

МЕХАНИЗМ ЗАРОЖДЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

В.Ф. Терентьев

THE MECHANISM OF FATIGUE CRACK NUCLEATION IN HIGH-STRENGTH STEELS UNDER GIGACYCLE FATIGUE

V. F. Terentyev

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия

Рассмотрены особенности зарождения усталостных трещин в высокопрочных сталях с пределом прочности большим, чем 1500 МПа в области гигациклового усталости. Показано, что если при обычных базах испытания усталостные трещины зарождаются, как правило, на поверхности металла, то в области гигациклового усталости - в подповерхностном слое у неметаллических включений. Такой механизм зарождения трещин связан с барьерным эффектом более прочного поверхностного слоя, с концентрацией напряжений у неметаллических включений, а также с возможным наличием водородной ловушки на границе раздела включение – матрица.

В последние годы интенсифицируются исследовательские работы в области изучения циклической прочности металлических материалов при сверхбольших базах испытания, достигающих 10^{10} циклов нагружения и более (гигациклового усталости). Особый интерес вызывает поведение при гигациклового усталости высокопрочных конструкционных сталей с пределом прочности большим, чем 1500 МПа свойствами. У этих сталей при обычных базах испытаний на усталость (10^7 циклов нагружения) часто наблюдается, так называемый, физический предел усталости – выход кривой усталости на горизонтальный участок. Однако, если проводить испытания в области гигациклового усталости (с базой испытания до 10^{10} и более) то образцы вновь начинают разрушаться и появляется вторая ветвь долговечности (рис. 1). При этом, если образцы разрушались до 10^7 циклов, то усталостные трещины, как правило, зарождаются в поверхностном слое металла, а при разрушении после 10^7 циклов – под поверхностным слоем преимущественно у неметаллических включений размером от 10 до 40 мкм.

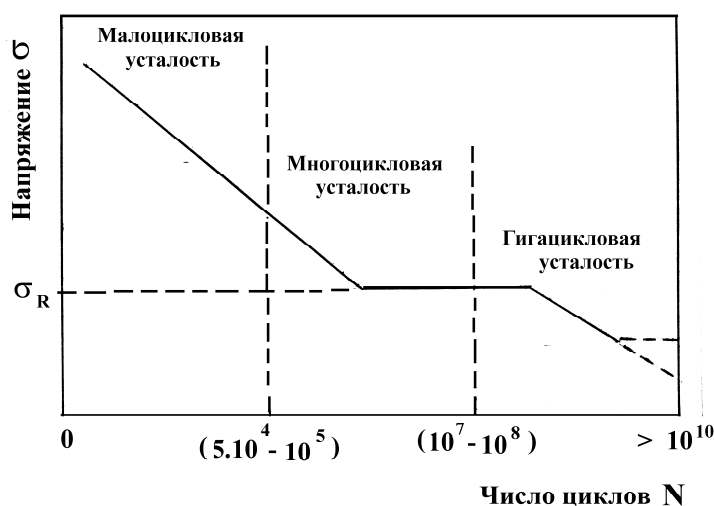


Рис. 1. Схема кривой усталости с горизонтальным участком на стандартной базе испытания: σ_R - предел усталости на стандартной базе испытания.

Большой интерес представляет вопрос о природе горизонтальной площадки (в интервале от $\sim 10^5$ до 10^7 циклов нагружения) на кривых усталости (рис. 1). Ранее появление горизонтального участка на кривых усталости многие авторы связывали у углеродистых сталей с процессами статического и динамического деформационного старения [1]. Автором [1, 2] была предложена гипотеза, связывающая наличие резкого перегиба и горизонтальной площадки на кривых усталости с наличием упрочненного поверхностного слоя, формирующегося в процессе циклического деформирования на больших базах испытания. Этот более прочный барьерный слой может быть также создан при изготовлении образцов или при упрочняющей поверхностной обработке (например, при азотировании). Косвенно эту идею подтверждает тот факт, что зарождение усталостных трещин в конструкционных сталях в области гигацикловой усталости почти всегда происходит под поверхностным слоем из – за наличия *барьерного эффекта* более прочного поверхностного слоя. Существуют, по крайней мере, три причины, из – за которых зарождение усталостных трещин в области гигацикловой усталости происходит под поверхностным слоем металла.

