



УДК 620.178.35:669.245

doi: 10.18577/2307-6046-2015-0-9-1-1

**МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ ПРИ ЗАДАННОЙ
ДЕФОРМАЦИИ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО
СПЛАВА ВЖ175**

М.С. Беляев

кандидат технических наук

В.Ф. Терентьев

доктор технических наук

М.А. Горбовец

М.М. Бакрадзе

кандидат технических наук

О.С. Антонова

Сентябрь 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.

М.С. Беляев¹, В.Ф. Терентьев², М.А. Горбовец¹, М.М. Бакрадзе¹, О.С. Антонова²

МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ ПРИ ЗАДАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖ175

Исследована малоцикловая усталость жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 в условиях заданной полной деформации при симметричном цикле ($R=-1$), амплитуде деформации $\varepsilon=0,5-0,8\%$ и температурах 20 и 650°C. Сплав ВЖ175 обладает высокими механическими свойствами при статическом и циклическом деформировании. В условиях малоцикловой усталости наблюдаются относительно стабильные диаграммы циклического упрочнения/разупрочнения, определены значения пределов МЦУ по деформации. Изучены особенности механизмов зарождения и распространения усталостных трещин при температурах 20 и 650°C.

Ключевые слова: *малоцикловая усталость (МЦУ), жесткое нагружение, кри-
вые циклического упрочнения/разупрочнения, характеристики МЦУ, влияние
температуры испытания, фрактография поверхности усталостного разруше-
ния, никелевый сплав ВЖ175.*

M.S. Belyaev, V.F. Terentjev, M.A. Gorbovets, M.M. Bakradze, O.S. Antonova

LOW CYCLE FATIGUE AT TOTAL STRAIN RANGED OF Ni-BASED SUPERALLOY VZH175

Investigation of low cycle fatigue of Ni-based superalloy VZH175 was carried out at total strain ranged, symmetrical strain ratio $R=-1$, strain amplitude $\varepsilon=0,5-0,8\%$, temperatures 20 and 650°C. Superalloy VZH175 has high mechanical properties under static and cyclic deformation. At LCF sufficiently stable hardening / softening diagrams are observed. Values of LCF limits were evaluated. The special signs of the mechanisms of initiation and propagation of fatigue cracks at temperatures 20 and 650°C were investigated.

Keywords: *low-cycle fatigue (LCF), strain cycle, cycling curves hardening/softening, characteristics of LCF, influence of test temperature, fractography of the fatigue fractured surface, Ni-based superalloy VZH175.*

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук [Institute of Metallurgy and Materials Science A.A. Baykova of Russian academy of sciences] E-mail: imet@imet.ac.ru

Введение

Сопротивление малоциклового усталости (МЦУ) является одной из основных характеристик прочности конструкционных материалов, подвергающихся при эксплуатации циклическим нагрузкам. Характеристики МЦУ востребованы при расчетах деталей конструкции на прочность и ресурс, а также при сравнении подобных материалов [1–4]. Испытания на МЦУ осуществляются в упругопластической области, т. е. при нагрузках или деформациях, превышающих предел текучести материала. Управлять и контролировать процесс испытаний можно, используя один из двух параметров – напряжения или деформации. Актуальным является исследование и определение характеристик МЦУ при заданной деформации. В отечественной научно-технической литературе мало работ, выполненных в этом направлении [5–7], тогда как за рубежом они проводятся достаточно широко. Исследуют влияние структурного состояния, режимов термической обработки, циклического упрочнения/разупрочнения, условий малоциклового деформирования, а также влияние процессов ползучести на характеристики малоциклового усталости жаропрочных никелевых сплавов при высоких температурах [8–12].

В данной работе исследовано сопротивление МЦУ жаропрочного никелевого сплава марки ВЖ175 при управлении деформацией, т. е. при «жестком» цикле нагружения, при температурах 20 и 650°C. Рассмотрено изменение напряжений и накопленной деформации в процессе испытаний, определены зависимости и пределы МЦУ по деформации, соответствующие вероятности разрушения 50%. Изучены особенности механизмов зарождения и распространения усталостных трещин при температурах 20 и 650°C.

Материалы и методы

Жаропрочный деформируемый сплав на никелевой основе ВЖ175 имеет сложную систему легирования (Ni–Co–Cr–W–Mo–Al–Ti–Nb–C) и относится к классу дисперсионно-твердеющих (рис. 1, а). Сплав упрочняется интерметаллидной γ' -фазой

сложного состава $[(Ni, Co, Cr)_3 (Al, Ti, Nb, Mo, W, V)]$ и морфологии (рис. 1, б, в): размер частиц первичной γ' -фазы составляет 2–7 мкм, вторичной и третичной, расположенных в прослойках твердого раствора, – от 10 до 700 нм. Количество упрочняющей γ' -фазы достигает 53%. Границы зерен γ -твердого раствора упрочнены мелкодисперсной карбидной (типа $(Nb, Ti)C$) и боридной (типа $(Mo, Cr, W, Co)_3B_2$) фазами [13–20].

