

Сопротивление монокристаллического сплава термической усталости

Л. Б. Гецов^а, Н. И. Доби́на^б, А. И. Рыбников^б, А. С. Семенов^а,
А. Старосельский^в, Н. В. Туманов^г

^а Санкт-Петербургский государственный политехнический институт, Санкт-Петербург, Россия

^б ООО “НПО Центральный котлотурбинный институт”, Санкт-Петербург, Россия

^в Прагг Уитни, США

^г Центральный институт авиационного моторостроения им П. И. Баранова, Москва, Россия

Исследованы особенности термоусталостного разрушения монокристаллического сплава, используемого для изготовления рабочих лопаток газотурбинных установок. Определены зависимости циклической долговечности от кристаллографической ориентации материала, максимальной температуры цикла, размаха температур и концентрации напряжений. Исследовано влияние пор и процессов рекристаллизации на степень термоусталостных повреждений.

Ключевые слова: термическая усталость, монокристаллический сплав, циклическая долговечность, кристаллографическая ориентация, мода разрушения.

Введение. Увеличенная пластичность и длительная прочность монокристаллических сплавов по сравнению с современными поликристаллическими обеспечили их широкое внедрение в практику изготовления лопаток газотурбинных установок (ГТУ). Это позволило повысить рабочую температуру лопаток, их сопротивление хрупким разрушениям и действию термоциклических нагрузок. Вопросы поведения монокристаллических сплавов в условиях длительного статического нагружения широко исследовались в работах [1–9 и др.].

Однако при термоциклическом нагружении (ТЦН) монокристаллические сплавы проявляют ряд особенностей, что потребовало проведения специальных исследований. В первую очередь это относится к образованию трещин вдоль оси лопаток, в частности на кромке между отверстиями для выхода воздуха.

Цель работы заключалась в определении особенностей термоусталостного разрушения монокристаллического сплава, используемого для изготовления рабочих лопаток ГТУ. Среди поставленных задач отметим следующие.

1. Изучение особенностей деформационного рельефа, образования микротрещин и характера разрушения при ТЦН сплава с различными кристаллографическими ориентациями.

2. Определение зависимости циклической долговечности от кристаллографической ориентации материала, максимальной температуры цикла, размаха температур и концентрации напряжений.

3. Исследование влияния пор и процессов рекристаллизации на степень термоусталостных повреждений.

4. Изучение влияния выдержки при максимальной температуре цикла на долговечность.

5. Исследование процессов одностороннего накопления деформаций при ТЦН.

6. Определение мод разрушения образцов.

Методика и материалы исследования. Характеристики сопротивления различных материалов и покрытий термической усталости определялись с помощью разработанной в НПО ЦКТИ комплексной методики, основанной на использовании специального приспособления, обеспечивающего жесткое закрепление плоских корсетных образцов (рис. 1) с одной полированной поверхностью и их циклический нагрев пропусканием тока (рис. 2) [10]. За рабочую часть принимался центральный участок образца с равномерным распределением температуры ($\pm 4^\circ\text{C}$). Приспособление крепится в вакуумной камере. С увеличением глубины вакуума повышается предельно достижимая температура цикла, которая определяется скоростью образования оксидной пленки на поверхности образца.

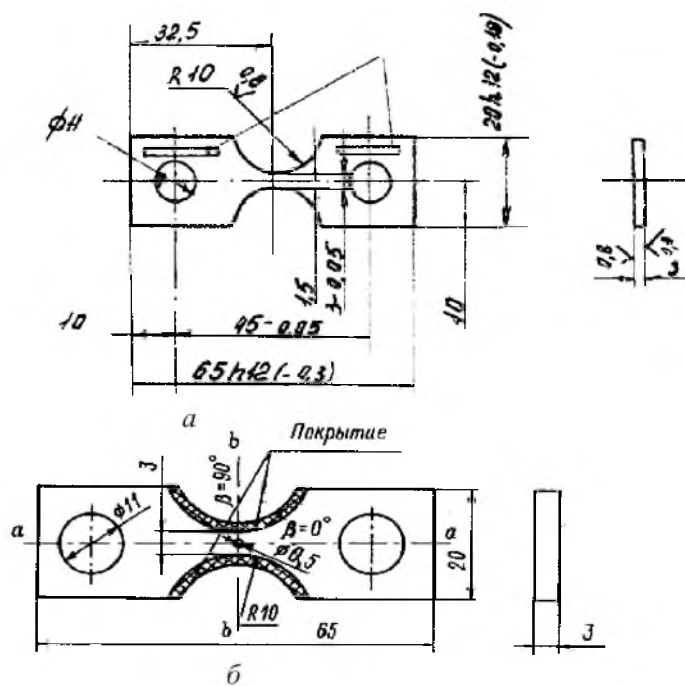


Рис. 1. Образцы для испытаний без концентратора (а) и с концентратором и покрытием (б).

