

ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ И СПЛАВЫ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

УДК 669.245:620.172.251.2

Особенности ползучести и длительной прочности жаропрочных монокристаллических сплавов на никелевой основе

С. Г. СЕМЕНОВ¹, Л. Б. ГЕЦОВ², д-р техн. наук, Е. А. ТИХОМИРОВА³, канд. техн. наук,

А. С. СЕМЕНОВ¹, канд. физ.-мат. наук

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург, Россия

² НПО ЦКТИ, г. Санкт-Петербург, Россия (guetsov@yahoo.com)

³ ОАО "Климов", г. Санкт-Петербург, Россия

Представлены результаты экспериментальных исследований закономерностей ползучести трех современных монокристаллических сплавов на никелевой основе в широком диапазоне температур и напряжений. Предложен и апробирован метод определения характеристик ползучести при испытаниях, включающих ступенчато увеличивающиеся напряжения. Проанализировано влияние перехода в пластичное состояние на параметры ползучести, а также химического состава и условий нагружения на соотношение длительностей I, II, и III стадий ползучести, условия возникновения кристаллографических и некристаллографических мод разрушения. Рассмотрены возможные простейшие аппроксимации кривых ползучести с учетом процессов накопления повреждений и наличия неустановившихся стадий ползучести.

Ключевые слова: монокристаллический сплав; ползучесть; длительная прочность; пластичность; моды разрушения.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время охлаждаемые рабочие и направляющие лопатки современных газовых турбин, функционирующие в условиях сложного переменного термомеханического нагружения, включающих выдержки при экстремальных температурах, изготавливаются из литых монокристаллических жаропрочных сплавов. Изучение закономерностей ползучести и длительной прочности монокристаллических сплавов на никелевой основе в широком диапазоне изменения температур и напряжений представляет значительный интерес для практики, поскольку непосредственно связано с определением базовых характеристик, используемых при ресурсном проектировании рабочих лопаток авиационных и некоторых стационарных энергетических газотурбинных установок (ГТУ). Проводимая в настоящее время разработка отечественного перспективного авиационного двигателя с использованием новых монокристаллических материалов для изготовления лопаток требует всестороннего и детального исследования процессов неупругого деформирования, в том числе и при наличии длительных высокотемпературных выдержек. Актуальным является определение механических характеристик новых монокристаллических сплавов, которые необходимы при анализе на-

пряженно-деформированного состояния и оценке длительной прочности рабочих и направляющих лопаток ГТУ при сложном переменном термоциклическом нагружении с применением феноменологических и/или физических вязко-упруго-пластических моделей материала.

Сложность описания закономерностей неупругого деформирования связана с необходимостью учета эволюции исходной микроструктуры $\gamma - \gamma'$ -сплава при длительном высокотемпературном нагружении [1], определяемой различными факторами, такими как температура, напряжение, кристаллографическая ориентация, химический состав сплава и его структурное состояние. В связи с этим встречающиеся в литературе данные по длительной прочности монокристаллов часто бывают противоречивы [2] и внедрение новых сплавов сопряжено с необходимостью тщательного экспериментального анализа их механических свойств.

Результаты экспериментальных исследований ползучести и длительной прочности углеродистых и безуглеродистых монокристаллических жаропрочных сплавов приведены во многих работах. Изучена длительная прочность сплавов MAR-M200 и MAR-M247 [3, 4], CMSX-2, CMSX-3 и CMSX-4 [2, 5 – 8], PWA-1480 [9, 10], SRR99 [8], NASAIR-100

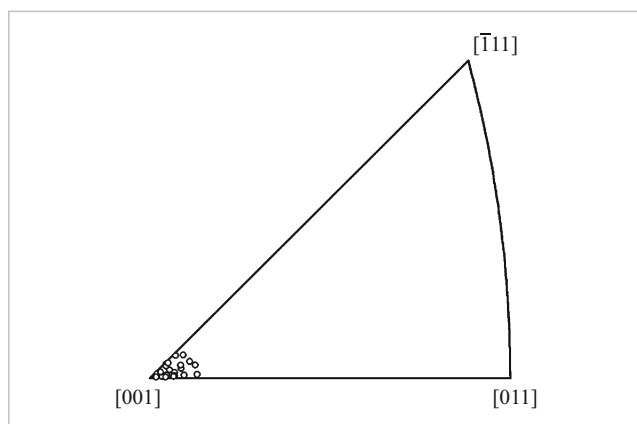


Рис. 1. Аксиальная ориентация образцов никелевых сплавов

[11], MC-NG и MC2 [12, 13], LDS [14], ЖС6Ф [15], ЖС32 [16, 17], ЖС36 [2], ВЖМ4 [18] и ВЖМ5У [19].

Цель настоящей работы — исследование особенностей процессов ползучести в монокристаллических безуглеродистых сплавах и оценка влияния температур и уровней нагрузки на характеристики длительной прочности и ползучести трех современных отечественных монокристаллических сплавов.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Основное внимание в работе уделено изучению закономерностей процессов ползучести на неустановившихся стадиях (I и III), знание которых необходимо для корректного определения термоциклической прочности лопаток с применением деформационных критериев [20 – 23, 26] и для адекватного описания процессов зарождения и распространения трещин различной природы в лопатках [22 – 24]. Наряду с испытаниями при постоянной нагрузке проведены также ступенчатые нагружения, показавшие влияние пластической деформации на скорость ползучести. Проанализировано влияние режимов нагружения на моды разрушения. Приведены возможные аналитические зависимости для описания всех трех стадий ползучести.

