

## **Кинетика и механизмы деградации поверхностного слоя элементов конструкций ГТД при термоциклическом нагружении в процессе зарождения и роста трещин термической усталости**

**К. П. Буйских<sup>1</sup>, С. Г. Киселевская, Л. В. Кравчук, Е. А. Задворный, Н. Н. Феофентов**

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

<sup>1</sup> bkr@ipp.kiev.ua

*Исследована кинетика деградации материала поверхностного слоя наиболее нагруженных элементов конструкций газотурбинных двигателей. Показаны существенные изменения структуры и элементного состава этого слоя в зонах появления трещин термической усталости, а также по берегам трещин в процессе их роста. Интенсивность исследованных изменений свидетельствует о необходимости их учета при расчете напряженно-деформированного состояния и при оценке остаточного ресурса высокотемпературных элементов конструкций газотурбинных двигателей.*

**Ключевые слова:** элементы конструкций газотурбинных двигателей, деградированный слой, трещины термической усталости, элементный состав поврежденного слоя.

**Введение.** Исследованию деградированного слоя материалов элементов конструкций энергетического оборудования в процессе эксплуатационной наработки в последнее время уделяется все больше внимания из-за необходимости оценки фактического состояния материала как с учетом прочностных характеристик, так и структурно-фазовых изменений.

В одной из первых работ [1], посвященных изучению этого вопроса, было установлено, что термостойкость сопловых лопаток с обедненным поверхностным слоем ниже, чем лопаток в исходном состоянии. Это обусловлено разупрочнением поверхностных слоев, а также влиянием напряжений из-за различия в характеристиках поверхностных слоев и внутренних участков лопатки, что может привести к возникновению напряжений даже при постоянной температуре и, как следствие, ускорить зарождение и развитие трещин при нестационарных режимах. В работе [2] исследовали структурное состояние, физические и механические характеристики модельных сплавов, близких по составу к обедненным поверхностным слоям лопаток газотурбинных двигателей (ГТД). Установлено, что микроструктура поверхностных слоев отличается от микроструктуры внутренних слоев и характеризуется тем, что в ней отсутствуют обычные выделения упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, свойственной жаропрочным сплавам.

В настоящее время для объяснения причин деградации поверхностных слоев жаропрочных сплавов и развития трещин предлагается большое количество механизмов и моделей. Одни авторы полагают, что интенсивность деградации жаропрочных сплавов определяется изменением структуры поверхностных слоев материала лопаток ГТД и предлагают исследовать кинетику диффузии оксидных слоев [3–5]. При этом изучается поверхностный деградированный слой образца, соответствующий материалу в ненапряженном состоянии без учета зоны трещины. Другие предлагают исследовать кинетику деградации поврежденной поверхности никелевых сплавов в условиях окисления в напряженном состоянии в зоне трещины [6, 7] и, в частности, в зоне ее вершины [8]. Для обоснования закономерностей роста трещин

при термоциклировании и окислении предложено объединить данные на макро- и микроуровнях с учетом их влияния на долговечность исследуемого материала [9].

Многие авторы предлагают модели и критерии, позволяющие связать такие факторы, как микроструктурная неоднородность деградированных слоев, трещины усталости, долговечность материала, его термонапряженное состояние. В работе [10] предложена феноменологическая модель прогнозирования роста трещины в монокристаллическом жаропрочном сплаве при повышенной температуре. Модель роста трещины рассматривалась в рамках классической линейной механики разрушения в упругой постановке. Учитывалось влияние при высокой температуре ползучести, усталости и усталости совместно с окислительными процессами. В [11] предложена модель, связывающая микроструктурную неоднородность поликристаллического никелевого сплава, возникновение микроструктурных трещин и их рост на начальной стадии с усталостной долговечностью образцов. В работе [12] проводилось численное моделирование малых трещин, дефектов и включений, а также исследовалось их влияние на усталостную долговечность материала. Известна достаточно простая модель [13], описывающая кинетику трещин термической усталости при высокой температуре с начальной нагрузкой и без нее на основе концепции разрушения зоны вокруг вершины трещины. Метод моделирования кинетики распространения трещины [14] учитывает связь распределения напряжений в вершине трещины с изменением микроструктуры, что обусловлено изменением скорости деформации и температуры.

