

УДК 620.178.3

DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-87-92

*М.С. Беляев<sup>1</sup>, В.Ф. Терентьев<sup>2</sup>, М.А. Горбовец<sup>1</sup>, М.М. Бакрадзе<sup>1</sup>, М.А. Гольдберг<sup>2</sup>***МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ ПРИ ЗАДАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПАРАМЕТРЫ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ВЖ175**

*Исследована малоцикловая усталость жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 при заданной полной деформации и коэффициенте асимметрии цикла  $R=0$ , амплитуде деформации  $\varepsilon_a=0,4-0,6\%$  и температурах 20 и 650°C. Рассмотрены параметры циклического упругопластического деформирования сплава при выбранных условиях. Проанализированы механизмы зарождения и распространения усталостных трещин в зависимости от амплитуды деформации и температуры испытаний.*

**Ключевые слова:** малоцикловая усталость, кривые циклического изменения напряжений, упругопластический гистерезис, никелевый сплав ВЖ175, исследование поверхности разрушения.

*LCF behavior of Ni-base superalloy VZh175 was investigated. Controlled parameters were total deformation, cycle ratio  $R=0$  and stain amplitude  $\varepsilon_a=0,4-0,6\%$  at test temperature of 20 and 650°C. Parameters of elastic-plastic strain at the chosen conditions were observed in this paper. Processes of crack nucleation and growth were analyzed in this paper.*

**Keywords:** low-cycle fatigue (LCF), curves of cyclic stress alteration, elastic-plastic hysteresis, Ni-base superalloy VZh175, investigation of fracture surface.

<sup>1</sup>Федеральное 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

<sup>2</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук [Institute of Metallurgy and Materials Science. A.A. Baykova Russian Academy of Sciences] E-mail: imet@ultra.imet.ac.ru

**Введение**

Исследование сопротивления малоцикловой усталости (МЦУ) проводят для конструкционных материалов, подвергающихся в процессе эксплуатации усталостному нагружению. В качестве характеристики прочности материала МЦУ востребована с различными целями – при разработке материала, квалификации серийно производимого сплава, при расчетах деталей конструкции на прочность и ресурс [1–9]. Особенностью испытаний на малоцикловую усталость является то, что в процессе испытаний прикладываемые нагрузки превышают предел текучести материала, реализуется циклическое упругопластическое деформирование. Для аналитического описания такого процесса используют два параметра – напряжение и деформацию ( $\sigma$ – $\varepsilon$ ). Один из них выбирают в качестве независимого при проведении испытаний. Независимый параметр задается, контролируется и поддерживается постоянным (или изменяемым по некоторой программе), а другой изменяется в процессе испытаний сложным образом, особенно в условиях действия высокой температуры. В данной работе в условиях испытаний на МЦУ при независимой заданной общей деформации никелевого жаропрочного сплава ВЖ175 проведено исследование изменения напряжений в образце, петли упругопластического гистерезиса, а также характера разрушения в зависимости от

температуры и числа циклов испытания, а также величины заданной общей деформации.

Отметим, что в отечественной научной литературе недостаточно публикаций по исследованию малоцикловой усталости в условиях заданной деформации [5, 10]. В то же время за рубежом имеется достаточно много публикаций по малоцикловой усталости сплавов на никелевой основе [11–15].

**Материалы и методы**

В качестве материала для исследования использован жаропрочный никелевый сплав ВЖ175, применяемый для изготовления дисков турбин и других деталей газотурбинных двигателей (ГТД) и стационарных газотурбинных установок (ГТУ). Сплав ВЖ175 представляет собой дисперсионно-твердеющий сплав на никелевой основе со сложной системой легирования – кобальт, хром, вольфрам, молибден, алюминий, титан и др. [16–20]. Упрочнение сплава осуществляется с помощью интерметаллидной  $\gamma'$ -фазы сложного состава, а также карбидными ((Nb, Ti)C) и боридными фазами (типа  $Me_3B_2$ ). Для достижения высоких механических свойств разработан многоступенчатый технологический процесс производства [21, 22]. Основные механические свойства сплава ВЖ175 приведены в табл. 1.

