

УДК 620.539.4: 621., P.A.C.S. 81.40.Jj / 81.30.Hd:

**Ranking of structural strength characteristics in the tasks
of ensuring the durability and reliability of alloys**

**Ранжирование характеристик конструкционной прочности
в задачах обеспечения долговечности и надежности сплавов**

*E. A. Shabalin¹, T. A. Murataev², F. I. Murataev³
E. A. Шабалин¹, Т. А. Муратаев², Ф. И. Муратаев³*

^{1,3} Kazan National Research Technical University named after A. N. Tupolev-KAI, K. Marx Str. 10, Kazan, 420111, Russia

² Kazan National Research Technological University, K. Marx Str. 68, Kazan, 420111, Russia

³ fmurataev@bk.ru

^{1,3} Казанский национальный исследовательский технический университет им. А. Н. Туполева-КАИ, Россия, 420111, Казань, ул. К. Маркса, 10

² Казанский национальный исследовательский технологический университет, Россия, 420111, Казань, ул. К. Маркса, 68

³ fmurataev@bk.ru

ABSTRACT

The structure and properties of structural strength (CP) of wrought and cast nickel-based alloys, wrought steels and titanium alloys have been investigated. The features of degradation of materials of blades and disks of a turbocompressor after operational and bench operating time are revealed. According to the results of ultrasonic micro-flaw detection and electron microscopy, regularities of metal damage (microcracks, fatigue grooves and structure decay) from the size and composition of the strengthening phases of the alloys have been established. The properties of the KP of martensitic steel of the HPC HPU disks for the variants of technological and operational heredity by the characteristic of the indentation diagram have been agreed. The criteria for the maintainability of the hub part of the turbine disks made of a wrought nickel-based alloy after bench and operational operating time are substantiated. The fact of restoration of the operability of the metal of the disks subjected to repair with the use of heat treatment in the "rest" mode is controlled by the restoration of the microhardness values to the initial state. The defining structural strength characteristics of materials have been established according to the deformation diagram in true coordinates: strain hardening, ultimate plasticity, pull-off strength, Ilyushin's modulus of high-strength steels, as well as the relative narrowing of titanium and nickel alloys in technological states for predicting the fatigue resistance of alloys. Calculations and experiments substantiate the structure and technology of alloys according to the criteria of fatigue resistance, characteristics of the true deformation diagram, indentation and microhardness.

KEYWORDS

Structural strength of alloys; structure; fatigue; microindentation.

АННОТАЦИЯ

Исследована структура и свойства конструкционной прочности (КП) деформируемых и литейных сплавов на никелевой основе, деформируемых сталей и титановых сплавов. Выявлены особенности деградации материалов лопаток и дисков турбокомпрессора после эксплуатационной и стендовой наработки. По результатам ультразвуковой микродфектоскопии и электронной микроскопии установлены закономерности поврежденности металла (микротрещинами, усталостными бороздками и распадом структуры) от размеров и состава упрочняющих фаз сплавов. Сопоставлены свойства КП мартенситной стали дисков КВД ГТУ для вариантов технологической и эксплуатационной наследственности характеристикой диаграммы индентирования. Обоснованы критерии ремонтпригодности ступичной части дисков турбины из деформируемого сплава на никелевой основе после стендовой и эксплуатационной наработки. Факт восстановления работоспособности металла дисков, подвергнутых ремонту с применением термической обработки в режиме «отдых», контролируется восстановлением значений микротвердости до исходного состояния.

Установлены определяющие конструкционную прочность характеристики материалов по диаграмме деформирования в истинных координатах: деформационное упрочнение, предельная пластичность, сопротивление отрыву,

модуль Ильюшина высокопрочных сталей, а также относительное сужение титановых и никелевых сплавов в вариантах технологических состояний для прогнозирования сопротивления усталости сплавов. Расчетом и экспериментами обосновывается структура и технология сплавов по критериям сопротивления усталости, характеристикам истинной диаграммы деформирования, индентирования и микротвердости.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Конструкционная прочность сплавов; структура; усталость; микроиндентирование.

Введение

Для решения задач обеспечения эффективной, безопасной и надежной эксплуатации высоконагруженных элементов ГТД и энергетических установок представляется целесообразным обосновать основные критерии предельного состояния материалов с позиций состояния структуры и служебных свойств [1–4]. Для удобства, в инженерной практике они должны быть представлены характеристиками конструкционной прочности, которые являются структурно-чувствительными и отражают технологическую и эксплуатационную наследственность [5–8]. Благодаря адекватно выбранным свойствам КП, можно рассчитывать на широкое использование их в задачах согласования с характеристиками чувствительности материалов к условиям усталостного нагружения по количественным силовым и температурным показателям (вплоть до установления закономерностей влияния) [11–15].

Имеющиеся экспериментальные данные о закономерностях усталостной прочности, долговечности и трещиностойкости, зависящие от факторов: напряженного состояния, вида деформации, концентрации напряжений, состояния поверхности, температурного воздействия, свидетельствуют о неоднозначном их влиянии, а также состава, строения, технологической и эксплуатационной наследственности (комбинированного двухчастотного нагружения) на характеристики сопротивления усталости материалов. Отчасти это объясняется трудностями имитационного моделирования важнейших эксплуатационных факторов (их эквивалентности адекватности) и многообразия

технологических состояний, особенностей, формирующих структуру и ее устойчивость в зависимости от поэлементного состава [16–23].

Целью работы является исследование эволюции важнейших показателей упрочняющих фаз в конструкционных сплавах, разработка и обоснование их доступных характеристик для использования в методиках выбора материалов и обоснования технологий, адекватной оценки влияния эксплуатационной наследственности и прогнозирования характеристик сопротивления усталости при комбинированном температурно-силовом воздействии.

