



УДК 620.179:669.018.44:669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-4-4

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИАГНОСТИЧЕСКИХ ПРИЗНАКОВ
ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ ПО СОСТОЯНИЮ
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ЖАРОПРОЧНЫХ
НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ**

И.П. Жегина

кандидат технических наук

Л.В. Морозова

Апрель 2015

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

И.П. Жегина¹, Л.В. Морозова¹

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИАГНОСТИЧЕСКИХ ПРИЗНАКОВ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ ПО СОСТОЯНИЮ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Методом растровой электронной микроскопии и фрактографического анализа проводились исследования поверхности и микроструктуры образцов жаропрочных никелевых сплавов до и после разрушения с целью выявления признаков предразрушения после испытаний на кратковременную и длительную прочность, а также на малоцикловую усталость (МЦУ) при температурах 20, 650 и 750°C. Установлено, что плотность выходов плоскостей скольжения на поверхность исследуемых образцов зависит от метода испытаний, уровня приложенной нагрузки и температуры испытаний, имеются различия в поведении сплавов в процессе нагружения. Для двух сплавов показано различие в сопротивлении развитию систем скольжения и началу разрушения после исчерпания способности материала к пластической деформации.

Ключевые слова: *фрактографический анализ, излом, системы скольжения, усталость, строение излома, электронная растровая микроскопия.*

I.P. Zhegina, L.V. Morozova

DEFINITION OF PRE-DESTRUCTION DIAGNOSTIC SIGNS ON CONDITION OF SURFACE LAYERS OF HEAT RESISTANT NICKEL ALLOYS

The method of raster electron microscopy and the fractographic analysis was applied to research surface and microstructure of heat resistant nickel alloys samples before and after destruction in order to identify pre-destruction signs after tests for short-term and long-term hardness and also for low-cyclic fatigue at temperatures of 20, 650 and 750°C. It is determined that exits density of slip planes on surface of studied samples depends on testing method, level of applied load and temperature of tests, there are differences in behavior of alloys during the loading. Difference in resistance to slip systems development and to destruction start after exhaustion of material ability for plastic deformation is shown for two alloys.

Keywords: *fractographic analysis, break, slip systems, fatigue, break structure, electron raster microscopy.*

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации

Введение

Реализация стратегических направлений развития материалов и технологий, а также заложенных в них инновационных идей позволяет создавать основные концепты, определяющие облик техники будущего [1–3]. Использование потенциальных возможностей материалов на уровне системы путем объединения методов и технологий, гарантирующих отсутствие «катастрофической» нестабильности конструкций, и является одним из них.

При разработке материалов одной из приоритетных задач остается изучение процессов формирования и изменения микроструктуры, механизмов деформации и разрушения современных авиакосмических материалов [4–6].

Для развития представлений о работоспособности материалов с дефектами, возникшими как в процессе создания материала, так и внесенными в процессе эксплуатации, исключительно важную роль играет своевременное выявление признаков предразрушения. Определение диагностических признаков предразрушения по состоянию поверхностных слоев также является актуальнейшей задачей для прогнозирования остаточного ресурса работы деталей, узлов и конструкций. Известно, что разрушению предшествует пластическая деформация поверхностного слоя, образование микрорельефа, который становится все более выраженным по мере увеличения пластической деформации и приближения момента разрушения материала [7–9].

Анализ научных литературных данных [8–10] показывает, что поверхностные слои и внутренние границы раздела являются важными функциональными подсистемами, определяющими зарождение и развитие всех видов локализованного пластического течения. В ходе пластической деформации накопление дислокаций в поверхностном слое оказывается более интенсивным, чем во всем объеме материала. Зарождение микротрещин в деформируемых кристаллах контролируется накоплением пластической деформации, являющейся источником мощных внутренних напряжений.

Поверхностный слой оказывает существенное влияние на надежность работы деталей машин. Как при изготовлении, так и при эксплуатации изделий поверхностный слой подвергается наиболее сильному физико-химическому воздействию: механическому, тепловому, магнитоэлектрическому, химическому и др.; потеря деталью своего служебного назначения и ее разрушение в большинстве случаев начинаются либо с поверхности, либо в подповерхностном слое [11–15].

В процессе деформирования материала в местах торможения пластических сдвигов в объеме кристалла, где имеются препятствия для скольжения дислокаций или мезополос, может произойти образование микро- и мезотрещин. В результате этого инициируется дополнительная концентрация напряжений [16].

Наименьшую сдвиговую устойчивость в нагруженном теле имеет его поверхностный слой, имеющий по сравнению с материалом сердцевины особенности: отсутствие у атомов поверхности половины межатомных связей, что обуславливает возможность локальных структурных превращений и более интенсивную потерю сдвиговой устойчивости по сравнению с объемом кристалла. При этом проявляются специфические механизмы пластического течения недислокационной природы [17, 18].

Несовместимость деформации поверхностного слоя и кристаллической подложки обуславливает возникновение эффекта гофрирования (фрагментации) поверхности кристалла, проходящего три стадии: сначала в поверхностном слое возникает локализация деформации на мезомасштабном уровне, затем формируется стационарное гофрирование поверхностного слоя, на поверхности возникает мезосубструктура экструдированного материала. На завершающей стадии гофрирования в зоне максимального изгиба поверхностного слоя возникает макроконцентратор напряжений, который определяет место и время разрушения деформируемого образца [19–24].

Материалы и методы

В качестве объектов исследования в данной работе использовались образцы жаропрочных деформируемых никелевых сплавов (ВЖ175, ВЖ175У, ЭК151) системы легирования Ni–Al–Co–Cr–Mo–Nb–Ti–W, схожих по химическому и фазовому составу, но с отличиями по геометрическим параметрам структуры и количеству упрочняющей фазы.