Таблица 1

Механические свойства сплава ВЖ175

| Температура испытания, °С | $\sigma_B$ | $\sigma_{0,2}$ | $\delta, \%$ |
|---------------------------|------------|----------------|--------------|
|                           | МПа        |                |              |
| 20                        | 1600       | 1190           | 14           |
| 650                       | 1530       | 1080           | 12           |

Таблица 2

Результаты испытаний сплава ВЖ175 на малоцикловую усталость

| Температура испытания, °С | Амплитуда деформации, % | Количество циклов до разрушения $N$ |
|---------------------------|-------------------------|-------------------------------------|
| 20                        | 0,6                     | 2483                                |
|                           | 0,4                     | 10251                               |
| 650                       | 0,5                     | 894                                 |
|                           | 0,5                     | 1040                                |
|                           | 0,4                     | 4222                                |
|                           | 0,4                     | 13063                               |

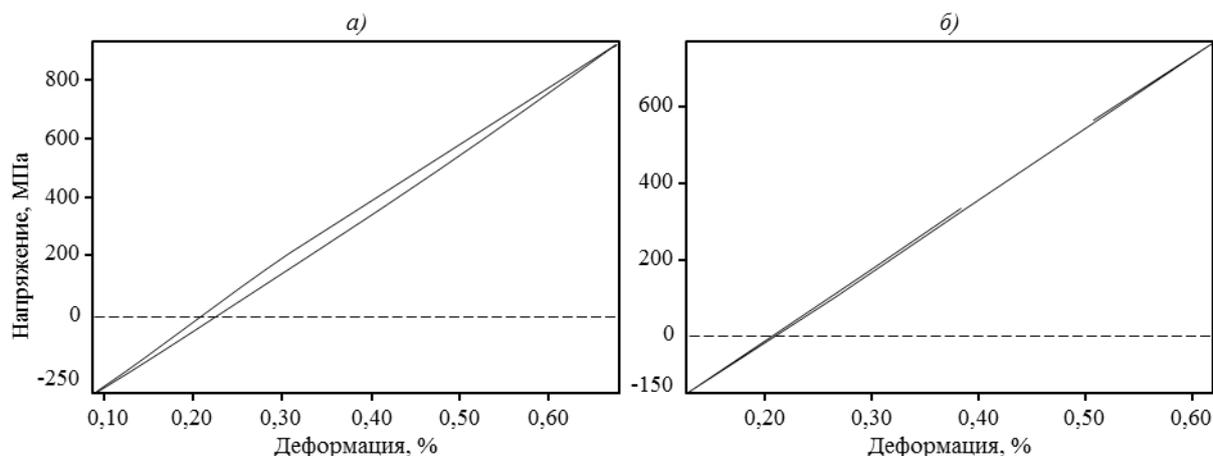


Рис. 1. Влияние температуры испытания (20 (а) и 650°С (б)) на параметры петли гистерезиса в пятом цикле деформирования при  $\epsilon_a=0,4\%$

Испытания на МЦУ проведены на сервогидравлических испытательных машинах LFV-100 фирмы Walter+Vai в условиях постоянной общей (упругой и пластической) деформации за цикл нагружения  $\epsilon_a$ . Управление процессом испытания и запись параметров (величина напряжений, петли механического гистерезиса) проводили при помощи экстензометра фирмы Epsilon с базой 12,5 мм – замерялась общая деформация. Испытаны гладкие цилиндрические образцы с длиной рабочей части 15 мм и  $\varnothing 5$  мм, частота составляла 1 Гц, цикл нагружения асимметричный (циклическое растяжение), коэффициент асимметрии цикла  $R=0$ . Испытания проведены при различных значениях амплитуды заданной деформации ( $\epsilon_a=0,4\div 0,6\%$ ) при температурах 20 и 650°С; долговечность до разрушения изменялась в интервале  $10^3\div 1,3\cdot 10^4$  цикл.

**Результаты**

Для исследования параметров упругопластического деформирования проведены испытания ше-

сти образцов на МЦУ при различных температурах, количестве циклов до разрушения и заданной общей деформации (табл. 2).

В процессе испытаний каждого образца при заданном значении амплитуды деформации записаны петли упругопластического гистерезиса от первого до последнего цикла испытания. Это дало возможность проанализировать изменение петель гистерезиса, а также максимальных и минимальных напряжений цикла в ходе испытаний. Установлено, что при заданной знакопостоянной циклической деформации растяжения ( $R=0$ ) происходит знакопеременное изменение цикла напряжений.