Нагрев образцов осуществлялся по заданной программе, которая автоматически поддерживалась в течение испытания. За поведением материала образца в разных точках его поверхности наблюдали с помощью микроскопа с увеличением $\times 250$. В процессе испытания обнаружены: особенности деформационного рельефа, характеризующие механизм накопления термоусталостных повреждений; долговечность до появления первых микротре-

щин в разных элементах структуры металла; скорость роста зародившихся трещин; долговечность до разрушения образца*. В процессе испытаний проводилось непрерывное наблюдение за развитием образовавшихся микро-

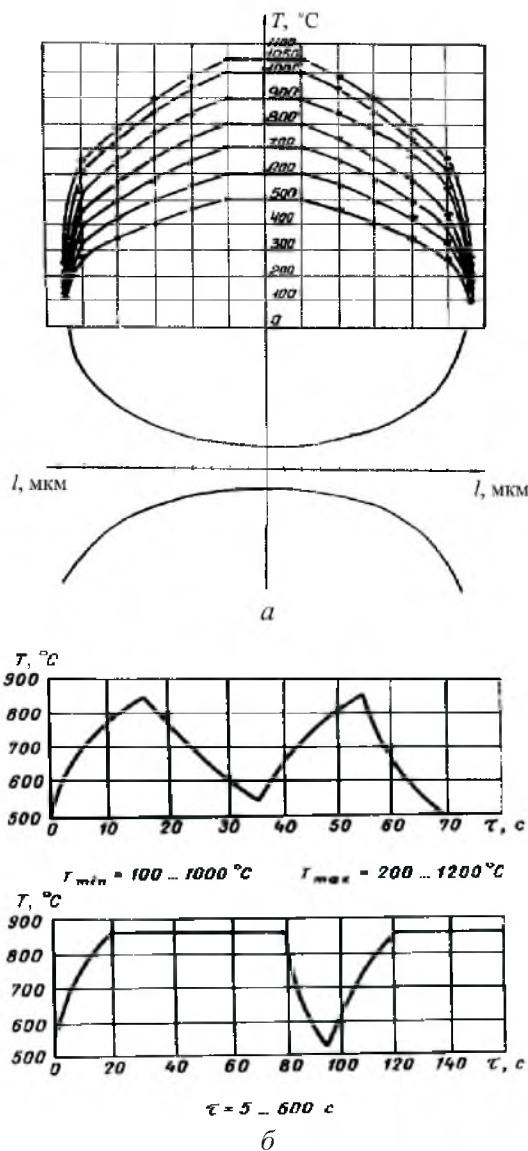


Рис. 2. Распределение температуры по длине образца (а) и изменение максимальной температуры во время цикла (б).

После испытания проводились измерения направления линий скольжения и распространения трещин, фрактографические исследования изломов и определялись величины односторонне накопленных деформаций. Для фрактографических исследований использовались сканирующие электронные микроскопы EVO-40 и JSM-35CF.

* Полученные данные о скорости роста трещин требуют дальнейшего рассмотрения.

Расчеты напряженно-деформированного состояния образцов проводились с помощью конечноэлементного пакета “PANTOCRATOR” [11] при различных режимах термоциклического нагружения с целью дифференциации мод разрушения: кристаллографические и некристаллографические. Понятие некристаллографической моды разрушения используется в феноменологическом контексте как наблюдаемое на макроуровне разрушение, не совпадающее ни с одной кристаллографической плоскостью скольжения.

Величина размаха условно упругих напряжений в рабочей части образца определялась по формуле

$$\Delta\sigma = (E_{\text{ст}1}\alpha_1 T_{\text{max}} - E_{\text{ст}2}\alpha_2 T_{\text{min}})\varphi;$$

$$\varphi = 1 - \Delta k / \Delta l,$$

где $E_{\text{ст}}$ – статический модуль упругости; $\Delta l = (\alpha_1 T_{\text{max}} - \alpha_2 T_{\text{min}})l_0$ – свободное перемещение контрольных точек во время нагрева от T_{min} до T_{max} ; Δk – измеряемая в процессе испытания жестко заземленного образца величина смещения за цикл контрольных отпечатков микротвердости, наносимых на поверхность образца по краям его рабочей части $l_0 = 4$ мм. Также определялась кинетика напряженно-деформированного состояния образцов в условиях ползучести и в пластической области путем расчета методом конечных элементов с использованием простейшей модели вязкоупругопластичности.

Особенностью данной методики, как и методики Коффина, является постоянство условно упругих напряжений по сечению образца. В обеих методиках используется нагрев образца пропусканием тока, хотя в последнее время широко применяется методика испытаний с нагревом рабочей части образцов другими методами [5, 12]. В нашем случае различий в условиях разрушения при разных способах нагрева не обнаружено.

Значения долговечности до разрушения при термоциклическом нагружении плоских образцов в вакууме и трубчатых образцов на воздухе, испытанных ранее на установках Коффина, для ряда исследованных жаропрочных сплавов на никелевой основе оказались идентичными [13].

Образцы из монокристаллического сплава изготавливались из пластин жаропрочного монокристаллического сплава с ориентациями [001], [111] и [011], имеющих разные азимутальные ориентации (табл. 1). Для изучения влияния концентраторов напряжений на сопротивление термоусталости сплава в рабочей части образца перпендикулярно полируемой плоскости выполнялось отверстие диаметром 0,5 мм. Далее эти образцы будем называть образцами с концентраторами напряжений.

Для изучения процессов рекристаллизации при термоциклическом нагреве производился наклеп поверхности нескольких образцов путем грубой механической обработки.

Результаты исследования. Прежде чем перейти к рассмотрению результатов испытаний, отметим, что использованные методика и технология изготовления образцов из монокристаллического сплава обеспечили малый разброс результатов эксперимента, что позволило определить большое число закономерностей на ограниченном количестве образцов (28 шт.).

Т а б л и ц а 1

Ориентация испытанных образцов [1]

№ серии образца	Ориентация	Отклонение от аксиальной ориентации образца, град	Азимутальная ориентация плоскости образца, град
1	[111]	5,64	8,26
2	[011]	4,51	11,27
3	[011]	8,33	14,43
4	[011]	9,67	7,86
5	[001]	5,47	41,97

Влияние максимальной температуры цикла и размаха температур. Повышение максимальной температуры цикла от 850 до 1050°C при постоянном размахе температур приводит к монотонному снижению долговечности (табл. 2). Увеличение размаха температур снижает долговечность (табл. 3). Аналогичные результаты получены также для образцов с концентраторами напряжений.

