

ВЫЯВЛЕНИЕ ЗОН УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ ПРИ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ СТАЛИ 42CrMo4 С ПРИМЕНЕНИЕМ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ФРАКТОГРАФИИ

© 2019

М.Н. Селезнев, кандидат физико-математических наук, научный сотрудник
Технический университет «Фрайбергская горная академия», Фрайберг (Германия)
Е.Д. Мерсон, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник
Научно-исследовательского института прогрессивных технологий
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

Ключевые слова: гигацикловая усталость; ультразвуковые усталостные испытания; конфокальная лазерная сканирующая микроскопия; фрактография; сталь 42CrMo4; усталостное разрушение; усталостная трещина; шероховатость.

Аннотация: Гигацикловая усталость (ГЦУ) – явление усталостного разрушения при напряжениях ниже классического предела усталости, возникающее при количестве циклов $\geq 10^7$ вследствие роста внутренней усталостной трещины. Поверхность разрушения сталей и сплавов при ГЦУ разделяется на зоны, такие как мелкозернистая область (МЗО) и так называемый «рыбий глаз» (РГ). Различие в морфологии поверхности трещины можно численно оценить по параметру шероховатости. Y. Murakami и соавторы показали, что величина линейной шероховатости Ra пропорциональна коэффициенту интенсивности напряжений, тогда как K. Shiozawa и соавторы измерили Ra в МЗО и РГ. S. Stanzl-Tschegg, B. Schönbauer обнаружили промежуточную гладкую область (ГО) между МЗО и РГ. Однако количественный фрактографический анализ этой зоны не проводился, что и стало целью настоящей работы.

Закаленные на мартенсит и азотированные образцы стали 42CrMo4 были испытаны циклически при симметричном нагружении ($R=-1$) на резонансной частоте 19,5 кГц на машине для ультразвуковых усталостных испытаний (УЗУИ). Поверхности разрушения были проанализированы с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ).

ГО была экспериментально выявлена как зона усталостного разрушения между МЗО и РГ, характеризующаяся визуальной гладкостью, а также минимальными численными значениями параметров поверхностной шероховатости: $Sq=4,15$ мкм (шероховатость), $S'q=0,60$ мкм (микрошероховатость) и $R_s=1,02$ (характеристическая площадь поверхности). Установлено, что гладкая область является результатом распространения внутренней усталостной трещины на стадии, предшествующей стадии стабильного роста трещины.

ВВЕДЕНИЕ

Гигацикловая усталость (*very high cycle fatigue*, ГЦУ) – явление усталостного разрушения материалов при напряжениях ниже классического предела усталости, определяемого на базе 10^7-10^8 циклов [1]. ГЦУ возникает вследствие зарождения и роста внутренней усталостной трещины и приводит к разрушению при количестве циклов более 10^7 [2]. Основным очагом зарождения трещин при ГЦУ в сталях и сплавах являются неметаллические включения (НМВ) [3; 4]. Эксплуатация узлов и агрегатов под циклической нагрузкой более 10^7 циклов (лопасти турбин, детали двигателя, ходовая железнодорожных составов, крылья самолетов и т. д.) повышает требования к усталостному сроку службы конструкций и материалов, основным из которых является сталь. Таким образом, изучение процессов деформации и разрушения стали при ГЦУ становится актуальной задачей.

Одним из наиболее эффективных методов достижения ГЦУ считается ультразвуковое усталостное испытание (УЗУИ) материалов [5]. УЗУИ образцов при резонансной частоте в 20 кГц позволяет набрать 10^9 циклов нагружения всего за несколько дней [6]. Для изучения развития внутренней трещины, типичной для ГЦУ, зарождение трещины с поверхности должно быть заблокировано. Это достигается путем введения остаточных сжимающих напряжений в приповерхностном слое такими методами, как дробеструйная обработка или азотирование [7]. Напряжения, полученные азотированием, не подвержены релаксации при циклической нагрузке, в отличие от напряжений, вызванных дробест-

руйной обработкой [8]. Известны эффективные режимы азотирования для стали 42CrMo4 [9] как одного из самых распространенных стандартных материалов для исследования ГЦУ.

Движущей силой роста усталостной трещины является размах коэффициента интенсивности напряжений ΔK [10]. Этот параметр включает в себя как условия нагружения (амплитуда цикла, коэффициент нагрузки, остаточные напряжения и т. д.), так и параметры концентратора напряжений (размер и форма включения, надреза или трещины) [11]. Классическая модель разрушения при усталости основана на законе стабильного роста трещин Пэриса – Эрдогана [12]. Однако в режиме ГЦУ большая часть времени жизни материала (>99 %) приходится на стадию зарождения трещины, т. е. до времени вступления в силу закона Пэриса [13]. На этой стадии средняя скорость прироста трещины за цикл da/dN может быть численно меньше параметра решетки ($<10^{-10}$ м). Большинство работ по ГЦУ посвящены именно этой стадии и связанной с ней так называемой мелкозернистой области (*fine granular area*, МЗО), образующейся при зарождении трещины вокруг очага [14]. После МЗО внутренняя трещина начинает распространяться в соответствии с законом Пэриса, образуя в изломе участок округлой формы с плоским рельефом, так называемый «рыбий глаз» (*fish eye*, РГ). S. Stanzl-Tschegg, B. Schönbauer выявили зону между МЗО и РГ, которой дали название «гладкая зона» (*smooth area*, ГЗ) [6; 15]. Эта переходная зона представляет большой интерес в рамках изучения свойств роста