На рис. 1 и 2 приведены петли упругопластического гистерезиса, полученные в ходе испытаний при  $\epsilon_a=0,4\%$  и температурах 20 и 650°С. На рис. 1 приведены петли для пятого цикла испытаний. Видно, что при обеих температурах напряжения растяжения существенно (в 3,5–5 раз) превосходят напряжения сжатия. Однако по мере увеличения числа циклов испытания соотношение меняется.

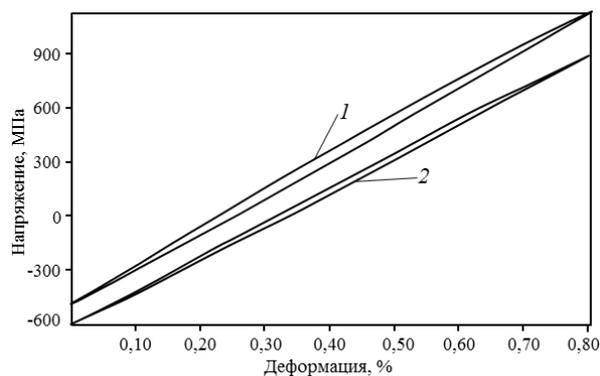


Рис. 2. Петли упругопластического гистерезиса при  $\epsilon_a=0,4\%$  и долговечностях  $N=N_p/2$ : 5100 (1, 20°C) и 6500 цикл (2, 650°C)

На рис. 2 приведены типичные петли механического гистерезиса при числе циклов испытания  $N=0,5N_p$  ( $N_p$  – число циклов до разрушения). Отметим, что различие по числу циклов испытания  $N$  является небольшим. Показано (см. рис. 2), что при обеих температурах испытания напряжения растяжения больше, чем напряжения сжатия, но различие это значительно меньше, чем на пятом цикле испытания. Значения напряжений растяжения–сжатия в цикле составляют 1100–500 МПа при температуре 20°C и 900–600 МПа при температуре 650°C.

#### Обсуждение и заключения

Процесс изменения напряжений при испытаниях на МЦУ в условиях заданной общей деформации можно описать следующим образом. В течение первых 100 циклов испытания (возможно меньше) осуществляется нестационарный процесс одновременного нарастания напряжений растяжения и сжатия в каждом цикле испытаний. После достижения максимальных значений напряжений растяжения и сжатия (в последнем случае по абсолютной величине) реализуется стационарный режим испытаний либо режим с плавным изменением напряжений растяжения и сжатия. Максимальное, минимальное и среднее значения цикла напряжений существенно не меняются в течение испытаний до  $\sim 0,7N_p$ . Для всех испытанных образцов среднее напряжение цикла является напряжением растяжения, т. е. имеет положительную величину. Численные значения величин напряжений зависят от величины заданной деформации, температуры испытания и изменяются в интервале от +1400 до -1000 МПа.

Когда число циклов испытания превышает  $0,7N_p$ , начинается снижение напряжений растяжения и увеличение по абсолютной величине напряжений сжатия; этот процесс продолжается до разрушения и по мере приближения к разрушению образца – нарастает (рис. 3 и 4).

Такая схема не всегда может реализоваться в описанном виде. На стабильном участке возмож-

но плавное изменение напряжений растяжения и сжатия (см. рис. 4). Однако этот участок всегда качественно отличается от двух других тем, что характеризуется более низкой скоростью изменения напряжений в зависимости от числа циклов испытания.

Анализ показал, что на стабильном участке испытаний параметры петли упругопластического гистерезиса – максимальное и минимальное напряжение, ширина петли  $\epsilon_n$  – существенно не изменяются. Видно, что при комнатной температуре величина накопленной деформации  $\epsilon_n$  больше и составляет 0,03%, тогда как при 650°C  $\epsilon_n=0,02\%$ . Большого различия по углу наклона петли к оси числа циклов нет, хотя угол наклона несколько больше при комнатной температуре (см. рис. 2). Циклическое накопление остаточной деформации в процессе испытаний, характеризующее шириной петли гистерезиса, определяет усталостное повреждение материала. Отметим, что у отечественного сплава ВЖ175 ширина петли гистерезиса приблизительно на порядок меньше, чем у зарубежных никелевых жаропрочных сплавов [11, 14].

Представляет интерес определение влияния температуры испытания (20 и 650°C) на величину и изменение напряжений в образце в процессе испытаний на МЦУ при равных значениях амплитуды деформации  $\epsilon_a$ . Образцы испытаны при  $\epsilon_a=0,4\%$  и прошли до разрушения соизмеримое и достаточно большое число циклов  $N$ : 10500 – при 20°C и 13000 – при 650°C (табл. 3).