Т а б л и ц а 2

Влияние максимальной температуры цикла на долговечность

№ образца	Ориентация	ΔT , °C	T_{\min} , °C	T_{\max} , °C	N , цикл
3-0	[011]	750	150	900	951
3-1			200	950	450
3-2			250	1000	63
3-5		500	450	950	2535
3-3			500	1000	1220
3-4			550	1050	356
2-4 с концентратором	[011]	500	350	850	2952
2-2			500	1000	472
5-1	[001]	750	150	900	560
5-2			250	1000	95

Т а б л и ц а 3

Влияние размаха температур на долговечность

№ образца	Ориентация	T_{\min} , °C	T_{\max} , °C	N , цикл
3-2	[011]	250	1000	63
3-3	[011]	500	1000	1220
5-2	[001]	250	1000	95
5-3	[001]	500	1000	1460

Особенности деформационного рельефа. При ТЦН множественное скольжение наблюдается у образцов всех исследованных ориентаций, в то время как при ползучести при ориентации [011] оно отсутствует. Повышение максимальной температуры цикла (уменьшение долговечности) и снижение размаха температур (увеличение долговечности) приводят к росту вклада ползучести и интенсификации процессов множественного скольжения (рис. 3). Сопоставляли результаты расчетов (табл. 4) углов наклона линий скольжения образцов с разной ориентацией с измеренными экспериментально при разных режимах (табл. 5). Получено хорошее совпадение с данными табл. 4 у наблюдавшихся на поверхности образцов линий скольжения.

Т а б л и ц а 4

Теоретически определенные направления линий скольжения
(рассчитаны с использованием данных табл. 1 – углов Эйлера)

Группа линий скольжения	Плоскость скольжения (N_1)	Сторона образца (N_2)	№ образца				
			1-5	2-3	3-0	4-6	5-2
Кубическая {100}	1 (100)	Плоскость шлифа (+ k)	38,3°	43,0°	127,3°	83,9°	5,6°
		противоположная (- k)	141,7°	137,0°	52,7°	96,1°	174,4°
		слева (+ j)	86,0°	75,1°	82,9°	52,7°	6,2°
		справа (- j)	94,0°	104,9°	97,1°	127,3°	173,8°
	2 (010)	Плоскость шлифа (+ k)	130,2°	47,8°	38,6°	5,7°	84,5°
		противоположная (- k)	49,8°	132,2°	141,4°	174,3°	95,5°
		слева (+ j)	45,3°	83,9°	110,7°	94,3°	89,9°
		справа (- j)	134,7°	96,1°	69,3°	85,7°	90,1°
	3 (001)	Плоскость шлифа (+ k)	54,9°	161,3°	14,8°	95,2°	174,7°
		противоположная (- k)	125,1°	18,7°	165,2°	84,8°	5,3°
		слева (+ j)	31,8°	3,6°	3,8°	37,0°	4,7°
		справа (- j)	148,2°	176,4°	176,2°	143,0°	175,3°
ГЦК {111}	4 (111)	Плоскость шлифа (+ k)	50,0°	6,2°	74,8°	5,1°	79,8°
		противоположная (- k)	130,0°	173,8°	105,2°	174,9°	100,2°
		слева (+ j)	27,0°	6,0°	60,2°	3,7°	34,8°
		справа (- j)	153,0°	174,0°	119,8°	176,3°	145,2°
	5 (-111)	Плоскость шлифа (+ k)	152,1°	99,1°	4,3°	60,2°	139,2°
		противоположная (- k)	27,9°	80,9°	175,7°	119,8°	40,8°
		слева (+ j)	20,4°	59,1°	10,7°	82,9°	85,7°
		справа (- j)	159,6°	120,9°	169,3°	97,1°	94,3°
	6 (1-11)	Плоскость шлифа (+ k)	16,4°	95,7°	167,6°	163,2°	90,8°
		противоположная (- k)	163,6°	84,3°	12,4°	16,8°	89,2°
		слева (+ j)	64,0°	51,3°	10,8°	11,7°	35,5°
		справа (- j)	116,0°	128,7°	169,2°	168,3°	144,5°
	7 (11-1)	Плоскость шлифа (+ k)	92,6°	0,2°	93,6°	48,8°	29,8°
		противоположная (- k)	87,4°	179,8°	86,4°	131,2°	150,2°
		слева (+ j)	95,0°	179,6°	129,5°	98,8°	95,3°
		справа (- j)	85,0°	0,4°	50,5°	81,2°	84,7°

Т а б л и ц а 5

Сопоставление экспериментально и теоретически определенных углов наклона линий скольжения (град)