Краткий обзор литературных источников подтвердил актуальность задачи исследования повреждения поверхностного слоя наиболее нагруженных элементов конструкций ГТД, в частности материала поверхностного слоя, где наблюдается появление трещин термической усталости. Эта проблема особенно актуальна в связи с изучением вопросов прогнозирования обоснованного безопасного продления ресурса элементов конструкций газотурбинных установок в Украине, заменить которые не представляется возможным, но которые исчерпали свой ресурс или находятся на грани его исчерпания.

**Методики исследования.** Различные механизмы повреждения деградированных поверхностных слоев материалов конструктивных элементов исследовались на клиновидных образцах [15–17], испытанных на газодинамическом стенде Института проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, при моделировании условий работы сопловых лопаток ГТД [18].

Изменения структуры и элементного состава поверхностного деградированного слоя (ДС) до образования трещины и в зоне появившейся трещины исследовали на образцах из сплавов типа ЖС. Микроструктурные исследования проводили с помощью инвертированного светового микроскопа Axiovert 200 MAT. Элементный состав определяли рентгеноспектральным методом на сканирующих электронных микроскопах Ultra 55 и EVO50XVP.

В качестве критерия оценки интенсивности необратимых изменений в поверхностных слоях была принята глубина ДС, который рассматривали как композиционный материал, включающий три слоя: наружный, состоящий из окислов; внутренний со сниженным количеством кислорода и обедненный  $\gamma'$ -фазой, расположенный между внутренним окисным слоем и матрицей.

Состояние ДС в зоне трещины при различных наработках оценивали, условно разделив трещину на три зоны: устье, центральная часть и вершина. Так, наработка в устье трещины соответствовала общей наработке образца, а в вершине – наработке до появления трещины 0,5 мм.

**Результаты исследований и их обсуждение.** На рис. 1 представлены результаты исследования закономерностей деградации материала поверхностного слоя лопаток ГТД до появления трещин термической усталости.

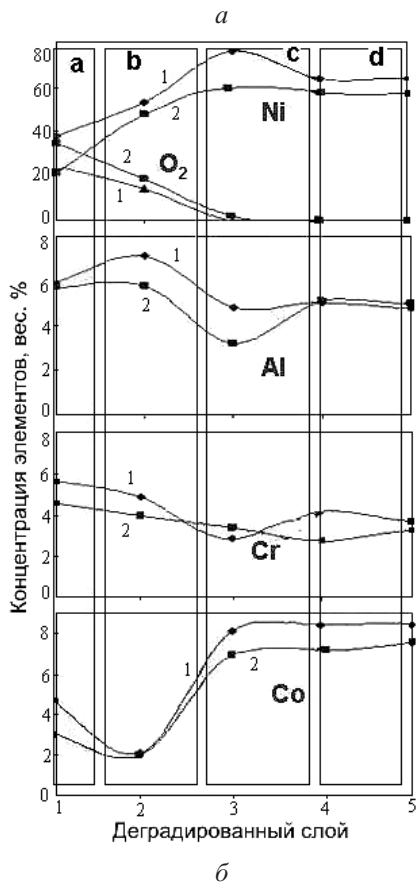
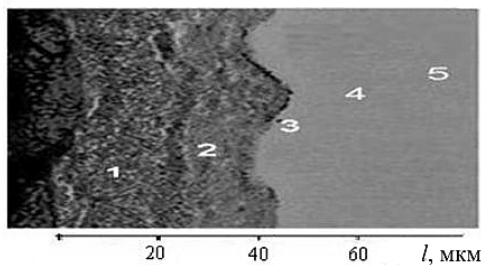


Рис. 1. Изменение элементного состава по глубине поверхностного ДС сплава ЖС6Ф при  $T = 900$  (1) и  $1020^{\circ}\text{C}$  (2). Здесь и на рис. 3: 1 – наружный слой – область a; 2 – внутренний слой – область b; 3 – слой, обедненный  $\gamma'$ -фазой, – область c; 4, 5 – матрица – область d.