усталостных трещин, однако документированных исследований ГЗ другими авторами в литературе не обнаружено.

Зоны усталостной трещины в изломе, как правило, выявляются путем визуального субъективного анализа фрактографических изображений, полученных при помощи оптического или сканирующего электронного микроскопов (ОМ, СЭМ). Основным недостатком такого подхода является высокая степень его субъективности, поскольку результат сильно зависит от опыта и навыков исследователя. Для более объективной идентификации усталостных зон и фрактографического анализа в целом целесообразно применять методы количественного описания поверхности разрушения. К настоящему моменту опубликовано всего несколько работ, в которых была предпринята попытка количественного описания зон усталостной трещины в изломе образцов, разрушенных при испытаниях на ГЦУ. Используя атомно-силовую микроскопию (АСМ), Y. Murakami с соавторами показали, что линейная шероховатость Ra увеличивается пропорционально ΔK , а значит, и амплитуде напряжения σ_a и размеру трещины [16; 17]. АСМ-профиль поверхности трещины продемонстрировал характерную «ступеньку» (перепад высот) в конце РГ, в конце МЗО никакого явного перехода выявлено не было. С помощью технологии трехмерного сканирования на СЭМ К. Shiozawa и соавторы рассчитали Ra для МЗО, начала и окончания РГ (0,13–0,20 мкм, 0,03–0,09 мкм и 0,22–0,41 мкм соответственно) [18; 19]. Однако зона РГ в данной работе больше подходит под описание ГЗ, данное S. Stanzl-Tschegg, B. Schönbauer [6; 15]. Таким образом, в настоящее время нет однозначного решения рассматриваемого вопроса.

Чтобы оценить и систематизировать типы зон трещин, избегая неоднозначностей, необходимо проанализировать все зоны, присутствующие в изломе образца. Для решения этой задачи применялся метод конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ) – один из наиболее перспективных методов получения данных, которые необходимы для количественного описания излома. В отличие от микроструктуры материала, основные параметры которой можно определить путем исследования ее среза на плоском металлографическом шлифе, излом по своей природе является трехмерным объектом, и для его полного количественного описания необходимо знать точные значения всех трех пространственных координат каждой точки его поверхности. Стандартные методы микроскопического анализа, например ОМ или СЭМ, не могут обеспечить получение такой информации. Точные 3D-модели поверхности можно получить при помощи АСМ, сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ), а также сканирующей интерферометрии белого света (СИБС). Однако их применение для исследования изломов ограничено, в частности из-за большого перепада высот и сильной неоднородности коэффициента отражения. В то же время

КЛСМ позволяет точно реконструировать трехмерное строение исследуемой поверхности, в том числе те случаи, когда она обладает сильно развитым рельефом (с перепадом высот до нескольких мм). При этом аксиальная и латеральная разрешающие способности достигают 10 и 110 нм соответственно, поэтому в ограниченном диапазоне увеличений (до 2000х) изображения, полученные с помощью КЛСМ, по качеству не уступают снимкам СЭМ. Благодаря таким характеристикам в последнее время метод КЛСМ начал активно применяться для решения задач количественной фрактографии, в том числе для оценки вязкости излома [20–22], определения его типа и анализа углов разориентировки фасеток [23]. В частности, было установлено [21], что среди топографических параметров, в том числе стандартных параметров шероховатости, наиболее точно вязкость излома отражает величина характеристической площади поверхности R_s , численно равная отношению площади рельефа поверхности к площади его проекции на плоскость (площади кадра). Поэтому наряду со стандартными параметрами шероховатости для выявления зон усталостной трещины в настоящей работе также применяли параметр R_s .

Цель работы – подтверждение существования переходной «гладкой зоны» в изломе стали 42CrMo4, разрушенной в результате гигацикловой усталости, путем количественного описания поверхности разрушения.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Партия промышленной стали 42CrMo4 была переплавлена в контролируемых условиях под атмосферой аргона [24]. После переплавки определили химический состав стали методом фотоэлектрического спектрального анализа (таблица 1).

Отливки стали 42CrMo4 были подвергнуты горячему изостатическому прессованию (ГИП) для удаления закрытой пористости. После ГИП цилиндрические образцы для УЗУИ были вырезаны механически при помощи токарного станка. Геометрические параметры образцов рассчитаны на резонансную частоту $F_{res}=19500$ Гц (рис. 1) методом конечных элементов.

