

УДК 669.018.44:669.245:629.7.018.4

ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ И ФАКТОРА ШМИДА НА МЕХАНИЗМ РОСТА ТРЕЩИНЫ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ В ОБРАЗЦЕ ИЗ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ ИСПЫТАНИЯ

© 2015 М. А. Розанов

Центральный институт авиационного моторостроения имени П.И. Баранова, г. Москва

Описан метод прямого наблюдения за процессом развития трещины малоциклового усталости в условиях нагружения изгибом непосредственно в камере растрового электронного микроскопа. Установлено, что в образце из никелевого жаропрочного сплава с монокристаллической структурой в вершине трещины определяющим фактором её развития является наличие полос скольжения перед вершиной трещины. В зоне вершины трещины разрушение носило хрупкий характер. В случае остановки трещины перед препятствием образуется зона пластической деформации на некотором расстоянии от вершины трещины с образованием ответвлений от магистральной трещины. Методом рентгеноструктурного анализа определялась кристаллографическая ориентация образца и производился расчёт величины фактора Шмида для плоскостей скольжения, по которым происходило разрушение и образование побочных трещин. Преимущественное направление распространения трещины определялось системами скольжения с максимальной для данных условий величиной фактора Шмида. Показано, что данный метод наблюдения за структурой материала и ходом трещины в условиях испытания в условиях малоциклового усталости позволяет получать уникальную информацию о характере разрушения и влиянии структуры материала на его параметры. Результаты могут быть использованы для определения выбора наиболее благоприятной кристаллографической ориентации монокристаллической структуры материала лопаток газотурбинных двигателей относительно их геометрии.

Монокристаллические жаропрочные сплавы, системы скольжения, кристаллографическая ориентация, фактор Шмида.

doi: 10.18287/2412-7329-2015-14-3-106-113

В настоящее время применение лопаток с монокристаллической структурой широко распространено в турбинах газотурбинных двигателей. Для успешного применения материала с ярко выраженной анизотропией свойств, зависящих от кристаллографической ориентации, необходимо проведение специальных исследований.

В настоящей работе проводилось наблюдение за ростом трещины в образце из монокристаллического сплава, испытанном на малоцикловую усталость в колонне растрового электронного микроскопа, непосредственно в процессе её роста. Исследование изломов лопаток и образцов с монокристаллической структурой, разрушившихся в эксплуатации и при усталостных испытаниях, показало, что разрушение в начальной стадии в большинстве случаев происходит по механизму скола по кристаллографическим плоскостям. Имеются многочисленные публикации результатов исследования влияния кристаллографической ориента-

ции на характеристики циклической прочности лопаток и образцов с монокристаллической структурой. В работах [1-4] говорится, что при усталостном разрушении в жаропрочных сплавах на никелевой основе действуют различные системы скольжения в зависимости от температуры, условий нагружения и структуры материала. При этом высказываются различные точки зрения на степень влияния кристаллографической ориентации на усталостную долговечность. Это обуславливает интерес к исследованиям действующих систем скольжения при усталостных испытаниях образцов и анализе разрушений лопаток из сплавов с монокристаллической структурой.

Образец, методика испытания и исследований

Наблюдение за ростом трещины малоциклового усталости в образце, испытанном в колонне растрового электронного микроскопа (РЭМ), проводилось при увеличениях до 1000 крат, что позволяло

изучать поведение трещины на уровне исследования микроструктуры материала.

Испытуемый образец был изготовлен из сплава ЖС26 с монокристаллической структурой с произвольной ориентацией. Испытание образца производилось с приложением изгибающей нагрузки при заделке образца с одной стороны. В образце имелась заранее выращенная усталостная трещина. Длина первоначальной трещины в теле испытываемого образца составляла 6 мм. Образец в процессе испытаний в колонне РЭМ простоял 13 тысяч циклов. Эскиз образца и схема нагружающего устройства в РЭМ приведены на рис.1, 2. Условия испытания определялись режимом в камере микроскопа: высокий вакуум 10^{-7} мм рт. ст., температура 20°C .