1. Методика исследований

Исследования проводятся на образцах стали 13X11H2B2MФ [5, 19] по вариантам эксплуатационной и стендовой наработки (разные), в том числе в вариантах технологических и структурных состояний титановых сплавов BT22, BT8 и BT8M, BT6, [4, 13, 14] жаропрочных никелевых сплавов IN-738LC (№ 1), ХН65ВМТЮ (№ 2), ХН63МБТЮ-ВД (№ 3), ХН77ТЮР-БУ (№ 4) [5]. Сплав IN-738LC литой – «равноосной» кристаллизации рабочая охлаждаемая лопатка ТВД, остальные образцы – деформируемые сплавы и сталь. Образец № 2 – металл лопатки турбины ГТУ после стендовой наработки. Образец № 2 – металл лопатки турбины ГТУ после эксплуатационной и стендовой наработки. Образцы № 3, 4 – поковки, а сплав BT22 – (по технологическим вариантам: диск, штамповки в 3, 5 и 8 переходов) в состоянии типовой термической обработки. Образцы других сплавов (BT8 и BT8M, BT6) – поковки в раз-

ных видах и режимах термической обработки [24, 25]. Образцы стали поковки и круг с отличающимися видами и режимами термической обработки (включая термоциклирование).

Металлографические исследования выполнены на сканирующем электронном микроскопе Auriga Cross Beam с программным обеспечением Smart Sem. Микрозондовый рентгеноспектральный анализ шлифов выполнен на базе энергодисперсионного спектрометра INCA X-Max (чувствительностью в 127 эВ) [5, 6].

Определение механических свойств при нормальной и повышенной температуре ($t < 0,4t_{RS}$) 400 °С проводится в соответствии с требованиями нормативных документов. Исследования сопротивления усталости трубчатых образцов № 3, 4 титановых сплавов и стали при нормальной и повышенной температуре 400 °С в условиях комбинированного воздействия знакопеременного изгиба и двойного асимметричного растяжения (имитация условий работы лопаток, дисков и шасси), проведены в «Лаборатории проблем усталости» на оборудовании, изготовленном в КАИ. Испытания на усталость при пульсации температуры в интервале $t = (100 \leftrightarrow 400)$ °С выполнены (электроконтактным нагревом и принудительным охлаждением) синфазно с малоцикловой составляющей двухчастотного нагружения. Время электроконтактного нагрева в цикле – 3 сек., продолжительность принудительного охлаждения – 30 сек [5, 6, 26].

Диаграммы микроиндентирования материалов (пирамидкой Берковича) строятся с помощью микротвердомера SHIMADZU DUN-211S.

2. Результаты

Для решения задач применительно к титановым сплавам были реализованы варианты структур, отличающихся резкой неоднородностью размеров, геометрии и количества низкотемпературной α и превращенной α_n - фазы, размером и морфологией бывшей высокотемпературной β -фазы [24, 25]. Изменения ме-

ханических свойств по вариантам заготовок на примере сплава ВТ22 приведены в табл. 1. Наиболее значительно, более чем в 5 раз, изменяются модуль Ильюшина (E_K) и относительное сужение (ψ) практически в 10 раз равномерная пластичность e_b . Относительное удлинение (δ) меняется более чем в 3,6 раз, коэффициент деформационного упрочнения ($m^{(0)}$) ~ в 2 раза и истинная прочность (S_K) – на 35%. Анализируя величины характеристик структуры и свойств сплавов, приведенных в табл. 1, видно, что изменяясь в широком интервале значений, они адекватно отражают особенности (чувствительны к изменению) структурных и технологических состояний, т.е. они могут служить критериями их оценки. Диски и лопатки компрессоров в эксплуатации подвержены комбинированному нагружению от растяжения и изгиба. Когда статическое (σ_m) или циклическое растяжение (σ_{max1}), одно- и двухосное (σ_{Re1}) сочетается с амплитудой высокочастотной изгибной составляющей (σ_a и σ_{a2}) соответственно, одно- или двухчастотного (при схематизации фактического процесса) нагружения [14, 25–28]. Учитывая, что рассмотренные технологические и структурные состояния проявляют большую или меньшую чувствительность к бигармоническому нагружению (рис. 1) и, обладая при этом сильно отличающимися свойствами истинной пластичности и прочности (табл. 1), они также могут служить и критериями повреждения металла от усталости.

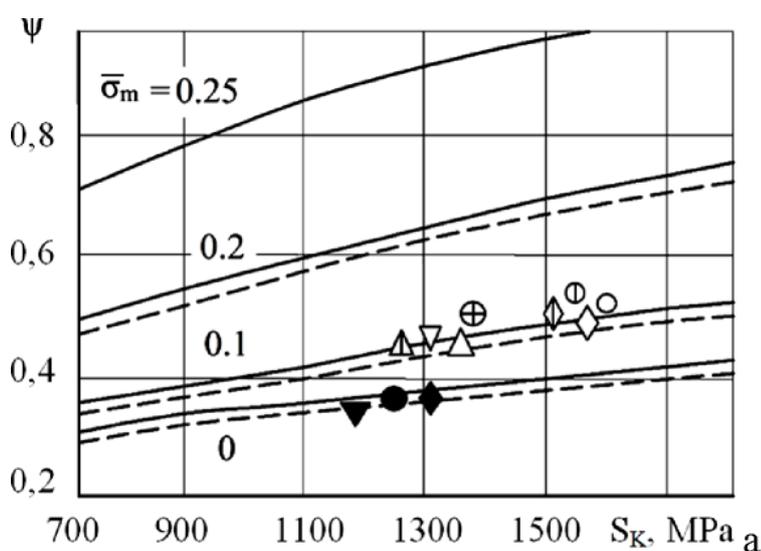
Разработана методика выбора материалов и обоснования технологий по диаграммам в координатах «предельная пластичность–сопротивление отрыву» ($\psi - S_K$) [25, 26], исходя из условия «равной повреждаемости сплавов» $\sigma_{a2} = \sigma_a$ при $\sigma_{max1} = \sigma_m$, $N = 10^7 - const$, $E = 11,5 \times 10^4$ МПа и $\mu = 0,32$ одно- и двухчастотного циклов изменений напряжений по условию:

$$\ln [1/(1 - \psi)] = 0,585 \cdot S_K / [E \cdot \mu \cdot (1,07 - 0,24 \cdot \sigma_m / \sigma_b) - 1]. \quad (1)$$

