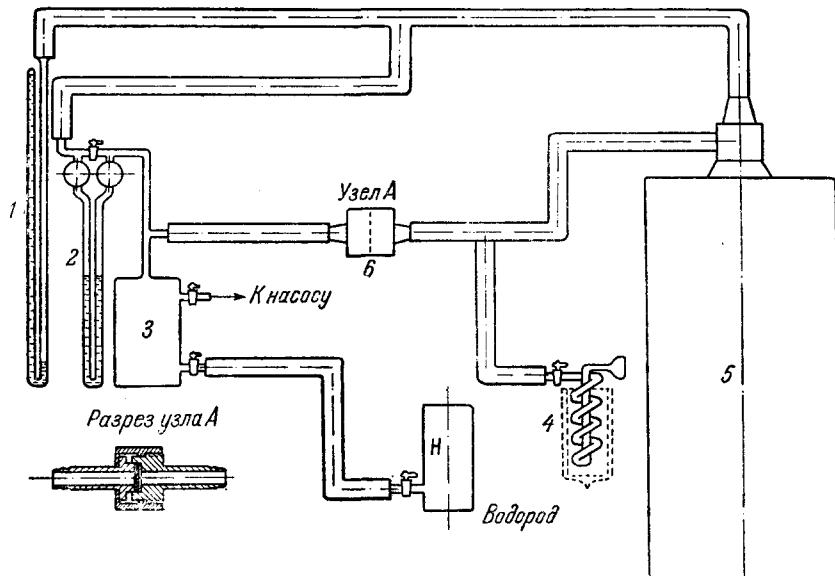


Рис. 15. Схема установки для испытания образцов на пористость:
1—абсолютный ртутный манометр; 2—дифференциальный масляный манометр;
3 и 5—баллоны; 4—ловушка с жидким азотом; 6—камера с испытуемым
образцом.

Та часть скрытой энергии пластической деформации, которая расходуется на другие искажения, какими являются атомно-дисперсные дефекты (вакансии, атомы в междоузлиях), дислокации, остающиеся напряжения, оцененная по результатам ряда работ¹²¹⁻¹²², составляет не более 10 %. Следовательно, почти вся скрытая энергия пластической деформации локализована в виде поверхностной энергии неконтактирующих участков блоков когерентности.

Для объяснения макроскопической целостности деформируемого твердого тела при диспергировании было предложено считать, что одновременно с диспергированием происходит восстановление контактов. Последующее восстановление сплошности, необходимое для дальнейшей пластической деформации, можно представить как результат восстановления

молекулярного сцепления на новых контактах или как следствие процесса, похожего на припекание^{115, 123, 124}.

Процесс локального разрушения может сопровождаться частичным или полным восстановлением контактов. Частичное восстановление контактов должно наблюдаться при скольжении, когда обнаруживается дробление блоков когерентности, их дезориентация, уменьшение плотности, рассеяние света в прозрачных кристаллах и другие явления. В передвойникованных частях кристалла контакты, по-видимому, восстанавливаются полностью. На границах двойников, в упругих двойниках, в зонах аккомодации, в клиновидных двойниках имеется только частичное восстановление контактов. Частичное залечивание микротрещин будет протекать более или менее активно в зависимости от условий опыта. Так, например, адсорбция из окружающей среды на вновь образованных поверхностях может воспрепятствовать их залечиванию. Если контакты не восстанавливаются, или прочность восстановленных контактов недостаточна, то наступает разрушение при более низких напряжениях.

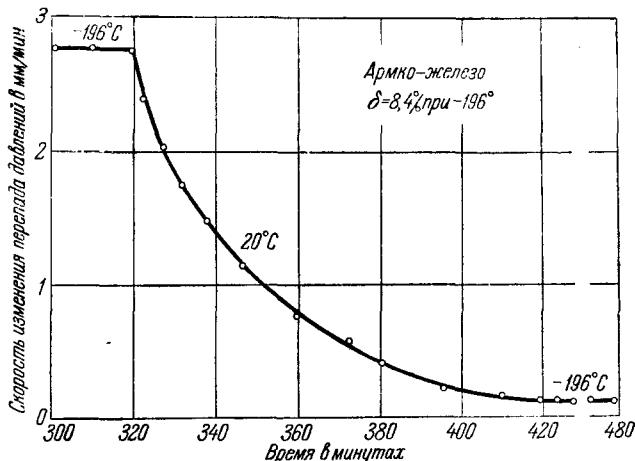


Рис. 16. Убывание скорости изменения перепада давлений при перетекании водорода через пористую перегородку—деформированный в жидком азоте железный образец в результате отжига при 20° С (Гарбер, Гиндин, Коган, Лазарев¹¹⁷).

Восстановление сплошности на новых контактах удалось обнаружить при изучении скорости истечения газообразного водорода сквозь перегородку из тонкого слоя деформированного в жидком азоте железа¹¹⁷. Схема соответствующей установки приведена на рис. 15. Пластическая деформация железа при низких температурах приводит к образованию весьма тонких пор. Оказалось, что при температуре —196° С пористость не меняется со временем. После отогрева до комнатной температуры происходит быстрое уменьшение пористости, чему соответствует убывание скорости изменения перепада давления, изображенное на графике рис. 16. В описанных опытах с железом пористость определялась по формуле¹²⁵

$$\eta = \frac{\ln \frac{\Delta p_1}{\Delta p_2}}{k\tau}, \quad (1)$$

где k —постоянная прибора, τ —время протекания водорода, Δp_1 —первичный перепад давления на масляном манометре 2, Δp_2 —конечный перепад давления на манометре 2. Эти опыты с железом могут служить

доказательством того, что при повышении температуры контакты между микроблоками быстро восстанавливаются и щели, образовавшиеся в процессе деформации, залечиваются. Залечивание микропор сочетается с низкотемпературной рекристаллизацией, однако последняя не может сама по себе приводить к образованию новых контактов. Для закрытия пор, наоборот, необходимо установление новых контактов и не обязательен рост зерен.

Другим наглядным примером восстановления контактов в процессе пластической деформации может быть наблюдаемый в условиях одностороннего сжатия при 400°C макросдвиг кристаллов берилля по плоскости базиса¹²⁶. У таких образцов скольжение внешне напоминает модель чистого сдвига по атомной плоскости (рис. 17). Две части кристалла сдвинуты относительно друг друга по базисной плоскости (0001) в направлении $[1\bar{1}20]$, причем величина относительного сдвига γ на следах сосредоточенного скольжения достигает в некоторых случаях значения $\gamma=200$. Следы сосредоточенного скольжения с большим относительным сдвигом можно также рассматривать как области, где в процессе деформации временно нарушается сплошность, а затем в результате восстановления контактов возникает новообразование.

У хрупких металлов образование блоков и субмикротрещин при диспергировании предшествует появлению полос скольжения или происходит одновременно с их возникновением. Так, например, остающаяся деформация кристалла берилля, связанная с образованием блоков мозаичной структуры до появления электронно-микроскопически разрешаемых полос скольжения, достигает при -196°C 3%. Повышение температуры испытания приводит к уменьшению той части деформации, которая предшествует образованию полос скольжения¹¹⁸.

Локализация усталостных трещин вблизи полос скольжения подтверждается многими авторами. Таким образом, разрывы и трещины, образующиеся при дроблении зерен на блоки, в процессе скольжения могут рассматриваться как основная причина снижения прочности твердых тел.

7. ДИСЛОКАЦИИ И МИКРОТРЕЩИНЫ

За последнее десятилетие получили развитие модельные представления механизма образования зародышевых трещин и разрушения металлов в рамках дислокационной теории. Дислокационная теория предлагает несколько схем образования трещин. Все эти схемы также основаны на том факте, что кристаллическому разрушению всегда предшествует пластическая деформация. Основные дислокационные механизмы образования трещин и разрушения описываются теорией «скоплений дислокаций у препятствия»¹²² и примыкающей к ней теорией заторможенного скольжения¹²⁷.

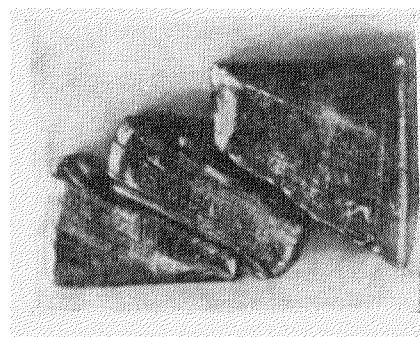


Рис. 17. Образец монокристалла берилля (99,7%) после сжатия при 400°C (Гербер, Гиндин, Коган, Лазарев¹²⁶).

Исходная ориентация: плоскость базиса (0001) параллельна плоскости рисунка; угол между осью сжатия и бинарной осью $[1\bar{1}20]$ равен 60° ; облегченное сосредоточенное скольжение по базису с относительным сдвигом $\gamma=200$ после передовой никования образца во всем объеме.

По мнению Зинера¹², концентраторами напряжений могут быть плоскости скольжения. Перенапряжения возникают перед острием распространяющейся полосы скольжения и обусловлены релаксацией напряжений сдвига внутри полосы.

Остановка полосы скольжения у препятствия может вызвать дальнейшую релаксацию напряжений и их рост до величины теоретической прочности, что приведет к образованию трещины и ее дальнейшему развитию. Зинер отождествляет остановку полосы скольжения на препятствии с образованием скопления дислокаций, плот-

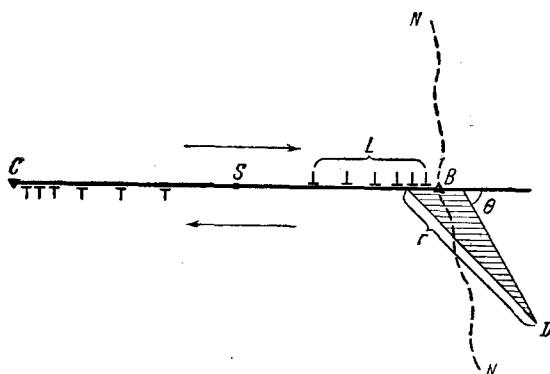


Рис. 18. Схема образования микротрещины BD во главе скопления дислокаций на конце плоскости скольжения BC (у границы зерен) (Стро¹²⁹).

ность которого увеличивается при подходе

Представление об образовании трещин во главе скоплений дислокаций получило свое дальнейшее развитие в работах Мотта¹²⁸, Стро¹²⁹,

Петча¹³⁰ и других авторов. Требующаяся концентрация напряжений создается вблизи скоплений дислокаций в плоскостях скольжения. Необходимым условием скопления групп дислокаций является наличие барьеров, препятствующих распространению скольжения. Такими барьерами могут служить границы зерен или закрепленные дислокации.

Предполагается, что под действием приложенных скальзывающих напряжений τ дислокации, генерируемые источником S Франка—Рида¹³¹, свободно передвигаются по плоскости скольжения BC до тех пор, пока они не достигнут барьеров B и C (рис. 18), где произойдет скопление группы дислокаций. Джакет¹³² считает, что ему удалось наблюдать заблокированные группы дислокаций на поверхности травленых образцов (рис. 19). В результате скопления дислокаций вблизи концов линий скольжения будут возникать значительные напряжения растяжения, аналогичные напряжениям на концах трещины Гриффитса (см. уравнение (2)), которые приводят к образованию зародышевой трещины.

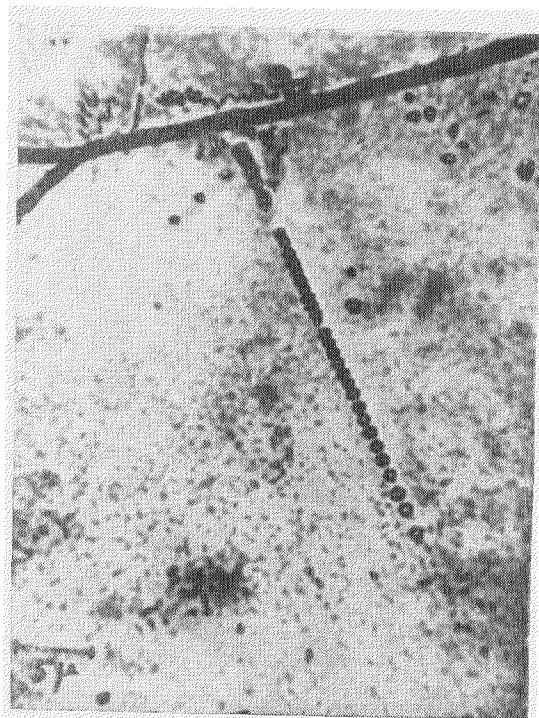


Рис. 19. Скопление дислокаций у границы зерна латуни (Джакет¹³²).

Величина нормальных напряжений к плоскости BD на расстоянии r от вершины скоплений дислокаций определяется по формуле¹²⁹

$$\sigma = \tau \sqrt{\frac{L}{r}} \cdot f(\theta), \quad (10)$$

где L —размер протяженности области сдвига при перемещении дислокаций данного знака, примерно равный половине длины линии скольжения, τ —скалывающее напряжение вдоль полосы скольжения BC , а $f(\theta)$ —функция, зависящая от ориентации плоскости BD .

Критическое скалывающее напряжение, необходимое для образования и роста трещины до длины трещины Гриффитса, может быть определено из условия минимума полной энергии образования трещины $W(11)$ с учетом соотношения (10)

$$\frac{\partial W}{\partial (2l)} = \frac{\partial}{\partial (2l)} \left\{ -\frac{\pi(1-\nu)\sigma^2(2l)^2}{8G} + 4Sl \right\}, \quad (11)$$

где $\frac{\pi(1-\nu)\sigma^2(2l)^2}{8G}$ —упругая энергия и $4Sl$ —поверхностная энергия поверхности трещины длиной $2l$; ν —коэффициент Пуассона, G —модуль сдвига.

Условие образования трещины принимает тогда вид

$$\tau = aG \sqrt{\frac{b}{L}}, \quad (12)$$

где $a = \left\{ \frac{3\pi}{8(1-\nu)} \right\}^{1/2} \approx 1$, b —межатомное расстояние.

Дальнейший рост трещины и полное разрушение происходят под действием нормальных к плоскости BD напряжений.

Концентрация напряжений возле головы скопления в зависимости от свойств материала и условий деформирования может привести либо к образованию и развитию трещины и, в конечном итоге, к разрушению, либо к преодолению скоплением дислокаций препятствия и пластическому течению. Образование и распространение хрупкой трещины возможно лишь при условии затрудненной пластической деформации. Наличие пластической деформации будет уменьшать концентрацию напряжений перед скоплением дислокаций и исключать возможность образования и развития хрупкой трещины.

Таким образом, если источники дислокаций не заблокированы, например примесями, и могут генерировать новые дислокации, то хрупкие трещины не будут распространяться. Это соответствует тому факту, что в металлах с гранецентрированной кубической решеткой, где блокировка примесями мала и предел текучести низок, наблюдается вязкое разрушение путем образования большого количества микротрещин, сливающихся затем вместе в одну трещину разрушения.

Дислокационная теория в этом виде оказалась пригодной для описания хрупкого и вязкого разрушения поликристаллических металлов. Хрупкое разрушение происходит в тех случаях, когда линия скольжения пересекает зерно (этим подчеркивается отсутствие идеально хрупкого излома), когда скалывающее напряжение превышает критическое напряжение ($\tau = G\sqrt{b/L}$), необходимое для образования трещины, или когда возникшая трещина не тормозится пластическим течением извне вокруг ее конца, а растягивающее напряжение достаточно велико, чтобы вызвать ее дальнейшее распространение. В последнем случае трещина будет расти со скоростью, близкой к скорости звука.