Процессы ползучести и долговечности исследовали для двух температурных диапазонов: 1 — в области средних температур 700 – 850 °С, где размер и морфология частиц γ' -фазы исходной $\gamma - \gamma'$ -микро-

структуры не претерпевает существенных изменений; 2 — в области высоких температур 900 – 1100 °С, где кинетика образования рафт-структуры (сращивание кубоидных частиц γ' -фазы в пластины) оказывает определяющее влияние на процессы ползучести. Первый температурный диапазон соответствует рабочим температурам замка лопатки, а второй — условиям эксплуатации пера лопатки. Непосредственного исследования особенностей кинетики образования рафт-структуры в работе не проводили.

В диапазоне 900 – 1100 °С испытания выполняли с регистрацией кривой ползучести на всех трех стадиях вплоть до разрушения образца. В диапазоне 700 – 850 °С образцы нагружали ступенчато (с выдержкой по 30 мин при одном уровне напряжений) для определения зависимости скорости деформации ползучести от уровня напряжений и влияния пластической деформации на скорость деформации ползучести.

Для проведения экспериментов использовали рычажную машину АТС серии 2330 для испытаний материалов на ползучесть и длительную прочность.

Цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 5 мм изготавливали механической обработкой из отливок $\varnothing 16$ мм, полученных методом направленной кристаллизации. Образцы имели кристаллографическую ориентацию, близкую к [001]. Отклонение оси образца от ориентации [001] не превышало 10° (рис. 1).

Рассматривали три отечественных монокристаллических сплава: ВЖМ4 (жаропрочный сплав, содержащий рений и рутений), ВЖМ5У (жаропрочный сплав, экономно легированный рением) и сплав 3 (новый интерметаллидный сплав). Химический состав сплавов приведен в табл. 1. Все три сплава безуглеродистые, имеют примерно одинаковое содержание Mo + W и различную концентрацию Al, Ti, Cr, Co. Выбор данных сплавов для исследований обусловлен их потенциальным использованием для изготовления деталей проектирующихся отечественных ГТУ.

Проведены две серии испытаний:

1. Для всех исследуемых сплавов испытания на ползучесть при температурах и уровнях напряжений, приведенных в табл. 2, с построением кривых ползу-

Таблица 1. Химический состав монокристаллических никелевых сплавов [18, 19, 25]

Сплав	Содержание элементов, % (масс.)								
	C	Cr	Co	Mo	W	Ta	Re	Al	Другие
ВЖМ5У	< 0,02	4,16	8,29	1,83	5,04	6,11	4,05	5,97	0,78 Ti
ВЖМ4	0,0016	2,85	6,20	4,03	3,83	4,52	6,15	5,97	3,87 Ru
Сплав 3	< 0,02	3,2 – 3,8	4,6 – 5,4	4,2 – 4,8	2,2 – 2,8	5,7 – 6,3	0,25 – 0,55	8,1 – 8,6	< 0,01 – 0,2 La; < 0,02 Ze

Примечания. 1. Основа всех сплавов — никель.

2. Кроме перечисленных элементов в сплавах содержалось < 0,2 Si.

Таблица 2. Программа первой серии испытаний никелевых сплавов (для получения кривых ползучести)

Сплав	$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma, \text{МПа}$
ВЖМ5У	1050	250
		280
		320
ВЖМ4	1050	250
		280
		320
	975	450
	Сплав 3	1100
1050		250
		200
		150
		100
1000	250	

чести. Испытания проводили при относительно высоких температурах 850 – 1100 °С.

2. Для сплавов ВЖМ4 и ВЖМ5У — испытания при ступенчато увеличивающейся нагрузке (табл. 3) с выдержкой по 30 мин на каждой ступени. Испытания проводили при относительно невысоких температурах 700 – 850 °С.

Все образцы выдерживали при температуре испытания 1 ч без нагрузки для выравнивания температуры по длине образца. Температура в процессе испытания под нагрузкой контролировалась двумя термомпарами, установленным на расстоянии 8 – 10 мм от середины образца. Колебания температуры во время испытания не превышали 0,5 °С.

Ступенчатое нагружение образцов осуществляли плавным увеличением нагрузки (добавлением сухого речного песка в бункер) в течение 30 с. Дополнительную нагрузку контролировали взвешиванием на поверенных весах с точностью 5 г.

Деформацию измеряли с помощью двух LVDT датчиков, установленных на оснастке, обеспечивающей передачу данных об абсолютном удлинении из горячей зоны в осевом направлении. Показания с двух датчиков усреднялись (для нивелирования эффектов изгиба вследствие внецентренности приложения нагрузки и неоднородности образца) и по ним предварительно рассчитывалась инженерная мера деформации ($\Delta l/l_0$), фигурирующая на всех последующих графиках. Альтернативные варианты меры деформации могут быть получены путем пересчета. При обработке результатов испытаний использовалась аддитивная декомпозиция полной деформации. Для первой серии испытаний упругая и пластическая деформации вычитались встроенным алгоритмом машины. Для второй серии испытаний на первом шаге указанные деформации отбрасывались автоматически, а на последующих при обработке экс-

Таблица 3. Программа второй серии испытаний никелевых сплавов (ступенчатое нагружение)

Сплав	$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma, \text{МПа}$
ВЖМ5У	700	750 → 800 → 850 → 900 → 950 → 1000 → 1025 → 1050 → 1075 → 1100 (разрушение)
	750	700 → 750 → 800 → 850 → 900 → 925 → 950 (разрушение)
	850	700 → 750 → 800 → 850 → 900 → 925 → 950 (разрушение)
ВЖМ4	700	750 → 800 → 850 → 900 → 950 → 1000 → 1050 → 1100 → 1150 → 1175 → 1200 → 1225 → 1250 (разрушение)

периментальных кривых вычиталась деформация на первых 30 с ступени (этап монотонного нагружения).

