

О ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Показано, что деформация материала при термическом воздействии в условиях стеснения развивается по механизму активного растяжения–сжатия. При циклическом повторении это приводит к формированию субструктуры, благоприятной для зарождения трещин, особенно на этапе охлаждения и нарастания растягивающих напряжений. Отмечены важные особенности деформации монокристаллов, включая длительное сохранение исходной кристаллографической ориентировки оси при многократном циклическом нагреве и охлаждении.

Ключевые слова: термическая усталость, жаропрочные сплавы.

THERMAL FATIGUE OF SUPERALLOYS

The material deformation is developed under the restriction conditions at the thermal effect due to the active mechanism of extension–compression. Under the cyclic repetition it leads to the formation of a substructure, favourable for the crack nucleation, particularly at the cooling stage and increasing the tensile stresses. The characteristic features of the single crystal deformation, including the long – term retention of the initial axis crystallographic orientation were marked at the multiple cyclic heating and cooling.

Keywords: thermal fatigue, superalloys.

¹Открытое акционерное общество «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова» [Open Joint Stock Company „Scientific and Production Association for Research and project planning of power equipment to them. I.I. Polzunova”]

E-mail: general@ckti.ru

²Открытое акционерное общество «Московское машиностроительное предприятие им. В.В. Чернышева» [Open Joint Stock Company „Moscow Machine-Building Enterprise named after V.V. Chernyshev”] E-mail: zavod@avia500.ru

³Закрытое акционерное общество «Научно-технический центр Экспертцентр» [Closed Joint Stock Company „Scientific and Technical Center Eksperttsentr”] E-mail: service@beta.ru, ilk@beta.ru

Материал турбинных лопаток ГТД в процессе эксплуатации испытывает сложное температурно-силовое воздействие, характер которого в разных частях лопатки в одно и то же время может существенно отличаться. Имеются области, подвергающиеся периодически нагреву и охлаждению, которые вследствие этого должны изменять свои размеры, но не могут этого делать из-за противодействия примыкающих участков, у которых иные закономерности изменения температуры либо иные температурные коэффициенты линейного расширения (ТКЛР). В результате в материале происходит упругопластическая деформация, изменяющая его структурное состояние в каждом цикле, что в конечном итоге при циклическом повторении приводит к разрушению лопатки в течение не слишком большого числа циклов. Неизотермическое малоцикловое разрушение, обусловленное стеснением температурной деформации различных участков материала, называют термической усталостью. Она является важной инженерной характеристикой жаропрочных материалов [1].

Процессы, приводящие к термической усталости, не однотипны. Каждому из них присущи свои условия и свои закономерности развития. Однако есть общее для всех – инициирует и регулирует протекание их изменение температуры. Выделим три

типа таких процессов по наиболее важным характеристикам их протекания: полное стеснение материала в ходе изменения температуры; неполное стеснение при постоянстве интервала изменения температуры; изменение температуры в цикле происходит в пределах, достаточных только для упругой деформации материала.

Исследование явления и сопротивления материалов термоусталости осуществляют, как правило, методом Коффина в том или ином его варианте [2], имитируя процесс в лопатке посредством циклического изменения температуры закрепленного образца, ограниченного в отношении термической деформации в осевом направлении связями различной степени жесткости [3]. Поскольку установлено, что число циклов до разрушения зависит от пластической деформации за цикл [2], в экспериментах варьируют жесткость системы нагружения, диапазон и скорость изменения температуры и максимальную температуру цикла, а также размах деформаций.

При термоциклических (ТЦ) испытаниях температура выполняет две функции. Во-первых, благодаря ее изменению происходит термическая деформация (ϵ_T) образца и вследствие ограничений, наложенных связями, в нем возникает и изменяется упругая деформация $\epsilon_{упр}$ и сопутствующие ей напряжения σ , а также происходит пластическая деформация $\epsilon_{пл}$. Во-вторых, от температуры зависит вероятность термических активаций элементарных актов пластической деформации.

Изменение температуры в ходе испытаний показано схематически на рис. 1.