Если развитие трещин подавляется, то следует ожидать пластического разрушения, когда образуется большое количество беспорядочных трещин,

соединяющихся вместе. Затухание напряженной зоны при развитии трещины происходит вследствие перемещения дислокаций, возникающих из расположенных вокруг источников Франка—Рида. В этом случае трещина может увеличиться лишь на расстояние, сравнимое с расстоянием между источниками дислокаций в материале ($\sim 10^{-4}$ см).

По дислокационной теории зародышевые трещины (трещины Гриффитса) в металлах возникают в результате пластической деформации, и разрушение может произойти лишь по достижении скальвающими напряжениями критического значения. При этом имеется в виду, что за образование трещин ответственны касательные напряжения, тогда как развитие трещин связано с нормальными напряжениями, действующими на весь образец.

Из теории дислокаций также следует, что как в случае хрупких, так и в случае пластических разрушений нужно ожидать аналогичную зависимость напряжения разрыва от размера зерна структуры.

Действительно, если длину линии скольжения приравнять диаметру зерна и отождествить трещины Гриффитса с плоскостями скольжения, то, учитывая соотношение между напряжениями сдвига τ и растяжения σ в линейной задаче ($\tau = \frac{1}{2} \sigma$), из уравнения (12) можно получить эту зависимость в виде следующего уравнения:

$$\sigma = k \cdot d^{-1/2} + \sigma_0, \quad (13)$$

где $k = \left[\frac{6\pi SG}{1-S} \right]^{1/2}$, $L = d$ — диаметр зерна, σ_0 — член, учитывающий сопротивление движению дислокаций в результате присутствия растворенных атомов и дисперсных выделений.

Экспериментальные данные Петча¹³³ для железа и мягкой стали дают хорошее совпадение с выводами теории (рис. 20). Характерно, что при хрупком и вязком разрушениях кривые имеют одинаковый наклон; это, по-видимому, свидетельствует о действии одинакового механизма — образования скоплений дислокаций на границах зерен.

Некоторые особенности упрочнения определяются образованием «атмосферы» растворенных атомов около дислокаций, также тормозящей их движение. Отрыв дислокации от атмосферы в некоторых случаях может привести к следствиям, аналогичным прорыву скоплений дислокаций через препятствие. Растворенные примеси приобретают особое значение, поскольку они способствуют понижению поверхностного напряжения на развивающихся границах раздела и этим облегчают образование трещин.

Идея о скоплениях дислокаций на препятствиях в случае монокристаллов встречает ряд трудностей и, по сути, неприменима. Во-первых, невозможно представить себе в плоскости скольжения барьеры достаточной силы, которые бы могли задержать скопление дислокаций и вызвать рост

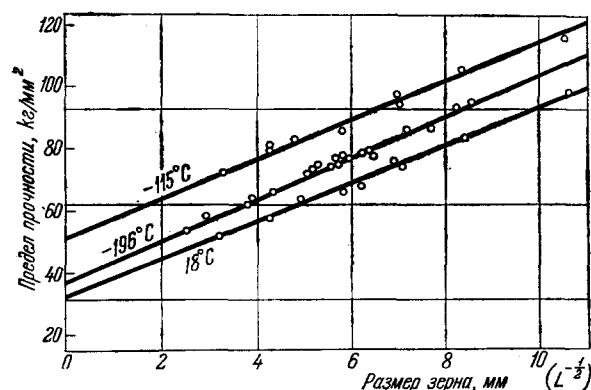


Рис. 20. Зависимость предела прочности армокожелеза от размера зерен (Петч¹³³).

напряжений до значений, необходимых для разрушения. Во-вторых, трудно объяснить рост трещин в тех случаях, когда плоскость скольжения совпадает с плоскостью спайности монокристалла (например, у цинка, кадмия, висмута и других металлов с гексагональной и ромбоэдрической решеткой). Даже если бы у таких кристаллов образовывались скопления дислокаций, они не смогли бы вызвать растягивающих напряжений, нормальных к плоскости скольжения, а следовательно, не смогли бы создать дополнительные напряжения, необходимые для разрушения.

Поэтому целый ряд авторов¹³⁴⁻¹³⁷ занимается изысканием других дислокационных механизмов, с помощью которых возможно было бы описать процессы разрушения монокристаллов. Орован¹³⁴, Кохендорфер¹³⁵, Фюдзита¹³⁶, независимо друг от друга, предложили интересный механизм образования тонкой плоской зародышевой трещины путем аннигиляции дислокаций. Зародышевая трещина может образоваться вследствие объединения группы краевых дислокаций противоположного знака. Однако, получающаяся при этом полость неустойчива по той же причине, что и трещина Гриффитса: она может захлопнуться с образованием кольца краевой дислокации. Энергетически устойчивыми оказываются лишь полости размером 10^{-6} см, которые не могут привести к разрушению кристалла, так как вызывают недостаточно высокую концентрацию напряжений.

Для разрешения трудности Фюдзита предлагает учесть возможность объединения групп дислокаций с избытком дислокаций одного знака. При этом возникает не простая трещина, а полая краевая дислокация с вектором Бюргерса, равным $n'\lambda$, где n' —число избыточных дислокаций в полости, а λ —вектор Бюргерса единичной дислокации (рис. 21). Заменив получающуюся полость прямоугольного сечения эллиптической полой дислокацией в сплошной среде с полуосами $a=L$ и $b=\left(\frac{ah}{2}\right)^{1/2}*$, Фюдзита рассчитал распределение касательных и нормальных напряжений по контуру полости. Максимальные растягивающие напряжения действуют вблизи края полости в направлении, близком к перпендикуляру к ее поверхности (или к плоскости скольжения) и равны:

$$\sigma_{\max} = \frac{Gn'\lambda}{2\pi(1-\nu)} \cdot \frac{1}{b}, \quad (14)$$

где G —модуль сдвига; ν —коэффициент Пуассона.

* Радиус окружности на концах большой оси $r = \frac{b^2}{a}$ принимается равным $h/2$.

Когда вектор Бюргерса $n'\lambda$ делается сравнимым с величиной b , растягивающие напряжения приближаются к $\frac{1}{10} G$. Условие разрушения при этом механизме может быть выражено уравнением

$$n'\lambda = b = \left(\frac{Lh}{2} \right)^{1/2} \quad (15)$$

Значение $n'\lambda$ не может возрастать неограниченно, поскольку растут одновременно и максимальные касательные напряжения, способствующие выходу «пойманных» дислокаций с другой стороны полости.

Таким образом, полая краевая дислокация, как это следует из расчета Фюдзита, при диаметре полости 10^{-6} см и векторе Бюргерса порядка нескольких параметров решетки энергетически устойчива и создает перенапряжения, достигающие прочности идеально-го кристалла при сравнительно малых внешних силах.

По Фишеру¹³⁷ существует другой возможный механизм, посредством которого пластическая деформация может привести к образованию трещин. Он предложил модель образования очень тонкой полости путем пересечения плоскости скольжения винтовыми дислокациями. При этом нет нужды предполагать, что движение дислокаций задерживается какими-либо препятствиями. На рис. 22 показана конфигурация кристалла до скольжения (рис. 22, а), после сдвига в плоскости винтовой дислокации (рис. 22, б) и после сдвига перпендикулярно плоскости винтовой дислокации, в результате которого образовалась трещина (рис. 22, в). Для распространения трещины необходимы достаточно большие нормальные растягивающие напряжения в со-

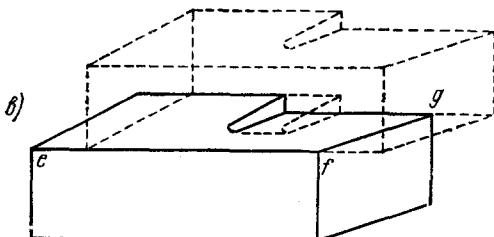


Рис. 22. Модель образования тонкой полости путем пересечения плоскости скольжения винтовыми дислокациями (Фишер¹³⁷).

ответствии с критерием Гриффитса (см. формулу (2)), иначе она может закрыться с образованием двух краевых дислокаций. Представленные на рис. 22 последовательные стадии образования трещины конкретизируют роль напряжений, касательных и нормальных к плоскости скольжения.

Гидростатическое давление, накладываемое на растягивающие напряжения, должно приводить к закрытию трещины, образовавшейся при пересечении винтовых дислокаций, а следовательно к повышению пластичности. Рост пластичных свойств в условиях одновременного действия растяжения и гидростатического сжатия экспериментально наблюдал Бриджмен¹³⁸. Можно ожидать, что всестороннее растяжение будет способствовать увеличению хрупкости кристалла.

Когда много одинаковых винтовых дислокаций последовательно пересекают под прямым углом неподвижную винтовую дислокацию, получаются следы в виде цепочек вакансий с плотной упаковкой, образующие сплошной слой вакансий.

Грин¹³⁹ делает попытку обобщить анализ Фишера на случай любых пересечений дислокаций, при которых неподвижные дислокации имеют составляющую вектора Бюргерса, перпендикулярную к плоскости скольжения подвижных. Когда серия одинаковых движущихся дислокаций последовательно пересекает неподвижную винтовую дислокацию, то, независимо от направления цепочки, образуется плотноупакованный слой вакансий.

Таким образом, разрушение можно считать зарождающимся вблизи мест локализации вакансий, где образуются трещины, распространяющиеся затем согласно критерию Гриффитса (2) под действием нормальных растягивающих напряжений.

В работе Стро¹⁴⁰ обсуждается иная модель образования зародышевых трещин в монокристаллах гексагональных металлов, у которых обычно наблюдается спайность по плоскостям скольжения. Стро рассмотрел механизм возникновения трещины и разрушения, учитывающий концентрацию напряжений на конце оборванной стенки дислокаций¹³⁴. Такая ограниченная стенка дислокаций может быть образована из полной стены, проходящей через кристалл, если часть ее задерживается некоторым препятствием, а другая часть проталкивается дальше приложенным напряжением (рис. 23). Если вертикальная стенка дислокаций, пересекая при движении препятствие, например в виде границы блоков мозаики, окажется разорванной, концы стенки могут соединиться трещиной, лежащей в плоскости скольжения.

Для того чтобы остановить часть дислокационной стенки, требуется менее высокий барьер, чем для того чтобы остановить головную дислокацию скопления, на которую давят все остальные дислокации этого скопления. Барьером может служить малоугловая граница, соответствующая дезориентации в 1° или даже меньше. Трещины такого типа, возникшие в монокристалле цинка под действием сжимающей нагрузки (рис. 24), были описаны Гилманом¹⁴¹.

Схема, предложенная Стро, отвечает критерию разрушения

$$\sigma_s \cdot \sigma_n \cdot L = SA \ln \frac{B\theta}{\sigma_s}, \quad (16)$$

где σ_s и σ_n — касательные и нормальные напряжения, приложенные к плоскости скольжения, L — протяженность дислокационной стенки, θ — вызываемый стенкой угол разориентировки, S — поверхностная энергия, A и B — константы, зависящие от упругих модулей кристалла. Уравнение (16) выведено в предположении, что дислокации могут перемещаться

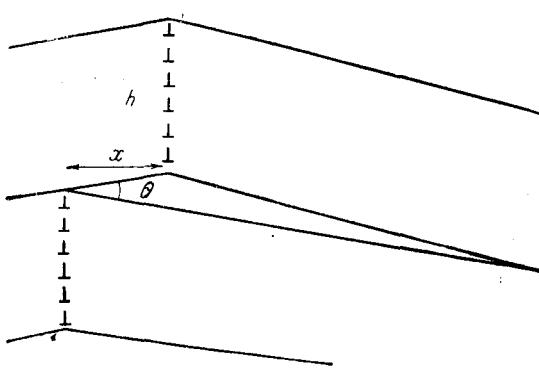


Рис. 23. Модель возникновения трещины спайности на конце разорванной внутри кристалла стенки дислокаций (Стро¹⁴⁰).

x — расстояние между двумя частями вертикальной стены дислокаций; h — расстояние между соседними дислокациями в стене; $\theta = \frac{b}{h}$ — угол разориентировки по стене дислокаций; b — вектор Бюргерса.

при любом, сколь угодно малом напряжении. Оно не учитывает существенного сопротивления движению, вызванного пересекающимися дислокациями, примесями, силой Пайерлса—Набарро (σ_0) и др.

Пренебрегая слабой зависимостью величины $\ln \frac{B\theta}{\sigma_s}$ от величины касательных напряжений σ_s в уравнении (16) и принимая во внимание наличие сил σ_0 , Стро получил зависимость прочности образца от его ориентации в виде соотношения

$$\sigma_s - \sigma_0 = K \frac{\cos \chi}{\sigma_n}, \quad (17)$$

где K —постоянная для данного диаметра образца, независящая от ориентации кристаллов, χ —угол между осью образца и плоскостью скольжения *).

Линейное соотношение, предсказанное уравнением (17), удовлетворительно согласуется с опытными данными по прочности монокристаллов

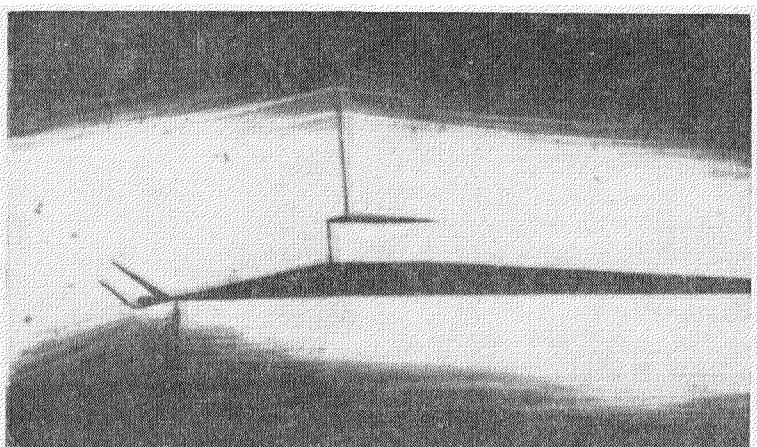


Рис. 24. Две трещины спайности в монокристалле цинка, образовавшиеся под действием сжимающей нагрузки. (Гилман¹⁴¹)

цинка и висмута¹⁴². Так, для цинка обработка экспериментальных данных дает $K = 6,2 \cdot 10^3 (\text{г}/\text{мм}^2)^2$ и $\sigma_0 = 55 \text{ г}/\text{мм}^2$, что согласуется с расчетным значением $K = 8,1 \cdot 10^3$ и пределом текучести.

Недавно Е. Д. Щукин и В. И. Лихтман¹⁴³ выполнили интересное теоретическое исследование хрупкого разрыва монокристаллов цинка. Они считают, что возникновение и развитие микротрещины до опасной величины обусловлено предшествующей пластической деформацией, приводящей из-за неоднородности сдвигообразования к резким локальным концентрациям напряжений.

Неоднородность деформации проявляется в виде незавершенного сдвига, образующегося благодаря наличию достаточно прочного препятствия в плоскости скольжения**). Незавершенный сдвиг рассматривается как формирование скопления n дислокаций общей протяженностью¹²⁷

$$L = \frac{nGb}{\pi \tau (1-\nu)}, \quad (18)$$

*) Предполагается, что протяженность дислокационной стенки L связана с диаметром образца D и углом χ зависимостью $L = D/\cos \chi$.

**) К сожалению, авторы не раскрывают физической природы этих препятствий.

а образование трещины — как результат слияния дислокаций.. Щукин и Лихтман показывают, что в кристалле могут возникать трещины размежом до

$$2l = \frac{\beta \tau^2 L^2}{ES}, \quad (19)$$

где L — протяженность следа скольжения, τ — приложенные в плоскости скольжения касательные напряжения, β — безразмерный коэффициент, по величине не сильно отличающийся от единицы.