При возникновении больших поперечных деформаций, приводящих в ряде случаев к смещению оснастки для измерения деформаций, проводили охлаждение образца и снятие оснастки. Затем образец доводили до разрушения при идентичных температурном и силовых режимах без записи деформации. Полученное время суммировали с временем из предыдущего испытания и суммарное время принимали как время до разрушения.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Испытания при постоянных напряжениях

Результаты испытаний при постоянных в течение всего времени напряжениях приведены в табл. 4 при различных уровнях напряжений и температур. На рис. 2 показаны характерные кривые ползучести при 1050 °С. Представленные зависимости отражают процессы накопления деформации ползучести во всем временном интервале вплоть до разрушения. На вставках (слева вверху) рис. 2 приведены кривые I стадии. На основном рис. 2 кроме кривых ползучести нанесены также линии, соответствующие минимальным скоростям деформирования на II стадии.

Следует отметить, что в процессе ползучести образцов с неидеальной кристаллографической ориентацией [001] наблюдается формирование их поперечного сечения в виде эллипса. Расчет остаточного относительного сужения проводили с учетом эллиптичности сечения. Из табл. 4 видно, что сплав 3 по сравнению с остальными имеет значительно большее остаточное относительное удлинение.

Установлено, что у монокристаллических сплавов (ВЖМ4, ВЖМ5У) первая стадия ползучести наблюдается при всех температурах испытаний от 700 до 1050 °С, а у сплава 3 ее нет.

Следует отметить, что у монокристаллических сплавов (в отличие от поликристаллических жаро-

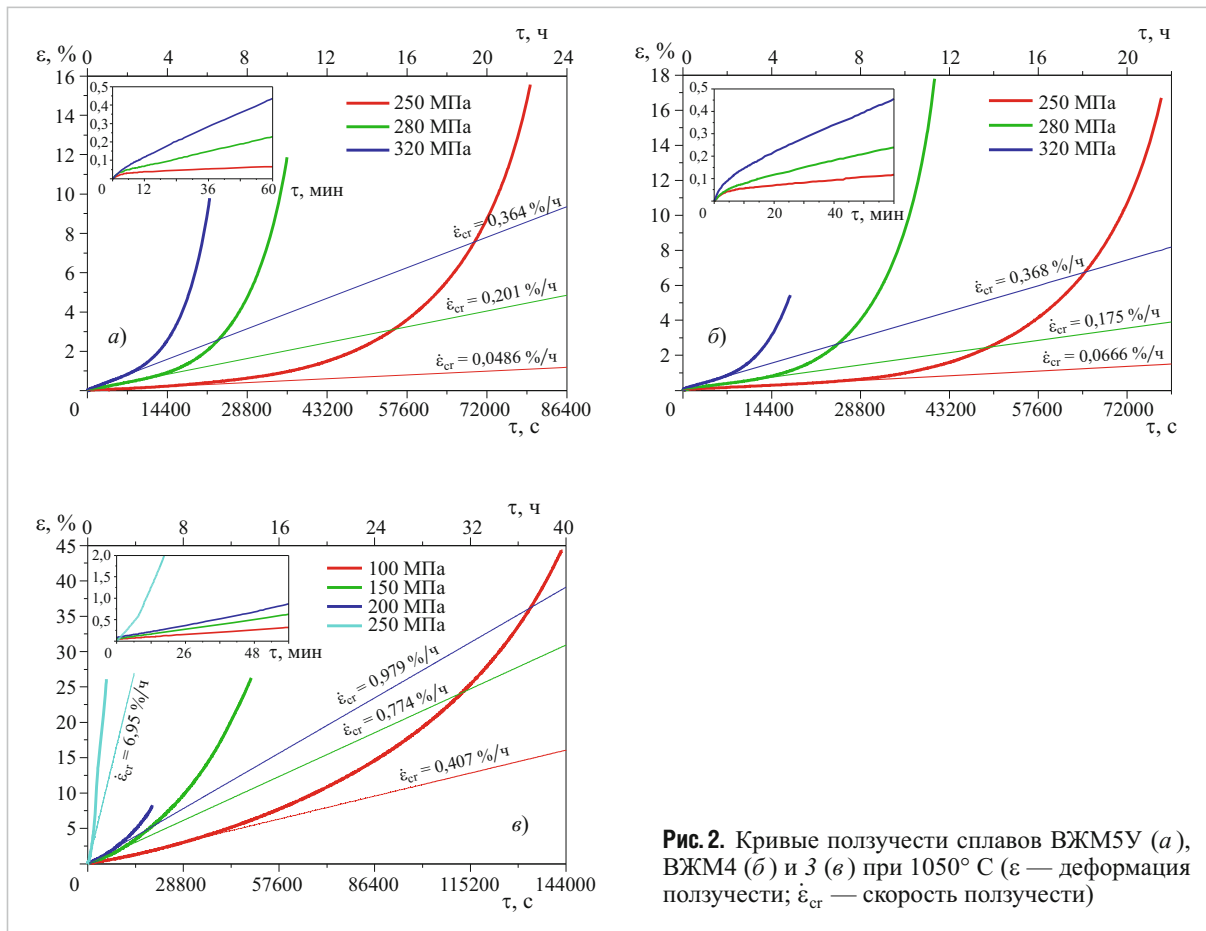


Рис. 2. Кривые ползучести сплавов ВЖМ5У (а), ВЖМ4 (б) и 3 (в) при 1050° С (ε — деформация ползучести; $\dot{\epsilon}_{cr}$ — скорость ползучести)

прочных сплавов) основное время в испытаниях до разрушения занимает третья стадия ползучести. Та-

