

УДК 539.2

О КОНКУРЕНЦИИ ПРОЦЕССОВ СУБЛИМАЦИИ И ЛОКАЛЬНОГО ПЛАВЛЕНИЯ В КИНЕТИКЕ РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН

Васильев Л. С.

*Удмуртский государственный университет, г.Ижевск, Россия,
lvas@uni.udm.ru*

ВВЕДЕНИЕ

Одна из основных трудностей современной теории прочности твердых тел состоит в пока еще недостаточно ясном понимании механизмов распространения трещин [1]. Лишь в незначительном числе частных случаев, в которых достаточно ограничиться некоторыми грубыми оценками, эта проблема может быть удовлетворительно рассмотрена с помощью феноменологических моделей, предложенных Гриффитсом, Ораваном и др. (см. например, [1]).

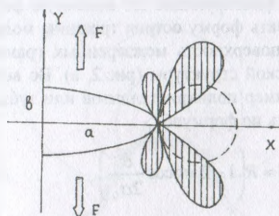


Рис.1. Схема зон напряжения в вершине трещины отрыва под растягивающей нагрузкой F . Штриховкой показана зона пластической деформации, пунктиром – зона высокого гидростатического растяжения/

Здесь эта проблема во много раз усложняется необходимостью описания параметров специфического рельефа, образующегося на поверхности усталостного излома, и причин структурных изменений, приводящих к частичной аморфизации материала вблизи острия усталостной трещины [2-4].

Цель этой работы – показать, что значительная часть трудностей теории распространения обычных и усталостных трещин может быть снята в рамках новой развивающейся теории, в которой процессы разрушения рассматриваются как следствие структурно-фазовых превращений на множестве агрегатных состояний материала [5,6]. В частности, если процесс распространения усталостной трещины трактовать как периодическое развитие очага локального плавления перед острием трещины, то становится возможным достаточно просто объяснить наблюдаемые на эксперименте особенности усталостного разрушения материалов.

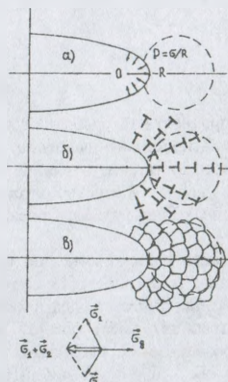
Причина такого состояния теории подробно рассмотрена в монографии [1]. Суть ее в том, что зона пластической деформации вблизи острия трещины имеет обычно вид четырехлепестковой розетки, расположенной симметрично по обе стороны от линии распространения x (рис.1). На самой же линии распространения сдвиговые напряжения отсутствуют, а вместе с ними отсутствует и пластическая деформация материала. Но в этом случае становится непонятно, как же тогда расходятся берега трещины при ее распространении. По этому поводу существует несколько предположений, но все они носят частный характер [1].

Нерешенность проблемы распространения обычных трещин в значительной степени сказывается на теории усталостных трещин.

МОДЕЛЬНЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

1. Стабилизация формы трещины отрыва в фазе разгрузки

При периодических изменениях внешней нагрузки усталостная трещина может развиваться только в том случае, если в фазе разгрузки форма ее профиля каким-либо образом стабилизируется. Если поверхность трещины вблизи ее острия совершенно свободна, то при разгрузке на нее будут действовать силы поверхностного натяжения (рис 2, а):



$$p_{\sigma} = \frac{\sigma_0}{R} \quad (1)$$

Здесь p_{σ} капиллярное давление на кривой поверхности, R – радиус кривизны, σ_0 – свободная энергия поверхности.

Для сталей $\sigma_0 = 2$ Дж/м². Поэтому при $R < 10^{-8}$ м величина $p_{\sigma} \approx 2 \cdot 10^8 \approx \sigma_T$ (σ_T – предел текучести материала). В этих условиях вблизи острия трещины начнется пластическое деформирование, в результате которого трещина затупится, а вокруг острия появятся субграницы из дислокационных стенок (рис.2, б), фиксирующие его конечную форму. Стабилизировать форму острия трещины могут и выходы на ее поверхность межзеренных границ поликристаллической структуры (рис.2, в). Во всех таких случаях размер поликристаллитов или зубцериен можно оценить по формуле

$$d \approx R \left(1 - 2 \arccos \frac{\sigma}{2\sigma_0} \right), \quad (2)$$

где σ – свободная энергия межзеренной (или субзеренной) границы.

