РАЗРУШЕНИЕ

М. А. ШТРЕМЕЛЬ

Московский государственный институт стали и сплавов (технологический университет)

FRACTURE

M. A. SHTREMEL

Two elementary mechanisms of crystal fracture – cleavage and shear are described along with the progress in their observation and calculation. The establishment of laws of coalescence of many microcracks may be considered as a new class of problems of statistical physics (percolation in an external field with degeneration of dimension).

Описаны два элементарных механизма разрушения кристалла: скол и срез, история попыток их наблюдать и вычислить условия действия. Законы слияния многих микротрещин – новый класс задач статистической физики (перколяция во внешнем поле с вырождением размерности).

ВВЕДЕНИЕ

Ежегодно человечество производит и расходует миллиард тонн материалов, 99% из них – материалы конструкционные, их назначение – выдерживать некоторые нагрузки, не разрушаясь. Сколько выдержит сооружение, было важно знать всегда, но только Галилей, обобщая свои опыты, открыл (1638 год), что при растяжении или сжатии нагрузка разрушения P для данного материала зависит только от площади поперечного сечения S. Так появились новая физическая величина – напряжение $\sigma = P/S$ и новая физическая постоянная вещества – напряжение разрушения (предел прочности σ_B). При испытаниях корабельных канатов Р. Гук (1660 год) открыл линейный закон упругости: приращение длины ΔL пропорционально силе P. Через полтораста лет Т. Юнг (1807 год) нашел, что приращение длины ΔL пропорционально и начальной длине L_0, так что сравнивать надо относительные деформации (упругие удлинения) $\varepsilon = \Delta L/L_0$ и напряжения σ. Переписав поэтому закон Гука в виде $\sigma = \varepsilon E$, он открыл, что величина E для данного вещества постоянная (модуль Юнга).

Вскоре А. Навье (1821 год) и Дж. Грин (1839 год) написали (для тел и нагрузок произвольного вида) общее уравнение теории упругости, очертившее ее как раздел физики. Фундаментальные задачи теории упругости решили физики и математики XVIII – XIX веков: задачу Галилея о прогибе стержня, защемленного на одном конце, – Ш. Кулон и О. Коши, о “продольном изгибе” от сжатия вдоль тонкого стержня – Л. Эйлер (1744 год), о прогибе мембран – С. Пуассон и Г.Р. Кирхгоф. Общие уравнения изгиба и кручения вывел А. Сен-Венан (1856 год), универсальный способ решения трехмерной задачи упругости через функцию напряжений предложил Дж. Максвелл (1870 год). Для инженерных расчетов осталось решать известное уравнение при разных краевых условиях, и тогда обособилась техническая наука – сопротивление материалов. Она находит наибольшие напряжения в конструкции и сравнивает их с известным из измерений критическим напряжением начала пластического течения (пределом текучести σ_s) или разрушения (σ_B).

Песочные весы для испытания струн сделал в XV веке Леонардо да Винчи. Существование предела текучести, после которого зависимость $\sigma(\varepsilon)$ нелинейна и необратима, обнаружил Кулон (1766 год). Промышленную лабораторию испытаний материалов основал Баушингер (1871 год), впервые

© Штремель М.А., 1997

записавший всю диаграмму растяжения σ(ε). У инженеров появилось убеждение, что для практики осталось лишь перемерить и свести в справочники значения σ_s и σ_B для всех материалов. Это казалось вполне возможным, поскольку на протяжении тысячелетий – от конца бронзового века и до конца XIX века – набор известных человеку материалов изменялся мало.

Но век электричества и атомной энергии потребовал новых материалов, и их число за последние сто лет выросло на два-три порядка. Задача "перемерить все" оказалась второстепенной. Понадобились общие принципы прогноза прочности создаваемых материалов. Возникла техническая наука – металловедение, изучавшее связь свойств сначала с составом и обработкой сплавов, а затем и с их микроструктурой. Многообразие не только материалов и их структур, но и самих свойств сделало ненадежными эмпирические прогнозы по аналогии. С расширением условий работы сплавов (по температуре, времени, среде, облучению) обнаружилось много явлений, неизвестных физике твердого тела. И тогда пришли к необходимости вывести пластическую деформацию и разрушение многих структур из неких общих закономерностей для элементарных процессов в кристаллической решетке. Так задачи о прочности вернулись в физику как новая ее ветвь – физика прочности.

ВСЕГО ДВА ЭЛЕМЕНТАРНЫХ МЕХАНИЗМА

Говоря "разрушение", можно иметь в виду несколько разномасштабных явлений. Это разделение куска вещества на два (или несколько) в масштабах 1 мм–1 м и более, а также образование и рост трещины в пределах одного элемента микроструктуры (например, в масштабах зерна: 10–100 мкм) и, наконец, разрыв атомных связей с образованием новой поверхности в масштабах решетки (начиная от 1–100 нм). Этот последний процесс лежит в основе всего, но на каждом следующем уровне появляются и качественно новые события.