Структура сплавов представляет собой зерна γ -твердого раствора, упрочненные выделяемой вторичной γ' -фазой, границы которых упрочнены вторичными карбидами и боридами. Присутствуют также отдельные выделения первичной γ' -фазы и первичных карбидов.

Образцы испытаны на кратковременную и длительную прочность, а также на малоцикловую усталость (МЦУ) при температурах 20, 650 и 750°C. Испытания проводили до разрушения и с остановкой испытаний при нагрузках, достигающих величин порядка 0,8 от предела прочности при испытании на растяжение (σ_b), 0,8 от долговеч-

ности при испытаниях на длительную прочность ($\tau_{\text{разр}}$) и после достижения 0,8 от средних значений предела усталости (σ_{-1}) на базе 10^4 циклов при испытаниях на МЦУ.

В работе анализировали строение изломов, состояние поверхности на предмет наличия выходов плоскостей скольжения и фрагментации, а также микроструктуру приповерхностных слоев как вблизи изломов, так и на расстоянии до 10 мм от поверхности разрушения.

Исследования проведены методами оптической и электронной микроскопии. Анализ поверхности и микроструктуры образцов проводили с использованием оптического комплекса Leica и электронного сканирующего микроскопа фирмы Jeol.

Результаты и обсуждение

Исследование образцов после испытаний на кратковременную прочность до разрушения и с остановкой испытания при $\sigma=0,8\sigma_b$

Исследование поверхности образцов, испытанных до разрушения, показало наличие фрагментации, трещин и большого количества линий скольжения, по сути являющихся выходами кристаллографических плоскостей, по которым происходит скольжение в масштабах зерна.

Наибольшая плотность линий скольжения сосредоточена непосредственно вблизи излома, где зачастую они располагаются «пакетами», под различными углами относительно друг друга, что обусловлено взаимным расположением зерен в объеме мате-

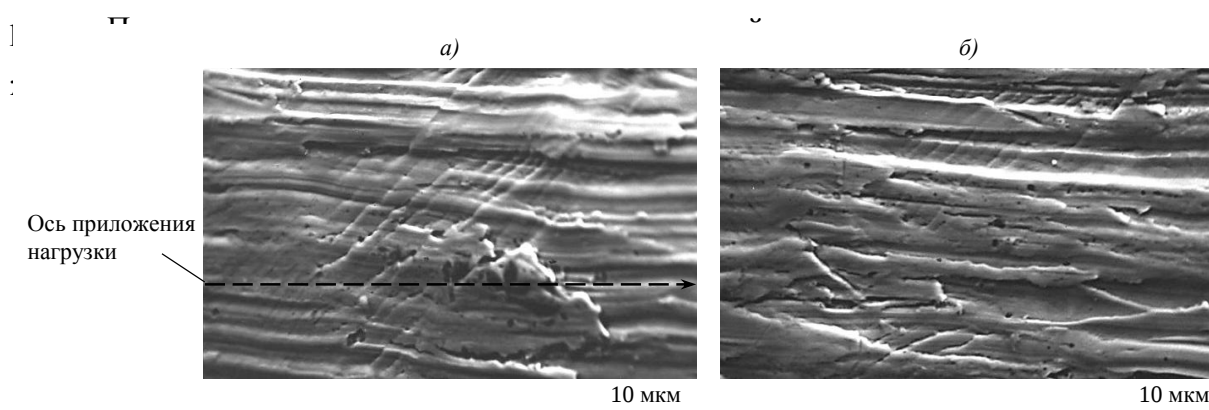


Рис. 1. Поверхность образцов из сплава ВЖ175У после испытания на кратковременную прочность при 20°C:

а – линии скольжения вблизи излома; *б* – линии скольжения у края образца

В образцах, испытанных с остановкой испытания, наибольшая плотность линий скольжения наблюдается в средней части образцов (рис. 2).

С повышением температуры испытаний до 650 и 750°C линий скольжения становится меньше, появляются трещины по карбидам, расположенным в приповерхностном слое, пластическая деформация в образцах локализуется: наиболее выраженная фрагментация поверхности и плотность линий скольжения наблюдаются в непосредственной близости к излому.

По мере удаления от излома на 1 мм, плотность линий скольжения и степень фрагментации поверхности существенно уменьшается, а на расстоянии как 5, так и 10 мм, на поверхности образца наблюдаются лишь единичные линии скольжения (рис. 3).

По результатам испытаний с остановкой при $\sigma=0,8\sigma_B$ установлено, что при всех температурах испытаний наибольшая плотность линий скольжения наблюдается в средней части фрагментов. При повышенных температурах к краям фрагментов наблюдается значительное снижение плотности линий скольжения (рис. 4), а при 20°C это снижение незначительно, что свидетельствует о локализации деформации при повыше-

