

05 Кинетика накопления дефектов и дуальность кривой Веллера при гигацикловой усталости металлов

© О.Б. Наймарк,¹ О.А. Плехов,¹ В.И. Бетехтин,² А.Г. Кадомцев,² М.В. Нарыкова²

¹ Институт механики сплошных сред УрО РАН,
614013 Пермь, Россия

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: roa@icmm.ru

(Поступило в Редакцию 30 мая 2013 г.)

Предложена модель, описывающая кинетику накопления дефектов при циклическом нагружении в металлах. Анализ экспериментальных данных по начальному распределению дефектов и роли свободной поверхности образца в процессе деформирования позволил объяснить особенности объемного зарождения усталостных трещин, характерного для режима гигацикловой усталости при малом уровне напряжений. Дуальность кривой Веллера в режиме гигацикловой усталости связывается с образованием мелкозернистой области, формирующейся в виде диссипативной структуры обострения в ансамбле дефектов.

Введение

Необходимость экономии ресурсов и повышения экономической эффективности требует обеспечения безопасного ресурса эксплуатации вплоть до 10^{10} циклов нагружения механизмов и конструкций, таких как мосты, железнодорожные рельсы, детали автомобильных и газотурбинных двигателей и т.д. Проведение экспериментального исследования усталостных свойств материала на такой базе циклов предполагает, как правило, использование ультразвуковых усталостных машин [1–4].

Основными эффектами, характерными для поведения материала, испытываемого в режиме гигацикловой усталости, являются подповерхностное зарождение усталостной трещины и расщепление (дуальная или дуплексная) природа кривой Веллера [5,6]. Анализ опубликованных результатов исследований позволяет утверждать, что физические механизмы, лежащие в основе этих эффектов, являются необъясненными по настоящее время.

Структурный анализ поверхности разрушения металлов и сплавов, испытанных в режиме гигацикловой усталости, позволяет выделить ряд особенностей [5]. На поверхности разрушения выделяют три характерные зоны. В зоне инициирования может наблюдаться включение или иной начальный дефект материала, вокруг которого существует характерная зона с высокой концентрацией дефектов и мелким размером зерна. Последнее отражено в названии этой зоны — *fine granular area* (FGA), имеющей характерный размер в несколько десятков микрон. По данным [5] размер FGA уменьшается с увеличением приложенного напряжения так, что коэффициент интенсивности напряжения на границе FGA (если рассматривать ее как трещину) остается константой. При этом величина этой константы меньше или равна пороговому значению коэффициента интенсивности напряжения для распространения усталостных трещин в данном материале в режиме Париса.

Образование FGA невозможно в режиме распространения трещины от включения, так как в этом случае необходимо предположить, что трещина распространяется со скоростями $10^{-11}–10^{-14}$ m/cycle [6]. В работе [5] предложена следующая механическая модель образования FGA. На первой стадии (предварительное формирование FGA) происходит интенсивная полигонизация вокруг включения в течение значительного числа циклов. На второй стадии (зарождение и слияние микротрещин) происходит резкий рост числа субмикротрещин (*microdebondings*) в полигонизированной области. На заключительной стадии (формирование FGA) происходят слияние субмикротрещин и образование микротрещины нормального отрыва с размерами, близкими к пороговым для перехода в режим распространения Париса.

Разработка модели образования FGA является одной из ключевых задач в проблеме гигацикловой усталости. В последнее время данной проблеме посвящено значительное число работ [5–14]. Однако эти модели не позволяют дать адекватного объяснения причин объемного зарождения усталостных трещин при гигацикловых режимах.

В настоящей работе на основе статистического описания эволюции ансамбля субмикротрещин с размерами $0.1 \mu\text{m}$, присутствующих в металлах даже на ранних стадиях пластической деформации [5–18], предложена математическая модель образования FGA как локализованной диссипативной структуры в ансамбле субмикротрещин.