Во-первых, в процессе циклического нагружения высокопрочных сталей на горизонтальной площадке кривой усталости может происходить дополнительное упрочнение поверхностного слоя и возрастание уровня остаточных микронапряжений [3]. В работе [4] высказано мнение, что зарождение трещин у подповерхностных неметаллических включений закаленных сталей при больших долговечностях можно объяснить способностью таких материалов к повышению сопротивления зарождению трещины в поверхностных слоях под воздействием умеренного предварительного нагружения.

Во-вторых, в области подповерхностных неметаллических включений существует трехосное напряженное состояние, связанное с наличием значительных растягивающих напряжений (за счет различного коэффициента термических напряжений включения и матрицы) и большой концентрацией напряжений, а также с возможным наличием водородной ловушки, которая способствует локальному водородному охрупчиванию. Возникновению водородной ловушки способствует наличие зазоров между включением и матрицей [5]. Значения теоретического коэффициента концентрации напряжений K_α у неметаллических включений могут находиться в интервале значений от 0,5 до 6 [6].

В третьих, подповерхностное зарождение усталостных трещин в области гигацикловой усталости связано также с тем, что после $\sim 10^7$ циклов нагружения в основном объеме металла возможна лишь локальная микропластическая деформация, обусловленная наличием неметаллических включений [7]. У поверхностных неметаллических включений рассмотренные выше факторы не играют такой большой роли при испытаниях в области гигацикловой усталости.

В высокопрочных сталях большую часть долговечности до разрушения при напряжениях близких к пределу выносливости чаще всего занимает период зарождения микротрещин. В работе [8] на образцах из закаленных инструментальных сталей было показано, что циклическое нагружение в продолжение 70 – 85 % общего числа циклов до разрушения не вызывало образования поверхностных усталостных трещин. Авторы работы [9] также пришли к выводу, что при многоциклового долговечности высокопрочных сталей доминирует период зарождения трещины.

Выше мы отмечали, что в этих сталях при долговечностях до $\sim 10^7$ циклов зарождение усталостных трещин происходит, как правило, на поверхности материала (например, за счет процессов сдвигообразования или поверхностных концентраторов напряжения) и число этих зародышевых поверхностных трещин может быть достаточно большим, а при больших долговечностях в области гигацикловой усталости - под поверхностным слоем и чаще всего у неметаллических включений. В последнем случае не наблюдается множественного зарождения усталостных трещин. В работе [10] приведены результаты исследований К. Танака и Т. Мура, в которых рассматриваются

три варианта зарождения усталостных трещин у включений: в матрице, от границы включения, когда связь матрицы и включения слабая; граница матрицы и включения прочная, в матрице постепенно накапливается пластическая деформация, происходит отделение матрицы от включения; в матрице, на границе раздела включение – матрица, когда включение не растрескивается и не отделяется от матрицы. К. Танака и Т. Мура приходят к выводу, что для высокопрочных сталей характерен механизм первого типа. Возможные виды зарождения усталостных микротрещин у неметаллических включений представлены на рис. 2 [11].

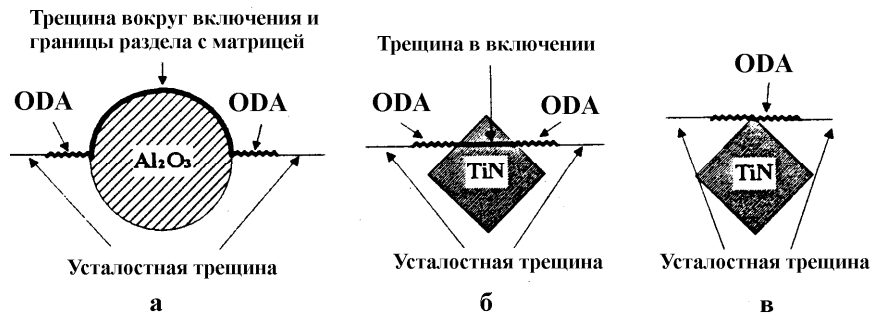


Рис. 2. Различные механизмы зарождения усталостных трещин у неметаллических включений в высокопрочных сталях: а – трещина на границе раздела включение – матрица; б – трещина в включении; в – трещина у вершины включения.