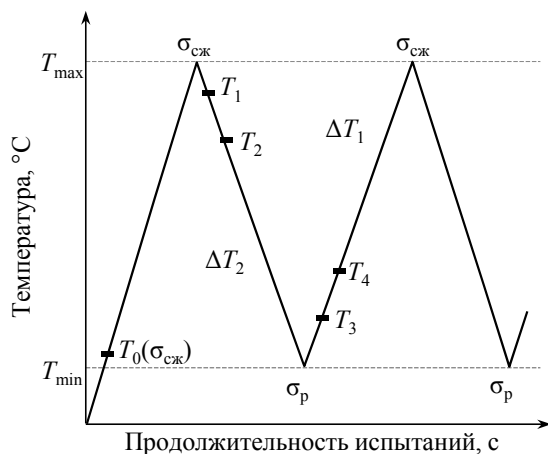


Рис. 1. Изменение температуры T в ходе испытаний

Удлинение свободного образца при нагреве составляет $\Delta l = \alpha_{ср}(T_{max} - T_{min})l_0$, где l_0 — начальная длина образца; $\alpha_{ср}$ — температурный коэффициент линейного расширения. Удлинение образца в процессе испытаний, ограниченного жесткостью связей, составляет лишь часть этой величины, а остальное — это упругопластическая деформация образца (упругая и пластическая) $\Delta \epsilon$. Поскольку скорость термической деформации в ходе нагрева и охлаждения ($d\epsilon_T/dt \approx \alpha_{ср} \cdot dT/dt$, где t — время) и, соответственно, скорость деформации стесненного образца ($\sim 5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) достаточно велики, а известные скорости неустановившейся ползучести ($\sim 5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$) [4, 5] не в состоянии обеспечить задаваемую в испытаниях величину пластической деформации ($\epsilon_{пл} \approx 1\%$) в течение времени полуцикла (несколько секунд), остается предположить, что деформация на протяжении полуцикла изменения температуры осуществляется точно так же, как при активной деформации в испытательной машине только с учетом влияния температуры. Вначале происходит упругая деформация, с которой почти линейным законом должны быть связаны регистрируемые напряжения. При некотором уровне напряжений возникает пластическая деформация, в ходе которой изменение напряжений должно подчиняться зависимости упрочнения материала от степени деформации и температурной зависимости напряжений течения [6].

Удлинение свободного образца при нагреве составляет $\Delta l = \alpha_{ср}(T_{max} - T_{min})l_0$, где l_0 — начальная длина образца; $\alpha_{ср}$ — температурный коэффициент линейного расширения. Удлинение образца в процессе испытаний, ограниченного жесткостью связей, составляет лишь часть этой величины, а остальное — это упругопластическая деформация образца (упругая и пластическая) $\Delta \epsilon$.

Поскольку скорость термической деформации в ходе нагрева и охлаждения ($d\epsilon_T/dt \approx \alpha_{ср} \cdot dT/dt$, где t — время) и, соответственно, скорость деформации стесненного образца ($\sim 5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) достаточно велики, а известные скорости неустановившейся ползучести ($\sim 5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$) [4, 5] не в состоянии обеспечить задаваемую в испытаниях величину пластической деформации ($\epsilon_{пл} \approx 1\%$) в течение времени полуцикла (несколько секунд), остается предположить, что деформация на протяжении полуцикла изменения температуры осуществляется точно так же, как при активной деформации в испытательной машине только с учетом влияния температуры.

Динамику развития деформации в ходе испытаний представляет гистерезисная кривая, схематически показанная на рис. 2 [3]. Петля гистерезиса состоит как бы из двух начальных участков кривой активной деформации (растяжение и сжатие), несколько искаженных под влиянием температуры, и двух участков разгрузки (снятие напряжений) между ними. Осуществление пластической деформации посредством кристаллографического скольжения при ТЦ испытаниях наблюдали в работе [7], где показано, что действующие системы скольжения идентичны системам с наибольшим фактором Шмида.