Предполагается, что процесс образования FGA включает в себя начальную стадию процесса, связанную с локализацией сдвиговой и ротационной деформации, приводящей к образованию микронесплошностей с характерными размерами $0.1 \mu\text{m}$ и менее, переходящей в процесс дисперсного накопления повреждений и их объединения на характерном пространственном масштабе, являющемся константой материала. Поверхность

образца, играющая определяющую роль в процессе образования трещин при высоком уровне напряжения, при малых напряжениях рассматривается как физический объект, стабилизирующий концентрацию микронесплошностей в приповерхностном слое. Подобный подход основан на результатах изучения закономерностей развития микротрещин в процессе испытания на долговечность металлов и сплавов при их растяжении в режиме ползучести [16–18]. Согласно [16–18], при умеренных напряжениях и температурах скорость накопления и, как следствие, концентрация микротрещин в тонких приповерхностных слоях на 1–3 порядка выше, чем в объеме. Именно поэтому в приповерхностных слоях формируются очаги разрушения и макротрещины. Однако при малых напряжениях в процессе испытания на долговечность наряду с образованием интенсифицируется процесс залечивания приповерхностных микротрещин. Этот процесс, особенно при повышенных температурах, реализуется для кристаллических материалов механизмом трубчатой диффузии вакансий по ядрам дислокации на естественный сток — поверхность [16]. При залечивании микротрещин, образующихся в объеме образца, стоками для вакансий, согласно [19], будут трещины более крупного размера. Поэтому в процессе испытания на долговечность именно в объеме будут формироваться очаги разрушения и макротрещины.

1. Математическая модель процесса образования субмикрористаллической зоны

Термодинамическое описание процесса накопления микродефектов в процессе деформирования металлов было предложено в [21]. В результате было показано, что процесс может быть описан следующей системой дифференциальных уравнений:

$$\dot{\varepsilon}_{ik}^p = l_{\varepsilon^p} F_{\varepsilon^e} + l_{\varepsilon^p p} (F_{\varepsilon^e} - F_{\bar{p}}), \quad (1)$$

$$\dot{p}_{ik} = l_p (F_{\varepsilon^e} - F_{\bar{p}}) + l_{\varepsilon^p p} F_{\varepsilon^e}, \quad (2)$$

где $F(\varepsilon_{ik}^e, T, p_{ik})$ — удельная свободная энергия, зависящая от ε_{ik}^e — упругой деформации, T — температуры, p_{ik} — тензор плотности микротрещин, ε_{ik}^p — пластическая деформация, F_a — производная функции $F(a, \dots)$ по переменной a , $l_p, l_{\varepsilon^e}, l_{\varepsilon^p}$ — кинетические коэффициенты.

Функция $F_{\bar{p}}$ определяет реакцию материала на рост дефектов и может быть найдена из решения статистической задачи об эволюции ансамбля микротрещин [20].

Учитывая влияние диффузионных процессов на процесс зарождения и развития микроповреждений в твердом теле и для изучения эффектов локализации накопления последних, добавим в выражение полной свободной энергии член, позволяющий описать пространственно неравномерное распределение тензора плотности

микротрещин. В одномерном случае система уравнений (1), (2) ($\sigma_{zz} = \sigma, e_{zz} = e, p_{zz} = p$) принимает вид

$$\dot{\varepsilon}^p = l_{\varepsilon^p} \sigma + l_{\varepsilon^p p} \left(\sigma - \frac{\partial F}{\partial p} - \frac{\partial}{\partial x} D \frac{\partial p}{\partial x} \right), \quad (3)$$

$$\dot{p} = l_p \left(\sigma - \frac{\partial F}{\partial p} - \frac{\partial}{\partial x} D \frac{\partial p}{\partial x} \right) + l_{\varepsilon^p p} \sigma, \quad (4)$$

где D — коэффициент самодиффузии $D = D_0 \exp(-E_{sd}/T)$ (E_{sd} — энергия активации).

Для описания кинетики дефектов в объеме и в приповерхностном слое образца упростим систему уравнений (3), (4). Предположим, что в области гигацикловой усталости (малых амплитуд напряжений) определяющую роль играет процесс накопления микроповреждений ($l_{\varepsilon^p p} \rightarrow 0$). В этом случае уравнение (4) принимает вид

$$\dot{p} = l_p \left(\sigma - \frac{\partial F}{\partial p} - \frac{\partial}{\partial x} D \frac{\partial p}{\partial x} \right). \quad (5)$$

Рассмотрим два представительных объема $V_{\text{sur}}, V_{\text{bulk}}$, расположенных вблизи поверхности (часть границы объема совпадает с границей образца) и в объеме образца. Введем среднюю плотность дефектов в объеме как $p_m = \frac{1}{V_i} \int p dv$ и запишем, принимая во внимание

следующие граничные условия: $D \frac{\partial p}{\partial x} \Big|_{p \in S} = -\frac{h}{V} \int p dv$,