№ образца	$T_{\max},$ °С	Время выдержки, мин	Данные эксперимента	Данные расчета	
				октаэдрические	кубические
1	2	3	4	5	6
1-1	900	0	15,8 83,2; 82,5 128,5; 130,8	16,4 92,6 (87,4) 130 (50)	– – 130,2
1-2	900	0	22,4; 20,8 130,5	16,4 130 (50)	– 130,2
1-3	1000	2	15; 16 129; 130	16,4 130 (50)	– 130,2
1-4	850	5	41, 43 45, 51 81, 85 160,2, 162	– 50 92,6 (87,4) 16,4 (163,6)	38,3 – – –
1-5	900	2	14; 18, 16 48, 51 97	16,4 50 92,6	– – –
1-6	850	0	17,8 131,2	16,4 130 (50)	– 130,2
1-7	900	5	61	–	54,9
Теоретические величины				50,0; 152,1; 16,4; 92,6	38,3; 130,2; 54,9
2-1	900	0	10 80; 82,5; 76,8; 78; 78,2; 82; 83; 84,2 93	6,2 99,1 (80,9) – – 95,7 (84,3) 95,7	– – – – – –
2-2	1000	0	75,8; 80,5; 88,8; 86 99 114; 126	99,1 (80,9) 95,7 (84,3) 99,1	– – – 47,8 (132,2)
2-3	1000	2	5 86 93; 96	6,2 95,7 (84,3) 95,7 (84,3)	– – –
2-4	850	0	0; 1,3 84,5	0,2 95,7 (84,3)	– –
2-5	1000	5	83; 94	95,7 (84,3) 95,7 (84,3)	– –
2-6	1000	0	4,2; 3,8 79,8; 81,2; 82; 85,8 93,5; 95,5	6,2 99,1 (80,9) 95,7 (84,3) 95,7 (84,3)	– – – –
Теоретические величины				6,2; 99,1; 95,7; 0,2	43,0; 47,8; 161,3

1	2	3	4	5	6
3-0	900	0	15 85 170, 174	– 93,6 (86,4) 4,8 (175,2)	14,8 – –
3-1	950	0	70,5	74,8	
			89	93,6 (86,4)	
3-2	1000	0	35	–	38,6
			71,5	74,8	
			93,2	93,6 (86,4)	–
3-3	1000	0	91; 95,5 169,2	93,6 (86,4) 167,6	– 14,8 (165,2)
3-4	1050	0	21; 22,5	167,6 (12,4)	
			65,5	74,8	
			93,2; 92,5; 92	93,6 (86,4)	
3-5	950	0	94	93,6	
			70	74,8	
Теоретические величины				74,8, 4,3, 167,6, 93,6	127,3, 38,6, 14,8
4-1	900	0	50	48,8	–
			78,5	–	83,9 (95,2)
			155; 154; 162,4; 158,5	163,2	–
4-2	900	0	48,1; 51,2; 49,2; 48,5	48,8	–
			86,5; 81,5	–	83,9; 84,8 (95,2)
4-4	900	5	96; 99	–	95,2
			45	48,8	–
			66	60,2	–
4-3	950	2	48,5; 47; 50 121	48,8 119,8 (60,2)	– –
4-6	950	0			
Теоретические величины				5,1, 60,2, 163,2, 48,8	83,9, 5,7, 95,2,
5-1	900	0	93,2	90,8	95,5 (84,5)
5-2	1000	0	3,5	–	5,3; 5,6
			92,6	90,8	95,5
			107, 1	100,2 (79,8)	–
5-3	1000	0	39,4	40,8 (139,2)	–
			90,6	90,8	–
			149	150,2 (29,8)	–
Теоретические величины				79,8, 139,2, 90,8, 29,8	5,6, 84,5, 174,7

Исследование влияния пор и процессов рекристаллизации на степень термоусталостных повреждений. Поры литейного происхождения имеют микротрещины, которые, как правило, не являются источником разрушения (рис. 4). При дальнейшем термоциклировании они не распространяются.

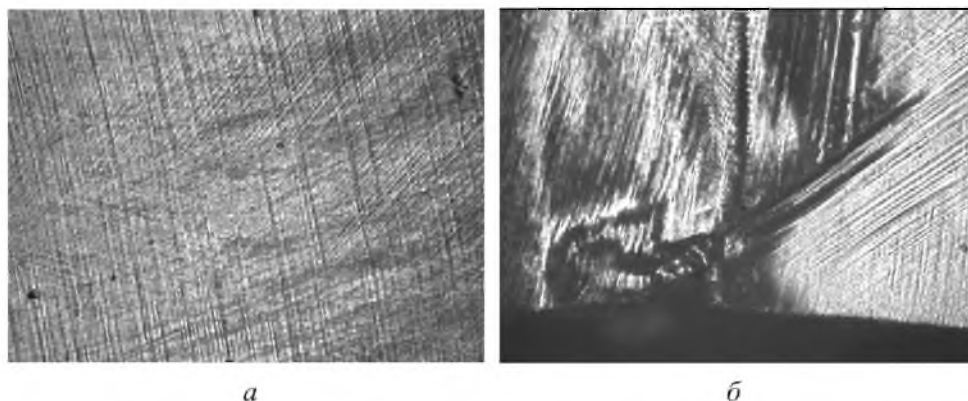


Рис. 3. Деформационный рельеф образцов серии № 5 с ориентацией [001] после испытаний при ТЦН по режиму 500...1000°С: *а* – множественное скольжение на удалении от поверхности разрушения; *б* – в зоне разрушения.

В процессе испытаний образцов с наклепанной поверхностью при высокой температуре имела место рекристаллизация (рис. 5). В образовавшихся зернах не обнаружено линий скольжения, которые в случае кристаллографического разрушения являются источником протекания процессов разрушения. То, что в рекристаллизованных зернах, образовавшихся при испытаниях на поверхности образцов, не наблюдались линии скольжения (рис. 5) свидетельствует об их повышенном сопротивлении деформированию. Однако это, в свою очередь, не вызвало ни уменьшения, ни увеличения долговечности.