Ими получено новое соотношение

$$\sigma_{\text{крит}} \cdot \tau_{\text{крит}} = \text{const} = K^2, * \quad (20)$$

которое можно определить как условие постоянства произведения нормального и скальвающего напряжений, действующих в плоскости скольжения при хрупком отрыве.

Уравнение (20), в противоположность закону Зонке ($\sigma_{\text{крит}} = \text{const}$), учитывает пластическую деформацию, всегда предшествующую хрупкому разрушению.

Зависимость нормальных и касательных напряжений при разрыве по плоскости базиса от ориентации монокристаллов цинка описывается уравнениями:

$$\sigma_{\text{крит}} = K \sqrt{\operatorname{tg} \chi}, \quad (21)$$

$$\tau_{\text{крит}} = K \sqrt{\operatorname{ctg} \chi}, \quad (22)$$

где χ — угол между осью образца и плоскостью скольжения. Экспериментальные значения $\sigma_{\text{кр}}(\chi)$ и $\tau_{\text{кр}}(\chi)$ ¹⁴⁴ хорошо совпадают с расчетными, отвечающими уравнениям (21) и (22).

8. ВЛИЯНИЕ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ НА МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Большое влияние на прочность оказывает среда, в которой находится образец. Уже в опытах А. Ф. Иоффе с растворением каменной соли выявилось влияние окружающей среды на процессы деформации и разрушения твердых тел. П. А. Ребиндер и его сотрудники^{39,145,146} широко исследовали влияние среды на механические, в частности на прочностные, свойства различных материалов.

Физико-химическое воздействие внешней среды может проявляться по следующим основным направлениям:

1) растворение твердого тела и устранение наиболее опасных поверхностных дефектов, что должно приводить к повышению прочности;

2) адсорбция.

П. А. Ребиндером в 1928 г. был обнаружен эффект адсорбционного облегчения деформации и снижения прочности. Этот эффект обусловлен тем, что поверхностно-активные вещества, понижая поверхностное натяжение, способствуют возникновению зародышевых сдвигов и трещин и, проникая в развивающиеся поверхностные микрощели и адсорбируясь на их стенах, облегчают дальнейшее развитие этих дефектов. Явление адсорбции обладает весьма широкой общностью. Так, снижение прочности металла в результате прямого химического или электрохимического воздействия среды тоже в значительной мере обусловлено процессами адсорбции. Адсорбционные эффекты носят кинетический характер

*) $K = \delta \sqrt{\frac{ES}{L}}, \delta \approx 1.$

и поэтому особенно сильно проявляются в процессах ползучести, при испытаниях на длительную и усталостную прочность, т.е. в тех случаях, когда время взаимодействия достаточно велико.

Значительное понижение прочности вызывают поверхностно-активные жидкие металлические среды, уменьшающие поверхностное напряжение на границе с металлом до значений, близких к нулю. В качестве примера можно напомнить, что прочность на растяжение монокристаллов цинка понижается в десятки раз при нанесении на их поверхность слоя толщиной до одного микрона жидкого поверхностно-активного металла

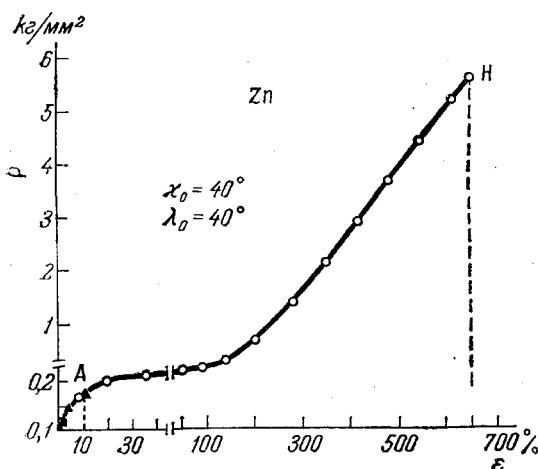


Рис. 25. Зависимость истинного напряжения $\left\{ p = P_0 \left(1 + \frac{\epsilon}{100} \right) \right\}$ от относительного удлинения (ϵ) для амальгамированных (Δ) и неамальгамированных (\circ) монокристаллов цинка, (Рожанский, Перцов, Щукин, Ребиндер¹⁴⁷): χ_0 —угол между осью образца и плоскостью скольжения (001); λ_0 —угол между осью образца и направлением сдвига при скольжении. Скорость растяжения $15\% \text{ min}^{-1}$. А и Н—точки, соответствующие разрыву амальгамированных и неамальгамированных кристаллов.

обусловлено понижением межфазного вновь образующихся поверхностях.

П. А. Ребиндер¹⁵⁰, связывая эти явления с вероятностью образования зародышей сдвигов и трещин разрушения, зависящей от величины межфазного поверхностного напряжения S_{12} и приложенного напряжения p , вывел условие разрушения

$$S_{12} < \frac{kT}{\delta^2} + \beta p \delta, \quad (23)$$

где δ^2 —средняя поверхность одного блока размером δ или квадрат среднего расстояния между зародышевыми дефектами структуры, β —безразмерный множитель, характеризующий напряженное состояние. Из условия (23) при S_{12} значительно большем, чем $\frac{kT}{\delta^2}$ (для этого обычно достаточно, чтобы S_{12} было не меньше $1 \text{ эрг}/\text{см}^2$), следует, что отношение прочностей в вакууме P_0 и в данной поверхностно-активной среде P_a определяется отношением соответствующих поверхностных энергий:

$$\frac{P_0}{P_a} = \frac{S_0}{S_{12}}. \quad (24)$$

(например, ртути при комнатной температуре¹⁴⁷). Пластичность, столь характерная для металлических монокристаллов, не успевает проявиться, и разрыв становится хрупким (рис. 25). Резкое понижение прочности амальгамированных монокристаллов цинка, как показало исследование осевых шлифов, связано с образованием трещин как на поверхности, так и в объеме кристалла. Объемные трещины возникают вследствие диффузии ртути в цинк при комнатной температуре и снижения поверхностного напряжения на возникающих внутренних поверхностях раздела.

Наблюдавшееся рядом авторов¹⁴⁸⁻¹⁴⁹ резкое снижение прочности и пластичности поликристаллических тугоплавких и жаропрочных сплавов под действием малых количеств легкоплавких примесей или жидкой металлической среды тоже поверхности напряжения на

Существенно иное действие на моно- и поликристаллические металлы оказывают такие адсорбирующиеся поверхностно-активные среды, как, например, растворы органических кислот и спиртов, сравнительно слабо понижающие поверхностное натяжение твердых тел. Если сильные адсорбционно-активные среды в виде тонкой пленки или примесей легкоплавких металлов могут вызвать появление катастрофической хрупкости при многократном понижении прочности, то адсорбция органических веществ классифицирует кристаллы и понижает их предел текучести¹⁵¹.

Представляют интерес работы^{39, 44, 152}, в которых авторы пытаются описать механизм действия адсорбционных слоев на прочность и деформацию твердых тел. Шилькрут⁴⁴ считает, что явления хрупкого разрушения или пластичного течения под воздействием поверхностно-активной среды определяются понижением поверхностного натяжения и соотношением между скоростью деформации и скоростью двухмерной миграции молекул (ионов) среды внутрь микротрещин.

Влияние поверхностно-активных сред на прочность хорошо сочетается с дислокационными представлениями. Выход дислокаций на поверхность кристалла, по-видимому, препятствует поверхностное натяжение. Поэтому небольшое понижение поверхностного натяжения (в случае применения органических веществ) может уменьшать скопление краевых дислокаций у поверхности и облегчать движение дислокаций от источников внутри кристалла к его поверхности. Это должно привести к снижению предела текучести и к повышению пластичности твердого тела.

Согласно дислокационной теории скоплений сила, действующая на единицу длины головной дислокации, достигает при внешних скальзывающих напряжениях τ величины $n\tau b$ ¹⁵³, где b —вектор Бюргерса, n —число дислокаций в скоплении. Уже при малых τ ведущие дислокации способны сливаться и образовывать полое ядро-зародыш микротрещины.

Влияние поверхностно-активных веществ на прочность может объясняться с дислокационной точки зрения проникновением этих веществ в зону образования зародышевой трещины у скопления дислокаций. Предполагается, что транспорт вещества из окружающей среды идет не только путем регулярной диффузии, но и вдоль линий дислокаций и особенно вдоль полых дислокационных ядер. При этом происходит резкое уменьшение поверхностного натяжения, что облегчает образование и развитие как поверхностных, так и внутренних микротрещин. Понижение прочности железа в результате его насыщения водородом, играющим в этом случае роль поверхностно-активной примеси¹⁵³, может быть объяснено подобным образом.

Следует отметить, что проникновение поверхностно-активных веществ по трещинам и разрывам между фрагментами блоков, на наш взгляд, должно приводить к аналогичным результатам.

9. ЗАВИСИМОСТЬ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ И ДЛИТЕЛЬНОСТИ

Разрушение твердого тела нельзя рассматривать как мгновенное явление, наступающее немедленно по достижении предела прочности. Представление о пределе прочности согласуется с предложенной Гриффитсом картиной разрыва хрупкого материала, в которой не рассматривается вопрос о длительности процесса разрушения после того, как напряжения становятся критическими.

В любом твердом теле всегда имеются слабые, дефектные места. Эти дефектные места с повышением напряжений в процессе деформации превращаются в ультрамикроскопические нарушения сплошности с вполне

развитыми поверхностями раздела. Таким образом, деформация твердого тела уже на самых ранних стадиях является одновременно процессом его постепенного разрушения.

Известны многочисленные факты¹⁵⁴⁻¹⁵⁷, показывающие, что напряжение не является единственным параметром, определяющим прочность и вызывающим механическое разрушение. При заданном напряжении прочность зависит от длительности пребывания исследуемого материала в напряженном состоянии, от числа перемен знака напряжения и частоты этих изменений. Как правило, образец, разорванный после кратковременной деформации, кажется значительно прочнее. Знакопеременная или пульсирующая деформация заметно снижает предел прочности.

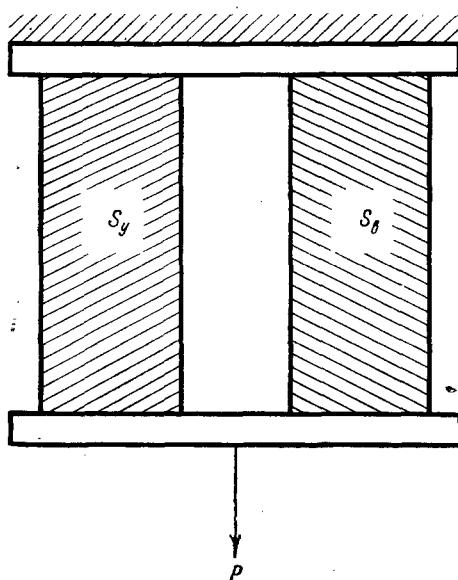


Рис. 26. Схема двухфазного строения хрупких тел типа стекла (Маргетройд¹⁵⁹):
\$S_y\$—упругий элемент; \$S_b\$—вязко-пластичный элемент.

дия связана с медленным ростом гриффитовой трещины, в течение которого адсорбируемое вещество с поверхности проникает внутрь трещины и создает на ее концах дополнительное напряжение. Когда общее напряжение достигает критического значения, разрушение переходит во вторую стадию, приводящую к быстрому разрыву.

Маргетройд¹⁵⁹, исходя из допущения о строении хрупких тел типа стекла из квазивязкой и упругой фаз, полагал, что временная зависимость прочности обусловлена течением материала в квазивязких областях гетерогенной системы. Если такую систему (рис. 26) подвергнуть растяжению, то с течением времени напряжение на упругих элементах будет повышаться за счет релаксации напряжения в вязко-пластичных микрообластях. Когда концентрация напряжений на упругих элементах достигнет предела прочности, произойдет мгновенный разрыв. Чем больше приложенная нагрузка, тем быстрее происходит перераспределение напряжения с одной фазы на другую, и тем меньше время жизни образца. Эти предпо-

исследования временной зависимости прочности твердых тел получили широкое распространение. Орован¹⁵⁸ предложил объяснение, основанное на допущении существования гриффитовых трещин. Понижение прочности стекла со временем, по его мнению, обусловлено адсорбцией поверхностью стекла влаги из воздуха, приводящей к уменьшению поверхностного натяжения. Орован ссылается на работы И. В. Обреимова и С. Н. Журкова, которые показали, что поверхностная энергия некоторых твердых тел в вакууме в несколько раз выше, чем в воздухе*).

Согласно Оровану отношение прочности образцов при кратковременном и длительном воздействии нагрузки определяется уравнением

$$\frac{\sigma_{\text{крат}}}{\sigma_{\text{длит}}} = \alpha \sqrt{\frac{S_0}{S_{12}}} . \quad (25)$$

Он рассматривает разрыв как двухстадийный процесс. Первая стадия

длятся в течение времени \$t_1\$, в течение которого напряжение \$S_0\$ возрастает до критического значения \$S_{12}\$. Вторая стадия длятся в течение времени \$t_2\$, в течение которого напряжение \$S_{12}\$ возрастает до критического значения \$S_0\$.

*.) Согласно данным И. В. Обреимова⁴⁰ поверхностная энергия слюды в вакууме в 19 раз выше, чем в воздухе.

ложении, однако, недостаточны для объяснения наблюдающейся зависимости долговечности от напряжения для различных материалов.

Детальное изучение температурно-временной зависимости прочности в широком диапазоне температур, напряжений и длительности испытаний выполнено С. Н. Журковым и его сотрудниками^{112, 160-162}.

Опыты С. Н. Журкова показали, что временная зависимость прочности присуща как металлам и сплавам, так и высокомолекулярным, аморфным веществам и является общим свойством прочности, не связанным с какими-либо специфическими особенностями отдельных материалов.

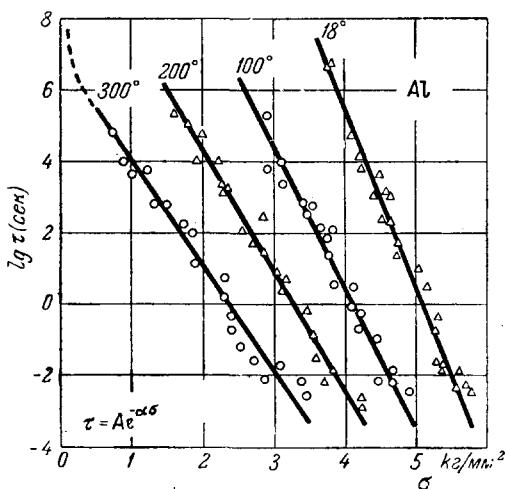


Рис. 27. Зависимость долговечности (τ) от напряжения (σ) для алюминия (99,99%) (Журков, Санфирова¹⁶²).

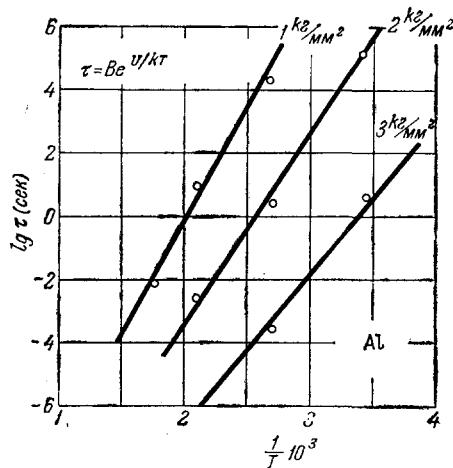


Рис. 28. Температурная зависимость долговечности (τ) при постоянном напряжении для алюминия (99,99%) (Журков, Санфирова¹⁶²).