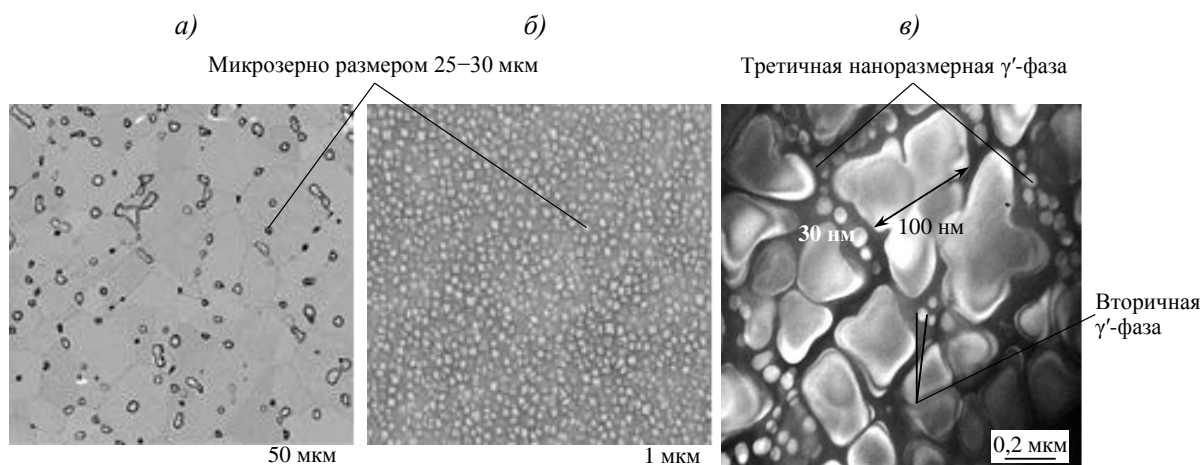


Рисунок 1. Микроструктура сплава ВЖ175:

a – общий вид; *б* – выделения вторичной упрочняющей γ' -фазы; *в* – выделения наноразмерной третичной γ' -фазы в прослойках γ -твердого раствора

Механические свойства сплава при комнатной и эксплуатационной температурах приведены в табл. 1.

Таблица 1

Механические свойства сплава ВЖ175			
Температура испытания, °С	Предел прочности	Предел текучести	Удлинение, %
	МПа		
20	1600	1190	14
650	1530	1080	12

Испытания на МЦУ образцов из жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 проведены при контроле полной (упругой и пластической) деформации, при симметричном цикле ($R=-1$) «растяжения–сжатия». В качестве параметра испытаний принята амплитуда полной деформации ϵ_a , применен экстензометр марки Epsilon с базой 12,5 мм. Испытаны гладкие цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 5 мм, при частоте 1 Гц, температурах 20 и 650°С, при каждой температуре испытано 11 образцов. Испытания проведены в интервале амплитуд деформации $\epsilon_a=0,5-0,8\%$ и долговечностей $N=2 \cdot 10^2 \div 1,5 \cdot 10^4$ циклов. Произведена запись параметров упругопластического гистерезиса.

Исследование механизмов усталостного разрушения проведено на растровом электронном микроскопе марки VEGA\\SB фирмы TESCAN.

Результаты

Исследование малоциклового усталости (МЦУ) или циклического упругопластического деформирования никелевого жаропрочного сплава ВЖ175 показало, что при обеих температурах испытания при симметричном цикле деформации происходит симметричное или почти симметричное изменение цикла напряжений (рис. 2). В последнем случае величина напряжений сжатия немного выше напряжений растяжения. Превышение (по абсолютной величине) составляет не более 7%. Отклонение от симметричного цикла напряжений наблюдается для ~50% испытанных образцов.

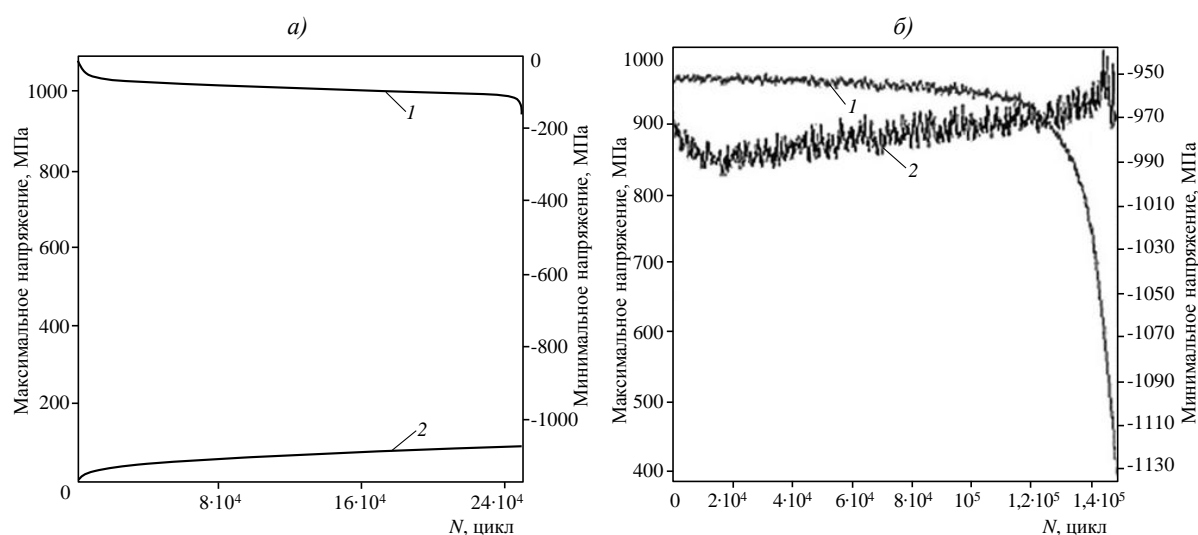


Рисунок 2. Изменение максимальных (1) и минимальных (2) напряжений в образце при «жестком» симметричном цикле (амплитуда деформации $\epsilon_a=0,6\%$) в зависимости от числа циклов N при температуре испытания 20 (а; $N=2494$ цикл) и 650°C (б; $N=1486$ цикл)

Анализ изменения напряжений «растяжения–сжатия» в процессе циклического деформирования позволяет выделить в зависимости от числа циклов испытания три участка. На этих участках различным образом изменяются такие параметры упругопластического деформирования, как значения напряжений растяжения и сжатия, а также величина накопленной пластической деформации ϵ_n .