Для межзеренных границ в сталях и железе $\sigma \approx 0.8$ Дж/м², отсюда и из формулы (2) находим, что трещины с $R = (10^{-7} + 10^{-8})$ м могут быть застabilизированы наноструктурой с $d \approx (4 + 40)$ нм, а стабилизация трещин с $R \leq 10^{-9}$ м может быть осуществлена только аморфной фазой, расположенной вокруг острия трещины.

шествлена только аморфной фазой.

2. Развитие усталостной трещины в фазе нагружения

Для определенности рассмотрим эллиптическую трещину с полуосями $a/b = 10^2$ (рис.1), неограниченную в направлении z , перпендикулярном плоскости рисунка. Положив $a \approx 10^{-4}$ м найдем, что радиус кривизны в вершине трещины $R \approx 10^{-8}$ м, а $b \approx 10^{-6}$ м. Предположим, что внешнее одноосное растягивающее напряжение направлено вдоль оси u и меняется по закону

$$\tau = \tau_0 \sin \omega t, \quad (3)$$

где $\omega = 2\pi/T$, T – период колебаний, $\tau_0 \leq \sigma_T$, (σ_T – предел текучести материала).

Поле напряжений для такой трещины найдено в работе [7]. Распределение гидростатических растягивающих нагрузок вблизи острия трещины изображено на рис.3.

В работах [5-6] показано, что при сильном гидростатическом растяжении изменяются условия существования фаз внутри материала. Происходит значительное смещение в метастабильную область диаграммы фазовых состояний системы, где при температурах ниже температуры плавления становится возможным существование жидких фаз растягиваемого твердого вещества. В таких условиях в материале флуктуационным образом могут возникнуть зародыши локального плавления и сублимации, дающие начало развитию пор и микротрещин. При достаточно высоких растягивающих давлениях плавление металлов может происходить при сколь угодно низких температурах, вплоть до абсолютного нуля температур. На рис.4 изображена кривая равновесия твердая фаза-расплав p_1T_3 , далеко отходящая при $T \rightarrow 0^0$ K в область отрицательных давлений.

Кривые p_2T_4 и p_3T^* являются спинодалями жидкой и твердой фаз по отношению к испарению. Ниже этих кривых конденсированная фаза существовать не может и вынужденно превращается в пар.

Для железа и сталей точка p_1 обычно соответствует давлению $p \approx 0.8 \cdot 10^{10}$ Па (рис.4). При температурах порядка (200+300)°C плавление протекает в области $p \approx -(2 + 4) \cdot 10^9$ Па.

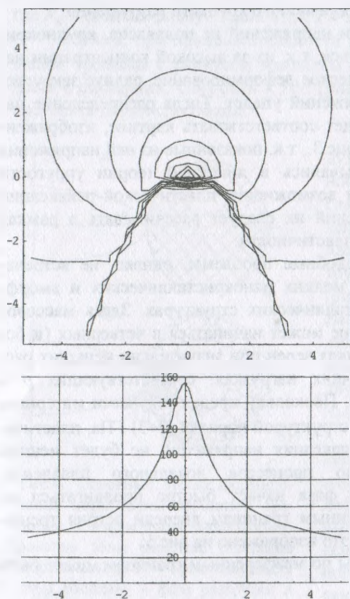


Рис. 3. Распределение гидростатической растягивающей нагрузки вблизи острия трещины, а – линии постоянного значения p/σ , p – давление, σ – внешняя нагрузка; б - значение p/σ вдоль линии, перпендикулярной оси трещины и касающейся ее острия. По горизонтальной оси отложено y/R , R – радиус кривизны острия трещины.

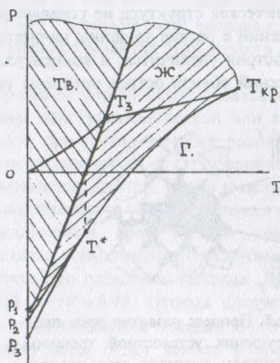


Рис.4. Диаграмма состояний конденсированной среды. Тв., Ж и Г- области существования твердой, жидкой и газообразной фаз соответственно P_2T_4 - спинодаль жидкой фазы, P_3T^* - спинодаль твердой фазы, P_1T_3 - линия плавления.