Образование нетравящейся области c, расположенной на границе деградированный слой–матрица, и обедненной упрочняющей  $\gamma'$ -фазой обусловлено снижением концентрации таких элементов, как Al, Cr при росте концентрации Ni и Co. Анализ представленных данных показывает, что при высокой температуре концентрации указанных элементов в ДС ниже, чем при низкой температуре.

Аналогичные исследования по изучению ДС проводили в зоне образовавшихся трещин. На рис. 2 показана схема клиновидного образца с расположением трещин, образовавшихся в результате термоциклирования, и их кинетика. Трещины возникали и развивались в разных по величине термонапряженных зонах клиновидного образца с различной кинетикой изменения деградированного слоя.

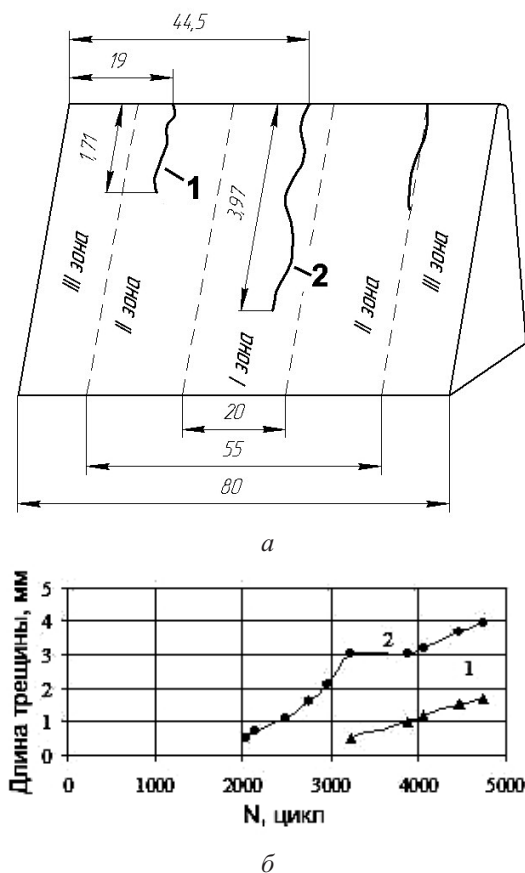


Рис. 2. Схема клиновидного образца с расположением трещин (а) и их кинетика (б): 1 – короткая трещина; 2 – длинная трещина.

Микроструктуру и элементный состав исследовали на двух трещинах в каждой из трех зон. На рис. 3 показан характерный пример исследования элементного состава в устье двух трещин. Содержание Ni в наружном и внутреннем коррозионном слое уменьшается, содержание Cr и Al также уменьшается в наружном коррозионном слое, но увеличивается во внутреннем. За счет оксидов Ni и Cr количество кислорода в коррозионном слое максимальное и равно нулю в осветленной зоне и матрице. Заметно большее его количество наблюдается на длинной трещине. Это обусловлено тем, что эта трещина находится и развивается на клиновидном образце в зоне высоких температур и напряжений.

Целесообразно сравнить распределение элементного состава по глубине деградированного слоя вне зоны трещины (рис. 1) и в ее устье (рис. 3). Такое сравнение достаточно обоснованное, так как области деградированного слоя подвергались в течение примерно одинакового времени воздействию высокотемпературного газового потока. Сравнение изменения концентрации  $O_2$  на поверхности образца на удалении от трещины (рис. 1) и в ее зоне (рис. 3) свидетельствует о различном характере его распределения. Так, в устье каждой из двух трещин концентрация  $O_2$  как в наружном, так и во внутреннем слое (на рис. 3 точки 3, 4) примерно одинаковая. Резкое уменьшение концентрации  $O_2$  наблюдается с переходом от внутреннего слоя (на рис. 3 точка 4) к слою, обедненному  $\gamma'$ -фазой, в то время как вне зоны трещины концентрация  $O_2$  заметно уменьшается во внутреннем слое по сравнению с наруж-