После изготовления, шлифования и полировки образцы были подвергнуты аустенизации, закалке на мартенсит и последующему двухстадийному плазменному азотированию (1 ч при 420 °С и 2 ч при 570 °С), совмещенному с отпуском. Испытание на твердость по Виккерсу проводилось линейно по диаметру поперечного сечения на рабочей (4 мм) и боковой (14 мм) частях образца (рис. 1) на отполированной поверхности. Глубина азотирования была определена с помощью измерений микротвердости по Виккерсу и составила 270 мкм. Твердость сердцевины составила 317 HV10.

Усталостные испытания проводились на УЗУИ-машине (ВОКУ, Вена, Австрия), работающей при частотах около 20 кГц. Испытания проводились в условиях симметричной нагрузки растяжения сжатия ($R=-1$)

Таблица 1. Химический состав (масс. %) исследуемой стали 42CrMo4

C	Cr	Mn	Si	Mo	S	P	Al	O
0,33	0,96	0,72	0,21	0,17	0,002	0,020	0,003	0,004

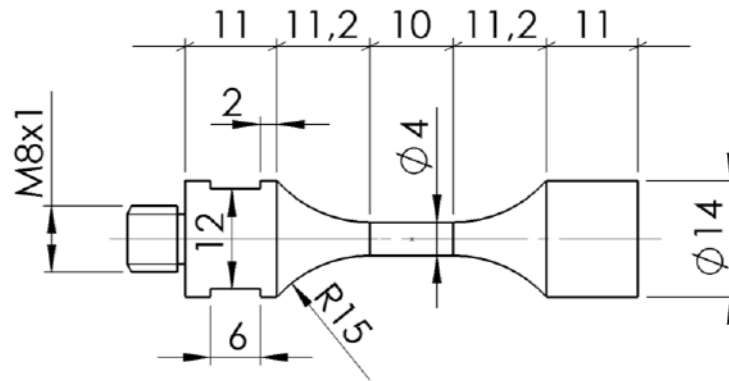


Рис. 1. Геометрия образца стали 42CrMo4 с резонансной частотой в 19,5 кГц для ультразвукового усталостного испытания. Размеры указаны в мм

при комнатной температуре в импульсном режиме при постоянном охлаждении сжатым воздухом [9]. Температура образца поддерживалась на уровне $20 \pm 2^\circ$ путем *in situ* измерения при помощи инфракрасной (ИК) камеры [25]. Усталостное разрушение образца определяли как количество циклов N_f , при котором амплитуда деформации падала ниже 85 % от заданного уровня в течение более 100 мс. Усталостные трещины «открывались» вручную, инициировалось хрупкое окончательное разрушение после охлаждения в жидком азоте. По достижении образцом 10^9 циклов без разрушения испытания останавливались.

Фрактографический анализ каждого образца проводили с использованием полевого эмиссионного СЭМ Tescan (FEI, Чешская Республика) и КЛСМ Lext OLS4000 (Olympus, Япония). Сканирование различных участков излома проводилось с помощью объективов 20x и 50x, отличающихся увеличением и размером области сканирования. Для каждого объектива использовалась разная высота шага сканирования по оси Z (таблица 2). Перед проведением измерений все полученные изображения были обработаны фильтром «шумоподавления», встроенным в программное обеспечение Lext OLS4000. Это же программное обеспечение использовалось для расчета параметра шероховатости поверхности разрушения Sq – среднеквадратичной высоты поверхности (согласно ISO 25178) и величины характеристической площади поверхности R_s .

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Фрактографический анализ образцов стали 42CrMo4 после усталостного разрушения выявляет морфологию, типичную для внутренней трещины при ГЦУ как на макро- (рис. 2 а), так и на микроуровне (рис. 2 б). Трещина, зародившись на НМВ (рис. 2 б, зона 0), формирует МЗО (рис. 2 б, зона 1) посредством фрагментирова-

ния структуры и слияния микротрещин [26]. По достижении некоего критического значения ΔK трещина начинает распространяться более плоско, формируя ГЗ (рис. 2 б, зоны 2, 3). Далее с ростом диаметра круглой трещины появляются радиальные гребни, что свидетельствует о начале формирования зоны РГ (рис. 2 б, зона 4). По достижении трещиной азотированного слоя ее дальнейший симметричный радиальный рост блокируется. В результате трещина останавливается на глубине около ~ 120 мкм, сформировав РГ (рис. 2 а, зона 5). После этого усталостная трещина продолжает расти за пределами РГ в стороны, свободные от внутренних напряжений, формируя так называемые «крылья» (рис. 2 а, зона 6), которые также были описаны в [9]. Наконец, по окончании усталостных испытаний образец с внутренней трещиной доламывался после охлаждения в жидком азоте с образованием зоны долома, аналогичной хрупкому долому деталей по достижении критической величины напряжения (рис. 2 а, зона 7).