Таблица 4. Результаты испытаний никелевых сплавов на ползучесть при постоянных напряжениях

Сплав	t , °С	σ , МПа	τ_p , ч	$\dot{\epsilon}_{полз}$, %/ч	δ , %	ψ , %
ВЖМ5У	1050	250	$\geq 22,17$	0,0486	$\geq 15,5$	$\geq 12,8$
		280	10,93	0,2010	11,9	54,4
		320	6,92	0,3930	9,8	43,5
	850	750	16,82	0,5570	24,0	26,0
	850	2,39	3,9400	20,0	22,6	
ВЖМ4	1050	250	$\geq 21,50$	0,0666	$\geq 16,7$	$\geq 15,9$
		280	$\geq 11,50$	0,1750	$\geq 17,8$	$\geq 23,2$
		320	6,70	0,3680	5,5	44,0
	975	450	19,23	0,2590	20,6	2,3
Сплав 3	1100	100	43,67	0,1760	18,7	28,2
	1050	100	$\geq 44,90$	0,4070	$\geq 48,3$	$\geq 32,8$
		150	18,43	0,7740	47,4	$\geq 46,0$
		200	5,40	0,9790	7,6	7,4
	250	2,22	6,9500	29,2	58,4	
1000	250	9,83	1,9500	36,3	45,1	

Обозначения: τ_p — время до разрушения; $\dot{\epsilon}_{полз}$ — скорость ползучести на второй стадии.

кой эффект отмечался и в работах [6, 27, 33 и др.]. Значительно меньшее время занимает стадия установившейся ползучести и, наконец, первая стадия наблюдается в течение примерно 1 % от времени до разрушения. В связи с этим результаты, полученные при испытаниях на кратковременную ползучесть, нельзя использовать как для экстраполяции в область низких напряжений, так и применительно к определению экстраполированных значений скорости ползучести применительно к большим длительностям нагружения.

Из сравнения кривых ползучести сплавов 3, ВЖМ5У и ВЖМ4 при 1050 °С видно, что деформация ползучести, накопленная на первой и второй стадиях, наименьшая у сплава ВЖМ4, и наибольшая у сплава 3.

Кривые длительной прочности сплава ВЖМ4, полученные в двойных логарифмических координатах, свидетельствуют о линейной зависимости времени до разрушения от напряжения в широком диапазоне напряжений (рис. 3). Результаты испытаний на длительную прочность сплава ВЖМ4 показали хорошую корреляцию с данными, приведенными в работах [18, 25].

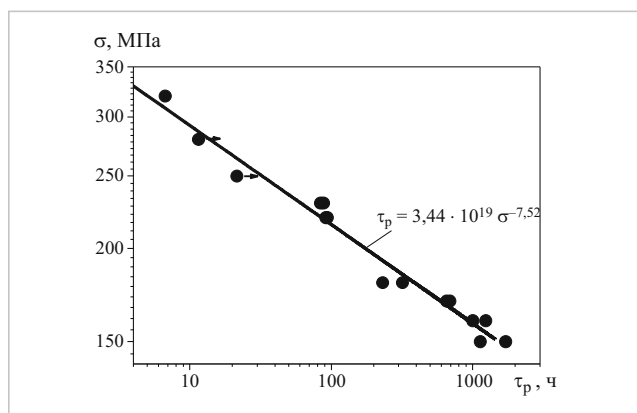


Рис. 3. Кривая длительной прочности сплава ВЖМ4 в широком диапазоне длительностей испытаний при 1050 °С

Испытания при ступенчатом нагружении

Вторую серию испытаний проводили при ступенчато увеличивающейся нагрузке преимущественно в условиях сравнительно низкой температуры 700 °С, а также при 750 и 850 °С (рис. 4). Время на каждой ступени нагружения составляло 30 мин. В табл. 5 приведены режимы испытаний, время до разрушения и конечная деформация.

Из табл. 5 видно, что деформации при разрушении сплава ВЖМ5У в условиях ползучести при 700 °С заметно ниже, чем при 850 °С и, разумеется, (табл. 4) при 1000 – 1100 °С. Сравнительный анализ результатов испытаний сплавов ВЖМ4 и ВЖМ5У при 700 °С свидетельствует о больших времени до разрушения и относительного сужения для сплава ВЖМ4. Что касается сопротивления ползучести при высоких температурах, то, как отмечают разработчики сплавов, сплав ВЖМ4, легированный рутением и имеющий повышенное содержание Мо и W, обладает несомненными преимуществами перед сплавом ВЖМ5У.

Установлено, что при испытаниях со ступенчато увеличивающейся нагрузкой на всех ступенях нагружения вплоть до разрушения образца наблюдается накопление деформаций ползучести (рис. 4). Следует отметить, что при температуре испытания 700 °С остаточная деформация при разрушении практически совпала с относительным удлинением при испытаниях на одноосное растяжение при этой температуре как для сплава ВЖМ4, так и для сплава ВЖМ5У (4 и 9 % соответственно). Такая же картина наблюдается при температуре испытания 850 °С.

