

УДК 620.178.3, 620.191.33, 669.245

doi 10.54708/19926502_2024_2821043

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ЗАРОЖДЕНИЯ И РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ОБРАЗЦАХ ИЗ ГРАНУЛИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП741НП

М. А. АРТАМОНОВ

maxartamonov@gmail.com

ОКБ им. А. Люльки – филиал ПАО «ОДК-УМПО»

Поступила в редакцию 19.02.2024

Аннотация. Представлены результаты испытания на малоцикловую усталость и исследования изломов испытанных цилиндрических образцов из гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП. Испытания на малоцикловую усталость проводились при «жестком» цикле нагружения, при различных уровнях деформации, температуры и асимметрии цикла. С помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) исследовалось место зарождения усталостной трещины, определялась динамика ее развития, что позволило выявить условия зарождения и длительность роста усталостной трещины от внутренних дефектов или с поверхности образца. Установлена связь между зарождением, длительностью роста трещины и общей долговечностью. Полученные результаты позволят предсказать, каким будет зарождение усталостной трещины в материале при заданных условиях.

Ключевые слова: зарождение усталостной трещины; рост усталостной трещины; гранулируемый никелевый сплав ЭП741НП; малоцикловая усталость; фрактографический анализ излома.

ВВЕДЕНИЕ

При изготовлении дисков турбины современных газотурбинных двигателей (ГТД) и энергетических установок (ЭУ) широко применяются гранулируемые никелевые сплавы, и в том числе сплав ЭП741НП [1]. Технология порошковой металлургии позволяет, с одной стороны, обеспечить высокие прочностные характеристики детали из данного материала, с другой стороны, обеспечивает однородность структуры и механических свойств по всему объему изделия [2]. Особенностью метода металлургии гранул является использование не слитков обычных размеров, а микрослитков из легированного сплава (гранул), у которых степень дендритной ликвации существенно меньше, чем при традиционной литейной технологии. В результате получается однородная структура для заготовки, имеющая уникальную форму, чего было сложно добиться в рамках традиционной металлургии. Вместе с тем порошковая металлургия позволяет попадать в материал неметаллическим и шлаковым включениям, размер которых в среднем не превосходит размера гранул. Данные дефекты могут быть источником зарождения усталостных трещин в материале. В случае возникновения, например, в диске турбины усталостной трещины, с учетом условий работы детали (уровень напряжения, режим нагружения, температура), разрушение происходило бы по механизму малоцикловой усталости (МЦУ). Важно знать усталостные характеристики материала и какие факторы могут оказать влияние на развитие разрушения в материале.

Существует множество моделей, описывающих зависимость долговечности материала от условий нагружения. Для оценки МЦУ при наличии пластической деформации широко

используют формулу Мэнсона [3], где устанавливают связь между размахом деформации и количеством циклов:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c,$$

где σ_f' , ε_f' , b , c – параметры материала; E – модуль упругости; $\Delta\varepsilon$ – размах деформации; N_f – количество циклов до разрушения. Первое слагаемое представляет собой повреждаемость от упругой части деформации, второе – от пластической деформации.

Существует множество способов оценки и подбора коэффициентов усталости в эмпирической формуле Мэнсона. Наиболее часто используют следующие параметры при условии, что среднее напряжение цикла меньше или равно нулю [4]:

$$\Delta\varepsilon = \frac{3,5 \sigma_B}{E} (N_f)^{-0,12} + \left(\ln \frac{1}{1-\Psi}\right)^{0,6} (N_f)^{-0,6},$$

где σ_B – временное сопротивление разрушению; Ψ – относительное сужение.

Для учета средних напряжений предложено множество вариаций формул Мэнсона: формула Морроу [5], формула Мэнсона-Халфорда [6], модификация Смита-Уотсона-Топпера, формула Биргера [7]. При этом каждая модификация имеет недостатки. У поправки Мэнсона-Халфорда при высоких размахах деформации завышено влияние на долговечность среднего напряжения [8], модификация Смита-Уотсона-Топпера приводит к корректным оценкам лишь для больших долговечностей, но при малых – слишком консервативна и т.д.

Для никелевого сплава ЭИ698-ВД хорошую аппроксимацию показала степенная зависимость, учитывающая асимметрию цикла нагружения [9]:

$$\ln(N_f) = a_1 \ln(\Delta\varepsilon) R_\varepsilon + a_2 R_\varepsilon + a_3 \ln(\Delta\varepsilon) + a_4,$$

где R_ε – коэффициент асимметрии цикла по амплитуде, коэффициенты a_1 , a_2 , a_3 , a_4 подбираются по методу наименьших квадратов.

У всех этих зависимостей не учитывается многостадийность развития усталостного разрушения. Долговечность любого усталостного разрушения складывается из стадии зарождения усталостной трещины и стадии роста трещины. Если для многоциклового усталости (МнЦУ) существенная часть приходится на стадию зарождения усталостной трещины, то для МЦУ стадия роста усталостной трещины может быть соизмерима со стадией зарождения. Для гранулируемого никелевого сплава это различие может усугубиться в зависимости от того, где произошло зарождение трещины. Если зарождение трещины произошло от дефекта, находящегося под поверхностью материала, то в этом случае зарождение и рост трещины происходят в условиях вакуума, а если зарождение произошло с поверхности, тогда воздух может попадать в трещину при ее развитии. Известно, что рост усталостной трещины в условиях вакуума существенно отличается от ситуации, когда в вершину трещины может проникать воздух [10–15].

Для получения универсальной зависимости долговечности от условий, при которых находился материал, необходимо рассматривать отдельно разные стадии развития усталостного разрушения. Однако технически это довольно сложно реализовать. Одним из возможных способов решения данной задачи является применение фрактографического анализа излома испытанного материала. Естественно, при анализе излома можно получить информацию о стадии роста трещины и также определить, где произошло зарождение усталостной трещины. Усталостный рост трещины можно разделить на три стадии. Первая – стадия неустойчивого роста трещины, когда формируется квазибороздчатый рельеф. Вторая – стадия роста трещины (устойчивая), при этом в изломе формируются усталостные бороздки. Шаг усталостной бороздки соответствует величине приращения длины трещины за один цикл нагружения. И третья стадия, заключительная, когда участки с усталостными бороздками наблюдаются вместе с ямочным рельефом. Измеряя шаг усталостных бороздок на различных расстояниях от очага, можно определить длительность развития трещины на второй стадии

ее роста [16] по формуле (1), которая будет представлена в статье далее. Развитие трещины на первой стадии можно оценить путем определения расстояния от очага до участка, на котором начинают появляться усталостные бороздки, и их начального размера. Определив таким образом длительность роста трещины, можно определить количество циклов зарождения усталостной трещины. Для этого необходимо из общей долговечности вычитать количество циклов роста трещины.