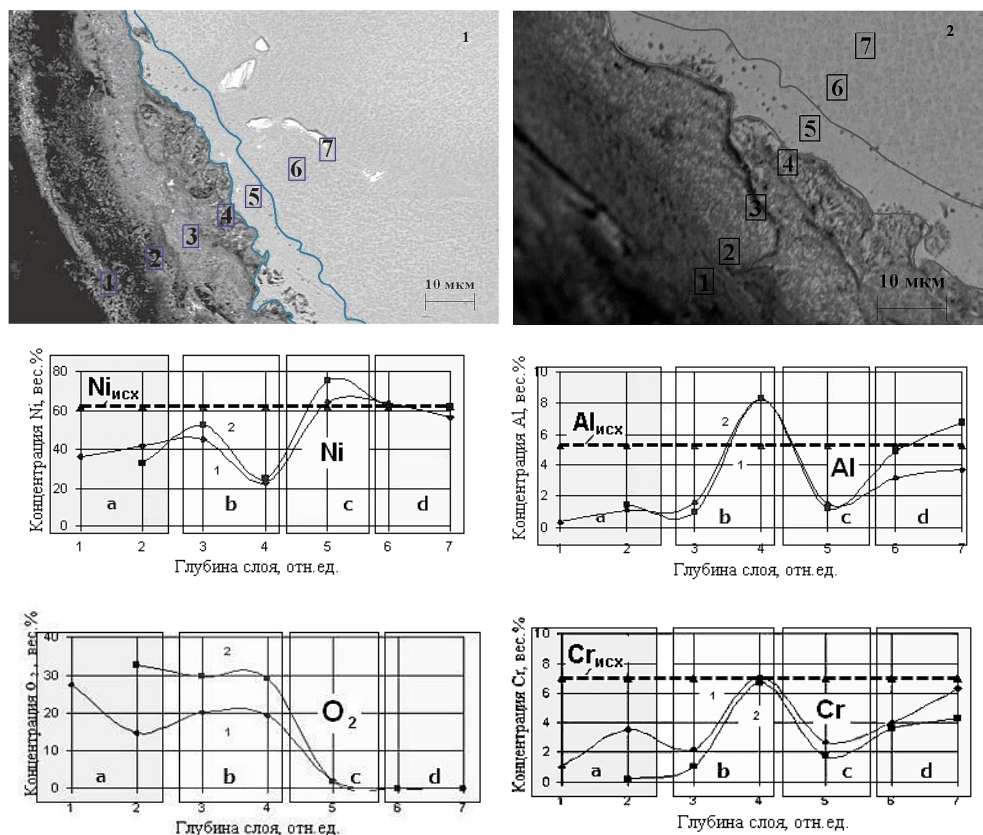


Рис. 3. Исследование элементного состава в устье двух (1, 2) трещин.

ным. Значительное различие наблюдается в характере распределения концентрации Ni. Вне зоны трещины концентрация Ni медленно увеличивается от поверхности к слою, обедненному  $\gamma'$ -фазой, где она максимальна. В устье трещины в области, близкой к границе со слоем, обедненным  $\gamma'$ -фазой, концентрация Ni минимальна (на рис. 3 точка 4), что соответствует пику максимума концентрации Cr и Al, в то время как вне зоны трещины в точке 3 (рис. 1) наблюдается не такой явно выраженный, но пик максимума Ni.

Для объяснения этих различий требуются дополнительные исследования. Однако возможной причиной может быть то, что в устье трещины более интенсивно происходят процессы повреждения поверхностного слоя по так называемому механизму скола, вследствие чего появляются зоны, где происходит повторное окисление. Легирующие элементы, связываясь с  $O_2$ , превращаются в соединения окислов с последующим повторным отслоением.

Для более глубокого понимания кинетики ДС в трех зонах двух трещин было проведено исследование элементного состава в слое, обедненном  $\gamma'$ -фазой (рис. 4).

