

УСПЕХИ ФИЗИЧЕСКИХ НАУК

ХРУПКОЕ РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

В. И. Саррак

1. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ

Основная задача теории разрушения металлов—объяснить низкую реальную прочность металлов по сравнению с теоретической, а также объяснить наличие двух видов разрушения—хрупкого, без заметной пластической деформации, и вязкого, имеющего место после значительной пластической деформации.

Так как разрушение связано с появлением новых поверхностей, вполне естественно то внимание, которое уделяется при расчетах, связанных с разрушением, изменению поверхностной энергии. Проще всего из изменения поверхностной энергии вычисляется и теоретическая прочность материалов:

$$\sigma_{\text{теор}} = \sqrt{\frac{E\gamma}{a}}, \quad (1)$$

где E —модуль Юнга, 2γ —поверхностная энергия, связанная с образованием двух новых поверхностей, a —расстояние между атомными плоскостями в кристаллической решетке.

Если для металлов принять $E = 10^{11}$ дин/см², $\gamma = 10^3$ эрг/см² и $a = 3 \cdot 10^{-8}$ см, то теоретическая прочность $\sigma_{\text{теор}} = 10^{11}$ дин/см², или около 10^3 кг/мм², значительно выше реальной прочности металлов.

2. ТЕОРИЯ ГРИФФИТСА

Одно из первых объяснений наблюдаемого противоречия для аморфных тел (в частности стекла) дал Гриффитс¹, предположивший наличие в материале трещин, в устьях которых напряжение поднимается выше величины теоретической прочности, благодаря чему становится возможным их распространение. Расчет распределения напряжений в такой трещине² показал, что в результате наличия трещины упругая энергия уменьшается на величину $\pi(1-\nu)\sigma^2c^2/8G$, где G —модуль сдвига, ν —коэффициент Пуассона, c —длина трещины и σ —напряжение, нормальное к плоскости двухмерной трещины. Гриффитс исходил из того, что трещина растет только в том случае, если свободная энергия системы в результате ее распространения уменьшается, то есть если убыль потенциальной энергии деформации превышает прирост поверхностной энергии полости трещины, и на основании этого условия получил следующую зависимость между критической величиной трещины (так называемой трещины Гриффитса), имеющей эллиптическую форму, и напряжением, необходимым для ее роста:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi c}}. \quad (2)$$

Расчет, проведенный для случая более вероятной формы трещины с толщиной устья порядка межатомного расстояния, дал незначительно отличающийся от уравнения (2) результат³.

Теория Гриффитса оказалась вполне справедливой для аморфных материалов; распространение же ее на металлы принципиально невозможно в силу иной природы пластической деформации металлов.

Для проблемы разрушения прежде всего имеет значение температурная зависимость сопротивления пластической деформации и степень гомогенности деформации.

В аморфных материалах зависимость между скоростью деформации и приложенным напряжением выражается уравнением вязкости, согласно которому скорость деформации пропорциональна приложенному напряжению. Коэффициент вязкости изменяется по экспоненциальному закону и с понижением температуры быстро растет: при понижении температуры стекла от 80 до 60° С его коэффициент вязкости увеличивается в 10 000 раз. Таким образом для всех аморфных тел существует температура, при которой пластическая деформация практически невозможна. Отсутствие пластической деформации имеет решающее значение для разрушения, так как в этом случае локальная концентрация напряжений не может быть снята (этим объясняется тот факт, что даже трение создает трещины на поверхности стекла).

В металлах сопротивление пластической деформации значительно меньше зависит от температуры: предел текучести при охлаждении до 4,2° К увеличивается лишь в несколько раз, т. е. даже вблизи абсолютного нуля сопротивление пластической деформации значительно ниже теоретической прочности, и локальные концентрации напряжений снижаются в результате пластической деформации.

Наконец, в аморфном материале скорость деформации в каждом элементе объема полностью определяется напряженным состоянием в этом элементе. В металлах же, так же как и в ионных кристаллах, деформация не имеет гомогенного характера. Деформация в кристаллических телах является гетерогенной как в пределах одного зерна (по плоскостям скольжения), так и в пределах всего образца. Именно благодаря гетерогенности пластической деформации в металлах и происходит, очевидно, образование микротрещин.

Орван⁴ предложил видоизменить формулу Гриффитса для того, чтобы сделать ее применимой к металлам. Для этого он считает необходимым учесть энергию пластической деформации слоя, прилегающего к поверхности разрушения. Величина этой энергии примерно в 10³ раз больше величины поверхностной энергии в формуле Гриффитса. По Орвану

$$\sigma = \sqrt{\frac{2Er}{\pi c}}, \quad (3)$$

где r —энергия пластической деформации поверхностного слоя, зависящая в основном от условий испытания.

Для объяснения расхождения между теоретической и практической прочностью металлов предлагалась и другая концепция. Так, А. В. Степанов высказал предположение, что это расхождение объясняется дефектами, возникающими в процессе растяжения вследствие пластического течения⁵. Аналогичную мысль высказал Я. И. Френкель, согласно теории которого прочность не определяется существующими в теле готовыми трещинами; влияющие на прочность тела трещины появляются в результате приложения напряжения⁶.

Многочисленными исследованиями, особенно проведенными в последнее время, было показано, что пластическая деформация предшествует даже хрупкому разрушению⁷⁻¹⁵. Так, С. Цобкалло¹⁴ рентгенографически определил деформацию слоя, непосредственно прилегающего к поверхности разрушения надрезанного образца из мягкой стали, разорванного в жидком азоте, и нашел ее равной 5%; Чанг¹⁵, также рентгенографически, нашел на гладком образце, хрупко разрушенном при 38° К, деформацию в 2%. Эти результаты подтвердили точку зрения, что разрушение является следствием пластической деформации, необходимой для создания микротрещин.

К аналогичному выводу приводит и анализ опытов по определению хрупкой прочности металлов¹⁶, из которого следует, что все процессы, повышающие напряжение пластического течения, повышают и хрупкую прочность. Наконец, имеются данные, что разрушение может произойти только после того, как напряжение превысит предел текучести¹⁷.

3. ДИСЛОКАЦИОННАЯ ТЕОРИЯ РАЗРУШЕНИЯ

Представления о разрушении, как о следствии пластической деформации, лежат в основе дислокационной теории разрушения металлов.

В 1948 г. К. Зинер^{16,18} указал, что релаксация напряжений сдвига внутри полосы скольжения, образовавшейся в ходе пластической деформации, приводит к появлению перед острием полосы скольжения напряжения, величина которого вычисляется по формуле Инглиса² и пропорциональна $\sqrt{\frac{L}{r}}$, где L —длина полосы скольжения, а r —радиус кривизны ее острия. После остановки полосы скольжения у границы зерна (так как в общем случае плоскости скольжения соседнего зерна ориентированы неблагоприятным образом) или у пластинки какой-то твердой фазы (выделения) происходит дальнейшая релаксация напряжений внутри полосы скольжения, вследствие чего напряжение перед ее острием продолжает увеличиваться и может достигнуть величины теоретической прочности, после чего произойдет образование трещины.

После образования трещины дальнейшая релаксация напряжений приведет к ее дополнительному росту.

Зинер показал также, что с точки зрения механизма пластической деформации такая остановка полосы скольжения перед препятствием эквивалентна образованию скопления дислокаций, плотность которого повышается при приближении к препятствию; такие скопления дислокаций впоследствии были обнаружены экспериментально^{19, 20}. Таким образом, из гипотезы Зинера следует, что образование трещины и развитие разрушения является результатом пластической деформации.

Дальнейшее развитие идеи Зинера получили в основном в работах Петча^{21, 22} и Стро^{23, 24}, Эшелби и др.²⁵ рассчитали положение дислокаций в скоплениях их около препятствия и нашли значения возникающих под их действием скальвающих напряжений. Кёлер²⁶ использовал полученные в работе²⁵ положения дислокаций и нашел величину нормальных напряжений, а Петч²² на основании дислокационных представлений объяснил зависимость между размером зерна и хрупкой прочностью.

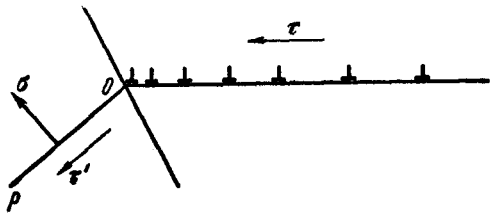


Рис. 1. Схема скопления дислокаций²³.

Стро^{23,24} рассматривает следующие условия образования трещины. На расстоянии r от вершины скопления дислокаций нормальное напряжение к плоскости OP равно (рис. 1):

$$\sigma = \tau \left(\frac{L}{r} \right)^{\frac{1}{2}} f(\theta), \quad (4)$$

где L —длина полосы скольжения, τ —скалывающее напряжение вдоль полосы скольжения, а $f(\theta)$ —функция, зависящая от ориентации плоскости OP . Если трещина образуется в точке O и распространяется на расстояние c вдоль OP , то среднее напряжение

$$\sigma = \alpha \left(\frac{L}{c} \right)^{\frac{1}{2}} \tau, \quad (5)$$

где α — постоянная.