Возможны различные пути развития трещин, изображенных на рис.2, а-в. Удобнее всего начать рассмотрение с трещины, острие которой застabilизировано наночастицами аморфной структурой (рис.2, в). В этом случае необходимо исследовать несколько вариантов процесса разрушения, связанных с развитием процессов плавления в зависимости от размеров кристаллической структуры.

При достаточно крупных нанокристаллитах на их границах могут зарождаться очаги плавления при $-p \geq 10$ ГПа [5,6]. Для этого необходимы значения $\tau_0 \approx \sigma_T$. Такой вариант может быть осуществлен лишь в том случае, когда подавлены практически все каналы релаксации внутренних напряжений. Это может соответствовать области низких температур и наличию многочисленных стопоров для дислокаций. В таком варианте возможна реальная конкуренция процессов плавления и испарения материала вблизи острия трещины, т.к. столь высокие растягивающие нагрузки соответствуют точке p_2 на диаграмме состояний конденсированной среды (рис.4). Процесс продвижения трещины вперед будет складываться из предварительного проплавления металла на острие трещины и последующего испарения расплава в объеме трещины. В зависимости от отношения скоростей плавления и испарения структура агрегатного состояния материала в очаге разрушения может быть различной (от жидкой фазы до паро-жидкостной смеси). Условно такой режим продвижения трещины назовем парожидкостным режимом. Можно предположить, что он характерен для любого хрупкого разрушения.

Когда активность источников релаксации напряжений не подавлена, крупнокристаллическая структура не успевает расплавиться, т.к. из-за высокой концентрации напряжений в острие трещины начнется пластическое деформирование, радиус закругления острия увеличится, и концентрация напряжений упадет. Тогда распределение напряжений вблизи острия трещины уже не будет соответствовать картине, изображенной на рис.3., т.к. показанные на ней напряжения рассчитывались в линейной теории упругости [7]. При возможности пластической релаксации напряжений их следует рассчитывать в рамках теории пластичности.

Подобные проблемы, однако, не встречаются в мелких нанокристаллических и аморфных металлических структурах. Здесь массовое плавление может начинаться в четверных (и более) стыках зерен при значительно меньших растягивающих нагрузках, соответствующих $p \approx 1.5$ ГПа. Поскольку предел текучести материала с такой структурой порядка (2+3) ГПа, пластическая релаксация напряжений не будет мешать развитию процессов локального плавления. Жидкая фаза начнет быстро продвигаться по межзеренным границам впереди острия трещины, как это изображено на рис.5.

Скорость продвижения слоя жидкой фазы по межзеренным границам может быть оценена по формуле

$$v_g = \frac{\pi^2 a^2 (p_1 - p) D}{12 k T \sigma} \left(\sigma_g + \frac{d\gamma}{2} (p^2 - p_1^2) \right), \quad (4)$$

где a – параметр решетки, σ и σ_g – поверхностное натяжение на границе жидкой фазы и межзеренных границ, γ – сжимаемость твердой фазы, D – коэффициент зернограниц-

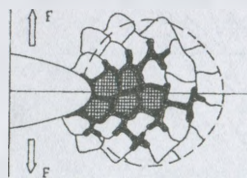


Рис.5. Процесс развития зоны предразрушения усталостной трещины. Пунктиром показана зона предразрушения, тонкими линиями в ней – межзеренные границы, закрашенными областями – оплавленные межзеренные границы, штриховкой – расплавленные зерна.

ной самодиффузии, d – размер зерна, p – внешнее давление, p_l – давление в жидкой фазе, k – постоянная Больцмана.

Толщина расплавленного слоя определяется формулой

$$H = \frac{2\sigma}{p_l - p} \quad (5)$$

При $T \approx 800^\circ\text{C}$, $\sigma \approx 0.2 \text{ Дж/м}^2$, $\sigma_g \approx 0.8 \text{ Дж/м}^2$, $\gamma \approx 10^{-11} \text{ Па}^{-1}$ и $p \approx -10 \text{ ГПа}$ получим $v_g \approx 3 \cdot 10^{-10} \text{ м/с}$. При $T \approx 300^\circ\text{C}$ и таких же значениях остальных параметров $v_g \approx 6 \cdot 10^{-8} \text{ м/с}$. Отсюда видно, что скорость зернограничного проплавления является резко возрастающей функцией температуры. Толщина расплавленного слоя в обоих случаях близка к $(3+4)a$.