В зависимости от температуры испытания напряжения в образцах после прохождения начального участка нагружения ( $\sim 100$  циклов) различаются по размаху и величине. Различие по размаху относительно небольшое: 1610 МПа – при 20°C и 1530 МПа – при 650°C. Различие максимальных напряжений растяжения и сжатия более значительное, чем различие по размаху. Максимальные напряжения растяжения при комнатной температуре больше на 200 МПа, тогда как максимальные напряжения сжатия при температуре 650°C больше на 115 МПа. Среднее напряжение в обоих случаях положительное и составляет соответственно 325 и 115 МПа.

На рис. 5 и 6 представлены результаты изучения особенностей поверхностного рельефа, образованного в результате распространения усталостной трещины, при испытаниях на малоцикловую усталость образцов из сплава ВЖ175. Показано, что механизм малоциклового усталостного разрушения при температуре 20°C мало зависит от амплитуды деформации и связан с довольно грубым, вязким характером разрушения, отражающим поликристаллическую структуру материала. По контуру поверхности разрушения образца видно, что происходит зарождение микротрещины от нескольких очагов (см. рис. 5, а). В зоне стабильного роста трещины отчетливо виден бороздча-

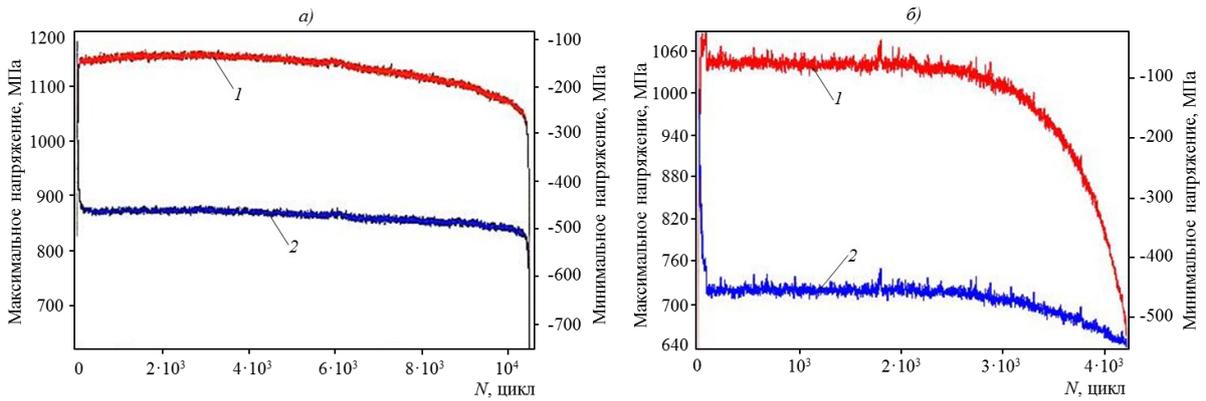


Рис. 3. Изменение напряжений в образце при температуре 20 (а) и 650°C (б) в зависимости от числа циклов  $N$  при испытаниях в условиях циклической деформации  $\epsilon_a=0,4\%$ : 1 – максимальные напряжения (растяжение); 2 – минимальные напряжения (сжатие)