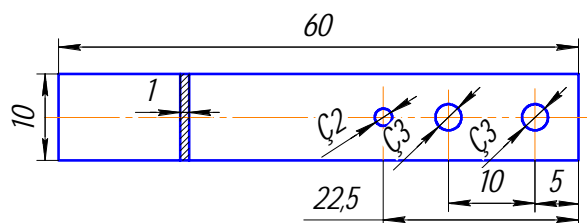


Рис.1. Эскиз образца для испытаний в РЭМ

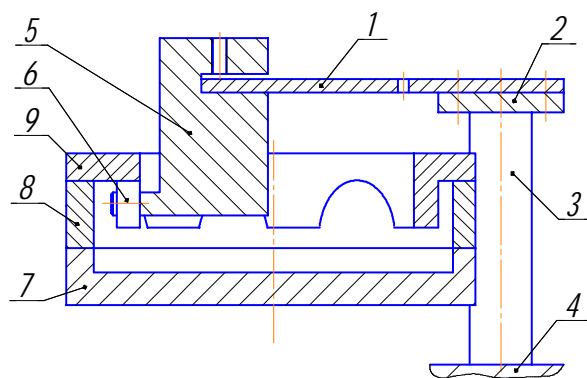


Рис.2. Схема нагружающего устройства для испытаний в РЭМ

Образец крепится болтами на козылке 2, которая при помощи колонн 3 закреплена на столике 4 микроскопа. На конец образца надевается башмак 5, снабжённый подшипником 6. На вращающуюся платформу 7 через переходной стакан 8 крепится зубчатое колесо 9, зубцы которого периодически опускают подшипник, который через башмак изгибает образец.

Определение кристаллографической ориентации (КГО) образца с монокристаллической структурой производилось рентгенодифракционным методом. Метод определения кристаллографической ориентации с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН 3М отличается быстротой и точностью определения КГО.

Образец для съёмки устанавливался в гониометрическую приставку с вращением со скоростью 62 об/мин вокруг оси, перпендикулярной к плоскости образца, и одновременно поворачивался вокруг оси гониометра со скоростью 2 град/мин. При этом счётчик устанавливался неподвижно в положение, соответствующее углу 2° для выбранной плоскости (hkl). Поворот образца вокруг оси гониометра осуществлялся до момента появления отражений в соответствии с уравнением Вульфа – Бреггов

$$2d\sin\vartheta = n\lambda, \quad (1)$$

где d – межплоскостное расстояние; λ – длина волны характеристического рентгеновского излучения; ϑ – угол между нормалью поверхности съёмки и направлением падающего луча.

Результаты измерения кристаллографической ориентации осей образца и значения величин модуля упругости E в направлении осей образца приведены в табл. 1. Ось Z совпадает с продольной осью образца, ось Y перпендикулярна к ней и находится в плоскости наблюдения за ходом трещины, ось X нормальна к плоскости наблюдения и оси образца. Полученные значения углов между осями образца и основными кристаллографическими направлениями использовались в дальнейшем для вычисления фактора Шмида для действующих систем скольжения [4].

Таблица 1. Значения величин углов КГО и модуля упругости в направлении осей образца

	[100]	[110]	[001]	$E \cdot 10^5$ (МПа)
Z	35	64	68	2,3
Y	17	74	83	1,57
X	30	60	86	1,98

Трещина, образовавшаяся в результате предшествующих испытаний, прямолинейна и находилась в середине системы параллельных полос скольжения. Вершина её располагалась в зоне карбида типа «китайский иероглиф». Наблюдения в ходе эксперимента показали, что полосы скольжения не затормозились на карбиде, а продолжали перемещаться впереди магистральной трещины, обозначая направление её продвижения. Трещина в исходном состоянии имела значительную ширину и сопровождалась наличием ряда коротких неразвивающихся трещин в поперечном направлении, расположенных в полосах скольжения другой системы. Вид структуры материала у вершины трещины до начала испытаний в колонне РЭМ показан на рис. 3.

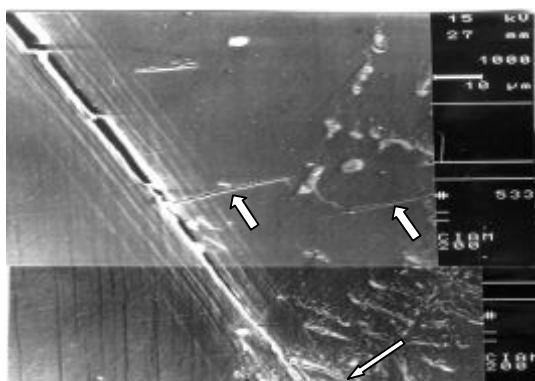


Рис.3. Структура материала в зоне трещины в начале испытаний в РЭМ ($\times 1000$) (стрелки указывают на короткие сопутствующие трещины)