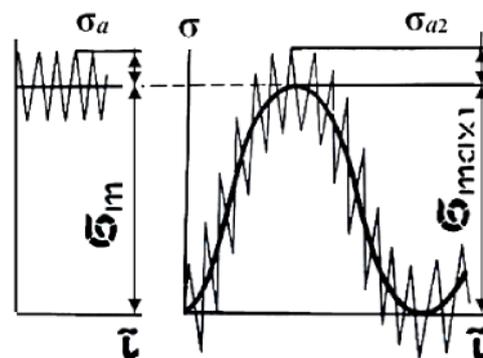
**Характеристики структуры и свойств сплава BT22
по технологическим вариантам заготовок и термической обработки**

**Characteristics of the structure and properties of the alloy BT22 by technological variants
of blanks and heat treatment (soft - hard quenching and aging)**

Характеристики структуры и свойств / Characteristics of structure and properties	Штамповки в 8 переходов / Stampings in 8 transitions		Штамповки в 5 переходов / Stampings in 5 transitions			Диск поковка / Disc forging	Штамповки в 3 перехода / Stampings in 3 transitions	
	α/α_{II}	2	2,5	4,7	5,7	6	8	10
ψ , %	43	41	19,6	17	14	10	9,4	7,9
K_{IC} , МПа·м ^{0,5}	78	70	50	48	46,5	—	45,4	39,4
S_K , МПа	1590	1550	1435	1410	1390	—	1364	1329
E_K , МПа	Значения модулей Ильюшина / Пушшина modulus values							
	2700	3000	6147	7220	8800	10170	12300	14100



Обозначения данных:
круглые/round – BT8M и BT8,
ромбы/rhombuses – BT22,
треугольные/ triangular – BT6пч



a

b

Рис. 1. Диаграмма обоснования материала и технологий титановых сплавов (a) по кривым: $\sigma_m = \sigma_m / \sigma_b = 0; = 0,1; = 0,2$ условия (1) «равной повреждаемости» ($\sigma_{a2} = \sigma_a$) в циклах напряжений (б) с параметрами $\sigma_m = \sigma_{max1}$

Fig. 1. Material and technology justification diagram of titanium alloys (a) by curves: $\sigma_m = \sigma_m / \sigma_b = 0; = 0.1; = 0.2$ condition (1) “equal damageability” ($\sigma_{a2} = \sigma_a$) in stress cycles (b) with parameters $\sigma_m = \sigma_{max1}$

Количество вариантов технологии сплавов (рис. 1) обозначены: ВТ22 (ромбы – 3), ВТ8 (круглые – 4) и ВТ6 (треугольные – 4) с выделенными (табл. 1) значениями свойств; светлые – обеспечивают лучшие характеристики сопротивления усталости при сложном периодическом нагружении, черные варианты недопустимы (т.к. не удовлетворяют условиям «равной повреждаемости сплавов»). Из этого следует, что при обосновании материалов и технологий необходимо отдавать предпочтение структурным состояниям сплавов с большими значениями S_K , ψ , δ , $m^{(0)}$ и меньшими E_K . Характер кривых диаграммы (рис. 1) указывает – для обеспечения конструкционной прочности, «по условию равной усталостной повреждаемости, сложного и простого циклов изменения напряжений» с увеличением уровня прочности S_K материалов конструкций необходима и большая характеристика пластичности (ψ).

Учитывая ограниченную доступность S_K и лучшую сходимость свойств результатов парного регрессионного анализа по вариантам технологических состояний сплавов ВТ6, ВТ8М и ВТ22 $S_K = f(m^{(0)})$ и $S_K = f(\psi)$; но большую доступность характеристики ψ , выражение (1) может быть представлено с учетом зависимостей (рис. 2, а, б) [14, 24, 25, 29]:

$$S_K = 1233 + 9,273 \psi, \quad (2)$$

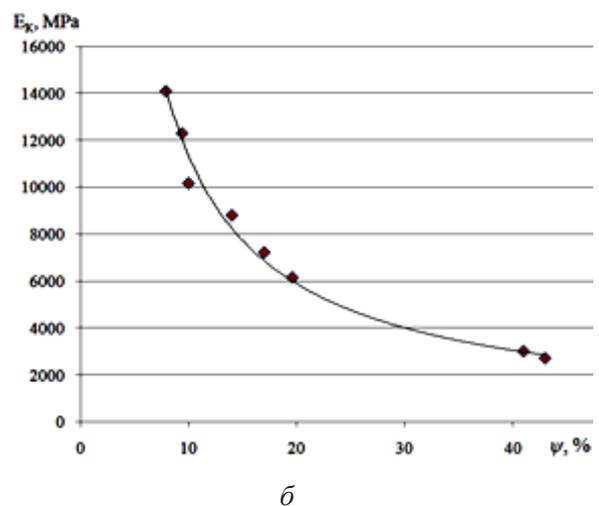
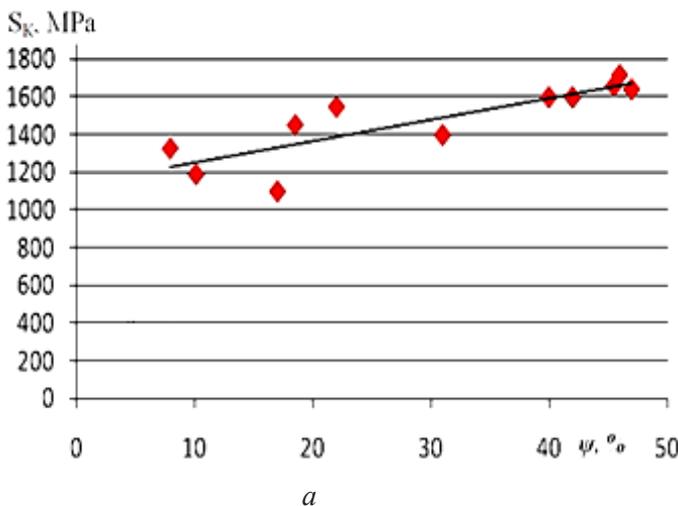


Рис. 2. Согласование характеристик $S_K = f(\psi)$ и $E_K = f(\psi)$ титановых сплавов ВТ6 и ВТ22 в вариантах технологических состояний заготовок (табл. 1)