Анализ кривых на рис. 4 показывает, что в центральной части трещины содержание элементов Ni, Cr, Co и Al более высокое для длинной трещины (2). В вершине и устье картина меняется: концентрация указанных элементов может быть как больше, так и меньше, что свидетельствует о существенной нестационарности происходящих коррозионных процессов по сравнению с таковой в центральной части трещины. Если сравнивать обедненную  $\gamma'$ -фазой область для длинной и короткой трещин (рис. 2), то можно заметить, что концентрация легирующих элементов выше

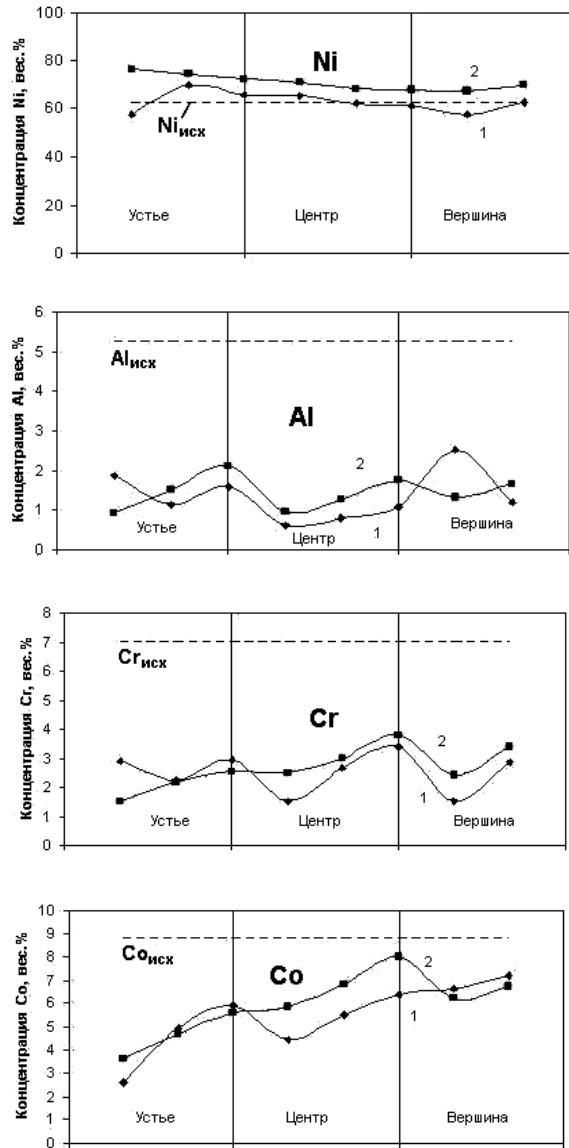


Рис. 4. Изменение элементного состава в трех зонах двух (1, 2) трещин, обедненных  $\gamma'$ -фазой.

у длинной трещины, где наработка выше. Это можно объяснить более интенсивными процессами диффузии и окисления, что приводит к росту толщины обедненной  $\gamma'$ -фазой области и увеличению концентрации в ней легирующих элементов.

С учетом кинетики трещин термической усталости (рис. 2) исследовали элементный состав в трех зонах двух трещин для внутренней области ДС в зависимости от эксплуатационной наработки (рис. 5).

Анализ данных на рис. 5 свидетельствует о вполне объяснимом поведении кислорода: по всей длине трещины его концентрация выше для длинной трещины (2), так как ее берега дольше подвергались воздействию высокотемпературного агрессивного газового потока. Характер кривых распределения концентрации легирующих элементов Ni и Co подобен для двух трещин, за исключением того, что в центральной