На нулевом цикле (см. рис. 1) образец нагревают от исходной температуры до заданной максимальной температуры T_{\max} , в результате чего постепенно увеличивается $\epsilon_{\text{упр}}$ и растут напряжения сжатия $\sigma_{\text{сж}}(T)$. При T_0 они достигают уровня, достаточного, чтобы инициировать пластическую деформацию, которая и происходит в образце до T_{\max} , но несколько изменяется и упругая деформация. В итоге при температуре T_{\max} образец имеет упругопластическую деформацию, в которой доля упругой деформации составляет $\epsilon_{\text{упр.сж}} = \sigma_{\text{сж}}(T_{\max})/E(T_{\max})$, где E – модуль упругости.

Затем образец охлаждают, подвергая растяжению. На участке от T_{\max} до T_1 приобретенная в нулевом полуцикле $\epsilon_{\text{упр}}$ уменьшается и падают до нуля напряжения $\sigma_{\text{сж}}(T_{\max})$. Далее следует рост упругой деформации и напряжений растяжения $\sigma_{\text{р}}(T)$ пока при T_2 они не станут достаточными $\sigma_{\text{р}}(T_2)$ для начала пластической деформации растяжения, которая продолжается до T_{\min} , при этом напряжения $\sigma_{\text{р}}(T)$ изменяются сообразно изменению упрочнения. В начале очередного полуцикла нагрева (от T_{\min}) $\epsilon_{\text{упр}}$ и напряжения растяжения $\sigma_{\text{р}}(T_{\min})$ от предшествующего полуцикла уменьшаются до нуля (при T_3). В интервале $\Delta T = T_4 - T_3$ растут упругая деформация и напряжения сжатия до $\sigma_{\text{сж}}(T_4)$ и после T_4 включается пластическая деформация сжатия. При этом, от $\sim 900^\circ\text{C}$ напряжения сжатия в материале могут уменьшаться, поскольку почти у всех ЖНС наблюдается уменьшение предела текучести $\sigma_{\text{т}}(T)$.

При последующих охлаждениях и нагревах процесс развивается как описано выше. Температурный интервал $\Delta T_1 = T_{\max} - T_4$, в котором происходит пластическая деформация при нагреве, приблизительно сопоставим с интервалом $\Delta T_2 = T_2 - T_{\min}$ при охлаждении. Следует заметить, что достигаемая в каждом полуцикле степень пластической деформации $\epsilon_{\text{пл}}$ зависит исключительно от величины температурного интервала, в котором она происходит: $\Delta T_1 = T_{\max} - T_4$ и $\Delta T_2 = T_2 - T_{\min}$.

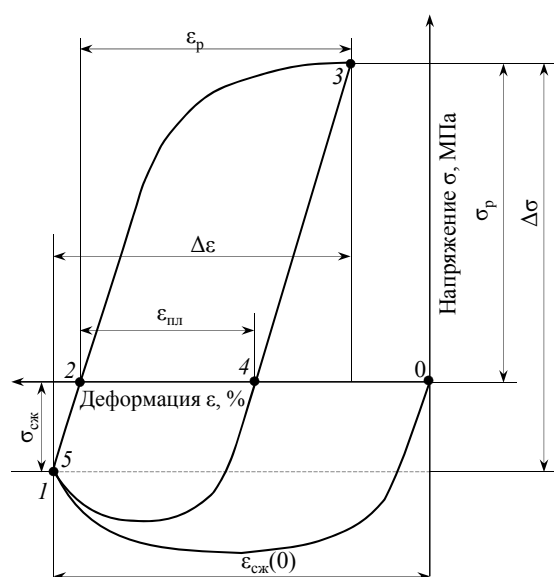


Рис. 2. Динамика развития деформации в ходе испытаний:

1 – момент достижения T_{\max} и начало полуцикла охлаждения; 2 – окончание снятия напряжений и упругой деформации сжатия от предшествующего полуцикла нагрева; 3 – момент достижения T_{\min} и начала полуцикла нагрева; 4 – окончание снятия напряжений и упругой деформации растяжения от предшествующего полуцикла охлаждения;

Заметим также, что окончание полуцикла нагрева, а также снятие напряжений сжатия приходится на высокие температуры, вследствие чего последующее охлаждение и растяжение происходит каждый раз в материале, претерпевшем *возврат*. Подобные структурные трансформации при термической обработке под напряжением для ЖНС известны [7]. Пожалуй, правильнее было бы рассматривать события в цикле как последовательность «упругопластическая деформация растяжения – отжиг под напряжением».