Условия, при которых находился испытуемый материал (температура, уровень деформации и т.д.), по-разному влияют на механизмы зарождения и роста усталостной трещины. Получив не только общую долговечность образца, но и период зарождения и развития разрушения, можно установить связь между периодами зарождения, роста трещины и общей долговечностью в зависимости от условий, в которых находился материал.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

Материал образцов – никелевый гранулируемый сплав ЭП741НП, у которого размер гранул не превышает 140 мкм. Образцы были вырезаны из диска турбины низкого давления (ТНД). Микроструктура сплава после термической обработки представляет собой твердый раствор γ -Ni со средним размером зерна ~40 мкм, в объеме зерен размер кубоидных частиц γ' -фазы составляет около 0,4 мкм. Объемная доля γ' -фазы составляет ~55 %.

Для испытания применялись цилиндрические образцы. Поверхность образцов была отшлифована с последующей полировкой в осевом направлении для исключения образования рисок вдоль окружности образца. Подобная схема полирования позволила исключить зарождение усталостных трещин от рисок, оставшихся после механической обработки.

Испытание образцов на МЦУ проводилось с использованием испытательных машин серии 8862 фирмы Instron в широком диапазоне температуры от 350 °С до 750 °С. Испытания проводились в соответствии с ГОСТ 25.502-79 при «жестком» цикле нагружения. Параметры нагружения при испытаниях образцов: форма цикла – синусоидальная; частота нагружения – 1 Гц; контролируемый параметр в процессе нагружения – размах деформации в цикле $\Delta\varepsilon$ ($\Delta\varepsilon = \varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min}$; где ε_{\max} – максимальное значение деформации в цикле, ε_{\min} – минимальное значение деформации в цикле), коэффициент асимметрии цикла $R_\varepsilon = (\varepsilon_{\min} / \varepsilon_{\max}) = 0$ и 0,5.

Фрактографическое исследование проводилось с использованием растрового электронного микроскопа JSM-IT300LV фирмы JEOL. Устанавливалось местонахождение очага и тип усталостного разрушения образца. В случае нахождения нескольких очагов для последующего анализа выбирался тот очаг, которому принадлежала наибольшая область усталостного разрушения. Производился поиск участков, на которых можно наблюдать формирование усталостных бороздок, при этом данные участки должны были располагаться вдоль одной прямой и соответствовать вектору развития усталостной трещины от очага. Для каждого данного локального участка излома фиксировались координаты, что позволило вычислить расстояние до очага, и проводилось измерение шага усталостных бороздок (размер которых характеризует скорость роста усталостной трещины за один цикл нагружения). Размер усталостной бороздки определялся путем измерения размера блока усталостных бороздок и усреднения по количеству усталостных бороздок, находящихся в данном блоке. На рис. 1 приведен пример для образца, испытанного при температуре 550 °С, размахе деформации 0,8 и коэффициенте асимметрии цикла $R_\varepsilon = 0$. Полученная зависимость скорости роста усталостной трещины от расстояния до очага позволяет подсчитать количество циклов развития трещины (живучесть) по следующей формуле [16]:

$$N_c = \sum_{p=1}^n \frac{(r_p - r_{p-1})}{(d_p + d_{p-1})/2} \quad (1)$$

где p – номер локального участка; N_c – количество циклов развития трещины до локального участка; r_p – расстояние от очага до локального участка; d_p – шаг усталостных бороздок

на локальном участке излома, что соответствует продвижению трещины за один цикл нагружения.

