

# НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.4

## Температурно-временная зависимость анизотропии характеристик длительной прочности монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов

Е. Р. Голубовский, И. Л. Светлов

ВИАМ, Москва, Россия

*Представлены результаты обработки экспериментальных данных по длительной прочности монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов ЖС36 и CMSX-4 с ориентациями  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  в интервале температур 1023...1373 К. Приведены численные значения коэффициентов уравнений температурно-силовой зависимости времени до разрушения и построены кривые длительной прочности монокристаллов с указанными ориентациями в диапазоне долговечностей до  $10^5$  ч. Установлены три различные температурно-временные области изменения коэффициента анизотропии длительной прочности, в которых характер анизотропии обусловлен различными механизмами ползучести и определяется эволюцией микроструктуры монокристаллов.*

**Ключевые слова:** длительная прочность, монокристаллы, жаропрочные сплавы, анизотропия.

**Введение.** В отличие от поликристаллических материалов с равноосной структурой, монокристаллы конструкционных жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) обладают значительной анизотропией характеристик механических и физических свойств. Характеристики упругости монокристаллов ЖНС (модули нормальной упругости и сдвига, коэффициенты Пуассона) могут быть рассчитаны для любого из кристаллографических направлений в ГЦК-решетке по соотношениям теории упругости [1].

Анизотропия характеристик кратковременных механических свойств (пределы прочности и текучести, удлинение) и их температурная зависимость достаточно подробно экспериментально исследованы на монокристаллах различных ЖНС при разных скоростях деформации [2–5]. Однако несомненный интерес представляет изучение закономерностей изменения анизотропии механических характеристик, зависящих от времени, так как пределы длительной прочности (ДП) и ползучести являются базовыми характеристиками при ресурсном проектировании рабочих лопаток авиационных ГТД и энергетических ГТУ. При этом для определения напряженно-деформированного состояния в различных сечениях лопатки турбины необходимо знать ориентационную зависимость пределов длительной прочности и ползучести, по крайней мере иметь соответствующие данные для трех кристаллографических направлений  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 011 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  в интервале рабочих температур и долговечностей.

Известные из литературных источников данные по влиянию кристаллографической ориентации растягивающей силы на ДП монокристаллов ЖНС весьма противоречивы.

Так, исследования ориентационной зависимости характеристик жаропрочности монокристаллов сплава MAR M-200 [6] показали, что при температуре 1023 К минимальное время до разрушения ( $\tau_p^{\min}$ ) и максимальная длительная пластичность характерны для монокристаллов с ориентациями вблизи угла  $\langle 011 \rangle$  стандартного стереографического треугольника, тогда как максимальную долговечность ( $\tau_p^{\max}$ ) имеют монокристаллы с ориентацией  $\langle 111 \rangle$ . Промежуточные значения времени до разрушения  $\tau_p$  отмечаются для монокристаллов с ориентацией  $\langle 001 \rangle$ . Результаты исследования монокристаллов из сплава CMSX-2 свидетельствуют о том, что при температуре 1023 К анизотропия долговечности существенно зависит от размера частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы [7]. При минимальном размере частиц  $\gamma'$ -фазы (0,23 мкм) максимальные значения  $\tau_p^{\max}$  имеет ориентация  $\langle 111 \rangle$ , при максимальном размере частиц (0,45 мкм) – ориентация  $\langle 001 \rangle$ . При средних размерах частиц (0,3 мкм) значения долговечности  $\tau_p$  становятся близкими для монокристаллов обеих ориентаций.

С повышением температуры степень анизотропии характеристик кратковременной и длительной прочности снижается, а последовательность ориентаций  $\langle 011 \rangle$ ,  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle$  в порядке возрастания ДП в одних литературных источниках подтверждается, в других указывается такая последовательность:  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 011 \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle$  [8, 9]. Следует также отметить, что на анизотропию характеристик длительной прочности и ползучести в значительной степени оказывает влияние химический состав сплава [10].

Таким образом, анизотропия ДП монокристаллов ЖНС зависит от многих внешних факторов и внутренних параметров, среди которых важными являются температура, напряжения, химический состав сплава и его структурное состояние. Последнее определяется не только режимами термической обработки, от которых зависит исходный размер частиц  $\gamma'$ -фазы, но и условиями внешнего температурно-силового воздействия на сплав.

В настоящей работе проведен анализ экспериментальных данных по длительной прочности монокристаллов двух кристаллографических ориентаций –  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$ . Монокристаллы с ориентацией  $\langle 011 \rangle$  не рассматривали, поскольку весьма ограниченный объем экспериментальных данных не позволяет корректно провести статистическую обработку и сделать обоснованные выводы о влиянии этой ориентации на ДП.

Для количественной оценки степени анизотропии использовался коэффициент анизотропии ДП [8]:

$$K_{\tau}^{\langle hkl \rangle} = \frac{\sigma_{\tau}^{\langle hkl \rangle}}{\sigma_{\tau}^{\langle 001 \rangle}}, \quad (1)$$

где  $\sigma_{\tau}^{\langle hkl \rangle}$  и  $\sigma_{\tau}^{\langle 001 \rangle}$  – пределы ДП монокристаллов с ориентацией растягивающей силы в направлениях  $\langle hkl \rangle$  и  $\langle 001 \rangle$  соответственно за время  $\tau$ .

Коэффициент анизотропии можно также определить как отношение времени до разрушения или времени накопления заданной деформации ползучести при одном и том же уровне напряжений для монокристаллов с различной ориентацией [11]:

$$K_{\sigma} = \frac{\tau_{\sigma}^{<hkl>}}{\tau_{\sigma}^{<001>}}.$$

Иногда используют также отношение обратных величин минимальных скоростей ползучести.

Противоречивые данные об анизотропии характеристик длительной прочности и ползучести во многом объясняются разными способами определения коэффициента анизотропии для монокристаллов одного и того же сплава. Значения коэффициента могут различаться не только по величине, но и по физическому смыслу. Для инженерных расчетов коэффициент анизотропии определяется по формуле (1), а для выяснения физической природы анизотропии и механизмов ползучести целесообразно использовать отношения времени накопления деформации ползучести  $\varepsilon$  ( $\varepsilon = 0,5$  или  $1\%$  и т.д.).