Долговечность под нагрузкой (τ) для широкого круга веществ подчиняется общей закономерности

$$\tau = \tau_0 e^{-\frac{U_0 - \gamma \sigma}{kT}}; \quad (26)$$

здесь $U = U_0 - \gamma \sigma$ имеет смысл энергии активации процесса, приводящего к разрыву, σ —растягивающее напряжение, T —абсолютная температура, τ_0, U_0, γ —постоянные коэффициенты, зависящие от природы вещества.

Полученные результаты изменения долговечности τ в зависимости от напряжения σ (при $T = \text{const}$) и от температуры T (при $\sigma = \text{const}$) в полулогарифмических координатах приведены соответственно на рис. 27 и 28. Как видно, экспериментальные данные хорошо укладываются на прямолинейную зависимость.

Средняя скорость разрушения, пропорциональная $1/\tau$, экспоненциально возрастает с увеличением напряжения и температуры.

Эти опыты позволили высказать гипотезу об активационном механизме процесса разрушения, согласно которой разрыв тела под нагрузкой рассматривается как следствие процесса, развивающегося в материале с течением времени. Длительность этого процесса определяется температурой и величиной активационного барьера $U = U_0 - \gamma \sigma$. Величина U зависит от нагрузки и уменьшается с увеличением растягивающего напряжения (рис. 29). Оказалось, что энергия U_0 , определяемая из формулы (26),

совпада по величине с энергией связи атомов в кристаллической решетке чистых металлов *), а предэкспоненциальный множитель τ_0 постоянен для всех металлов и по порядку величины равен периоду собственных колебаний атомов в решетке.

Долговечность различных материалов может определяться, с одной стороны, временем, необходимым для образования зародышей трещин, и, с другой стороны, временем их роста. Экспериментальных работ по

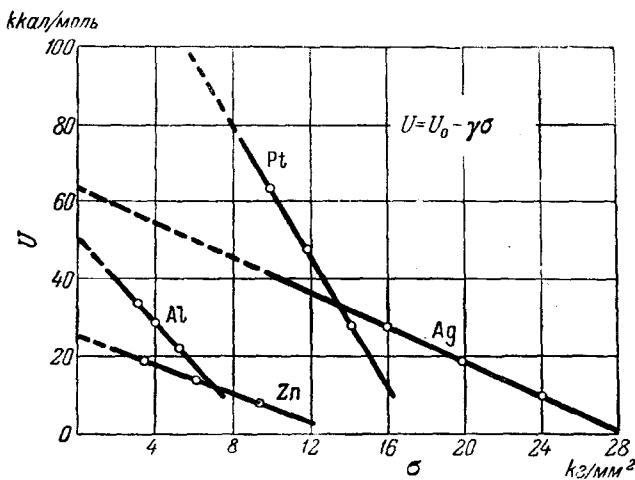


Рис. 29. Зависимость энергии активации (U) процесса, приводящего к разрушению, от напряжения (σ) для различных металлов (Журков, Сапфирова ¹⁶²).

изучению кинетики возникновения и роста трещин разрушения сравнительно немного, и они имеют качественный характер ^{113, 114, 154, 163}.

Количественным микроскопическим исследованием С. Н. Журкова и Э. Е. Томашевского ¹⁶¹ было установлено, что рост микротрещин в условиях одноосного растяжения при постоянной нагрузке протекает с ускорением и занимает основную часть времени до разрыва. Скорость роста трещин возрастает с увеличением напряжения по закону

$$v = v_0 e^{\frac{\beta \sigma_0}{1 - \lambda/L}}, \quad (27)$$

где λ —длина сквозной трещины, L —ширина образца, σ_0 —среднее приложенное напряжение, v_0 , β —постоянные, зависящие от природы материала. Время до разрыва, вычисленное из скорости роста трещин, хорошо совпадает с данными опыта. По мнению этих авторов, зависимость долговечности от напряжения обусловлена кинетикой роста трещин.

Б. Я. Пинес ¹⁶⁴⁻¹⁶⁵ объясняет временную зависимость прочности медленным, «диффузионным» подрастанием имеющихся микродефектов в виде малых зародышевых трещин до критического размера, требуемого теорией Гриффитса. Им рассматривается молекулярный механизм роста зародышевых трещин в связи с наличием «вакансий» в кристаллической решетке. Наличие значительных перенапряжений на краях трещины приводит к заметному снижению «энергии активации», требующейся для замещения вакансий атомами. Это обстоятельство должно значительно ускорить само-

*) Например, для цинка энергия связи = 27 $\frac{\text{ккал}}{\text{моль}}$, $U_0 = 25 \frac{\text{ккал}}{\text{моль}}$.

диффузию и обеспечить в достаточной мере «подрастание» небольших зародышевых трещин. Процесс предварительного роста трещины практически необратим, так как при снятии напряжения снимается и повышенное значение коэффициента самодиффузии. Полученная Б. Я. Пинесом формула для долговечности растянутого тела согласуется с результатами опытов С. Н. Журкова.

Несколько иной вакансационный механизм разрушения предложили И. Я. Дехтяр и К. А. Осипов¹⁶⁶. Они представляют разрушение при высоких температурах как непрерывно развивающийся процесс искажения кристаллического строения в «зоне разрушения». Эта зона рассматривается, подобно «очагу плавления», как некоторое количество разупорядоченных атомов, окружающих вакансию. Разрушение наступает тогда, когда в опасной зоне критическая концентрация дырок достигает концентрации, соответствующей температуре плавления.

10. РАЗРУШЕНИЕ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ

В проблеме прочности металлов при высоких температурах особенно важным является вопрос о природе разрушения металлов при ползучести. Зависимость деформации при ползучести от времени имеет довольно сложный характер. Однако вторая стадия протекает с постоянной скоростью. Процессы установившегося квазивязкого течения и разрушения при ползучести характеризуются одинаковыми энергетическими барьерами и тесно связаны друг с другом¹¹².

Характер разрушения определяется скоростью ползучести, температурой испытания и видом напряженного состояния. В условиях простого растяжения наибольший интерес представляет межзеренное разрушение, поскольку основной причиной снижения длительной прочности является образование и развитие трещин по границам зерен.

Микромеханизм возникновения и развития таких трещин рассматривается с двух точек зрения:

1) возникновение и развитие трещин вследствие концентрации напряжений на границах зерен при относительном их перемещении¹⁶⁷;

2) появление трещин из-за скопления по границам зерен вакансий и их объединения в колонии¹⁶⁸⁻¹⁷⁰.

В ряде исследований^{12,171,172} было показано, что границы зерен в металле при деформации играют роль вязкой составляющей, так что при достаточно высоких температурах и малых скоростях деформации по границам зерен может происходить скольжение. Согласно теории Зинера¹⁶⁷ в местах стыка трех зерен, из-за релаксации касательных напряжений вдоль границ зерен при их перемещении, возникает концентрация напряжений, приводящая к всестороннему растяжению и образованию трещин.

Более детальные физические описания механизма возникновения и развития трещин при ползучести построены на учете движения вакансий. В отожженном металле вакансий недостаточно для образования трещин. Необходимое количество вакансий образуется в результате движения дислокаций при пластической деформации. Пересыщение вакансий создает благоприятные условия для их коагуляции и осаждения на поверхности уже имеющихся в металле зародышевых микротрещин и пор. Наиболее благоприятные условия для собирания вакансий имеются вблизи поверхности раздела: у границ зерен, блоков, полос скольжения, двойников и др. Межкристаллическое разрушение наблюдается при относительно небольших значениях напряжений и скорости ползучести, когда накопление деформации идет главным образом за счет перемещения зерен. Выпадение вторичных фаз из твердого раствора, которое чаще всего происходит на

границах зерен, также способствует скоплению на границах вакансий и образованию трещин.

Дислокационная теория полагает, что огибание дисперсных фаз движущимися дислокациями приводит к пересечению дислокаций и к интенсивному образованию вакансий и развитию трещин на границах зерен. В случае относительно большой скорости ползучести (при высоких напряжениях) разрушение локализуется по плоскостям скольжения—основному виду пластичности, играющим ту же роль, что и границы зерен, в отношении скопления вакансий и образования трещин.

Таким образом, внутризеренное и межзеренное разрушения металлов при ползучести могут быть представлены как результат одних и тех же процессов образования и осаждения вакансий на границах раздела, приводящих к разрастанию трещин до критических гриффитовых размеров.

Теория легирования современных сплавов и создания высокопрочных при ползучести материалов основана на идее о необходимости образования препятствий для движения дислокаций и подавления диффузионного перемещения вакансий.

11. ХЛАНЛОМКОСТЬ

Известно, что у некоторых пластичных металлов при понижении температуры наблюдается переход в хрупкое состояние—хладноломкость. Физическая природа явления хладноломкости до сих пор остается невыясненной.

Для объяснения перехода из вязкого состояния в хрупкое обычно прибегают к закономерности, найденной А. Ф. Иоффе для каменной соли¹⁷³. Схему Иоффе неоднократно использовали многие исследователи для объяснения влияния различных факторов на хладноломкость стали и железа. Согласно этой схеме переход в хрупкое состояние обусловлен различной температурной зависимостью хрупкой прочности и предела текучести. Точка пересечения этих двух кривых соответствует критической температуре перехода, обычно регистрируемой на опыте.

Критическая температура зависит от величины зерна структуры, химического состава металла, рода и условий нагружения. Так, например, измельчение зерна феррита до 20—30 микрон придает железу при статическом растяжении гладких образцов высокую пластичность вплоть до температуры жидкого азота, тогда как образцы с зерном размером 150—170 микрон в поперечнике разрушаются хрупко при -196°C ¹⁷⁴. Воздействие величины зерна главным образом проявляется в изменении хрупкой прочности железа. Последняя резко возрастает с уменьшением размера зерен феррита^{133, 175}. Изменения скорости нагружения и особенно температуры оказывают более сильное влияние на величину предела текучести.

Опытные данные указывают на наличие пластической деформации перед хрупким разрушением и на связь хрупкого разрыва с действием касательных напряжений. Поэтому кривые температурной зависимости предела текучести и хрупкой прочности на схеме А. Ф. Иоффе, не должны пересекаться.

Дислокационная теория считает, что как предел текучести, так и напряжение разрушения определяются касательными напряжениями. Для того чтобы произошел разрыв необходимо выполнение следующих условий:

1) касательные напряжения в плоскости скольжения зерна должны быть достаточными для образования скоплений дислокаций и образования элементарной трещины Гриффита;

2) нормальные к плоскости скольжения (или спайности) напряжения в смежном зерне, вызванные действием скопления дислокации у границы зерен, должны превышать критическое значение, при котором происходит рост трещины (см. формулу Гриффитса (2)).

Выражение для критической температуры хрупкости в дислокационной модели можно получить, если свести вероятность хрупкого разрушения к вероятности сохранения блокировки дислокаций¹⁷⁶. Вероятность того, что за время t не произойдет освобождения дислокаций, равна

$$p = e^{-t/\delta}, \quad (28a)$$

где

$$\delta = \frac{1}{v} e^{U(\sigma)/kT}. \quad (28b)$$

Здесь $U(\sigma)$ —величина энергии активации, необходимая для освобождения заблокированной дислокации, зависящая от напряжения σ , действующего на дислокацию; δ —среднее время, протекающее до освобождения дислокации (или величина обратная вероятности освобождения дислокации в единицу времени); v —постоянная с размерностью частоты.

Из (28а) и (28б), полагая, что при хрупком разрушении $p = 1$, находим формулу для критической температуры хрупкости:

$$T_{kp} = \frac{U(\sigma)}{k} \ln vt. \quad (29)$$

Экспериментальные результаты подтверждают зависимость, описываемую уравнением (29), если считать p равным доле хрупко разрушившихся при данной температуре образцов¹⁷⁷.

Теория дислокаций позволяет получить выражения для зависимости критической температуры хрупкости от скорости деформации v и от размера зерна d вида

$$\frac{1}{T_{kp}} = -\left(\frac{k}{U}\right) \ln v + C, \quad (30)$$

$$\frac{1}{T_{kp}} = -\frac{7}{2} \left(\frac{k}{U}\right) \ln d + C, \quad (31)$$

которые также хорошо согласуются с опытными данными⁹².

В свое время было высказано предположение о том, что склонность к хладноломкости определяется типом кристаллической решетки: металлы и сплавы с решеткой объемноцентрированного куба и гексагональной—хладноломки, а гранецентрированные кубические металлы и сплавы не обладают этим свойством и сохраняют достаточно высокую пластичность даже в самых жестких условиях испытаний. Однако увеличение пластичности, в особенности при понижении температуры ниже -196°C , наблюдающееся у группы щелочных металлов (Li, Na) и у тантала¹⁷⁸, имеющих обычно объемноцентрированную кубическую решетку, ставило под сомнение правильность указанной выше связи хладноломкости с типом кристаллической решетки. Открытое недавно явление низкотемпературного полиморфизма металлов^{98, 179} позволило выяснить причину «аномалии» пластических свойств ряда металлов при низких температурах.

Температурный полиморфизм обычно наблюдается при достаточно высоких температурах в условиях, когда атомы кристаллической решетки легко перестраиваются в новую, термодинамически более выгодную, модификацию. Аналогично при низких температурах металлы также могут иметь устойчивые структуры, отличающиеся от наблюдавшихся в нормальных условиях. Однако в этом случае из-за малой диффузионной подвижности атомов превращение практически не протекает, и даже при значительных

временах выдержки металл находится в переохлажденном состоянии, имея структуру, соответствующую более высоким температурам.

Оказалось, что щелочные металлы (и целый ряд других неиплотноупакованных металлов) имеют низкотемпературную модификацию—гранецентрированный куб, переход к которой осуществляется под влиянием небольшой пластической деформации. Последняя облегчает преодоление при низких температурах активационного барьера перестройки одной модификации в другую. Значительная пластичность обусловлена как самим процессом аллотропического превращения при низкотемпературной деформации, так и высокими пластическими свойствами образующейся низкотемпературной модификации.

Связь хладноломкости металлов с типом кристаллической решетки можно объяснить различным температурным ходом предела текучести.

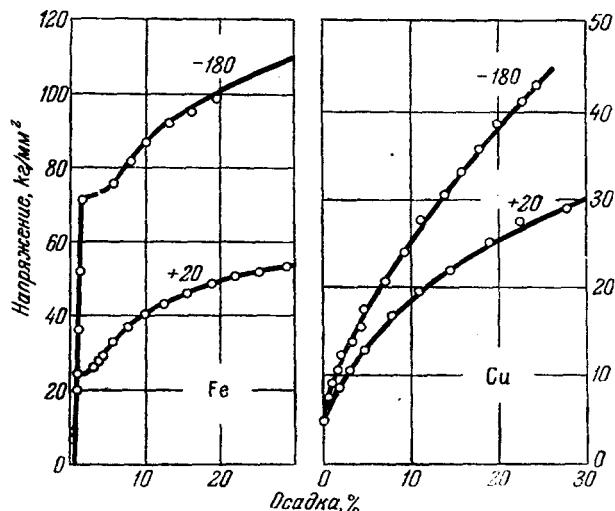


Рис. 30. Диаграммы сжатия железа и меди при комнатной температуре и температуре жидкого воздуха (Веллингер и Сойферт ¹⁸⁰).

Экспериментально установлен^{176,178} факт резкого повышения предела текучести с понижением температуры у металлов с решеткой объемноцентрированного куба, что не наблюдается у металлов с решеткой гранецентрированного куба (рис. 30). Так же оказались резко различными диаграммы деформации для металлов с различной кристаллической решеткой. Например, для диаграммы сжатия железа (рис. 30) характерно четырехкратное повышение предела текучести и неизменная величина коэффициента упрочнения при понижении температуры от +20° до —183°. У меди, наоборот, предел текучести практически не менялся, а коэффициент упрочнения при низких температурах возрастал (рис. 30).