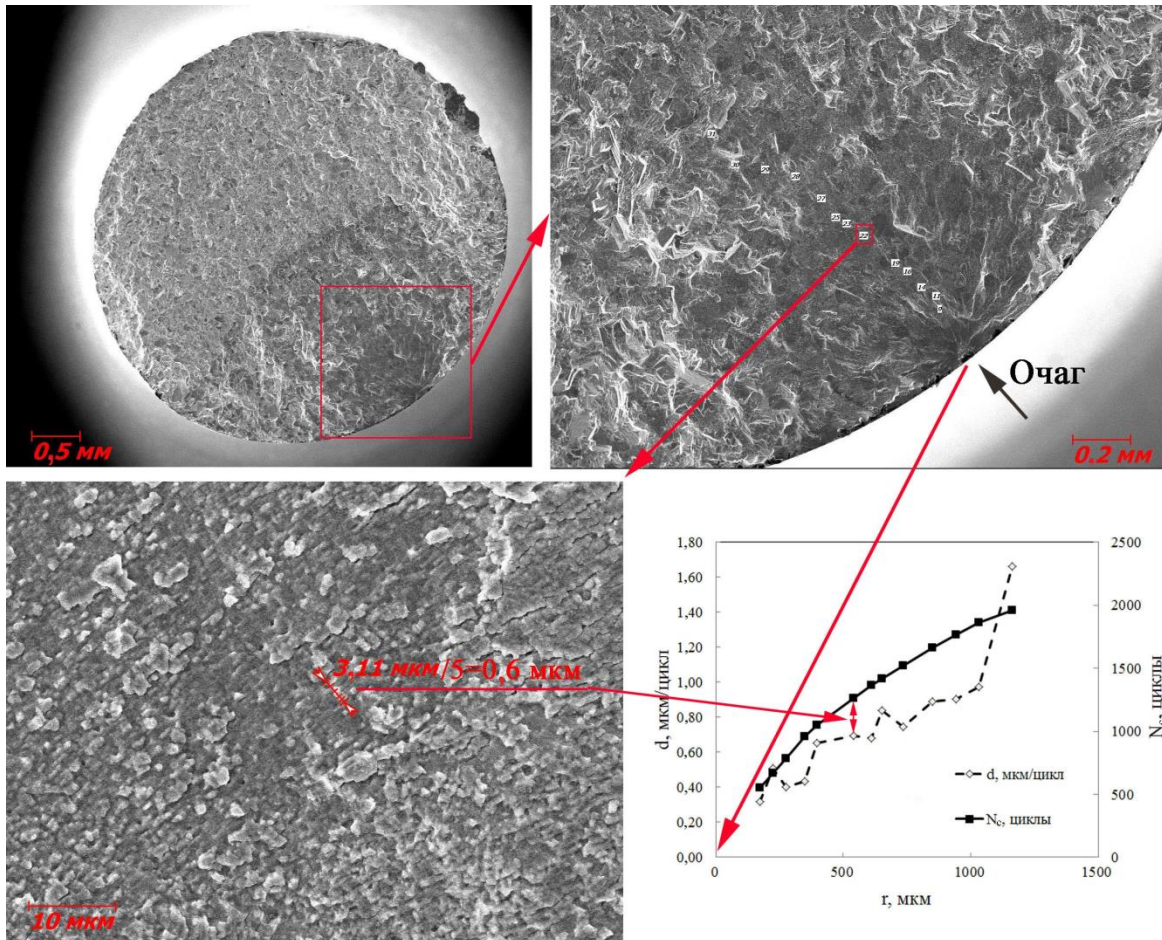


Рис. 1. Поверхности излома образца, по которому проводилось измерение размеров усталостных бороздок (локальные участки обозначены цифрами), и полученный график динамики роста усталостной трещины (d – скорость роста, N_c – количество циклов)

Было принято, что скорость роста усталостной трещины (продвижение трещины на некоторое расстояние за один цикл нагружения) от очага до первого локального участка излома, на котором наблюдается формирование усталостных бороздок, равна шагу усталостных бороздок, измеренных на этом участке. Поэтому при $p = 0$ (место, соответствующее очагу усталостной трещины): $r_0 = 0$ и $d_0 = d_1$.

В реальности можно ожидать, что скорость роста усталостной трещины между очагом и первым локальным участком ниже, а значит и количество циклов больше. Данная разница между вычисленным и реальным количеством циклов будет отнесена к периоду зарождения усталостной трещины.

Период зарождения усталостной трещины N_o определялся из следующего соотношения:

$$N_o = N_f - N_c \quad (2)$$

Был введен коэффициент запаса n и обратный коэффициент запаса n^* :

$$n^* = \frac{N_c}{N_f} \quad (3)$$

$$n = \frac{N_o}{N_f} = 1 - \frac{N_c}{N_f} = 1 - n^* \quad (4)$$

Коэффициент запаса показывает, какая доля от общей долговечности относится к периоду зарождения усталостной трещины, обратный коэффициент запаса – какая доля от общей долговечности относится к периоду роста трещины. Зная данные коэффициенты, можно через полученную по испытаниям общую долговечность определить период зарождения и период роста трещины.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Проведены исследования 87 образцов, испытанных при коэффициенте асимметрии $R = 0$, и 52 образцов, испытанных при $R = 0,5$. В результате было выявлено четыре типа очага зарождения усталостного разрушения (рис. 2).