На первом участке, который соответствует долговечности от начала испытаний до ~100 циклов, при заданной деформации происходит постепенное изменение значений напряжений растяжения и сжатия, а также величины накопленной деформации ϵ_n . При температуре испытаний 20°C и амплитуде деформации $\epsilon_a=0,5\%$ амплитуда напря-

жений уменьшается с $\sigma=\pm 1060$ МПа в первом цикле до $\sigma=\pm 1010$ МПа в сотом цикле. В том же интервале долговечностей величина накопленной деформации возрастает с 0,1 до 0,16% (рис. 3).

На втором участке, соответствующем долговечности от 100 до $\sim 0,7N_p$ (где N_p – число циклов до разрушения образца), при том же значении деформации устанавливается режим испытания, который можно назвать стационарным с достаточно плавным изменением напряжений растяжения и сжатия. По мере возрастания числа циклов испытаний наблюдается некоторое уменьшение напряжений растяжения и сжатия (см. рис. 2). Отметим, что величина заданной деформации оказывает влияние на скорость изменения напряжений. Чем выше значение приложенной деформации, тем меньший объем по числу циклов испытания занимает каждый участок.

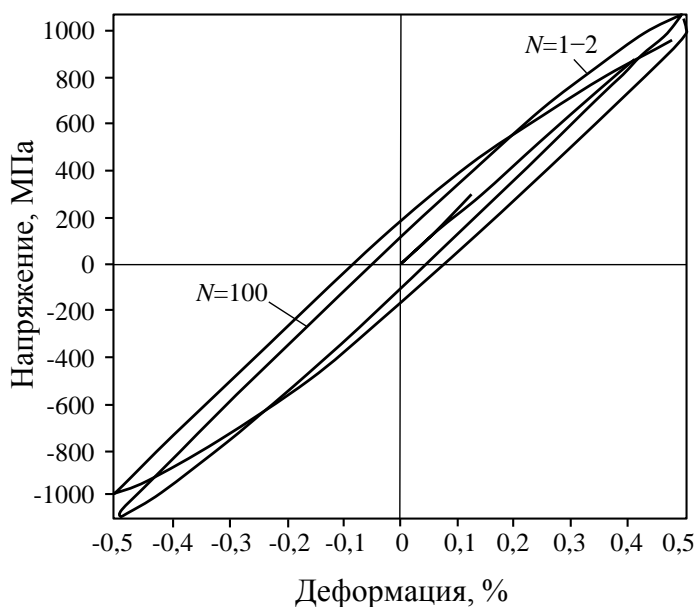


Рисунок 3. Ширина петли гистерезиса накопленной пластической деформации при различном количестве циклов нагружения (N) и амплитуде деформации $\epsilon_a=0,5\%$

На этом участке испытаний параметры петли упругопластического гистерезиса (максимальное и минимальное напряжение, ширина петли ϵ_n) существенно не меняются в процессе испытаний. Ширина петли упругопластического гистерезиса ϵ_n зависит от температуры испытания при других равных параметрах. Повышение температуры испытания с 20 до 650°C вызывает уменьшение значения ϵ_n . При амплитуде заданной деформации $\epsilon_a=0,5\%$ величина параметра ϵ_n уменьшается с 0,16 до 0,05% (рис. 4).

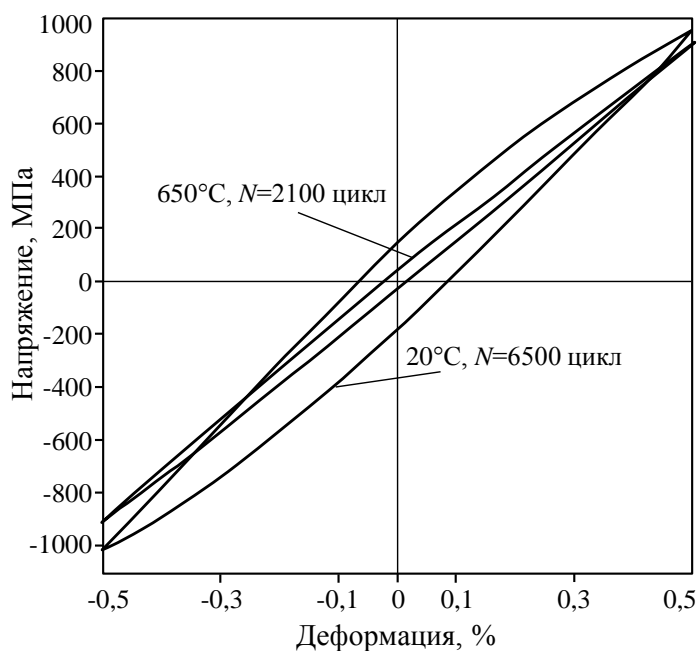


Рисунок 4. Влияние температуры испытания на величину накопленной деформации при амплитуде деформации $\varepsilon_a=0,5\%$ и числе циклов $N=N_p/2$ (где N_p – число циклов до разрушения образца)

На третьем участке происходит уменьшение напряжений растяжения и сжатия, которое нарастает по мере увеличения числа циклов испытания (см. рис. 2). Форма и параметры петли гистерезиса могут существенно меняться на последних циклах испытания перед разрушением (рис. 5).

