

Деградация поверхностных слоев жаропрочных сплавов и термоусталостная повреждаемость конструктивных элементов ГТД

Л. В. Кравчук, Р. И. Куриат, К. П. Буйских, С. Г. Киселевская

Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

Исследованы фазовый состав, структура поверхностного деградированного слоя и концентрация элементов направленно-кристаллизованного жаропрочного сплава после испытаний в высокотемпературном газовом потоке. Установлены зависимости степени повреждения поверхностного слоя от уровня термических напряжений.

Ключевые слова: жаропрочные направленно-кристаллизованные сплавы, термоциклическое нагружение, газовый поток, деградированный слой, фазовый, структурный и элементный анализы.

Введение. Разработка методов определения остаточного ресурса элементов конструкций из жаропрочных сплавов существенно осложняется из-за отсутствия информации о реальной кинетике изменения физико-механических характеристик сплава в процессе термомеханического нагружения в агрессивных средах. Применительно к высокотемпературным элементам конструкций газотурбинных двигателей (ГТД), отработавших определенный ресурс, принципиальным является изучение деградации поверхностных слоев, являющихся практически во всех случаях областями концентрации действия температурно-силовых и коррозионно-эрозионных факторов. Наличие такой информации необходимо для корректного выбора и разработки ремонтных технологий, которые в мировой практике все больше используются для восстановления работоспособности и повышения надежности элементов конструкций ГТД. В этой связи очень важным и актуальным является поиск количественных связей между степенью деградации структуры и изменением свойств материалов в зонах действия максимальных термических напряжений.

Изучению закономерностей повреждения поверхностных слоев конструктивных элементов ГТД в период эксплуатации на этапе как до возникновения трещины, так и в процессе ее зарождения и роста посвящен ряд исследований [1, 2]. Основные закономерности формирования характеристик поверхностного слоя, связанные с состоянием финишной обработки элементов ГТД, рассмотрены в [2]. В работе [3] показано, что направленная кристаллизация (НК) сплавов ЖС26-ВИ, ЖС32-ВИ по сравнению с объемной кристаллизацией способствует измельчению структурных составляющих, снижению дендритной ликвации и повышению термоустойчивости металлов. В работе [4] представлены технологические особенности НК-сплавов, описаны их микроструктура, фазовый состав и данные по длительной прочности и ползучести. Автором работы [5] изучено влияние структуры сплавов, технологии изготовления деталей и нанесения защитных покрытий на характеристики прочности. Приведены классификация трещин и зависи-

мость их кинетики от различных факторов. Процессы образования поверхностного поврежденного слоя и новых фаз по границам зерен, а также кинетика трещин термической усталости на моделях лопаток ГТД исследованы в [6]. В работе [7] показана зависимость глубины поврежденного слоя от уровня термических напряжений. В результате исследования влияния концентрации серы в топливе на распределение легирующих элементов в поверхностном слое лопаток ГТД, испытанных на газодинамическом стенде, установлен механизм разрушения деградированного слоя, связанный с диффузией серы через окалину в основной материал. Влияние диффузионных процессов на нестабильность структуры никелевого сплава рассмотрено в работе [8]. В работе [9] показано, что изменение состава сплава происходит вследствие избирательного окисления и диффузии в окисных слоях, обеднения одними элементами и повышения концентрации других легирующих элементов в этих слоях.

Механизмы повреждения поверхностных слоев, зарождения и развития трещин термоусталости на конструктивных элементах ГТД исследуются в работах [10–12]. В направленно-кристаллизованных сплавах инициаторами возникновения трещин являются поперечно расположенные границы зерен относительно линии действия нагрузок, в монокристаллических сплавах – эвтектическая фаза и карбиды [10]. Результаты экспериментального исследования повреждаемости и кинетики трещин термической усталости на клиновидных образцах в зависимости от теплового и напряженного состояния детали представлены в [11–14].