уравнение для средних по объему величин плотности дефектов

$$\dot{p}_m + \frac{hl_p}{V} p_m = l_p \left(\sigma - \frac{\partial F}{\partial p} \right)_m. \quad (6)$$

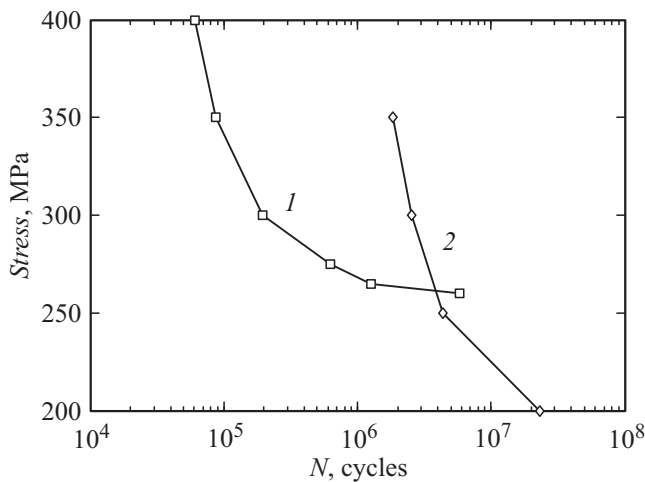
Для решения уравнения (6) необходимо определить зависимость $\sigma \rightarrow \frac{\partial F}{\partial p}$, определяющую равновесные значения плотности дефектов в материале. Используя результаты решения статистической задачи [19], запишем

$$\dot{p}_m + \frac{hl_p}{V} p_m = l_p \left(\frac{n\sigma^2}{n_0 E^2} (p_m + p_0)^2 - a p_m \right), \quad (7)$$

где n — начальная концентрация дефектов, σ — среднее напряжение в рассматриваемом объеме, p_0, l_p, a — константы материала, h — константа, определяющая граничные условия для рассматриваемого объема.

С математической точки зрения состояние границы рассматриваемого объема можно характеризовать различными значениями константы h для объемов, расположенных на разном расстоянии от поверхности. Можно рассмотреть два предельных случая. В первом случае вблизи поверхности $h \rightarrow \infty \Rightarrow p \Big|_{p \in S} = 0$ (граница является стоком бесконечной мощности), во втором $h \rightarrow 0 \Rightarrow D \frac{\partial p}{\partial x} \Big|_{p \in S} = 0$ (граница закрыта для диффузии дефектов).

Вводя безразмерные переменные $\tau = tl_p a, n' = n/n_0, \Psi = \sigma/(E, a), h' = h/(V, a)$ и принимая во внимание, что вблизи приповерхностного слоя наблюдается высокая



Зависимость амплитуды напряжения от числа циклов до разрушения для алюминиевого сплава 2024 (Д16). Кривая 1 соответствует поверхностному зарождению трещины, кривая 2 — зарождению трещины в объеме образца.

начальная концентрация дефектов [16–18] ($n'_{\text{sur}} \gg n'_{\text{bulk}}$), получим следующие уравнения для описания кинетики дефектов в объемах V_{sur} , V_{bulk} :

$$\dot{p}_m = n'_{\text{sur}} \Psi^2 (p_m + p_0)^2 - (1 + h') p_m, \quad (8)$$

$$\dot{p}_m = n'_{\text{bulk}} \Psi^2 (p_m + p_0)^2 - p_m. \quad (9)$$

Уравнения (8), (9) были решены численно в предположении, что зависимость безразмерного напряжения от времени имеет вид $\Psi = \Psi_0 \cos(\omega\tau)$. Решение уравнения содержит две стадии: монотонное накопление дефектов до некоторого времени τ_c и взрывообразный рост плотности дефектов при достижении времени τ_c . Неограниченный рост концентрации дефектов можно рассматривать как образование макроскопической поверхности, предшествующей зарождению усталостной трещины.

Величины констант l_p , a , p_0 , n_0 , h , V в уравнении (9) оценивались на основе данных испытаний сплава 2024-T3(Д16) [2]. Результаты решения представлены на рисунке. Зависимость имеет дуальный характер.