Если механизмы поверхностного зарождения усталостных трещин изучаются уже многие десятилетия, то особенности подповерхностного их зарождения у высокопрочных сталей в области гигацикловой усталости исследуются лишь в последние годы. Авторы [12, 13], считают, что проблема гигацикловой усталости по существу является проблемой малых трещин и доказательством экспериментального порогового феномена является горизонтальная ступенька на кривой усталости, которая непосредственно подразумевает, что проблема состоит в *распространении одной трещины*. Однако это не предполагает, что трещина развивается от цикла к циклу при усталостном разрушении в области чисел циклов до разрушения $> 10^8$ циклов. Исходя из этих предпосылок авторы [12, 13] предполагают, что средняя скорость распространения трещины в области гигацикловой усталости меньше, чем *параметр кристаллической решетки за цикл нагружения*.

Выяснилось также, что подавляющее число подповерхностных трещин зарождаются у неметаллических включений и что на процесс развития этих микротрещин существенное влияние может оказывать водород, который скапливается в области этих включений (наличие водородной ловушки). Подповерхностный очаг зарождения усталостного разрушения состоит из неметаллического включения, небольшой оптически темной или светлой поверхности вокруг включения и зоны подповерхностного распространения трещины. Такой очаг начального распространения усталостной трещины при больших базах испытания носит название "рыбьего глаза" (fish – eye zone) (рис.3) [13].



Рис. 3. Схема зарождения подповерхностной усталостной трещины у неметаллического включения (типа рыбьего глаза).

Область поверхности разрушения "рыбьего глаза" может не выходить непосредственно на поверхность, а находится ниже поверхности металла. Зона зарождения трещины вокруг включения на рис. 3 может быть темной или светлой. Мураками с сотр. темную поверхность вокруг включения назвали "оптически темной поверхностью" (optical dark area - ODA) [14, 15] и объяснили ее появление наличием водородной ловушки. Данные, полученные с использованием сканирующей электронной и атомной силовой микроскопии, показывают, что ODA у неметаллического включения имеет грубый рельеф полностью отличный от обычно наблюдаемой поверхности разрушения, связанной с пластинчатой мартенситной структурой [14, 15]. Наличие или отсутствие ODA у неметаллического включения зависит и от структурного состояния высокопрочной стали [16].

Такаи и др. [13, 17, 18] с использованием вторичной ионной масспектроскопии получили прямое доказательство наличия водородной ловушки на границе включения. Наличие шероховатой оптически темной поверхности (ODA) разрушения эти авторы связывают с медленным развитием микротрещины в условиях воздействия водорода (рис. 4). Предполагается, что наличие водорода в твердом растворе уменьшает барьер для движения дислокаций и вследствие этого возрастает степень деформации в локальной соседней области поверхности разрушения. За пределами ODA трещина развивается как чисто усталостная без влияния водорода. Расчеты показывают [13, 17, 18], что в случае, если усталостная трещина распространяется за каждый цикл от края ODA к границе "рыбьего глаза", то на это потребуется $1 \cdot 10^6$ циклов нагружения для образцов, разрушившихся при $5 \cdot 10^8$ циклов. Подобные выводы были сделаны и для ферритных сплавов, разрушившихся на базе испытаний 10^{10} циклов. На основании этих данных авторы [13] считают, что более чем 90% долговечности до разрушения связано с созданием ODA. Следует отметить, что у высокопрочных металлических материалов при стандартных базах испытания для выхода на горизонтальный участок кривой усталости требуется минимум $4 \cdot 10^4 - 10^5$ циклов. Это *минимальное критическое число циклов на уровне предела выносливости, необходимое для разрушения* – $N_{R,min}$ [1]. Если предположить, что в этом случае усталостная трещина распространяется за каждый цикл нагружения на один параметр кристаллической решетки, то критический размер исходной усталостной трещины составит 18 – 40 мкм, что соизмеримо с критическим размером неметаллического включения.