Величины шероховатости и характеристической площади поверхности были рассчитаны для каждой из зон усталостной трещины с номера 1 по номер 7 (рис. 3). Шероховатость МЗО и ГЗ измерялась по результатам сканирования при помощи объектива 50x (зоны 1 и 2 соответственно). Все остальные зоны в силу своего большего размера измерялись на меньшем увеличении при помощи объектива 20x. Для того чтобы гарантировать сравнимость значений, полученных двумя разными объективами, ГЗ была измерена при помощи обоих объективов. Таким образом, зона № 2 соответствует шероховатости ГЗ, измеренной объективом 50x, а зона № 3 – шероховатости ГЗ, измеренной объективом 20x.

Параметр Sq рассчитывался согласно ISO 25178 как среднеквадратичная высота (мкм) поверхности. На рис. 3 а видна разница средних величин Sq между зонами, а также их последовательное увеличение с ростом номера зоны.

Таблица 2. Основные параметры сканирования конфокального лазерного сканирующего микроскопа

Объектив	Увеличение	Размер области сканирования, мкм	Шаг сканирования по оси Z, мкм
20x	400	646×646	0,2
50x	1000	256×256	0,1

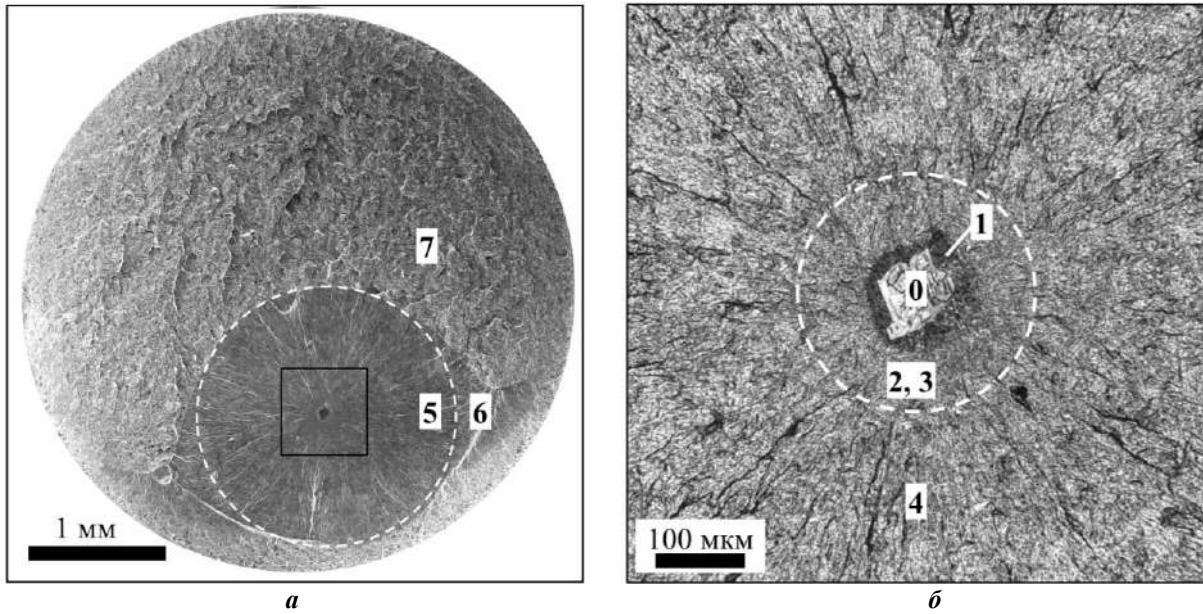


Рис. 2. Классификация зон усталостной трещины на примере типичного излома образца стали 42CrMo4 после ультразвукового усталостного испытания.

Изображения получены методами электронной (а) и лазерной конфокальной (б) микроскопии.

0 – неметаллическое включение, являющееся инициатором трещины; 1 – мелкозернистая область (МЗО); 2, 3 – гладкая область (ГО) измеряемая при помощи объектива 50х и 20х соответственно (границы зоны обозначены пунктирной окружностью, б); 4 – внутренняя зона рыбьего глаза (РГ); 5 – внешняя зона РГ (границы зоны обозначены пунктирной окружностью, а); 6 – усталостная трещина за пределами РГ; 7 – зона долома