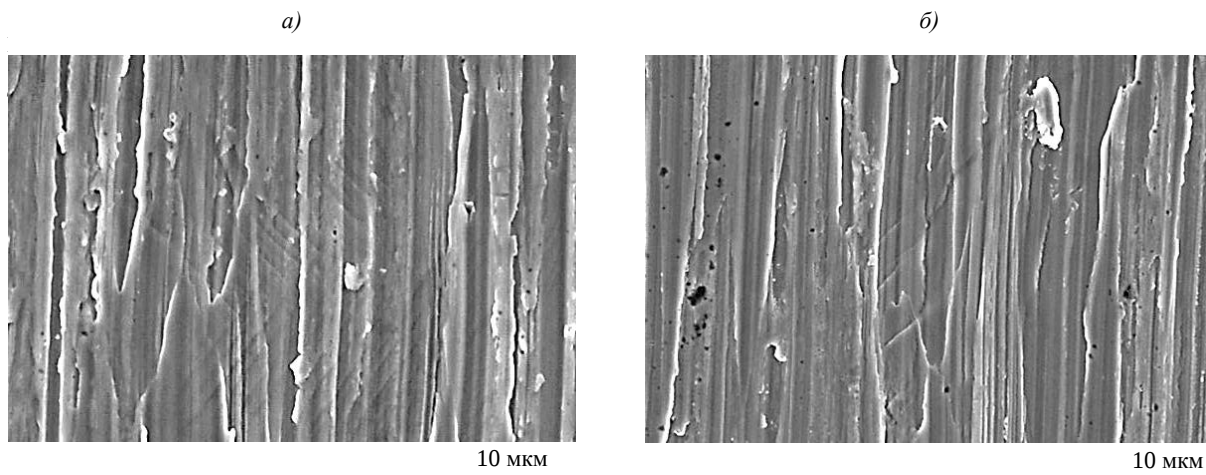


Рис. 2. Поверхность образцов из сплава ВЖ175У после остановки испытания при 20°C и $\sigma=0,8\sigma_B$:
а – линии скольжения в центре фрагмента; б – линии скольжения у края образца

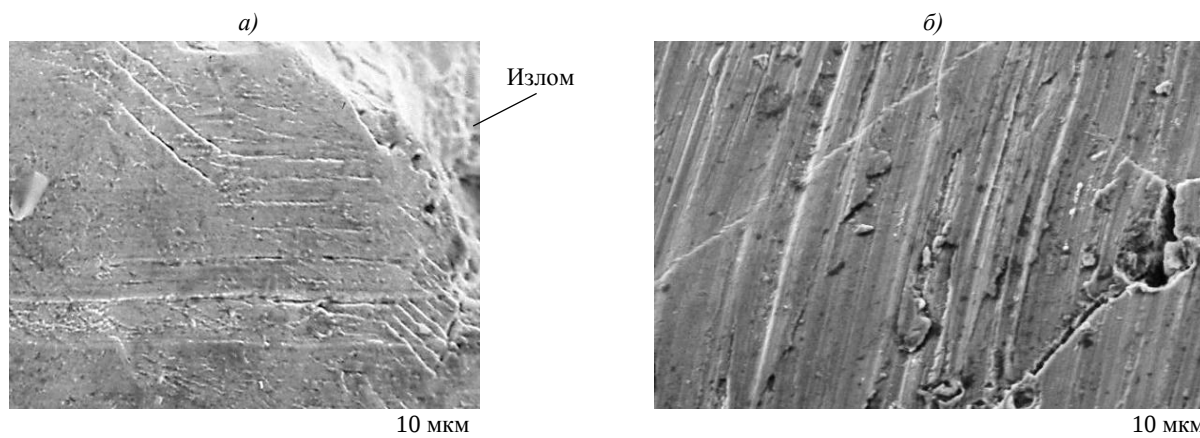


Рис. 3. Строение поверхности образцов из сплава ВЖ175У:
а – линии скольжения на поверхности вблизи излома; б – линии скольжения и трещины на удалении от излома

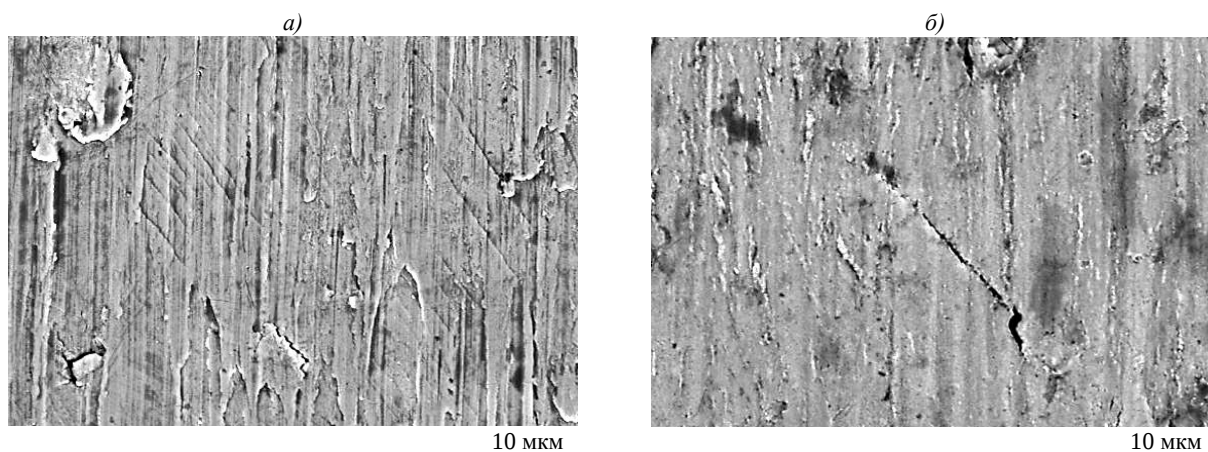


Рис. 4. Поверхность образцов из сплава ВЖ175У после испытания при 750°С и $\sigma=0,8\sigma_{\text{в}}$: а – центральная зона фрагмента, линии скольжения; б – край фрагмента

Фрактографический анализ образцов, испытанных на кратковременную прочность показал, что разрушение во всех случаях развивается от поверхности и преимущественно внутризеренно, с формированием хрупких фасеток и мелких ямок (рис. 5). При температуре испытаний 20°С хрупкие фасетки в изломе в основном расположены перпендикулярно приложенной нагрузке, в то время как после испытаний при 650 и 750°С в изломе наблюдается много хрупких фасеток, расположенных под углом к оси приложенной нагрузки.