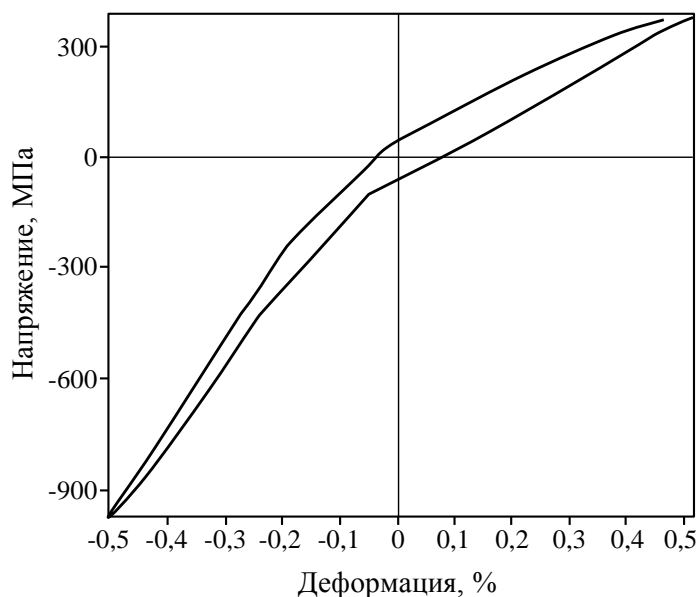


Рисунок 5. Петля гистерезиса при числе циклов $N_p-2=10800$ и амплитуде деформации $\varepsilon_a=0,5\%$

Отметим, что для исследуемого материала и принятых параметров испытаний численные значения величин напряжений зависят от величины заданной деформации, температуры испытания и изменяются в интервале $+1170\div-1200$ МПа.

Результаты испытаний образцов из сплава ВЖ175 на МЦУ при температурах 20 и 650°C приведены в табл. 2 и на рис. 6. В качестве параметра испытаний принята амплитуда полной деформации ε_a .

Таблица 2

Характеристики МЦУ образцов из сплава ВЖ175

Температура испытаний, °С	Число испытанных образцов	Предел МЦУ: ε_a , %, при N , циклов		Коэффициенты уравнения регрессии		Характеристики разброса $\lg N$	
		10^3	10^4	a	b	дисперсия (S^2)	СКО* (S)
20	11	0,90	0,50	2,83	-3,79	0,0172	0,131
650	11	0,66	0,43	1,99	-5,49	0,0118	0,109

* Среднее квадратическое отклонение.

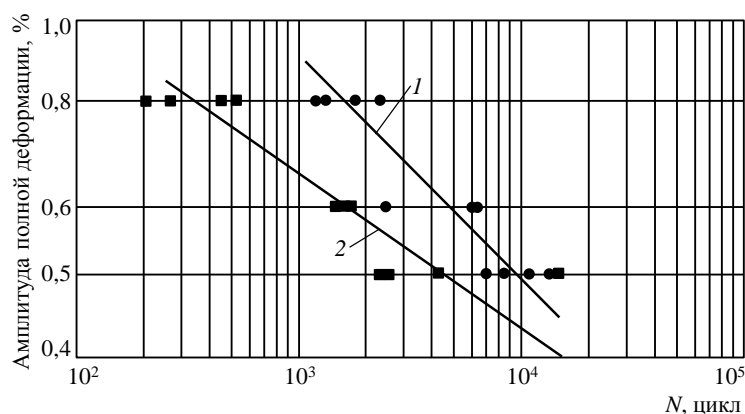


Рисунок 6. Линейная аппроксимация результатов испытаний на МЦУ образцов из сплава ВЖ175 при температурах испытания 20 (1) и 650°C (2)

Для обработки результатов испытаний применены процедуры линейного регрессионного анализа. Уравнение кривой усталости задано в форме $\varepsilon^m N = C$, которое после логарифмирования принимает вид $\lg N = a + b \lg \varepsilon$ и выражается прямой линией в системе двойных логарифмических координат. Коэффициенты уравнения a и b определены методом наименьших квадратов. Логарифм амплитуды деформации $\lg \varepsilon$ является независимой переменной, логарифм числа циклов до разрушения $\lg N$ – случайной величиной. Применение регрессионного анализа позволяет определить кроме средних значений МЦУ характеристики разброса $\lg N$ – дисперсию S^2 и среднее квадратическое отклонение (СКО) S логарифма числа циклов до разрушения [21, 22].

Построены средние линии МЦУ, определены пределы МЦУ по деформации образцов из сплава ВЖ175, а также характеристики разброса S^2 и S . Сплав ВЖ175 обладает более высоким пределом МЦУ при комнатной температуре. Отчетливо наблюдается тенденция к сближению значений предела МЦУ при увеличении базы испытаний. Экстраполяция полученных зависимостей показывает, что на базе $N = 5 \cdot 10^4$ циклов пределы МЦУ имеют практически равные значения – $\varepsilon_a = 0,32\%$.

Между характеристиками разброса $\lg N$ нет существенных различий в зависимости от температуры испытания, но несколько меньшие значения наблюдаются при 650°C.