Объект и методики исследования. С целью эффективности разрабатываемых методик испытания модельных образцов необходимо проводить в условиях, которые максимально отображают спектр реальных нагрузок ГТД. Поэтому испытания в высокотемпературном газовом потоке проводили по методике в соответствии с ДСТУ 2367-94 на клиновидных образцах, которые моделируют условия работы кромки лопатки ГТД [15].

Режим испытаний (рис. 1) соответствовал наиболее характерному режиму работы ГТД: запуск–останов двигателя при максимальной температуре в цикле 1020°C. При неизменном режиме теплового нагружения термические напряжения на кромке клиновидных образцов зависят от длины хорды последних, которая в наших исследованиях составляла $L = 35$ и 43 мм.

Были выполнены исследования структуры и элементного состава поверхностного деградированного слоя образцов из сплава ЖС6Ф в двух состояниях (монокристаллическое и направленно-кристаллизованное) после определенной наработки в высокотемпературном газовом потоке с максимальной температурой на кромке $T = 1020^\circ\text{C}$ при двух уровнях размаха термических напряжений $2\sigma_a = 450$ и 680 МПа. Кроме того, изучены деграция поверхностного слоя и изменение свойств материала в области термоусталостной трещины, возникшей в наиболее напряженной зоне клиновидного образца, моделирующего кромку лопатки ГТД. Для исследований вырезали продольные микрошлифы из кромочной части клиновидных образцов.

Микроструктурные исследования проводили с использованием инвертированного микроскопа отраженного света Axiovert 200 MAT, сканирующего автоэмиссионного электронного микроскопа Ultra 55 с колонной Gemini.

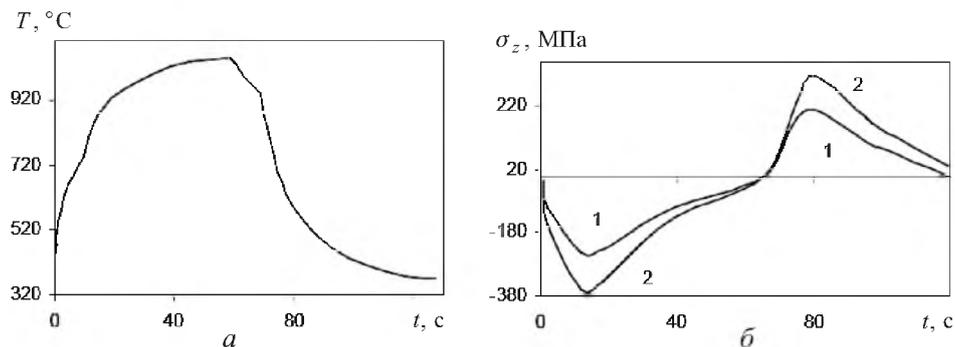


Рис. 1. Изменение в цикле температуры (а) и термических напряжений (б) на кромке клиновидных образцов с хордой длиной $L = 35$ (1) и 43 мм (2).

Анализ результатов. В качестве критерия оценки интенсивности необратимых изменений в поверхностных слоях принята глубина деградированного слоя, которая зависит как от температурно-временных факторов, так и от величины действующих термических напряжений.

Было установлено (рис. 2), что для деградированного слоя характерна неравномерность окисления по его глубине, зависящая прежде всего от наработки. Так, после наработки 4000 цикл глубина слоя составляла 40–110 мкм, в отдельных случаях наблюдались локальные коррозионные участки с поверхностным сколом, проникающие на глубину более 300 мкм.