Полная энергия образования трещины определяется уменьшением упругой энергии на $\pi(1-\nu)\sigma^2 c^2/8G^2$ и поверхностной энергией полости трещины 2γ и равна

$$W = \frac{-\pi(1-\nu)\sigma^2 c^2}{8G} + 2c\gamma. \quad (6)$$

Подставляя значение σ из уравнения (5) в уравнение (6), получаем, что образование трещины приводит к уменьшению энергии системы, если

$$\tau^2 = \frac{16\gamma G}{\pi(1-\nu)\alpha^2 L}. \quad (7)$$

После вычисления коэффициента α уравнение (7) принимает вид:

$$\tau^2 = \frac{3\pi\gamma G}{8(1-\nu)L}. \quad (8)$$

Уравнения (7) и (8) определяют условия образования и роста трещины до длины, сравнимой с длиной полосы скольжения. После достижения трещиной длины трещины Гриффитса (см. уравнение (2)) дальнейший ее рост становится возможным за счет одного нормального напряжения.

По Эшелби²⁵ скопление n дислокаций составит линию скольжения длиной

$$L = \frac{Gbn}{\pi(1-\nu)\tau}, \quad (9)$$

где b — межатомное расстояние. Подставляя это значение в (8), получаем

$$n\tau b = \frac{3}{8} \pi^2 \gamma. \quad (10)$$

Пусть разрушение начинается при напряжении растяжения 32 кг/мм^2 , т. е. при напряжении сдвига 16 кг/мм^2 ($1,6 \cdot 10^9 \text{ дин/см}^2$). При $b = 2 \cdot 10^{-8} \text{ см}$ и $\gamma = 10^3 \text{ эрг/см}^2$ из уравнения (9) получаем $n \cong 100$. Такое количество дислокаций создаст на свободной поверхности ступеньку порядка 200 \AA ; при оценке высоты ступеньки, образованной полосой скольжения в железе, получают величину $\sim 800 \text{ \AA}$, т. е., очевидно, в железе возможно образование необходимых скоплений дислокаций.

Степень пластической деформации, которая, в соответствии с рассматриваемой теорией, должна обязательно предшествовать хрупкому

разрушению, очень невелика. Пусть в зерне с диаметром d имеется одна линия скольжения; тогда пластический сдвиг в нем составит nb/d . Так как длина полосы скольжения L примерно равна d , то из уравнения (9) получаем порядок пластической деформации $nb/L \cong \tau/G$ —порядок такой же, как и у упругой деформации. В действительности, величина пластической деформации, предшествующей хрупкому разрушению, значительно выше^{7,27} теоретически необходимой величины; причины этого расхождения пока неясны.

Если принять длину линии скольжения равной диаметру зерна и учесть, что при одноосном растяжении напряжение сдвига τ равно половине напряжения растяжения σ , то на основании уравнения (8) можно получить выражение для зависимости между размером зерна и напряжением хрупкого разрушения. При этом следует учесть также сопротивление движению дислокаций вследствие искажения кристаллической решетки в результате присутствия растворенных атомов и дисперсных выделений, равное τ_0 , путем введения в левую часть уравнения (8) разности $(\tau - \tau_0)$. В результате соответствующих подстановок получаем:

$$\sigma = k \cdot d^{-1/2} + \sigma_0, \quad (11)$$

где

$$k = \left[\frac{6\pi\tau G}{(1-\gamma)} \right]^{1/2} \quad (12)$$

Уравнение (11) хорошо согласуется с экспериментальными результатами, полученными для ряда сталей, цинка, магния и молибдена, а значения коэффициента k , определенные на основании экспериментальных данных, хорошо совпадают с рассчитанными по уравнению (12). Кроме того, экспериментально определенная зависимость σ_0 от концентрации азота и углерода в железе (рис. 2) подтверждает приведенное выше объяснение этой величины²⁸.

Критическое скалывающее напряжение, определяемое из уравнения (8), может и не привести к образованию трещины, если напряжение перед скоплением дислокаций будет уменьшаться вследствие протекания пластической деформации. Аналогично этому, уже образовавшаяся трещина не сможет распространяться, если концентрация напряжений в устьях трещины будет сниматься в результате пластической деформации. Из этого следует, что образование и распространение хрупкой трещины возможно лишь при условии затрудненной пластической деформации.

В соответствии с дислокационной теорией, пластическая деформация связана с перемещением дислокаций, образовавшихся в источниках Франка—Рида, и оказывается невозможной, если источники Франка—Рида заблокированы и не могут генерировать новых дислокаций²⁹. Блокировка источников может происходить в результате сегрегации примесей в дислокациях (по Коттреллу—в металлах с объемноцентрированной кубической кристаллической решеткой), а также вследствие недостатка плоскостей скольжения (в металлах с гексагональной решеткой).

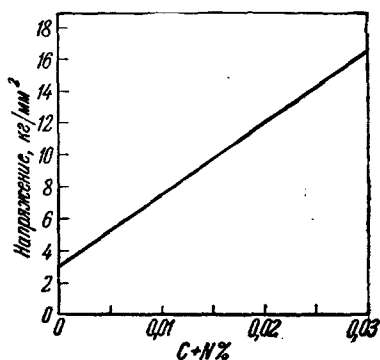


Рис. 2. Зависимость σ_0 от концентрации углерода и азота в феррите²⁸.

В металлах с гранецентрированной кубической решеткой, в которых примеси не способны прочно заблокировать источники дислокаций, а также в металлах с объемноцентрированной кубической и гексагональной решетками в вязком состоянии рост трещин останавливается пластической деформацией, но в ходе деформации количество трещин увеличивается и в конце концов они сливаются в одну трещину разрушения³⁰.

Дислокационная теория позволяет получить удовлетворительно совпадающие с экспериментальными данными зависимости между напряжением разрушения и нижним пределом текучести и размером зерна, а также между критической температурой хрупкости и скоростью деформации, размером зерна и т. д.

Нижний предел текучести. При повышении температуры блокировка источников Франка—Рида атомами примесей становится невозможной и металл переходит в вязкое состояние. Напряжение, создаваемое скоплением дислокаций на границе зерна, вызывает в соседнем зерне не образование трещины, а скольжение, которое происходит при

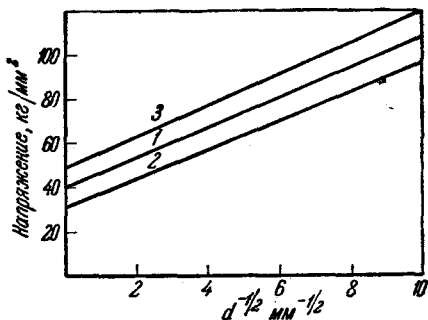


Рис. 3. Зависимость напряжения разрушения от размера зерна мягкой стали³¹: 1—испытание при -196° (хрупкое разрушение), 2—испытание при 18° (вязкое разрушение), 3—испытание при -115° (хрупкое разрушение).

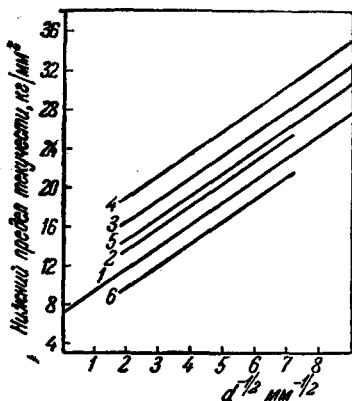


Рис. 4. Зависимость нижнего предела текучести от размера зерна мягкой стали²⁸: 1—отожженная сталь, 2—азотированная сталь, 3—закалка от 650° , 4—закалка от 650° и старение 150° —1 час, 5—закалка от 650° и старение 200° —100 часов, 6—отожженное шведское железо.

напряжении, равному нижнему пределу текучести. В серии опытов, проведенных для малоуглеродистых сталей в вязком состоянии³¹, показано, что максимальное напряжение при вязком разрушении железа, также как и при хрупком, находится в прямолинейной зависимости от $d^{-1/2}$ (где d —диаметр зерна), причем наклоны кривых в обоих случаях одинаковые (рис. 3). Очевидно, это свидетельствует о том, что в обоих случаях действует одинаковый механизм—образование скоплений дислокаций на границах зерен^{28, 22}.

Если хрупкое разрушение связано с нормальными напряжениями, возникающими в зерне вследствие действия на него скопления дислокаций в смежном зерне, то скольжение связано с возникающими в зерне под действием того же скопления дислокаций касательными напряжениями. На расстоянии r от вершины скопления дислокаций напряжение сдвига τ' равно (рис. 1):

$$\tau' = \beta\tau \left(\frac{L}{r} \right)^{1/2}. \quad (13)$$

Из уравнения (13) можно найти выражение для нижнего предела текучести:

$$\sigma_{н.п.т} = K^* d^{-1/2} + \sigma_0, \quad (14)$$

где

$$K^* = 4(\alpha\sigma_v G_e)^{1/2} \beta^{-1}, \quad (15)$$

σ_v здесь верхний предел текучести, α и β — коэффициенты. Таким образом для случая пластического течения зависимость получается такого же вида, что и для хрупкого разрушения.

Уравнение (14) хорошо описывает экспериментальные данные²⁸ (рис. 4).