Цель работы заключалась в определении температурно-временной зависимости коэффициента анизотропии  $K_{\tau}^{<111>}$  и интерпретации этой зависимости на основе физических механизмов накопления деформации в процессе ползучести. Рассмотрен также прогноз ориентационной зависимости длительной прочности монокристаллов ЖНС при низких напряжениях и соответственно больших долговечностях, т.е. при условиях работы монокристаллических лопаток в стационарных газотурбинных установках.

**Материалы и методика обработки данных.** В работе использовались результаты испытаний на ДП монокристаллов отечественного сплава ЖС36 и широко известного зарубежного сплава CMSX-4. Эти сравнительно новые модификации сплавов содержат рений. Экспериментальные данные для сплава ЖС36 получены в интервале температур 1173...1373 К и долговечностей до  $\tau_p \sim 1000$  ч. Наиболее представительная выборка результатов испытаний на ДП монокристаллов сплава CMSX-4 в интервале температур 1023...1273 К и долговечностей до 30000 ч опубликована в [4]. В обоих случаях использовались цилиндрические образцы диаметром 5 мм, а продольные оси образцов отклонялись от точных кристаллографических направлений  $<001>$  и  $<111>$  на величину углов, не превышающую  $10...12^\circ$ . После стандартной (для этих сплавов) термической обработки размер частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы составлял  $\sim 0,4...0,45$  мкм.

При обработке результатов испытаний весь температурный интервал разбивался на три: низкотемпературный (до 1023 К), промежуточный (1073...1123 К) и высокотемпературный (1173...1373 К). Такое разбиение основано на определенных физических представлениях о структурном состоянии ЖНС в процессе ползучести. При испытаниях монокристаллов ниже промежуточного уровня температур достаточно продолжительное время сохраняется кубоидная морфология частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, тогда как выше этого уровня частицы интенсивно коагулируют специфическим образом. Соответственно механизмы деформации ползучести выше и ниже проме-

жужточного уровня температур существенно различаются. Низкие температуры (1023 К) характерны для условий работы замка лопатки, а высоко-температурный уровень соответствует горячим зонам пера лопатки в авиационных ГТД.

Обработка экспериментальных данных осуществлялась с использованием уравнения температурно-силовой зависимости времени до разрушения [8, 11]:

$$\tau_p = \xi T^m \sigma^{-n} \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{RT}\right). \quad (2)$$

Методика численного определения коэффициентов  $\xi, m, n, U_0, \gamma$  подробно изложена ранее [11]. С использованием полученных значений этих коэффициентов строили кривые длительной прочности для монокристаллов двух вышеуказанных ориентаций, определяли пределы длительной прочности и по ним рассчитывали коэффициенты анизотропии  $K_\tau^{<111>}$  в интервале долговечностей  $10 \dots 10^5$  ч на каждом температурном уровне.

**Результаты и их обсуждение.** В таблице представлены численные значения коэффициентов уравнения (2), полученные путем обработки результатов испытаний на ДП. На рис. 1 и 2 показаны кривые длительной прочности соответственно для сплавов CMSX-4 и ЖС36, рассчитанные по уравнению (2) с численными значениями коэффициентов (таблица); точками отмечены результаты испытаний образцов.

**Значения коэффициентов уравнения (2) для сплавов ЖС36 и CMSX-4**

Сплав	Температурный интервал, К	Кристаллографическая ориентация, $\langle hkl \rangle$	$m$	$n$	$\ln \xi$	$U_0$ , кДж/моль	$\frac{\gamma, Дж}{\text{моль} \cdot \text{Па}}$
CMSX-4	1023...1073	$\langle 001 \rangle$	0	0	-31,69	440,2	146,0
		$\langle 111 \rangle$	1	4	-38,96	667,9	157,7
	1173...1273	$\langle 001 \rangle$	2	4	-28,34	441,0	24,9
		$\langle 111 \rangle$	2	0	-58,91	587,2	236,3
ЖС36	1173...1273	$\langle 001 \rangle$	1	2	-40,18	546,5	119,3
		$\langle 111 \rangle$	2	4	-45,41	644,3	91,4
	1273...1373	$\langle 001 \rangle$	2	4	-29,86	462,9	58,8
		$\langle 111 \rangle$	2	3	-48,78	635,3	144,5

Как видно, наблюдается весьма удовлетворительное совпадение результатов эксперимента и расчета. С учетом этого, а также на основании опыта обработки экспериментальных данных значительного числа жаропрочных никелевых сплавов с использованием уравнения (2) и прогнозирования характеристик ДП на  $1 \dots 1,5$  порядка по логарифмической шкале времени [11] были построены расчетные кривые ДП в интервале долговечностей до

$10^5$  ч. При этом необходимо отметить, что для сплава ЖС36 прогнозируемый интервал долговечностей превышает указанный выше предел в 1,5 порядка, однако авторы сознательно пошли на этот шаг с целью установить возможную общность изменения закономерностей анизотропии ДП в сплавах CMSX-4 и ЖС36 на весьма большом временном интервале.