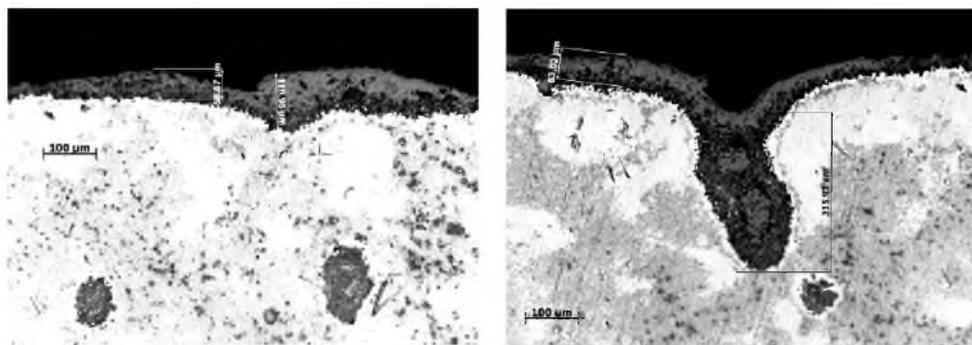


Рис. 2. Микроструктура поверхностного деградированного слоя НК-сплава ЖС6Ф после 4000 цикл теплосмен при напряжениях $2\sigma_a = 680$ МПа.

Деградированный слой разделяется на наружный с более плотной структурой и внутренний несплошный подслои, граничащий с матрицей исследуемого сплава (рис. 2). Образование внутреннего слоя, по-видимому, обусловлено неравномерностью диффузии кислорода и металла.

При определении элементного состава поверхностного слоя использовали интегральный и точечный методы. Согласно первому методу предполагается определение концентраций исследуемого элемента по усредненным данным с заданной площади участка шлифа, согласно второму – в определенных точках поверхности шлифа, показанных на рис. 3.

Измерения глубины деградированного слоя на ряде образцов показывают, что она зависит от уровня термических напряжений. Так, после 2300 цикл