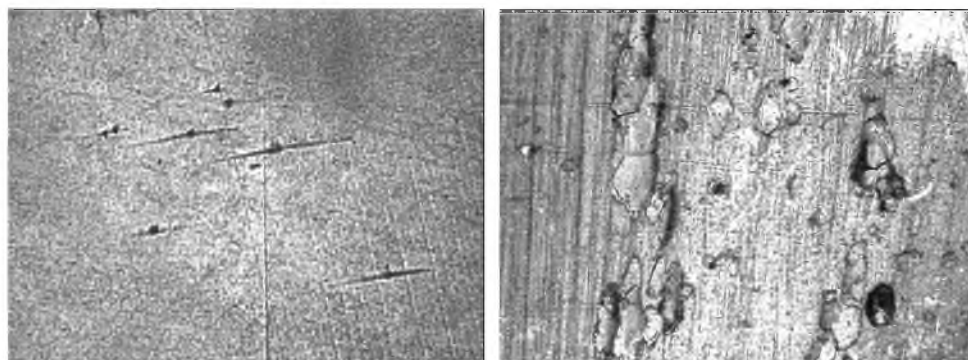


Рис. 4

Рис. 5

Рис. 4. Микротрещины у пор после разрушения образца с ориентацией [011] после разрушения в условиях испытания по режиму 150...900°С.

Рис. 5. Рекристаллизация в процессе испытания при ТЦН образца с наклепанной поверхностью (ориентация [011]).

Особенности характера разрушения. Выявлены следующие особенности термоусталостного разрушения образцов.

1. После зарождения первых микротрещин во многих случаях отмечается торможение их роста; образцы разрушаются по вновь образовавшимся микротрещинам, т.е. не путем развития микротрещин, зародившихся

после сравнительно небольшого числа циклов, а преимущественно по вновь зародившимся трещинам.

2. Наблюдалось как кристаллографическое распространение трещин вдоль линий скольжения, так и преимущественно некристаллографическое, ориентированное под углами к линиям скольжения.

3. Наблюдалось изменение направления распространения трещин. Для ориентации [011] распространение трещин происходило преимущественно вдоль оси образца (рис. 6).



Рис. 6. Внешний вид разрушенного образца № 3-3 с ориентацией [011] после 1220 цикл.

Влияние ориентации на долговечность при ТЦН. Анализ результатов испытаний (табл. 6) показывает, что в зависимости от температурного режима испытаний можно записать следующие соотношения: $N_{111} > N_{001} > N_{mix} > N_{011}$. В то же время образцы с концентратором для ориентации [011] имеют большую долговечность, чем образцы с ориентацией [111].

Т а б л и ц а 6

**Влияние режима нагружения на долговечность при ТЦН
в зависимости от ориентации и режима испытаний**

Вид образца	Режим нагружения, °С	Порядок долговечностей
С концентратором	350...850	$N_{011} > N_{111}$
Гладкий	150...900	$N_{111} > N_{001} > N_{011}$
	250...1000	$N_{001} > N_{011}$
	500...1000	$N_{001} > N_{011}$

Изучалось также влияние азимутальной ориентации [1] на долговечность образцов с аксиальной ориентацией [011] (серии № 2, 3, 4) – табл. 1. Полученные результаты испытаний при ТЦН по режиму $T_{min} = 150^\circ\text{C}$, $T_{max} = 900^\circ\text{C}$ показали существенные отличия в значениях чисел циклов до разрушения: 100, 951 и 308 соответственно, что свидетельствует о влиянии азимутальной ориентации на долговечность.

Влияние выдержки при максимальной температуре цикла. Выдержка при максимальной температуре цикла снижает долговечность (табл. 7).

Т а б л и ц а 7

Влияние выдержки при T_{\max} на долговечность

№ серии образца	Режим испытания, °С	Время выдержки при T_{\max} , мин	N , цикл
1	150...900	0	823
		2	140
		5	16
	350...850	0	320
		5	118
4	150...900	0	308
		2	17
		5	26
2 с концентратором	500...1000	0	187
		2	62

Влияние концентрации напряжений. В условиях концентрации напряжений наблюдается значительное (в 10–15 раз) уменьшение долговечности (табл. 8). Однако при испытаниях с выдержками в условиях максимальной температуры в связи с процессами релаксации напряжений долговечность образцов с концентраторами всего в три раза отличается от таковой образцов без концентраторов.

Т а б л и ц а 8

Влияние концентратора напряжений на усталостную долговечность

№ образца	Время при T_{\max} , мин	Ориентация	T_{\min} , °С	T_{\max} , °С	N , цикл
4-2	0	[011]	150	900	308
4-1 с концентратором	0				25
1-2	0	[111]	150	900	823
1-1 с концентратором	0				50
2-2	0	[011]	500	1000	472
2-6 с концентратором	0				187
2-3 с концентратором	5				62

Процессы одностороннего прогрессирующего деформирования. При ТЦН монокристаллов наблюдается прогрессирующее деформирование – образование “бочки” в средней части образцов. Величины неупругих деформаций после разрушения приведены в табл. 9, где $\Delta\varepsilon_1$, $\Delta\varepsilon_2$ – необратимые

Т а б л и ц а 9

Образование необратимых деформаций

№ образца	T_{\min} , °C	T_{\max} , °C	Время выдержки при T_{\max} , мин	$\Delta\varepsilon_1$, %	$\Delta\varepsilon_2$, %
1-1 с концентратором [111]	150	900	0	4,0	24,3
1-2 без концентратора [111]	150	900	0	6,7	10,7
1-5 без концентратора [111]			2	16,3	21,0
1-7 без концентратора [111]			5	18,3	28,0
1-6 с концентратором [111]	350	850	0	2,0	16,0
1-4 с концентратором [111]			5	4,0	11,7
1-3 без концентратора	500	1000	2	17,7	23,7

деформации во взаимно перпендикулярных направлениях (перпендикулярно и параллельно плоскости шлифа – по толщине и ширине образца в его рабочей части).