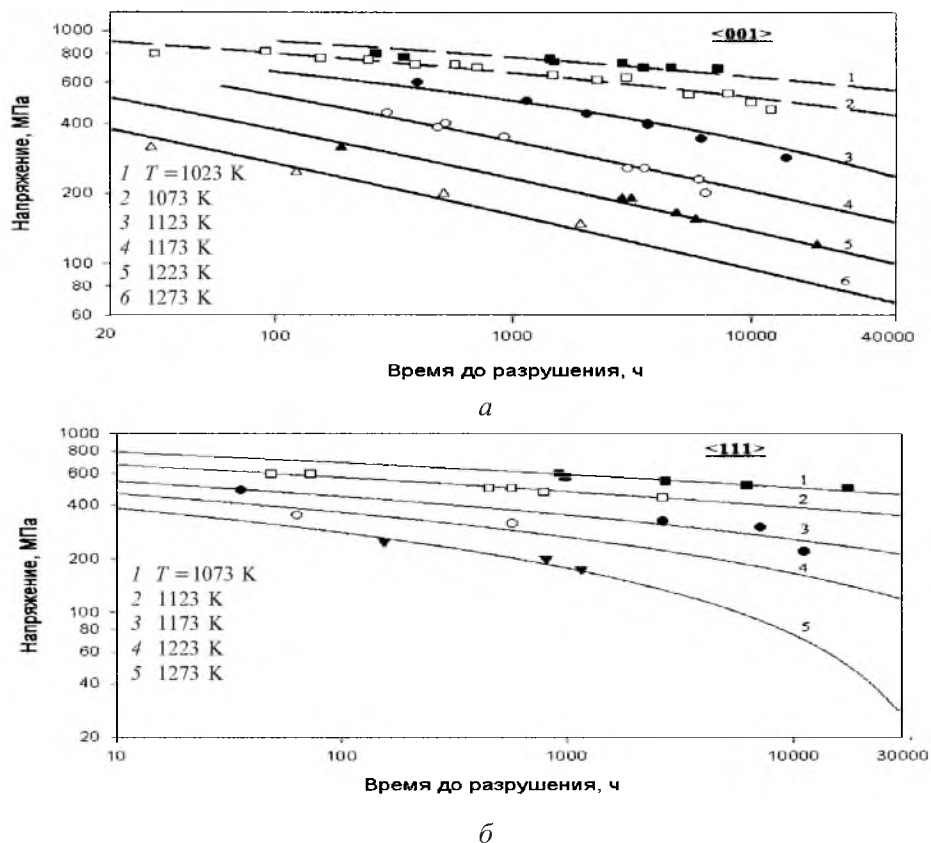


Рис. 1. Кривые длительной прочности монокристаллов сплава CMSX-4 с ориентациями  $\langle 001 \rangle$  (а) и  $\langle 111 \rangle$  (б) в интервале температур 1023...1273 К.

На рис. 3,а и 4,а приведены расчетные кривые ДП монокристаллов соответственно сплавов CMSX-4 и ЖС36 с ориентацией  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$ .

Согласно рис. 3,а, можно выделить три температурно-временные области, которые ограничены прямыми линиями, проведенными через точки пересечения кривых ДП монокристаллов  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$ . В области I (левее линии AB) ДП монокристаллов  $\langle 001 \rangle$  превышает ДП монокристаллов  $\langle 111 \rangle$ . В области II (между линиями AB и CD) имеет место инверсия, и монокристаллы  $\langle 111 \rangle$  становятся более жаропрочными, чем монокристаллы  $\langle 001 \rangle$ . В области III (правее линии CD) при низких напряжениях и больших долговечностях ситуация такая же, как и в области I.

Температурно-временные зависимости коэффициентов анизотропии  $K_{\tau}^{\langle 111 \rangle}$  представлены на рис. 3,б семейством кривых с максимумами, положение которых смещается в сторону меньших времен при повышении

температуры. Очевидно, что в областях *I* и *III*, где выполняется неравенство  $\sigma_{\tau}^{<111>} < \sigma_{\tau}^{<001>}$ , коэффициенты анизотропии  $K_{\tau}^{<111>} < 1$ , а в области *II* неравенства обратные. Значения  $(K_{\tau}^{<111>})_{\max}$  характеризуют максимальную степень анизотропии длительной прочности монокристаллов при данных температурно-силовых условиях испытания. С повышением температуры значение  $(K_{\tau}^{<111>})_{\max}$  уменьшается с 1,357 при 1173 К до 1,12 при 1273 К, т.е. максимальное превышение пределов длительной прочности монокристаллов  $<111>$  по сравнению с монокристаллами  $<001>$  составляет 36 и 12% при соответствующих температурах.

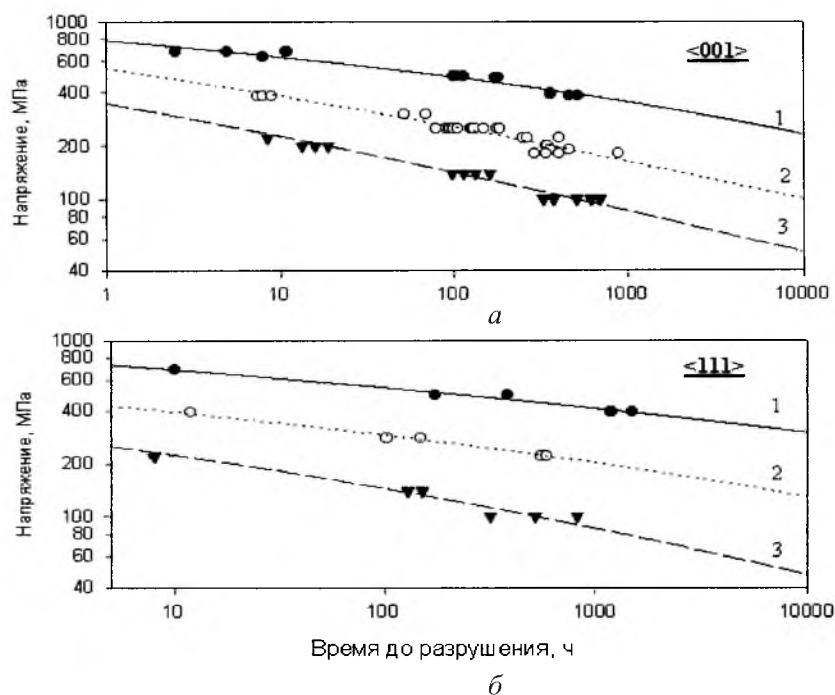


Рис. 2. Кривые длительной прочности монокристаллов сплава ЖС36 с ориентациями  $<001>$  (а) и  $<111>$  (б) в интервале температур 1173...1373 К: 1 –  $T = 1173$  К; 2 –  $T = 1273$  К; 3 –  $T = 1373$  К.

Кривые на рис. 3,а позволяют прогнозировать температурно-силовые условия длительных испытаний монокристаллов с ориентацией  $<001>$  и  $<111>$  для получения заданного коэффициента анизотропии.