Зарождение трещины в объеме образца возникает в случае малых амплитуд напряжения, когда начальная концентрация дефектов вблизи поверхности образца перестает играть решающую роль в процессе зарождения трещины. Дополнительно ее влияние ослабляется за счет интенсивной аннигиляции дефектов на свободной поверхности. Сочетание этих двух факторов приводит к формированию распределения дефектов с максимумом в центральной части образца и формированию зоны локализации поврежденности с взрывообразной кинетикой роста дефектов (режим с обострением [20]) на характерном масштабе, определяющем очаг разрушения.

Уравнения (8), (9) позволяют предложить аппроксимацию кривой Веллера. Рассматривая только амплитуды напряжения, можно записать

$$t_f = \int_0^{\infty} \frac{(1 + h') p_m}{n'_{\text{sur}} \Psi^b (p_m + p_0)^b} dp. \quad (10)$$

При этом первая и вторая ветви кривой Веллера описываются аналогичными уравнениями с различными константами h' , n' , определяющими начальные концентрации дефектов и граничные условия для объемов, находящихся на границе и в объеме образца.

2. Анализ полученных данных

Экспериментальные исследования [15–18] кинетики субмикротрещин с размерами порядка $0.1 \mu\text{m}$ в поверхностном слое и объеме образца показали существование высокой концентрации данных дефектов на различных стадиях деформирования металлических материалов и позволили нам высказать предположение о важной роли эволюции данных дефектов также в процессе циклического деформирования образца с малыми амплитудами напряжения. Статистическое описание эволюции ансамбля данных дефектов позволило предложить полевые определяющие уравнения для плотности дефектов и получить обычные дифференциальные уравнения для описания процесса долговечности материала с дефектами при гигацикловой усталости.

Было показано, что кинетика накопления дефектов имеет две характерные стадии: монотонное накопление и взрывообразный рост при достижении времени обострения. Время обострения, определяющее момент формирования очага макроскопического разрушения, является функцией начальной концентрации дефектов и граничных условий, что приводит к различным временам зарождения очага в окрестности поверхности и в объеме образца. Наличие различных механизмов разрушения ведет к расщеплению кривой долговечности и существованию нового предела выносливости материала, определяемого законами накопления дефектов в объеме образца. Представленные расчеты качественно и количественно повторяют экспериментальные данные, полученные в работе [2] для алюминиевого сплава 2024 (Д16).

Образование FGA можно рассматривать как завершающую стадию образования диссипативной структуры обострения [20,21] в ансамбле субмикротрещин. При этом включение, по-видимому, играет вспомогательную роль в виде начальной флуктуации в поле дефектов, приводящей к локализации сдвиговой и ротационной деформации. Теоретически зарождение FGA возможно и без начального включения.

Размеры зон FGA могут рассматриваться как спектр характерных пространственных масштабов для данного материала. Определение спектра характерных масштабов требует дополнительного детального экспериментального исследования. По данным работы [5] существует обратно пропорциональная зависимость размера FGA и амплитуд приложенного напряжения для стали SUJ2 (ШХ15), при этом анализ данных для аналогичной стали GCr15, приведенный в [7], не позволяет однозначно сделать такой же вывод. По данным работы [7] можно утверждать, что средний размер FGA равен $36.7 \pm 4.9 \mu\text{m}$.

Следуя предложенной модели, можно ожидать, что в материалах с высокой начальной концентрацией данных дефектов, например нанокристаллических металлов [18], возможно образование нескольких структур обострения в процессе деформирования (наблюдение нескольких FGA на поверхности разрушения).

Учет свободной поверхности как особого физического объекта в уравнениях кинетики дефектов позволил показать, что в зависимости от амплитуды приложенного напряжения очаг разрушения смещается с поверхности в объем образца, что приводит к образованию FGA как зародыша макроскопической трещины. Учитывая вышесказанное, вернемся к анализу особенностей накопления дефектов при гигацикловой усталости.

Из анализа литературных данных известно, что эффект расщепления кривой Веллера наиболее ярко наблюдается при испытаниях в режиме вращение–изгиб. При этом подповерхностное образование трещин происходит вблизи поверхности образца. При испытаниях в режиме растяжение–сжатие дуальность кривой Веллера выражена слабее, а место образования трещины смещается глубже в объем материала.

Смещение очага зарождения трещины глубоко в объем образца при растяжении–сжатии возможно благодаря однородности напряженно-деформированного состояния и возможности инициировать существенно большее количество очагов зарождения макроскопической трещины, чем в режиме изгиб–кручение. В последнем случае слой материала вблизи поверхности испытывает максимальные напряжения и разрушение возникает в нем. При этом вероятность найти или подготовить критический зародыш трещины становится меньше в силу уменьшения объема материала с высоким уровнем напряжения. Это приводит к большей задержке разрушения и, как следствие, меньшему статистическому разбросу данных и к более выраженной дуальности кривой Веллера.