Для двух температур T_1 и T_2 из уравнения (15) имеем:

$$\frac{K_1^*}{K_2^*} = \frac{(\sigma_v G)_1^{1/2}}{(\sigma_v G)_2^{1/2}}. \quad (16)$$

По данным²² и²⁸ для мягкой стали при 20°C $K_{20}^* = 0,72 \cdot 10^8 \text{ дин/см}^{-3/2}$ и при -196°C $K_{-196}^* = 1,9 \cdot 10^8 \text{ дин/см}^{-3/2}$; $K_{20}^*/K_{-196}^* = 2,6$. Из опытов известно, что в этом температурном интервале верхний предел текучести меняется в 4,1 раза; изменение модуля упругости составляет 10%. Подставляя эти значения в уравнение (16), получаем величину 2,1, что хорошо согласуется с величиной 2,6, полученной из наклона экспериментальных кривых.

Критическая температура хрупкости. Полученные сравнительно недавно данные⁷ подтвердили распределение значений ударной вязкости в зоне рассеяния около двух уровней — вязкого и хрупкого — так называемое бимодальное распределение (рис. 5). Такое распределение свидетельствует о сосуществовании при одной температуре в области рассеяния двух видов разрушения — хрупкого и вязкого. Вероятность хрупкого разрушения в дислокационной модели сводится к вероятности сохранения блокировки дислокаций.

Чтобы освободить заблокированную дислокацию, необходима энергия активации $U(\sigma)$, величина которой зависит от напряжения σ , действующего на дислокацию. Вероятность освобождения дислокации в единицу времени определяется выражением: $\nu \exp[-U(\sigma)/kT]$, где ν — постоянная с размерностью частоты. Отсюда среднее время, протекающее до освобождения дислокации,

$$\delta = \left(\frac{1}{\nu}\right) \exp\left[\frac{U(\sigma)}{kT}\right]. \quad (17)$$

Уравнение (17) выражает зависимость между временем до освобождения дислокации и напряжением. Существование такой зависимости подтверждается экспериментально установленным фактом изменения предела текучести с продолжительностью нагрузки³³.

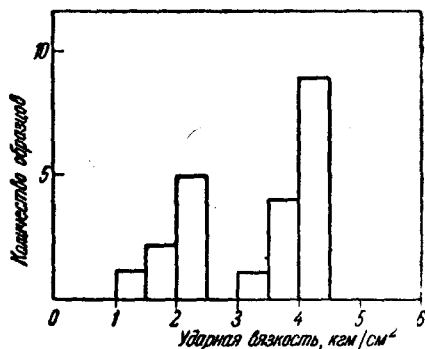


Рис. 5. Бимодальное распределение значений ударной вязкости в зоне рассеяния⁷.

Вероятность того, что освобождение дислокации не произойдет за время τ , равна $p = \exp(-\tau/\delta)$, или, подставляя δ из (17):

$$p = \exp \left[-v t \exp \left\{ -\frac{U(\sigma)}{kT} \right\} \right]. \quad (18)$$

В уравнении (18) σ — максимальное напряжение, под которым находится блокированная дислокация в результате действия скопления дислокаций, t — продолжительность сохранения максимальной величины напряжения. Таким образом, уравнение (18) представляет вероятность хрупкого разрушения при данной температуре, и критическая температура хрупкости равна

$$T_{\text{кр}} = \frac{U(\sigma)}{k} \ln vt. \quad (19)$$

Для сравнения с экспериментальными данными можно считать p равным доле хрупко разрушившихся при данной температуре образцов, и уравнение (18) можно переписать:

$$\ln \ln \left(\frac{1}{p} \right) = \ln vt - \frac{U}{kT}. \quad (20)$$

Экспериментальные результаты подтверждают эту зависимость³².

На основании уравнения (19) можно получить выражение для зависимости критической температуры хрупкости $T_{\text{кр}}$ от скорости деформации v :

$$\frac{1}{T_{\text{кр}}} = -\left(\frac{k}{U} \right) \ln v + C. \quad (21)$$

Линейную зависимость между $\frac{1}{T_{\text{кр}}}$ и $\ln v$ наблюдали Виттман Ф. Ф. и Степанов В. А. на ряде сталей³⁴.

Зависимость критической температуры хрупкости $T_{\text{кр}}$ от размера зерна определяется вероятностью пластического течения в зерне, смежном со скоплением дислокаций, которая равна произведению числа рассматриваемых зерен на вероятность течения данного зерна $v \exp(-U/kT)$. Число зерен в данном объеме обратно пропорционально объему зерна, т. е. пропорционально d^{-3} . Отсюда можно получить уравнение

$$\frac{1}{T_{\text{кр}}} = -\frac{7}{2} \left(\frac{k}{U} \right) \ln d + C. \quad (22)$$

Экспериментально полученные на сталях результаты³⁵ подтверждают зависимость, выражаемую уравнением (22).

Таким образом дислокационная теория считает, что трещины Гриффитса в металлах образуются в результате пластической деформации. При этом образование трещин Гриффитса связано с касательными напряжениями, а развитие их — с нормальными напряжениями, приложенными ко всему образцу. С этой точки зрения можно рассмотреть зависимость критической температуры хрупкости от напряженного состояния.

Известно, что трехосное напряженное состояние (возникающее в результате нанесения на образец надреза) приводит к увеличению отношения нормального напряжения к касательному; этим обстоятельством обычно и объясняется повышение критической температуры хрупкости (сопротивление отрыву достигается раньше, чем предел текучести).

По дислокационной теории разрушение может произойти лишь после того, как касательные напряжения достигнут необходимого уровня. На этом основании Петч²¹ и Стро²³ считают, что так как напряжение

разрушения и предел текучести определяются по дислокационной теории касательными напряжениями, то и трехосное напряженное состояние не может их сблизить, т. е. изменение напряженного состояния не может привести к изменению критической температуры хрупкости. В качестве причины повышения критической температуры хрупкости в образцах с надрезом Петчу и Стро приходится выдвигать повышение скорости деформации в надрезе—причину, по-видимому, мало вероятную, так как изменение скорости деформации в надрезе недостаточно для объяснения наблюдаемого роста критической температуры хрупкости.

Очевидно, необходимо учитывать, что касательные напряжения контролируют первую стадию процесса хрупкого разрушения—стадию образования трещин Гриффитса, рост которых происходит уже за счет нормальных напряжений. Длина трещины Гриффитса обратно пропорциональна величине нормального напряжения и определяется уравнением (2); ясно, что длина трещины Гриффитса в условиях трехосного напряженного состояния, вследствие повышенного нормального напряжения, значительно меньше, чем в условиях одноосного напряженного состояния. Это значит, что если в условиях одноосного напряженного состояния рост трещины останавливается вследствие протекания пластической деформации и трещина не может достигнуть размеров трещины Гриффитса, необходимой для хрупкого разрушения, то в условиях трехосного напряженного состояния достижение трещиной длины трещины Гриффитса, вследствие меньшей длины последней, не тормозится пластической деформацией, что приводит к хрупкому разрушению. Очевидно, критическая температура хрупкости в последнем случае должна быть выше, чем при испытании гладких образцов.

4. ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ХОД ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ

Изменение предела текучести при снижении температуры до -196°C у железа, тантала, вольфрама и молибдена в последнее время исследовал Бехтольд³⁶; аналогичное исследование при снижении температуры до $4,2^{\circ}\text{K}$ провел Вессель³⁷ для никеля, циркония, β -латуни и легированных сталей (сфероидизированная структура). У никеля (решетка гранцентрированного куба) предел текучести менялся незначительно—всего в 2 раза; у циркония высокой чистоты (компактная гексагональная решетка) также незначительно—в 3 раза. У β -латуни (решетка объемноцентрированного куба) предел текучести увеличился в 7 раз. Сравнительно небольшое увеличение предела текучести у сталей—всего в 2 раза—Вессель объясняет высоким уровнем их предела текучести при комнатной температуре—порядка 100 кг/мм^2 . Аналогичный результат несколько раньше был получен Г. В. Ужиком³⁸, который показал, что степень повышения предела текучести сталей при понижении температуры обратно пропорциональна их пределу текучести при комнатной температуре: в то время как у высокопрочных сталей ($\sigma_s = 160\text{ кг/мм}^2$) понижение температуры до -196°C повышает предел текучести всего

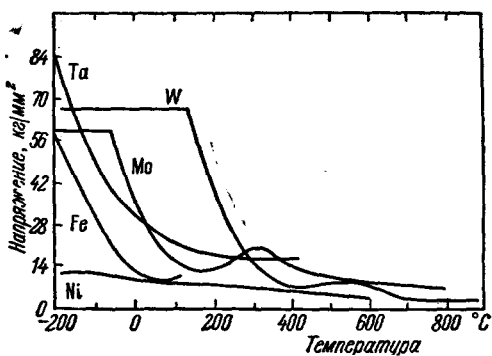


Рис. 6. Изменение предела текучести и напряжения разрушения некоторых металлов с температурой³⁶.

на 10—20%, у армко-железа такое же снижение температуры вызывает увеличение предела текучести в 3—4 раза.