Fig. 2. The agreement of characteristics $S_K = f(\psi)$ and $E_K = f(\psi)$ of titanium alloys ВТ6 and ВТ22 in the variants of technological states of blanks (Table 1)

$$E_K = 100860 \psi^{-0,949} \quad (3)$$

Способность металла лопаток сопротивляться усталости при комбинированном воздействии (растяжения и изгиба) в условиях изменения температуры определяется по обобщенному условию предельных амплитуд высокочастотной составляющей (σ_{a2}) вида [26]:

$$\frac{\sigma_{a2}}{\sigma_{-1}} = 1 - R_1 \left(\frac{\sigma_{\max 1}}{\sigma_{R_1}} \right)^{n_1} - (1 - R_1) \left(\frac{\sigma_{\max 1}}{\sigma_{R_1}} \right)^{n_2} \quad (4)$$

Эквивалентные двухосные напряжения равны:

$$\sigma_{Re1} = \sigma_{X1} (1 - \chi_m) + \chi_m (\sigma_{X1}^2 + \sigma_{Y1}^2 - 2\mu \sigma_{X1} \sigma_{Y1})^{0,5}, \quad (5)$$

$$n_2 = B_1 + B_2 \frac{\sigma_{\max 1}}{\sigma_{R_1}} - B_3 \frac{E_k}{E} + B_4 \frac{\mu}{\Psi} + B_5 \frac{m^{(0)} \Psi}{\delta}, \quad (6)$$

где $\sigma_{\max 1} = \sigma_d + \sigma_c$ – сумма действующих и температурных напряжений, а значения свойства берутся при t_{\max} ($^{\circ}\text{C}$).

$$\bar{E}_k = E_k / E = \left[1 + \frac{E}{S_k} \ln \left(\frac{1}{1 - \psi} \right) \right]^{-1,0} \quad (7)$$

– относительный модуль Ильюшина:

$$m^{(0)} = 0,75 \ln \frac{S_k}{\sigma_{0,2}}$$

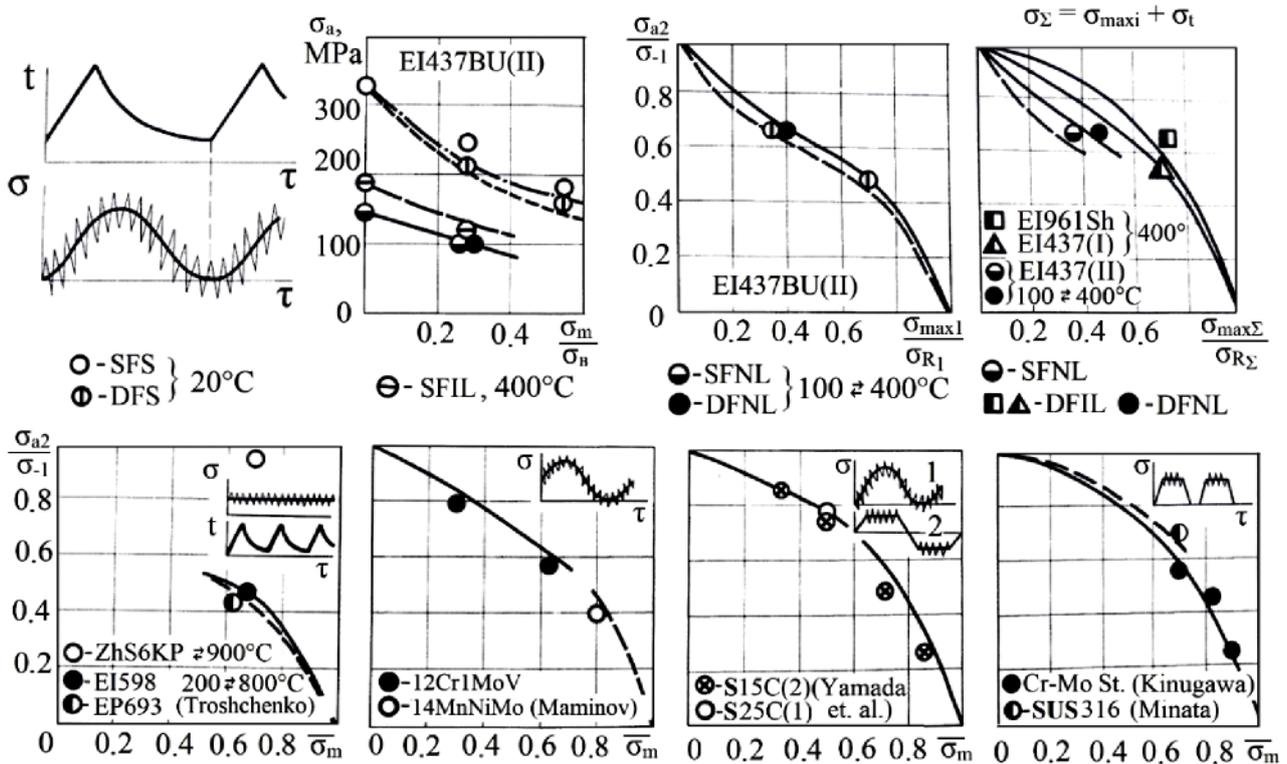
$$\left\{ \ln \left[\left(\frac{\sigma_{0,2}}{E} + 0,2 \cdot 10^{-2} \right)^{-1,0} \left(\frac{S_k}{E} + \ln \frac{1}{1 - \psi} \right) \right] \right\}^{-1,0} \quad (8)$$

– коэффициент деформационного упрочнения.

Снижение циклической долговечности (N/N_1) при двухчастотных нагрузках контролируется выражениями (4, 6, 9) в зависимости от угла наклона кривой усталости (γ) в области малоциклового долговечности (N_1) с учетом действующих напряжений (σ_{max1}), величины эквивалентных напряжений (σ_{Rel}), характеристик прочности и пластичности в (6) при максимальной температуре $f n(t)$ по условию:

$$N_1/N = 1 - (\sigma_{a2} / \sigma_{-1}^t)^{\gamma/n(t)}. \quad (9)$$

Для проверки расчетных зависимостей (3–8) выполнено имитационное моделирование и проведены испытания на усталость сплава ХН77ТЮР-БУ (ЭИ437-БУ) и стали 13Х11Н2В2МФ-Ш (ЭИ961-Ш) при термодинамическом комплексном воздействии на материал [26]. Когда напряжения растяжения и изгиба (рис. 3) сочетаются с термическими от теплосмен в пределах пульсаций температуры $t = 100 \leftrightarrow 400$ °С.