Таким образом, установлено, что поведение жаропрочного монокристаллического сплава при ТЦН, как и поликристаллических высокопластичных сплавов, характеризуется развитыми процессами, связанными с повреждениями от знакопеременного течения и прогрессирующего деформирования. Поэтому одной из актуальных проблем обеспечения надежности лопаток современных ГТУ, работающих в условиях ТЦН, является развитие методов расчета их термопрочности, основанных на особенностях поведения материалов в этих условиях.

Фрактографические особенности образования и распространения трещин термической усталости. Поскольку в процессе испытания наблюдение проводилось за образованием микротрещин и их развитием только в плоскости шлифа, после разрушения образцов фрактографически исследовали изломы. Цель таких исследований – обнаружить место зарождения образующихся микротрещин и направление их развития. Установлено, что распространение трещин от концентратора по всему сечению происходит от концентратора (рис. 7). В то же время очаги разрушения для образцов без концентраторов образовывались как в зоне наблюдения (в плоскости шлифа), так и на противоположной стороне (плоскости) образца (рис. 8). В ряде случаев видны усталостные бороздки (рис. 9).

Напряженно-деформированное состояние и анализ процессов разрушения. Для определения мод разрушения (отрыв или сдвиг) проводился анализ образовавшихся микротрещин (в плоскости шлифа – сверху) и макротрещин (сверху и сбоку), результатов измерений и расчетов углов линий

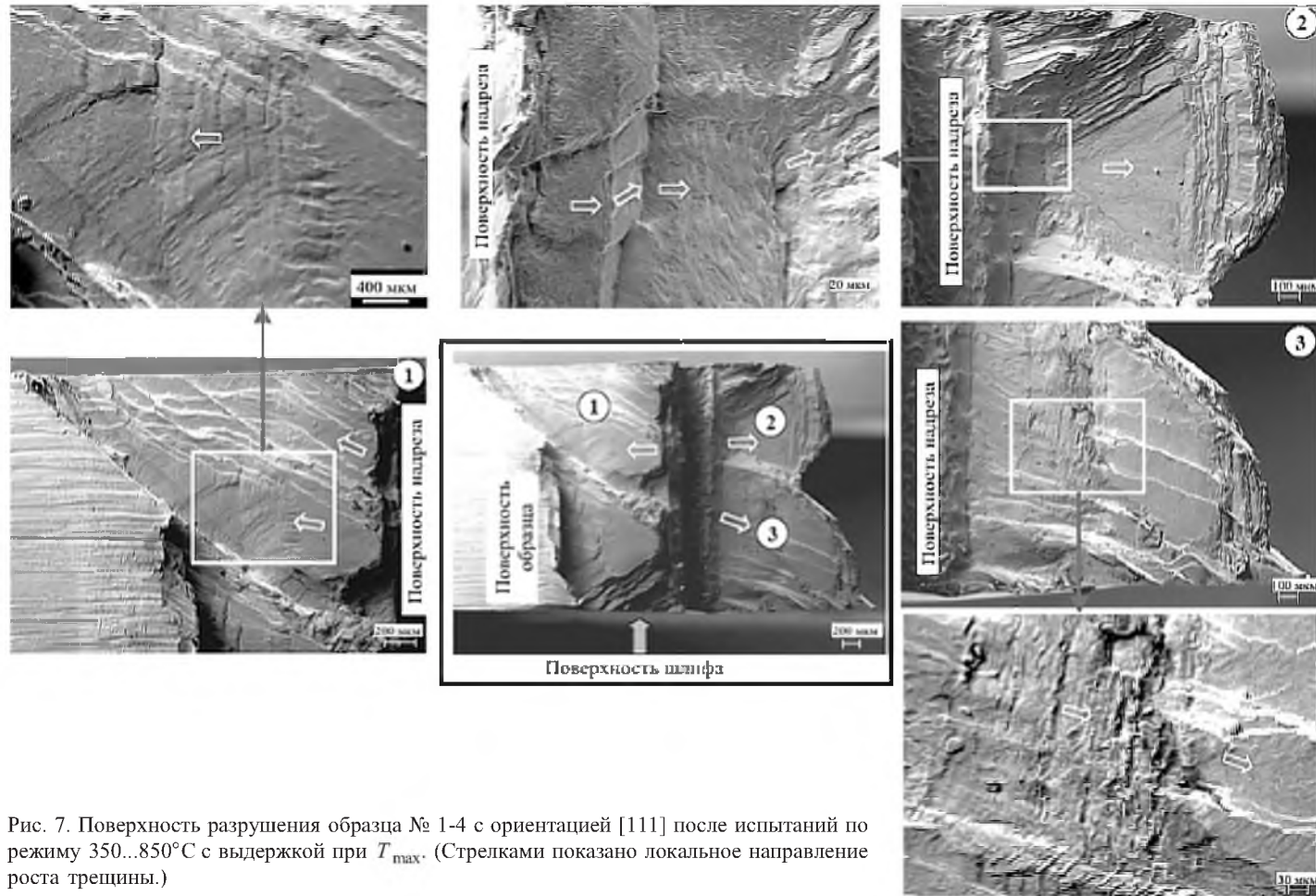


Рис. 7. Поверхность разрушения образца № 1-4 с ориентацией [111] после испытаний по режиму 350...850°C с выдержкой при T_{\max} . (Стрелками показано локальное направление роста трещины.)