Исследования Весселя³⁷ и Бехтольда³⁸ показали, что предел текучести при снижении температуры не повышается монотонно; для сталей, тантала, молибдена и вольфрама было установлено, что предел текучести достигает определенного уровня и при дальнейшем снижении температуры не меняется (рис. 6). Такой ход кривых предела текучести не объясняется существующими дислокационными теориями, которые требуют повышения предела текучести при снижении температуры вплоть до абсолютного нуля. Баррет³⁹ считает возможной причиной этого явления то, что, начиная с некоторой температуры, тепловые колебания не играют роли в процессе отрыва дислокаций от их «атмосфер».

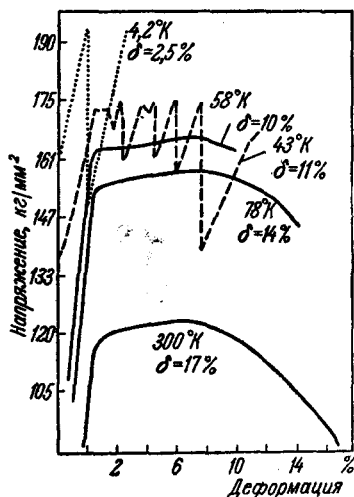


Рис. 7. Кривые растяжения легированной стали 4340 при низких температурах³⁷.

Обращает на себя внимание характер кривых растяжения при 4,2° К. Так, кривые растяжения всех испытанных в работе Весселя металлов имели срывы (рис. 7). Такие же срывы обнаружены в целом ряде металлов и сплавов — железе, кадмии, аустенитных сталях, меди, меди, облученной нейтронами, алюминии, никеле, монель-металле, в очень чистом алюминии, тантале и др.³⁹. Очевидно, причина этого явления в разных случаях не одна и та же. Причиной «срывов» может быть двойникование (например, в железе), мартенситное превращение, развивающееся, по-видимому, в β-латуни при низких температурах и под действием деформации³⁹, но наиболее часто, очевидно, это явление имеет место вследствие

термической нестабильности металлов при низкой температуре. В условиях низкой удельной теплоемкости и теплопроводности при низких температурах локализованная деформация может привести к резкому местному подъему температуры, который облегчает дальнейшее скольжение. В опытах Весселя на легированных сталях резкому «срыву» на кривой растяжения соответствовал подъем температуры в ванне с жидким гелием примерно на 10° С, причем двойников в этих образцах обнаружено не было. Однако такой механизм может объяснить «срывы» лишь для металлов с решеткой объемноцентрированного куба; как показывают расчеты, подъем температуры в результате локализованного скольжения в металлах с решеткой гранецентрированного куба незначителен⁴⁰.

На основании многочисленных опытов можно считать установленным факт резкого повышения предела текучести при понижении температуры в металлах с решеткой объемноцентрированного куба; значительно меньшее повышение наблюдается в металлах с плотноупакованной гексагональной решеткой и лишь небольшое — у металлов с решеткой гранецентрированного куба (рис. 6).

Однако до настоящего времени еще очень мало экспериментальных работ, посвященных исследованию механизма процесса разрушения и особенно его начальных стадий, так как основная часть работ посвящена изучению условий перехода в хрупкое состояние.

Как уже указывалось выше, установлено, что даже хрупкому разрушению предшествует определенная доля пластической деформации, что

ставит вопрос о необходимости исследования начальных стадий пластической деформации, особенно связанных с площадкой текучести в металлах с решеткой объемноцентрированного куба. Такое исследование произвел Вессель²⁷ на мягкой стали, тантале, ниобии и молибдене. Вессель подтвердил полученные ранее данные^{41—44}, что еще до достижения верхнего предела текучести наблюдается весьма значительная пластическая деформация (порядка 0,1—1,0%). Это значит, что еще до достижения верхнего предела текучести происходит движение большого количества дислокаций; освобождение первых дислокаций от «атмосфер» Коттрелля происходит, очевидно, при напряжениях ниже предела упругости. Движение дислокаций приводит к образованию их скоплений у различных барьеров. Такое объяснение дает правильную оценку величины пластической деформации, предшествующей верхнему пределу текучести.

В результате скопления групп дислокаций около барьеров и соответствующего повышения уровня приложенного напряжения в областях скопления дислокаций возникают высокие концентрации напряжений. «Резкое течение» (участок *AB* на рис. 8) происходит в результате релаксации напряжений около скоплений дислокаций, протекающего вследствие того, что в прилегающих областях начинают действовать новые источники дислокаций, т. е. в этих областях начинается пластическое течение. Релаксация напряжений в одном скоплении приводит к повышению микронапряжений в соседних скоплениях, в результате чего происходит общее течение материала. Схематическое представление процесса начальной стадии пластического течения при температуре выше критической дано на рис. 8, *I*. Закругление участка кривой растяжения около верхнего предела текучести связано с инкубационным периодом, в течение которого под действием образовавшихся скоплений дислокаций возникают первые пластические сдвиги; после инкубационного периода начинается резкое течение металла.

При температуре ниже критической хрупкое разрушение наступает уже во время текучести. При низких температурах для движения дислокаций необходимы более высокие напряжения; более высокие напряжения требуются и для того, чтобы под действием скопления дислокаций в смежном зерне началось пластическое течение. Вследствие этого перед скоплениями дислокаций могут возникать очень высокие местные напряжения, способные превысить теоретическую прочность и таким образом образовать трещину (рис. 8, *II*). Это толкование подтверждается экспериментальными результатами, полученными Весселем на основании изучения начальных стадий пластического течения.

С понижением температуры растет напряжение, необходимое для движения дислокаций; вместе с тем особенно сильно растет напряжение (верхний предел текучести), необходимое для начала пластического течения или образования трещины. Необходимость более высоких напряжений для появления пластического течения (или трещины) требует образования более плотных скоплений дислокаций, т. е. увеличения степени пластиче-

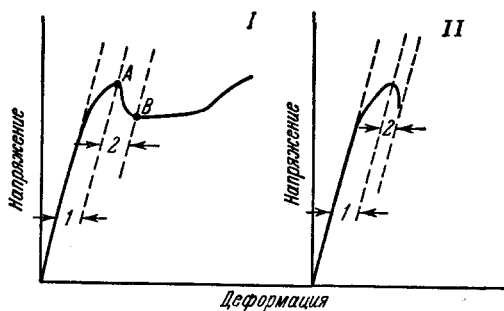


Рис. 8. Кривые растяжения металлов с зубом текучести при температуре выше (*I*) и ниже (*II*) критической температуры хрупкости²⁷: 1—образование скопления дислокаций около препятствий, 2—стадия «резкого течения».

ской деформации, предшествующей текучести. Действительно, для ряда металлов, исследованных Весселем (например, для молибдена—рис. 9), установлено увеличение степени предшествующей текучести пластической деформации при понижении температуры до критической. Соответственно растет и степень пластической деформации, сопровождающей процесс резкого течения.

При дальнейшем снижении температуры—ниже критической—сопротивление пластической деформации резко возрастает. Образование плотных скоплений дислокаций в этих условиях затруднено, но зато концентрация напряжений перед скоплениями дислокаций сильно увеличивается, чем и объясняется повышенная способность скоплений дислокаций образовывать микротрещины при низких температурах. В связи с этим очевидно, что степень пластической деформации, предшествующей текучести, при снижении температуры ниже критической должна уменьшаться, что и наблюдалось Весселем (рис. 9).

Разные материалы характеризуются различной степенью пластической деформации перед хрупким разрушением: мягкая сталь претерпевает довольно значительную пластическую деформацию, тогда как молибден и ниобий—весьма незначительную. Очевидно, это связано с различной способностью материалов к пластической деформации в условиях действия напряжений, создаваемых скоплением дислокаций.

Так как пластическая деформация связана с перемещением дислокаций, вполне возможно, что после достаточно большой пластической деформации (сопровождающейся в некоторых случаях наклепом) могут образовываться скопления дислокаций, которые создают напряжения, достаточные для возникновения хрупкой трещины. Очевидно, таков механизм хрупкого разрушения металлов, не имеющих ясно выраженной площадки текучести.

Ясно, что физическое состояние металла, особенно природа, распределение, форма и размеры структурных составляющих, явля-

ющихся барьерами для скоплений дислокаций, оказывают значительное влияние на способность дислокаций образовывать скопления и давать начало хрупким трещинам.

Таким образом для хрупкого разрушения необходима некоторая пластическая деформация; «резкое течение» и переход из вязкого в хрупкое состояние связаны между собой и определяются одной причиной. Механизм разрушения можно кратко описать следующим образом:

1) До «резкого течения» или хрупкого разрушения происходит перемещение дислокаций, которые в конце концов скопляются у барьеров. Этот процесс связан со значительной пластической деформацией, степень которой повышается с понижением температуры, достигает максимума при критической температуре хрупкости и уменьшается при дальнейшем понижении температуры.

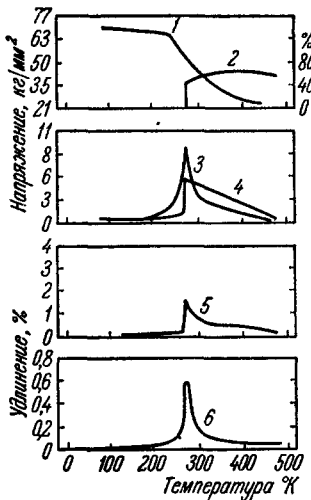


Рис. 9. Изменение механических характеристик на ранней стадии пластической деформации молибдена в зависимости от температуры²⁷: 1—верхний предел текучести, 2—удлинение (на длине 25 мм), 3—верхний предел текучести минус предел пропорциональности, 4—верхний предел текучести минус нижний предел текучести, 5—пластическая деформация в ходе «резкого течения», 6—пластическая деформация, предшествующая верхнему пределу текучести.