SFS – single frequency stress; DFS – dual-frequency stress; SFIL – single-frequency isothermal loading; SFNL – single-frequency non-isothermal loading; DFIL – dual-frequency isothermal loading; DFNL – dual-frequency non-isothermal loading

Рис. 3. Сравнение экспериментальных и расчетных данных сопротивления усталости авторами [26, 29] (в верхней части рисунка) соответственно – при одно- и двухчастотном нагружении (SFS и DFS), одночастотном изотермическом нагружении при 400 °С (SFIL), двухчастотном изотермическом нагружении (DFIL), одночастотном неизоотермическом (при $t = 100 \leftrightarrow 400$ °С) нагружении (SFNL) и двухчастотном неизоотермическом нагружении (DFNL). В нижней части рисунка – данных: В. Т. Трощенко [22], А. С. Мамина, Т. Ямада, Х. Мината [23], М. Кинугава

Fig. 3. Comparison of experimental and calculated fatigue resistance data by the authors [29] (in the upper part of the figure), respectively – for single-frequency and dual-frequency stress (SFS and DFS), single-frequency isothermal loading at 400 °С (SFIL), dual-frequency isothermal loading (DFIL), single-frequency non-isothermal (at $t = 100 \leftrightarrow 400$ °С) loading (SFNL) and double-frequency non-isothermal loading (DFNL). In the lower part of the figure – data: V. T. Troshchenko [22], A. S. Maminova, T. Yamada, H. Minata [23], M. Kinugawa

Видно хорошее соответствие экспериментальных и расчетных данных, полученных в интервале температур $t = 100 \leftrightarrow 400$ °С авторами [26], А. С. Маминовым, при $t = 100 \leftrightarrow 400$ °С (в КАИ). Данных В. Т. Трощенко [22] (в институте «Проблемы прочности» АН Украины (при $t = 200 \leftrightarrow 900$ °С и $200 \leftrightarrow 800$ °С) и полученных в университете г. Киото (Япония) в интервале температур $t = 200 \leftrightarrow 700$ °С) [23].

Диски турбины III ступени ГТД сплава ХН73МБТЮ-ВД в зоне ступичных отверстий под стяжные болты из-за увеличения концентрации напряжений подвергаются локальной упруго-пластической деформации. В результате стеснения напряженно-деформированного состояния (НДС) и действия высоких напряжений происходит существенное исчерпание запаса пластичности в частности – снижение относительного сужения (ψ) относительно свойств исходного уровня (СИУ) на 56% (рис. 4) при стендовой и эксплуатационной наработке ~ 10000 часов.

На предприятиях действует положение фиксации характеристик СИУ наряду с те-

кущим (эксплуатационным) уровнем свойств (ЭС). Было установлено [5] увеличение микротвердости (H_{100}) деформированного металла поверхности ступичных отверстий на 60...80% (рис. 4, а). Для обеспечения требуемой работоспособности диски турбины при ремонте подвергаются восстановительной термической обработке (ВТО) в режиме «отдыха металла» ($T_{от} \sim 0,35 T_{RS}$). В результате чего твердость и относительное сужение полностью восстанавливаются до уровня СИУ и выше, в том числе и после повторной стендовой наработки (рис. 4, б, в). Благодаря полученным результатам исследований, были обоснованы критерии ремонтпригодности и оценки эффективности ремонта дисков турбины, используя доступные и информативные характеристики H_{100} и ψ . Это позволило ремонтировать в двигателях с наработкой поврежденные диски, проводя ВТО вместо их замены, при этом полностью восстанавливать структуру и свойства до исходного уровня.

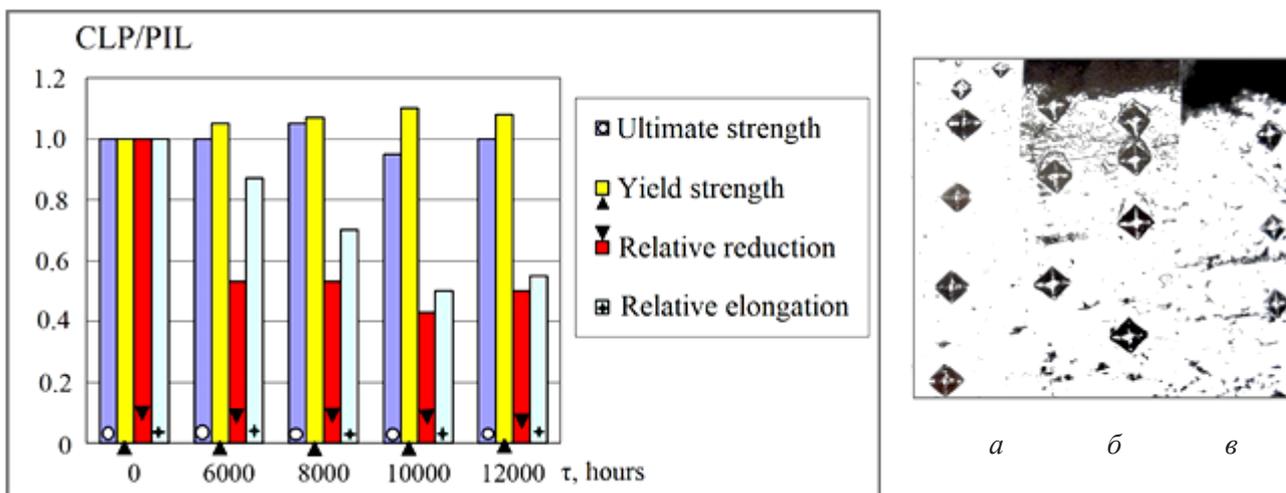


Рис. 4. Изменение свойств сплава ХН73МБТЮ-ВД дисков с наработкой в эксплуатации и измерения микротвердости: а – после эксплуатации – ЭС; б – в варианте ВТО; в – после ЭС + ВТО; обозначения свойств сверху вниз соответственно: σ_g , $\sigma_{0,2}$, ψ и δ