Вскоре после открытия дифракции рентгеновских лучей на кристалле (М. фон Лауэ, 1912 год) исследователи убедились, что у всех металлов и минералов есть кристаллическая решетка – это поликристаллы, состоящие из разноориентированных кристаллических зерен. Геометрия же кристалла допускает всего два элементарных способа разрушения (образования новых поверхностей для разделения тела на два): либо в результате поочередного разрыва атомных связей (обычно по некоторой кристаллографической плоскости) – *сколом* (рис. 1, *а*), либо за счет скольжения вдоль некоторой плоскости – пластического сдвига, *среза* (рис. 1, *б*). В первом случае, когда постепенно раскрывается трещина (с разрывом связей расходятся и ее "берега"), пластическая деформация для этого в принципе необязательна, так что скол – разрушение хрупкое. Во

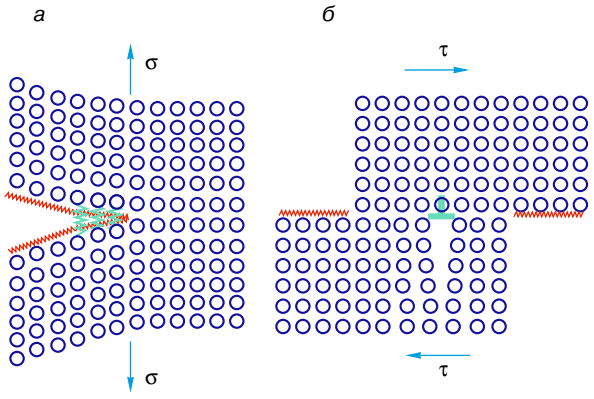


Рис. 1. Два элементарных механизма разрушения: *а* – скол, *б* – срез. Красным отмечены новые поверхности, обнаженные разрушением

втором случае трещины нет: две новые поверхности (в разных местах, рис. 1, *б*) обнажены вследствие скольжения, а разделение на части наступает после большого пластического сдвига. Поэтому срез – разрушение вязкое, он поглощает большую работу пластической деформации.

ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ

Важнейшая задача – найти напряжение разрушения $\sigma_в$ и удельную работу G образования трещины (на единицу ее площади). В 20-е годы она казалась элементарной, поскольку уже ясен был вид потенциала $V(x)$ межатомного взаимодействия в решетке (рис. 2). Смещение атома на расстояние x от равновесного положения в решетке увеличивает его

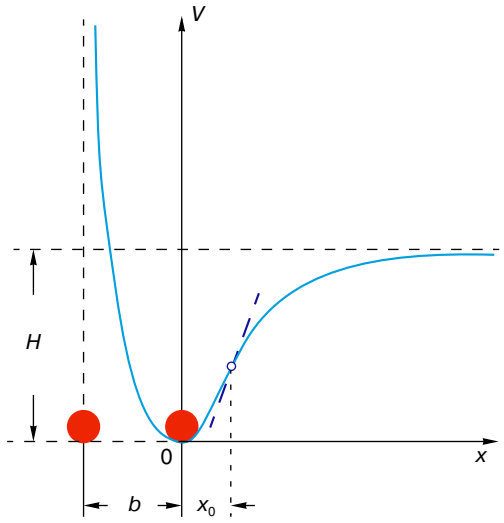


Рис. 2. Потенциал межатомного взаимодействия $V(x)$; в критической точке x_0 сопротивление удлинению межатомной связи наибольшее

энергию на $V(x) \approx a_2x^2 - a_3x^3 + \ldots$ Это простейшее приемлемое разложение $V(x)$ в ряд по степеням x: при $x = 0$ будет $V(0) = 0$ просто потому, что так выбрано начало координат, а $dV/dx = 0$ – по условию равновесия; член с a_3x^3 необходим, так как потенциал $V(x)$ принципиально асимметричный (сжать решетку до совпадения двух атомов невозможно, а растянуть до любого x – до разрушения – можно).

Возвращающая сила F по мере смещения x нарастает, достигая максимума (по условию $dF/dx = -2a_2 + 6a_3x = 0$ или $a_2 = 3a_3x$) в точке $x_0 = a_2/3a_3$. Значение $F_0(x_0)$ и есть критическая сила разрыва связей.