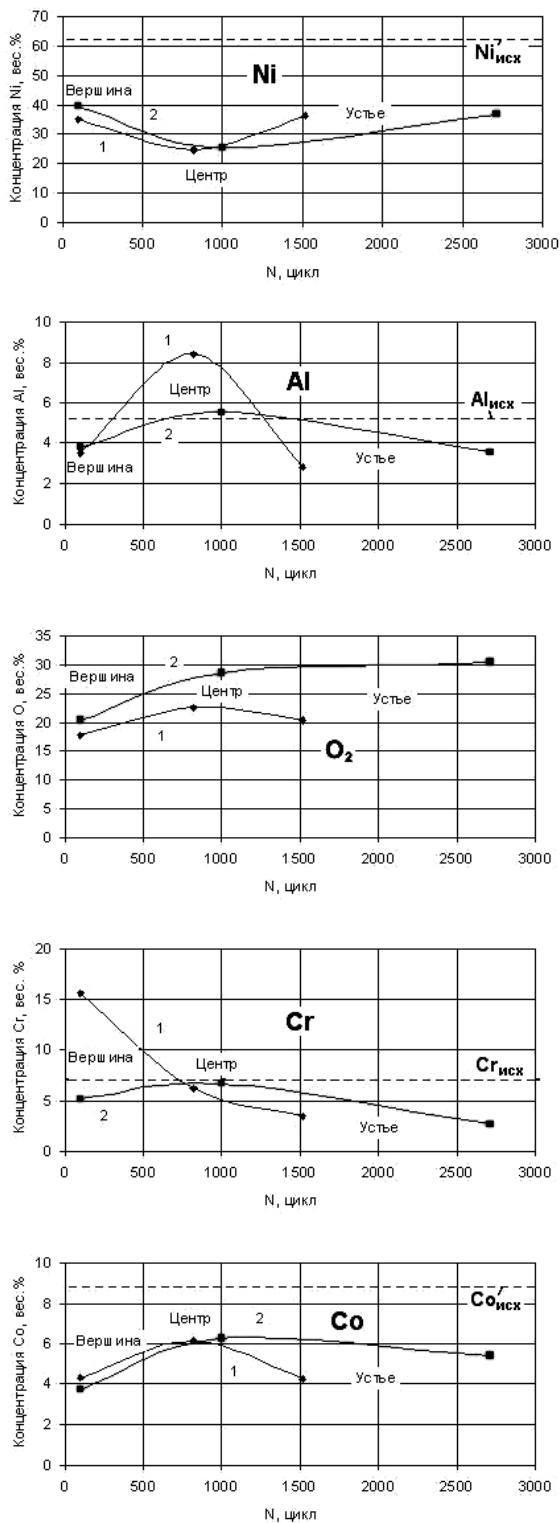


Рис. 5. Зависимость элементного состава в трех зонах двух (1, 2) трещин для внутренней области ДС от эксплуатационной наработки.

части обеих трещин для Ni наблюдается минимум, а для Co – максимум. Чтобы объяснить существенное расхождение в концентрации Cr (5...16%) в вершине трещин, необходимы дополнительные исследования. Высокая концентрация Al в центральной части короткой трещины может быть обусловлена интенсивными процессами диффузии.

## Выводы

1. Исследованы особенности деградации материала поверхностного слоя наиболее нагруженных элементов конструкций ГТД.

2. Установлены существенные изменения структуры и состава поверхностного слоя в зонах появления трещин термической усталости, а также по берегам трещин в процессе их роста.

3. Показана необходимость учета интенсивных изменений поврежденных слоев при расчете напряженно-деформированного состояния и оценке остаточного ресурса высокотемпературных элементов конструкций ГТД.

## Резюме

Досліджено кінетику деградації матеріалу поверхневого шару найбільш навантажених елементів конструкцій газотурбінних двигунів. Показано суттєві зміни структури й елементного складу цього шару в зонах виникнення тріщин термічної втоми та по берегах тріщин у процесі їх росту. Інтенсивність досліджуваних змін свідчить про необхідність їх урахування при розрахунку напружено-деформованого стану та при оцінці залишкового ресурсу високотемпературних елементів конструкцій газотурбінних двигунів.