Несмотря на наличие ряда гипотез¹⁷⁸, причины температурной зависимости предела текучести хладноломких металлов в области низких температур до сих пор остаются невыясненными. Широкое распространение получила гипотеза о существовании причинной связи между хладноломкостью металлов и их склонностью к механическому двойникованию. Известно, что двойникование характерно для деформации металлов с решеткой объемноцентрированного куба. Переход из пластичного состояния в хрупкое сопровождается обычно изменением механизма деформации—заменой скольжения двойникование. Рядом экспериментальных

работ было установлено, что условия, благоприятствующие механическому двойникование, одновременно стимулируют хрупкое разрушение. Так, например, повышение скорости деформирования и увеличение размера зерна приводят к росту критической температуры хладноломкости и облегчают образование двойниковых прослоек.

Одним из основных доводов в пользу двойниковой теории принято считать общность температурных границ хладноломкости и двойникования. Двойниковая гипотеза хладноломкости рассматривает возникновение хрупкой трещины как результат влияния высоких местных растягивающих напряжений, созданных вклиниванием двойниковых прослоек¹⁸¹. Однако исследования последних лет^{174, 182–187} показали, что двойникование само по себе не является причиной хрупкого излома.

В работе¹⁷⁴ изучалось влияние размеров зерна на условия возникновения и развития двойниковых прослоек в технически чистом железе (0,06% С). При статическом растяжении в жидком азоте образцы с однородной по величине зерна структурой (150–170 микрон в поперечнике) разрушались хрупко без двойникования. Образцы с резко неоднородной структурой (с зерном размером от 20 до 600 микрон в поперечнике) разрушались хрупко при наличии двойников, но трещина распространялась по зернам, не содержащим двойников. При ударном изгибе мелкозернистых образцов (с зерном 15–30 микрон) двойникование было локализовано в областях пластического смятия под бойком (см. области 1 и 3 на рис. 31); в зоне же зарождения хрупкой трещины (в основании надреза—область 2 на рис. 31) при температуре жидкого азота двойники не наблюдались. При более высоких температурах, когда образцы получали пластический изгиб, двойниковые прослойки появлялись также и в этой зоне. Из этих экспериментов следует, что возникновение и интенсивность двойникования определяются степенью концентрации напряжений в зерне, которая зависит от величины зерна, соотношения размеров смежных зерен, а также от характера наложения нагрузки и температуры опыта.

В опытах Н. Н. Давиденкова и Т. Н. Чучмана¹⁸⁵ с ударным изгибом надрезанных образцов tantalа (при -269°C) и гладких образцов армкожелеза (при -196°C) было отмечено обильное появление двойников без хрупкого разрушения. Авторы делают вывод, что даже при самых

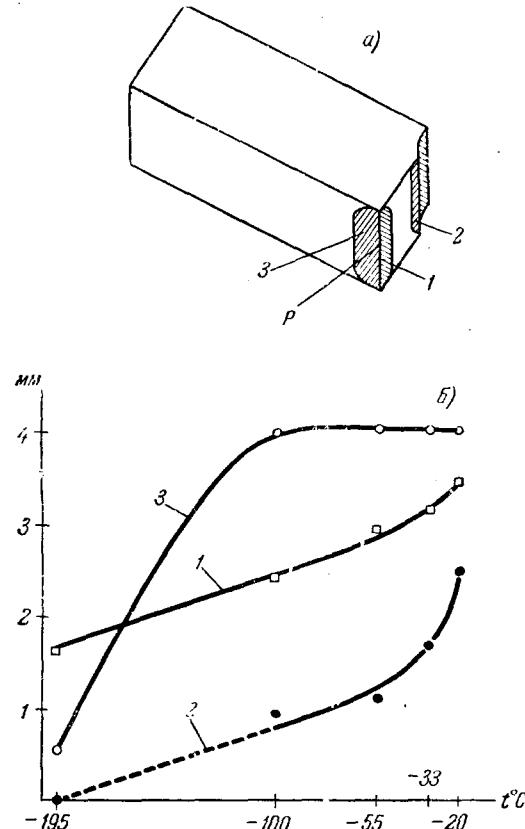


Рис. 31. Протяженность области деформации двойникование при различных температурах ударных испытаний железа (б) для 1, 2, 3, обозначенных на схеме половины образца (а) (Гарбер, Гиндин, Константиновский¹⁷⁴). Железо с одногодией мелкозернистой структурой (зерно 30 микрон).

тяжелых условиях хладноломкости—низкой температуре, растягивающих напряжениях, надрезе и высоких скоростях—появление двойников не обязательно влечет за собой хрупкое разрушение.

Большинство работ по изучению хладноломкости выполнено на технически чистых металлах. Известно, что примеси элементов, образующих твердые растворы внедрения (например, азота, углерода, кислорода), способствуют повышению хрупкости металлов с решеткой объемноцентрированного куба¹⁸⁸. Влияние примесей связывают с эффектом блокирования дислокаций по Коттреллу. Внедрение атомов в решетку объемноцентрированного куба вызывает, из-за меньших размеров ее пор, по сравнению

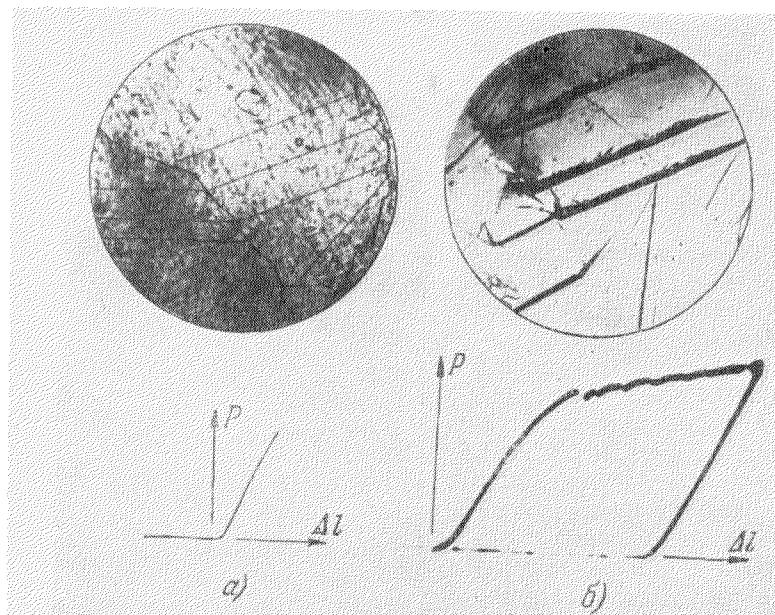


Рис. 32. Диаграммы статического растяжения и микроструктуры двойниковых прослоек образцов технического (а) и чистого (б) железа (Гарбер, Гиндин, Константиновский¹⁷⁴), (Гарбер, Гиндин, Стародубов¹⁸⁷).

Температура испытания: -196°C . Размер зерна 150–170 микрон. ($\times 40$) (На диаграмме растяжение чистого железа не доведено до разрыва.): предел прочности технического железа— $61\text{--}64 \text{ кг}/\text{мм}^2$; предел прочности чистого железа— $40\text{--}41 \text{ кг}/\text{мм}^2$; разрыв технического железа—хрупкий; разрыв чистого железа—пластичный (удлинение до 8%).

с другими типами решеток, более сильное ее искажение, и приводит к появлению тетрагональности. В результате очистки хрупких металлов от примесей удается подавить проявление хладноломкости. Вейн с сотрудниками¹⁸⁸, например, получили пластичный хром путем очистки его от примесей азота и углерода. Крупнозернистое железо, полученное зонной плавкой¹⁸⁹ или дистилляцией в вакууме^{186, 187, 190}, также обладает пластичностью при низких температурах, вплоть до $4,2^{\circ}\text{K}$.

Пластичному разрушению железа повышенной чистоты предшествует образование и развитие необычно толстых для железа двойниковых прослоек толщиной до 20 микрон¹⁸⁶. Техническое железо такой же зернистости, разрушаясь хрупко при этих температурах, содержит двойники чрезвычайно малой толщины, не превышающей микрона. Рис. 32 иллюстрирует коренное различие диаграмм статического растяжения и микрострук-

тур двойников образцов крупнозернистого технического и чистого железа, испытанных в жидким азоте. Одновременно наблюдающиеся двойникование и хладноломкость технического железа могут быть объяснены вредным влиянием примесей, значительно повышающих предел текучести при двойниковании и упрочняющих границы двойниковых прослоек. Для этого примеси при механическом двойниковании должны накапливаться в зоне границ благодаря механизму, подобному зонной очистке.

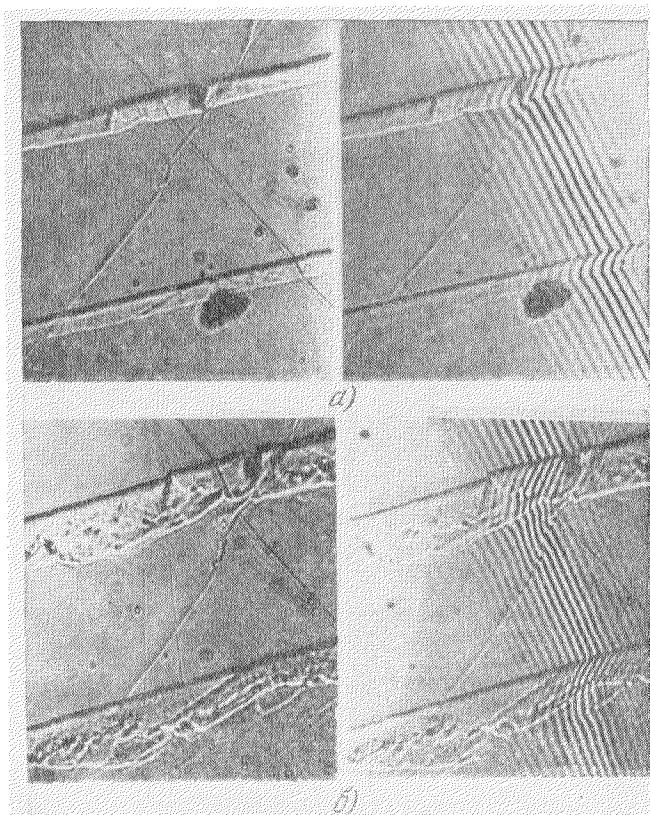


Рис. 33. Микроструктура и интерференционная картина поверхности образца железа повышенной чистоты (99,99 %), деформированного ступенчато при -196°C (Гарбер, Гиндин, Стародубов¹⁸⁷):

a) после деформации на 1%; *b)* после промежуточного отогрева (до 20°C) и дополнительной деформации при -196°C на 4%. ($\times 440$).

Это должно привести к ограничению развития прослоек и к образованию трещин как по плоскостям основной, так и вторичной спайности.

Отличие описанного процесса от зонной очистки состоит в том, что при очень низких температурах активация примесей осуществляется за счет энергии механической работы деформации. В пользу механизма очистки металла от примесей при двойниковании и накопления примесей у движущейся границы двойника говорит наблюдавшееся при 400°C у монокристаллов бериллия, передвойниковых во всем объеме, повышение пластичности и прочности при последующем базисном скольжении¹⁸⁸.

Ступенчатое низкотемпературное деформирование крупнозернистого чистого железа с промежуточными отогревами до комнатной температуры позволило изучить кинетику развития двойников и трещин. Двойниковые прослойки возникали по всей длине образца уже при малых степенях растяжения и в процессе деформации толщина их значительно увеличивалась (рис. 33). Образование первых двойников отмечалось при напряжениях гораздо меньших предела прочности на разрыв*).

В опытах с чистым железом удалось прямо разделить температурные пороги хладноломкости и двойникования и показать, что зарождение первых микротрещин не находится в непосредственной связи с появлением двойников. Температура хладноломкости исследованного железа

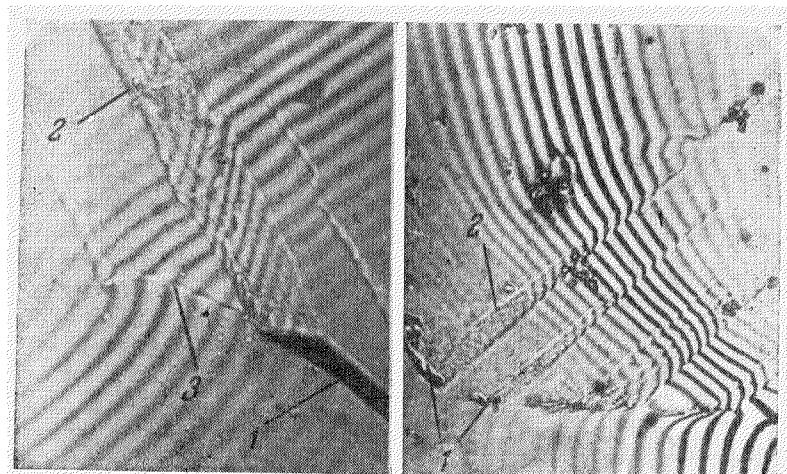


Рис. 34. Клиновидные двойниковые прослойки железа (99,99%), возникшие у вершины трещины (Гиндин, Стародубов ¹⁸⁶): температура испытания: -196°C ; относительное удлинение $-3,0\%$; 1—микротрещина; 2—двойниковые прослойки; 3—полоса скольжения (трещина распространяется вдоль следа скольжения). ($\times 440$).

лежит ниже $4,2^{\circ}\text{K}$, тогда как температурный порог двойникования расположен выше 77°K . При $4,2^{\circ}\text{K}$ разрушение происходит, как правило, по плоскостям спайности; при 77°K , когда более сильное развитие получает скольжение, разрушение происходит как по плоскостям спайности, так и по полосам скольжения.

Во многих случаях микrorазрывы приводят к такому перераспределению местных напряжений у вершины трещины, которое вызывает образование клиновидных двойниковых прослоек с широким основанием у трещины. На рис. 34 видны двойниковые прослойки 2, появившиеся после того, как возникла трещина 1, расположенные вдоль полос скольжения.

Многочисленные наблюдения показывают, что разрушение при низких температурах в большей мере стимулируется упрочненными полосами скольжения, нежели двойниковыми прослойками. Это хорошо согласуется с предположением о том, что на последних стадиях деформации в области полос скольжения происходит отрыв и последующее частичное восстановление контактов¹¹⁵.

*.) При испытании в жидким азоте предел прочности равнялся $41-42 \text{ кг}/\text{мм}^2$; двойники возникали уже при напряжениях $17-18 \text{ кг}/\text{мм}^2$.

Работами последних лет^{87,192} выяснено, что металлы с гранецентрированной кубической решеткой (Cu, Al) тоже двойникуются при низких температурах и, несмотря на это, в условиях растягивающих напряжений обладают значительной пластичностью.

Отсутствие хрупкости у двойникованных гранецентрированных металлов, равно как и рост пластичности у чистого крупнозернистого железа при низких температурах за счет двойникования, указывают на то, что механические двойники не ответственны за хладноломкость. Склонность металла к хладноломкости определяется типом кристаллической решетки и примесями.

12. СТРОЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

В настоящее время главным образом в результате рентгенографических исследований Г. В. Курдюмова и его сотрудников¹⁹³⁻¹⁹⁶ стали известны многие детали кристаллического строения высокопрочных металлов и сплавов.