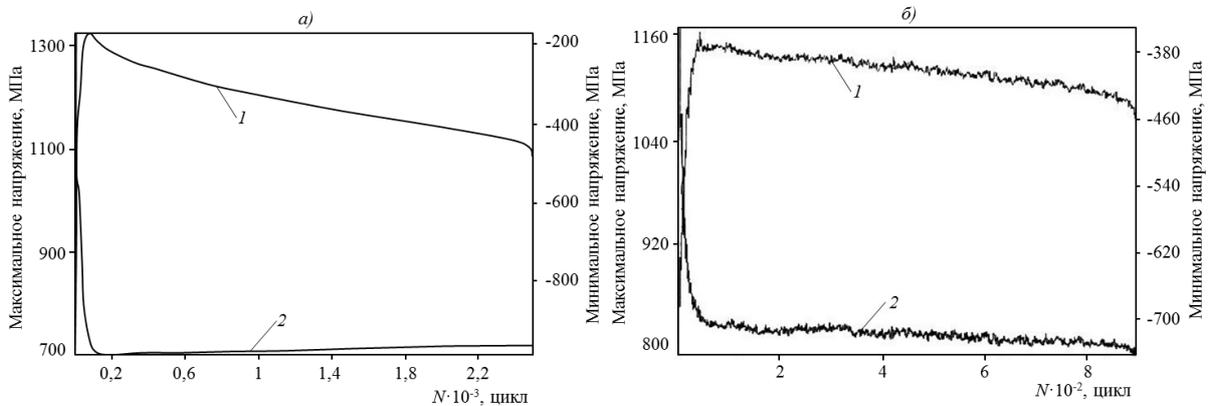


Рис. 4. Изменение напряжений в образце при температуре 20 (а;  $\epsilon_a=0,6\%$ ) и 650°C (б;  $\epsilon_a=0,5\%$ ) в зависимости от числа циклов  $N$  при испытаниях в условиях циклической деформации: 1 – максимальные напряжения (растяжение); 2 – минимальные напряжения (сжатие)

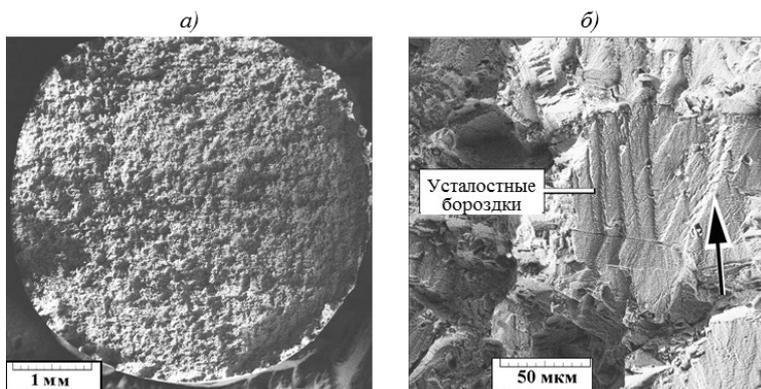


Рис. 5. Поверхность разрушения образца из сплава ВЖ175, испытанного на МЦУ при температуре 20°C,  $\epsilon_a=0,4\%$ ,  $N=10251$  цикл

Таблица 3

Влияние температуры испытания на величину напряжений, возникающих в образце, при амплитуде заданной деформации  $\epsilon_a=0,4\%$

| Температура испытания, °С | Вид пикового напряжения в цикле | Значения напряжения $\sigma$ , МПа, при $N$ , кцикл |      |      |      |      |      |      |                  |     |     |  |
|---------------------------|---------------------------------|---|------|------|------|------|------|------|------------------|-----|-----|--|
|                           |                                 | 0,1   | 5    | 6    | 7    | 8    | 9    | 10   | 11               | 12  | 13  |  |
| 20                        | Растяжение                      | 1150  | 1150 | 1140 | 1130 | 1120 | 1120 | 1025 | Образец разрушен |     |     |  |
|                           | Сжатие                          | 460   | 480  | 480  | 485  | 485  | 490  | 500  |                  |     |     |  |
| 650                       | Растяжение                      | 930   | 930  | 930  | 930  | 930  | 930  | 930  | 930              | 920 | 910 |  |
|                           | Сжатие                          | 600   | 600  | 600  | 600  | 600  | 600  | 600  | 600              | 600 | 620 |  |