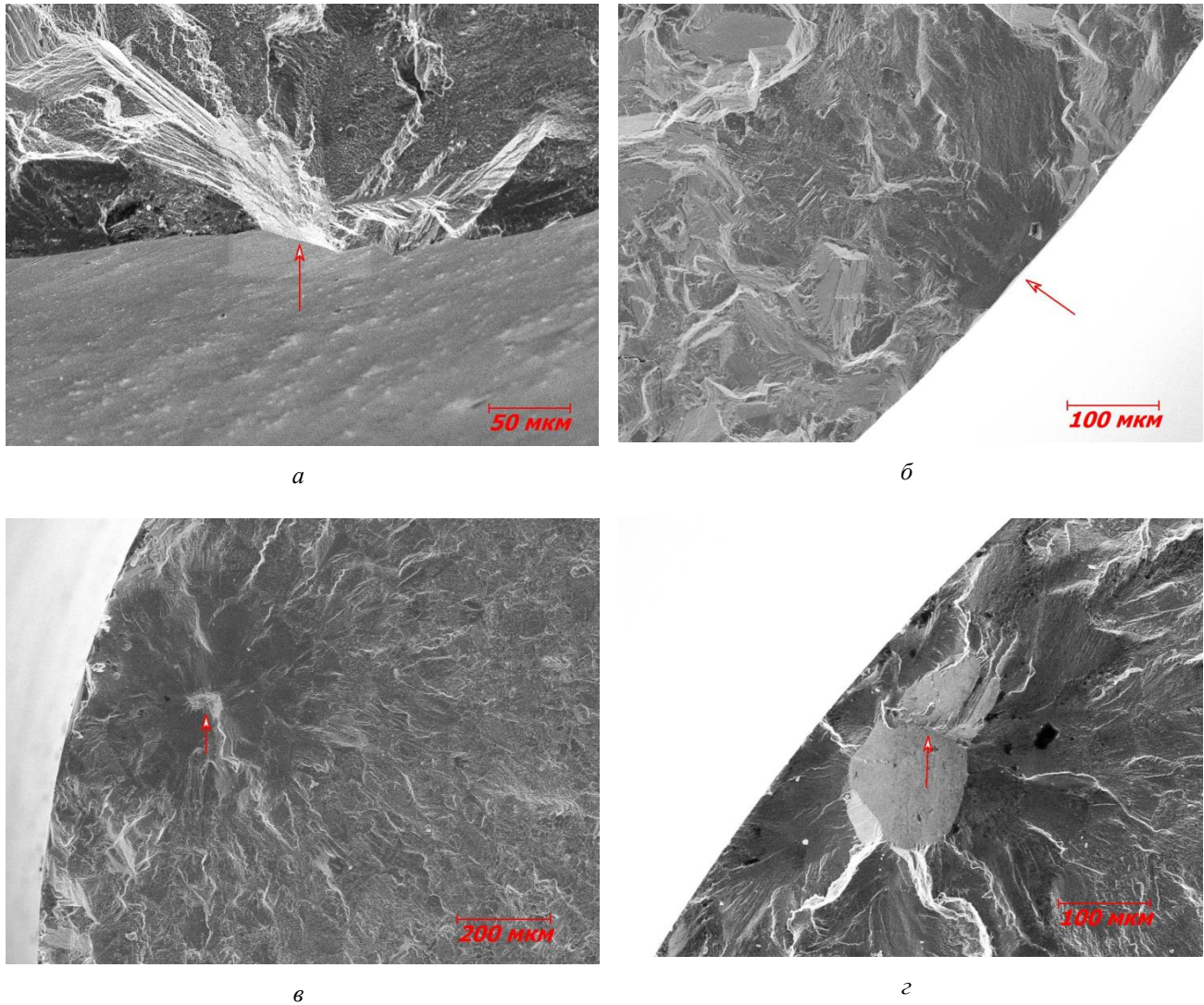


Рис. 2. Виды очагов зарождения усталостного разрушения. Стрелками показаны фокусы очагов

1) Поверхностная фасетка (ПФ). Очаг представляет собой поверхностную фасетку, ограниченную размерами зерна и развернутую по отношению к оси нагружения примерно на 45 градусов. Фокус очага находится на поверхности образца. Подобный вид зарождения усталостных трещин является характерным для высокопрочных никелевых сплавов [17] в случае отсутствия на поверхности образца концентраторов напряжений и соответствует I стадии усталостного роста (рис. 2, *a*).

2) Поверхностная трещина (ПТ). Разрушение началось от поверхности образца, плоскость излома перпендикулярна оси нагружения образца. Данный вид зарождения усталостного разрушения близок к II стадии усталостного роста, когда кристаллографическая структура

материала не оказывает существенного влияния на траекторию распространения усталостной трещины в материале (рис. 2, б).

3) Дефектная область (ДО). В основном зарождение разрушения от ДО у образцов происходило под поверхностью образцов (рис. 2, в). В основном для данного типа зарождение и рост усталостной трещины происходили без доступа воздуха, особенно на начальном этапе.

4) Граница зерна (ГЗ). Разрушение началось из-под поверхности образца. Фокус очага зарождения расположен на ГЗ (рис. 2, г). Начальная область усталостного разрушения представляет собой фасетку, развернутую по отношению к оси нагружения образца. Так же, как и для типа очага ДО, зарождение и рост усталостных трещин происходили без доступа воздуха, что принципиально отличается от типа очагов ПФ и ПТ.

Процесс зарождения усталостной трещины происходит непрерывно как под поверхностью, так и на поверхности образца. В зависимости от типа очага разрушения определяется, какая трещина быстрее зародилась и распространилась до критической длины, при которой произойдет долом образца. Можно разделить очаги на две группы. Первая группа – это зарождение усталостной трещины с поверхности, в условиях доступа воздуха. Под данный критерий подходят очаги типа ПФ и ПТ. Вторая группа – это зарождение трещины под поверхностью образца, когда воздух не имеет возможности влиять на зарождение и рост трещины (очаги ДО и ГЗ).

Можно предположить, что реализация той или иной группы зависит от условий испытания образца: от размаха деформации и температуры. На рисунке 3 представлено распределение вероятности реализации зарождения из-под поверхности в зависимости от размаха деформации и температуры при значениях коэффициента асимметрии цикла $R = 0$ (рис. 3, а, б) и $R = 0,5$ (рис. 3, в, г).

Видно, что при повышении асимметрии цикла вероятность зарождения от внутренних дефектов и границ зерен возрастает. При этом наибольшая вероятность реализуется при максимальной температуре и минимальных значениях размаха деформации. Вместе с тем необходимо понимать, что данная ситуация является результатом реализации двух процессов: зарождения усталостной трещины и роста усталостной трещины. Поэтому необходимо исследовать эти два процесса отдельно. По методике, описанной выше, для каждого образца были получены длительность зарождения трещины (N_o) и период роста трещины (N_c) и построены зависимости обратного коэффициента запаса (n^*) от размаха деформации ($\Delta\varepsilon$) при фиксированном значении температуры и коэффициента асимметрии. Полученные графики хорошо описываются степенной зависимостью:

$$n^* = A \cdot \Delta\varepsilon^m \quad (5)$$

На рис. 4 приведен пример зависимости n^* от $\Delta\varepsilon$ для образцов, испытанных при температуре $T = 550 \text{ }^\circ\text{C}$ и $R = 0$, $R = 0,5$.

Полученные значения коэффициента A и показателя степени m можно использовать для определения изменения коэффициента запаса n и обратного коэффициента запаса n^* от размаха деформации и температуры для значений $R = 0$ и $0,5$ (рис. 5). Зависимость коэффициентов n и n^* от размаха деформации, температуры и асимметрии цикла позволяет определить значимость в общей долговечности стадии зарождения и стадии роста усталостной трещины.

Исходя из рис. 5, можно отметить уменьшение периода зарождения усталостной трещины с ростом асимметрии цикла. В свою очередь, можно исследовать, как меняются коэффициент A и показатель степени m в зависимости от температуры. Из рис. 6 видно, что характер изменения коэффициента A является линейным, а показателя степени m – нелинейным.