Обычно состояние с высокой прочностью возникает в результате пластической деформации, при распаде пересыщенного твердого раствора в условиях малой подвижности атомов, а также в низкоотпущеных закаленных сплавах. Для всех случаев упрочнения характерно возникновение искажений кристаллической решетки и раздробление кристаллитов на блоки. В случае сплавов упрочненное состояние связано, кроме того, с дисперсным выделением второй фазы, приводящей к измельченной, субмикропеоднородной структуре сплава. Механическая прочность металлов и сплавов может меняться в широких пределах путем изменения структуры и достигать значительной величины в результате создания тонкой субмикроскопической неоднородности кристаллического строения. Однако предельная прочность кристаллических тел определяется величиной сил межатомной связи кристаллической решетки. Прочность межатомной связи в кристаллах и тонкая структура твердых тел — вот те два тесно связанных друг с другом фактора, обусловливающих сопротивление материала деформации и разрушению. Именно они определяют резервы повышения прочности металлов и сплавов.

В реальных условиях прочность межатомной связи используется лишь в незначительной мере. Степень ее использования может быть сильно повышенена созданием определенной тонкой кристаллической структуры, приводящей к увеличению «степени одновременности» участия атомов в работе против действия внешних сил.

Одной из основных структурных характеристик является размер блоков (областей когерентного рассеяния). В отожженных или высококоотпущеных сплавах блоки относительно крупны ($\sim 10^{-4}$ см) и угол их дезориентации весьма мал. Но в сплавах, находящихся в упрочненном состоянии (закаленных, низкоотпущеных, остаренных или наклепанных), наблюдается значительное измельчение блоков и увеличение угла их дезориентации. Так, например, в закаленной стали с 1% углерода блоки имеют размер около $2 \cdot 10^{-6}$ см¹⁹³. Измельчение блоков начинается при весьма малых деформациях. По мере увеличения степени деформации дробление блоков затухает и при некоторой деформации, для железа, например, выше 30%, практически прекращается. В сильно деформированном железе или безуглеродистой легированной стали они измельчаются, по данным разных авторов^{193, 197, 198}, до величины $1,3 \cdot 10^{-5} - 5 \cdot 10^{-6}$ см*).

*.) Вуд и др.¹⁹⁷ определили стабильные размеры блоков, измельченных при пластической деформации, для ряда металлов: для меди $0,7 \cdot 10^{-5}$ см, алюминия — 10^{-4} см, молибдена — $0,42 \cdot 10^{-5}$ см и т. д.

В работах¹⁹⁹⁻²⁰⁰ приведены экспериментальные данные о зависимости предела текучести и твердости металла от величины блоков. Результаты, полученные Боллом для алюминия¹⁹⁹ и Б. М. Ровинским и Л. М. Рыбаковой для малоуглеродистого железа²⁰⁰, представлены на рис. 35. Имеет место вполне линейная зависимость между пределом текучести, твердостью, с одной стороны, и размером блока в степени $-1/2$, с другой.

Прямые $\sigma_s(\delta)$ при линейном экстраполировании проходят через начало координат, что указывает на стремление предела текучести металла к нулю при возрастании величины блоков.

При последующем нагреве упрочненного металла наблюдается увеличение размеров блоков; блоки начинают быстро расти, например, в закаленной стали лишь при температуре отпуска выше 450° С, а в деформированном железе—выше 350—550° С, в зависимости от состава.

Как показали исследования, выполненные недавно в одной из лабораторий Г. В. Курдюмова, начало роста блоков сопровождается заметным снижением механических характеристик: твердости, предела текучести, прочности (рис. 36). В работе со сплавами Fe—Si, Fe—Ni и с никелем одновременно получены результаты, указывающие на то, что искажения второго рода не определяют упрочнение, а лишь сопутствуют ему. Эти искажения могут быть полностью сняты при отпуске и вновь созданы

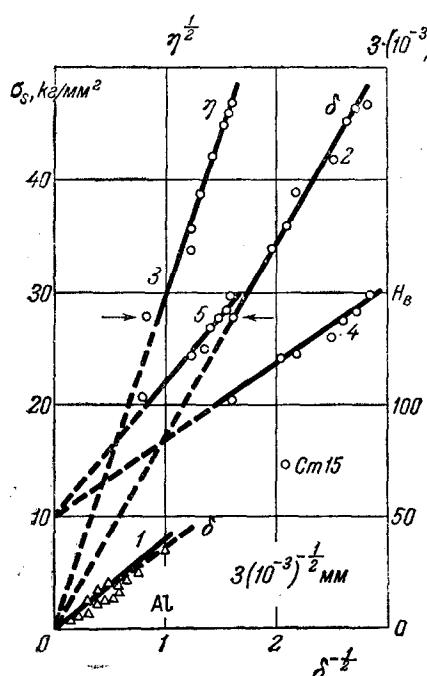


Рис. 35. Значения предела текучести σ (1, 2 и 3) и твердости H_v (4 и 5) в зависимости от величины блоков δ (1, 2 и 4) и от неоднородности межплоскостного расстояния $\eta = \frac{\Delta a}{a}$ (3, 5) в решетке железа и алюминия (Ровинский и Рыбакова²⁰⁰).

при соответствующей деформации, не вызывая изменения прочностных характеристик *).

Наличие искажений третьего рода также не является обязательным для высокого сопротивления материала деформированию. Это было отчетливо показано на образцах закаленного на мартенсит чистого железа²⁰¹. Искажения третьего рода здесь не были обнаружены, а упрочнение, величина блоков и искажения второго рода были на том же уровне, что и в случае холоднодеформированного железа.

Важную роль в сопротивлении деформации и разрушению должны играть величина разориентации между блоками, а также угол общей разориентировки кристалла. С увеличением степени деформации угол разориентировки блоков растет, достигая в сильно наклепанных металлах величины порядка градуса. На границах блоков локализуются значительные искажения. Однако в настоящее время мы не рас-

*) Однако, на наш взгляд, искажения второго рода в некоторых случаях, например при усталостных испытаниях, могут предопределять характер пластической деформации и тем самым влиять на упрочнение сплава.

полагаем данными о вкладе угловых характеристик тонкой структуры в упрочнение металла и сплава.

Обобщая многочисленные исследования Г. В. Курдюмова и его сотрудников, Б. М. Ровинского и др.¹⁹³⁻²⁰¹, можно сделать вывод о том, что размеры и ориентировка блоков и состояние их границ определяют прочность и другие важнейшие механические свойства кристаллических тел. Измельчение блоков необходимо при любом способе упрочнения как тер-

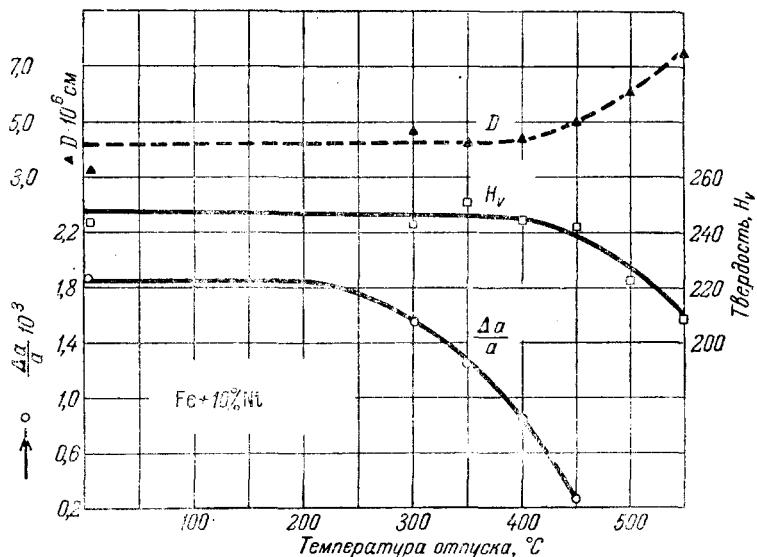


Рис. 36. Зависимость твердости H_V , величины неоднородности межплоскостного расстояния (искажений второго рода) $\frac{\Delta a}{a}$ и размеров блоков D от температуры отпуска деформированного железоникелевого сплава (Курдюмов, Перкас, Хондрас²²³).

мическом, так и механическом, и должно рассматриваться, как один из главных кристаллоструктурных факторов упрочнения. Достигаемый уровень повышения прочностных свойств материалов ограничивается, по-видимому, величиной предельного размера блоков, получающихся при пластической деформации или в результате термической обработки. Можно полагать, что строение кристалла, его блочность характеризуют величину возможных локальных перенапряжений, а межатомные связи определяют «теоретическую прочность» твердого тела.

Особо важную роль играет прочность межатомной связи в поведении металлов и сплавов при высоких температурах, поскольку от нее зависит положение температурной области разупрочнения сплава. Действительно, подвижность атомов в решетке определяется соотношением между энергией тепловых колебаний и высотой потенциальных барьеров, зависящих в основном от сил взаимодействия между атомами²⁰²⁻²⁰⁵.

Из анализа данных о диффузионных характеристиках сплавов на различных основах особенно резко выявляется соответствие между жаропрочностью и подвижностью атомов (рис. 37)²⁰².

Силы межатомной связи в кристаллической решетке металла можно существенно изменить легированием как в сторону повышения, так и в сторону понижения в зависимости от природы легирующего элемента^{195, 206, 207}. При этом важную роль играет и концентрация легирующего

компонента^{208,209}. Так, например, В. А. Ильина и В. К. Крицкая¹⁹⁵ установили, что марганец, ниобий, молибден, кобальт повышают, а вана-

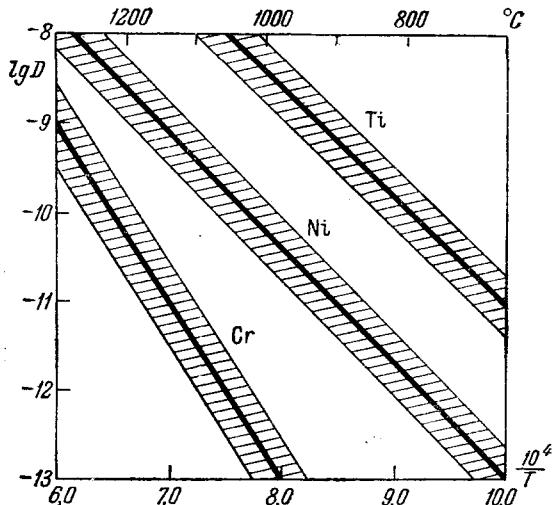


Рис. 37. Области изменения коэффициентов самодиффузии в зависимости от температуры для сплавов на основе титана, никеля и хрома (Грудинин, Курдюмов, Тютюник и Эйтин²⁰²).

дий уменьшает силы взаимодействия между атомами в решетке α -железа (рис. 38).

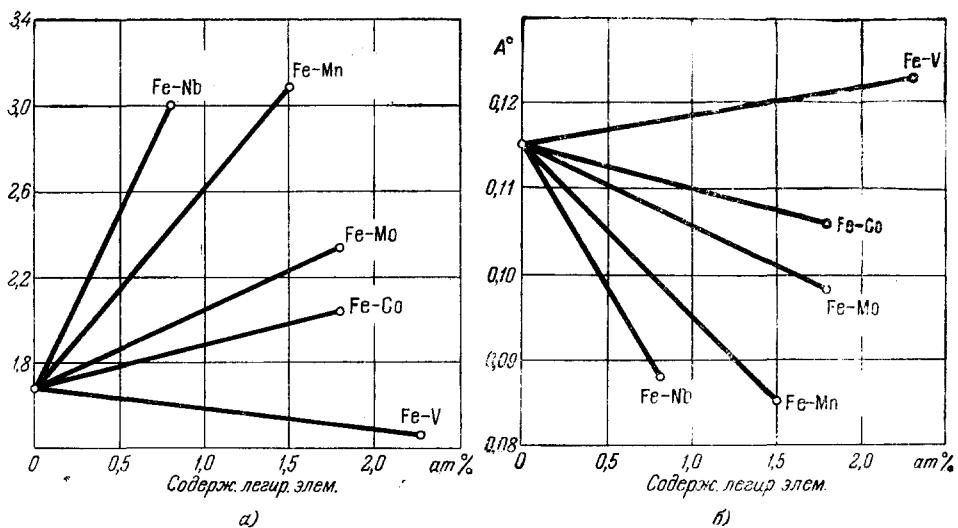


Рис. 38. Изменение характеристик сил межатомной связи а) $V \bar{u}^2_{\text{дин}}$ и б) A° сплавов на железной основе в зависимости от природы и содержания легирующих элементов (Ильина, Крицкая¹⁹⁵).

Кроме изменения сил связи, легирование также преследует цель создать условия для получения упрочненных состояний сплавов путем дисперсионного твердения и образования, благодаря выделившимся частицам новой фазы, тонкой мелкоблочной структуры.

Иногда увеличение прочности имеет место в условиях уменьшения сил связи в решетке (например, мартенсит), однако в этих случаях рост прочности связан с особым структурным состоянием. Примером значительного увеличения прочности (до 350 кг/мм²) при неизменных силах связи может быть патентованная стальная проволока, приобретающая в результате термомеханической обработки высокодисперсное однородное пластинчатое строение.

В чистых металлах (Fe, Mo, Ta, W)^{195, 210} различные изменения состояния тонкой структуры при пластической деформации и термообработке сами по себе не вызывают изменения величины сил межатомной связи.

Такое заключение, однако, нельзя считать окончательным, поскольку рентгеновский анализ позволяет измерить только средние по объему значения статических искажений кристаллической решетки.

В. И. Старцев и И. Н. Аронова²⁰⁴ изучили состояние кристаллической решетки в изолированной полосе скольжения кристалла каменной соли. Оказалось, что в полосе скольжения силы межатомной связи значительно ниже, чем в недеформированном кристалле, так как вычисленные по рентгеновским данным дебаевские температуры*) почти в два раза больше в недеформированных кристаллах. Решетка в полосе скольжения характеризуется появлением больших статических смещений атомов и находится в разрыхленном состоянии. Это согласуется с обнаруженным ранее²¹¹ методом Лауз сильными искажениями кристаллической решетки на границе между двумя блоками. Суммарные статические и динамические смещения атомов в полосе скольжения при комнатной температуре (0,54 Å) примерно в три раза больше смещений атомов в недеформированном кристалле при той же температуре (0,18 Å).

Пластическая деформация локализуется не только в полосе скольжения: она распространяется и на области, находящиеся на достаточно большом расстоянии от полосы **). По данным²⁰⁴ характеристическая температура у недеформированного кристалла каменной соли равна 260—290° С, в полосе скольжения—150—170° С, в недеформированной области вблизи полосы—190—210° С. В кристаллах твердых растворов (Ni—Cr, Fe—Cr, Fe—W, Fe—Mn и др.) силы связи могут существенно меняться не только в результате самого легирования, но и в зависимости от вида термообработки, а также при пластической деформации^{206, 208, 194, 210}.

В ряде твердых растворов^{212—214} наблюдаются аномалии в изменении некоторых физических свойств с температурой (например, электросопротивления, модуля упругости, твердости и др.), хотя эти сплавы остаются во всей области температур однофазными твердыми растворами. Наиболее вероятной представляется та точка зрения, что как изменение сил межатомной связи, так и наблюдаемые аномалии физических свойств твердых растворов имеют общую природу и обусловлены одним и тем же процессом, протекающим в очень малых объемах кристаллической решетки. Этот процесс носит диффузионный характер и связан с возникновением при определенных температурных условиях концентрационных неоднородностей в однофазном твердом растворе. Он состоит, по-видимому, в перераспределении атомов в решетке раствора и связанным с этим изменением электронного взаимодействия атомов. Поэтому повышение сил связи должно соответствовать увеличению степени ближнего порядка.

*) Рентгеновские методы исследования сил межатомного взаимодействия в кристаллах, по-видимому, нуждаются в более глубоком теоретическом обосновании. В данном обзоре этот вопрос не обсуждается.