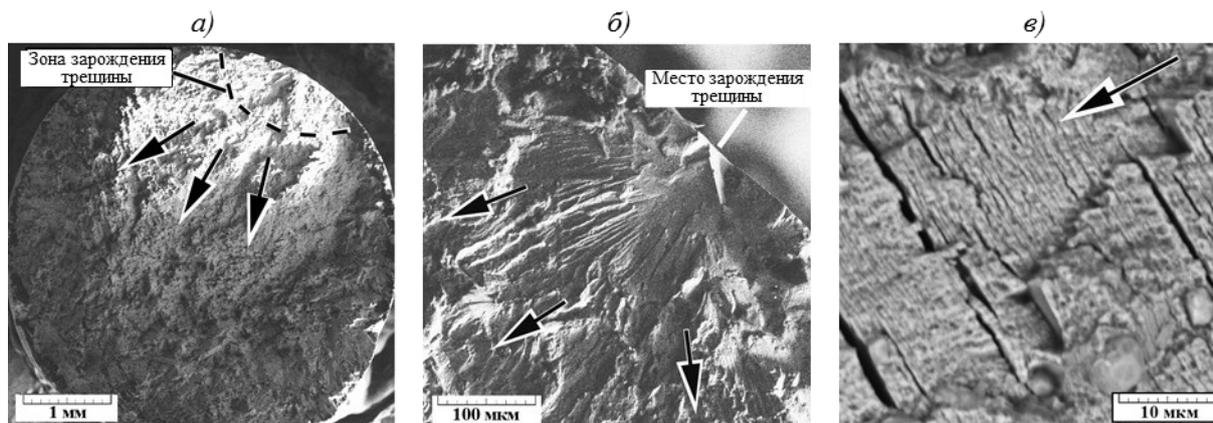


Рис. 6. Поверхность разрушения образца из сплава ВЖ175, испытанного на МЦУ при температуре 650°C,  $\epsilon_a=0,4\%$ :

*a* –  $N=4222$  цикл; *б*, *в* –  $N=13063$  цикл

тый рельеф поверхности разрушения (см. рис. 5, б). Ускоренное развитие усталостных трещин и статический долом связаны с развитым вязким характером разрушения.

Испытания на усталость при температуре 650°C и амплитуде деформации  $\epsilon_a=0,4\%$  показали, что на поверхности разрушения четко наблюдается основной очаг зарождения усталостной трещины, от которого расходятся гребенчатые образования с наличием усталостных бороздок (рис. 6, а, б). При этом режиме нагружения исследовано два образца с числом циклов до разрушения 4222 и 13063. Как и при комнатной температуре при этой амплитуде деформации в зоне начального развития трещины наблюдается вязкий бороздчатый рельеф с усталостными бороздками, вытянутый по направлению распространения усталостной трещины (см. рис. 6, в). Видимо из-за частичного охрупчивания материала при этой температуре

испытания вдоль усталостных бороздок наблюдается вторичное растрескивание (см. рис. 6, в). Ускоренное развитие усталостной трещины связано с вязким характером разрушения, а на поверхности статического долома наблюдаются участки вязкого и квазихрупкого разрушения.

Из представленных на рис. 5 и 6 данных по анализу поверхности разрушения образцов из сплава ВЖ175 можно сделать предварительный вывод о том, что при малоцикловом упругопластическом деформировании при комнатной температуре наблюдается в основном вязкий характер разрушения с наличием типичного бороздчатого механизма распространения трещины. При температуре испытания 650°C наблюдается смешанный механизм разрушения – вязкий и квазихрупкий.

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

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 36–52.
2. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Каблов Д.Е. Особенности структуры и жаропрочных свойств монокристаллов <001> высокоренивенового никелевого жаропрочного сплава, полученного в условиях высокоградиентной направленной кристаллизации //Авиационные материалы и технологии. 2011. №4. С. 25–31.
3. Биргер И.А., Балашов Б.Ф., Дульнев Р.А. и др. Конструкционная прочность материалов и деталей газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение. 1981. 222 с.
4. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
5. 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.
6. Schijve J. Fatigue of structures and materials. Berlin–Heidelberg: Springer-Verlag. 2009. 185 с.
7. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения //Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34–38.
8. 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.
9. Способ получения изделия из деформируемого жаропрочного никелевого сплава: пат. 2387733 Рос. Федерация; опубл. 31.03.2009.

10. 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.
11. Tobias J., Chlupova A., Petrenec 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». Svatka. 2012. P. 1407–1411.
12. Nagesha A., Goyal Sunil, Nandagopal M. et al. Dynamic strain ageing in Inconel Alloy 783 under tension and low cycle fatigue //Mater. Sci. and Eng. A. 2012. V. 546. P. 34–39.
13. Levkovitch V., Sievert R., Svendsen B. Simulation of deformation and lifetime behavior of a FCC single cristal superalloy at high temperature under low-cycle fatigue loading //Int. J. Fatigue. 2006. V. 28 (12). P. 1791–1802.
14. 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.
15. Subramanya Sarma V., Sundararaman M., Padmanabhan K.A. Effect of  $\gamma'$  size on room temperature low cycle fatigue behavior of a nickel base superalloy //Material Science and Technology. 1998. V. 14. №7. P. 669–675.
16. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. и др. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 52–57.
17. 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).
18. 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.
19. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Комплексная инновационная технология изотермической штамповки на воздухе в режиме сверхпластичности дисков из супержаропрочных сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 129–141.
20. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Бронфин М.Б., Алексеев А.А. Особенности монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением //Металлы. 2006. №5. С. 47–57.
21. 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.
22. 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.