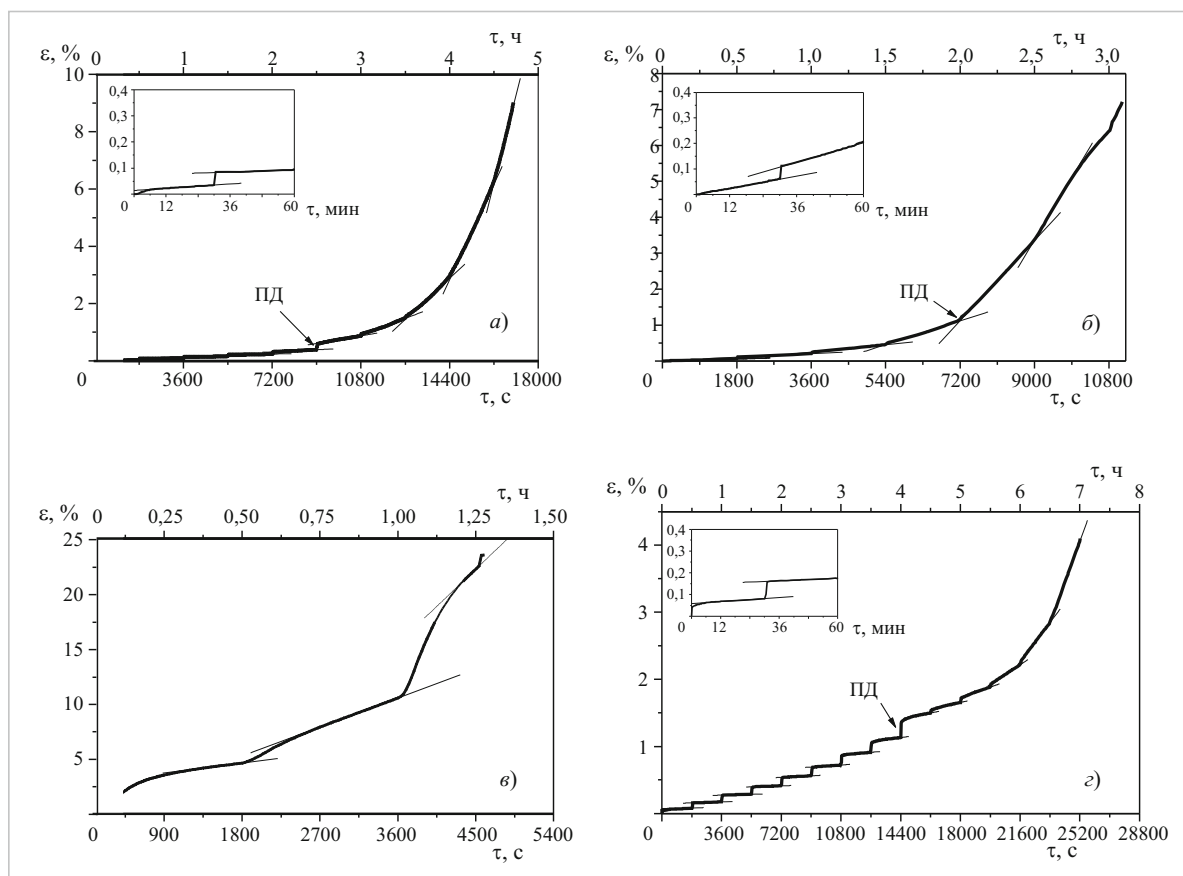


Рис. 4. Кривые эволюции неупругой деформации сплавов ВЖМ5У (а – в) и ВЖМ4 (г) в условиях ступенчатого нагружения (ПД — пластическая деформация) при температурах: а, г — 700 °С; б — 750 °С; в — 850 °С

Таблица 5. Результаты испытаний на ползучесть при ступенчатом нагружении никелевых сплавов

Сплав	t , °C	σ , МПа	τ_p , ч	δ , %	ψ , %
ВЖМ5У	700	750 → 800 → 850 → 900 → 950 → 1000 → 1025 → 1050 → 1075 → 1100 (разрушение)	4,8	9,0	9,6
	750	700 → 750 → 800 → 850 → 900 → 925 → 950	≥ 7,0	≥ 7,2	≥ 6,7
	850	700 → 750 → 800 → 850 → 900 → 925 → 950 (разрушение)	1,48	33,4	22,1
ВЖМ4	700	750 → 800 → 850 → 900 → 950 → 1000 → 1050 → 1100 → 1150 → 1175 → 1200 → 1225 → 1250 (разрушение)	7,0	4,0	32,56

Таким образом, литые монокристаллические жаропрочные сплавы, в отличие от деформируемых поликристаллических сплавов на никелевой основе, следует отнести к группе материалов, у которых деформационная способность практически одинаковая в условиях мгновенного растяжения и при длительном нагружении растяжением [26, с. 167].

На рис. 5 приведены графики зависимостей скорости ползучести от напряжения на установившейся

стадии, которые могут быть использованы для расчетов напряженно-деформированного состояния лопаток, изготовленных из монокристаллических сплавов при нестационарных режимах эксплуатации. На графиках наблюдаются переломы при напряжениях, близких к пределу текучести, аналогичные зависимостям для поликристаллических материалов [26].

Следует отметить, что приведенные скорости ползучести нельзя использовать для экстраполяции в область низких напряжений, а также для определения скорости ползучести в условиях больших длительностей нагружения.

Механизм разрушения монокристаллических сплавов

Степени деформации безуглеродистых монокристаллических сплавов (ВЖМ4, ВЖМ5У) в момент разрушения при низких температурах (700 – 750 °C) значительно ниже, чем при высоких температурах. Механизм разрушения сплавов при сравнительно низких температурах (700 – 975 °C) соответствует кристаллографической моде (табл. 6). Разрушение в большинстве случаев происходит по механизму сдвига, соответствующему доминированию одиночной системы скольжения. При более высоких температурах (1050 – 1100 °C) разрушение осуществляется по некристаллографической моде с развитой шейкой. На макроуровне разрушение происходит по механизму отрыва (табл. 6), являющемуся результатом множественного скольжения в различных активированных системах скольжения.