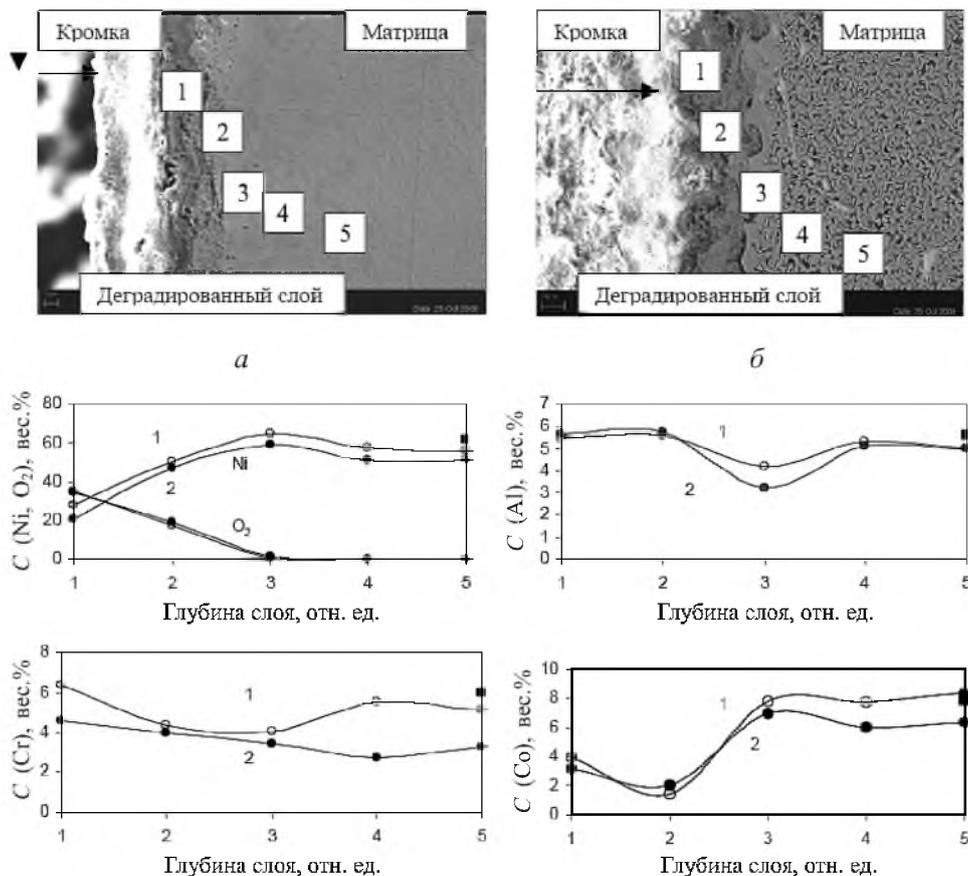


Рис. 3. Микроструктура и элементный состав поверхностного дегradированного слоя на сплаве ЖС6Ф после 2300 цикл при $T = 1020^{\circ}\text{C}$ и двух уровнях размаха напряжений: а, кривые 1 – $2\sigma_a = 450$ МПа; б, кривые 2 – $2\sigma_a = 680$ МПа. (Здесь и на рис. 5: C – концентрация вещества (вес.%.))

при уровнях напряжений $2\sigma_a = 680$ МПа средняя глубина дегradированного слоя составляет 40–45 мкм, при этом глубина наружного слоя (30 мкм) примерно в два раза больше глубины внутреннего подслоя (15 мкм). В некоторых случаях глубина дегradированного слоя может достигать 100 мкм. При более низком уровне напряжений $2\sigma_a = 450$ МПа глубина дегradированного слоя меньше и составляет 25–30 мкм, при соотношении наружного слоя и внутреннего подслоя – 20 и 10 мкм соответственно. В отдельных случаях наблюдаются локальные участки с проникновением дегradированного слоя на глубину до 65 мкм. При наработке 2300 цикл имеет место слой, более равномерный по глубине при достаточно хорошей его адгезии с матрицей (рис. 3), чем при наработке 4000 цикл теплосмен (рис. 2). Сравнение глубины дегradированного слоя при одном и том же уровне напряжений, но с различной наработкой показывает, что при большей наработке она равна 60–110 мкм, при меньшей – 40–45 мкм. Здесь решающим фактором является длительность воздействия высокотемпературного газового потока.

На испытанных в высокотемпературном газовом потоке клиновидных образцах определяли концентрацию основного элемента Ni и легирующих элементов Cr, Co, Mo, W, образующих с никелем γ -твердый раствор, и Al, Ti, Nb, Hf, образующих с никелем интерметаллидную γ' -фазу, а также исследовали элементный состав эвтектики $\gamma - \gamma'$ и карбидных фаз. Во время термоциклирования фазы взаимодействуют между собой и с кислородом, поступающим из высокотемпературной газовой среды.

Было установлено, что деградированный поверхностный слой состоит из простых окислов и шпинелей, поскольку в наружном слое по сравнению с внутренним наблюдается заметное снижение концентрации никеля от 50 до 22,9 вес.% и соответственно повышение кислорода от 17,3 до 35,9 вес.%. Диффузия кислорода из газовой среды в направлении матрицы происходит либо по границам зерен окислов, либо по местам повреждения сплошности деградированного слоя типа пор и трещин.

Распределение легирующих элементов по глубине поверхностного деградированного слоя крайне неравномерно. Из рис. 3 видно, что на поверхности клиновидного образца имеет место тенденция к снижению концентрации Ni (в 1,8 раза) и Co (в 2 раза) по сравнению с их содержанием в матрице сплава. Что касается изменения концентрации Co внутри деградированного слоя, наблюдается ее увеличение к поверхности до 4,1 вес.% в наружном слое по сравнению с 1,2 вес.% во внутреннем.

Сравнение изменения концентраций легирующих элементов в слое в зависимости от уровня напряжений с помощью интегрального метода анализа данных показывает, что уровень термических напряжений влияет на изменение концентрации элементов деградированного слоя. При низких напряжениях $2\sigma_a = 450$ МПа концентрация Ni, Cr и Co выше, чем при высоких напряжениях $2\sigma_a = 680$ МПа.