2) При температуре выше критической повышение напряжения перед скоплением дислокаций до уровня, необходимого для преодоления сопротивления деформации, приводит к течению материала.

3) При температурах ниже критической сопротивление пластической деформации столь велико, что напряжение перед скоплениями дислокаций может вызвать образование трещин. Наличие высоких локальных напряжений и образование микротрещин, сопровождающееся некоторой пластической деформацией, приводит к развитию хрупкого разрушения.

5. РОЛЬ ПРИМЕСЕЙ

При рассмотрении температурного хода предела текучести оказалось, что резкое повышение предела текучести при снижении температуры наблюдается в металлах и сплавах с решеткой объемноцентрированного куба, в меньшей степени — в металлах с гексагональной плотноупакованной решеткой и в незначительной степени в металлах с решеткой гранцентрированного куба. Известно, что последние металлы не подвержены хладноломкости, относительно же первых двух существуют разноречивые выводы.

Принято считать, что металлы с решеткой объемноцентрированного куба склонны к хладноломкости; однако β -латунь не дает хрупких разрушений, а чистый тантал разрушается вязко при ударных испытаниях при -196°C ⁴⁵ и при статическом растяжении при $4,2^\circ\text{K}$ ³⁹. При достаточном содержании кислорода тантал переходит в хрупкое состояние даже при комнатной температуре⁴⁶. С другой стороны, удалось получить после зонной плавки железо, которое при температуре $4,2^\circ\text{K}$ разрушалось с сужением поперечного сечения до 80%⁴⁷. Следует отметить, что рост предела текучести такого железа при снижении температуры значительно меньше, чем у обычного технического железа, и приближается к кривым предела текучести для металлов с решеткой гранцентрированного куба (рис. 10).

Известна также зависимость пластичности других металлов с решеткой объемноцентрированного куба — хрома, ванадия, ниобия, молибдена, вольфрама — от степени чистоты. Пластичность этих металлов зависит от примесей азота, кислорода и углерода, т. е. элементов, образующих твердые растворы внедрения. Очевидно, что степень влияния этих элементов определяется степенью искажения кристаллической решетки металла в их присутствии, т. е. зависит от кристаллометрических отношений. Кроме того, значительную роль может играть распределение этих элементов внутри зерна и в первую очередь их сегрегация по границам зерен.

Аналогичная картина наблюдается в титане и цирконии (гексагональная плотноупакованная структура). Так, ударные испытания надрезанного образца чистого титана при низких температурах не дали хрупкого разрушения⁴⁸, тогда как повышение содержания примесей приводит к хрупкому разрушению даже при комнатной температуре.

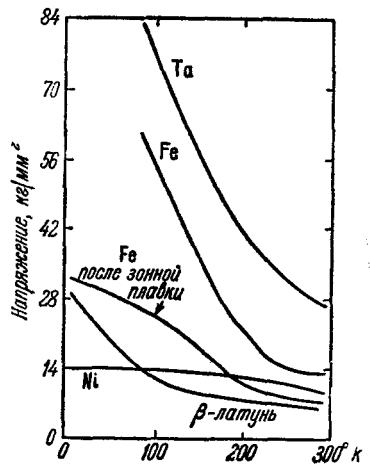


Рис. 10. Изменение предела текучести железа после зонной плавки в зависимости от температуры⁴⁷.

Влияние примесей, образующих твердые растворы внедрения, объясняется в дислокационной теории разрушения металлов их взаимодействием с дислокациями и источниками дислокаций. «Заблокированные» атомами примесей дислокации не могут принимать участия в пластической деформации, и в силу этого под действием скопления дислокаций вместо пластического течения происходит образование микротрещин и развитие хрупкого разрушения.

Особенно сильное влияние примесей в металлах с решеткой объемноцентрированного куба объясняется, очевидно, тем, что внедрение атомов кислорода, азота и углерода в такую решетку, вследствие меньших размеров ее пор, приводит к более сильному ее искажению по сравнению с другими решетками. Кроме того, внедрение атомов в решетку объемноцентрированного куба приводит к несимметричному ее искажению—появлению тетрагональности. Атомы углерода в α -железе занимают октаэдрические поры и могут располагаться либо в центрах граней, либо в серединах ребер элементарной ячейки, создавая тетрагональное искажение с основанием (001) или (010). По Коттреллу²⁹ блокировка линейной дислокации происходит за счет снятия гидростатического напряжения вокруг нее вследствие изменения объема ячейки, происходящего в результате образования твердого раствора внедрения. Блокировка винтовых дислокаций происходит за счет снятия напряжения сдвига вследствие изменения положения атомов внедрения в порах решетки и появления тетрагонального искажения вдоль соответствующей оси.

Бехтольд³⁶, исходя из того, что скорость деформации при измерении внутреннего трения методом свободных крутильных колебаний соответствует скорости деформации при испытании на статическое растяжение, считает, что температура пика внутреннего трения, связанного с диффузией элементов внедрения, должна совпадать с температурой начала резкого роста предела текучести. Анализ экспериментальных данных подтвердил это предположение.

В металлах с решеткой гранецентрированного куба атомы внедрения, искажая решетку равномерно во всех направлениях, действуют лишь на гидростатическую составляющую поля напряжений и могут блокировать только линейные дислокации, оставляя свободными винтовые. Таким образом, полная блокировка дислокаций в металлах с решеткой гранецентрированного куба невозможна.

Металлы с гексагональной решеткой — кадмий ($c/a=1,886$), цинк ($c/a=1,856$) и магний ($c/a=1,624$), очевидно, склонны к хладноломкости по иной причине: в этих металлах недостаточно систем скольжения при низких температурах для протекания пластической деформации. Понижение отношения c/a в магнии до 1,61 (близко к титану и цирконю) за счет добавки лития увеличивает число плоскостей скольжения и повышает пластичность: сплав магния с 14,5% лития рвется при 4,2° К с образованием шейки⁴⁸.

Менее изучены причины других аномалий. Так, щелочные металлы (решетка объемноцентрированного куба) по данным Барретта ковки при 5° К³⁹; Костенец установил, что пластичность натрия не падает до температуры—253° С⁵⁰. Возможно, что это связано с тем, что щелочные металлы не образуют твердых растворов внедрения. По этой же причине не наблюдается, очевидно, и хрупкое разрушение β -латуни.

Некоторые исследователи связывают склонность к хрупкому разрушению с изменением механизма деформации при низких температурах—появлением двойникования. По-видимому, двойникование само по себе не является причиной хрупкости, а подобно линиям скольжения приводит к образованию концентрации напряжений, которые могут вызывать хруп-

кое разрушение в склонных к хрупкости металлах. Так, известно, что двойникоующиеся при низких температурах железо и цинк являются хладноломкими; с другой стороны, медь при $4,2^{\circ}\text{K}$ разрушается вязко, хотя и деформируется двойникованием⁵¹.

6. СТРУКТУРА СТАЛИ И СКЛОННОСТЬ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Современная теория разрушения металлов пока не дает теоретического решения вопроса о связи степени пластической деформации и последующего разрушения со структурой металлов. В частности, в настоящее время не представляется возможным связать представление о барьерах для полос скольжения в дислокационной теории со структурными составляющими сталей и сплавов (за исключением границ зерен).

Тем не менее к настоящему времени проведено достаточно экспериментальных работ, позволяющих судить о сопротивлении той или иной структуры пластической деформации и ее склонности к хрупкому разрушению. Так, установлено, что сопротивление пластической деформации сплава, состоящего из мягкой фазы и диспергированной в ней твердой фазы, изменяется обратно пропорционально логарифму среднего расстояния между частицами твердой фазы и не зависит от количества твердой фазы⁵².

Ударные испытания⁵³ показали, что особенно низкой ударной вязкостью обладает сталь с перлитной структурой. Сталь становится хрупкой после появления небольших сравнительно количеств перлита ($\sim 20\%$), образующегося по границам зерен, причем последующий высокий отпуск не способен заметно повысить ударную вязкость стали со структурой перлита. Критическая температура хрупкости перлитных сталей обычно на $100\text{--}150^{\circ}$ выше, чем у тех же сталей со сфероидизированной структурой. Однако вязкость сталей с перлитной структурой может существенно зависеть от размера зерен, расстояния между пластинами цементита, их размера и т. п., причем измельчение структуры приводит к уменьшению склонности к хрупкому разрушению. Хрупкий кристаллический излом и низкая вязкость характерны также для стали со структурой верхнего бейнита. И в этом случае хрупкие свойства не исправляются последующим высоким отпуском.

Исследование влияния остаточного аустенита на вязкость стали показало, что оно определяется температурными условиями распада аустенита во время предварительного отпуска до начала испытания^{53, 54}. Кинетика распада остаточного аустенита аналогична кинетике превращения первичного аустенита, т. е. остаточный аустенит может превращаться в перлитной или промежуточной областях. Превращение остаточного аустенита в перлитной и в верхней части промежуточной области ведет к резкому снижению ударной вязкости. Образование при распаде остаточного аустенита нижнего бейнита не ухудшает, а иногда даже улучшает ударные свойства стали.