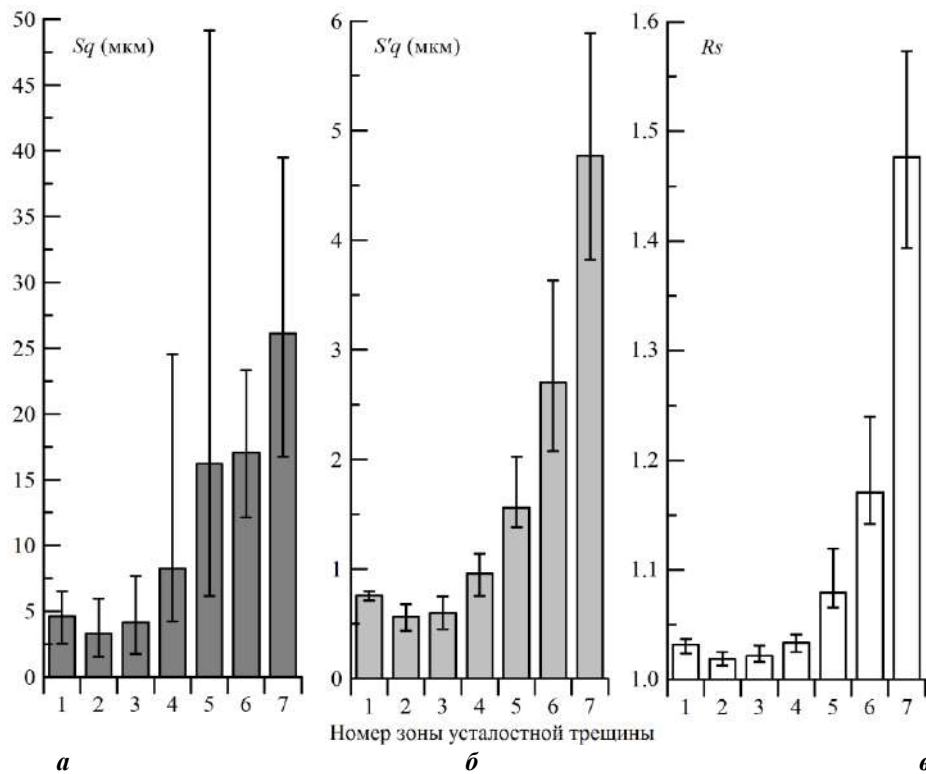


Рис. 3. Сравнение усредненных значений поверхностной шероховатости Sq (а, темно-серые столбцы), поверхностной микрошероховатости $S'q$ (б, светло-серые столбцы) и характеристической площади поверхности Rs (в, белые столбцы) для каждой из зон усталостных трещин исследуемых образцов. Зоны усталостной трещины пронумерованы в соответствии с классификацией на рис. 2. Диапазоны значений отмечены отрезками

Однако диапазоны величин перекрывают друг друга, что не позволяет сделать какие-либо однозначные выводы. Наблюдаемое рассеяние значений Sq может быть вызвано перепадом между секторами трещины и радиальными бороздами, которые их разделяют.

Для исключения влияния вышеописанных макронеровностей на величину поверхностной шероховатости Sq был наложен фильтр, отсекающий нижние частоты колебаний профиля рельефа вплоть до длины волн $\lambda_c=80$ мкм. В результате фильтрации полученные усредненные величины микрошероховатости $S'q$ лучше разрешаются между соседними зонами без перекрытия диапазонов значений (рис. 3 б). Важно отметить, что величины $S'q$ почти идентичны как для 20х, так и для 50х объективов, что подтверждает сопоставимость значений шероховатости, полученных этими объективами.

На гистограмме, показывающей величину характеристической площади поверхности R_s для разных зон усталостной трещины (рис. 3 в), фактически наблюдается та же зависимость, что и для параметров шероховатости. При этом, судя по степени перекрытия диапазонов значений, зоны 4–7, обладающие наиболее развитым рельефом, лучше выявляются по величине R_s , тогда как зоны с относительно плоским рельефом, включая ГЗ и МЗО, лучше идентифицируются по величине микрошероховатости $S'q$.

Следует также отметить, что параметр R_s , измеренный в данной работе для поверхностей разрушения при ГЦУ, не превышает 1,6, тогда как, согласно [21], даже для наиболее хрупких изломов транскристаллитного скола и квазискола в сталях R_s всегда более 2. Это говорит о том, что поверхность разрушения в результате ГЦУ обладает очень высокой гладкостью.

Как было показано У. Мураками и соавторами, линейная шероховатость внутренней усталостной трещины пропорциональна квадрату интенсивности напряжений, т. е. $Ra=C\Delta K^2$, где C – материальная постоянная [17]. Однако согласно полученным в данной работе результатам минимум шероховатости расположен не в очаге трещины, а в отдалении от нее между МЗО и РГ. Это наблюдение подтверждается всеми тремя измеренными величинами шероховатости. Стоит отметить, что резкое изменение шероховатости при переходе между зонами усталостной трещины наблюдается не только по усредненным значениям, но и в пределах одного излома. Так, отношение $S'q$ между МЗО и ГЗ в пределах одного излома составляет $1,5\pm 0,2$.