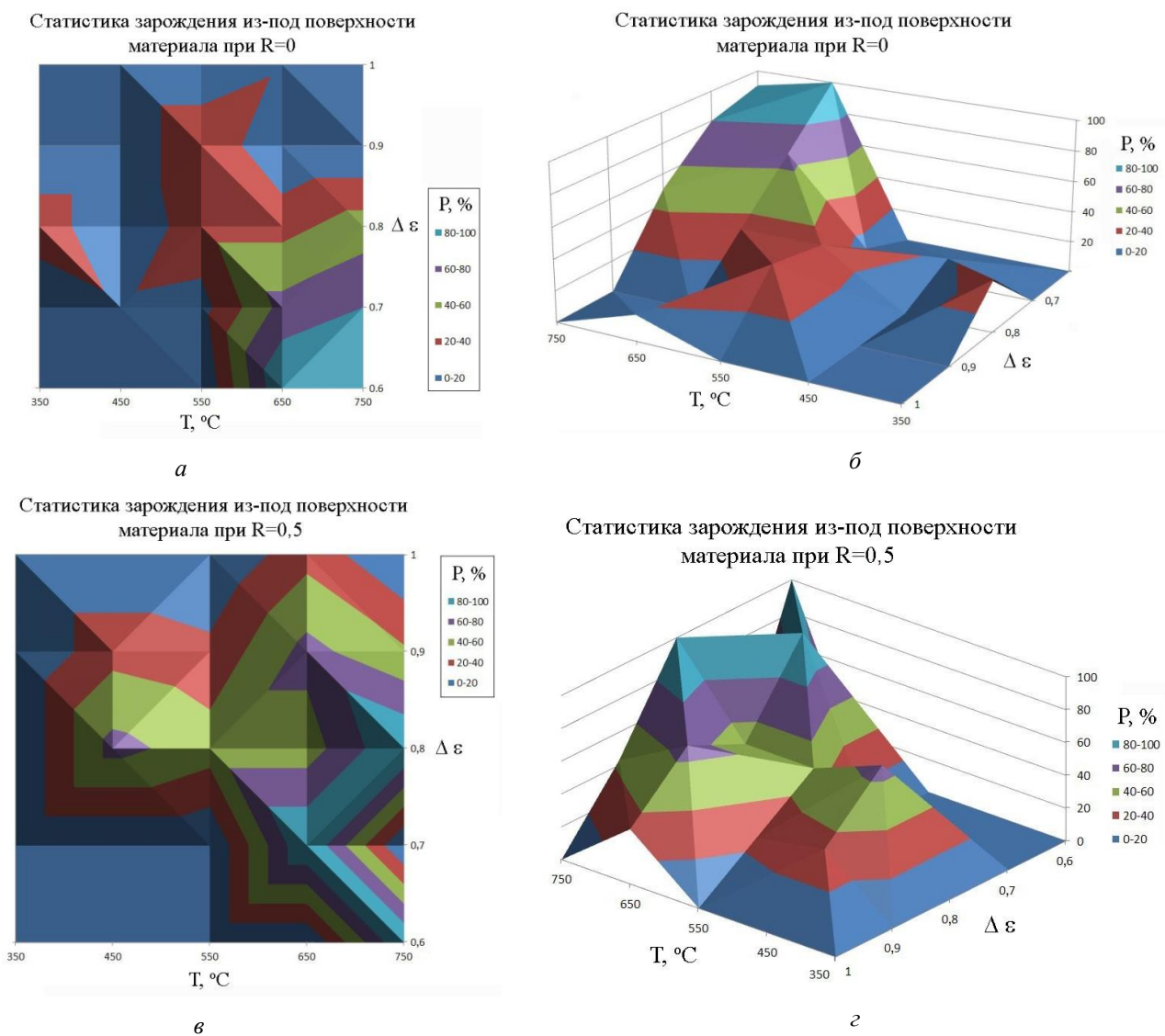


Рис. 3. Статистика зарождения усталостной трещины из-под поверхности при коэффициентах асимметрии цикла R = 0 (*a*, *б*) и R = 0,5 (*в*, *г*)

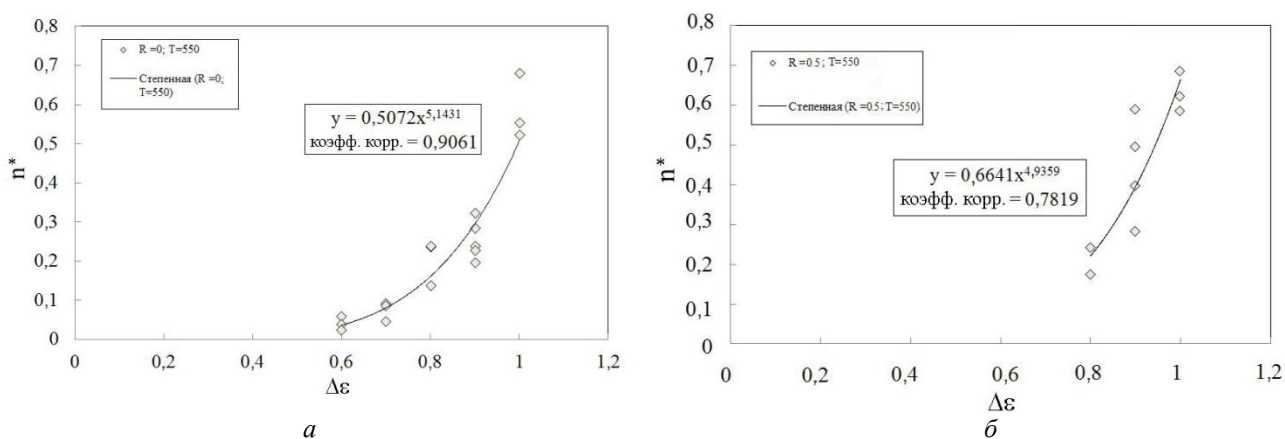


Рис. 4. Зависимость обратного коэффициента запаса n^* от размаха деформации $\Delta \epsilon$ для образцов, испытанных при температуре $T = 550 \text{ }^\circ\text{C}$ при R = 0 (*a*) и R = 0,5 (*б*)