Отрицательное влияние остаточного аустенита на пластические свойства проявляется в том случае, если он превращается в мартенсит в ходе испытания низкоотпущенной стали. В этом случае неотпущенный твердый мартенсит, образовавшийся в результате распада остаточного аустенита, в сочетании с более мягким отпущенным мартенситом приводит к снижению свойств при испытании на растяжение, а также на статический изгиб надрезанных образцов⁵⁵.

Полное превращение в нижней области промежуточного превращения приводит к образованию структуры, почти не отличающейся от мартенситной по своим ударным свойствам. Небольшие количества верхнего бейнита не влияют на критическую температуру хрупкости стали со

структурой нижнего бейнита и лишь несколько снижают уровень ударной вязкости выше критической температуры хрупкости. Увеличение содержания верхнего бейнита выше 30—40% приводит к повышению критической температуры хрупкости и снижению ударной вязкости при комнатной температуре. Такое отрицательное влияние верхнего сравнительно мягкого бейнита связано, очевидно, с различием в твердости между верхним и нижним бейнитом. Такое же ухудшение пластических свойств было отмечено в случаях одновременного присутствия в структуре мягкого и твердого мартенсита при высоких уровнях прочности⁵⁶.

Хорошо известна также хрупкость стали со структурой мартенсита при наличии тонкой сетки феррита вокруг мартенситных участков. При сочетании двух фаз с большой разницей в пределах текучести в фазе с низким пределом текучести (в данном случае в феррите) создается такое же напряженное состояние, как в надрезе. Поэтому хрупкое разрушение проходит по номинально пластической составляющей⁵⁷.

По данным П. О. Пашкова⁵⁸ увеличение размера исходного зерна аустенита приводит к повышению критической температуры хрупкости высокоотпущенной стали. Аналогичный результат был получен и на мартенситной структуре. Критическая температура хрупкости мелкого мартенсита (полученного из мелкого зерна аустенита) оказалась на 40° ниже, чем грубого мартенсита (полученного из грубого зерна аустенита).

Аустенитная сталь обладает в обычном состоянии высокой вязкостью; однако после частичного мартенситного превращения аустенитной стали, вследствие появления твердых пластин мартенсита в пластичной матрице, сталь оказывается хрупкой даже при комнатной температуре.

Крюссар и др.⁷ следующим образом располагают различные структуры в порядке возрастания их влияния на падение ударной вязкости: 1) сетка цементита по границам зерен; 2) участки мартенсита с каймой из троостита; 3) участки чистого мартенсита и 4) колонии перлита.

Из перечисленных примеров следует, что хрупкому разрушению способствует присутствие в структуре двух резко отличающихся по твердости фаз. В определенных случаях играет роль форма и распределение фаз, причем особенно опасной является пластинчатая форма выделений.

Значение размера выделений хорошо видно на примере хрупкости титана в присутствии водорода⁴⁸. Растворимость водорода в α -титане при снижении температуры от 300 до 20° уменьшается от 8 до 0,1 атомного процента; при этом происходит выделение пластинчатого гидрида титана. Медленное охлаждение сплава титана с водородом от 400° приводит к появлению крупных пластин гидрида титана и сопровождается резким падением ударной вязкости; в результате закалки от 400° в воде образуются тонкие пластинки гидрида титана, мало влияющие на ударную вязкость. Старение при комнатной или повышенной температурах, сопровождающееся ростом пластин гидрида, имеет следствием падение ударной вязкости.

Небольшие структурные изменения в стали с 0,01—0,02% углерода могут существенно влиять на склонность к хрупкому разрушению^{59, 60}. Критическая температура хрупкости таких сталей сильно зависит от скорости охлаждения, в области температур 500—600° после нагрева до A_{c1} . Очень низкая критическая температура хрупкости после закалки от 700° повышается на 100° после медленного охлаждения в интервале 500—600°. Влияние скорости охлаждения в указанном интервале температур отсутствует при очень малых содержаниях углерода (порядка 0,001%), в случаях, когда углерод связан добавками титана, и при содержаниях углерода свыше 0,05%, причем критическая температура хрупкости стали с 0,015% углерода, закаленной от 700°, значительно ниже, чем у такой же стали с титаном.

Это явление связано, очевидно, с изменением распределения карбидов. Так, присутствие карбидов на границах ферритного зерна и границах блоков, наблюдаемое после медленного охлаждения в области температур 500—600°, значительно повышает критическую температуру хрупкости по сравнению с равномерным распределением карбидов по всему зерну (после растворения при 700°, быстрого охлаждения и последующего старения). К повышению критической температуры хрупкости приводит и увеличение протяженности границ блоков⁶⁰.

Аналогичные результаты были получены на мягкой стали⁷, ударная вязкость которой достигала максимального значения после быстрого охлаждения в интервале $A_{c1} = 550^\circ$; скорость охлаждения при более низких температурах не влияла на ударную вязкость.

Увеличение содержания азота в железе от 0,005 до 0,02% повышает критическую температуру хрупкости⁶¹, причем наблюдается линейная зависимость критической температуры хрупкости от содержания азота.

Влияние легирующих элементов на критическую температуру хрупкости хорошо исследовано с феноменологической стороны⁶², однако почти ничего не известно о механизме этого влияния. Кроме влияния легирующих элементов на размер зерна, они могут взаимодействовать с атомами внедрения—азотом и углеродом. Известно, например, что марганец сильно влияет на выделение азота из твердого раствора в альфа-железе⁶³.

Возникновение микротрещин в процессе деформации часто связано с карбидной фазой. Брукнер⁶⁴ нашел, что в условиях ударного растяжения трещины могут образовываться в колониях перлита и в карбидных выделениях по границам ферритного зерна. Образовавшиеся мелкие трещины после разрушения феррита соединяются в общую трещину разрушения.

Часто разрушение начинается на границе зерна и затем идет по границе двух фаз, выходящей на границу зерна. Лориг⁶⁵ приводит микрофотографии, иллюстрирующие возникновение трещины на границе зерна в месте присутствия сульфида. Трещина проходит либо через сульфид, раскалывая его, либо по его границе с зерном, причем одновременно образуется несколько трещин, которые затем объединяются. Кроме того, Лориг демонстрирует распространение трещины вдоль пластинчатых выделений нитрида алюминия в стали (по границе между нитридом и ферритом), а также возникновение трещин в карбидах и разрушение по границам карбидов (расположенных на границах зерна) в молибдене. Эти примеры свидетельствуют о благоприятных условиях возникновения трещин на включениях по границам зерен. Однако возникновение трещин еще не приводит к хрупкому разрушению, если матрица способна пластически деформироваться и препятствовать развитию трещин.

Применение электронного микроскопа для исследования поверхности излома в работах Крюссара⁷ и Утевского и Орлова⁶⁶ показало, что на поверхности вязких изломов ударных надрезанных образцов высокоотпущенной стали видны карбидные частицы, закономерным образом ориентированные в «чашечках» вязкого разрушения; карбидные частицы присутствуют также на поверхности изломов в случае межзеренного разрушения. При хрупком разрушении частицы карбидов в изломе обычно не наблюдаются.

Хорошо известно повышение критической температуры хрупкости мягкой стали в результате старения, особенно деформационного. Особый интерес это явление представляет потому, что в случае деформационного старения, по-видимому, не происходит образование частиц новой фазы, а имеет место сегрегация атомов углерода и азота на дислокациях.

Зинер¹⁶ отмечает, что «резкая» остановка полосы скольжения способствует развитию хрупкого разрушения. Так, в металлах с гексагональной

решеткой вследствие недостаточного числа возможных систем скольжения границы зерен представляют весьма «резкое» препятствие для полос скольжения, поэтому появление в этих металлах сферических включений может привести к повышению пластичности (например, введение добавок алюминия в цинк).

7. МЕЖЗЕРЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ

В некоторых случаях хрупкость по границам зерен может быть вызвана наличием сплошных или прерывистых пленок, состоящих из частиц второй фазы—такие пленки были обнаружены, например, в случае молибдена. Однако выделение непрерывных сеток по границам зерен—весьма редкое явление; наличие же отдельных частиц, как правило, не вызывает хрупкости. Поэтому большое число случаев хрупкости связывается с сегрегацией примесей по границам зерен, ослабляющей связь между ними. Поскольку границы зерен составляют очень малую долю общего объема металла, то для заполнения границ зерен достаточно незначительное количество вредных примесей. Практически, очевидно, наиболее вероятны случаи сегрегации на границах зерен атомов, очень сильно отличающихся своим размером от атомов металла-растворителя⁶⁷.