Коэффициент a_2 можно выразить через модуль Юнга E и равновесное межатомное расстояние b. Сила, возвращающая смещенный атом в исходное положение, $F = -dV/dx = -2a_2x + 3a_3x_2$. Один атом занимает площадь b^2, так что напряжение $\sigma = -F/b^2 = (2a_2x - 3a_3x_2)/b^2$, а удлинение $\varepsilon = x/b$. Измеряемый при малых напряжениях ($\sigma \longrightarrow 0$ и $x \longrightarrow 0$) модуль $E = d\sigma/d\varepsilon = -b\,dF/dx = 2a_2/b$, то есть $2a_2 = Eb$. Соотношение же $ba_3 : a_2$ можно найти из простых макроскопических измерений (например, из теплового расширения), и, как оказалось, оно для всех металлов примерно одинаково: $ba_3/a_2 \approx 2$ (Э. Грюнайзен, 1908 год).

Тогда $x_0 \approx b/6$, и, подставляя это значение в $F(x)$, найдем критическое напряжение разрыва связей (скола) $\sigma_{кр} = F_0/b^2 \approx E/12$ – около 1/12 от модуля Юнга. Оно достигается при упругой деформации $\varepsilon_0 = x_0/b = 1/6$ (около 15%!). В 20-е годы этот очевидный результат поверг всех в недоумение: у самых высокопрочных материалов предел прочности не больше $E/100$, обычные же значения – порядка $E/1000$–$E/10\,000$. Полученная из весьма прозрачных соображений теоретическая прочность оказалась непомерно большой.

Работа разрыва связей совершается на пути x_0 и не превышает F_0x_0, так что на единицу площади скола затрачивается $G \le F_0x_0/b^2 = Eb/72$. Это, наоборот, оказалось очень мало: в самых хрупких сплавах обычно $G/Eb > 1$. “Крах модели” остановил развитие физики прочности на десятилетия: существенное продвижение началось лишь в 70-е годы, с появлением сильнодействующих средств – микроскопов с прямым разрешением решетки. Они позволили наблюдать предельные случаи, где модель оказалась правильной.

СКОЛ

Скол увидели при разрешении до отдельного атома в автоионном микроскопе: расщепляя вольфрамовые иглы (не толще 0,26 мкм) электростатическим полем при температуре жидкого азота, наблюдали перемещение берегов трещины с ростом напряжения (И. Михайловский, 1981 год). Необходимое напряжение достигало $E/19$–$E/14$, и все выглядело как на рис. 1, *а* при неожиданном, но очевидном результате: по мере разгрузки трещина закрывалась и восстанавливалась вполне совершенная решетка – в таких масштабах скол обратим! Обратимый скол получали и в больших масштабах: удавалось крупинкой металла с космической скоростью прострелить толстый монокристалл так, что в нем не оставалось не только отверстия, но и вообще никаких микроскопических следов. Металл под крупинкой раскалывался крест-накрест и раздвигался упруго, а затем вновь смыкался. Восстановлению совершенной решетки должны бы помешать и пластическая деформация раскрытия, и адсорбция газа на новой поверхности, но все происходило так быстро, что молекулы газа не успели долететь, а дислокации – сдвинуться с места.

Но обычно скол в металлах происходит при напряжениях на один-два порядка ниже теоретического сопротивления сколу, поглощаемая работа много больше, чем в простейшей модели, а ни о какой обратимости разрушения в реальных материалах не слышно. Недоумения свелись по размышлении к четким вопросам: как зарождается трещина скола при столь малых напряжениях, что делает ее движение необратимым, почему и насколько это увеличивает работу разрушения?

Для зарождения известен соответствующий концентратор напряжений – серия дислокаций, скопившихся у жесткого барьера (например, инородного включения: карбида или оксида). В поле дислокации “сверху”, со стороны лишней полуплоскости, – сжатие, а “снизу” (где полуплоскости не хватает) – растяжение. Внешние макронапряжения умножаются у вершины серии [3] пропорционально числу дислокаций в ней – в 10–100 раз, и сближение дислокаций приводит в конце концов к раскрытию “щели” со стороны растяжения (рис. 3, *а*). Далее при движении напряжение поднимает до теоретического порога сама “атомно-острая” трещина скола – тоже сильнейший концентратор напряжения.

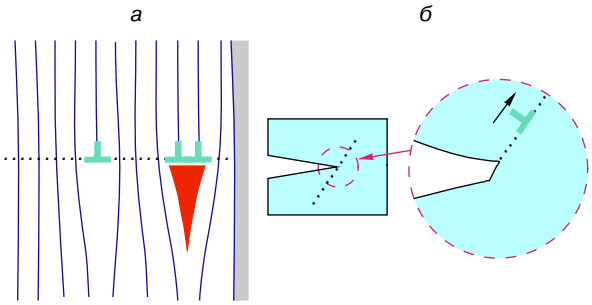


Рис. 3. Критические события: рождение скола от серии дислокаций у препятствия (*а*) и его остановка от испускания дислокаций из вершины трещины (*б*)

Необратимо останавливает трещину пластический сдвиг у ее вершины (рис. 3, *б*): если напряжение достаточно для зарождения дислокаций от ее поверхности, то сдвиг раскрывает (и тем самым притупляет) трещину. Тупая трещина останавливается. Действительно, электронная микроскопия находит у места остановки трещины скола серии дислокаций, привязанные к ее вершине. Испускание дислокаций останавливает трещину, и обратного хода теперь нет.