Fig. 4. Change in properties (CLP/PIL) of the CrNi73MoNbTiAl alloy of disks with operating time and microhardness measurements at the hub holes according to the variants: а – after operation; б – Restorative heat treatment (RHT); в – operation + RHT; property designations from top to bottom respectively: σ_g , $\sigma_{0,2}$, ψ and δ

**Влияние режимов термической обработки на механические свойства стали
13X11H2B2MФ-Ш и показатель РПИ (СИТ)**

**Effect of heat treatment on the mechanical properties of 13Cr11Ni2W2MoV
steel including the AIP indicator**

Номер варианта / No. of variant	Состояние стали 13X11H2B2MФ-Ш / States of 13Cr11Ni2W2MoV steel		HV _{100*}	σ_B	ψ	AIP
	Двойная закалка / Double hardening	Отпуск / Tempering	МПа / MPa	МПа / MPa	%	
1 (а)	Сталь ФРГ (после аварии) / After operation		3700	1180	41	6,18
2 (б)	(1020 + 1000) °С – масло/oil	560 °С	5720	1540	55	8,78
3 (в)	(1020 + 1000) °С – масло/oil	640 °С	3800	1230	72	23,78

Для обоснования материала при ремонте необратимо поврежденных дисков ГТУ фирмы «MAN» проведена оптимизация режимов термической обработки по микроструктуре и характеристикам микроиндентирования. Установлен единственный показатель диаграммы *вдавливание–разгрузка* при измерении микротвердости пирамидкой Берковича, согласующийся со свойствами конструкционной прочности материалов – разность глубин от вдавливания индентора при постоянной нагрузке (по инструкции) – «ползучесть при постоянной нагрузке – СИТ».

На наш взгляд, более внятное название этой характеристики – располагаемая ползучесть индентирования (РПИ). Она определяется по длине площадки диаграммы глубины

вдавливания – *выдержка–разгрузка*. Рис. 5 иллюстрирует уровень этого свойства протяженностью площадок от вдавливания пирамидки по вариантам термической обработки образцов стали 13X11H2B2MФ (рис. 5, а–в) в соответствии с таблицей. Видно хорошее согласие характеристик структуры и свойства ψ с показателем РПИ.

Характеристиками конструкционной прочности должны быть показатели, отражающие допустимую деградацию структуры и/или, адекватно иллюстрирующие фактическое состояние материала. Для этого проводится анализ структуры рабочих лопаток турбины из сплава ХН65ВМТЮ и IN-738LC с целью выявления типовых случаев повреждения (рис. 6).

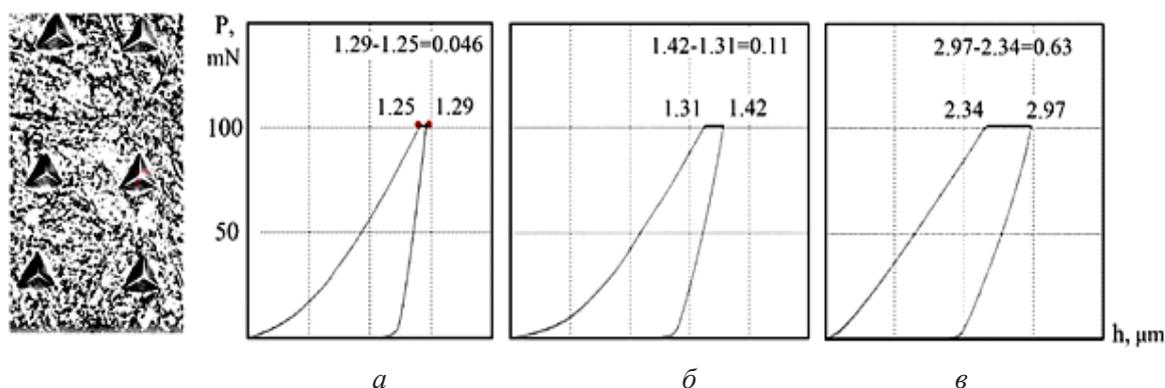
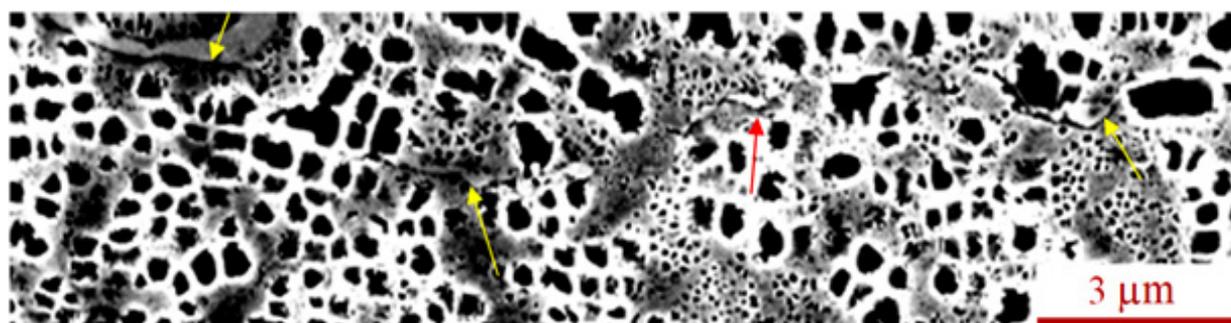
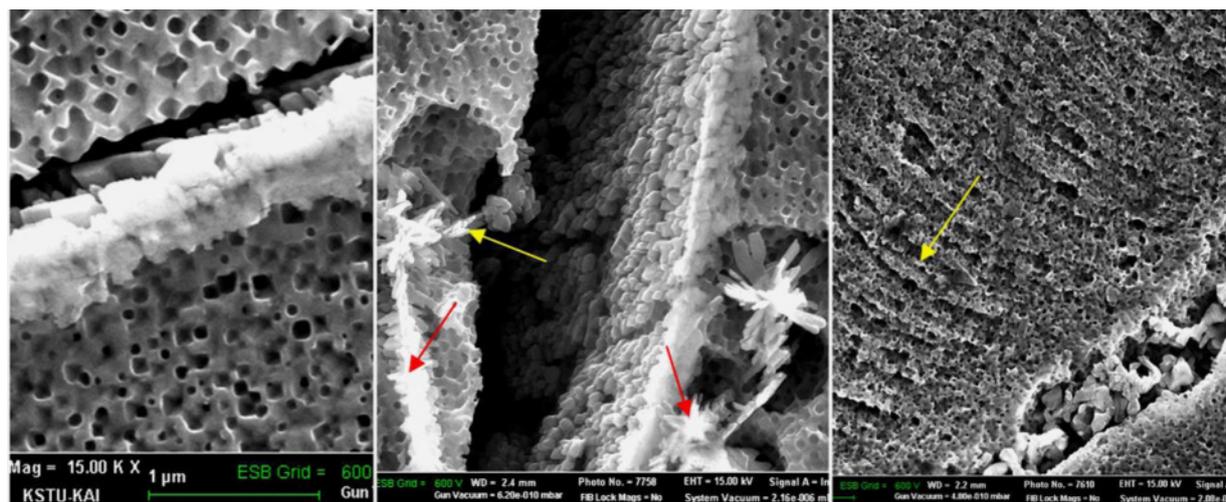