Развитие хрупкости по границам наблюдалось в сплавах железо—фосфор (до 0,3% фосфора) и железо—азот (с 0,01% азота)^{68,69}. В обоих сплавах каких-либо выделений по границам зерен обнаружено не было, но в случае сплава железо—фосфор радиографически было установлено сильное обогащение границ зерен фосфором⁷⁰. Хрупкость развивается при непрерывном охлаждении из аустенитной области, но особенно сильно—при изотермической выдержке при 600—700°; с увеличением содержания фосфора интервал температур изотермического развития хрупкости расширяется. Для обоих сплавов хрупкость выявляется как ударными испытаниями, так и в результате определения хрупкой прочности при —196°С (разрушение в хрупком состоянии происходит по границам зерен). Характерной чертой этих сплавов является уменьшение прочности при понижении температуры испытания от +100 до —196°С. Добавка 0,05% углерода в сплав железо—фосфор резко изменяет картину развития хрупкости: исчезает резкое проявление хрупкости, и хрупкость развивается в течение значительно более длительного времени, чем в сплавах железо—фосфор, где для развития хрупкости достаточно нескольких минут. Влияние углерода можно объяснить, предположив, что он также сегрегирует на границах зерен, затрудняя последующую сегрегацию фосфора.

Механизм развития хрупкости вследствие присутствия на границах зерен фосфора и азота описывается авторами следующим образом. Обогащенные фосфором или азотом границы зерен имеют коэффициент расширения, отличный от коэффициента расширения металла в теле зерна; при понижении температуры создается система напряжений, которая и приводит к появлению хрупкости по границам зерен. Этим, в частности, объясняется падение прочности хрупких образцов при снижении температуры. Однако это объяснение вряд ли можно считать достаточным. В частности, не ясно, почему при одинаковом содержании фосфора на границах зерен после выдержек при 400 и 700° хрупкость особенно сильно развивается в последнем случае.

Значительно большим атомным радиусом по сравнению с медью отличаются висмут и сурьма, вызывающие хрупкость меди⁷¹⁻⁷². Для охрупчивания меди достаточно 0,002% висмута, сегрегирующего по границам зерен. Металлографическое исследование хрупкого образца с висмутом показало наличие на границах зерен выступов, которые были приписаны

присутствию висмута. Увеличение размера зерен способствовало развитию хрупкости. Падение ударной вязкости наблюдалось в образцах, быстро охлажденных от температур 350—550°; охлаждение образцов от температуры выше 600°, при которой значительно увеличивается растворимость висмута в меди, не приводило к развитию хрупкости в случае быстрого охлаждения и сопровождалось развитием хрупкости в случае медленного охлаждения. Таким образом, развитие хрупкости, очевидно, зависело от диффузии атомов висмута к границам зерен.

Авторы работы⁷¹ считают, что слой атомов висмута по границам зерен не имеет одинаковой толщины в разных местах; поэтому нагрев выше 600° приводит к растворению его наиболее тонких участков, вследствие чего непрерывность слоя нарушается, и образец переходит в вязкое состояние. К нарушению непрерывности слоя атомов висмута приводит также добавка 0,04% фосфора, в присутствии которого висмут встречается в виде отдельных скоплений в стыках зерен.

К выводу о неравномерном распределении висмута по границам зерен пришел Ке⁷³, который исследовал сплавы меди с висмутом методом измерения внутреннего трения. В чистой меди он нашел при 500° пик внутреннего трения, связанный с релаксацией напряжений по границам зерен; введение висмута приводило к появлению зависевшего от содержания висмута пика при 290°, с ростом которого пик при 500° уменьшался. Ке считает, что та часть границ зерен, которая не содержит атомов висмута, дает пик при 500°; остальная часть, вследствие ослабляющего действия атомов висмута на силы связи между зернами, дает пик внутреннего трения при более низкой температуре—290°.

При испытании на ударную вязкость образцов меди с примесью сурьмы также было обнаружено развитие хрупкости после медленного охлаждения от 600°⁷². Растворимость сурьмы в меди весьма высока и составляет 2,1% при 200°; микроскопически в исследованных образцах не было обнаружено никаких выделений, тогда как по границам зерен были выявлены такие же выступы, как и в сплавах медь—висмут.

Для сплавов медь—сурьма были обнаружены характерные для хладноломких металлов переходные кривые ударной вязкости (рис. 11).

Очевидно, общее, что связывает хрупкость меди (металла с границентрированной кубической структурой) с хрупкостью металлов с решеткой объемноцентрированного куба—это наличие примесей, искажающих кристаллическую решетку. Отличие же меди от металлов с решеткой объемноцентрированного куба заключается, очевидно, в том, что в меди атомы примесей могут создавать искажения только по границам зерен, тогда как в металлах с решеткой объемноцентрированного куба примеси могут вызывать искажение кристаллической решетки в теле зерна, приводя к разрушениям по плоскостям спайности.

В работе⁷⁴ установлено, что повышенная хрупкость обезуглероженного железа имеет место при сравнительно небольшом содержании в нем кислорода. Металлографический анализ показывает, что при содержании в железе более 0,003% кислорода хрупкое разрушение происходит преимущественно по границам зерен, причем на границах зерен не было обна-

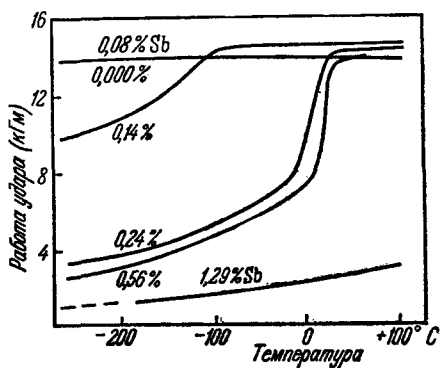


Рис. 11. Изменение ударной вязкости сплавов медь—сурьма в зависимости от температуры испытания⁷².

ружено каких-либо оксидных пленок или преимущественного выделения окислов по сравнению с телом зерна. Возможно, здесь также имеет место сегрегация кислорода на границах зерна. Лоу¹⁷ нашел, что в случае межкристаллитного разрушения железа с примесью кислорода имеет место такая же зависимость разрушающего напряжения от величины зерна, что и при транскристаллитном изломе. В отличие от транскристаллитного излома, в этом случае не наблюдается заметной пластической деформации даже при самом малом размере зерна. Напряжение разрушения равно, примерно, пределу текучести для этой стали в случае транскристаллитного разрушения. Очевидно, в случае межкристаллитного излома разрушающее напряжение примерно совпадает с пределом текучести и разрушение наступает немедленно вслед за возникновением первых сдвигов, что является следствием низкой прочности границ зерен в содержащем кислород железе.

Микроскопическое исследование зоны разрушения свидетельствует об очень незначительной деформации участков металла в месте разрыва. Вычисление для этого случая энергии p в уравнении Гриффитса—Орована дает значение, близкое к значению поверхностной энергии. Значение изменения поверхностной энергии трещины видно из явления водородной хрупкости стали. Как известно, для развития хрупкого разрушения стали по границам зерен при комнатной температуре достаточно 0,0001% водорода, причем хрупкость развивается только в поликристалле и не имеет места в монокристалле. Петч и Стейблс⁷⁵ объясняют это явление адсорбцией водорода на возникающих поверхностях разрушения, уменьшающей их поверхностную энергию. Так как диффузия водорода к трещине требует времени, трещина сначала растет медленно, но после достижения ею определенного размера может произойти внезапное разрушение. Межкристаллитное разрушение объясняется, очевидно, более легкой диффузией водорода по границам зерен под действием напряжений.

Предсказываемое этой теорией замедленное развитие хрупкости было подтверждено экспериментально и объясняет более заметное влияние водорода при обычных испытаниях на растяжение, чем при ударных испытаниях. Такое объяснение подтверждается также и тем фактом, что зависимость напряжения разрушения наводороженной стали от размера зерна выражается уравнением, аналогичным уравнению (12), но с меньшим значением коэффициента K^{28} .

Однако в последнее время предложена иная теория водородной хрупкости стали⁷⁶. На основании исследования изменения склонности к хрупкому разрушению в ходе старения после деформации наводороженной стали был сделан вывод, что хрупкость определяется концентрацией водорода в напряженных зонах, создаваемых микротрещинами, так как последние можно рассматривать как своего рода концентраторы напряжений. Таким образом, ответственным за хрупкость считается водород, находящийся в твердом растворе, а не выделившийся из твердого раствора и адсорбированный на поверхности трещины.

8. РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТРЕЩИНЫ

Исследование плоскостей скола показало, что они всегда усеяны ступеньками, причины образования которых, очевидно, заключаются в следующем. Перед непрерывно распространяющейся главной трещиной обычно образуется целый ряд отдельных трещин, которые затем объединяются. Объединение этих трещин связано с разрывом перемычек между ними и со значительной пластической деформацией⁷⁷. Кроме того, ступеньки могут образовываться, если трещина проходит через винтовую дисло-

кацию, вектор Бюргерса которой не лежит в плоскости распространения трещины. Наконец, ступени большого размера могут образовываться при пересечении трещиной границы между двумя сильно разориентированными зернами.

Как было показано в дислокационной теории, образование трещины может произойти под действием полосы скольжения; образовавшаяся трещина в свою очередь служит концентратором напряжений. В силу большой скорости распространения хрупкой трещины этот механизм, очевидно, вполне вероятен при разрушении.

Наряду с пластической деформацией, связанной с разрывом перемычек между отдельными трещинами, возможна и пластическая деформация в области, в которую еще не попала главная трещина. Петч²¹ считает, что пластическая деформация может как предшествовать распространению трещины, так и следовать за ней. В последнем случае пластическая деформация является следствием релаксации упругих напряжений, возникших в связи с образованием хрупкой трещины.