Таким образом, ГЗ, оцененная по визуальному изменению морфологии на изображениях СЭМ и КЛСМ, действительно может быть определена как промежуточная зона между МЗО и РГ не только качественно, но и количественно по параметрам поверхностной шероховатости. Этот результат согласуется с анализом СЭМ изображений S. Stanzl-Tschegg, B. Schönbauer [6; 15]. Расчеты К. Shiozawa и соавторов демонстрируют сходную тенденцию с минимумом линейной шероховатости Ra в ГЗ между МЗО и «внешним рыбьим глазом» [17; 19].

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Наличие на поверхности разрушения в результате гигацикловой усталости промежуточной гладкой зоны было подтверждено как качественно по визуальной гладкости, так и количественно по локальным и гло-

бальным минимумам значений параметров поверхностной шероховатости:

- 1) $Sq=4,15$ мкм (поверхностная шероховатость);
- 2) $S'q=0,60$ мкм (поверхностная микрошероховатость);
- 3) $R_s=1,02$ (характеристическая площадь поверхности).

Гладкая область является результатом распространения внутренней усталостной трещины на стадии, предшествующей стадии стабильного роста трещины. Выявление природы формирования данной зоны представляет фундаментальный интерес для материаловедения и является предметом дальнейших исследований.

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Hong Y., Sun C. The nature and the mechanism of crack initiation and early growth for very-high-cycle fatigue of metallic materials – An overview // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 2017. Vol. 92. P. 331–350.
2. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels // Fatigue and Fracture Engineering Materials Structures. 1999. Vol. 22. № 7. P. 581–590.
3. Zhang L., Thomas B.G. Inclusions in continuous casting of steel // XXIV National Steelmaking Symposium. Morioka, 2003. P. 138–183.
4. Zerbst U., Madia M., Klinger C., Bettge D., Murakami Y. Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. II: Non-metallic inclusions // Engineering Failure Analysis. 2019. Vol. 98. P. 228–239.
5. Stanzl-Tschegg S.E. Fracture mechanisms and fracture mechanics at ultrasonic frequencies // Fatigue and Fracture Engineering Materials Structures. 1999. Vol. 22. № 7. P. 567–579.
6. Stanzl-Tschegg S. Very high cycle fatigue measuring techniques // International Journal of Fatigue. 2014. Vol. 60. P. 2–17.
7. Spies H.J., Dalke A. Case Structure and Properties of Nitrided Steels // Comprehensive Materials Processing. 2014. Vol. 12. P. 439–488.
8. Zhuang W.Z., Halford G.R. Investigation of residual stress relaxation under cyclic load // International Journal of Fatigue. 2001. Vol. 23. P. 31–37.
9. Weidner A., Lippmann T., Biermann H. Crack initiation in the very high cycle fatigue regime of nitrided 42CrMo4 steel // Journal of Materials Research. 2017. Vol. 32. № 23. P. 4305–4316.
10. Murakami Y. Metal Fatigue Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions. Amsterdam: Elsevier Ltd., 2002. 369 p.
11. Zerbst U., Madia M., Klinger C., Bettge D., Murakami Y. Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. I: Basic aspects // Engineering Failure Analysis. 2019. Vol. 97. P. 777–792.
12. Paris P., Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws // Journal of Fluids Engineering, Transactions of the ASME. 1963. Vol. 85. № 4. P. 528–533.
13. Zimmermann M. Very High Cycle Fatigue // Handbook of Mechanics of Materials. Singapore: Springer, 2018. P. 1–38.