Феноменологические модели для описания результатов исследования

Представленные выше результаты исследований процессов высокотемпературной ползучести монокристаллических сплавов могут являться основой для идентификации параметров феноменологических моделей материала, используемых в расчетах напряженно-деформированного состояния монокристаллических рабочих и направляющих лопаток при стационарных и нестационарных режимах эксплуатации. Однако следует обратить внимание на то, что использование в расчетах широко распространенной

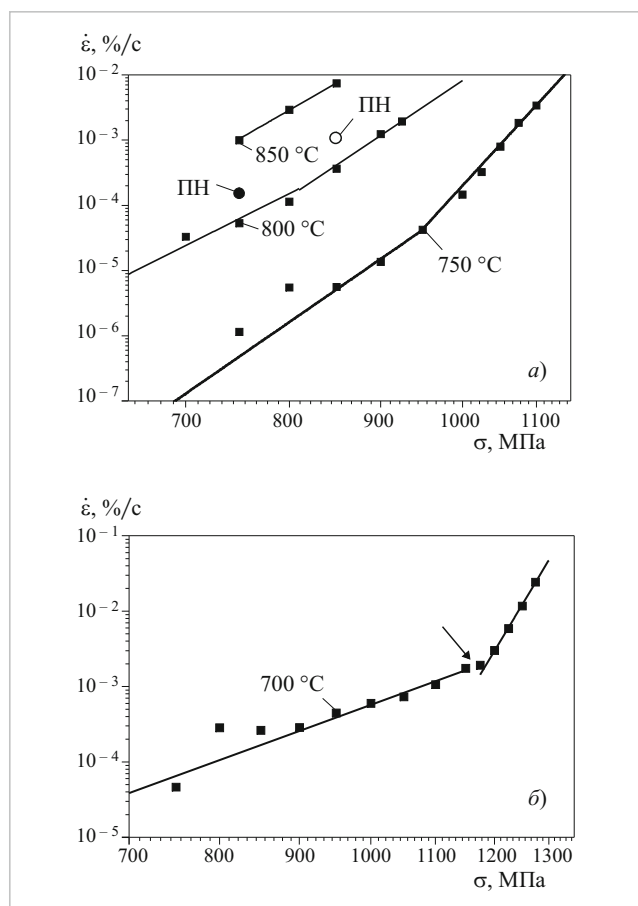











Рис. 5. Зависимость скорости ползучести $\dot{\epsilon}$ от напряжения σ в сплавах ВЖМ5У (а) и ВЖМ4 (б) при испытаниях со ступенчатого увеличивающейся нагрузкой (стрелкой показан переход в пластическое состояние, ПН — испытания при 850 °C при постоянной нагрузке) при различных температурах (указаны у кривых)

Таблица 6. Образцы никелевых сплавов после испытаний на ползучесть

Сплав	Серия испытаний	t , °C	σ , МПа	Разрушенный образец
ВЖМ4	1	850	920	
	1	975	450	
	2	700	750 – 1250	
ВЖМ5У	2	700	750 – 1100	
	2	850	700 – 950	
ВЖМ4	1	1050	320	
ВЖМ5	1	1050	320	
Сплав 3	1	1050	150	
	1	1100	100	

простейшей модели установившейся ползучести Нортона не описывает многих принципиальных эффектов, наблюдающихся в экспериментах. Процессы высокотемпературной ползучести трех рассмотренных монокристаллических сплавов, а также ранее исследованных сплавов ЖС32 и ЖС36 [17, 27], MAR-M200 [6], LDS [14] и других [28] демонстрируют доминирование третьей стадии ползучести в общей длительности. Для сплавов ВЖМ5У, ВЖМ4, ЖС32, ЖС36 отмечено наличие ярко выраженной первой стадии ползучести.

Проведенные исследования показали, что полученные характеристики кривых ползучести существенно изменяются с повышением температуры, а также чувствительны к переходу в пластическое состояние.

В качестве простейших вариантов, обобщающих формулу установившейся ползучести Нортона при учете неустановившихся I и III стадий путем введения нелинейных аппроксимаций и учета накопления повреждений D , могут быть рассмотрены следующие зависимости.

Обобщенная модель Нортона-Бейли (в форме теории упрочнения)¹:

$$\frac{d\varepsilon^c}{dt} = B \left(\frac{\sigma}{1-D} \right)^n (\varepsilon^c)^m. \quad (1)$$

Обобщенная модель Содерберга (в форме теории течения) [26, 29, 30]:

$$\frac{d\varepsilon^c}{dt} = A \left(\frac{\sigma}{1-D} \right)^k \exp \left[-C \left(\frac{\sigma}{1-D} \right)^l t \right] + B \left(\frac{\sigma}{1-D} \right)^n, \quad (2)$$

где уравнение эволюции повреждений D имеет вид [29]:

$$\frac{dD}{dt} = K \frac{\sigma^p}{(1-D^r)^p} \frac{D^s}{(1-D)^q}. \quad (3)$$

¹ В данной форме (без учета поврежденности) уравнение предложено впервые в работе Надаи в 1936 г., в литературе без ссылок также встречается в книгах Работнова (1966 г.) и Тайры (1979 г.). Степенные зависимости скорости ползучести от напряжений предлагались независимо Нортоном в 1929 г. и Бейли в 1929 г. Российским специалистам уравнение (1) известно также под названием "модель Тайры".

В соотношениях (1) – (3) $A, B, C, K, k, l, m, n, p, q, r, s$ — характеристики материала, определяемые экспериментально, допускающие зависимость от состава сплава, температуры и кристаллографической ориентации монокристалла. При формулировке моделей (1) и (2) пренебрегается время инкубационного периода, иногда наблюдаемое у монокристаллических сплавов [31].