Анализ микроструктуры приповерхностного слоя показал, что после испытания образцов при температуре 20°С с остановкой при $0,8\sigma_{\text{в}}$ линии скольжения сосредоточены как в приповерхностном слое, так и в центральной зоне. После испытаний при температуре 650 и 750°С наибольшее количество линий скольжения сосредоточено преимущественно в приповерхностном слое.

После испытаний до разрушения (независимо от температуры) наибольшая плотность линий скольжения в зернах наблюдается в непосредственной близости к излому. На расстоянии 10 мм от излома плотность линий скольжения снижается как у поверхности, так и в центральной зоне (рис. 6).

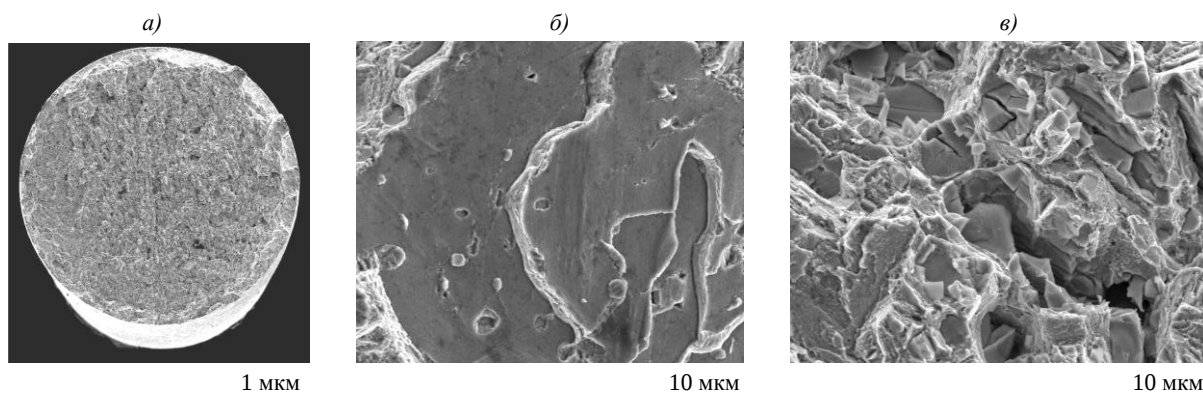


Рис. 5. Строение излома образца из сплава ВЖ175 после испытания на кратковременную прочность при 20°C:

а – общий вид излома; *б* – хрупкие фасетки; *в* – мелкие ямки, хрупкие частицы

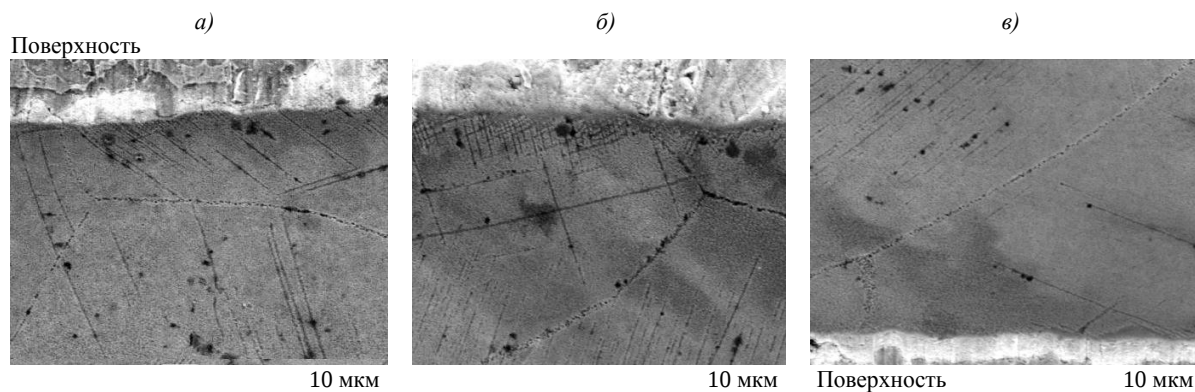


Рис. 6. Микроструктура приповерхностного слоя образца из сплава ВЖ175:

а – испытания при 20°C, линии скольжения в приповерхностном слое и на удалении; *б* – испытания при 650°C, линии скольжения сосредоточены в приповерхностном слое; *в* – испытания при 750°C с остановкой при $\sigma=0,8\sigma_{\text{в}}$, линий скольжения мало

Исследование образцов после испытаний на длительную прочность до разрушения и с остановкой испытания при $\tau_{\text{max}}=0,8\tau_{\text{разр}}$

Исследование поверхности образцов показало, что при температуре испытания 20°C в процессе выдержки под нагрузкой в средней части образцов уже при $\tau_{\text{max}}=0,8\tau_{\text{разр}}$ наблюдаются области с более плотным, чем в остальной части образца, выходом плоскостей скольжения (линий скольжения), а также фрагментация поверхности, микротрещины вокруг частиц. При дальнейшей выдержке под нагрузкой плотность линий скольжения и размер микротрещин в этих местах увеличиваются, фрагментация усиливается, что приводит к развитию разрушения. В области, прилегающей непосредственно к излому, наблюдаются наибольшая плотность линий скольжения и наиболее выраженная фрагментация поверхности. По мере удаления от излома плотность линий

сокращается. В образцах, испытанных при комнатной температуре, линии скольжения встречаются на расстоянии до 8 мм от излома.