**) Пластическая деформация монокристаллов бериллия¹¹⁹ в начальный период сосредоточена в области, примыкающей к следу полосы скольжения, и лишь на поздних стадиях деформации охватывает непосредственно объем полосы скольжения.

Это подтверждается результатами работ^{215, 216}, в которых было обнаружено уменьшение степени ближнего порядка при пластической деформации.

Существенную роль в упрочнении играет состояние границ зерен и блоков. Области кристалла, непосредственно примыкающие к границам зерен или блоков, характеризуются значительными искажениями решетки. Хотя эти пограничные зоны составляют малую долю общего объема металла (~10%), они сильно влияют на многие его свойства. Особое состояние вещества в пограничных слоях резко проявляется при измерении релаксации напряжений, динамического модуля упругости, ползучести, внутреннего трения и других свойств. Особенно важное значение имеет огромное изменение подвижности атомов и скоростей диффузии в приграничной зоне. Так, самодиффузия в цинке, серебре протекает по границам зерен в 10^4 — 10^6 раз быстрее, чем по телу зерен. Это приводит, как указывалось выше, к развитию межзеренной деформации и разрушению по границам зерен при высоких температурах.

Роль границ зерен возрастает еще в связи с тем, что их химический состав в сплавах обычно резко отличается от среднего состава в теле зерна, как за счет кристаллической ликвации, так и в особенности за счет внутренней адсорбции^{217—219}. Явление внутренней адсорбции в твердых телах заключается в возникновении неравномерности концентрации растворенных компонентов вследствие структурной неоднородности твердого раствора. На эффект внутренней адсорбции в твердых растворах влияет характер и степень дезориентации контактирующих кристаллов, состояние границ блоков мозаики, мест сочленения субкристаллитной структуры, возникшей в процессе старения основного раствора, и другие факторы²¹⁹.

Межкристаллитная внутренняя адсорбция протекает в межкристаллитных переходных зонах толщиной всего в несколько сотен межатомных расстояний *). При этом весьма большую роль играют чисто малые количества примесей, если они поверхностно-активные. Явление внутренней адсорбции и особое строение в слоях, прилегающих к границам зерен, широко распространены в сплавах и оказывают сильное влияние на их прочностные свойства.

13. УСТАЛОСТЬ

Наинизшее сопротивление разрушению наблюдается при знакопеременных нагрузках и достаточно большом числе циклов. Феноменологический механизм описывается как зарождение локального разрыва и последующее постепенное распространение появившейся трещины по мере увеличения числа циклов нагружения. Отмечается, что несмотря на низкие напряжения, явно не доходящие до значения предела текучести при статических испытаниях, в процессе усталостных испытаний в отдельных областях образца возникают следы пластической деформации в виде систем полос скольжения. Усталостные трещины впоследствии возникают именно в тех областях, где локализованы следы скольжения. По-видимому, область локализации полос скольжения богата зародышами трещин. Само возникновение трещин поэтому можно приписать влиянию процесса пластической деформации, для которого, как указывалось выше, характерны диспергирование и последующее восстановление контактов. В условиях знакопеременной деформации диспергирование становится более интенсивным, что вызывает образование пакетов скольжения и трещин при более низких, по сравнению со статической деформацией, напряжениях.

*) Методы обнаружения и исследования внутренней адсорбции основаны на изменении травимости твердого раствора с изменением концентрации растворенного элемента и на применении радиоактивных изотопов²¹⁸.

Непосредственное доказательство наличия необратимых процессов типа пластической деформации с упрочнением в микрообластях при упругих колебаниях было получено в результате опытов по определению зависимости декремента крутильных колебаний свинцовых трубок, внутри которых одновременно повышалось газовое давление ²²⁰.

По результатам опытов с монокристаллами каменной соли установлено, что при многократном знакопеременном пластическом изгибе упрочнение нарастает с числом циклов и достигает стабильного значения после нескольких сот циклов ²²¹. При многократном возвратном двойниковании единичной двойниковой прослойки кальцита также наблюдалось постепенное нарастание упрочнения, которое завершалось после 30—40 циклов разрушением по плоскости вторичной спайности ²²².

Таким образом, зарождение трещин при усталостных разрушениях является следствием диспергирования при пластической деформации в микрообластях, которая сочетается с упрочнением деформируемых областей образца.

14. УПРОЧНЕНИЕ

Так как прочность пластичных материалов определяется главным образом пределом текучести, то методы упрочнения, т. е. повышения предела текучести при пластической деформации, заслуживают особого внимания.

В последнее время Р. И. Гарбер показал целесообразность рассмотрения двух типов упрочнения ²²³:

1) упрочнения, возникшего от дробления блоков, в результате чего тормозится деформация;

2) упрочнения, возникшего от диффузионного перераспределения вакансий и примесей и локализации их на следах скольжения или других образующихся при пластической деформации границах раздела.

Механическое дробление происходит при ступенеобразном нагружении и в условиях неравновесной деформации, когда скорость увеличения напряжений превышает скорость возрастания предела текучести. В этом случае получается ускорение деформации, а упрочнение носит нестабильный характер и может приводить к охрупчиванию.

Диффузионное упрочнение может иметь место при плавном нагружении и достаточно малой скорости возрастания напряжения, при которой соблюдается приблизительное равенство между напряжением и пределом текучести. При этих условиях процесс деформации протекает равновесно, увеличение напряжения сопровождается соответствующим ростом предела текучести и скорость деформации остается постоянной. При диффузионном упрочнении повышение предела текучести сочетается с заметным повышением прочности и долговечности. С этой точки зрения особый интерес представляет явление установившейся ползучести, когда при неизменном напряжении наблюдается длительная деформация, протекающая с постоянной скоростью. Механизм такого процесса можно описать как движение пограничного слоя со скоростью, равной скорости диффузионного перемещения вакансий, следующих за перемещающейся границей раздела; тогда скорость установившейся ползучести будет равна

$$v = v \cdot d, \quad (32)$$

где d — межплоскостное расстояние и v — частота перемещения ионов. Полагая, что $v = v_0 e^{-Q/RT}$, получим вместо (32)

$$Q = RT \ln \frac{v_0 d}{v}. \quad (33)$$

Здесь v_0 — частота собственных колебаний соответствующего иона в решетке кристалла, равная $(1 \div 5) \cdot 10^{13}$ сек $^{-1}$.

Если условие (33) выполняется, т. е. температура и скорость деформации удовлетворяют соотношению (33) (с учетом определенного значения Q), то кривые деформации имеют весьма плавный характер и, в общем, соответствуют течению без заметного упрочнения *). Когда же соотношение (33) не удовлетворяется, наблюдаются упрочнение и в случае деформации двойникование скачки деформации, сопровождающиеся резким падением сопротивления, соответствующим переходу от верхнего к нижнему пределу текучести.

Диффузионное упрочнение получается при программированной деформации, которую можно рассматривать как один из методов предварительной термомеханической обработки деталей.

Наглядным примером диффузионного упрочнения может служить рост предела текучести кальцита, обработанного посредством программированной пластической деформации. Так, нижний предел текучести у свежеобразованной прослойки двойника равен 40 г/мм 2 , тогда как предел текучести в результате программированного упрочнения достигает величины 400 г/мм 2 .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Механическое разрушение кристаллических тел является сложным физическим процессом, который в настоящее время еще недостаточно изучен, хотя уже имеется обширный экспериментальный материал и существует ряд попыток его обобщения.

Теория идеальной кристаллической решетки показала, что прочность кристаллических тел может быть значительно повышена и поэтому проблема приобретает не только научное, но и огромное народнохозяйственное и практическое значение. Низкая прочность реальных тел, как это следует из имеющихся экспериментальных данных, описанных в обзоре, обусловлена дефектами их строения, приводящими к концентрации и неравномерному распределению напряжений. Задача повышения прочности твердых тел, по-видимому, будет решаться за счет более равномерного распределения напряжений, которое может быть обеспечено соответствующей термомеханической обработкой в сочетании с выбором необходимого химического состава.

Наиболее существенными вопросами физики прочности являются структурные свойства твердых кристаллических тел, и особенно строение, форма и размеры микроблоков, которые подвержены сильным изменениям как в процессе кристаллизации, так и при последующей термомеханической обработке. При создании физической теории прочности реальных тел необходимо исходить из учета этого важного структурного фактора.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Zwicky F., Phys. Zeits. 24, 131 (1923).
2. Borg M., Mayer J., Zeits. f. Phys. 75, 12 (1932).)
3. De Boer, Trans. Farad. Soc. 32, 10 (1936).
4. Borg M., Furth R., Proc. Camb. Phil. Soc. 36, 454 (1940).
5. Polanyi M., Zeits. f. Phys. 7, 323 (1921).
6. Seitz F., Read T., Journ. Appl. Phys. 12, 170 (1941).

*.) В работе ²²² наблюдалось течение при сжатии кальцита при температуре 110° С и скорости деформации $v=0,4 \mu/\text{сек}$ без упрочнения. Недавно мы наблюдали аналогичное течение при растяжении монокристалла берилля с плоскостью (0001), расположенной под углом 45° к оси образца, при $t=500^\circ \text{ С}$ и $v=0,4 \mu/\text{сек}$.

7. Огован Е., Trans. Inst. Eng. and Shipbuilders in Scotland **89**, 165 (1946).
8. Френкель Я. И., Zeits. f. Phys. **37**, 572 (1926).
9. Огован Е., Proc. Phys. Soc. **52**, 8 (1940).
10. Брагг У., Ломер У., Proc. Roy. Soc. **A196**, 171 (1949).
11. МакКензи А., Thesis, University of Bristol (1949).
12. Зенер С., Elasticity and Anelasticity of Metals. Chicago, Univ. Press. (1948) (есть русский перевод в сб. «Упругость и неупругость металлов», ИЛ (1954)).
13. Конобеевский С. Т., Вестник АН СССР **7**, 15 (1955).
14. Френкель Я. И., Введение в теорию металлов, Гос. изд. физ.-матем. литературы, М., 1958, 221.
15. Grandt L., Zeits. angew. Math. Mechanik **8**, 85 (1928).
16. Вескер Р., Zeits. techn. Phys. **7**, 547 (1926).
17. Иоффе А. Ф. и Кирничева М. В., Phil. Mag. **43**, 204 (1922).
18. Смекал А., Zeits. Czest. **89**, 193 (1934).
19. Zwicky F., Proc. Nat. Acad. Sci. U. S. **16**, 211 (1930).
20. Taylor G., Proc. Roy. Soc. **A145**, 362 (1934).
21. Роланд М., Zeits. f. Phys. **89**, 660 (1934).
22. Огован Е., Zeits. f. Phys. **89**, 605 (1934).
23. Лемлей Г. Г., Вестник АН СССР **15**, 119 (1945).
24. Форти А., «Непосредственное наблюдение дислокаций в кристаллах», Москва, Металлургиздат (1956).
25. Vogel F., Faan W., Corey H., Thomas E., Phys. Rev. **90**, 489 (1953).
26. Gilman J., Johnston W., Journ. Appl. Phys. **27**, 1018 (1956) (русский перевод в сб. «Проблемы совр. физики» **9**, 57 (1957)).
27. Вилью Б., Entwistle A., Acta Met. **4**, 257 (1956) (русский перевод в сб. «Проблемы совр. физики» **9**, 62 (1957)).
28. Lacombe P., Beaujard L., C. R. Acad. Sci. Paris **218**, 878 (1944).
29. Lacombe P., Beaujard L., Journ. Inst. Met. **74**, 1 (1948).
30. Lacombe P., Reports of a Conference of the Strength of Solids. Univ. of Bristol (1948), London, Phys. Soc.
31. Cahen R., Journ. Inst. Met. **76**, 121 (1949).
32. Guinier A., Teppevin J., «Progress in Metall. Physics» VII (1950).
33. Okada J., Journ. Phys. Soc. Japan **10**, 1018 (1955) (есть русский перевод в сб. «Проблемы совр. физики» **9**, 69 (1957)).
34. Mentzer J., Proc. Roy. Soc. **A236**, 119 (1956) (русский перевод в сб. «Проблемы совр. физики» **9**, 18 (1957)).
35. Hirsch P., Hogue R., Whelam M., Phil. Mag. **1**, 677 (1956) (есть русский перевод в сб. «Проблемы совр. физики» **9**, 34 (1957)).
36. Whelam M., Hirsch P., Hogue R., Vollmann W., Proc. Roy. Soc. **240**, 524 (1957).
37. Vollmann W., Phys. Rev. **103**, 1588 (1956).
38. Griffith A., Phil. Trans. Roy. Soc. **A221**, 163 (1921).
39. Ребиндер Н. А., Юбил. сборн., посвящ. 30-летию Октябрьской социалистической революции, т. 1, 423 (1947).
40. Обраймов Н. В., Proc. Roy. Soc. **A127**, 291 (1930).
41. Sack R., Proc. Phys. Soc. **58**, 729 (1946).
42. Elliot H., Proc. Phys. Soc. **59**, 208 (1947).
43. Френкель Я. И., ЖТФ **22**, 1857 (1952).
44. Шилькрут Д. И., ДАН СССР **122**, 69 (1958).
45. Пинес Б. Я., ЖТФ **16**, 981 (1946).
46. Иоффе А. Ф., Кирничева М. В., Левитская М. А., Zeits. f. Phys. **22**, 286 (1924).
47. Огован Е., Zeits. f. Phys. **82**, 235 (1933).
48. Александров А. Н. и Юрков С. Н., Явление хрупкого разрыва, Изд-во ГТТИ, Л.—М. (1933).
49. Степанов А. В., ЖТФ **17**, 7 (1947).
50. Andrade E., Tsien L., Proc. Roy. Soc. **A159**, 346 (1937).
51. Lad R., Journ. Appl. Phys. **23**, 800 (1952).
52. Müller H., Zeits. f. Phys. **69**, 431 (1931).
53. Anderegg F., Ind. Eng. Chem. **31**, 290 (1939).
54. Otto F., Journ. Amer. Ceram. Soc. **38**, 123 (1955).
55. Бартеев Г. М. и Цепиков Л. П., ДАН СССР **121**, 260 (1958).
56. Herring C., Galt J., Phys. Rev. **85**, 1060 (1952).
57. Солов Н., Monthly Rev. Am. Electroplaters Soc. **33**, 28 (1946).
58. Надгорный Э. М., Осильяп Ю. А., Перкас М. Д., Розенберг В. М., УФН **67**, 625 (1959).
59. Frank F., Phil. Mag. **44**, 845 (1953).
60. Hasiguti R., Acta Met. **3**, 200 (1955).
61. «Crystal Growth» Discussions Faraday Soc. **5** (1949).