Образование нетравящейся области, расположенной на границе деградированный слой–матрица, обедненной упрочняющей γ' -фазой, связано со снижением концентрации таких элементов, как Al, Cr, Co, при росте концентрации Ni. Из рис. 3 видно, что снижение концентрации Al до 3,2 вес.% происходит при высоких уровнях напряжений, до 4,2 вес.% – при низких уровнях напряжений, что соответствует уровню концентрации Al в γ -твердом растворе. Следовательно, по элементному составу нетравящаяся область близка к γ -твердому раствору.

Исследование деградации структуры и свойств материала в области трещины проводили на основе анализа кинетики трещин. Как видно из рис. 4, где показана кинетика трещин термической усталости клиновидных образцов из сплава ЖС6Ф в двух структурных состояниях, характер распространения термоусталостных трещин существенно различается. На границе зерна трещина образуется практически мгновенно и с достаточно высокой скоростью ее длина увеличивается до 6 мм, внутри зерна кривая скорости роста трещины имеет более плавный характер. Анализ микроструктуры НК-сплава ЖС6Ф после 2300 цикл теплосмен при напряжении $2\sigma_a = 450$ МПа свидетельствует, что границы зерен сплава представляют собой сложные карбиды в виде прерывистых выделений округлой формы с высоким содержанием W и Mo и пластинчатой формы из Ni и W. Распола-

гаясь вдоль границы зерна, они являются местами активной диффузии компонентов фаз сплава и влияют на скорость роста и характер распространения термоусталостных трещин.

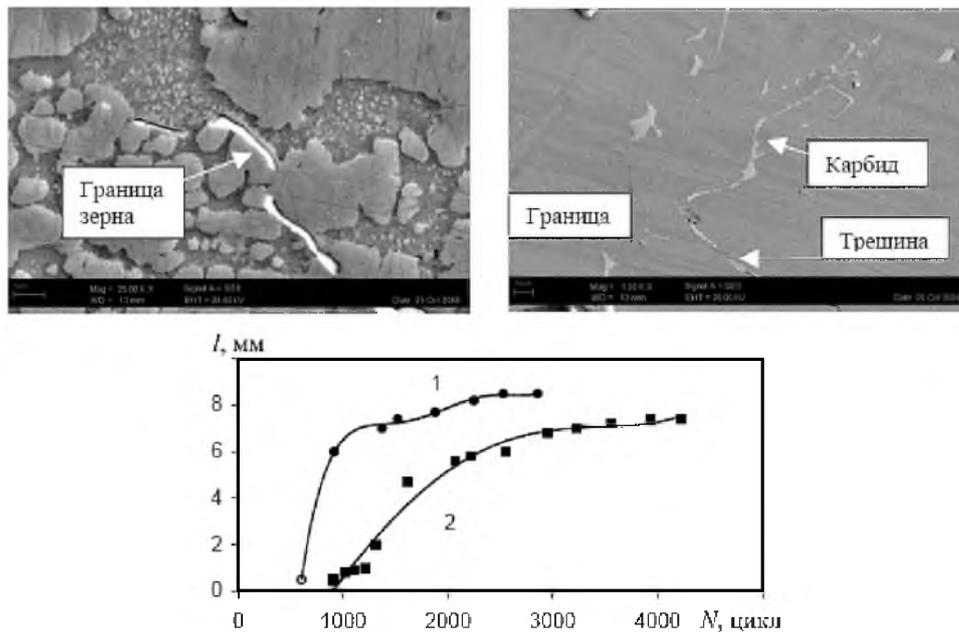


Рис. 4. Микроструктура и кинетика трещин термической усталости образцов из сплава ЖС6Ф при $T = 1020^\circ\text{C}$, $2\sigma_a = 450$ МПа на границе (1) и внутри (2) зерна.