В процессе развития трещины исследовалась структура материала в зоне её вершины с целью анализа числа полос скольжения у вершины трещины, изменения длины полос скольжения, образования дополнительных полос скольжения, ответвлений трещин и чувствительности к препятствиям, встречающимся на пути её продвижения. В свободном от препятствий пространстве трещина узкая, полосы скольжения перед её вершиной длинные, их несколько. На этапе продвижения трещины в свободном от карбидов пространстве интенсивного пластического деформирования материала в зоне позади вершины трещины не наблюдается. В зо-

не вершины трещины разрушение происходит по механизму образования хрупкого скола по кристаллографической плоскости $\{111\}$ (рис. 4).

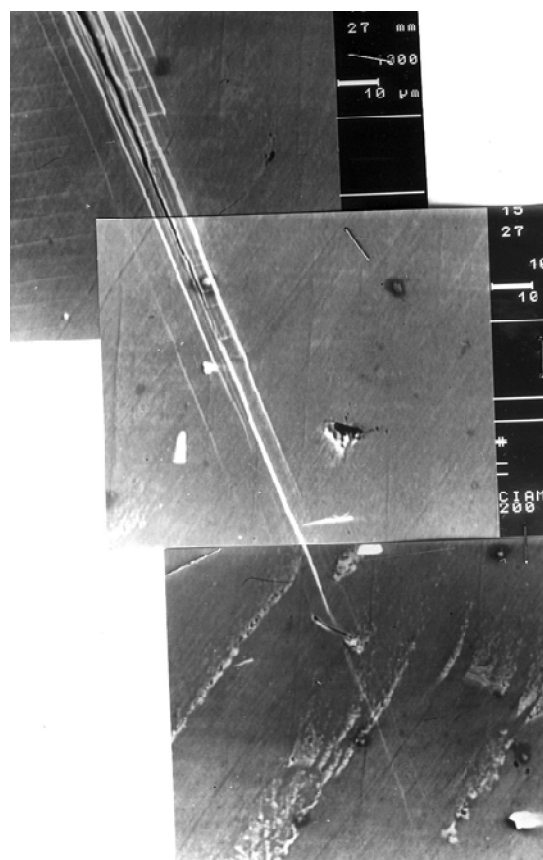


Рис.4. Структура материала в зоне, свободной от препятствий продвижения трещины ($\times 300$)

При прохождении через зону препятствий трещина становится извилистой (рис. 5). При подходе к препятствию длина и количество полос скольжения существенно уменьшаются, ширина трещины возрастает, на некотором расстоянии от вершины трещины в зоне её роста образуются участки, заполненные параллельными полосами скольжения, возникают побочные трещины.

Типичная картина торможения трещины на одном из небольших карбидов выглядит следующим образом: на первом этапе торможения линии скольжения перед вершиной трещины сливаются в одну более широкую и короткую, ширина полости трещины увеличивается. При этом пластической деформации материала в зоне вершины трещины и непосредственно перед ней не наблюдается (рис. 6).

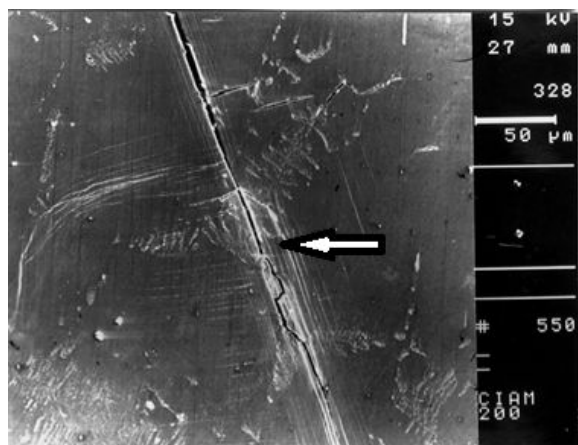


Рис. 5. Структура материала при прохождении трещины через препятствия в виде карбидов ($\times 328$). Стрелкой указано нарушение прямолинейности трещины при пересечении препятствия