Но тогда, пока трещина движется, она не должна бы испускать дислокации, а тем не менее работа скола существенно больше, чем работа разрыва атомных связей, и зависит, например, от температуры. Многочисленные гипотезы отсеяло прямое наблюдение (М.Ю. Беломытцев, 1991 год). Покрыв лаком поверхность скола и утонив электролитически металл с изнанки, авторы эксперимента смогли рассматривать в электронном микроскопе одновременно и поверхность излома и дислокационную структуру под ней. Оказалось, что зеркально гладкий при низких температурах скол монокристалла молибдена на самом деле правильная лестница. Ее ступеньки (высотой 10–20 нм) перпендикулярны фронту трещины – это следы скольжения, а правильные ряды создавших их дислокаций видны на глубине 2–20 мкм под поверхностью скола. Эти дислокации не испускаются по мере движения – они увлекаются (удлиняясь вслед за фронтом) от места рождения трещины.

Движущиеся дислокации самопроизвольно упорядочиваются так, чтобы при данной скорости трещины затраты энергии были наименьшие (принцип Онзагера в термодинамике необратимых процессов). Правильная система ступенек и дислокаций под ними – типичная диссипативная структура [4]. Подобные упорядоченные структуры возникают в открытой термодинамической системе (с постоянной накачкой энергии извне) при большом (закритическом) отклонении ее от равновесия. Каждый видел такие структуры: это барашки облаков или, например, рисунок из туманных шестиугольников на поверхности очень горячего чая (ячейки Бенара – следы упорядочения вихрей воды, когда она, остывая у поверхности, опускается в глубь стакана).

Шаг и высота ступенек, глубина проникновения дислокаций от них (и как следствие работа их движения – главная теперь часть работы скола) в конечном счете определены одним лишь параметром – сопротивлением совершенной решетки движению дислокаций (силой Пайерлса) [5]. По мере того как с нагревом сопротивление Пайерлса падает, глубина слоя пластического течения под трещиной растет. Соответственно растет и работа скола.

Скол невозможен, если сопротивление материала пластической деформации настолько низкое (а зона течения у поверхности скола настолько большая), что затраты на распространение скола окажутся больше поступающей энергии. Материал течет, не разрушаясь, если напряжение столь низкое, что зарождение скола невозможно.

ВЯЗКОЕ РАЗРУШЕНИЕ

Зарождение скола в естественных условиях требует движения дислокаций, то есть пластической деформации (хотя бы малой и местной). Всякое, стало быть, разрушение (не только вязкое) – следствие некоторой пластической деформации. Разница лишь в ее величине: хрупкое разрушение может наступить и после растяжения образца на 0,01–0,1%, а вязкое – на 50% и более. Естественно, механизмы и работа разрушения здесь разные.

Для однородной по объему образца пластической деформации всегда есть предел, после которого она становится неустойчивой – локализуется (в шейке, в полосе среза и т. п.), прекращаясь в остальном объеме. Так, растяжение проволоки устойчиво, пока случайные местные утонения останавливаются местным же упрочнением тонкого сечения. Когда же это упрочнение окажется недостаточным, местное утонение усиливается – появляется шейка, где течение локализуется.

Критерий неустойчивости нагляднее всего в “истинных” координатах: напряжение $s = P/S$ истинное, если силу P относят не к начальной S_0, а к текущей площади сечения S; деформация φ истинная, если приращение длины образца dL отнесено не к начальной L_0, а к текущей длине L, так что $d\varphi = dL/L$. В этих координатах диаграмма пластической деформации обычно степенного вида: $s = s_0\varphi^n$, $n < 1$.

Течение становится неустойчивым, если растяжение может продолжаться без прироста силы $P = sS$. Приращение силы $dP = sdS + Sds$; и из условия неустойчивости $dP < 0$ следует $s > (-Sds/dS)$. Пластическая деформация не изменяет объем $V = LS$, так что из $dV = 0$ следует $L\,dS = -S\,dL$, то есть $dS/S = -dL/L = -d\varphi$. Тогда из $dP < 0$ вытекает условие неустойчивости $ds/d\varphi < s$. Продифференцировав $s = s_0\varphi^n$ по φ и приравняв s и его производную, получим критическую деформацию для потери устойчивости $\varphi_{кр} = n$, а из нее и критическое напряжение $s_{кр} = s_0 n^n$. При $s_{кр}$ ($\varphi_{кр}$) равномерное растяжение прекращается и далее лишь развивается (утоняется) шейка.