Закономерности, установленные на сплаве CMSX-4, подтверждаются результатами испытаний монокристаллов сплава ЖС36. На рис. 4 приведены расчетные кривые ДП монокристаллов этого сплава, а также температурно-временная зависимость коэффициентов анизотропии  $K_{\tau}^{<111>}$ . Как видно, характер этих зависимостей остается практически неизменным, однако положение точек инверсии и численные значения  $(K_{\tau}^{<111>})_{\max}$  отличаются, поскольку химический состав сплавов и режимы термической обработки различны.

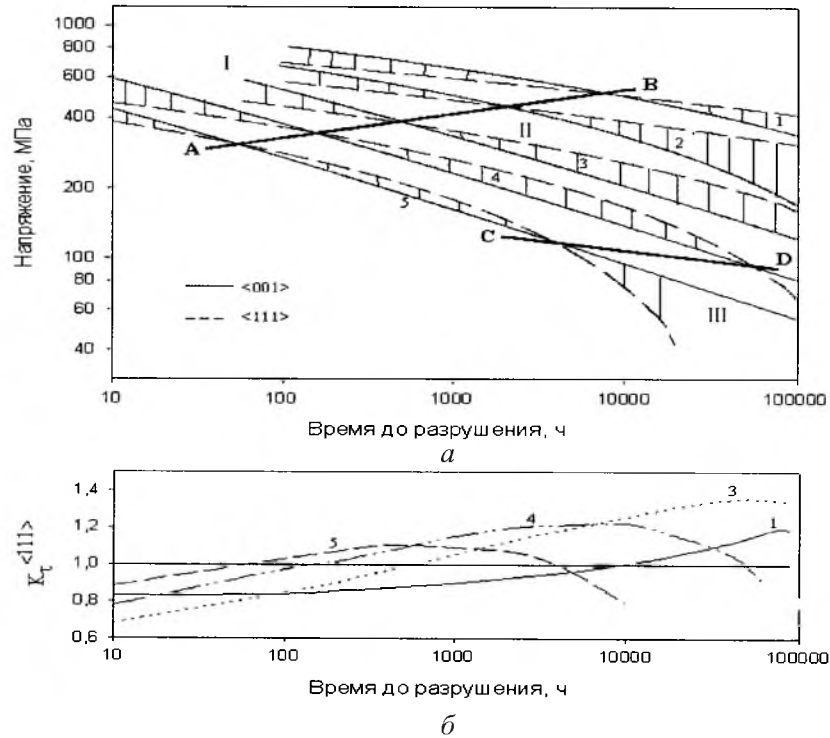


Рис. 3. Кривые длительной прочности монокристаллов с ориентациями  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  в интервале температур 1073...1273 К – а и зависимость  $K_t^{\langle 111 \rangle}$  от времени до разрушения и температуры – б: 1 –  $T = 1073$  К; 2 –  $T = 1123$  К; 3 –  $T = 1173$  К; 4 –  $T = 1223$  К; 5 –  $T = 1273$  К.

Таким образом, установленные закономерности влияния ориентации монокристаллов на ДП в исследованном интервале температур и долговечностей имеют общий характер для данного класса ЖНС. Кроме того, из рис. 3, 4 следует важный вывод о том, что в процессе длительных испытаний монокристаллов при промежуточных и высоких температурах коэффициенты анизотропии являются немонотонными функциями от времени с четко выраженными максимумами. По мере увеличения базы испытания (уменьшение напряжений) изотермические коэффициенты анизотропии в областях I и III меньше единицы, а в области II больше единицы.

Поэтому для полного описания характера и степени анизотропии жаропрочных свойств монокристаллов ЖНС необходимо иметь кривые ДП в широком интервале температур и долговечностей. Представляется некорректной оценка характера анизотропии ДП на основе отдельных результатов испытаний монокристаллов с разной ориентацией при одной-двух температурах и одном-двух уровнях напряжений. Такой подход неизбежно приводит к ошибочным или неоднозначным выводам. К сожалению, во многих известных литературных источниках используется именно такой подход к оценке анизотропии ДП монокристаллов. В качестве иллюстрации рассмотрим результаты работы [9], в которой исследована анизотропия ползучести монокристаллов сплава CMSX-4 с ориентацией, близкой к углам стандартного

стереографического треугольника, при температурах 1123 и 1253 К. На первом температурном уровне испытания проводили при напряжениях 500 и 650 МПа, на втором – при 350 МПа. О степени анизотропии судили по времени накопления деформации ползучести 0,5 и 2%. На основе полученных результатов авторы сделали однозначный вывод о том, что наиболее сильной ориентацией является  $\langle 001 \rangle$ , наиболее слабой – ориентация  $\langle 111 \rangle$ .