Робертсон⁷⁸ измерял температуры, при которых происходила остановка распространения хрупкой трещины под действием различных напряжений. Он помещал один конец плиты из мягкой стали толщиной 25 мм в жидкий азот, а другой нагревал, создавая таким образом перепад температур. Небольшой взрыв в ванне с жидким азотом вызывал образование хрупкой трещины, распространение которой прекращалось при определенной фиксируемой температуре. Оказалось, что температура остановки трещины при достаточно высоком уровне напряжения не зависела от напряжения, но, начиная с некоторого напряжения, температура остановки трещины резко падала (рис. 12).

Робертсон установил, что хрупкая трещина не может распространяться при напряжениях ниже некоторого минимального напряжения, которое обычно составляет 8 кг/мм^2 и лежит значительно ниже предела текучести. Это явление было объяснено следующим образом²³. Плоскость спайности усеяна дислокациями, и каждый раз, когда трещина пересекает винтовую дислокацию, на плоскости скола образуется «ступенька». Образование ступенек увеличивает площадь поверхности излома и соответственно поверхностную энергию излома. Если на единицу площади приходится ρ дислокаций, поверхностная энергия увеличивается на $\frac{1}{2} \rho c^2 b \gamma$; после прибавления этой величины к правой части уравнения (6) получается, что напряжение, необходимое для распространения очень большой трещины, не становится исчезающе малым, а стремится к предельному значению, которое при $\rho \cong 10^{10} \text{ см}^{-2}$ составляет около $6,3 \text{ кг/мм}^2$, т. е. примерно равно тому критическому напряжению, которое наблюдается экспериментально.

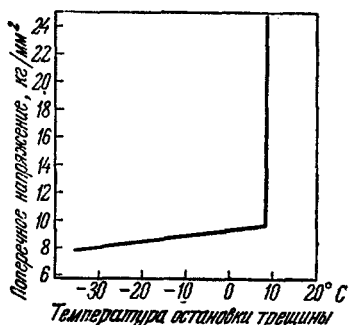


Рис. 12. Напряжение распространения хрупкой трещины мягкой стали в зависимости от температуры⁷⁸.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Griffith A., Phil. Trans. Roy. Soc. 221A, 163 (1920); First Intern. Confer. Appl. Mech. 55A (1924).
2. Inglis C., Trans. Inst. Naval Arch. 55, 219 (1913).
3. Elliott H., Proc. Phys. Soc. 59, 208 (1947).
4. Orowan E., Reports on progress in physics 49, 185 (1948).
5. Степанов А. В., ЖТФ 5, 349 (1935).

6. Френкель Я. И., ЖТФ 22, 1957 (1952).
7. Crussard C., Borione R., Plateau J., Morillon J., Maratray F., *Revue de Mét.* 53, 429 (1956).
8. Потан Я. М., Хрупкие разрушения стали и стальных деталей. Москва, Оборонгиз, 1955, стр. 79.
9. Касаткин Б. С., Изв. АН СССР, ОТН, № 7, 75 (1955).
10. Orowan E., *Trans. Inst. Engrs. and Shipbuilders in Scotland* 89, 165 (1946).
11. Klier E., *TASM* 43, 935 (1951).
12. Степанов А. В., *Sov. Phys.* 2, 525 (1932).
13. Шураков С. С., Физика металлов и металловедение, 2, 66 (1956).
14. Цобкалло С., Изв. АН СССР, ОТН, № 6, 844 (1951).
15. Lo-Ching Chang, *J. Mech. and Phys. of Solids* 3, 212 (1955).
16. Zener C., *Fracturing of Metals*, Cleveland, ASM, стр. 3 (1948).
17. Лоу Дж., В сб. «Структура металлов и свойства», М., Металлургиздат, 1957.
18. Зинер К., Упругость и неупругость металлов, М., ИЛ, 1954.
19. Jaquet P., *Acta Met.*, 2, 752 (1954).
20. Bilby B., Entwisle A., *Acta Met.* 4, 257 (1956).
21. Петч Н., Успехи физики металлов, т. 2, М., Металлургиздат, 1958.
22. Petch N., *J. Iron and Steel Inst.* 173, 25 (1953).
23. Stroh A., *Advances in Physics* 6, 418 (1957).
24. Stroh A., *Proc. Roy. Soc.* 223A, 404 (1954).
25. Eshelby J., Frank F., Nabarro F., *Phil. Mag.* 42, 351 (1951).
26. Koehler J., *Phys. Review* 85, 480 (1952).
27. Wessel E., *J. of Metals* 9, 930 (1957).
28. Cracknell A., Petch N., *Acta Met.* 3, 186 (1955).
29. Коттрелл А., Дислокации и пластическое течение в кристаллах, М., Металлургиздат, 1958.
30. Mott N., *Proc. Roy. Soc.* 220A, 1 (1953).
31. Petch N., *Phil. Mag.* 1, 186 (1956).
32. Vanderbeck R., Wilde H., Lindsay R., Daniel C., *Welding Journal* 32, 325 (1953).
33. Taylor G., *J. Inst., Civ. Engrs.* 46, 486 (1946).
34. Витман Ф. Ф., Степанов А. В., ЖТФ 9, 1070 (1939).
35. Hodge J., Manning R., Reichold H., *Trans. AJMME* 185, 223 (1949).
36. Bechtold J., *Acta Met.* 3, 249 (1955).
37. Wessel E., *TASM* 49, 149 (1957).
38. Ужик Г. В., Прочность и пластичность металлов при низких температурах, М., Изд. АН СССР, 1957.
39. Barrett C., *TASM* 49, 53 (1957).
40. Eshelby J., Pratt P., *Acta Met.* 4, 560 (1956).
41. Vreeland T., Wood D., Clark D., *TASM* 45, 620 (1953).
42. Roberts C., Carruthers R., Averbach B., *TASM* 44, 1150 (1952).
43. Averbach B., Muir H., *TASM* 45, 632 (1953).
44. Geil G., Carwile N., *Trans. AJMME* 197, 213 (1953).
45. Давиденков Н. Н., Чучман Т. Н., Жаропрочные сплавы т. 2, М., Изд. АН СССР, 1957.
46. Gebhardt E., Preisedanz H., *Zeitschrift für Metallkunde* 46, 560 (1955).
47. Smith R., Rutherford J., *J. of Metals* 9, 857 (1957).
48. Lenning G., Craighhead C., Jaffee R., *J. of Metals* 6, 367 (1954).
49. Hauser F., Landon P., Dorn J., *TASM*, 49 (1957).
50. Костенец В. И., ЖТФ 16, 527 (1946).
51. Blewitt T., Redman J., Sherill R., Coltman R., *Bulletin Amer. Phys. Soc.* 30, 32 (1955).
52. Gensamer M., Pearsall E., Pellini W., Low J., *TASM* 30, 983 (1942).
53. Сахин С. И., *Сталь* 5, 315 (1945).
54. Bailey E., Harris W., *TASM* 44, 204 (1952).
55. Castleman L., Averbach B., Cohen M., *TASM* 44, 240 (1952).
56. Heheman R., Luhan V., Trojano A., *TASM* 49, 409 (1957).
57. Grossman M., *Trans. AJMME* 167, 39 (1946).
58. Пашков П. О., Братухина В. А., В сб. Металловедение, Ленинград, Судпромгиз, 1957.
59. Josefsson, A., *J. of Metals* 6, 652 (1954).
60. Danko J., Stout R., *TASM* 49, 189 (1957).
61. Flament P., *Revue de Met.* 54, 537 (1957).
62. Шеванди Е. М., Склонность к хрупкости низколегированных сталей. М., Металлургиздат, 1953.
63. Fast G., *Philips Techn. Rev.* 13, 165 (1951).
64. Bruckner W., *Welding Journal* 29, 467 (1950); 30, 459 (1950).
65. Lorig C., *TASM* 44, 30 (1952).

66. Орлов Л. Г., Утевский Л. М., Проблемы металловедения и физики металлов, сб. 5, Москва, Металлургиздат, 1958.
 67. McLean D., Metal Treatment and Drop Forging 23, 55 (1956).
 68. Hopkins B., Tipler H., J. Iron and Steel Inst. 188, 218 (1958).
 69. Hopkins B., Tipler H., J. Iron and Steel Inst. 177, 110 (1954).
 70. Inman M., Tipler H., Acta Metallurgica 6, 73 (1958).
 71. Voce E., Hallows A., Inst. Met. 73, 323 (1947).
 72. McLean D., J. Inst. Met. 81, 121 (1952—53).
 73. Ting Sui Kê, J. Appl. Phys. 20, 1226 (1949).
 74. Rees W., Hopkins B., Tipler H., J. Iron and Steel Inst. 172, 403 (1952).
 75. Petch N., Stables P., Nature 169, 842 (1952).
 76. Morlet J., Johnson H., Trojano A., J. Iron and Steel Inst. 189, 37 (1958).
 77. Tipler C., J. Iron and Steel Inst. 185, 4 (1957).
 78. Robertson T., J. Iron and Steel Inst. 175, 361 (1953).
-