Для сравнения проводили исследования микроструктуры и элементного состава поверхностного деградированного слоя в области образовавшейся трещины (рис. 5). Полученные данные о влиянии уровня термических напряжений в области трещины на изменение концентрации элементов деградированного слоя, расположенного по берегам трещины, подтверждают представленные выше сведения о характере изменения поверхностного деградированного слоя. При высоких уровнях напряжений в области трещины концентрация таких элементов, как Ni, Al, Cr, на границе матрица–деградированный слой, ниже, чем при низких уровнях напряжений.

С позиций оценки значимости приведенных выше результатов для выработки представлений о прочностном поведении поверхностного слоя и его потенциального влияния на процессы повреждения заслуживают внимания данные исследования микротвердости различных областей деградированного слоя. Изменение микротвердости по глубине деградированного слоя определяли при нагрузке 20 г. Из приведенных на рис. 6 результатов видно, что микротвердость деградированного слоя существенно выше микротвердости матрицы сплава. При высоких уровнях напряжений в наружном слое она составляет 8,9...9,2 ГПа, при низких – 6,8...8,1 ГПа по сравнению с микротвердостью матрицы сплава, близлежащей к поврежденному слою, равной соответственно 2,03...2,13 и 2,72...3,0 ГПа. Микротвердость внутреннего подслоя при высоких уровнях напряжений составляет 4,68 ГПа, при низких – 7,44 ГПа. На границе деградированного слоя и матрицы распо-

лагается осветленная нетравящаяся область глубиной 13 мкм, обедненная выделениями γ' -фазы, где значения микротвердости 2...3 ГПа близки к микротвердости сплава.

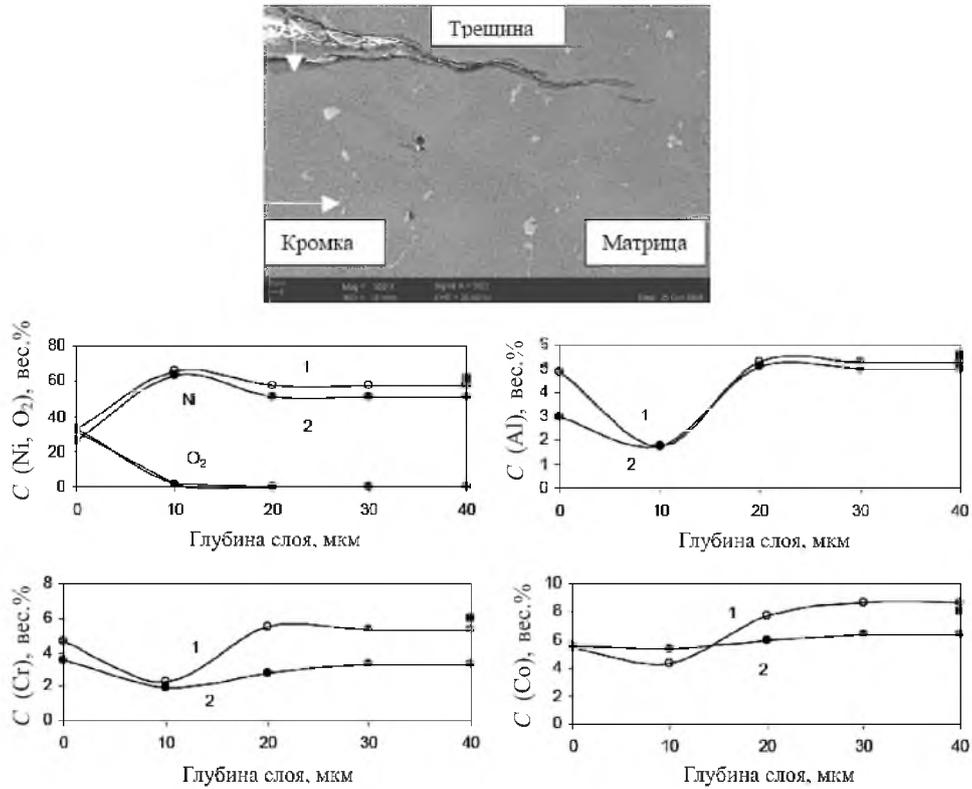


Рис. 5. Микроструктура и элементный состав деградированного слоя в области трещины в монокристаллическом сплаве после 2300 цикл при $T = 1020^\circ\text{C}$, $2\sigma_a = 450$ (1) и 680 МПа (2).