Рис. 5. Определение располагаемой пластичности индентирования стали 13X11H2B2MФ по вариантам термической обработки (а–в) (табл. 2)

Fig. 5. Determination of available plasticity of indentation of steel 13Cr11Ni2W2MoV by variants of heat treatment (а–в) (Table 2)



a



b

Рис. 6. Дegradaция сплава IN-738LC (a) и сплава ХН65ВМТЮ (б): трещины и распад $(Cr, Mo, W)_6C$ на хрупкую σ -фазу (указано стрелками) [7], усталостные бороздки (справа)

Fig. 6. Degradation of the IN-738LC alloy (a) and the CrNi65WMoTiAl alloy (b): cracks and $(Cr, Mo, W)_6C$ decay to the brittle σ -phase (indicated by arrows) [7], fatigue grooves (right)

В сплаве IN-738LC после стендовой наработки выявлены микротрещины размерами 3...7 мкм (рис. 6, a), в сплаве ХН65ВМТЮ – трещины, усталостные бороздки и распад карбидов $(Cr, Mo, W)_6C$ на σ -фазу – (рис. 6, б). Для оценки степени деградации металла используется структурная поврежденность сплава (СПМ), выраженная величинами стандартных отклонений отраженных ультразвуковых сигналов (в мВ) [5, 6, 28] по участкам сечений пера лопаток. Кроме того, выявлена трансформация формы кубовидных частиц упрочняющей γ' -фазы в неправильную (рельефную) геометрию по периметру и их дробление, что свидетельствует о повреждении структуры сплава. Установлены многочисленные зависимости влияния характеристик структуры и упрочняющих фаз (рис. 2) на поврежденность металла лопаток

при испытаниях. Для анализа поврежденности сплава IN-738LC используются выражения линейной зависимости (10)–(17):

$$СПМ = 42,896 + 2,4382 \cdot \gamma'_r \quad (10)$$

– от размера зернограничной γ' -фазы;

$$СПМ = 64,758 - 1,8067 \cdot \gamma'_3 \quad (11)$$

– от размера эвтектической γ' -фазы;

$$СПМ = 41,262 + 0,925 \cdot (Ti, Nb, W)C, \quad (12)$$

$$СПМ = 41,262 + 0,925 \cdot (Ti, Nb, Ta)C, \quad (13)$$

$$СПМ = 47,551 + 1,2171 \cdot \lambda_{II} \quad (14)$$

– от расстояний между осями дендритов;

$$СПМ = 61,68 - 60,50 \cdot (Ta + Co)/Ni, \quad (15)$$

$$СПМ = 57,73 - 81,41 \cdot (Mo + Ta)/Ni, \quad (16)$$

$$СПМ = 58,49 - 107,3 \cdot (Ta + Nb)/Ni. \quad (17)$$

Выводы

1. Для выбора материалов и обоснования технологий необходимо использовать характеристики истинной диаграммы деформирования S_K , $m^{(0)}$, ψ , E_K .

2. Диаграмма «равенства предельных амплитуд усталости простого и сложного нагружения» (в координатах $\psi-S_K$) позволяет ускоренно обосновывать режимы технологий.

3. Данные расчета снижения усталостной долговечности и характеристики S_K , $m^{(0)}$, ψ , E_K , КСТ, КСУ и K_{IC} лучше в варианте 8-ми переходной штамповки сплава ВТ22, соответствуют структуре с соотношениями исходной и дисперсной α/α_{II} -фазы = 2...2,5.

4. Следует отдавать предпочтение структурным состояниям сплавов с большими значениями характеристик S_K , $m^{(0)}$, ψ и меньшими E_K , H_{100} .

5. Расчетные оценки усталостной прочности при сложном неизотермическом нагружении и долговечности, никелевых сплавов согласуются с данными источников литературы, титановых сплавов с данными стендовой и эксплуатационной наработки дисков компрессора.

6. Критерий «располагаемая ползучесть индентирования» позволяет, не разрушая металл, адекватно и достоверно обосновывать технологические решения, выбор материала.

7. Подтверждена возможность ремонта дисков сплава ХН73МБТЮ-ВД восстановительной термической обработкой в режиме отдыха ($T \sim 0,35 T_{RS}$).

8. Трансформация формы кубовидных частиц упрочняющей γ' -фазы в неправильную (рельефную) по периметру геометрию и их дробление свидетельствует о повреждении структуры литейного сплава IN-738LC, когда могут образовываться микротрещины в лопатке.

9. Очаги разрушения лопаток сплава IN-738LC образуются на границах фаз внедрения – дуэлексная матрица.

10. Эвтектика с γ' -фазой блокирует развитие микротрещин.