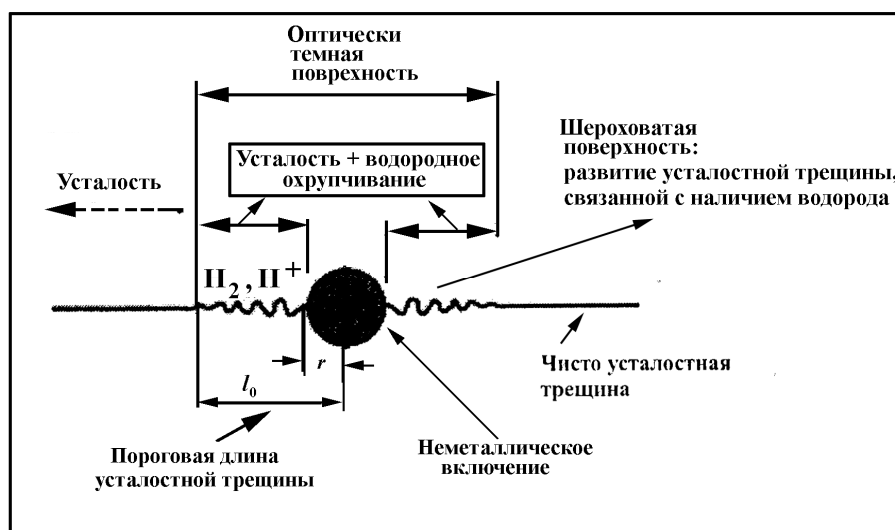


Рис. 4. Схема механизма зарождения начальной усталостной трещины при гигацикловой усталости от внутреннего неметаллического включения в присутствии водорода.

Схема механизма зарождения усталостной трещины в области гигацикловой усталости при наличии водородной ловушки представлена на рис. 4 [13, 14]. На этом

рисунке l_0 является пороговой длиной усталостной трещины, начиная с которой происходит чисто усталостное распространение трещины без воздействия водорода. Интересно, что образцы с подповерхностным механизмом зарождения трещины, имеющие долговечность до разрушения в пределах 10^5 циклов не имеют такой темной поверхности в зоне "рыбьего глаза". Однако бывают случаи, когда при одних и тех же напряжениях у части образцов наблюдается поверхностное зарождение трещины, а у других – подповерхностное, как это было обнаружено в работе [12]. Авторы изучали особенности зарождения усталостных трещин в высокопрочной подшипниковой стали JIS SUJ2 (1,01 C; 0,23 Si; 0,36 Mn; 1,45 Cr; 0,06 Cu; 0,04 Ni; 0,02 Mo; 0,012 P; 0,007 S, вес.%) с пределом прочности 2316 МПа в условиях изгиба с вращением с частотой 52,5 Гц исследовали в работе [12]. Экспериментальные данные по циклической прочности представлены на рис. 5.



Рис. 5. Циклическая прочность высокоуглеродистой хромистой подшипниковой стали JIS SUJ2.: 1 – поверхностное зарождение трещины; 2 – подповерхностное зарождение трещины.

Из этого рисунка видно, что при амплитуде напряжения выше 1200 МПа имеются две ветви кривых ограниченной долговечности и при этом на одной из ветвей, на которой образцы разрушаются при меньшем числе циклов, зарождение усталостных трещин происходит с поверхности образцов за счет локального сдвигообразования, а на другой (у образцов с большей долговечностью) – под поверхность металла у неметаллических включений, окруженных зернистой светлой фасеткой (granular – bright – facet) (GBF). Таким образом, мы видим, что в данном случае вокруг включения наблюдается не оптически темная, а светлая зона зернистой фасетки. Возможно, в этом случае не было воздействия водорода. Авторы [12] отмечают, что размер оптически темной и светлой зон вокруг неметаллических включения практически совпадает. В области GBF происходит медленное распространение усталостной трещины с характерной грубой зернистой морфологией поверхности разрушения. На медленную скорость роста трещины в этой зоне возможно влияет структура отпущенного мартенсита GBF. Однако, после зоны GBF скорость трещины значительно выше и не зависит от структуры материала [12]. При амплитудах напряжения меньших 1200 МПа на базе испытания 10^7 – 10^9 усталостные трещины всегда зарождаются под поверхностью. Причем, от длины подповерхностной трещины $2b$ (рис. 3) в пределах величин 40 – 380 мкм число циклов до разрушения практически не зависит. Это также говорит о том, что критический размер микротрещины у этой высокопрочной стали меньше, чем 40 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 04 - 03 – 32431.