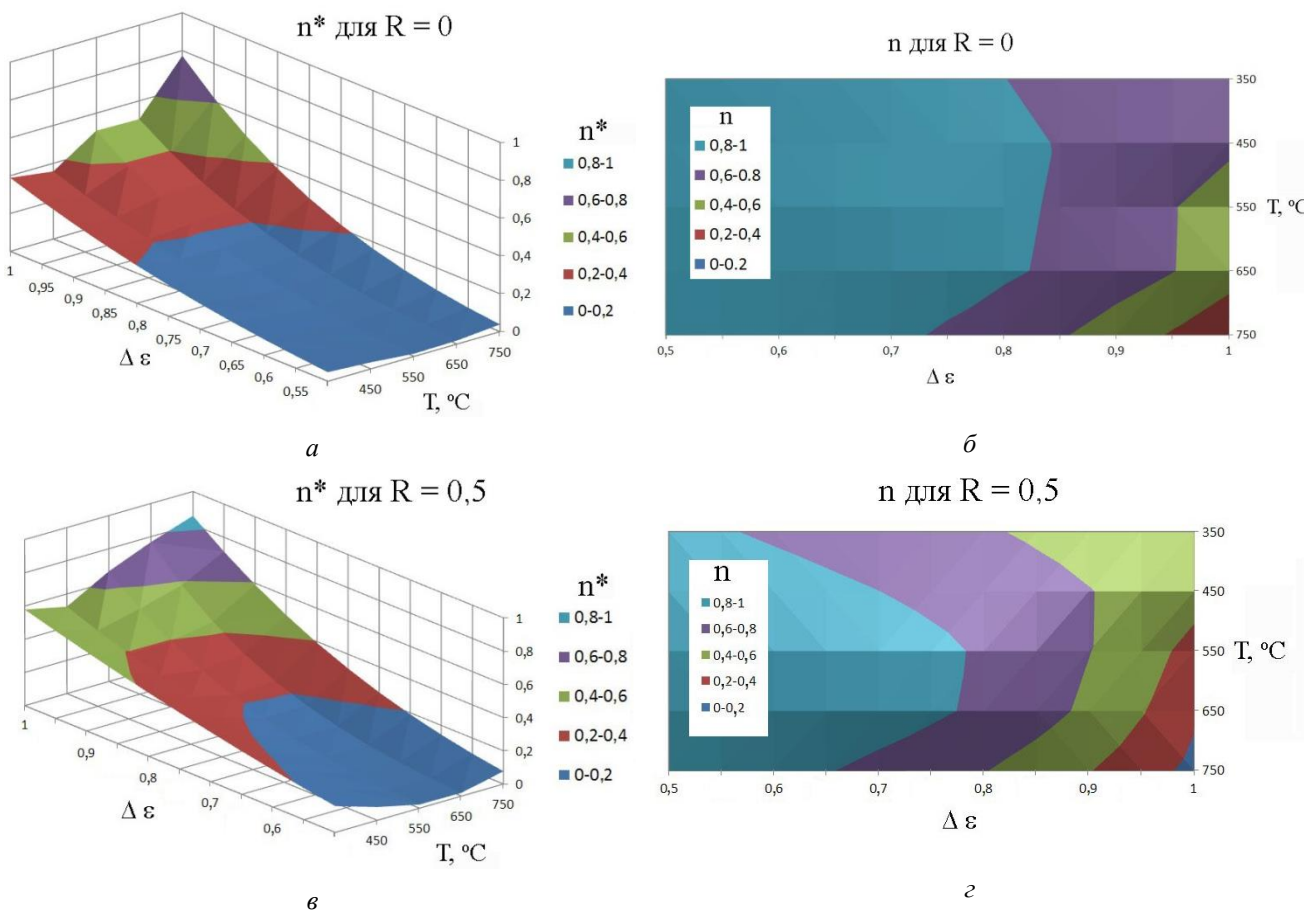


Рис. 5. Зависимости n и n^* при значениях коэффициента асимметрии цикла $R = 0$ (а, б) и $R = 0,5$ (в, г)

Если при повышении асимметрии цикла график зависимости коэффициента A от T смещается параллельно в сторону более высоких значений A , то зависимость m от T меняется более сложным способом. Можно предложить следующую формулу изменения величины n^* в зависимости от температуры и асимметрии цикла:

$$n^* = A(R, T) \cdot \Delta \varepsilon^{m(R, T)} = (8,5 \cdot 10^{-4} \cdot T + 0,5 \cdot R) \cdot \Delta \varepsilon^{\left(\frac{m^*(T)}{(1-R)} - 9,2 \cdot R\right)}, \quad (6)$$

где

$$m^*(T) = -1,34998 \cdot 10^{-7} \cdot T^3 + 1,96689 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 8,57812 \cdot 10^{-2} \cdot T + 14,79107.$$

Функция $A(R, T)$ получена из анализа рисунка 6 б, а для функции $m(R, T)$ удалось подобрать поправку на коэффициент асимметрии цикла, при котором остается зависимость только от температуры – $m^*(T)$. Функция $m^*(T)$ была получена аппроксимацией полиномом третьей степени, и коэффициент корреляции при этом достигает значения 0,89 (рис. 6, в).

Из рис. 6, а видно, что предложенная модельная формула имеет хорошую сходимость с экспериментальными значениями.

Полученная зависимость является инженерной, так как не учитывает особенности развития разрушения из-под поверхности и с поверхности материала, однако удобна для практического применения для материала ЭП741НП при диапазоне асимметрии цикла $R = 0 \dots 0,5$ и температуры $T = 350 \dots 750$ °C.

На сегодняшний день стандартным расчетом является расчет живучести детали (длительности развития роста трещины) на основе закона Периса [18, 19], который позволяет рассчитать межремонтный ресурс. Зная обратный показатель надежности n^* , можно оценить общую долговечность (ресурс детали) в условиях сложного напряженного состояния

и при разных температурах эксплуатации детали, но при отсутствии концентраторов и других факторов, которые могут сократить длительность зарождения усталостной трещины.

Вместе с тем для понимания природы процесса развития разрушения в материале необходимо учитывать многостадийность процесса разрушения и различать такие стадии, как зарождение и рост усталостной трещины. Процесс накопления повреждения идет непрерывно как внутри материала, так и на поверхности, и «выигрывает» тот процесс, который быстрее реализуется.