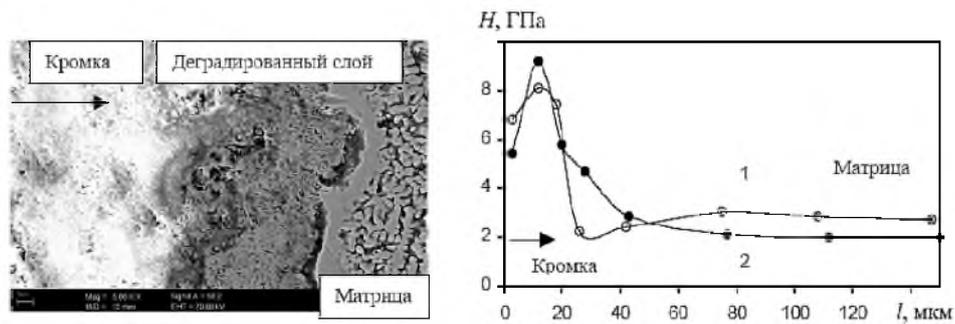


Рис. 6. Изменение микротвердости по глубине поверхностного деградированного слоя в сплаве ЖС6Ф при $T = 1020^\circ\text{C}$, $2\sigma_a = 450$ (1) и 680 МПа (2).

Для сравнения определяли микротвердость деградированного слоя в области трещины. Из приведенных на рис. 7 данных видно, что микротвердость деградированного слоя в области трещины выше, чем микротвердость матрицы. При высоких уровнях напряжений в наружном слое (на рис. 7 кривая 2) она составляет 4,1...8,9 ГПа, при низких (кривая 1) – 5,4...6,3 ГПа

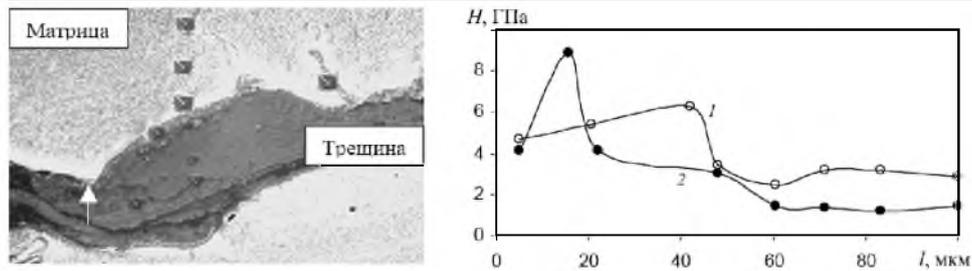


Рис. 7. Изменение микротвердости деградированного слоя НК-сплава ЖС6Ф в области трещины после 2100 цикл наработки при $T = 1020^{\circ}\text{C}$ на образце с хордой длиной $L = 35$ (1) и 43 мм (2).

по сравнению с микротвердостью матрицы сплава, близлежащей к поврежденному слою, равной соответственно 1,5 и 3,2 ГПа. Повышенная микротвердость в деградированном слое обусловлена его охрупчиванием. Это подтверждается появлением и распространением трещин от вершин отпечатка после укола индентором.

Заключение. В результате исследования фазового состава, структуры поверхностного деградированного слоя и концентрации элементов направленно-кристаллизованного жаропрочного сплава после испытаний в высокотемпературном газовом потоке установлены зависимости между степенью повреждения деградированного слоя и уровнем термических напряжений.