Рис. 8

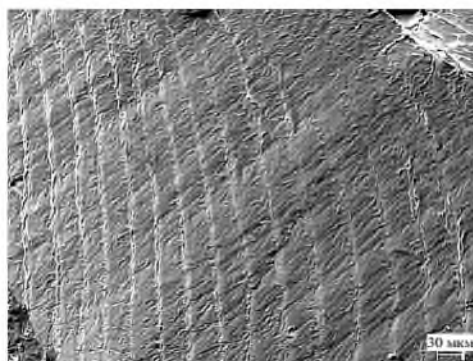


Рис. 9

Рис. 8. Поверхность разрушения образца № 1-5 с ориентацией [111] после испытаний по режиму 150...900°C с выдержкой при T_{\max} . (Стрелками показано локальное направление роста трещины.)

Рис. 9. Поверхность разрушения образца № 1-6 с ориентацией [111] после испытаний по режиму 350...850°C без выдержки при T_{\max} .

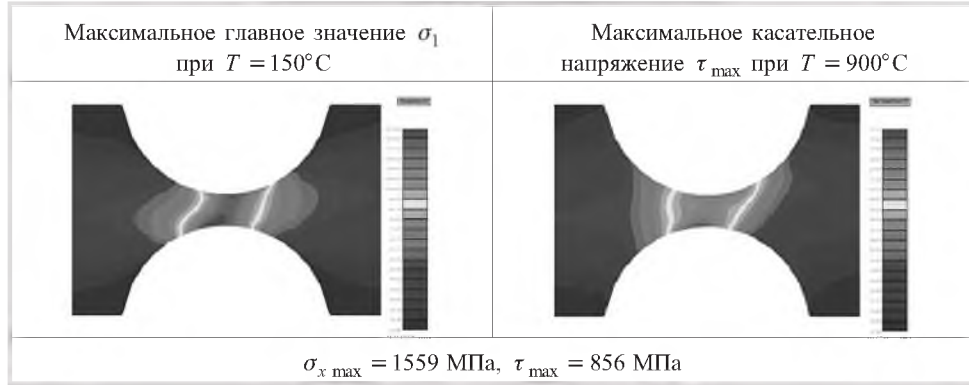
скольжения, данных фраттографических исследований и расчетов напряженно-деформированного состояния на основе модели термовязкоупругого материала для образцов с разной ориентацией, испытанных при различных режимах. При этом исходили из того, что в полувцикле растяжения (при охлаждении) возможно зарождение и развитие трещин отрыва, направление роста которых определяется ориентацией площадки максимального главного значения тензора напряжений, а в полувцикле сжатия (при нагреве) – зарождение и развитие трещин сдвига, направление роста которых определяется ориентацией площадок максимальных касательных напряжений. Использовалось понятие некристаллографической моды разрушения как разрушение, не совпадающее ни с одной из кристаллографических плоскостей скольжения. Место потенциального зарождения трещины сдвига определялось исходя из гипотезы максимальных касательных напряжений.

Проводилось сравнение полей напряжений, контролирующих процесс разрушения для различных образцов (табл. 10), и, главное, результатов конечноэлементного и кристаллографического анализа углов излома образцов. Так, для образца № 2-5 данные кристаллографического анализа отличаются от эксперимента в точках A , B , D максимум на 6° , в точке C – на 13° , данные конечноэлементного анализа отличаются от эксперимента в точках A , B , D максимум на 4° , в точке C – на 7° (табл. 11). (Здесь четыре угла сечения образца обозначены A , B , C , D , где AB – линия в плоскости шлифа, BC и CA – линии на боковых поверхностях образца.)

В зависимости от режима термоциклического нагружения и кристаллографической ориентации в образцах проявлялись те или иные доминирующие виды (моды) разрушения. Соответствие мод разрушения величине максимальной в цикле температуре образца T_{\max} и размаху температур в цикле ΔT представлено в виде карт механизмов разрушения (рис. 10).

Т а б л и ц а 10

Поля расчетных напряжений σ_1 и τ_{\max} для образца серии № 1
(3-й цикл, $T_{\max} = 900^\circ\text{C}$, $T_{\min} = 150^\circ\text{C}$)



Т а б л и ц а 11

Сравнение экспериментальных данных с результатами кристаллографического и конечноэлементного анализов для образца № 2-5

Угол сечения образца	Эксперимент	Кристаллография	МКЭ	
			мода отрыва	мода сдвига
A	$\frac{89}{46}$	$\frac{84}{51}$ (1-11)	$\frac{90}{90}$	$\frac{88}{45}$
B	$\frac{89}{49}$	$\frac{84}{51}$ (1-11)		
C	$\frac{90}{38}$	$\frac{84}{51}$ (1-11)		
D	$\frac{90}{46}$	$\frac{84}{51}$ (1-11)		

Примечание. Над чертой приведены значения угла (град) на боковой поверхности, под чертой – значения угла (град) на верхней поверхности.

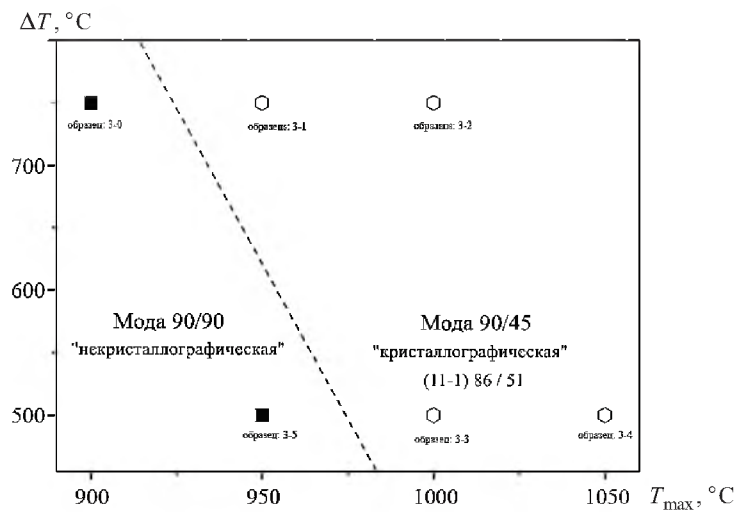


Рис. 10. Моды разрушения образцов серии № 3 с ориентацией [011].