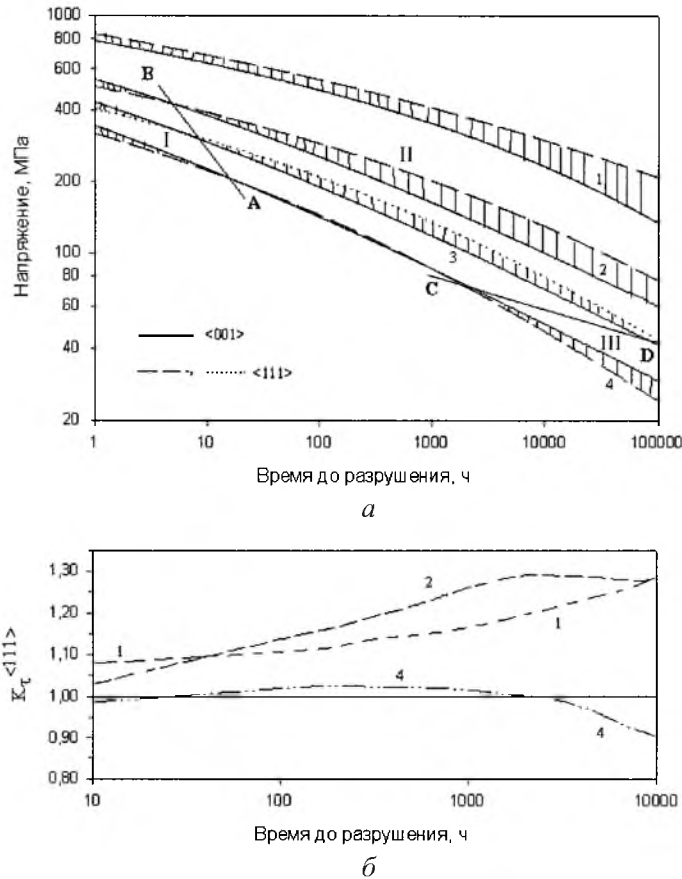


Рис. 4. Кривые длительной прочности монокристаллов с ориентациями  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  в интервале температур 1173...1373 К – а и зависимость  $K_{\tau}^{\langle 111 \rangle}$  от времени до разрушения и температуры – б: 1 –  $T = 1173$  К; 2 –  $T = 1273$  К; 3 –  $T = 1323$  К; 4 –  $T = 1373$  К.

Как следует из рис. 3, указанные условия испытания соответствуют области I, в пределах которой соблюдается указанная последовательность. Однако при меньших напряжениях, которые соответствуют области II, более сильной ориентацией является  $\langle 111 \rangle$ , а не  $\langle 001 \rangle$ . При дальнейшем снижении напряжений возможен переход в область III. Аналогичный подход к оценке анизотропии ДП монокристаллов ряда жаропрочных сплавов использовали также авторы работы [10].

Нелинейная зависимость кривых ДП и наличие точек инверсии свидетельствуют о том, что в процессе длительных испытаний на ползучесть при постоянной температуре пластическая деформация монокристаллов



осуществляется различными механизмами. Поэтому полученные результаты необходимо трактовать с учетом механизмов ползучести, действующих в каждой температурно-временной области.

Физические механизмы низкотемпературной ползучести монокристаллов ЖНС достаточно хорошо исследованы. В настоящее время можно считать установленным тот факт, что деформация ползучести реализуется скольжением дислокаций в различных системах сдвига. При этом скольжение может происходить по одной или многим системам сдвига в зависимости от ориентации монокристаллов. В ГЦК монокристаллах ЖНС пластическая деформация ползучести осуществляется сдвигом в направлении плотной упаковки атомов  $\langle 110 \rangle$  по плоскостям двух типов – октаэдра  $\{111\}$  и куба  $\{001\}$ . При низких температурах действующей системой скольжения является октаэдрическая –  $\{111\} \langle 110 \rangle$ , а при высоких включается и кубическая система –  $\{001\} \langle 110 \rangle$ . Всего имеется 12 октаэдрических и 6 кубических систем скольжения, поэтому анализ следует проводить с учетом возможного скольжения по всем 18 системам.

В соответствии с законом Шмида, пластическая деформация начинается в той системе скольжения, где приведенные касательные напряжения превысят критическую величину. В аналитической форме этот закон представляется в виде

$$\tau_{пр} = \sigma \Phi > \tau_{кр},$$

где  $\sigma$  – приложенное напряжение;  $\Phi = \cos \chi \cdot \cos \varphi$  – фактор Шмида;  $\chi$  – угол между осью растяжения и нормалью к плоскости скольжения;  $\varphi$  – угол между осью растяжения и направлением скольжения. Полагая  $\sigma = \sigma_{0,2}$ , можно определить критические напряжения сдвига  $\tau_{кр}$  для монокристаллов данной ориентации и действующей системы скольжения.

Накопление деформации ползучести монокристаллов при 1023 К осуществляется скольжением дислокаций  $a/2 \langle 110 \rangle$  по октаэдрическим плоскостям после короткого инкубационного периода. На первой стадии ползучести дислокационные петли распространяются в прослойках матрицы и либо огибают частицы  $\gamma'$ -фазы по механизму Орована, либо перерезают эти частицы с образованием сверхструктурных дислокаций Шокли  $a/3 \langle 112 \rangle$ . Наличие таких дефектов упаковки с антифазными границами в частицах  $\gamma'$ -фазы неоднократно наблюдали методами трансмиссионной электронной микроскопии [12]. В процессе деформации монокристаллов с аксиальной ориентацией низкой симметрии ось образца может поворачиваться, что активирует вторичные системы сдвига, которые могут отличаться от первичных. Анизотропия ДП монокристаллов ЖНС при низких температурах определяется деформационным упрочнением благодаря мультиплетному скольжению и ориентационной зависимости факторов Шмида для систем скольжения  $\langle 011 \rangle \{111\}$  и  $\langle 112 \rangle \{111\}$ .

При повышенных температурах наряду с ориентационным фактором Шмида следует учитывать также эффекты, обусловленные характерными изменениями микроструктуры в процессе ползучести, а именно: направленной коагуляцией частиц  $\gamma'$ -фазы. В результате направленной коагуляции кубоидных частиц  $\gamma'$ -фазы в монокристаллах  $\langle 001 \rangle$  образуется специфици-

ческая микроструктура, которая представляет собой набор пластин  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз, перпендикулярных оси приложенного напряжения, так называемая рафт-структура (или структура плота). В монокристаллах  $\langle 011 \rangle$  направленная коагуляция происходит по двум плоскостям куба под углом  $45^\circ$  к направлению нагружения, а в образцах  $\langle 111 \rangle$  образуется “3D-паркетная” структура по трем плоскостям куба, которые образуют угол  $\cong 55^\circ$  с направлением  $\langle 111 \rangle$ . Схема направленной коагуляции частиц  $\gamma'$ -фазы с образованием рафт-структуры в монокристаллах  $\langle 001 \rangle$  и “3D-паркетной” структуры в образцах  $\langle 111 \rangle$  показана на рис. 5. Следует подчеркнуть, что рассмотренные микроструктуры характерны для монокристаллов с ориентациями, близкими к кристаллографическим направлениям  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$ . В случае абсолютно точной ориентации растягивающей силы вдоль этих направлений образующиеся в процессе высокотемпературной ползучести микроструктуры будут иными [13, 14]. Движущая сила и диффузионные механизмы коагуляции частиц  $\gamma'$ -фазы в процессе высокотемпературной ползучести монокристаллов  $\langle 001 \rangle$  подробно рассмотрены в работах [15–17].