Полученные данные свидетельствуют о том, что при обосновании методов продления ресурса должны учитываться эффекты влияния процессов деградации поверхностных слоев. В частности, при анализе реально напряженно-деформированного состояния материала изделий в наиболее опасных областях должна предусматриваться возможность учета различия между свойствами деградированного поверхностного слоя и матрицы сплава. Кроме того, необходимо вносить коррективы при выборе характеристик, определяющих предельное состояние материала на стадиях до и после образования поверхностных трещин.

Резюме

Досліджено фазовий склад, структуру поверхневого деградованого шару та концентрацію елементів направлено-кристалізованого жароміцного сплаву після випробувань у високотемпературному газовому потоці. Установлено залежності ступеня пошкодження поверхневого шару від рівня термічних напружень.

1. Третьяченко Г. Н., Кравчук Л. В., Курият Р. И. и др. Термическая усталость материалов в условиях неоднородного термонапряженного состояния. – Киев: Наук. думка, 1985. – 280 с.
2. Богуслаев В. А., Муравченко Ф. М., Жеманюк П. Д. и др. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Ч. 1. Лопатки компрессора и вентилятора. – Запорожье: ОАО "Мотор Сич", 2003. – 296 с.

3. Цивирко Э. И., Жеманюк П. Д., Клочихин В. В. и др. Процессы кристаллизации, структура и свойства отливок из никелевых жаропрочных сплавов // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. – 2001. – № 10. – С. 13 – 17.
4. Каблов Е. Н., Голубовский Е. Р. Жаропрочность никелевых сплавов. – М.: Машиностроение, 1998. – 464 с.
5. Гецов Л. Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. – М.: Недра, 1996. – 591 с.
6. Третьяченко Г. Н., Кравчук Л. В., Куриат Р. И. и др. Исследование необратимых процессов в поверхностных слоях материала моделей лопаток ГТД при термическом нагружении в газовом потоке // *Пробл. прочности*. – 1980. – № 8. – С. 3 – 6.
7. Косыгин Э. П., Верховодов П. А. К вопросу о влиянии соединений серы в газовом потоке продуктов сгорания на повреждение поверхностного слоя турбинных лопаток при их термоциклическом нагружении // Там же. – № 1. – С. 103 – 107.
8. Волощенко А. П., Третьяченко Г. Н., Марусий О. И., Зинченко Б. М. Влияние теплосмен и коррозионной среды на состояние поверхностного слоя и работоспособность лопаток газовых турбин // Там же. – № 5. – С. 30 – 33.
9. *Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок* / Под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столоффа, У. К. Хагеля; Пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – 384 с.
10. Куриат Р. И., Хаустова С. Г. Структурные изменения и механизмы зарождения термоусталостных трещин в жаропрочных сплавах с покрытиями // *Пробл. прочности*. – 1993. – № 12. – С. 33 – 38.
11. Куриат Р. И., Буйских К. П., Киселевская С. Г. Исследование повреждаемости и кинетики трещин термической усталости применительно к конструкционным элементам ГТД // *Вибрации в технике и технологиях*. – 2001. – № 5 (21). – С. 37 – 39.
12. Кравчук Л. В., Куриат Р. И., Задворный Е. А. и др. Исследование кинетики повреждения жаропрочных сплавов при термоциклическом нагружении в газовом потоке // *Пробл. прочности*. – 2006. – № 4. – С. 79 – 86.
13. Liu X. B., Ma L. Z., Chang K. M., and Barbero E. Fatigue crack propagation of Ni-base superalloys // *Acta Met. Sinica*. – 2005. – **18**, No. 1. – P. 55 – 64.
14. Xie S. S., Pan X. F., Wang T. L., et al. Effects of microstructure on fatigue crack growth behaviors in Ni-base superalloy GH586 // *Ibid.* – 1999. – **12**, No. 3. – P. 267 – 272.
15. ДСТУ 2367-94. Єдина система захисту від корозії та старіння. Метали, сплави, покриття жаростійкі. Метод випробувань на високотемпературну корозію та термовтому в потоці продуктів горіння палива. – Київ: Держстандарт України, 1994. – 9 с.

Поступила 25. 10. 2007