Шейка должна бы неограниченно сужаться в точку (рис. 4, *а*), где образец разделится на две части без образования собственно излома (новая поверхность создается, но она рассредоточена в виде следов многих сдвигов на боковой поверхности шейки, рис. 4, *в*). Но обычно развитие шейки после некоторого сужения прекращается, а поперек нее проходит вязкий излом (рис. 4, *б*).

Модель тем не менее была правильна. Удалось наконец получить на образце высокочистого

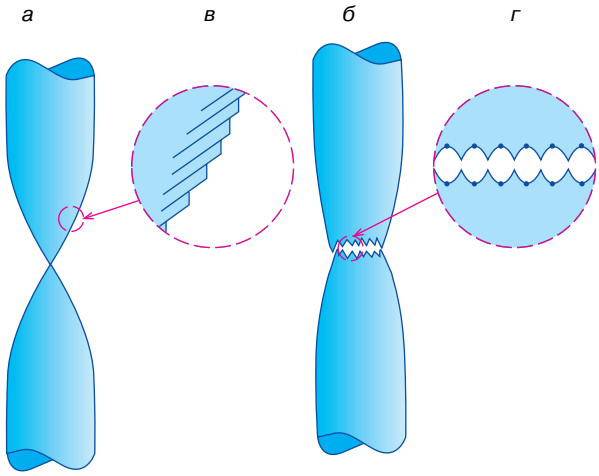


Рис. 4. Идеальное (*а*) и реальное (*б*) вязкое разрушение с образованием шейки при растяжении; *в* и *г* – соответствующее строение новой поверхности

алюминия сужение в шейке до 100% – "в точку" (по рис. 4, *а*). Образец тихо разделился на два, а поверхности излома как таковой не было. Но чтобы достичь необходимой чистоты, понадобилась бестигельная плавка (шар жидкого металла греется токами индукции в высокочастотном электромагнитном поле, вися при этом в постоянном магнитном поле и не касаясь ничего, чтобы не набраться кислорода от огнеупоров тигля), и все это в глубоком безмасляном вакууме (электромагнитная откачка ионизированного газа исключила загрязнение металла углеродом и водородом от разложения паров масла из пароструйного насоса).

Так убедились, что естественный вязкий излом поперек шейки даже в "очень чистом" металле – результат присутствия неких инородных включений в нем (обычно 0,1–0,01% оксидов, нитридов, силикатов, сульфидов в виде частиц размером 0,1–1 мкм). Только возле них как жестких (недеформируемых) барьеров можно накопить серии дислокаций, достаточные для зарождения скола, и только эти частицы могут скалываться (либо отслаиваться от металла – скол по поверхности раздела фаз).

Металл же при таком напряжении скалываться еще не может – он течет около включения, образуя полость-пору, которая по мере последующей деформации вытягивается. После скола множества включений перемычки меж соседними порами в конце концов сужаются ("в нож", как плоская шейка), и поры сливаются, образуя ямочный излом (рис. 4, *г*). В нем каждая ямка (диаметром 0,3–3 мкм) имеет на дне либо инородное включение, либо след – углубление от него.

Работу разрушения задают при этом по крайней мере два параметра: напряжение массового рождения пор на включениях и деформация до их слияния. То и другое как-то определяют инородные включения. Они трудно измеримы (потому что их мало) и трудно контролируемы в технологии (потому что примеси неизбежны по способу получения материала). Отсюда и многообразие трудностей – но и средств – управления пластичностью (достижимой деформацией) и вязкостью (работой разрушения) сплавов. Но сплав без достаточного запаса пластичности (и в обработке, и в эксплуатации) вообще не нужен – прочность без пластичности обеспечит и камень.

МЕЗОМЕХАНИКА И ПЕРКОЛЯЦИЯ

Всего два элементарных механизма – скол и срез – в конкуренции и взаимодействии порождают много микроскопических процессов разрушения, многообразно обусловленных микроструктурой материала и свойствами его компонентов. Чтобы что-то предвидеть и действовать, нужно преодолеть труднейший сегодня для нашего анализа средний, мезоскопический уровень между элементарным микроскопическим процессом и макроскопическим результатом – трещиной. Это задачи о взаимодействии многих элементарных очагов разрушения.