Наконец, нельзя не обратить внимание, что пластическая деформация растяжения в полуцикле охлаждения протекает при достаточно низких температурах, когда замедлены или подавлены процессы, в основе которых лежит термическая активация, вследствие чего формируется субструктура с большими локальными неоднородностями при достаточно высоком уровне растягивающих напряжений.

Предложенная аналогия развития деформации (модель процесса) представляется очень важной в связи с тем, что она отсутствует в статьях, посвященных исследованиям термической усталости (исключая [6]). По мнению авторов, именно поэтому в публикациях фигурируют достаточно недостоверные результаты без комментариев и объяснений. Например, в работах [8–10] приведены гистерезисные кривые, которые рассчитывали на основе «физических моделей пластичности и ползучести», где напряжения растяжения и сжатия $\sigma_p(T_{\min})$ и $\sigma_{сж}(T_{\max})$ значительно превышают предел прочности испытывавшихся ЖНС, а деформация сжатия в нулевом полуцикле достигает нескольких процентов, в несколько раз превышая ε_t . В статьях [1, 11] приведены экспериментальные данные ТЦ испытаний сплавов ЖС6Ф и ВКНА-1В, где у большей части образцов измеренные напряжения $\sigma_p(T_{\min})$ и $\sigma_{сж}(T_{\max})$ оказались много меньше предела текучести сплавов и неясен механизм, благодаря которому обеспечивалась задаваемая в процессе испытаний упругопластическая деформация $\sim 1\%$. Больше того, в работе [11] содержится вообще труднообъяснимый результат: у нескольких образцов зарегистрированы напряжения $\sigma_{сж}(T_{\max})$, превышающие предел прочности сплава ВКНА-1В при тех же температурах, что оставлено авторами без внимания.

В отношении ТЦ испытаний, выполняемых на монокристаллах, следует иметь в виду ряд важных особенностей деформации, не упоминаемых в литературе, но во многом объясняющих наблюдаемые явления.

На протяжении температурного цикла пластическая деформация материала происходит дважды. Хотя степень деформации каждый раз не так велика ($\sim 1\%$) и меняет знак на противоположный (сжатие и растяжение), ее эффект для изменения дефектной структуры монокристалла является суммарным. К тому же далеко не безразлична, как может показаться, роль двукратного снятия напряжений и изменения их знака для локального равновесия в каждой точке субструктуры монокристалла.

Известно, что пластическая деформация монокристаллов сопровождается поворотом оси приложения нагрузки по отношению к вектору сдвига действующей системы скольжения. Этот поворот может привести к вступлению в действие множественного скольжения и упрочнения. При ТЦ испытаниях во время полуциклов нагрева и охлаждения такой поворот происходит. При деформации $\sim 1\%$ он составляет $\sim 0,5$ град. Од-

нако, если в полувцикле охлаждения (растяжение) ось приближается к вектору сдвига, то в последующем полувцикле нагрева (сжатие) происходит ее поворот в противоположную сторону (точнее, нормаль плоскости скольжения приближается к оси образца). В итоге к началу каждого следующего цикла ориентировка возвращается почти к исходной. Это означает, что если первоначально ось занимает положение, при котором пластическая деформация происходит посредством легкого скольжения, то оно повторяется в течение длительного времени (достаточно большого числа циклов), прежде чем начнется множественное скольжение и упрочнение. Участков в площади стереографического треугольника, где можно ожидать легкое скольжение, достаточно много. Поэтому, анализируя результаты ТЦ испытаний монокристаллов, целесообразно учитывать конкретную ориентировку образца, а не приписываемые образцу, как это принято делать, ориентировки типа [001], [011] или [111], считая, что в пределах принятого допуска в 10 град поведение реального монокристалла идентично поведению монокристаллов этих ориентировок.