Дальнейшее усложнение моделей высокотемпературной ползучести монокристаллов может быть выполнено путем введения в рассмотрение вязкоупругопластических моделей [32, 33], а также учетом эволюции микроструктуры и динамики дислокаций [34 – 36].

ВЫВОДЫ

1. На основе приведенных экспериментальных исследований ползучести при постоянных и ступенчато увеличивающихся напряжениях получены кривые ползучести и установлено время до разрушения для трех современных жаропрочных монокристаллических сплавов в широком диапазоне температур.

2. Для монокристаллических сплавов ВЖМ5У и ВЖМ4 отмечено наличие первой стадии ползучести, а для интерметаллидного сплава 3 — ее отсутствие во всем диапазоне температур испытания.

3. Для всех рассмотренных монокристаллических сплавов в общем времени испытания до разрушения в исследуемом диапазоне температур и напряжений третья стадия ползучести доминирует.

4. Показана недопустимость использования для монокристаллических сплавов формулы Нортона (пригодной только для описания установившейся стадии) в расчетах ползучести лопаток, так как величина ошибки в таких расчетах непредсказуема.

5. У монокристаллических сплавов выявлено наличие изломов на диаграммах зависимости установившейся скорости ползучести от напряжений, аналогичных полученным ранее для поликристаллических материалов, что связано с влиянием пластической деформации на вязкую. В связи с этим для зон лопаток из монокристаллических сплавов с высоким уровнем напряжений и относительно низкой температурой необходимо в расчетах напряженно-деформированного состояния использовать не вязкие, а вязкоупругопластические модели материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований (грант 15-08-08779).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шалин Р. Е., Светлов И. Л., Качанов Е. Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М: Машиностроение, 1997. 333 с.

- Голубовский Е. Р., Светлов И. Л. Температурно-временная зависимость анизотропии длительной прочности монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов // Проблемы прочности. 2002. № 2. С. 5 – 19.
- Kear B. H., Pearcey B. J. Tensile and creep properties of single crystals of the nickel-base superalloy MAR-M200 // Trans. Met. Soc. AIME. 1967. V. 239. P. 1209 – 1215.
- MacKay R. A., Maier R. D. The influence of orientation on the stress rupture properties of nickel-base superalloy single crystals // Metallurgical Transactions. 1982. V. 13A, No. 10. P. 1747 – 1754.
- Caron P., Ohta Y., Nakagawa Y. G., Khtan T. Creep deformation anisotropy in single crystal Ni-base superalloy // Super alloys '88. P. 215 – 225.
- Pollock T. M., Argon A. S. Creep resistance of CMSX-3 nickel base superalloy single crystals // Acta Metallurgica et Materialia. 1992. V. 40, No. 1. P. 1 – 30.
- Bullough C. K., Toullos M., Oehl M., Lukas P. The characterization of the single crystal superalloy CMSX-4 for industrial gas turbine blading applications // Proc. of the 6th Conference "Materials for Advanced Power Engineering 1998". Liege. 1998. P. 861 – 878.
- MacLachlan D. W., Wright L. W., Gunturi S. S. K., Knowles D. M. Modelling the anisotropic and biaxial creep behaviour of Ni-base single crystal superalloys CMSX-4 and SRR99 at 1223 K / Ed. T. M. Pollock, R. D. Kissinger, R. R. Bowman et al. // Proc. of the Super alloys. 2000. P. 357 – 366.
- Nakagawa Y., Terashima H., Yoshizawa H. et al. Elevated temperature strength anisotropy of precipitation hardening single crystals Ni-base superalloys // Harima GHO. 1985. V. 25, No. 1. P. 5 – 10.
- Hebsur M. G., Miner R. V. Elevated temperature tension, compression, and creep-rupture behavior of [001]-oriented single crystal superalloy PWA 1480 // NASA Technical Memorandum 88950. 1987. 11 p.
- Nathal M. V., Ebert L. J. Elevated temperature creep rupture behavior of the single crystal nickel-base superalloy NASAIR-100 // Metallurgical Transactions. 1985. V. 16A, No. 3. P. 427 – 439.
- Caron P. High γ' solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications / Ed. T. M. Pollock, R. D. Kissinger, R. R. Bowman et al. // Proc. of the Super alloys 2000. P. 737 – 746.
- Raffaitin A., Monceau D., Crabos F., Andrieu E. The effect of thermal cycling on the high-temperature creep behaviour of a single crystal nickel-based superalloy // Scripta Mater. 2007. 56. P. 277 – 280.
- MacKay R. A., Gabb T. P., Nathal M. V. Effects of Microstructural Parameters on Creep of Nickel-Base Superalloy Single Crystals. NASA/TM-2013-217868. 27 p.
- Стеннов М. Н., Голубовский Е. Р., Иноземцева И. А. и др. Характеристики длительной статической прочности монокристаллических материалов // Проблемы прочности. 1993. № 2. С. 35 – 39.
- Голубовский Е. Р., Светлов И. Л., Хацкии К. К. Закономерности аксиальной и азимутальной анизотропии прочностных характеристик монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов для лопаток ГТД // Авиационно-космическая техника и технология. 2005. № 10/26. С. 50 – 54.
- Гецов Л. Б., Рыбников А. И., Семенов А. С. и др. Сопротивление деформированию и разрушению монокристаллических сплавов при статическом и термоциклическом нагружении // Надежность и безопасность энергетики. 2012. № 3(18). С. 53 – 62.
- Каблов Е. Н., Петрушин Н. В., Светлов И. Л., Демонис И. М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // Юбилейный научно-технический сборник. Авиационные материалы и технологии. Труды ВИАМ. 2012. С. 36 – 52.