Проведено исследование поверхности разрушения образцов из сплава ВЖ175, испытанных на МЦУ при температурах 20 и 650°C и указанных значениях полной деформации. При комнатной температуре (рис. 7) для любой амплитуды деформации в интервале 0,5–0,8% на общем виде поверхности разрушения можно выделить зону А, которая соответствует области стабильного распространения трещины МЦУ и характеризуется довольно плоским рельефом. Зона Б характеризует рельеф на стадии ускоренного роста трещины и статического долома (рис. 7, а). Во всех случаях зарождение усталостной трещины происходит на поверхности образца, при этом на поверхности разрушения наблюдается вязкий рельеф, который отражает развитие усталостной трещины на этой стадии по двум *модам* разрушения – сдвигу и отрыву (рис. 7, б). На стадии стабильного распространения трещины при комнатной температуре также наблюдается вязкий характер разрушения с нечетко выраженной бороздчатостью, отражающий структуру с дисперсным упрочнением (рис. 7, в). На стадии ускоренного роста усталостной трещины на поверхности разрушения чаще появляются области с типичным усталостным бороздчатым рельефом (рис. 7, г) и признаками вторичного растрескивания. При амплитудах деформации 0,5 и 0,6% зона статического долома характеризуется вязким характером разрушения, но без наличия ямочного разрушения (рис. 7, д). Вязкие ямки появляются на поверхности статического долома при амплитуде деформации 0,8%.

При температуре 650°C (рис. 8) общий вид усталостного излома носит более грубый характер (рис. 8, а), поверхность зарождения трещин менее вязкая (рис. 8, б), чем наблюдается при температуре испытания 20°C. По-видимому, это связано с уменьшением характеристик прочности и удлинения при повышении температуры испытания (см. табл. 1). На стадии стабильного распространения трещины поверхностный рельеф разрушения носит квазивязкий характер с наличием бороздчатого рельефа (рис. 8, в). На стадии ускоренного развития трещины наблюдаются участки поверхности разрушения с типичными усталостными бороздками (рис. 8, г), а также с квазивязким рельефом, на котором имеются вторичные трещины (рис. 8, д). Статический долом связан с грубым вязким разрушением и участками не явно выраженного ямочного характера (рис. 8, е).

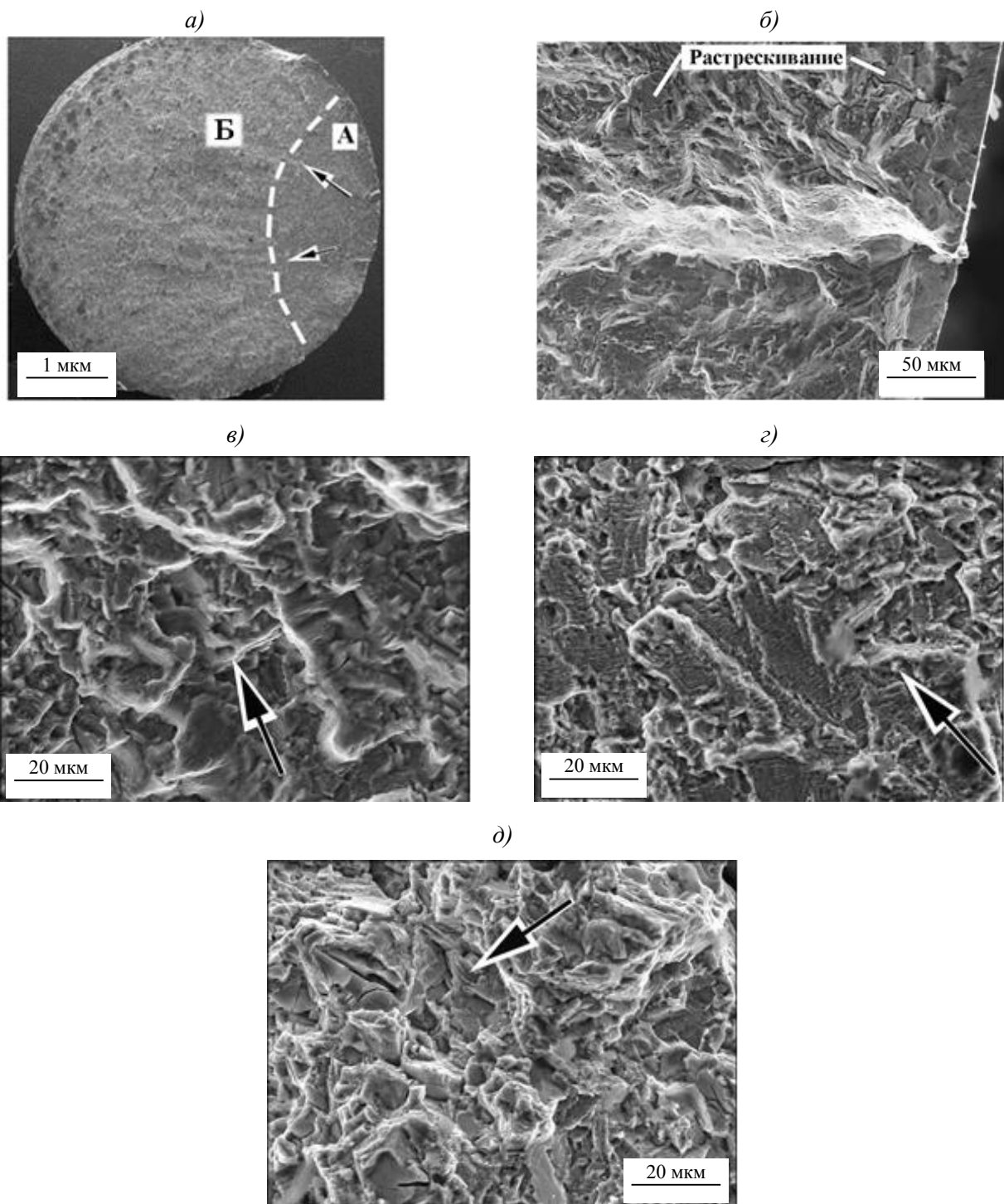


Рисунок 7. Фрактография малоциклового усталостного разрушения сплава ВЖ175 при комнатной температуре