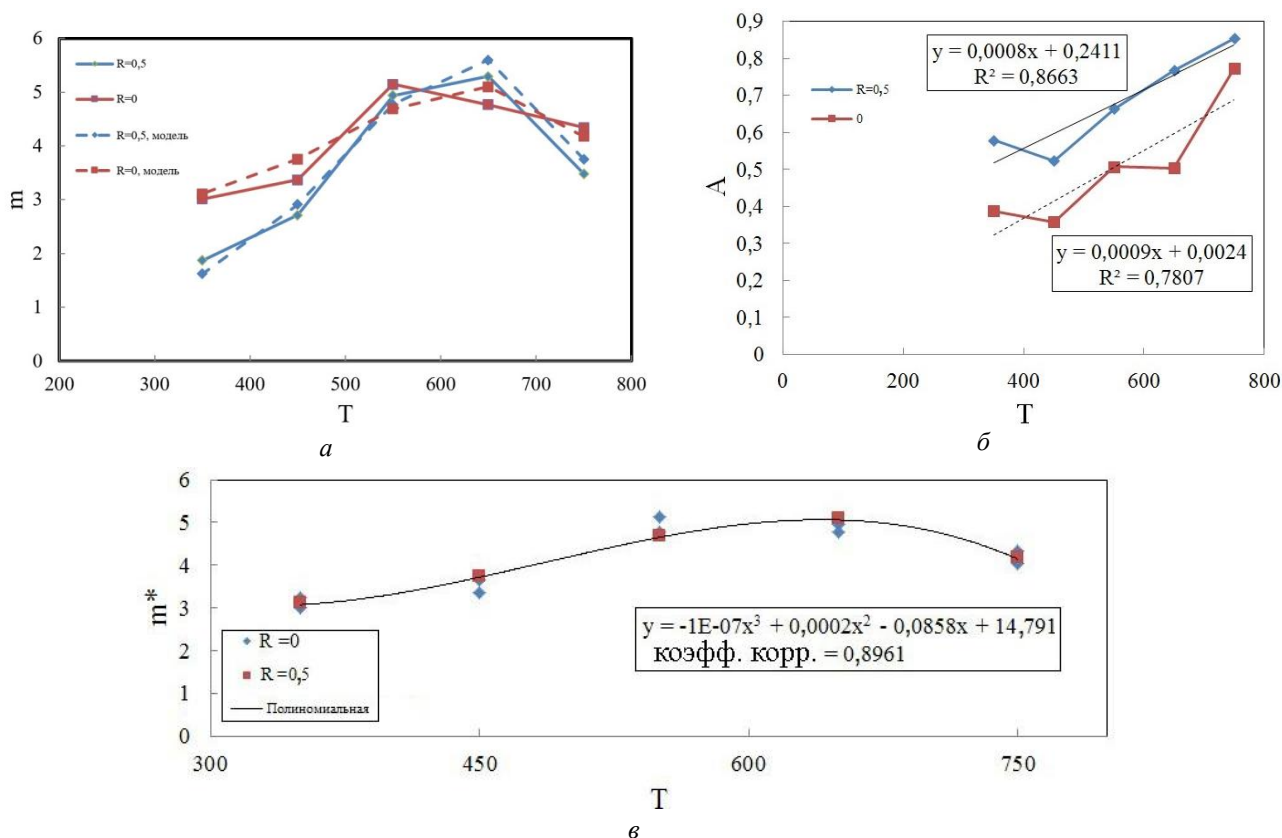


Рис. 6. Зависимости показателя степени m (а), коэффициента A (б) и скорректированной функции m^* (в) от температуры T

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для образцов, испытанных на МЦУ, получены фрактографическим способом значения длительности зарождения трещины и развития разрушения, что позволило определить, как данные процессы зависят от размаха деформации, температуры и асимметрии цикла.

Показано, что реализация места зарождения усталостной трещины, от которой произойдет долом образца, с поверхности или из-под поверхности, зависит от размаха деформации, температуры и асимметрии цикла. Максимальная вероятность разрушения при зарождении трещины из-под поверхности возникает при максимальных температурах и минимальных значениях размаха деформации. При возрастании асимметрии цикла вероятность зарождения трещины из-под поверхности увеличивается.