1. Гриднев В. Н., Егоршина Т. В., Ефимов А. И., Хазанов М. С. Исследование структуры поверхностных слоев и термостойкости литых сопловых лопаток в условиях стационарного и нестационарного нагревов // Термопрочность материалов и конструкционных элементов. – Киев: Наук. думка, 1965. – С. 195–203.
2. Гриднев В. Н., Ефимов А. И. О роли поверхностных слоев в разрушении сопловых лопаток // Термопрочность материалов и конструкционных элементов. – Киев: Наук. думка, 1965. – С. 204–214.
3. Bensch M., Sato A., Warnken N., et al. Modelling of high temperature oxidation of alumina-forming single-crystal nickel-base superalloys // Acta Mater. – 2012. – **60**, No. 15. – P. 5468–5480.
4. Sato A., Chiu Y.-L., and Reed R. C. Oxidation of nickel-based single-crystal superalloys for industrial gas turbine applications // Ibid. – 2011. – **59**, No. 1. – P. 225–240.
5. Gordon A. P., Trexler M. D., Neu R. W., et al. Corrosion kinetics of a directionally solidified Ni-base superalloy // Ibid. – 2007. – **55**, No. 10. – P. 3375–3385.
6. Raffaitin A., Monceau D., Andrieu E., and Crabos F. Cyclic oxidation of coated and uncoated single-crystal nickel-based superalloy MC2 analyzed by continuous thermogravimetry analysis // Ibid. – 2006. – **54**, No. 17. – P. 4473–4487.
7. Dryepont S., Monceau D., Crabos F., and Andrieu E. Static and dynamic aspects of coupling between creep behavior and oxidation on MC2 single crystal superalloy at 1150°C // Ibid. – 2005. – **53**, No. 15. – P. 4199–4209.
8. Miller C. F., Simmons G., and Wei R. P. Evidence for internal oxidation during oxygen enhanced crack growth in P/M Ni-based superalloys // Scripta Mater. – 2003. – **48**, No. 1. – P. 103–108.



9. Kunz L., Lukáš P., and Konečná R. High-cycle fatigue of Ni-base superalloy Inconel 713LC // *Int. J. Fatigue*. – 2010. – **32**, No. 6. – P. 908–913.
10. Bouvard J. L., Gallerneau F., Paulmier P., and Chaboche J. L. A phenomenological model to predict the crack growth in single crystal superalloys at high temperature // *Ibid.* – 2012. – **38**. – P. 130–143.
11. Musinski W. D. and McDowell D. L. Microstructure-sensitive probabilistic modeling of HCF crack initiation and early crack growth in Ni-base superalloy IN100 notched components // *Ibid.* – **37**. – P. 41–53.
12. Singh I. V., Mishra B. K., Bhattacharya S., and Patil R. U. The numerical simulation of fatigue crack growth using extended finite element method // *Ibid.* – **36**, No. 1. – P. 109–119.
13. Gustafsson D. and Lundström E. High temperature fatigue crack growth behaviour of Inconel 718 under hold time and overload conditions // *Ibid.* – 2013. – **48**. – P. 178–186.
14. Wu W. P. and Yao Z. Z. Influence of a strain rate and temperature on the crack tip stress and microstructure evolution of monocrystalline nickel: a molecular dynamics simulation // *Пробл. прочности*. – 2014. – № 2. – С. 12–21.
15. Кравчук Л. В., Курият Р. И., Буйских К. П. Термоциклическая долговечность элементов конструкций ГТД с защитными покрытиями // *Вісн. двигунобудування*. – 2002. – № 1. – С. 52–56.
16. Kravchuk L. V., Kuriat R. I., Buiskikh K. P., et al. Investigation of the kinetics of damage to refractory alloys under cyclic thermal loading in a gas flow // *Strength Mater.* – 2006. – **38**, No. 4. – P. 386–391.
17. Kravchuk L. V., Kuriat R. I., Buiskikh K. P., and Kisilevskaya S. G. Degradation of the surface layers of superalloys and thermal-fatigue damage to the structural elements of gas-turbine engines // *Ibid.* – 2008. – **40**, No. 5. – P. 552–559.
18. ДСТУ 23.6794. Єдина система захисту від корозії та старіння. Метали, сплави, покриття жаростійкі. Метод випробувань на високотемпературну корозію та термовтому в потоці продуктів горіння палива. – Чинний від 25.02.94.

Поступила 06. 07. 2015