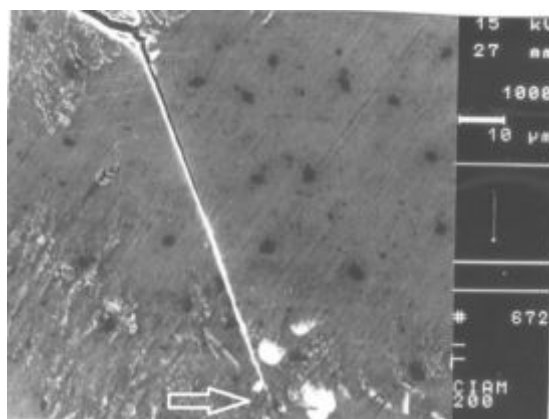


Рис. 6. Структура материала в зоне торможения магистральной трещины на препятствии в виде карбида ($\times 1000$). Стрелкой указана вершина трещины

На втором этапе в зоне, находящейся за вершиной трещины, начинается изменение структуры в условиях интенсивной пластической деформации, происходит образование полос скольжения в новой системе скольжения почти под прямым углом к прежней, затем образование трещин по некоторым из поперечных полос скольжения и последующая деформация материала, выражающаяся в изгибе поперечных трещин и полос скольжения (рис. 7).

На другом участке развития трещины фрагмент карбида вида китайского иероглифа не задержал трещину, судя по раскрытию полости и прямолинейности распространения (рис. 8).

На следующем участке на пути трещины оказалась полоса карбидов, в кото-

рой продвижение трещины полностью тормозилось, количество полос скольжения сократилось до одной и она сделалась короче (рис. 9). В результате остановки трещины произошло накопление энергии в процессе циклического нагружения образца.

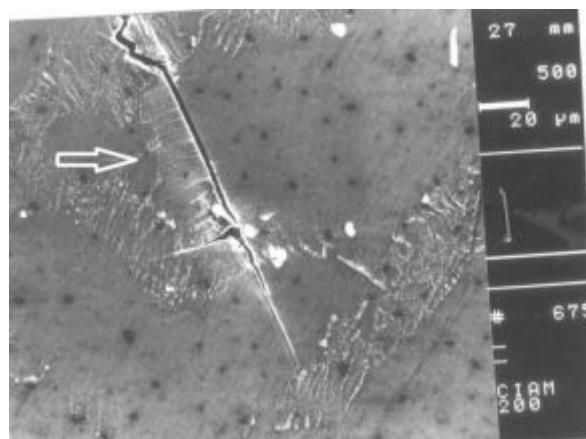


Рис. 7. Структура материала в зоне остановки магистральной трещины на препятствии в виде полосы карбидов и зарождения вторичной трещины ($\times 500$). Стрелкой указана зона пластической деформации

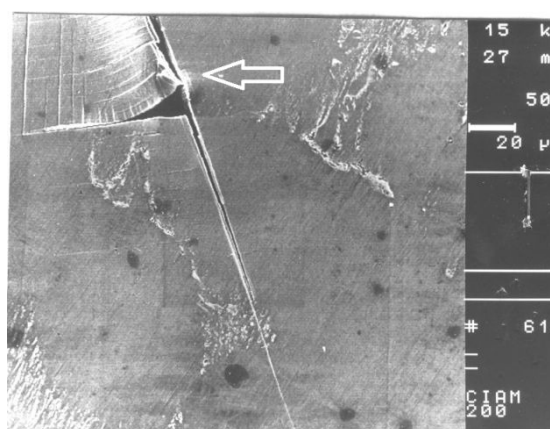


Рис. 8. Зона хрупкого разрушения в зоне вершины трещины и пластическая деформация материала в зоне зарождения одной из вторичных трещин ($\times 500$). Стрелкой указана зона пластической деформации материала в зоне образования вторичной трещины

От находящегося вблизи вершины трещины концентратора начался процесс роста альтернативной трещины, идущей в обход препятствия. Произошло образование полос скольжения в другой системе скольжения, сопровождаемое пластической деформацией материала в этой зоне. Полосы скольжения и берега трещины при этом искривляются, образуется новая

трещина (рис. 10). Направление новой трещины в данном случае определялось двумя системами скольжения и трещина вынуждена была продвигаться, переходя с одной плоскости скольжения на другую, образовав характерный для изломов монокристаллов рельеф лестницы (рис. 11). Затем трещина, образовав петлю, обогнула участок торможения основной магистральной трещины, "выбрала" новую систему скольжения и двинулась по ней прямолинейно с длинными полосами скольжения перед вершиной (рис. 12).