Введены параметры показателя надежности n , который равен отношению длительности зарождения трещины к общей долговечности, и обратного показателя надежности n^* , равного отношению длительности роста трещины к долговечности. Показано, что обратный показатель надежности хорошо описывается степенной зависимостью от размаха деформации. Коэффициент пропорциональности A и показатель m зависят от температуры и коэффициента асимметрии цикла. Предложена инженерная формула, позволяющая определить обратный показатель надежности n^* в зависимости от температуры, размаха деформации и коэффициента асимметрии цикла в определенных пределах, предсказывающая общую долговечность материала.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Сиротин Н. Н.** Основы конструирования, производства и эксплуатации авиационных газотурбинных двигателей и энергетических установок в системе CALS технологий. Книга 3. / Сиротин Н. Н., Марчуков Е.Ю., Сиротин А.Н., Агульник А. Б. М.: Наука, 2012. 616 с. [N. N. Sirotin, E. Y. Marchukov, A. N. Sirotin, A. B. Agulnik "Fundamentals of design, production and operation of aircraft gas turbine engines and power plants in the CALS technology system", (in Russian), Volume 3, Moscow, Nauka, 2012. 616 p.]
2. **Гарибов Г. С.** Отечественные гранулированные материалы для газотурбинных технологий // Технология легких сплавов. 2018. Т. 24, № 4. С. 24–27. [Garibov G. S. "Domestic powder materials for gas turbine technologies", (in Russian), Tehnologiya Legkih Splavov, 2018. Volume 24, No. 4. Pp. 24-27.]
3. **Theoretical** estimation to the cyclic strength coefficient and the cyclic strain hardening exponent for metallic materials: Preliminary study / Z. Zhang, et al. // J. Mater. Eng. Perform. 2009. Vol. 18, № 3. P. 245-254.
4. **Биргер И. А., Балашов Б. Ф., Дульнев Р. А.** Конструкционная прочность материалов и деталей газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение, 1981. 222 с. [I. A. Birger, B. F. Balashov, R. A. Dulnev "Strength of materials and gas turbine engine parts", (in Russian). Moscow: Mashinostroenie, 1981.]
5. **Socie D. F., Morrow J. D.** Review of contemporary approaches to fatigue damage analysis. In: Risk and Failure Analysis for Improved Performance and Reliability (Edited by J. J. Burke & V. Weiss), 1980, Plenum Publication Corp., New York, pp. 141-194.
6. **Manson S. S., Halford G. R.** Practical implementation of the double linear damage rule and damage curve approach for treating cumulative fatigue damage // Int. J. of Fracture. 1981. No. 17. Pp. 169-172.
7. **Биргер И. А.** Расчет на прочность деталей машин. М.: Машиностроение, 1993. 640 с. [I. A. Birger, "Strength of machine parts", (in Russian). Moscow: Mashinostroenie, 1993.]
8. **Ince A., Glinka G.** A modification of Morrow and Smith-Watson-Topper mean stress correction models // Fatigue & Fracture Engineering Materials & Structures. 2011. V. 34, № 11. Pp. 854-867.
9. **Васильев Б.Е., Плещеев И. И., Шибяев С. А., Колотников М. Е.** Прогнозирование циклической долговечности дисков ГТД из сплава ЭИ698-ВД с учетом асимметрии цикла нагружения // Вестник УГАТУ. 2020. Т. 24, № 2 (88). С. 3-12. [Vasilyev B. E., Pleshcheev I. I., Shibaev S. A., Kolotnikov M. E. "Prediction of cycle fatigue life for gas turbine engine disks made of EI698VD alloy taking into account cycle asymmetry" (in Russian), Vestnik UGATU. 2020. Vol. 24, No. 2 (88). Pp. 3-12]
10. **Немцев Д.В., Марчуков Е.Ю., Артамонов М.А.** Определение характеристик скорости роста трещины усталости в вакууме гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП // Вестник УГАТУ 2023. Т. 27, № 3 (101). С. 45–57. [Nemtsev D.V., Marchukov E.Y., Artamonov M.A. "Determination of fatigue crack growth rate characteristics in vacuum of Ni-based alloy EP741NP" (in Russian), Vestnik UGATU. 2023. Vol. 27, No. 3 (101). Pp. 45-57.]
11. **Gayda J., Gabb T.P., Miner R.V.** Fatigue Crack Propagation of Nickel-Base Superalloys at 650 °C // NASA Technical Memorandum 87150, 1985.
12. **Everitt E., Starink M.J., Reed P.A.S.** Temperature and Dwell Dependence of Fatigue Crack Propagation in Various Heat Treated Turbine Disc Alloys // 11th International Symposium on Superalloys (14-18 September 2008; Champion, Pennsylvania, USA), pp. 741–750.
13. **Hunt D.W., Skelton D.K., Knowles D.M.** Microstructural Stability and Crack Growth Behaviour of a Polycrystalline Nickel-Base Superalloy // 9th International Symposium on Superalloys (17-21 September 2000; Champion, Pennsylvania, USA), pp. 795–802. DOI: 10.7449/2000/Superalloys_2000_795_802.
14. **Hide N.J., M.B. Henderson, Reed P.A.S.** Effects of Grain and Precipitate Size Variation on Creep-Fatigue Behaviour of Udimet 720Li in Both Air and Vacuum // 9th International Symposium on Superalloys (17-21 September 2000; Champion, Pennsylvania, USA), pp. 495–503. DOI: 10.7449/2000/Superalloys_2000_495_503.
15. **Onofrio G., Osinkolu G.A., Marchionni M.** Fatigue crack growth of UDIMET 720 Li superalloy at elevated temperature // International Journal of Fatigue. 2001. Vol. 23, pp. 887–895.
16. **Иванова В.С., Шанявский А.А.** Количественная фрактография. Усталостное разрушение. Челябинск: Metallurgia, 1988. 400 с. [Ivanova V.S., Shanyavskiy A.A. "Quantity fractography. Fatigue failure", (in Russian), Chelyabinsk: Metallurgy, 1988. 400 p.]
17. **Энгель Л., Клингеле Г.** Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справ. М.: Metallurgia, 1986. 232 с. [Engel L., Klingele H. "Scanning electron microscopy: Fracture" (in Russian), Moscow: Metallurgiya, 1986. 232 p.]
18. **Schijve J.** Fatigue of Structures and Materials. Second Edition. – Springer, 2009. 622 p. DOI: 10.1007/978-1-4020-6808-9.
19. **Партон В.З.** Механика упругопластического разрушения. – 2-е изд., перераб. и доп. / Партон В.З., Морозов Е.М. М.: Наука, 1985. 416 с. [V.Z. Parton, E.M. Morozov "Elastoplastic fracture mechanics", 2nd ed., (in Russian), Moscow, Nauka, 1985. 504 p.]

ОБ АВТОРЕ

АРТАМОНОВ Максим Анатольевич, начальник бригады металлофизических исследования материалов управления прочностью ОКБ им А. Люльки, к.ф.-м.н.

METADATA

Title: Investigation of the features of the origin and the growth of the fatigue cracks in specimens from the granulated nickel alloy EP741NP.

Author: M. A. Artamonov

Affiliation: A. Lyulka Experimental Design Bureau – Branch of PJSC “UEC-Ufa Engine Industrial Association”, Russia.

Email: maxartamonov@gmail.com

Language: Russian.

Source: Vestnik UGATU (scientific journal of Ufa University of Science and Technology), vol. 28, no. 2 (104), pp. 3-13, 2024. ISSN 2225-2789 (Online), ISSN 1992-6502 (Print).

Abstract: The results of low-cycle fatigue testing and fracture studies of the tested cylindrical samples made of the granulated nickel alloy EP741NP are presented. Low-cycle fatigue tests were conducted under a rigid loading cycle, at various levels of deformation, temperature and cycle asymmetry. With the help of scanning electron microscopy (SEM), the place of origin of the fatigue crack was investigated, the dynamics of its development were determined, which made it possible to establish the conditions of origin and the duration of growth of the fatigue crack from internal defects or from the surface of the sample. A relationship has been established between the origin, duration of crack growth and overall durability. The results obtained will make it possible to predict what the origin of a fatigue crack in a material will be under the given conditions.

Keywords: fatigue crack origin; fatigue crack growth; granulated nickel alloy EP741NP; low-cycle fatigue; fractographic fracture analysis.

About author:

ARTAMONOV, Maxim Anatolievich, Head of the Team of Strength Tests at the Strength Department of the A. Lyulka Design Bureau (MATI, 1998), Cand. Sci.