Пусть даже напряжения скола включений и необходимая деформация для слияния смежных пор хорошо известны и для всех включений одинаковы. Но остается влияние способа размещения частиц (или пор). Ясно, что, чем ближе лежат поры, тем раньше они сольются. Но когда от слияний появится сквозная макротрещина? На первый взгляд кажется, что это типичная задача о перколяции (протекании) [6] – такая же, например, как о моменте появления проводимости (образования бесконечного кластера) по мере добавления в пластмассу металлической пыли. В действительности это более сложный класс задач, и способ их решения статистической физике пока неизвестен (хотя кое-что удалось выяснить для частных случаев на численных моделях). Сложность в том, что первоначально смежные поры сливаются всюду, но по мере появления крупных гнезд слившихся пор-микротрещин по их периметру создается перегрузка, а под ними и над ними, наоборот, – зона разгрузки. Теперь закон слияния в разных местах разный, и в конце концов из множества микротрещин в макротрещину превращается лишь одна, а ее ориентировку задает внешнее напряжение: процесс слияния начинается как трехмерный, а заканчивается как двумерный.

Нетрудно указать дискретный аналог такой задачи о разрушении сплошной среды. Примем все поры за узлы сетки, а соединяющие смежные поры перемычки – за нити. Получится "гнилой гамак", где прочность каждой нити разная. Когда я сяду, слабейшие нитки начнут рваться повсюду, но в конце концов весь гамак лопнет лишь в одном месте и обязательно поперек – это то же самое вырождение

размерности при перколяции во внешнем поле. Возможных распределений нитей разной прочности в гамаке великое множество. Практический вопрос: что необходимо и достаточно знать о распределении прочности нитей, чтобы предсказать распределение прочности (однотипных в известном смысле) гамаков?

Того же класса и несколько более простая задача о сопротивлении разрушению одноосных композитов. Корпуса некоторых ракет, например, намотаны стеклянной нитью, которая залита в эпоксидную смолу. Хрупкие высокопрочные нити несут нагрузку, а вязкая "связка" меж ними сопротивляется движению трещины от нити к нити. Если намотка где-то неравномерная (с пробелами), а нить не везде схватилась со смолой, то при каком напряжении поперек всех нитей побежит трещина? Какие неравномерности намотки предельно допустимы для данной нагрузки? Какая доля плохой склейки приемлема (и с каким разрешением ее надо контролировать)? Даже эта задача не имеет пока решения.

ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ

Все аппараты, что движутся, желательно сделать полегче не столько ради экономии материала, сколько чтобы не нести бесполезный вес. Особенно наглядно это в летательной технике, где конструктор хорошо знает каскадный эффект: если облегчить крыло на килограмм, то нужна меньшая мощность двигателя, чтобы поднять его в воздух, а потому и меньше топлива, чтобы лететь, и меньший бак для этого топлива, и, наконец, опять меньшее крыло, чтобы все это поднимать. Выигрыш, бывает, умножается десятикратно.

Но легче при той же длине и ширине – это значит тоньше и с большим напряжением в материале. Долгая погоня за высоким пределом прочности ни к чему не привела: $\sigma_в \approx E/100$ – практический предел используемых материалов и сегодня. Конструктор, требующий от физиков материала с теоретической прочностью, быстро остывает, когда его спрашивают: «А что вы построите из материала, который "дышит" – под рабочей нагрузкой упруго удлиняется на 15%?» На самом деле ему нужно поднять не предел прочности, а работу распространения трещины G при том же пределе прочности. Никому не нужен высокопрочный материал, если от малейшей царапины по нему легко бежит трещина. А к сожалению, чем прочнее материал, тем работа G обычно ниже.

С ростом энергонапряженности конструкций изменилась, хотя и с запозданием, психология инженера. Он наконец смирился с тем, что и по способу изготовления, и по условиям эксплуатации конструкций без дефектов не бывает. Важно знать, при каких размерах дефекта пора прекратить эксплуатацию конструкции.

Задачу о критерии старта трещины первым поставил А. Гриффитс (1919 год). Если в большом объеме материала, однородно растягиваемом напряжением σ, сделать надрез длиной L (трещину), то напряжения перераспределятся: силовые линии будут обтекать трещину (рис. 5, *а*) и появится зона разгрузки (очерчена пунктиром) площадью примерно $\pi L^2/4$, где напряжений нет. Пока нагружение было однородным, в любой точке была деформация $\varepsilon = \sigma/E$, а плотность упругой энергии составляла $u = \int\sigma(\varepsilon)d\varepsilon = \sigma^2/2E$. Тогда при разгрузке трещина длиной L высвобождает упругую энергию $A_2 = u\pi L^2/4 = \pi L^2\sigma^2/8E$. Затраты же на образование берегов трещины с удельной энергией поверхности Γ составят $A_1 = 2\Gamma L$. Высвобождаемая энергия A_2 растет с длиной трещины квадратично, а затрачиваемая A_1 – линейно (рис. 5, *б*). Поэтому самопроизвольное распространение под постоянной нагрузкой достаточно малых трещин невозможно (затраты энергии больше выигрыша), а при больших размерах неизбежно.