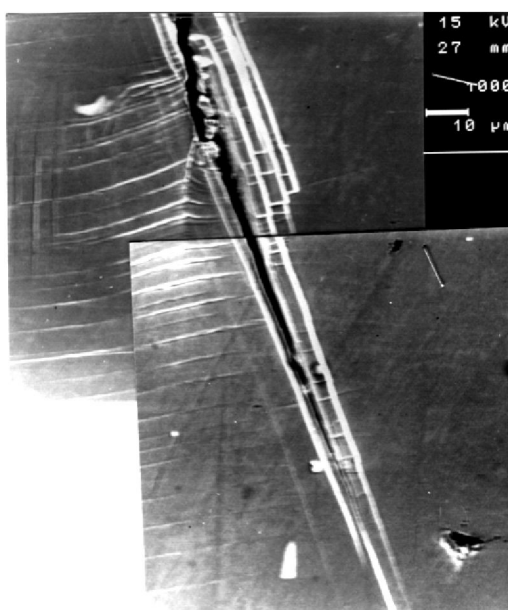


Рис. 9. Образование новой системы скольжения в поперечном направлении при торможении трещины ($\times 1000$)

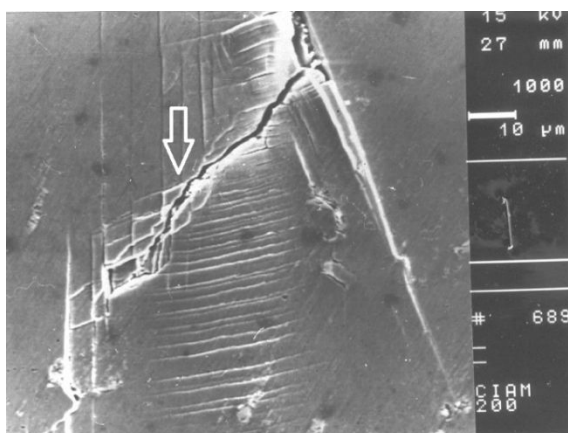


Рис. 10. Развитие вторичной трещины (указана стрелкой), идущей в обход препятствия по двум системам скольжения ($\times 1000$)

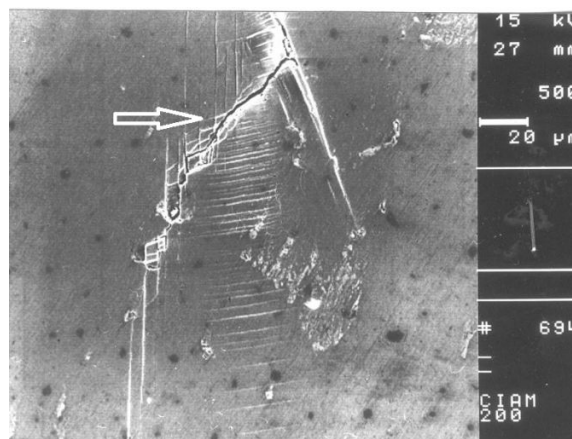


Рис. 11. Зарождение магистральной трещины (указана стрелкой), идущей по новой системе скольжения ($\times 500$)

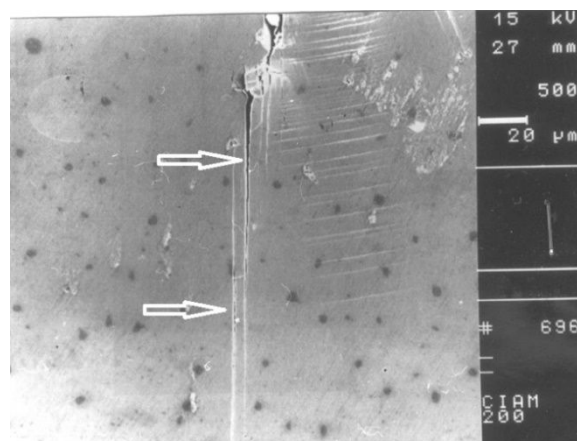


Рис. 12. Развитие новой магистральной трещины, движущейся по полосам скольжения в новой системе скольжения (указано стрелками) ($\times 500$)

Таким образом, процесс разрушения носит стадийный характер со сменой направлений и скорости развития трещин. Общими являются механизм скольжения и характер разрушения сколом.