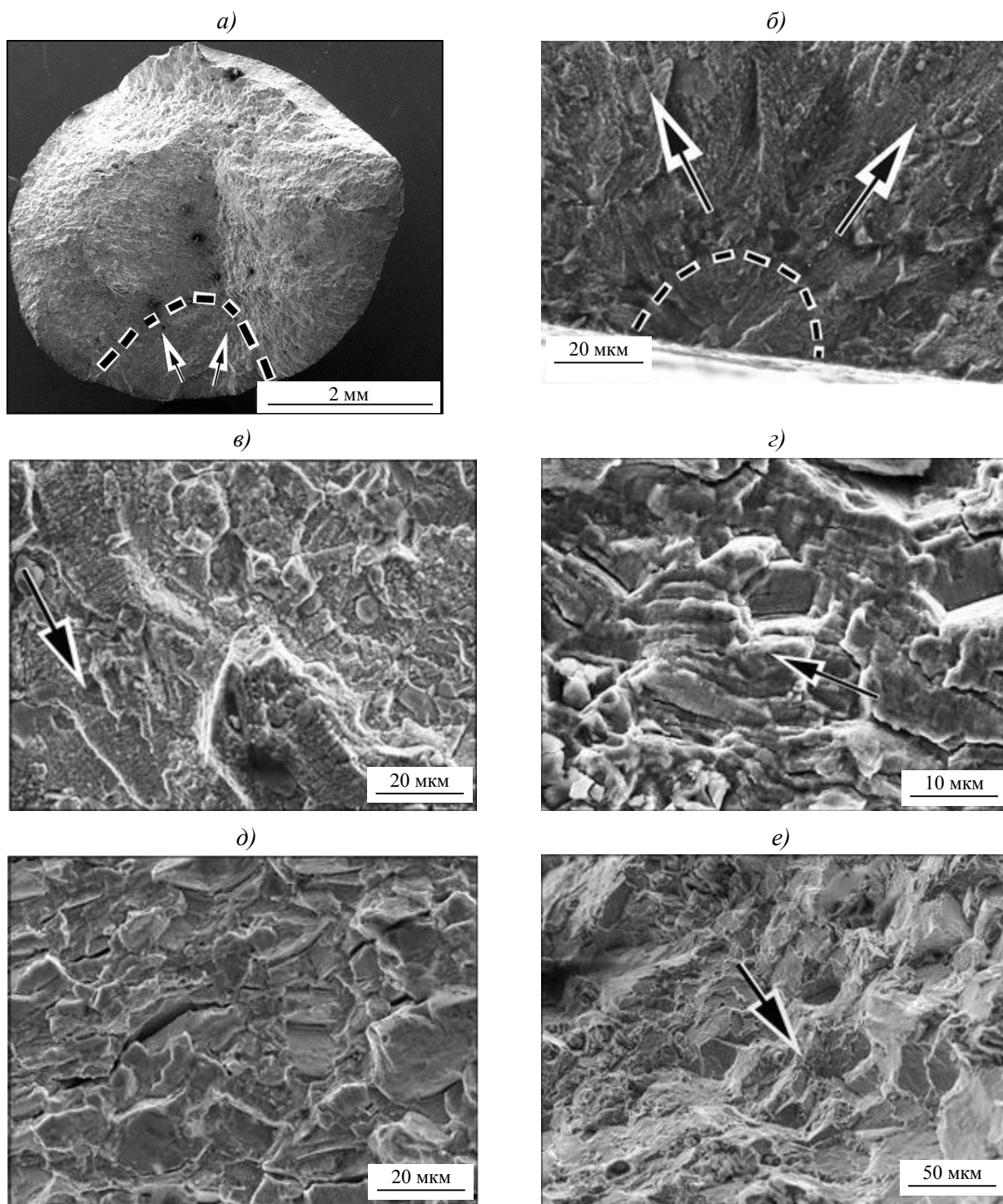


Рисунок 8. Фрактография малоциклового усталостного разрушения сплава ВЖ175 при температуре 650°C

Обсуждение и заключение

При испытаниях на малоцикловую усталость (МЦУ) образцов из жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 в условиях управления по деформации при симметричном цикле ($R=-1$) и температурах 20 и 650°C исследовано изменение параметров цикличес-

ского упругопластического деформирования и определены характеристики МЦУ. В течение времени до $0,7N_p$ или несколько более реализуется симметричный или почти симметричный цикл напряжений «растяжения–сжатия». При этом наблюдается плавное изменение максимальных значений напряжений. При числе циклов $>0,7N_p$ реализуется нестационарный режим, характеризующийся уменьшением напряжений растяжения и сжатия.

При долговечностях до $0,7N_p$ параметры петли упругопластического гистерезиса (максимальное и минимальное напряжение, ширина петли ϵ_n) существенно не меняются в процессе испытаний. Ширина петли гистерезиса ϵ_n зависит от температуры испытания при других равных параметрах. Повышение температуры испытания с 20 до 650°C вызывает уменьшение значения ϵ_n . При амплитуде заданной деформации $\epsilon_a=0,5\%$ величина параметра ϵ_n уменьшается с 0,16 до 0,05%.