19. Толорайя В. Н., Орехов Н. Г., Чубарова Е. Н. Безуглеродистые Re-содержащие никелевые сплавы для турбинных лопаток // Литейное производство. 2012. № 6. С. 25 – 30.
20. Getsov L., Semenov A., Staroselsky A. A failure criterion for single-crystal superalloys during thermocyclic loading // Materiali in Tehnologije. 2008. 42(1). P. 3 – 12.
21. Getsov L., Rybnikov A., Semenov A. Ratcheting of high temperature materials at thermal cyclic loading // 17th European Conference on Fracture: Multilevel Approach to Fracture of Materials, Components and Structures. 2008. P. 1111 – 1119.
22. Гецов Л. Б., Добина Н. И., Рыбников А. И. и др. Сопротивление термической усталости монокристаллического сплава // Проблемы прочности. 2008. № 5. С. 54 – 71.
23. Гецов Л. Б., Рыбников А. И., Семенов А. С. Сопротивление термической усталости жаропрочных сплавов // Теплоэнергетика. 2009. № 5. С. 51 – 58.
24. Semenov A., Semenov S., Nazarenko A., Getsov L. Computer simulation of fatigue, creep and thermal-fatigue cracks propagation in gas-turbine blades // Materiali in Tehnologije. 2012. V. 46(3). P. 197 – 203.
25. Каблов К. Н., Толорайя В. Н., Орехов Н. Г. Монокристаллические никелевые ренийсодержащие сплавы для турбинных лопаток ГТД // Митом. № 7. 2002. С. 7 – 11.
26. Гецов Л. Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. В 2-х кн. Книга 1. Рыбинск: Изд. дом “Газотурбинные технологии”. 2010. 595 с.
27. Getsov L. B., Semenov A. S., Tikhomirova E. A., Rybnikov A. I. Thermocyclic-and static-failure criteria for single-crystal superalloys of gas-turbine blades // Materiali in Tehnologije. 2014. V. 48, Iss. 2. P. 255 – 260.
28. Dyson B. F., Gibbons T. B. Tertiary creep in nickel-base superalloys: analysis of experimental data and theoretical synthesis // Acta Metallurgica et Materialia. 1987. V. 35, No. 9. P. 2355 – 2369.
29. Катанаха Н. А., Семенов А. С., Гецов Л. Б. Единая модель долгосрочной и краткосрочной ползучести и идентификация ее параметров // Проблемы прочности. 2013. № 4. С. 143 – 157.
30. Катанаха Н. А., Семенов А. С., Гецов Л. Б. Долговечность гибов высокотемпературных паропроводов в условиях длительной эксплуатации // Теплоэнергетика. 2014. № 4. С. 32 – 42.
31. Cormier J., Milhet X., Mendez J., Cailletaud G. Modeling the [001] non-isothermal creep behavior of a second generation single crystal Ni-based superalloy submitted to very high temperature overhear // Труды ЦКТИ. 2009. Вып. 296. С. 199 – 215.
32. Бессон Ж., Каето Ж., Шабош Ж.-Л., Форест С. Нелинейная механика материалов: Пер. с фр. А. С. Кравчука / Под ред. Л. Б. Гецова, Б. Е. Мельникова, А. Ю. Мусиенко, А. С. Семенова. СПб.: Изд-во Политехнического университета. 2010. 398 с.
33. Семенов А. С., Гецов Л. Б. Критерии термоусталостного разрушения монокристаллических жаропрочных сплавов и методы определения их параметров // Проблемы прочности. 2014, № 1. С. 50 – 62.
34. Staroselesky A., Cassenti B. N. Creep, plasticity and fatigue of single crystal superalloy // International Journal of Solids and Structures. 2011. V. 48. P. 945 – 959.
35. Одобаи-Фард Р. М., Семенов А. С., Гецов Л. Б. Моделирование процессов неупругого деформирования образцов из монокристаллических материалов с учетом динамики дислокаций // XL неделя науки СПбГПУ: Материалы межд. научно-практической конференции. СПб. 2011. Часть V. С. 72 – 73.
36. Preußner J., Rudnik Y., Brehm H., Völkl R., Glatzel U. A dislocation density based material model to simulate the anisotropic creep behavior of single-phase and two-phase single crystals // Int. Journal of Plasticity. 2009. V. 25. P. 973 – 994.

УДК 669.24'295'3:536.425:539.25

Структура и механические свойства сплавов системы Ti – Ni – Cu с эффектом памяти формы

В. Г. ПУШИН^{1,2}, д-р физ.-мат. наук, Н. Н. КУРАНОВА¹, канд. физ.-мат. наук, А. В. ПУШИН^{1,2}¹ Институт физики металлов им. М. Н. Михеева Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург, Россия (pushin@imp.uran.ru)² Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

Исследовано влияние легирования медью в количестве до 35 % (ат.) на структуру и фазовые превращения в тройных сплавах Ti – Ni – Cu в обычном микрокристаллическом, субмикрокристаллическом или нанокристаллическом состояниях В2-аустенита. Построены полные диаграммы термоупругих мартенситных превращений В2 ↔ В19', В2 ↔ В19 ↔ В19' и В2 ↔ В19 в зависимости от содержания меди. Установлены особенности изменения микроструктуры и измерены механические свойства сплавов при растяжении, включая параметры эффектов памяти формы.

Ключевые слова: сплавы никелида титана с медью; эффекты памяти формы; термоупругие мартенситные превращения; микроструктура; физические и механические свойства.

ВВЕДЕНИЕ

Открытие советскими учеными Г. В. Курдюмовым и Л. Г. Хандросом термоупругих мартенситных

превращений (ТМП) стало одним из важных научных событий XX века. Оно определило ускоренное развитие инновационно-привлекательного научного направления по созданию новых материалов, изуче-