Расчёт величины фактора Шмида

Разрушение лопаток турбины с монокристаллической структурой имеет ярко выраженные особенности, заключающиеся в образовании излома в виде сколов различной протяженности и направленности. Для жаропрочных сплавов наиболее характерно разрушение по плоскостям сколов, совпадающих с кристаллографическими плоскостями $\{111\}$. Обычно разрушение обуславливается действием ок-

таэдрических систем скольжения в направлениях $\langle 011 \rangle$ по плоскостям $\{111\}$. Таких систем скольжения может быть 12 – по 3 направления в 4 возможных плоскостях скольжения.

Пластическая деформация в монокристаллах осуществляется, когда касательные напряжения достигают критической величины $-\tau_{кр}$ (критического напряжения сдвига). Его связь с системами скольжения выражается законом Шмида:

$$\tau = \sigma \cos\chi \cos\varphi = \sigma F > \tau_{кр}, \quad (2)$$

где σ – приложенное напряжение; $F = \cos\chi \cos\varphi$ – фактор Шмида; χ – угол между осью растяжения и нормалью к плоскости скольжения; φ – угол между осью растяжения и направлением скольжения.

Чем больше величина F для данной системы скольжения, тем легче проходит процесс разрушения по данной плоскости в данном направлении. С использованием выражения (2) были рассчитаны значения величин фактора Шмида для октаэдрических систем скольжения относительно нагрузки, приложенной в продольном направлении образца. В результате анализа рассчитанных величин фактора Шмида для всех октаэдрических систем скольжения и сравнения углов χ и φ для различных систем скольжения с измеренными между осями образца и плоскостями и направлениями развития трещины было определено, что основная система скольжения, в которой продвигалась магистральная трещина $-[101](\bar{1}11)$ с $F=0,46$; для поперечной системы скольжения $-[101](11\bar{1})$ с $F=0,03$; для новой системы скольжения, в которую перешла трещина $-\bar{[1}01](111)$ с величиной $F=0,32$.

Таким образом, основное продвижение трещины происходило по направлениям скольжения с большими значениями фактора Шмида.

Инициатором данной работы и автором приспособления, использованного для испытаний на малоцикловую усталость с наблюдением за ростом трещин в процессе нагружения, являлся доктор технических наук А.В. Фишгойт, автор теоретических и экспериментальных работ по изучению роли малых трещин в процессах разрушения [5,6].

Выводы

1. Выполнены прямые наблюдения в РЭМ за развитием трещины МЦУ на образце из монокристаллического сплава ЖС26. В ходе испытаний проводился анализ изменения микроструктуры материала в зоне трещины в зависимости от скорости и направления её роста.

2. Перед вершиной трещины всегда находились одна или несколько полос скольжения, по которым происходило продвижение трещины. Размер полос, их количество и расположение было различным и зависело от условий распространения трещины.

3. В зоне вершины трещины разрушение носило хрупкий характер. Развитие трещины происходило по механизму скольжения.

4. При торможении трещины на препятствии за вершиной образовывалась зона пластической деформации, появлялись дополнительные полосы скольжения и начинали возникать побочные трещины.

5. Преимущественное направление распространения трещины определялось системами скольжения с максимальной для данных условий величиной фактора Шмида.

6. Выбор благоприятной кристаллографической ориентации относительно направления действующей нагрузки может существенно замедлить процесс разрушения материала лопаток с монокристаллической структурой.

Библиографический список

1. Голубовский Е.Р., Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Черкасова С.А., Волков М.Е. Малоцикловая усталость монокристаллов жаропрочных сплавов при повышенных температурах // Деформация и разрушение материалов. 2009. № 8. С. 41-48.
2. Голубовский Е.Р., Стадников А.Н., Черкасова С.А., Петухов А.Н. Сопротивление разрушению при многоцикловом нагружении монокристаллических образцов и лопаток турбины из никелевых сплавов с различной азимутальной ориентацией // Тяжёлое машиностроение. 2010. № 11. С. 7-10.
3. Яценко В.К., Рубель О.В., Банас Ф.П., Орлов М.Р., Лукьянов В.С. Ориентационная зависимость выносливости монокристаллических лопаток турбины ГТД // Сборник научных трудов ЗГТУ «Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надёжности и долговечности изделий». Запорожье, ЗГТУ, 1998. С. 77-78.
4. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толораия В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение. 1997. 333 с.
5. Колачев Б.А., Фишгойт А.В., Лебедев И.А. Прямые наблюдения распространения усталостных трещин в сплаве ВТ5 // Физика металлов и материаловедение. 1985. Т. 59, № 3. С. 600-604.
6. Фишгойт А.В., Майстров В.М., Ильин А.А., Розанов М.А. Взаимодействие малых трещин со структурой металлов // Физико-химическая механика материалов. 1989. Т. 25, № 3. С. 12-16.