Критическое состояние – когда прирост затрат и высвобождение энергии равны: $dA_1/dL = dA_2/dL$. Подстановка A_1 и A_2 дает два важных соотношения. Во-первых, при постоянном напряжении существует критический размер трещины $L_{кр} = 8\Gamma E/\pi\sigma^2$. Трещины длиннее этой растут самопроизвольно (почти со скоростью упругой волны разгрузки, то есть близко к звуковой). Во-вторых, для трещины любого данного размера L существует критическое напряжение $\sigma_{кр} = \sqrt{8\Gamma E/\pi L}$, при котором начинается ее неограниченный рост.

Понадобилось почти полвека, чтобы этим формулам поверили и начали их применять. Сам Гриффитс сразу же убедился, что формулы верны для трещин в стекле, когда Γ – энергия его поверхности.

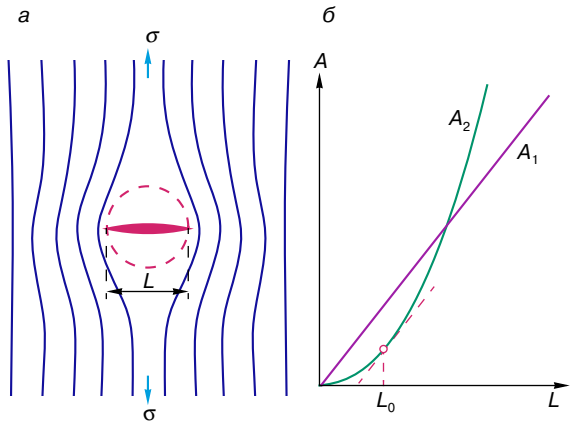


Рис. 5. Перераспределение силовых линий от появления трещины (штриховые линии очерчивают зону разгрузки) (*а*) и соответствующее изменение высвобождаемой A_2 и затрачиваемой A_1 энергии с длиной трещины L (*б*)

Но для металлов та же формула занижала критический размер трещины на один-два порядка. Разочаровавшись, Гриффитс больше не возвращался к своим формулам, хотя занимался прочностью конструкций еще много лет. И только Дж. Ирвин (1943 год), получив эти же соотношения из других соображений, высказал здравую мысль: Г – необязательно энергия самой поверхности, в эту величину можно включить все затраты на образование трещины (в том числе удельную работу местной пластической деформации). Ее нужно просто определять из независимого эксперимента – измеряя напряжение старта заранее созданной трещины известного размера. Действительно, для данного материала при данной температуре эта величина оказалась константой.

Критическое напряжение оказалось удобнее переписать в виде $\sigma_{кр} = K_{1c}/\sqrt{ML}$. Здесь M взамен $\pi/2$ – фактор формы (форма трещины и схема нагружения необязательно такие простые, как на рис. 5), а $K_{1c} = \sqrt{2\Gamma E}$ – вязкость разрушения (исторически сложившееся громоздкое обозначение при довольно непривычной размерности – Н/м$^{3/2}$). Важно, что задача о любой трещине в любом материале распалась на две: надо знать только константу материала K_{1c} и постоянную формы M (и для практических расчетов допустимых трещин в конструкциях накоплены тома вычисленных из теории упругости значений M и экспериментально измеренных для разных материалов значений K_{1c}).

В конце концов конструктор усвоил необходимость расчета риска от трещины, а для синтеза конструкционных материалов главным стал поиск компромисса между высоким пределом текучести и высоким сопротивлением распространению трещины.

УСТАЛОСТЬ И ПОЛЗУЧЕСТЬ

Для статического нагружения ясна по крайней мере постановка физической задачи: для данной исходной структуры анализ механизма разрушения должен правильно предсказать микрогеометрию излома, наблюдаемую конечную дислокационную структуру под ним и работу ее образования. Тогда вычислим критерий старта любой трещины. Гораздо труднее для анализа явление усталости – роста трещины от циклической нагрузки при напряжениях ниже критического. Казалось бы, если при первом нагружении не произошло ничего (существующая трещина не сдвинулась с места), то если снять и приложить вновь ту же нагрузку, не будет опять ничего, а многократное ничего в сумме даст нуль. Оказалось, что это не так: трещина в таких условиях медленно растет и после миллионов циклов достигает критического для данного напряжения размера, после чего конструкция разрушается мгновенно (разница в рельефе усталостной и хрупкой части излома видна и невооруженным глазом). Проблема выявилась в середине XIX века, и первое описание усталости называлось “О разрушении осей почтовых дилижансов”. (Пока не появился круглосуточно ездящий почтовый дилижанс, коляска частного хозяина не достигала пробега с таким числом оборотов колеса.)