Литература

1. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. М.: Наука, 2003.-254 с.
2. Терентьев В.Ф. К вопросу о пределе выносливости металлических материалов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2004. № 6, с. 22 – 28.
3. Гликман Л.А., Тэшт В.П. К вопросу о физической природе процесса усталости металла / Некоторые вопросы усталостной прочности стали. – М. – Л.: Машгиз, 1953. С. 5 – 28.
4. Романив О.Н., Деев Н.А., Сорокинский И.С. Морфология "рыбьего глаза" и многоцикловое усталостное разрушение закаленных сталей // *Физико – химическая механика материалов*. – 1973. – Том. 9. № 6, с. 21 – 26.
5. Воробьев Н.И., Мирзаев Д.А., Токовой О.К. и др. Сульфиды в поковках конструкционной стали 40{UV // *Металлы*, 2006, № 2, с. 28 – 35.
6. Куслицкий А.Б. Неметаллические включения и усталость стали. Киев: Техніка, 1976, 125 с.
7. Терентьев В.Ф. Процессы микро – и макропластической деформации металлических материалов ниже предела выносливости // *Металлы*, 2003, № 5, с. 73 – 80.
8. Колосов И.Е., Лебедев Т.А. Циклическая прочность закаленных инструментальных сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1962, № 1, с.40 – 49.
9. Романив О.Н., Гладких Я.Н., Деев Н.А. Некоторые особенности влияния остаточного аустенита на усталость и трещиностойкость низкоотпущенных сталей // *Физико – химическая механика материалов*. – 1975. – Том. 11. № 4, с. 63 – 70.
10. Снитко Ю.П., Григорович К.В., Шур Е.А. Влияние неметаллических включений на усталостные свойства рельсов / *Материалы юбилейной рельсовой комиссии 2002 (Сборник докладов)*, Новокузнецк, 2002, с. 257 – 264.
11. Furuja Y., Matsuoka S. Improvement of Gigacycle Fatigue Properties by Modified Ausforming in 1600 and 2000 MPA – Class Low – Alloy Steels // *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 33A, November, 2002. – P. 3421 – 3431.
12. Shiozawa K., Lu L., Ishihara S. S – N curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra – long life fatigue of a high carbon – chromium bearing steel // *Fatigue and Fract. Eng. Mater. And Struct.* – 2001. – Vol. 24, № 12. – P. 781 – 790.
13. Chapetti M.D., Tagawa T., Miyata T. Ultra – long cycle fatigue of high – strength carbon steels part I: revive and analysis of the mechanism of failure // *Materials Science and Engineering A*, vol. 356, № 1 – 2, 2003, p. 227 – 235.
14. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 1999. - Vol. 22, p. 581 – 590.
15. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T., et. al Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 2000.- Vol. 22, p. 903 – 910.
16. Furuya Y., Matsuoka S. The Effect of Modified – ausforming on Giga – Cycle Fatigue Properties in Si – Mn Steels // *Tetsu to hagane = J. Iron and Steel Inst. Jap.* – 2003. – Vol. 89, № 10. – P. 1082 – 1089.
17. Takai K., Seki J., Yamauchi G., Homma Y. J. *Jpn. Inst. Met.*, 1994, vol.58, № 12, p. 1380 – 1385.
18. Takai K., Homma Y., Izutsu K., et. al. *J. Jpn. Inst. Met.*, 1996, vol.60, № 12, p. 1155 – 1162.