Список литературы / References

1. Sims C. T., Stoloff N. S., Hagel W. C. Superalloys II. New York: John Wiley-ISP, 1987. P. 380.

2. Arthur J. McEvily Metal Failures: Mechanisms, Analysis, Preventions. New York: JohnWiley-ISP, 2002. P. 380.

3. Polmear I. J. Light Alloys From Traditional Alloys to Nanocrystals. England: Elsevier Ltd., 2006. P. 436.

4. Муратаев Ф. И., Муратаев А. Ф. Исследование повреждаемости металла дисков компрессора ГТУ // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. 2016. Т. 72, № 4. С. 31–35.

5. Закономерности состава, структуры и повреждаемости металла лопаток турбины после стендовой и эксплуатационной наработки / Ф. И. Муратаев и др. // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. 2014. № 4. С. 74–78.

6. Муратаев Ф. И., Муратаев А. Ф. Влияние состава и морфологии интерметаллической фазы сплава IN-738LC на повреждаемость лопаток газовых турбин // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. 2015. Т. 71, № 3. С. 43–48.

7. Mc Cann, M. L. and Fanning J. Designing with Titanium Alloys. Handbook of Mechanical Design / G. E. Totten, L. Xie, K. Funatani (ed.). New York: Marcel Dekker, Inc., 2004. P. 539.

8. Тарасенко Л. В. Жаропрочные литейные никелевые сплавы равноосной кристаллизации. М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2005. 50 с.

9. Albrecht P., Wright W. Fatigue and Fracture of Steel Bridges / M. Fuentes (ed.) et al. // Fracture Mechanics: Applications and Challenges. Oxford: ESIS Publication and Elsevier, 2000. V. 26. P. 211–234.

10. Murataev F. I., Klabukov M. A. Study of regularities of structure and fatigue damageability of cast blades made of IN738-LC alloy // Vestnik of KSTU. 2014. No. 3. P. 107–109.

11. Шканов И. Н., Брауде Н. З., Муратаев Ф. И. Модель оптимизации исходных механических свойств по критериям статической и усталостной прочности при сложном напряженном состоянии // Изв. вузов. Авиационная техника. 1982. № 1. С. 107–112.

12. Ruiz C., Nowell D. Designing Against Fretting in Aeroengines / M. Fuentes (ed.) et al. // *Fracture Mechanics Applications and Challenges*. Oxford: ESIS Publication and Elsevier, 2000. V. 26. P. 73–95. DOI: 10.1016/S1566-1369(00)80043-6.
13. Муратаев Ф. И., Жаржаназиди М. А. Обеспечение конструкционной прочности титановых сплавов по критериям предельной пластичности и сопротивления усталости // *Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева*. 2013. № 1. С. 50–53.
14. Муратаев Ф. И., Хакимов С. Ш. Обоснование соотношений микроструктуры и свойств титановых сплавов для задач прогнозирования сопротивления усталости // *Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева*. 2014. № 4. С. 110–114.
15. Cahn R. W., Haasen P., Kramer E. J. *Materials Science and Technology: A Comprehensive Treatment. Structure and Properties of Composites* / T. W. Chou (ed.). VCH Weinheim, 1993. P. 625. DOI: 10.1002/010450113.
16. Ashby M. F. *Materials selection in mechanical design*. Oxford: Pergamon Press, 1992. P. 367.
17. Cao X., Jahazi M. Effect of Welding Speed on Butt Join Quality of Ti-6Al-4V Alloy Welded Using a High-Power Nd: YAG laser // *Optics and Lasers in Engineering*. 2009. V. 47, Iss. 11. P. 1231–1241. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2009.05.010.
18. Cahn R. W., Haasen P., Kramer E. J. *Materials Science and Technology: A Comprehensive Treatment. Structure and Properties of Nonferrous Alloys* / K. H. Matucha (ed.). Wiley-VCH: Verlag GmbH, 1996. V. 8. P. 837.
19. Murataev F. I., Galimov E. R. Development of a technology for hardening the working surfaces of microsurgical tools from titanium alloy // *IOP Conf. Ser.: Materials Science and Engineering*. 2020. V. 915. Article number 012042. DOI: 10.1088/1757-899X/915/1/012042.
20. Cahn R. W., Haasen P. *Physical Metallurgy - 4th Edition*. North Holland: Print Book & E-Book, 1996. P. 2740.
21. Tundermann J. H., Tien J. K., Howson T. E. Nickel and nickel alloys. *Kirk-Othmer Encyclopedia of Chemical Technology*. New York: Wiley, 1996. P. 1–17.
22. Трощенко В. Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. Киев: Наукова думка, 1981. 344 с.
23. Hideo Minata. Estimation of fatigue life under conditions of varying average stresses and temperature by the example of GTP disk // *Nihon kikai gakkai ronbunshu*. 1994. V. 46, No. 612. P. 1015–1022.
24. Муратаев Ф. И., Махмутянов А. Н., Муратаев Т. А. Превращения титановых сплавов в лазерном пятне при ударном упрочнении // *Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева*. 2020. Т. 76, № 2. С. 57–62.
25. Муратаев Ф. И., Мухаммадиев И. М. Закономерности структурных состояний и характеристик конструкционной прочности штамповок титанового сплава // *Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева*. 2020. Т. 76, № 2. С. 46–52.
26. Муратаев Ф. И., Шканов И. Н. Обоснование технологии обработки дисков компрессоров по характеристикам статического и циклического деформирования // *Изв. вузов. Авиационная техника*. 1999. № 1. С. 43–47.
27. Муратаев Ф. И., Муратаев А. Ф. Определение причин разрушения планетарного редуктора экскаватора HYUNDAI-R170 // *КГТУ им. А. Н. Туполева*. 2016. Т. 72, № 3. С. 87–90.
28. Murataev F. I., Galimov E. R., Galimova N. Ya. Ranking Materials Technologies by Limiting Characteristics of Heat-Resistant Alloys and Their Longevity in the Problems of Import Substitution // *IOP Conf. Ser.: Materials Science and Engineering*. 2019. V. 570. Article number 012070. DOI: 10.1088/1757-899X/570/1/012070.
29. Murataev F. I., Galimov E. R., Galimova N. Ya. Substantiation of Domestic Material and Welding Technology for Improving Properties and Competitiveness of Pyrolysis Furnace Coils // *IOP Conf. Ser.: Materials Science and Engineering*. 2018. V. 570. Article number 012071. DOI: 10.1088/1757-899X/570/1/012071.