Сегодня усталость определяет долговечность почти всей техники. Это основной путь разрушения фюзеляжей, вагонов, мостов, шестерен, тросов, рельсов, подшипников. Процессы здесь многообразны: существенно разные механизмы и законы роста трещины, например, для усталости контактной – при соприкосновении поверхностей качения, коррозионной – в агрессивной среде, малоцикловой – при макропластической деформации в каждом цикле. Известно кое-что о своеобразных дислокационных структурах, возникающих у вершины трещины усталости, но нет пока физической модели, имеющей предсказующую силу.

Ясно лишь, что усталость – следствие необратимых изменений дислокационной структуры, накапливаемых при циклической пластической деформации в вершине трещины. При раскрытии всякой трещины близ ее вершины идет пластическая деформация – движутся дислокации. При разгрузке они немного смещаются назад, к ближайшему положению устойчивого равновесия (но не к исходному – трещина остается пластически раскрытой). Поэтому второй цикл начинается не из того исходного состояния и может опять принести некоторое изменение. В результате через один или несколько циклов новый сдвиг при нагружении сможет еще несколько продвинуть трещину (и каждый ее шаг на 0,01–100 мкм в зависимости от напряжения бывает виден в изломе в виде отдельной бороздки: усталостный излом часто похож на серии годичных колец на пне).

Шаг и темп роста трещины зависят не только от номинального (без учета трещины) приложенного напряжения σ, но и от уже пройденного ею пути L: решает все та же комбинация $\sigma\sqrt{L}$, что и при обычном разрушении. Поэтому по мере роста усталостная трещина самоускоряется. Но прогноз сложен потому, что темп зависит и от способа разгрузки (асимметрии цикла): “до нуля”, или не полностью, или “с перегибом” в обратную сторону. Разная обратная деформация у вершины трещины – разная и структура в итоге. Усталость легко объяснять на картинках, но трудно пока что-либо вычислить. А вычислять необходимо, так как догадка “если прочнее вообще, то прочнее и при усталости” не подтвердилась.

Только для полноты картины, но не для рассмотрения по существу стоит упомянуть о сложнейших процессах медленного “горячего” разрушения, когда материал работает выше 0,3–0,4 от температуры его плавления. Время приложения нагрузки составляет здесь секунды и минуты в ракетных двигателях, сотни и тысячи часов в авиационных, десятки лет в

паровых турбинах и трубопроводах электростанций или ядерных реакторах. Пластическое течение при постоянном напряжении – ползучесть (с деформацией не более нескольких процентов за указанный срок) сочетается с диффузией в поле возникающих неоднородных напряжений в микроструктуре.

Это приводит к появлению сначала сыпи пор размером 0,01–0,1 мкм по границам зерна поликристалла, затем к слиянию пор в зернограничные микротрещины и, наконец, к появлению единой макротрещины. Далее в росте участвуют ползучесть в ее вершине, фазовые и структурные превращения (в том числе вызванные деформацией) и окисление извне. Есть лаборатории, где сотни образцов при высокой и строго постоянной температуре испытываются до разрушения при ползучести в течение десятков лет. Этот сверхдорогой эксперимент оправдан, если вспомнить о цене риска от разрушения конструкций, для которых предназначен материал. Но из одного этого примера ясно, что оправданны и будут сделаны большие вложения в физику разрушения – в понимание процессов и принципов, указывающих путь к высокопрочному материалу.

Ясно и то, что нужно много разных высокопрочных материалов – их качество нельзя выразить одной цифрой. Задача многокритериальная, и для каждого сочетания условий работы в принципе существует оптимальная структура, которую сегодня уже непомерно дорого искать ощупью, – надо уметь ее предсказывать.

ЛИТЕРАТУРА

1. Атомный механизм разрушения. М.: Металлургиздат, 1963. 664 с.

2. *Хеллан К.* Введение в механику разрушения. М.: Мир, 1988. 368 с.

3. *Штремель М.А.* Прочность сплавов. М.: Металлургия, 1982. Ч. 1: Дефекты решетки. 280 с.

4. *Эбелинг В.* Образование структур при необратимых процессах. М.: Мир, 1979. 278 с.

5. *Штремель М.А., Беляков Б.Г., Беломытцев М.Ю.* Диссипативная структура скола // Докл. АН СССР. 1991. Т. 318, № 1. С. 105–111.

6. *Эфрос А.Л.* Физика и геометрия беспорядка. М.: Мир, 1982. 176 с.

* * *

Мстислав Андреевич Штремель, доктор физико-математических наук, профессор, зав. кафедрой металловедения стали и высокопрочных сплавов Московского института стали и сплавов, академик РАЕН. Область научных интересов: физика прочности и высокопрочные материалы. Автор около 180 статей и трех книг.