Для обработки результатов испытаний на МЦУ применено уравнение в форме $\epsilon^m N = C$, которое после логарифмирования принимает вид $\lg N = a + b \lg \epsilon$ и выражается прямой линией в системе двойных логарифмических координат. Сплав ВЖ175 обладает более высоким пределом МЦУ при комнатной температуре. Между характеристиками разброса $\lg N$ нет существенных различий в зависимости от температуры испытания.

Исследован характер разрушения образцов, испытанных в условиях малоциклового деформирования при температурах 20 и 650°C и различных значениях долговечности. Зарождение трещины всегда происходит на поверхности образца. Макроизлом поверхности разрушения при комнатной температуре носит довольно плоский характер с четко выраженной областью распространения усталостной трещины, тогда как при температуре 650°C макроизлом имеет значительно более грубый рельеф. На стадии ускоренного роста наблюдается нерегулярный и типичный бороздчатый рельеф, характерный для развития усталостной трещины, а также присутствует вторичное микрорастрескивание.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №13-08-12084.

ЛИТЕРАТУРА

1. Иноземцев А.А., Ратчиев А.М., Нихамкин М.Ш. и др. Малоцикловая усталость и циклическая трещиностойкость никелевого сплава при нагружении, характерном для дисков турбин //Тяжелое машиностроение. 2011. №4. С. 30–33.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33.

3. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. М.: Наука. 2003. 254 с.
4. Reed R.C. The Superalloys – Fundamentals and Applications. Cambridge University Press. 2006. 372 p.
5. Горбовец М.А., Базылева О.А., Беляев М.С., Ходинев И.А. Малоцикловая усталость монокристаллического интерметаллидного сплава типа ВКНА в условиях «жесткого» нагружения //Металлург. 2014. №8. С. 111–114.
6. Беляев М.С., Терентьев В.Ф., Бакрадзе М.М., Горбовец М.А., Гольдберг М.А. Малоцикловая усталость жаропрочного сплава ВЖ175 в условиях упруго-пластической деформации //Деформация и разрушение материалов. 2014. №7. С. 27–33.
7. Голубовский Е.Р., Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Черкасова С.А., Волков М.Е. Малоцикловая усталость монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов при повышенных температурах //Деформация и разрушение материалов. 2009. №8. С. 41–48.
8. Wright J.K., Carroll L.J., Simpson J.A. et al. Low Cycle Fatigue of Alloy 617 at 850°C and 950°C //J. of Eng. Mat. and Tech. 2013. V. 135. №7. P. 031005-1–031005-8.
9. Tobias J., Chlupova A., Petre nec M. et al. Low Cycle Fatigue and Analysis of the Cyclic Stress-Strain Response in Superalloy Inconel 738LC /In: 18-th International Conference «Engineering Mechanics 2012». Svratka. 2012. P. 1407–1411.
10. Kumar J., Prasad K., Kumar V. High-temperature low cycle fatigue damage assessment in near alpha IMI-834 titanium alloy //Fatigue Fract Engng Mater Struct. 2010. V. 34. P. 131–138.
11. Chen X., Yang Z., Sokolov M.A. et al. Low cycle fatigue and creep – fatigue behaviour on Ni – based alloy 230 at 850°C //Mater. Sci. and Eng. A. 2013. V. 563. P. 152–162.
12. Maier G., Riedel H., Somsen C. Cyclic deformation and lifetime of Alloy 617B during isothermal low cycle fatigue //Int. J. Fatigue. 2013. V. 55. P. 126–135.
13. 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.
14. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 52–57.
15. Бакрадзе М.М., Овсепян С.В., Шугаев С.А., Летников М.Н. Влияние режимов закалки на структуру и свойства штамповок дисков из жаропрочного никелевого сплава ЭК151-ИД //Труды ВИАМ. 2013. №9. Ст. 01 (viam-works.ru).

16. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. Особенности легирования и термической обработки жаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2010. №2. С. 3–8.
17. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Комплексная инновационная технология изотермической штамповки на воздухе в режиме сверхпластичности дисков из супер-жаропрочных сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 129–141.
18. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 36–52.
19. Каблов Е.Н. Шестой технологический уклад //Наука и жизнь. 2010. №4. С. 2–7.
20. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Литейные жаропрочные никелевые сплавы для перспективных авиационных ГТД //Технология легких сплавов. 2007. №2. С. 6–16.
21. Степнов М.Н., Шаврин А.В. Статистические методы обработки результатов механических испытаний: Справочник. М.: Машиностроение. 2005. 400 с.
22. Джонсон Н., Лион Ф. Статистика и планирование эксперимента в технике и науке: Пер. с англ. /Под ред. Э.К. Лецкого. М.: Мир. 1980. 610 с.