Если размер зерна $d \approx (1+2)$ нм (или аморфная фаза), то процесс плавления в зоне предразрушения заканчивается полным проплавлением границ. При больших размерах зерен после оплавления границ фронт расплава движется вглубь зерна (рис.5) со средней скоростью, даваемой выражением:

$$v_g = \frac{12\pi a^2}{19kT} D \frac{\sigma}{R_g}, \quad (6)$$

где R_g – средний радиус зерна. При $T \approx 200^\circ\text{C}$ и $R_g \approx 10^{-8} \text{ м}$, $v_g \approx 2 \cdot 10^{-10} \text{ м/с}$.

В итоге, при продолжительности фазы нагрузки до $(10+100)$ с в зоне предразрушения трещины с радиусом кривизны острия $R \approx 10^{-8} \text{ м}$ может быть расплавлена область с размерами, близкими к $10R$ (рис.6,а). Дальнейшее развитие этой области может протекать двумя способами.

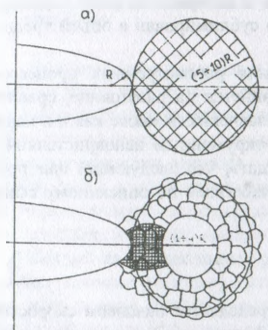


Рис.6. Основные этапы формирования поры перед вершиной трещины; а – конечная стадия формирования зоны расплава (показана штриховкой), б – кристаллизация зоны расплава в фазе разгрузки и формирование усадочной поры. Тонкими линиями на месте зоны расплава обозначена аморфная фаза (или наноструктура); штриховкой показана зона расплава в следующей фазе нагрузки.

Если процессы пластической релаксации будут подавлены нанокристаллической или аморфной структурой, при снятии нагрузки расплав всегда будет кристаллизоваться от периферийных областей в направлении центра. Тогда в центре области расплава образуется усадочная пора в форме трубки, параллельной краю острия трещины (рис.6,б). Размеры поры зависят от величины объемного эффекта при плавлении металла. Для железа и сталей $\Delta V/V \approx 0.05$. Отсюда следует, что при радиусе зоны плавления порядка $(5+10)R$ радиус усадочной поры будет лежать в пределах $(0.6+2.3)R$.

Когда процесс плавления границ охватит всю кристаллическую структуру, она не сможет сдерживать релаксационные процессы пластического деформирования. В этом случае при относительных сдвигах нанокристаллитов возможно зарождение нанопор в стыках между зёрнами. Рост нанопор приведет к падению растягивающего давления и быстрой кристаллизации расплава еще до начала снятия нагрузки. Отсюда следует, что усадочная пора может появиться и в стадии нагрузки.

Для стабилизации острия трещины и формы поры в фазе разгрузки появится новая поликристалли-

ческая (или аморфная) структура. В следующей фазе нагрузки процесс плавления быстрее всего пройдет в твердой перемычке между острием трещины и порой. При полном проплавлении перемычки жидкая фаза под нагрузкой будет растекаться, образуя сужение (рис.7,а).

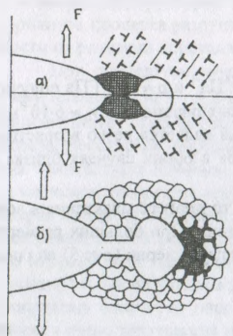


Рис.7. Этапы формирования усталостного излома. а – образование перетяжки в жидкой фазе при пластическом деформировании металла вблизи вершины трещины и вокруг поры; б – разрыв перетяжки, образование коридора между вершиной трещины и порой. Тонкими линиями показана аморфная фаза (или наноструктура), штриховкой – область формирования вторичной зоны плавления.

ской или аморфной структурой. Это позволяет утверждать, что следующая стадия продвижения усталостной трещины также может быть осуществлена по описанному выше сценарию.

ВЫВОДЫ

Процесс распространения трещины полностью определяется балансом скоростей сублимации, локального плавления и пластического деформирования вещества в вершине трещины. При периодических растягивающих нагрузках трещина будет распространяться рывками, оставляя усталостные бороздки на поверхности изломов. Предлагаемая модель позволяет объяснить многие особенности усталостного разрушения на атомно-молекулярном уровне.