14. Sakai T., Oguma N., Morikawa A. Microscopic and nanoscopic observations of metallurgical structures around inclusions at interior crack initiation site for a bearing steel in very high-cycle fatigue // *Fatigue and Fracture Engineering Materials Structures*. 2015. Vol. 38. № 11. P. 1305–1314.
15. Stanzl-Tschegg S., Schönbauer B. Near-threshold fatigue crack propagation and internal cracks in steel // *Procedia Engineering*. 2010. Vol. 2. № 1. P. 1547–1555.
16. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T., Murakami Y. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles). Part I: Influence of hydrogen trapped by inclusions // *Fatigue and Fracture Engineering Materials Structures*. 2000. Vol. 23. № 11. P. 893–902.
17. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T., Murakami Y. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles). Part II: A fractographic investigation // *Fatigue and Fracture Engineering Materials Structures*. 2000. Vol. 23. № 11. P. 903–910.
18. Shiozawa K., Morii Y., Nishino S. Subsurface crack initiation and propagation mechanism under the superlong fatigue regime for high speed tool steel (JIS SKH51) by Fracture Surface Topographic Analysis // *JSME International Journal, Series A: Solid Mechanics and Material Engineering*. 2006. Vol. 49. № 1. P. 1–9.
19. Shiozawa K., Morii Y., Nishino S., Lu L. Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime // *International Journal of Fatigue*. 2006. Vol. 28. № 11. P. 1521–1532.
20. Merson E.D., Danilov V.A., Linderov M.L., Myagkikh P.N., Merson D.L., Vinogradov A. Assessing Fracture Surface Ductility by Confocal Laser Scanning Microscopy // *Procedia Structural Integrity*. 2018. Vol. 13. P. 2152–2157.
21. Merson E., Danilov V., Merson D., Vinogradov A. Confocal laser scanning microscopy: The technique for quantitative fractographic analysis // *Engineering Fracture Mechanics*. 2017. Vol. 183. P. 147–158.
22. Мерсон Е.Д., Данилов В.А., Мерсон Д.Л. Количественный анализ изломов при помощи конфокальной лазерной сканирующей микроскопии // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2015. № 4. P. 68–75.
23. Merson E., Kudrya A.V., Trachenko V.A., Merson D., Danilov V., Vinogradov A. Quantitative characterization of cleavage and hydrogen-assisted quasi-cleavage fracture surfaces with the use of confocal laser scanning microscopy // *Materials Science and Engineering A*. 2016. Vol. 665. P. 35–46.
24. Dudczig S., Aneziris C.G., Emmel M., Schmidt G., Hubalkova J., Berek H. Characterization of carbon-bonded alumina filters with active or reactive coatings in a steel casting simulator // *Ceramics International*. 2014. Vol. 40. № PB. P. 16727–16742.
25. Krewerth D., Lippmann T., Weidner A., Biermann H. Application of full-surface view in situ thermography measurements during ultrasonic fatigue of cast steel G42CrMo4 // *International Journal of Fatigue*. 2015. Vol. 80. P. 459–467.
26. Li W., Deng H., Sun Z., Zhang Z., Lu L., Sakai T. Subsurface inclusion-induced crack nucleation and growth behaviors of high strength steels under very high cycle fatigue: Characterization and microstructure-based modeling // *Materials Science and Engineering A*. 2015. Vol. 641. P. 10–20.

REFERENCES

1. Hong Y., Sun C. The nature and the mechanism of crack initiation and early growth for very-high-cycle fatigue of metallic materials – An overview. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2017, vol. 92, pp. 331–350.
2. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels. *Fatigue and Fracture Engineering Materials Structures*, 1999, vol. 22, no. 7, pp. 581–590.
3. Zhang L., Thomas B.G. Inclusions in continuous casting of steel. *XXIV National Steelmaking Symposium*. Morelia, 2003, pp. 138–183.
4. Zerbst U., Madia M., Klinger C., Bettge D., Murakami Y. Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. II: Non-metallic inclusions. *Engineering Failure Analysis*, 2019, vol. 98, pp. 228–239.
5. Stanzl-Tschegg S.E. Fracture mechanisms and fracture mechanics at ultrasonic frequencies. *Fatigue and Fracture Engineering Materials Structures*, 1999, vol. 22, no. 7, pp. 567–579.
6. Stanzl-Tschegg S. Very high cycle fatigue measuring techniques. *International Journal of Fatigue*, 2014, vol. 60, pp. 2–17.
7. Spies H.J., Dalke A. Case Structure and Properties of Nitrided Steels. *Comprehensive Materials Processing*, 2014, vol. 12, pp. 439–488.
8. Zhuang W.Z., Halford G.R. Investigation of residual stress relaxation under cyclic load. *International Journal of Fatigue*, 2001, vol. 23, pp. 31–37.
9. Weidner A., Lippmann T., Biermann H. Crack initiation in the very high cycle fatigue regime of nitrided 42CrMo4 steel. *Journal of Materials Research*, 2017, vol. 32, no. 23, pp. 4305–4316.
10. Murakami Y. *Metal Fatigue Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Elsevier Ltd., 2002. 369 p.
11. Zerbst U., Madia M., Klinger C., Bettge D., Murakami Y. Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. I: Basic aspects. *Engineering Failure Analysis*, 2019, vol. 97, pp. 777–792.
12. Paris P., Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Fluids Engineering, Transactions of the ASME*, 1963, vol. 85, no. 4, pp. 528–533.
13. Zimmermann M. Very High Cycle Fatigue. *Handbook of Mechanics of Materials*. Singapore, Springer, 2018, pp. 1–38.
14. Sakai T., Oguma N., Morikawa A. Microscopic and nanoscopic observations of metallurgical structures around inclusions at interior crack initiation site for a bearing steel in very high-cycle fatigue. *Fatigue and Fracture Engineering Materials Structures*, 2015, vol. 38, no. 11, pp. 1305–1314.
15. Stanzl-Tschegg S., Schönbauer B. Near-threshold fatigue crack propagation and internal cracks in steel. *Procedia Engineering*, 2010, vol. 2, no. 1, pp. 1547–1555.
16. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T., Murakami Y. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life