К результатам, полученным на монокристаллических образцах, следует относиться с осторожностью, поскольку в ходе пластической деформации таких образцов имеется составляющая вектора сдвига, перпендикулярная оси. Захваты образца не допускают такого смещения, что приводит к появлению изгиба вблизи них, который влияет на результаты испытаний тем в большей степени, чем меньше длина расчетной части образца.

Проведенный анализ развития деформации в ходе «нагрева–охлаждения» стесненного материала дает основания полагать, что она осуществляется путем упругой и пластической деформации со скоростью, пропорциональной скорости изменения температуры, т. е. механизмом активной деформации растяжения–сжатия.

Структурное состояние материала в конце полувцикла охлаждения, а также высокий уровень и неоднородность растягивающих напряжений весьма благоприятны для трещинообразования и, в конечном итоге, разрушения.

Теорию начальной стадии термической усталости можно попытаться построить на основании предлагаемой модели развития деформации и особенностей ее протекания в монокристалле. В качестве иллюстрации рассмотрим развитие деформации в монокристаллическом образце из сплава ЖС6Ф с аксиальным углом $\alpha_{111}=5,4$ град и фактором Шмида $\psi=0,322$ у системы скольжения (111)[-101] из работы [1]. Характеристики нагрева и состояния материала, используемые при оценках, следующие: $T_{\min}=100^{\circ}\text{C}$, а $T_{\max}=950^{\circ}\text{C}$; продолжительность нагрева 10 с, охлаждения: 45 с; термическая деформация – $\varepsilon_{\text{T}}=\alpha_{\text{cp}}(T_{\max}-T_{\min})=1,3\%$; $\Delta\varepsilon=1,3\%$; $\sigma_{\text{сж}}^{950^{\circ}} \approx 400$ МПа, $\sigma_{\text{p}}^{100^{\circ}} \approx 900$ МПа, $\sigma_{0,05}^{700^{\circ}} \approx 850$ МПа; модуль упругости E при 100, 500 и 950°C равен 300, 240 и 230 ГПа соответственно.

Напряжения растяжения, достигнутые в конце предшествующего полувцикла охлаждения, $\sigma_{\text{p}}^{100^{\circ}} \approx 900$ МПа и соответствующая им $\varepsilon_{\text{упр}} \approx 0,3\%$ уменьшаются в течение

2,3 с до нуля при нагреве на 200°C, т. е. к $T_3 \approx 300^\circ\text{C}$. При дальнейшем нагреве растут напряжения сжатия от нуля до $\sigma_{0,05} \approx 720$ МПа (с учетом ψ) и $\epsilon_{упр}$ – до $\sim 0,3\%$ к $T_4 \approx 500^\circ\text{C}$ за 2,3 с. В интервале от 500 до 950°C в течение 5,4 с происходит пластическая деформация образца, достигая $\sim 0,69\%$, но при этом в конце интервала напряжения сжатия уменьшаются до $\sigma_{сж}^{950} \approx 400$ МПа, $\epsilon_{упр}$ – до $\sim 0,17\%$, а пластическая деформация становится $\epsilon_{пл} \approx 0,82\%$.

В начале следующего полуцикла охлаждения от 950°C до $T_1 \approx 840^\circ\text{C}$ за 5,7 с снижаются напряжения сжатия, а затем в течение 10 с до $T_2 \approx 650^\circ\text{C}$ растут напряжения (до 720 МПа) и упругая деформация растяжения (до $\sim 0,3\%$). Далее в течение 29,3 с происходит пластическая деформация, достигая к 100°C $\epsilon_{пл} \approx 0,87\%$, при этом в связи с температурной зависимостью напряжения растяжения подрастают до $\sigma_p^{100} \approx 900$ МПа.