В связи с отсутствием чистых мод кристаллографического или некристаллографического разрушения, а также в ряде случаев неоднозначности выбора между модами вследствие близости прогнозов кристаллографического и конечноэлементного анализов при построении карт механизмов разрушения вместо понятий мод кристаллографического или некристаллографического разрушения использовали классификацию мод по ориентации средней “плоскости” излома. Рассматривались четыре моды:

Мода 90 / 45	}	кристаллография
Мода 90 / 90		
или напряженно-деформированное состояние;		
Мода 45 / 45	}	кристаллография.
Мода 45 / 90		

Выводы

1. Показано, что разрушение образцов происходит в зависимости от ориентации и режимов испытаний как по кристаллографическим, так и не кристаллографическим направлениям, не связанным с направлениями полос скольжения.
2. Рекристаллизованные зерна не являются источником локального образования микротрещин. Выявлено растрескивание у литейных пор, однако эти микротрещины при термоциклировании не распространяются.
3. Отмечено, что в различных участках поверхности образцов направление полос скольжения разное, имеют место процессы множественного скольжения.
4. Установлено резкое снижение долговечности при увеличении максимальной температуры цикла (при постоянном размахе температур).
5. Наличие концентраторов напряжений приводит к резкому снижению долговечности.
6. Установлено, что после зарождения первых микротрещин во многих случаях наблюдается торможение их роста; разрушение образцов происходит по вновь образовавшимся микротрещинам.
7. Выдержка при максимальной температуре цикла приводит к интенсификации накопления необратимых деформаций и снижению числа циклов до разрушения.
8. По результатам испытаний построены моды разрушения образцов с разной кристаллографической ориентацией, позволяющие обоснованно выбирать параметры критериев разрушения монокристаллического сплава.

Резюме

Досліджено особливості термовтомного руйнування монокристалічного сплаву, що використовується для виготовлення робочих лопаток газотурбінних установок. Визначено залежності циклічної довговічності від крис-

талографічної орієнтації матеріалу, максимальної температури циклу, розмаху температур та концентрації напружень. Досліджено вплив пор і процесів рекристалізації на термовтомні пошкодження.

1. Шалин Р. Е., Светлов И. Л., Качанов Е. Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. – М.: Машиностроение, 1997. – 333 с.
2. Голубовский Е. Р., Светлов И. Л., Хвацкий К. К. Закономерности аксиальной и азимутальной анизотропии прочностных характеристик монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов для лопаток ГТД // Авиаци.-косм. техника и технология. – 2005. – № 10/26. – С. 50 – 54.
3. Голубовский Е. Р., Епишин А. И., Светлов И. Л. Анизотропия характеристик статической и циклической прочности монокристаллов литого никелевого жаропрочного сплава // Вестн. двигателестроения. – 2004. – № 2. – С. 143 – 147.
4. Golubovskiy E., Svetlov I., and Nozhnitsky Yu. Relationship of stress rupture and crystallographic orientation for Ni-base superalloys single crystal. EUCASS // Europ. Conf. for Aerospace Sciences (July 4–7, 2005). – Moscow, Russia (CD).
5. Erickson G. L. and Harris K. DS and SX superalloys for industrial gas turbines // Proc. 5th Conf. on Materials for Advanced Power Engineering (Liege, Belgium). – 1994. – Pt. 2. – P. 1055 – 1074.
6. Li S. X. and Smith D. J. An overview of combined fatigue and creep response of single crystal nickel base superalloys // Proc. 5th Conf. on Materials for Advanced Power Engineering (Liege, Belgium). – 1974. – Pt. 2. – P. 1175 – 1184.
7. Telesman J. and Ghosn L. Fatigue Crack Growth Behavior of a PWA 1484 Single Crystal Superalloy at Elevated Temperatures // ASME Paper 95-GT-452, 1995.
8. Гецов Л. Б. Влияние кристаллографической ориентации на механические свойства жаропрочных сплавов // МТМО. – 1997. – № 3. – С. 13 – 15.
9. Rtishchev V. V. Anisotropic alloys with columnar and single crystal structures used for blades of stationary gas turbine plants // Proc. 5th Conf. on Materials for Advanced Power Engineering (Liege, Belgium). – 1994. – Pt. 2. – P. 1135 – 1144.
10. Rybnikov A. I. and Getsov L. B. New technique and results of thermal fatigue tests of superalloys and coatings // Proc. 6th Int. Congr. on Thermal Stresses (May 2005, Vienna, Austria). – 2005. – 1. – P. 305 – 309.
11. Semenov A. S. PANTOCRATOR – finite-element program specialized on the solution of non-linear problems of solid body mechanics // Proc. 5th Int. Conf. “Scientific and Engineering Problems of Predicting the Reliability and Service Life of Structures and Methods of Their Solution.” – St. Petersburg, 2003. – P. 466 – 480.

12. Бычков Н. Г., Лаврентьева М. А., Феофанова А. П. Установка для термомеханического нагружения образцов // Завод. лаб. – 1991. – № 12. – С. 57 – 58.
13. Гецов Л. Б., Рыбников А. И., Ольшанская Э. Я. Использование методов вакуумной металлографии для оценки работоспособности материалов с защитными покрытиями // Там же. – 1982. – № 7. – С. 53 – 60.

Поступила 25. 10. 2007