REFERENCES LIST

1. Inozemcev A.A., Ratchiev A.M., Nihamkin M.Sh. i dr. Malociklovaja ustalost' i ciklicheskaja treshhinostojkost' nikelovogo splava pri nagruzhении, harakternom dlja diskov turbin [Low-cyclic fatigue and cyclic treshchinostoykost of nickel alloy when loading, characteristic for disks of turbines] //Тjazheloe mashinostroenie. 2011. №4. S. 30–33.
2. Kablov E.N. Innovacionnye razrabotki FGUP «VIAM» GNC RF po realizacii «Strategicheskikh napravlenij razvitija materialov i tehnologij ih pererabotki na period do 2030 goda» [Innovative development of VIAM Federal State Unitary Enterprise of GNTs Russian Federation on implementation «The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030»] //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). S. 3–33.
3. Terent'ev V.F. Ustalost' metallicheskih materialov [Fatigue of metal materials]. М.: Nauka. 2003. 254 s.
4. Reed R.C. The Superalloys – Fundamentals and Applications. Cambridge University Press. 2006. 372 p.

5. Gorbovec M.A., Bazyleva O.A., Beljaev M.S., Hodinev I.A. Malociklovaja ustalost' monokristallicheskogo intermetallidnogo splava tipa VKNA v uslovijah «zhestkogo» nagruženija [Low-cyclic fatigue of single-crystal intermetallidny alloy of VKNA type in the conditions of «rigid» loading] //Metallurg. 2014. №8. S. 111–114.
6. Beljaev M.S., Terent'ev V.F., Bakradze M.M., Gorbovec M.A., Gol'dberg M.A. Malociklovaja ustalost' zharoprochnogo splava VZh175 v uslovijah uprugo-plasticheskoj deformacii [Low-cyclic fatigue of VZh175 hot strength alloy in the conditions of elasto-plastic deformation] //Deformacija i razrushenie materialov. 2014. №7. S. 27–33.
7. Golubovskij E.R., Svetlov I.L., Petrushin N.V., Cherkasova S.A., Volkov M.E. Malociklovaja ustalost' monokristallov zharoprochnyh nikelovyh splavov pri povyshennyh temperaturah [Low-cyclic fatigue of monocrystals of heat resisting nickel alloys at elevated temperatures] //Deformacija i razrushenie materialov. 2009. №8. S. 41–48.
8. Wright J.K., Carroll L.J., Simpson J.A. et al. Low Cycle Fatigue of Alloy 617 at 850°C and 950°C //J. of Eng. Mat. and Tech. 2013. V. 135. №7. P. 031005-1–031005-8.
9. Tobias J., Chlupova A., Petrevec M. et al. Low Cycle Fatigue and Analysis of the Cyclic Stress-Strain Response in Superalloy Inconel 738LC /In: 18-th International Conference «Engineering Mechanics 2012». Svratka. 2012. P. 1407–1411.
10. Kumar J., Prasad K., Kumar V. High-temperature low cycle fatigue damage assessment in near alpha IMI-834 titanium alloy //Fatigue Fract Engng Mater Struct. 2010. V. 34. P. 131–138.
11. Chen X., Yang Z., Sokolov M.A. et al. Low cycle fatigue and creep – fatigue behaviour on Ni – based alloy 230 at 850°C //Mater. Sci. and Eng. A. 2013. V. 563. P. 152–162.
12. Maier G., Riedel H., Somsen C. Cyclic deformation and lifetime of Alloy 617B during iso-thermal low cycle fatigue //Int. J. Fatigue. 2013. V. 55. P. 126–135.
13. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S., Sidorov V.V. Prioritetnye napravlenija razvitija 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.
14. Lomberg B.S., Ovsepjan S.V., Bakradze M.M., Mazalov I.S. Vysokotemperaturnye zharoprochnye nikelovye splavy dlja detalej gazoturbinnih dvigatelej [High-temperature heat resisting nickel alloys for details of gas turbine engines] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 52–57.

15. Bakradze M.M., Ovsepjan S.V., Shugaev S.A., Letnikov M.N. Vlijanie rezhimov zakalki na strukturu i svojstva shtampovok diskov iz zharoprochnogo nikelovogo splava JeK151-ID [Influence of modes of tempering on structure and property of punchings of disks from heat resisting EK151-ID nickel alloy] //Trudy VIAM. 2013. №9. St. 01 (viam-works.ru).
16. Lomberg B.S., Ovsepjan S.V., Bakradze M.M. Osobennosti legirovanija i termicheskoj obrabotki zharoprochnyh nikelovyh splavov dlja diskov gazoturbinyh dvigatelej novogo pokolenija [Features of alloying and thermal processing of heat resisting nickel alloys for disks of gas turbine engines of new generation] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2010. №2. S. 3–8.
17. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S. Kompleksnaja innovacionnaja tehnologija izotermicheskoj shtampovki na vozduhe v rezhime sverhplastichnosti diskov iz super-zharoprochnyh splavov [Complex innovative technology of isothermal punching on air in mode of superplasticity of disks from super - hot strength alloys] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 129–141.
18. 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.
19. Kablov E.N. Shestoj tehnologicheskij ukklad [Sixth technological way] //Nauka i zhizn'. 2010. №4. S. 2–7.
20. Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Demonis I.M. Litejnye zharoprochnye nikelovye splavy dlja perspektivnyh aviacionnyh GTD [Cast heat resisting nickel alloys for perspective aviation GTD] //Tehnologija legkih splavov. 2007. №2. S. 6–16.
21. Stepnov M.N., Shavrin A.V. Statisticheskie metody obrabotki rezul'tatov mehanicheskikh ispytanij [Statistical methods of processing of results of mechanical tests]: Spravochnik. M.: Mashinostroenie. 2005. 400 s.
22. Dzhonson N., Lion F. Statistika i planirovanie jeksperimenta v tehnikе i nauke [Statistics and experiment planning in equipment and science]: Per. s angl. /Pod red. Je.K. Leckogo. M.: Mir. 1980. 610 s.