При увеличении температуры испытаний до 650 и 750°C количество наблюдаемых на поверхности линий скольжения резко сокращается, а их локализация возрастает. Наибольшая фрагментация поверхности и плотность линий скольжения наблюдаются в непосредственной близости к излому. На расстоянии 1 мм от излома на поверхности образцов наблюдаются лишь единичные линии скольжения.

После остановки испытания при $\tau_{\max}=0,8\tau_{\text{разр}}$ на поверхности образцов наблюдаются лишь единичные линии скольжения в средней части.

Анализ микроструктуры образцов показал, что при температурах 20, 650 и 750°C с остановкой при $\tau_{\max}=0,8\tau_{\text{разр}}$ наибольшее количество линий скольжения сосредоточено преимущественно в приповерхностном слое, в центральной зоне шлифа линий скольжения практически не наблюдается. После испытания образцов до разрушения наибольшая плотность выходов плоскостей скольжения наблюдается в непосредственной близости к излому. В центральной зоне образца как вблизи излома, так и на удалении от него, плотность линий скольжения ниже, чем у поверхности.

При проведении *фрактографического анализа* установлено, что независимо от температуры испытаний разрушение во всех образцах начинается с поверхности. После испытаний при 20°C в очаговой зоне разрушение развивается преимущественно с образованием фасеток квазискола, а в зоне статического долома присутствует смешанный излом, состоящий из мелких ямок и фасеток квазискола.

С повышением температуры испытаний до 650 и 750°C в очаговой зоне образцов наблюдаются преимущественно границы зерен и хрупкие фасетки. В зоне развития трещины излом в основном состоит из хрупких фасеток и мелких ямок с некоторыми отличиями для каждого сплава, обусловленными разницей в микроструктуре.

Исследование образцов после испытаний на малоцикловую усталость

Исследование поверхности образцов после проведения испытаний на МЦУ при температуре 20°C показало наличие большого количества линий скольжения на поверхности в непосредственной близости к излому и на расстоянии не более 0,5–1 мм от него (рис. 7). Уже при удалении от излома на расстояние 2 мм линии скольжения практически отсутствуют.

При повышении температуры испытаний до 650 и 750°C на поверхности образцов наблюдается значительная фрагментация, большое количество трещин. Выходы

плоскостей скольжения в основном сосредоточены под изломом и на расстоянии до 0,5 мм от него, на расстоянии от излома 5 и 10 мм они практически отсутствуют.

На поверхности образцов, испытанных с остановкой при $\sigma=0,8\sigma_{-1}$, после испытания при 20°C наблюдаются лишь отдельные линии скольжения в средней части.

После испытаний при 650 и 750°C наблюдается значительная фрагментация поверхности, в средней части образцов присутствуют лишь отдельные линии скольжения (рис. 8).

Анализ микроструктуры образцов показал, что при температурах 20, 650 и 750°C с остановкой при $\sigma=0,8\sigma_{-1}$ наибольшее количество линий скольжения сосредоточено преимущественно в приповерхностном слое, в центральной зоне шлифа линий скольжения практически не наблюдается. После испытания образцов до разрушения наибольшая плотность выходов плоскостей скольжения наблюдается в непосредственной близости к излому. В центральной зоне образца как вблизи излома, так и на удалении от него, плотность линий скольжения ниже, чем у поверхности.

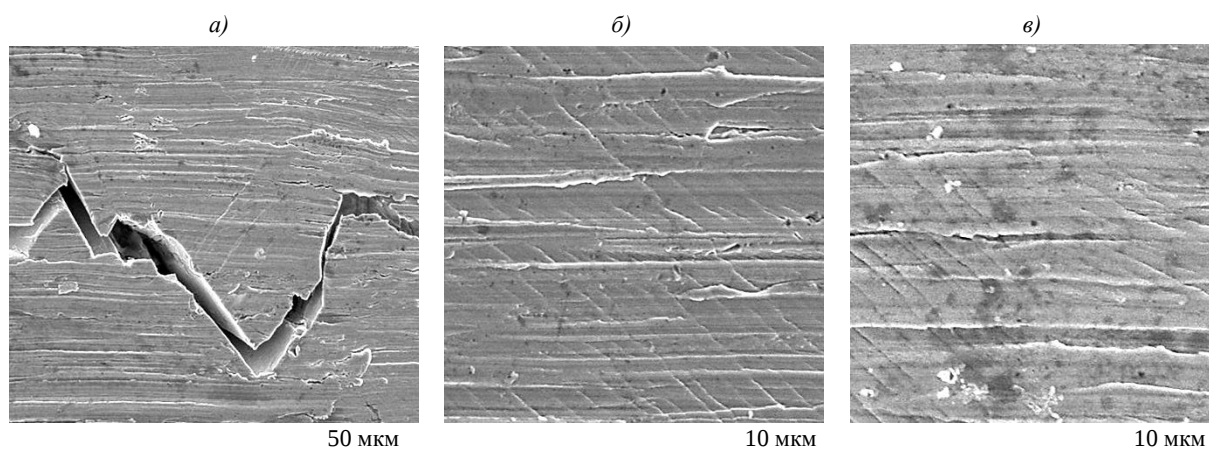


Рис. 7. Поверхность образца из сплава ВЖ175 после испытаний на МЦУ при температуре 20°C:

а – трещины вблизи излома; *б* – линии скольжения на расстоянии 0,5 мм от излома; *в* – линии скольжения на расстоянии 1 мм от излома