- regime ($N > 10^7$ cycles). Part I: Influence of hydrogen trapped by inclusions. *Fatigue and Fracture Engineering Materials Structures*, 2000, vol. 23, no. 11, pp. 893–902.
17. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T., Murakami Y. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles). Part II: A fractographic investigation. *Fatigue and Fracture Engineering Materials Structures*, 2000, vol. 23, no. 11, pp. 903–910.
 18. Shiozawa K., Morii Y., Nishino S. Subsurface crack initiation and propagation mechanism under the superlong fatigue regime for high speed tool steel (JIS SKH51) by Fracture Surface Topographic Analysis. *JSME International Journal, Series A: Solid Mechanics and Material Engineering*, 2006, vol. 49, no. 1, pp. 1–9.
 19. Shiozawa K., Morii Y., Nishino S., Lu L. Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue*, 2006, vol. 28, no. 11, pp. 1521–1532.
 20. Merson E.D., Danilov V.A., Linderov M.L., Myagkikh P.N., Merson D.L., Vinogradov A. Assessing Fracture Surface Ductility by Confocal Laser Scanning Microscopy. *Procedia Structural Integrity*, 2018, vol. 13, pp. 2152–2157.
 21. Merson E., Danilov V., Merson D., Vinogradov A. Confocal laser scanning microscopy: The technique for quantitative fractographic analysis. *Engineering Fracture Mechanics*, 2017, vol. 183, pp. 147–158.
 22. Merson E.D., Danilov V.A., Merson D.L. The quantitative analysis of fracture using the confocal laser scanning microscopy. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2016, no. 4, pp. 68–75.
 23. Merson E., Kudrya A.V., Trachenko V.A., Merson D., Danilov V., Vinogradov A. Quantitative characterization of cleavage and hydrogen-assisted quasi-cleavage fracture surfaces with the use of confocal laser scanning microscopy. *Materials Science and Engineering A*, 2016, vol. 665, pp. 35–46.
 24. Dudczig S., Aneziris C.G., Emmel M., Schmidt G., Hubalkova J., Berek H. Characterization of carbon-bonded alumina filters with active or reactive coatings in a steel casting simulator. *Ceramics International*, 2014, vol. 40, no. PB, pp. 16727–16742.
 25. Krewerth D., Lippmann T., Weidner A., Biermann H. Application of full-surface view in situ thermography measurements during ultrasonic fatigue of cast steel G42CrMo4. *International Journal of Fatigue*, 2015, vol. 80, pp. 459–467.
 26. Li W., Deng H., Sun Z., Zhang Z., Lu L., Sakai T. Subsurface inclusion-induced crack nucleation and growth behaviors of high strength steels under very high cycle fatigue: Characterization and microstructure-based modeling. *Materials Science and Engineering A*, 2015, vol. 641, pp. 10–20.

IDENTIFICATION OF FATIGUE CRACK ZONES IN VERY HIGH CYCLE FATIGUED 42CRMO4 STEEL WITH THE USE OF QUANTITATIVE FRACTOGRAPHY

© 2019

M.N. Seleznev, PhD (Physics and Mathematics), researcher
Freiberg University of Mining and Technology, Freiberg (Germany)

E.D. Merson, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher of Institute of Progressive Technologies
Togliatti State University, Togliatti (Russia)

Keywords: very high cycle fatigue; ultrasonic fatigue testing; confocal laser scanning microscopy; fractography; 42CrMo4 steel; fatigue failure; fatigue crack; roughness.

Abstract: Very high cycle fatigue (VHCF) is fatigue caused by the growth of an internal fatigue crack in materials under stresses below the standard fatigue limit and number of cycles beyond 10^7 . The fracture surface of steels and alloys after VHCF can be divided into distinct zones, such as the fine granular area (FGA) and the so-called “fisheye”. Differences in the morphology of the crack surface can be numerically estimated by the roughness parameter. Murakami Y. et al. showed that the magnitude of the linear roughness Ra is proportional to the stress intensity factor, whereas Shiozawa K. et al. measured Ra within the FGA and fisheye. Stanzl-Tschegg S. et al. revealed presence of the smooth area (SA) between the FGA and the fisheye. The aim of this work is the quantitative fractographic analysis of this smooth area, which was not reported in the literature so far.

Hardened and nitrided specimens of 42CrMo4 steel were used for ultrasonic fatigue testing under symmetric loading conditions ($R = -1$) at a resonant frequency of 19.5 kHz. Fracture surfaces after fatigue failure were examined by scanning electron microscopy (SEM) and confocal laser scanning microscopy (CLSM).

Smooth area was experimentally defined as a fatigue crack zone between the FGA and the fisheye. This zone is characterized by (i) visual smoothness and (ii) minimal values of the surface roughness parameters: $Sq = 4.15 \mu\text{m}$ (roughness), $S'q = 0.60 \mu\text{m}$ (microroughness) and $Rs = 1.02$ (normalized surface area). It has been established that the SA is the result of the propagation of an internal fatigue crack at the stage preceding the stage of a stable crack growth.