Список литературы

1. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
2. Синергетика и усталостное разрушение металлов/ под ред. В.С. Ивановой. М.: Наука, 1989. 246 с.
3. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталостной прочности. М.: Металлургия, 1975. 454с.

При пластическом деформировании материала по краям острого трещины и вокруг поры приведет к разрыву жидкой фазы и образованию коридора, соединяющего острие трещины с порой (рис.7,б). Поскольку в нашем случае между порой и острием среднее давление в жидкой фазе $p \approx 4 \cdot 10^8$ Па, то первичная ширина коридора определится по формуле:

$$h \approx \frac{2\sigma}{|p|} \quad (7)$$

Подставив сюда соответствующие числовые данные, получим $h \approx 10^{-9}$ м $\approx 4a$. В дальнейшем этот коридор может быть расширен за счет соответствующей пластической деформации вокруг острого трещины и поры (рис.7б).

Возможно и другое развитие процесса разрушения в фазе повторной нагрузки. При слишком малой толщине перемычки концентрация напряжений на ней может оказаться очень высокой. Если растягивающее давление на перемычке станет близким к точке p_2 (рис.4), начнется развитие парожидкостного режима разрушения перемычки, и материал на месте коридора будет непосредственно сублимирован в объем трещины.

В результате протекания рассмотренных процессов острого трещины продвинется на расстояние, сравнимое с радиусом зоны плавления, и также как и в начале процесса, окажется окруженным нанокристаллической или аморфной структурой. Это позволяет утверждать, что следующая стадия продвижения усталостной трещины также может быть осуществлена по описанному выше сценарию.

4. Горицкий В.М., Терентьев В.Ф. Структура и усталостное разрушение металлов. М.: Металлургия, 1980. 208 с.
5. Васильев Л.С. Фазовые равновесия и проблема разрушения твердых тел // Современные проблемы прочности: Сб. науч. тр., Великий Новгород: НГУ, 2000. Т.1. С. 263-268.
6. Васильев Л.С. Кинетические особенности зарождения пор и микротрещин в голове плоского скопления краевых дислокаций // Вестник Тамбовского университета. Т.8. № 4. 2003. С. 624-626.
7. Седов Л.И. Механика сплошной среды. Т.2. М.: Наука, 1970. 568 с.

УДК 539.2

ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ И ПРОБЛЕМА ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Васильев Л. С.

*Удмуртский государственный университет, г.Ижевск, Россия,
lvas@uni.udm.ru*

Введение

Проблема зарождения пор и микротрещин в металлах и сплавах при растворении в них водорода давно привлекает внимание исследователей [1,2]. В настоящее время для объяснения причин охрупчивающего влияния водорода привлекают различные эффекты, связанные с особенностями поведения водорода в металлах. В основном к ним относятся: взаимодействие атомов растворенного водорода с дефектной подсистемой металла, химическое взаимодействие водорода с компонентами сталей, адсорбционные явления, процессы старения, понижение энергии атомных связей среды в присутствии водорода, особенности растворимости водорода в сталях и сплавах, хемосорбцию водорода на внутренних поверхностях и т.п. [1].

Каждый из перечисленных факторов по-своему играет существенную роль в водородном охрупчивании, но только взятые в совокупности они могли бы объяснить сложную картину этого явления. Однако в настоящее время не существует последовательной теории, объединяющей все эти эффекты в единое целое и укладывающую водородную хрупкость в общую схему разрушения обычных металлов и сплавов. В данной работе предлагается один из возможных вариантов решения этой проблемы.

В работах [3-5] показано, что процесс разрушения твердых тел можно рассматривать как процесс структурно-фазовых превращений на множестве агрегатных состояний среды. В частности, формирование и развитие микротрещин может быть представлено как последовательное осуществление процессов локального плавления материала вблизи концентраторов растягивающих напряжений, зарождения и развития кавитационных нанопор в жидкой фазе при пластическом деформировании, образования и роста цепочек нанопор вдоль дислокационных линий при кристаллизации жидкой фазы, процессов сублимации, приводящих к объединению цепочек нанопор в микротрещину и дальнейшего развития микротрещины в макротрещину.