Заключение

На основе термодинамического описания процесса накопления дефектов типа микротрещин предложена математическая модель формирования зоны локализации разрушения при усталостном нагружении. Данная модель

может рассматриваться как механизм образования области с высокой концентрацией дефектов (FGA-область), предшествующей зарождению усталостной трещины при деформировании тела в режиме гигацикловой усталости. В основу модели заложены физические представления о поверхности тела как о стоке бесконечной мощности, стабилизирующем накопление микротрещин в процессе усталостного нагружения при малых амплитудах приложенного напряжения. Предложенная модель позволяет объяснить экспериментально наблюдаемый переход к зарождению усталостных трещин в объеме образца при определенных режимах усталостных испытаний.

Работа была частично выполнена в лаборатории DuMAS I2M (Бордо, Франция). Авторы благодарят профессоров Т. Palin-Luc и N. Saintier за плодотворные дискуссии.

Работа поддержана грантом РФФИ 12-01-33072 и грантом президента Российской Федерации (MD-2684.2012.1).

Список литературы

- [1] Zhu X., Shyam A., Jones J.W., Mayer H., Lasecki J.V., Allison J.E. // *Int. J. Fatigue*. 2006. Vol. 28. P. 1566–1571.
- [2] Bathias C., Paris P. *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*. Taylor & Francis. 2004. 328 p.
- [3] Ботвина Л.П. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2004. Т. 70. № 4. С. 41.
- [4] Shaniavski A.A., Skvortsov G.V. // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 1999. Vol. 22. N 7. С. 609–619.
- [5] Sakai T. // *J. solid mechanics and materials engineering*. 2009. Vol. 3. N 3. P. 425–439.
- [6] Wang Q.Y., Berard J.Y., Rathery S., Bathias C. // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 1999. Vol. 22. P. 673–677.
- [7] Sun C., Xie J., Zhao A., Lei Z., Hong Y. // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2012. Vol. 35. P. 638–647.
- [8] Shiozawa K., Morii Y., Nishino S., Lu L. // *Int. J. Fatigue*. 2006. Vol. 28. P. 1521–1532.
- [9] Tanaka K., Akiniwa Y. // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 2002. Vol. 25. P. 775–784.
- [10] Wang Q.Y., Bathias C., Kawagoishi N., Chen Q. // *Int. J. Fatigue*. 2002. Vol. 24. P. 1269–1274.
- [11] Tanaka K., Mura T. // *J. Appl. Mech.* 1981. Vol. 48. P. 97–103.
- [12] Chapetti M.D., Tagawa T., Miyata T. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2003. Vol. 356. P. 236–244.
- [13] Harlow D.G., Wei R.P., Sakai T., Oguma N. // *Int. J. Fatigue*. 2006. Vol. 28. P. 1479–1485.
- [14] Wang C., Nikitin A., Shanyavskiy A., Bathias C. // *The 4th international conference on crack paths, Gaeta (Italy), 19–21 September, 2012*. P. 43.
- [15] Бетехтин В.И., Владимиров В.И., Кадомцев А.Г., Петров А.И. // *Проблемы прочности*. 1979. Т. 7. С. 38–45; Т. 8. С. 51–57; Т. 9. С. 3–9.
- [16] Черемской П.Г., Слезов В.В., Бетехтин В.И. *Поры в твердом теле*. М.: Энергоатомиздат, 1990. 337 с.

- [17] Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. // ФТТ. 2005. Т. 47. Вып. 5. С. 801–807.
- [18] Бетехтин В.И., Бахтибаев А.Н., Кадомцев А.Г., Амосова О.В., Нарыкова М.В. // МнТОМ. 2013. № 1 (691). С. 51–55.
- [19] Лифшиц И.М., Слезов В.В. // ФТТ. 1999. Т. 1. Вып. 9. С. 479–486.
- [20] Плехов О.А., Наймарк О.Б., Saintier N., Palin-Luc T. // ЖТФ. 2009. Т. 79. Вып. 8. С. 56–61.
- [21] Наймарк О.Б., Давыдова М.М. // Пробл. прочности. 1986. № 1. С. 91–95.