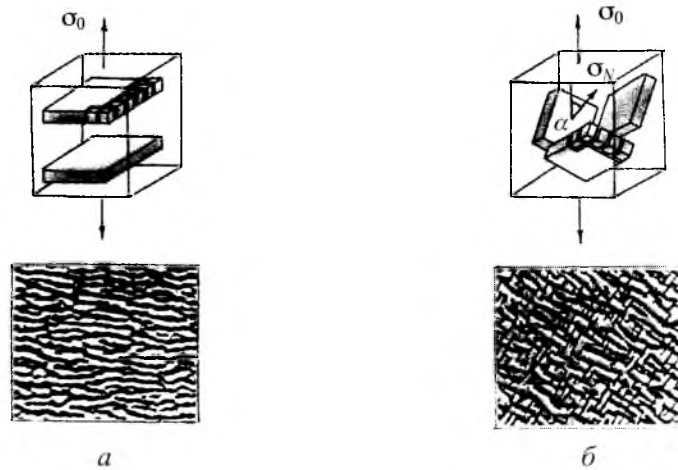


Рис. 5. Схема направленной коагуляции частиц  $\gamma'$ -фазы с образованием рафт-структуры при ориентации растягивающей силы в направлении  $\langle 001 \rangle$  (а) и “3D-паркетной” структуры при ориентации  $\langle 111 \rangle$  (б).

Оценим величину движущей силы для монокристаллов трех ориентаций –  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 011 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$ . Согласно [18], движущая сила  $f$  процесса направленной коагуляции частиц  $\gamma'$ -фазы пропорциональна произведению параметра  $\delta$ , который характеризует несоответствие периодов кристаллических решеток  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз, и разности  $\Delta\sigma_N$  нормальных составляющих внешнего напряжения  $\sigma_0$ , действующих на кубические грани частицы  $\gamma'$ -фазы:  $f \approx \delta\Delta\sigma_N$ .

В монокристаллах  $\langle 001 \rangle$  для плоскостей  $[001]$ , вдоль которых образуется рафт-структура, нормальная составляющая  $\sigma_N = \sigma_0$ , для плоскостей  $[100]$  и  $[010]$  –  $\sigma_N = 0$ . Тогда движущая сила будет  $f^{001} \approx \delta\sigma_0$ .

В монокристаллах с точной ориентацией  $\langle 011 \rangle$  на гранях куба  $[001]$  и  $[010]$  нормальные компоненты  $\sigma_N = \sigma_0 \cos^2 \chi$ , где  $\chi$  – угол между нор-

мально к плоскости куба и направлением  $\langle 011 \rangle$ . На грани куба (100) нормальная компонента равна нулю. В этом случае имеем  $f^{011} \approx 0,5 \delta \sigma_0$ .

Для монокристаллов с ориентацией [111] на гранях (001), (100) и (010) кубической частицы  $\gamma'$ -фазы действуют равные нормальные компоненты внешнего напряжения  $\sigma_N = \sigma_0/3$ . Тогда движущая сила будет  $f^{111} = 0$ . В таких монокристаллах не должна наблюдаться направленная коагуляция, и в процессе высокотемпературной ползучести морфология частиц  $\gamma'$ -фазы остается кубоидной, как и в исходном состоянии, хотя размеры частиц будут увеличиваться.

Однако при отклонении ориентации оси монокристаллических образцов от точных кристаллографических направлений  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 011 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  или незначительной разориентировке частиц  $\gamma'$ -фазы необходимо вводить поправки на косинус угла отклонения. В этих случаях направленная коагуляция будет происходить вдоль тех граней куба, на которых разность нормальных компонент внешнего напряжения максимальна. Тогда в монокристаллах с ориентацией, близкой к  $\langle 111 \rangle$ , возникает отличная от нуля движущая сила, вызывающая направленную коагуляцию и образование “3D-паркетной” структуры.

Таким образом, в процессе испытаний на ползучесть при одинаковых температурах и напряжениях скорость направленной коагуляции в монокристаллах с разной ориентацией различна. Исходя из оценочных значений движущей силы наиболее высокая скорость направленной коагуляции наблюдается в монокристаллах  $\langle 001 \rangle$ , затем в  $\langle 011 \rangle$ , и наконец, в образцах  $\langle 111 \rangle$ . Кроме того, в двух последних случаях образуется пространственная структура по двум эквивалентным плоскостям  $\{001\}$  в монокристаллах  $\langle 011 \rangle$  и трем плоскостям куба в монокристаллах  $\langle 111 \rangle$ .

Вышеизложенное наглядно иллюстрируется серией микроструктур (рис. 6), полученных на разных стадиях ползучести монокристаллов сплава ЖС32 с ориентациями  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  при температуре 1273 К и напряжении 250 МПа. В монокристаллах с ориентацией  $\langle 001 \rangle$  рафт-структура формируется уже через 10 ч, тогда как в образцах  $\langle 111 \rangle$  сохраняется исходная кубоидная морфология частиц  $\gamma'$ -фазы при тех же условиях испытания. На середине стационарной стадии ползучести, что соответствует 50 и 120 ч испытаний, направленная коагуляция полностью прошла в обоих образцах. В монокристаллах с ориентацией  $\langle 001 \rangle$  образуются почти параллельные пластины  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз, в монокристаллах  $\langle 111 \rangle$  формируется “3D-паркетная” структура в результате срастания частиц  $\gamma'$ -фазы по трем эквивалентным (относительно приложенного напряжения) плоскостям куба. Последние две микроструктуры отвечают образцам после разрушения через 100 и 300 ч соответственно. Как видно, обе микроструктуры одинаковы и отличаются только ориентацией фазовых составляющих.