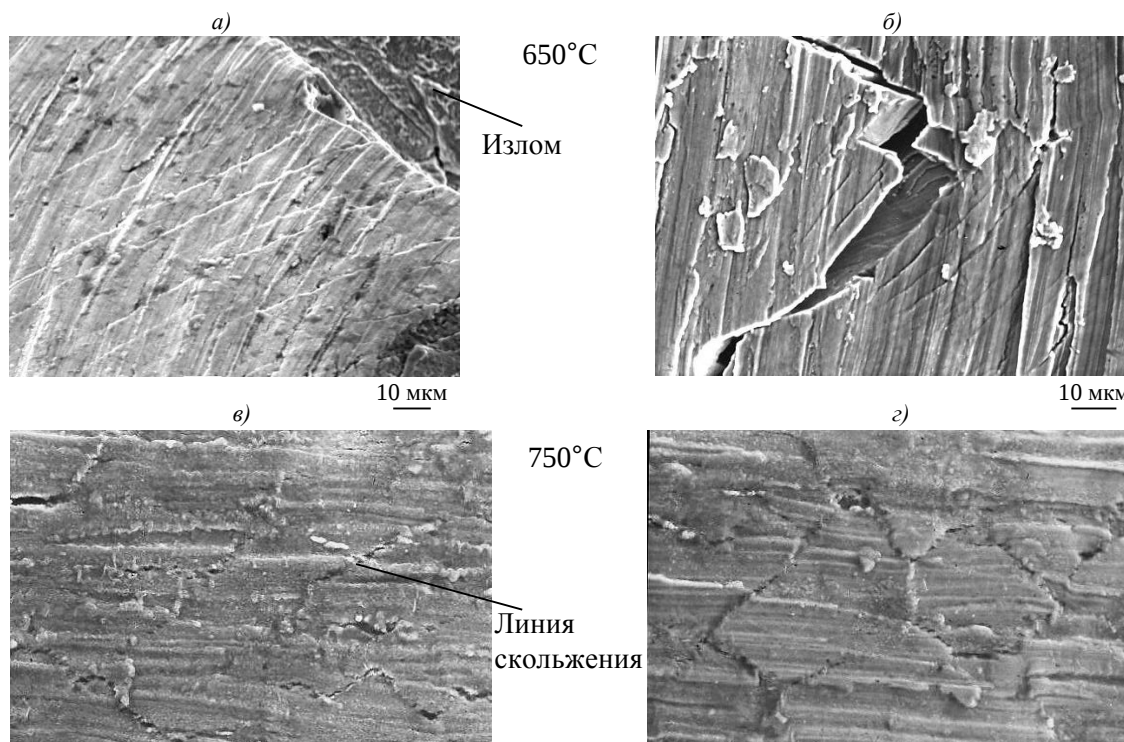


Рис. 8. Поверхность образцов из сплава ВЖ175 после испытаний на МЦУ при повышенных температурах:

а – линии скольжения под изломом; *б* – трещины на расстоянии 1 мм от излома; *в* – единичные линии скольжения на расстоянии 1 мм от излома; *г* – фрагментация поверхности

Фрактографический анализ образцов после испытаний на МЦУ показал, что при температуре испытания 20°C разрушение развивается от поверхности, имеет усталостный характер, проходит внутризеренно. В очаговых зонах наблюдаются хрупкие фасетки и плато с усталостными бороздками. В зоне статического долома разрушение проходит с образованием хрупких фасеток и ямочного рельефа.

После повышения температуры испытаний до 650°C в очаговых зонах разрушение проходит смешанно: по границам зерен и с образованием плато с усталостными бороздками. В зоне статического долома разрушение проходит преимущественно внутризеренно с образованием хрупких фасеток и ямочного рельефа.

После испытаний при температуре 750°C в очаге у поверхности и в зоне развития трещины разрушение проходит преимущественно по границам зерен и с образованием отдельных плато с усталостными бороздками. В зоне статического долома разрушение проходит преимущественно внутризеренно с образованием хрупких фасеток и ямочного рельефа.

Необходимо отметить, что в сплаве ВЖ175У локализация деформации выражена

в большей степени, чем в двух других сплавах, т. е. процесс деформации, предшествующий разрушению, развивается более интенсивно. Это может быть обусловлено как различиями в геометрических параметрах микроструктуры, так и различием в количестве упрочняющей фазы.

Заключение

В ходе проведения исследований образцов из жаропрочных деформируемых никелевых сплавов (ВЖ175, ВЖ175У, ЭК151) системы легирования Ni–Al–Co–Cr–Mo–Nb–Ti–W после различных видов механических испытаний при температурах 20, 650 и 750°С выявлены следующие диагностические признаки предразрушения: наличие линий скольжения, являющихся выходами на поверхность кристаллографических плоскостей, по которым происходит скольжение в масштабах зерна, а также наличие фрагментации поверхности.

Плотность распределения выходов плоскостей скольжения на поверхность испытанных образцов зависит от метода испытаний, уровня приложенной нагрузки и температуры испытаний.

Различия в поведении сплавов в процессе нагружения, вероятно, обусловлены различиями в химическом составе и микроструктуре, влияющими на сопротивление развитию систем скольжения и на начало разрушения после исчерпания способности к пластической деформации.

Установлено, что для всех видов испытаний повышение температуры приводит к интенсификации процессов, предшествующих разрушению и локализации деформации в объеме образца. Следовательно, наличие линий скольжения и фрагментации поверхности, сосредоточенных на малом участке, позволяет прогнозировать возникновение разрушения именно на этом участке.

На основании полученных результатов может быть разработана методика диагностики состояния поверхности материала, которая позволит прогнозировать остаточный ресурс работы деталей. Наблюдение за происходящими изменениями в поверхностном слое работающих под нагрузкой деталей, выявление их местонахождения, измерение плотности распределения линий скольжения позволят определять наиболее опасный в плане разрушения участок детали.