62. Burton W., Cabrera N., Frank F., Phil. Trans. Roy. Soc., London **243**, 299 (1951).
63. Verma A., Crystal Growth and Dislocations Academic Press, New York (1953).
64. Sears G., Acta Met. **1**, 458 (1953); **3**, 351, 367 (1955).
65. Kohlschütter V., Zeits. Elektrochemie **38**, 345 (1932).
66. Everett E., Amick J., Journ. Appl. Phys. **25**, 1204 (1954).
67. Brenner S., Acta Met. **4**, 62 (1956).
68. Gyulai Z., Zeits. f. Phys. **138**, 317 (1954).
69. Matthai G., Syrbe G., Zeit Naturforsch **12a**, 174 (1957).
70. Amelinckx S., Physica **24**, 390 (1958).
71. Frank F., Advances in Physics **1**, 91 (1952).
72. Webb W., Forgeng W., Journ. Appl. Phys. **28**, 1449 (1957).
73. Gomer R., Journ. Chem. Phys. **28**, 457 (1958).
74. Pearson G., Read W., Feldman W., Acta Met. **5**, 181 (1957).
75. Coleman R., Price P., Cabrera N., Journ. Appl. Phys. **28**, 1360 (1957).
76. Brenner S., Journ. Appl. Phys. **28**, 1023 (1957).
77. Webb W., Dragsdorff R., Forgeng W., Phys. Rev. **108**, 498 (1957).
78. Levy P., Kammerer O., Journ. Appl. Phys. **26**, 1182 (1955).
79. Baker G., Acta Met. **5**, 353 (1957).
80. Thomas E., Acta Met. **4**, 94 (1956).
81. Trenting R., Acta Met. **5**, 173 (1957).
82. Sears G., Acta Met. **5**, 131 (1957).
83. Brenner S., Journ. Appl. Phys. **27**, 1484 (1956).
84. Brenner S., Science **128**, 569 (1958).
85. Cottrell A., «Progress in Metal Physics» IV, London (1953).
86. Гарбер Р. И., ДАН СССР **57**, 555 (1947).
87. Lewitt T., Coltmann R., Redman J., Journ. Appl. Phys. **28**, 651 (1957).
88. Cottrell A., Gibbons D., Nature **162**, 488 (1948).
89. Давиденков Н. Н., Проблема удара в металловедении, Изд. АН СССР (1938).
90. Давиденков Н. Н. и Зайцев Г. П., ЖТФ **2**, 477 (1932).
91. Витман Ф. Ф. и Давиденков Н. Н., ЖТФ **7**, 343 (1937).
92. Витман Ф. Ф., Степанов В. А., ЖТФ **9**, 1070 (1939); ЖТФ **9**, 1885 (1939).
93. Шевандин Е. М., Кисин И., ЖТФ **9**, 957 (1939).
94. Weibull W., Proc. Roy. Swed. Inst. f. Eng. Res. 151 and 153, Stockholm (1939).
95. Конторова Т. А., ЖТФ **10**, 886 (1940); **13**, 296 (1943); **15**, 436 (1945); **16**, 1461, 1946.
96. Конторова Т. А. и Френкель Я. И., ЖТФ **11**, 173 (1941).
97. Шевандин Е. М. и Маневич Ш. С., ЖТФ **16**, 4225 (1946).
98. Гинддин И. А., Лазарев Б. Г., Стародубов Я. Д. и Хоткевич В. И., Сборник к 80-летию Н. Н. Давиденкова, АН СССР, М.-Л., 1959 г., стр. 61.
99. Степанов А. В., Sow. Phys. **2**, 537 (1932).
100. Степанов А. В., Zeits. f. Phys. **92**, 42 (1934).
101. Степанов А. В., ЖТФ **5**, 349 (1935).
102. Степанов А. В., ЖТФ **7**, 663, 669 (1937).
103. Давиденков Н. Н., Шевандин Е. М., ЖЭТФ **6**, 261 (1936).
104. Классен-Неклюдова М. В., ЖЭТФ **6**, 598 (1936).
105. Витман Ф. Ф., Давиденков Н. Н., Сахаров П., ЖТФ **5**, 418 (1935).
106. Цобкало С. О., Изв. АН СССР ОТН **6**, 844 (1951).
107. Касаткин Б. С., Мовчан Б. А., Изв. АН СССР ОТН **5**, 151 (1956).
108. Классен-Неклюдова М. В., ЖЭТФ **6**, 584 (1936).
109. Степанов А. В., ЖЭТФ **17**, 601, 713 (1947).
110. Степанов А. В. и Милькамонович Е. А., ЖЭТФ **18**, 773 (1948).
111. Степанов А. В., Изв. АН СССР, сер. физ., **17**, 342 (1953).
112. Журков С. Н. и Санифирова Т. П., ЖТФ **28**, 1719 (1958).
113. Регель В. Р., ЖТФ **26**, 359 (1956).
114. Шураков С. С., ФММ **2**, 66 (1956).
115. Гарбер Р. И., Гинддин И. А., Поляков Л. М., Международная конференция по механическим свойствам неметаллов, Л., май, 1958.
116. Гарбер Р. И., Образцов И. В., Поляков Л. М., ДАН СССР **108**, 425 (1956).
117. Гарбер Р. И., Гинддин И. А., Коган В. С., Лазарев Б. Г., ДАН СССР **110**, 64 (1956).
118. Гарбер Р. И., Гинддин И. А., Ковалев А. И. и Шубин Ю. В., ФММ, **8**, 130 (1959).
119. Гарбер Р. И., Гинддин И. А., Шубин Ю. В., ЖЭТФ **36**, 376 (1959).
120. Гарбер Р. И., Ковалев А. И., ДАН СССР **86**, 901 (1952).
121. Гарбер Р. И., ЖЭТФ **6**, 176 (1936).
122. Overhauser A., Phys. Rev. **94**, 1551 (1954).

- (23). Гарбер Р. И., Гиндин И. А., Коган В. С. и Лазарев Б. Г., Изв. АН СССР, сер. физ., 20, 639 (1956).
- (24). Гарбер Р. И., Поляков Л. М. и Михайловский В. М., Украинский физический журнал 1, 88 (1956).
- (25). Дерягин Б. В., ДАН СССР 53, 627 (1946).
- (26). Гарбер Р. И., Гиндин И. А., Коган В. С. и Лазарев Б. Г., ФММ 1, 529 (1955).
- (27). Eshelby J., Frank F., Nabarro F., Phil. Mag. 42, 351 (1951).
- (28). Mott N., Journ. Iron. and Steel Inst. 183, 233 (1956) (русский перевод в сб. «Проблемы соврем. металлургии» 1, 108 (1957)).
- (29). Stroh A., Advances in Physics 6, 418 (1957).
- (30). Petech N., (русский перевод в сб. «Успехи физики металлов» II, 7 (1958), М., Металлургиздат).
- (31). Frank F., Read W., Phys. Rev. 79, 722 (1950).
- (32). Jacquet P., Acta Met. 2, 752 (1954).
- (33). Petech N., Phil. Mag. 1, 486, 331 (1956).
- (34). Orowan E., Dislocations in Metals New York AIME (1954).
- (35). Kochendörfer A., Arch. Eisenhüttenw. 25, 351 (1954).
- (36). Fujita F., Acta Met. 6, 543 (1958).
- (37). Fisher J., Acta Met. 3, 109 (1955) (русский перевод в сб. «Проблемы соврем. физики» 9, 165 (1957)).
- (38). Bridgman P., Исследования больших пластических деформаций и разрыва, ИЛ, М. (1955) (перевод с английского).
- (39). Green R., Phys. Rev. 102, 376 (1956) (русский перевод в сб. «Проблемы соврем. физики» 9, 167 (1957)).
- (40). Stroh A., Phil. Mag. 3, 597 (1958).
- (41). Gilman J., Trans. Amer. Inst. Min. (metall.) Engrs. 200, 621 (1954).
- (42). Derittet Grinay Journ. Inst. Met. 84, 337 (1956).
- (43). Щукин Е. Д. и Лихтман В. И., ДАН СССР 124, 307 (1959).
- (44). Лихтман В. И., Коцанова Л. А., Брюханова Л. С., ДАН 120, 757 (1958).
- (45). Ребиндер П. А., Доклад на 6 съезде русских физиков, М. (1928).
- (46). Рожанский В. Н., УФН 65, 387 (1958).
- (47). Рожанский В. Н., Перцов Н. В., Щукин Е. Д., Ребиндер П. А., ДАН СССР 116, 769 (1957).
- (48). Потак Я. М., Шеглов И. М., ЖТФ 25, 897 (1955).
- (49). Кипкин С. Т., Николенко В. В., ДАН 110, 1018 (1956).
- (50). Ребиндер П. А., Вестник АН СССР 10, 32 (1957).
- (51). Лихтман В. И., Ребиндер П. А., Карпенко Г. В., Влияние поверхности-активной среды на процессы деформации металлов, Изд. АН СССР (1947).
- (52). Щукин Е. Д., ДАН СССР 118, 1105 (1958).
- (53). Koehler J., Phys. Rev. 85, 480 (1952).
- (54). Кипкин С. Т., ДАН СССР 95, 788 (1954).
- (55). Baker T., Preston F., Journ. Appl. Phys. 17, 170 (1946).
- (56). Бартенев Г. М., ЖТФ 21, 579 (1951).
- (57). Асланова М. С., ДАН СССР 95, 1215 (1954).
- (58). Orowan E., Nature 154, 341 (1944).
- (59). Murgatroyd J., Nature 154, 51 (1944).
- (60). Журков С. Н. и Нарзуллаев Б. Н., ЖТФ 23, 1677 (1953).
- (61). Журков С. Н. и Томашевский Э. Е., ЖТФ 25, 66 (1955); 27, 1248, 1957.
- (62). Журков С. Н. и Сапфирова Т. Н., ДАН СССР 101, 237 (1955).
- (63). Tompson N., Wadsworth N., Louat N., Phil. Mag. 1, 113 (1956).
- (64). Пинес Б. Я., ЖТФ 25, 1399, 1955.
- (65). Пинес Б. Я., ФТТ 1, 265, 1959.
- (66). Дехтяр И. Я., Осипов К. А., ДАН СССР 104, 229 (1955).
- (67). Zener C., Fracturing of Metals (1948), Amer. Soc. f. Metals.
- (68). Однинг И. А., Иванова В. С., ДАН СССР 103, 77 (1955).
- (69). Иванова В. С., Металловедение и обработка металлов 1, 19 (1955).
- (70). Machlin E., Journ. of Met. 2, 106 (1956).
- (71). Ké T.-S., Phys. Rev. 71, 533, 1947.
- (72). King R., Cahill R., Chalmers B., Nature (Lond.) 161, 682, 1948.
- (73). Иоффе А. Ф., Кирличева М. В., Левитская М. А., ЖРФХО 56, 495 (1924).
- (74). Гарбер Р. И., Гиндин И. А. и Константиновский М. Г., ЖТФ 23, 2126 (1953).
- (75). Потак Я. М. и Сачков В. В., ЖТФ 19, 399 (1949).
- (76). Саррак В. И., УФН 67, 339 (1959).

177. Vanderbeck R., Wilden H., Lindsay R., Daniel C., *Welding Journ.* **32**, 325 (1953).
178. Давиденков Н. Н. и Чучман Т. Н., Сб. «Исследования по жаропрочным сплавам», т. II, ст. 9, Изд-во АН СССР, М. (1957).
179. Гиндин И. А., Лазарев Б. Г., Стародубов Я. Д. и Хоткевич В. И., *ЖЭТФ* **35**, 802, 1958.
180. Wellinge K., Seifert W., *Zeits. f. Metallk.* **41**, 317 (1950).
181. Яковлева Э. С., Мочалов М. Д., *ЖТФ* **5**, 1085 (1935).
182. Сачков В. В., Потак Я. М., *ЖТФ* **24**, 460 (1954).
183. Smith R., Sprangler G., *Vleck R.*, *Trans. ASM* **46**, 973 (1954).
184. Low J., Feustel R., *Acta Met.* **1**, 185 (1953).
185. Давиденков Н. Н., Чучман Т. Н., *ЖТФ* **28**, 2502 (1958).
186. Гиндин И. А., Стародубов Я. Д., *ФТТ* **1**, 1794 (1959).
187. Гарбер Р. И., Гиндин И. А., Стародубов Я. Д., *ФТТ* **1**, 1801 (1959).
188. Wain H., Henderson F., Johnstone S., Louat N., *Journ. Inst. Met.* **86**, 281 (1958) (русский перевод в сб. «Проб. совр. металлургии» **6**, 115 (1958)).
189. Smith R., Rutherford J., *Journ. of Met.* **9**, 857 (1957).
190. Basinski Z., Sleswick A., *Acta Met.* **5**, 176 (1957).
191. Орлов А. Н., Всесоюзное научно-исследование по вопросам физики прочности, Харьков, ноябрь 1958. Тезисы докладов, 12.
192. Гиндин И. А., Хоткевич В. И., Стародубов Я. Д., *ФММ* **7**, 794 (1959).
193. Курдюмов Г. В., Сб. «Проблемы металловедения и физики металлов», **4**, 321 (1955); *ЖТФ* **24**, 1254 (1954).
194. Ильина В. А., Крицкая В. К., Курдюмов Г. В. и Степлекая Т. И., *Изв. АН СССР*, сер. физ., **20**, 723 (1956).
195. Ильина В. А., Крицкая В. К., *ДАН СССР* **100**, 69 (1955); **110**, 5 (1956).
196. Мороз Л. С., *ЖТФ* **3**, 498 (1952).
197. Wood W., *Proc. Roy. Soc. London A* **172**, 231, 1939.
198. Ровинский Б. М. и Рыбакова Л. М., *Изв. АН СССР ОТН* **10**, 1483 (1952).
199. Ball C., *Phil. Mag.* **2**, 1011, 1957.
200. Ровинский Б. М. и Рыбакова Л. М., *Изв. АН СССР ОТН* **4**, 100 (1958).
201. Курдюмов Г. В. и Перкас М. Д., *ДАН СССР* **111**, 818 (1956).
202. Грузин П. Л., Курдюмов Г. В., Тютюник А. Д. и Энтири Р. Н., Сборник исследований по жаропрочным сплавам II, 3 (1957), Изд. АН СССР, М.
203. Ильина В. А., Крицкая В. К. и Курдюмов Г. В., Сборник «Проблемы металловед. и физики металлов» **2**, 222 (1951).
204. Старцев В. И. и Арапова П. Н., *Кристаллография* **4**, 85 (1959).
205. Джеймс Р., Оптические принципы дифракц. рентгеновск. лучей.
206. Курдюмов Г. В., Травина Н. Т., *ДАН СССР* **98**, 77 (1954).
207. Ровинский Б. М., Самойлов А. И. и Ровенский Г. М., *ФММ* **7**, 79 (1959).
208. Крицкая В. К., Курдюмов Г. В., Степлекая Т. И., *ДАН СССР* **98**, 63 (1954).
209. Иверонова В. И., Кацельсон А. А., *ДАН СССР* **99**, 391 (1954).
210. Ильина В. А., Крицкая В. К., Курдюмов Г. В., Осипьян Ю. А., Степлекая Т. И., *ФММ* **4**, 417 (1957).
211. Старцев В. И., *ДАН СССР* **30**, 123 (1941).
212. Thomas H., *Zeits. f. Phys.* **129**, 219 (1951).
213. Schulze A., *Zeits. f. Metallkunde* **42**, 120 (1951).
214. Лившиц Б. Г. и Равдель М. П., *ДАН СССР* **93**, 1033 (1953).
215. Rudman P., Augerbach B., *Acta Met.* **4**, 382 (1956).
216. Augerbach B., Beever M., Somerton M., Leach J., *Acta Met.* **4**, 477 (1956).
217. Архаров В. И., Труды ИФМ УФАН СССР **8**, 54 (1946); **12**, 94 (1949); **16**, 7 (1955); **14**, 15 (1954).
218. Архаров В. И., Герасимов А. Ф., Грузин П. Л., *ФММ* **2**, 294 (1956).
219. Архаров В. И. и Вангенгейм С. Д., *ФММ* **4**, 439, 447 (1957).
220. Гарбер Р. И. и Могильникова Т. Т., *ДАН СССР* **118**, 479 (1958).
221. Гарбер Р. И. и Соловченко И. И., Сборник к 80-летию Н. Н. Давиденкова (1959), Л., стр. 105.
222. Гарбер Р. И., *ФТТ* **1**, 814, 1959.
223. Курдюмов Г. В., Перкас М. Д., Хандрос Л. Г., *ФММ*, **7**, 747 (1959).