Следует отметить важную особенность микроструктур после разрушения, а именно: топологическую инверсию. В исходном состоянии односвязной фазой является твердый раствор, т.е. двигаясь только по прослойкам  $\gamma$ -фазы, можно прийти в любую произвольную точку этой фазы, не пересекая частицы  $\gamma'$ -фазы. После разрушения, напротив, односвязной становится  $\gamma'$ -фаза, а изолированные темные прослойки представляют собой

твердый раствор. Такая топологическая инверсия происходит при переходе от стационарной к ускоренной стадии ползучести. Принимая во внимание рассмотренные выше механизмы ползучести при низких температурах, а также эволюцию микроструктуры монокристаллов с различной ориентацией на разных стадиях высокотемпературной ползучести, наблюдаемые температурно-временные зависимости коэффициентов анизотропии можно объяснить следующим образом.

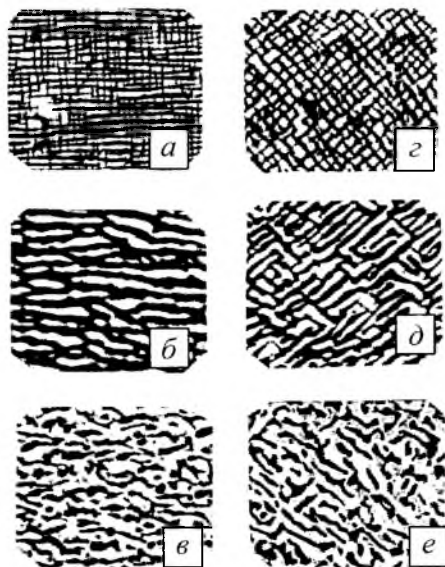


Рис. 6. Монокристаллические образцы с аксиальной ориентацией  $[001]$  –  $a$ – $б$  и  $[111]$  –  $z$ – $e$ . (Образование рафт- и “3D-паркетной” структуры на разных стадиях ползучести. Режим испытаний –  $T = 1273$  К,  $\sigma = 250$  МПа. Продолжительность испытаний:  $a, z - \tau_{в} = 10$  ч;  $б - \tau_{в} = 50$  ч;  $д - \tau_{в} = 120$  ч;  $в, e - \tau_{в} = 100$  и  $300$  ч соответственно.)

В условиях низкотемпературной ползучести при 1023 К анизотропия ДП определяется деформационным упрочнением благодаря мультиплетному скольжению и ориентационной зависимостью фактора Шмида для действующих систем сдвига.

При промежуточных и повышенных температурах в области  $I$  монокристаллы  $\langle 111 \rangle$  обладают меньшей жаропрочностью по сравнению с образцами  $\langle 001 \rangle$  до тех пор, пока в первых сохраняется кубоидная морфология упрочняющих частиц  $\gamma'$ -фазы, а во вторых рафт-структура уже сформировалась полностью. Качественно этот эффект объясняется следующим образом. Формирование параллельной рафт-структуры в монокристаллах  $\langle 001 \rangle$  повышает сопротивление ползучести, так как движение дислокационных петель поперек прослоек твердого раствора блокируется поверхностями раздела  $\gamma/\gamma'$ , на которых образуются устойчивые сетки эпитаксиальных дислокаций. Экспериментально не наблюдали следов перерезания пластин  $\gamma'$ -фазы на стационарной стадии ползучести в виде сверхструктурных дислокаций и антифазных границ. Отметим, что при движении вдоль прослоек твердого раствора дислокационные петли не встречают препятствий и распространяются на большие расстояния.

По мере увеличения длительности испытаний термически активируемые процессы диффузии вызывают направленную коагуляцию  $\gamma'$ -фазы в монокристаллах  $\langle 111 \rangle$  с образованием “3D-паркетной” структуры иной ориентации относительно направления приложенной нагрузки. Можно предположить, что “3D-паркетная” структура в таких образцах значительно упрочняет сплав, так как ограничивает движение дислокаций во всех направлениях. По этой причине в области II пределы длительной прочности монокристаллов  $\langle 111 \rangle$  превышают таковые монокристаллов  $\langle 001 \rangle$ , и коэффициенты анизотропии  $K_{\tau}^{\langle 111 \rangle}$  становятся больше единицы.

Таким образом, в монокристаллах  $\langle 001 \rangle$  (область I) формирование регулярно ориентированной рафт-структуры завершается достаточно быстро на неустановившейся стадии ползучести, тогда как в образцах  $\langle 111 \rangle$  еще сохраняется исходная морфология частиц  $\gamma'$ -фазы. Область II соответствует температурно-временным условиям образования полностью скоагулированной структуры в монокристаллах обеих ориентаций.

При больших временных базах испытания микроструктура монокристаллов деградирует за счет огрубления и искажения пластин  $\gamma'$ -фазы, что влечет за собой разупрочнение сплава. При этом максимальная скорость разупрочнения вследствие деградации структуры наблюдается в монокристаллах  $\langle 111 \rangle$ , минимальная – в монокристаллах  $\langle 001 \rangle$ . Вероятно, это обусловлено более высоким отношением длины пластин к их толщине в регулярной рафт-структуре, чем в “3D-паркетной” структуре. Поэтому последняя обладает меньшей термической стабильностью и быстрее деградирует. Процесс деградации микроструктуры при ползучести монокристаллов ЖНС во многом аналогичен термической нестабильности направленно-закристаллизованных эктектик с пластинчатой структурой. Известно, что направленные эктектики с совершенной пластинчатой структурой обладают чрезвычайно высоким сопротивлением ползучести. Однако различные дефекты структуры в виде окончаний и ветвления пластин существенно снижают термическую стабильность монокристаллов и приводят к их огрублению путем миграции этих дефектов, что влечет за собой снижение ДП. Таким образом, наличие максимумов на кривых температурно-временной зависимости коэффициентов анизотропии объясняется конкуренцией процессов упрочнения и разупрочнения монокристаллов в результате формирования регулярной рафт- и “3D-паркетной” структуры с последующей их деградацией с различными скоростями.

В области III при больших долговечностях, когда прошел топологический переход и микроструктура становится полностью нерегулярной и идентичной для монокристаллов всех кристаллографических направлений, пределы длительной прочности вновь определяются ориентационной зависимостью фактора Шмида, а коэффициенты анизотропии  $K_{\tau}^{\langle 111 \rangle}$  становятся меньше единицы, как и в области I.