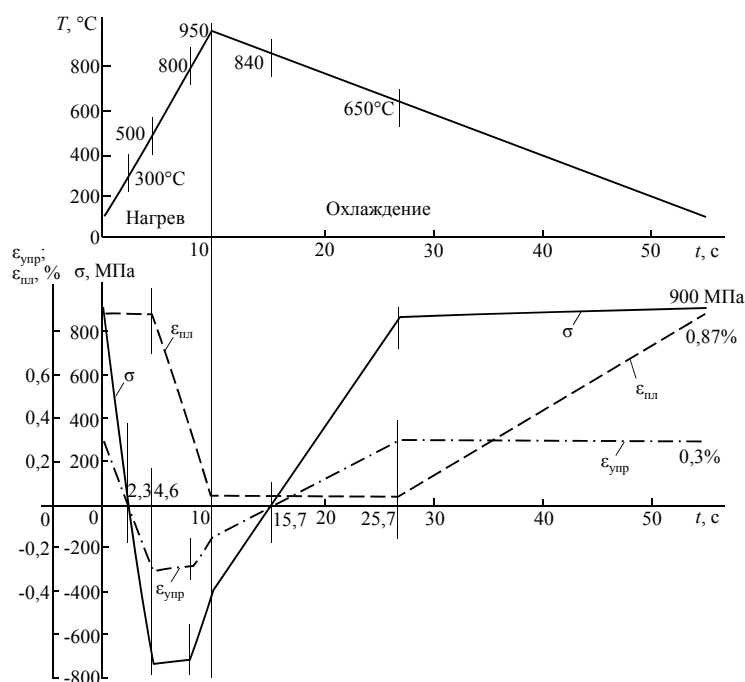


Рис. 3. Диаграмма изменения значений σ , $\epsilon_{упр}$ и $\epsilon_{пл}$ по ходу цикла «нагрев–охлаждение»

Диаграмма, иллюстрирующая динамику изменения значений σ , $\epsilon_{упр}$ и $\epsilon_{пл}$ по ходу цикла «нагрев–охлаждение», показана на рис. 3.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дульнев Р.А., Светлов И.Л., Бычков Н.Г., Рыбина Т.В., Суханов Н.Н., Гордеева Т.А., Доброхвалова Е.Н., Епишин А.И., Кривко А.И., Назарова М.П. Ориентационная зависимость термической усталости монокристаллов никелевого сплава //Проблемы прочности. 1988. №11. С. 3–9.
2. Коффин Л.Ф. О термической усталости сталей /В сб.: Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях. М.-Л.: Госэнергоиздат. 1960. С. 188–258.
3. Дульнев Р.А., Котов П.И. Термическая усталость металлов. М.: Машиностроение. 1980. 200 с.

4. Leverant G.R., Kear B.H. The Mechanism of Creep in Gamma Prime Precipitation-Hardened Nickel-Base Alloys at Intermediate Temperatures //Met. Trans. 1970. V. 1. P. 491–498.
5. Leverant G.R., Duhl D.N. The Effect of Stress and Temperature on the Extent of Primary Creep in Directionally Solidified Nickel-Base Superalloys //Met. Trans. 1971. V. 2. P. 907–908.
6. Мэнсон С.С. Температурные напряжения и малоцикловая усталость. М.: Машиностроение. 1974. С. 212–236.
7. Tien J.K., Copley S.M. The Effect of Orientation and Sense of Applied Uniaxial Stress on the Morphology of Coherent Gamma Precipitates in Stress Annealed Nickel-Base Superalloy Crystals //Met. Trans. 1971. V. 2. P. 543–553.
8. Гецов Л.Б., Добина Н.И., Рыбников А.И., Семенов А.С., Старосельский А., Туманов Н.В. Сопrotивление термической усталости монокристаллического сплава //Проблемы прочности. 2008. №5. С. 54–71.
9. Голубовский Е.Р., Бычков Н.Г., Хамидуллин А.Ш., Базылева О.А. Экспериментальная оценка кристаллографической анизотропии термической усталости монокристаллов сплава на основе Ni₃Al для высокотемпературных деталей АГТД //Вестник двигателестроения. 2011. №2. С. 244–247.
10. Май Ш., Семенов А.С., Мельников Б.Е. Анализ процессов неупругого деформирования и накопления повреждений в монокристаллических сплавах на никелевой основе при термочиклическом нагружении /Материалы научно-практической конференции. 2010. Ч. XIII (ИМОП).
11. Гецов Л.Б., Рыбников А.И., Семенов А.С. Прогрессирующее деформирование материалов при термоциклическом нагружении /Труды НПО ЦКТИ. 2009. С. 105–120.