Информация об авторе

Розанов Михаил Александрович, ведущий конструктор, Центральный институт авиационного моторостроения имени П.И. Баранова, г. Москва. E-mail:

rozanov@rtc.ciam.ru. Область научных интересов: рентгеноструктурный анализ, фрактография, электронная микроскопия.

**RESEARCH OF THE CRACK DEVELOPMENT PROCESS
IN A NICKEL HEAT-RESISTANT ALLOY IN THE PROCESS OF TESTING**

© 2015 M. A. Rozanov

Central Institute of Aviation Motors named after P.I. Baranov, Moscow, Russian Federation

A method of direct observation of the process of low-cycle fatigue crack development during bend loading directly in the chamber of a scanning electronic microscope is described in the paper. It was found that the presence of slip bands near the apex of the crack is the determining factor of crack development in a specimen made of a nickel heat-resistant alloy with a monocrystalline structure. The fracture in the area of the crack apex was found to be of a brittle nature. In the case of crack propagation arrest before an obstacle an area of plastic deformation forms at some distance from the apex of the crack, with branches from the main crack. Crystallographic orientation of the specimen was determined using the X-ray structure analysis and the Schmid factor was calculated for glide planes along which the fracture took place and secondary cracks were formed. The prevailing direction of the crack development was determined by slip systems with the value of Schmid factor maximum for the given conditions. It is shown that the described method of observation of the material structure and crack propagation under low-cycle fatigue makes it possible to obtain unique information about the fracture pattern and the impact of the material's structure on its characteristics. The results can be used to determine the choice of the most favorable crystallographic orientation of the monocrystalline structure of the material of gas turbine engine blades relative to their geometry.

Monocrystal heat-resistant nickel alloys, slip systems, crystallographic orientation, Schmid factor.

References

1. Golubovskii E.R., Svetlov I.L., Petrushin N.V., Cherkasova S.A., Volkov M.E. Low-cycle fatigue of nickel superalloy single crystals at elevated temperatures. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2010. V. 2010, Iss. 10. P. 941-947. doi: 10.1134/S0036029510100137
2. Golubovskii E.R., Stadnikov A.N., Cherkasova S.A., Petukhov A.N. Resistance to rupture single crystal samples and blades of the turbine from nickel-base alloys with various azimuthally orientation at HCF loading. *Tyazheloe mashinostroenie*. 2010. No. 11. P. 7-10. (In Russ.)
3. Yatsenko V.K., Rubel O.V., Banas F.P., Orlov M.R., Luk'yanov V.S. Orientational dependence of endurance of single crystal turbine blades of GTE. New structural steels and alloys and methods of processing for advanced reliability and longevity. Zaporozh'e: ZGTY Publ., 1998. P. 72-73. (In Russ.)
4. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B., Toloraiya V.N., Gavrilin O.S. *Monokristally nikelovykh zharoprochnykh splavov* [Monocrystals of nickel heat-resistant alloys]. Moscow: Mashinostroenie Publ., 1997. 333 p.
5. Kolachev B.A., Fishgoit A.V., Lebedev I.A. Direct observation of the propagation of a fatigue crack in alloy VT5L. *Physics of Metals and Metallography*. 1985. V. 59, no. 3. P. 171-175.
6. Fishgoit A.V., Maistrov V.M., Ilin A.A., Rozanov M.A. Interaction of short cracks with the structure of metals. *Soviet Materials Science*. 1990. V. 25, no. 6. P. 571-574. doi: 10.1007/BF00727082

About the author

Rozanov Mikhail Aleksandrovich, engineer-physicist, Project Design Leader, Central Institute of Aviation Motors named after P.I. Baranov, Moscow, Russian Federa-

tion. E-mail: rozanov@rtc.ciam.ru. Area of Research: X-ray crystal analysis, fractography, electron microscopy.