Своевременное выявление признаков предразрушения сплавов позволит прогнозировать остаточный ресурс работы деталей и конструкций, обоснованно устанавливать дату следующего осмотра, ремонта или замены деталей, что даст возможность суще-

ственно снизить риск аварийных разрушений деталей, повысить безопасность полетов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Конструкционные и функциональные материалы – основа экономического и научно-технического развития России //Вопросы материаловедения. 2006. №1. С. 64–67.
2. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение //Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.
3. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения //Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34–38.
4. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения //Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. №3. С. 47–54.
5. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В., Моисеенко Д.Д. Природа локализации пластической деформации твердых тел //Журнал технической физики. 2007. Т. 77. №8. С. 62–69.
6. Малинина Н.А. Мезомеханика многоуровневой системы структурных напряжений //Вестник Новгородского государственного университета. 2004. №26. С. 7–12.
7. Zangwill A. Physics of surfaces. Cambridge: Cambridge Interscience Publishing. 1988. 339 p.
8. Панин В.Е. Проблемы мезомеханики прочности и пластичности наноструктурных материалов //Известия вузов. Физика. 2004. №8. С. 17.
9. Панин В.Е., Моисеенко Д.Д., Жевлаков А.Л., Максимов П.В. Возникновение зародышей мезополос локализованной деформации на интерфейсе «поверхностный слой–подложка» и их распространение в объеме нагруженного твердого тела, находящегося в неравновесном состоянии //Письма в журнал технической физики. 2008. Т. 34. №5. С. 22–27.
10. Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М.: Наука. 1983. 280 с.
11. Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Кузина О.Ю., Шарыпова А.Ю. Масштабная инвариантность механизмов деформации поликристаллов /In: II International Conference «Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials». М.: DFMN. 2007. P. 23–25.
12. Романов А.Н., Филимонова Н.И. Накопление повреждений в локальных зонах конструкционного материала и рассредоточенное трещинообразование /In: II International Conference «Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials». М.: DFMN. 2007. P. 47–48.
13. Панин В.Е., Панин А.В. Эффект поверхностного слоя в деформируемом твердом теле //Физическая мезомеханика. 2005. Т. 8. №5. С. 7–15.
14. Романов А.Н., Филимонова Н.И., Ганиева Г.М. и др. Основные типы микрорельефов в конструкционных металлических материалах при высокотемпературном циклическом нагруже-

- нии /In: II International Conference «Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials». М.: DFMN. 2007. Р. 49–50.
15. Петухов А.Н. Вклад в разрушение металлических материалов и деталей технологических деформаций поверхностного слоя /В сб. трудов II Международной конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». М.: ИМЕТ. 2006. Т. I. С. 219–221.
 16. Гордеева Т.А., Жегина И.П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. М.: Машиностроение. 1975. 200 с.
 17. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов //Авиационные материалы и технологии 2012. №S. С. 440–448.
 18. Ерасов В.С., Гриневич А.В., Сеник В.Я., Коновалов В.В., Трунин Ю.П., Нестеренко Г.И. Расчетные значения характеристик прочности авиационных материалов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 14–16.
 19. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов //Труды ВИАМ. 2013. №5. Ст. 06 (viam-works.ru).
 20. Терентьев В.Ф., Беляев М.С., Бакрадзе М.М. и др. Разрушение жаропрочного сплава ВЖ175 в условиях жесткого малоциклового нагружения //Труды ВИАМ. 2014. №11. Ст. 12 (viam-works.ru).
 21. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 36–52.
 22. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Василенок Л.Б., Морозова Г.И. Рений в жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газовых турбин (продолжение) //Материаловедение. 2000. № 3. С. 38–43.
 23. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. и др. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 52–57.
 24. Морозова Г.И. Закономерность формирования химического состава γ'/γ -матрицы многокомпонентных никелевых сплавов //Доклады Академии наук. 1991. Т. 320. №6. С. 1413–1416.

REFERENCES LIST

1. Kablov E.N. Konstrukcionnye i funkcional'nye materialy – osnova jekonomicheskogo i nauchno-tehnicheskogo razvitija Rossii [Constructional and functional materials – basis of economic and scientific and technical development of Russia] //Voprosy materialovedenija. 2006. №1. S. 64–67.