**Заключение.** В результате анализа представительных выборок результатов испытаний на жаропрочность монокристаллов различных ЖНС с ориентациями, близкими к  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$ , в интервале температур 1023...

...1373 К и долговечностей до  $10^5$  ч установлены закономерности изменения ДП в зависимости от кристаллографической ориентации приложенной нагрузки.

Коэффициенты анизотропии  $K_{\tau}^{<111>}$  существенно зависят от температуры и длительности испытания. При средних и высоких температурах они являются немонотонными функциями времени с четко выраженными максимумами.

Температурно-временная зависимость  $K_{\tau}^{<111>}$  обусловлена эволюцией микроструктуры монокристаллов ЖНС в процессе высокотемпературных длительных испытаний и различными механизмами накопления деформации ползучести.

*Авторы признательны А. И. Епишину за участие в дискуссии и замечания при обсуждении результатов работы.*

## Резюме

Наведено результати обробки експериментальних даних щодо тривалої міцності монокристалів нікелевих жароміцних сплавів ЖС36 та CMSX-4 з орієнтаціями  $\langle 001 \rangle$  і  $\langle 111 \rangle$  в інтервалі температур 1023...1373 К. Представлено числові значення коефіцієнтів рівнянь температурно-силової залежності часу до руйнування і побудовано криві тривалої міцності монокристалів з указаними орієнтаціями в діапазоні довговічностей до  $10^5$  г. Установлено три різні температурно-часові області зміни коефіцієнта анизотропії тривалої міцності, в яких зумовлений різними механізмами повзучості характер анизотропії визначається еволюцією микроструктури монокристалів.

1. *Кривко А. И., Епишин А. И., Светлов И. Л. и др.* Упругие свойства монокристаллов никелевых сплавов // Пробл. прочности. – 1988. – № 2. – С. 68 – 75.
2. *Светлов И. Л., Суханов Н. Н., Самойлов А. И. и др.* Температурно-ориентационные зависимости характеристик кратковременной прочности, модуля Юнга и коэффициента линейного расширения монокристаллов сплава ЖС6Ф // Там же. – 1987. – № 1. – С. 51 – 56.
3. *Koji Kakehi.* Influence of precipitate size and crystallographic orientation on strength of a single crystal Ni-base superalloy // Mat. Trans., JIM. – 1999. – 40, No. 2. – P. 159 – 167.
4. *Bullough C. K., Toullos M., Oehl M., and Lukas P.* The characterization of the single crystal superalloy CMSX-4 for industrial gas turbine blading applications // Mater. Adv. Power Eng. – 1998. – P. 861 – 878.
5. *Miner R. V., Voigt R. C., Cayda J., and Cabb T. P.* Orientation and temperature dependence of some mechanical properties of the single crystal nickel-base superalloy Rene 4: Pt.1. Tensile behavior // Metallurg. Trans. – 1986. – 17A, No. 3. – P. 491 – 496.

6. *Kear B. H. and Piearcy B. J.* Tensile and creep properties of single crystals of the nickel-base superalloy MAR-M200 // *Trans. Met. Soc. AIME.* – 1967. – **239**. – P. 1209 – 1215.
7. *Caron P., Ohta Y., Nakagawa Y. G., and Khan T.* Creep deformation anisotropy in single crystal Ni-base superalloy // *Superalloys'88.* – P. 215 – 225.
8. *Голубовский Е. Р., Толораия В. Н., Светлов И. Л. и др.* К вопросу о влиянии кристаллографической ориентации на длительную прочность и ползучесть никелевого сплава. Сообщ. 1 // *Пробл. прочности.* – 1987. – № 9. – С. 11 – 17.
9. *Sass V., Glatzel U., and Feller-Kniepmeir M.* Creep anisotropy in monocrystalline nickel-base superalloys CMSX-4 // *Superalloys'96.* – P. 283 – 290.
10. *Shah D. M. and Cetel A.* Creep anisotropy of nickel-base superalloy single crystals // *Superalloys'96.* – P. 273 – 282.
11. *Каблов Е. Н., Голубовский Е. Р.* Жаропрочность никелевых сплавов. – М.: Машиностроение, 1998. – 464 с.
12. *Nathal M. V., Mackay R. A., and Miner R. V.* The deformation mechanism of  $\gamma'$ -precipitation hardened nickel-base superalloy // *Metallurg. Trans.* – 1989. – **20A**. – P. 133 – 141.
13. *Tien J. K. and Copley S. M.* The effect of uniaxial stress on the periodic morphology of coherent gamma prime precipitates in nickel-base superalloy crystals // *Ibid.* – 1971. – **2**. – P. 215 – 219.
14. *Tien J. K. and Copley S. M.* The effect of orientation and sense of applied uniaxial stress on the morphology of coherent gamma prime precipitates in stress annealed nickel-base superalloy crystals // *Ibid.* – P. 543 – 553.
15. *Епишин А. И., Светлов И. Л., Брукнер У. и др.* Высокотемпературная ползучесть монокристаллов жаропрочных сплавов с ориентацией  $\langle 001 \rangle$  // *Материаловедение.* – 1999. – № 5. – С. 32 – 42.
16. *Svetlov I. L., Golovko B. A., Epishin A. I., and Abalakin N. P.* Diffusional mechanism of  $\gamma'$ -phase particles coalescence in single crystals of nickel-base superalloys // *Scr. Met.* – 1992. – **26**, No. 9. – P. 1353 – 1358.
17. *Epishin A., Kablov E., Golubovskiy E., et al.* Rupture lifetime prediction and deformation mechanisms during creep of single crystals nickel-base superalloys // *Proc. of 5th IUTAM Symposium on Creep in Structures "Creep in Structures 2000" (Nagoya, Japan).* – Dordrecht; Boston; London: Kluwer Academic Publishers, 2000. – P. 231 – 240.
18. *Nabarro F. R.* Rufting in superalloys // *Metallurg. Mater. Trans.* – 1996. – **27A**, No. 3. – P. 513 – 529.

Поступила 06. 09. 2001