REFERENCES LIST

1. Dul'nev R.A., Svetlov I.L., Bychkov N.G., Rybina T.V., Suhanov N.N., Gordeeva T.A., Dobrohvalova E.N., Epishin A.I., Krivko A.I., Nazarova M.P. Orientacionnaja zavisimost' termicheskoy ustalosti monokristallov nikelovogo splava [Orientation dependence of the thermal fatigue of single crystals of nickel alloy] //Problemy prochnosti. 1988. №11. S. 3–9.
2. Koffin L.F. O termicheskoy ustalosti stalej [About thermal fatigue steels] /V sb.: Zharoprochnye splavy pri izmenjajushhihsja temperaturah i naprjazhenijah. M.-L.: Gosjenergoizdat. 1960. S. 188–258.
3. Dul'nev R.A., Kotov P.I. Termicheskaja ustalost' metallov [Thermal fatigue of metals]. M.: Mashinostroenie. 1980. 200 s.
4. Leverant G.R., Kear B.H. The Mechanism of Creep in Gamma Prime Precipitation-Hardened Nickel-Base Alloys at Intermediate Temperatures //Met. Trans. 1970. V. 1. P. 491–498.
5. Leverant G.R., Duhl D.N. The Effect of Stress and Temperature on the Extent of Primary Creep in Directionally Solidified Nickel-Base Superalloys //Met. Trans. 1971. V. 2. P. 907–908.
6. Mjenson S.S. Temperaturnye naprjazhenija i malociklovaja ustalost' [Thermal stresses and low cycle fatigue]. M.: Mashinostroenie. 1974. S. 212–236.
7. Tien J.K., Copley S.M. The Effect of Orientation and Sense of Applied Uniaxial Stress on the Morphology of Coherent Gamma Precipitates in Stress Annealed Nickel-Base Superalloy Crystals //Met. Trans. 1971. V. 2. P. 543–553.
8. Gecov L.B., Dobina N.I., Rybnikov A.I., Semenov A.S., Starosel'skij A., Tumanov N.V. Soprotivlenie termicheskoy ustalosti monokristallicheskogo splava [Thermal fatigue resistance of single-crystal alloy] //Problemy prochnosti. 2008. №5. S. 54–71.
9. Golubovskij E.R., Bychkov N.G., Hamidullin A.Sh., Bazyleva O.A. Jeksperimental'naja ocenka kristallograficheskoy anizotropii termicheskoy ustalosti monokristallov splava na osnove Ni₃Al dlja vysokotemperaturnyh detalej AGTD [Experimental evaluation of thermal fatigue anisotropy of single crystals of Ni₃Al-based alloy for high temperature parts AGTD] //Vestnik dvigatellestroenija. 2011. №2. S. 244–247.
10. Maj Sh., Semenov A.S., Mel'nikov B.E. Analiz processov neuprugogo deformirovanija i nakoplenija povrezhdenij v monokristallicheskih splavah na nikelovej osnove pri termociklicheskome nagruzenii [Analysis of inelastic deformation and damage accumulation in single-

- crystal nickel-based alloys in the temperature cycling loading] /Materialy nauchno-prakticheskoy konferencii. 2010. Ch. XIII (IMOP).
11. Gecov L.B., Rybnikov A.I., Semenov A.S. Progressirujushhee deformirovanie materialov pri termociklicheskom nagruzenii [Progressive deformation of materials under thermal cycling loading] /Trudy NPO CKTI. 2009. S. 105–120.