2. Kablov E.N. Aviakosmicheskoe materialovedenie [Aerospace materials science] //Vse materialy. Jenciklopedicheskij spravochnik. 2008. №3. S. 2–14.
3. Kablov E.N., Lomberg B.S., Ospennikova O.G. Sozdanie sovremennyh zharoprochnyh materialov i tehnologij ih proizvodstva dlja aviacionnogo dvigatelestroenija [Creation of modern heat resisting materials and technologies of their production for aviation engine building] //Kryl'ja Rodiny. 2012. №3–4. S. 34–38.
4. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S., Sidorov V.V. Prioritetnye napravlenija razvitiya tehnologij proizvodstva zharoprochnyh materialov dlja aviacionnogo dvigatelestroenija [The priority directions of development of production technologies of heat resisting materials for aviation engine building] //Problemy chernoj metallurgii i materialovedenija. 2013. №3. S. 47–54.
5. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V., Moiseenko D.D. Priroda lokalizacii plasticheskoj deformacii tverdyh tel [Nature of localization of plastic strain of solid bodies] //Zhurnal tehnicheckoj fiziki. 2007. T. 77. №8. S. 62–69.
6. Malinina N.A. Mezomehanika mnogourovnevoj sistemy strukturnyh naprjazhenij [Mesomechanics of multilayer system of structural tension] //Vestnik Novgorodskogo gosudarstvennogo universiteta. 2004. №26. S. 7–12.
7. Zangwill A. Physics of surfaces. Cambridge: Cambridge Interscience Publishing. 1988. 339 p.
8. Panin V.E. Problemy mezomehaniki prochnosti i plastichnosti nanostrukturnyh materialov [Problems of mesomechanics of durability and plasticity of nanostructural materials] //Izvestija vuzov. Fizika. 2004. №8. S. 17.
9. Panin V.E., Moiseenko D.D., Zhevlakov A.L., Maksimov P.V. Vozniknovenie zarodyshej mezopolos lokalizovannoj deformacii na interfejsе «poverhnostnyj sloj–podlozhka» i ih rasprostranenie v obeme nagruzhennogo tverdogo tela, nahodjashhegosja v neravnovesnom sostojanii [Emergence of germs of mesostrips of the localized deformation on the interface «surface layer substrate» and their distribution in the volume of the loaded solid body being in nonequilibrium condition] //Pis'ma v zhurnal tehnicheckoj fiziki. 2008. T. 34. №5. S. 22–27.
10. Alehin V.P. Fizika prochnosti i plastichnosti poverhnostnyh sloev materialov [Physics of durability and plasticity of surface layers of materials]. M.: Nauka. 1983. 280 s.
11. Panin V.E., Elsukova T.F., Kuzina O.Ju., Sharypova A.Ju. Masshtabnaja invariantnost' mehanizmov deformacii polikristallov [Large-scale invariancy of mechanisms of deformation of polycrystals] /In: II International Conference «Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials». M.: DFMN. 2007. P. 23–25.
12. Romanov A.N., Filimonova N.I. Nakoplenie povrezhdenij v lokal'nyh zonah konstrukcionnogo materiala i rassredotochennoe treshhinoobrazovanie [Accumulation of damages to local zones of constructional material and the dispersed crack formation] /In: II International Conference «Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials». M.: DFMN. 2007. P. 47–48.

13. Panin V.E., Panin A.V. Jeffekt poverhnostnogo sloja v deformiruemom tverdom tele [Effect of surface layer in deformable solid body] //Fizicheskaja mezomehanika. 2005. T. 8. №5. S. 7–15.
14. Romanov A.N., Filimonova N.I., Ganieva G.M. i dr. Osnovnye tipy mikrorel'efov v konstrukcionnyh metallicheskih materialah pri vysokotemperaturnom ciklicheskom nagruzhении [The main types of microreliefs in constructional metal materials at high-temperature cyclic loading] /In: II International Conference «Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials». M.: DFMN. 2007. P. 49–50.
15. Petuhov A.N. Vklad v razrushenie metallicheskih materialov i detalej tehnologicheskikh deformacij poverhnostnogo sloja [Contribution to destruction of metal materials and details of technological deformations of surface layer] /V sb. trudov II Mezhdunarodnoj konf. «Deformacija i razrushenie materialov i nanomaterialov». M.: IMET. 2006. T. I. S. 219–221.
16. Gordeeva T.A., Zhegina I.P. Analiz izlomov pri ocenke nadezhnosti materialov [The analysis of breaks at assessment of reliability of materials]. M.: Mashinostroenie. 1975. 200 s.
17. Erasov V.S., Jakovlev N.O., Nuzhnyj G.A. Kvalifikacionnye ispytaniya i issledovaniya prochnosti aviacionnyh materialov [Qualification tests and researches of durability of aviation materials] //Aviacionnye materialy i tehnologii 2012. №S. S. 440–448.
18. Erasov V.S., Grinevich A.V., Senik V.Ja., Konovalov V.V., Trunin Ju.P., Nesterenko G.I. Raschetnye znachenija harakteristik prochnosti aviacionnyh materialov [Calculated values of characteristics of durability of aviation materials] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №2. S. 14–16.
19. Chabina E.B., Alekseev A.A., Filonova E.V., Lukina E.A. Primenenie metodov analiticheskoy mikroskopii i rentgenostrukturnogo analiza dlja issledovaniya strukturno-fazovogo sostojanija materialov [Application of methods of analytical microscopy and the rentgenostrukturny analysis for research of structural and phase condition of materials] //Trudy VIAM. 2013. №5. St. 06 (viam-works.ru).
20. Terent'ev V.F., Beljaev M.S., Bakradze M.M. i dr. Razrushenie zharoprochnogo splava VZh175 v uslovijah zhestkogo malociklovogo nagruzhения [VZh175 hot strength alloy destruction in the conditions of rigid low-cyclic loading] //Trudy VIAM. 2014. №11. St. 12 (viam-works.ru).
21. Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Demonis I.M. Nikelevye litejnye zharoprochnye splavy novogo pokolenija [Nickel foundry hot strength alloys of new generation] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 36–52.
22. Kablov E.N., Petrushin N.V., Vasilenok L.B., Morozova G.I. Renij v zharoprochnyh nikelevyh splavah dlja lopatok gazovyh turbin (prodolzhenie) [Reny in heat resisting nickel alloys for blades of gas turbines (continuation)] //Materialovedenie. 2000. №3. S. 38–43.
23. Lomberg B.S., Ovsepjan S.V., Bakradze M.M. i dr. Vysokotemperaturnye zharoprochnye nikelevye splavy dlja detalej gazoturbinnnyh dvigatelej [High-temperature heat resisting nickel alloys for details of gas turbine engines] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 52–57.

24. Morozova G.I. Zakonomernost' formirovanija himicheskogo sostava γ'/γ -matricy mnogokomponentnyh nikel'nykh splavov [Pattern of forming of chemical composition γ'/γ -матрицы multicomponent nickel alloys] //Doklady Akademii nauk. 1991. T. 320. №6. S. 1413–1416.