

# I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.245.018: 620.193.53

Канд. техн. наук С. В. Гайдук

Национальный технический университет, г. Запорожье

## ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ ТАНТАЛ

*Оценено влияние тантала в сплаве ЗМИ-3У на сопротивление высокотемпературной ползучести, исследована динамика структурных превращений. Приведены результаты сравнительных испытаний на длительную прочность монокристаллических образцов модельных составов, содержащих тантал в исследованном диапазоне легирования, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У без тантала. Оптимизировано содержание тантала в сплаве ЗМИ-3У по лучшим показателям прочностных характеристик.*

**Ключевые слова:** жаропрочные никелевые сплавы, направленная (моно) кристаллизация, термическая обработка, высокотемпературная ползучесть, кривая ползучести, длительная прочность, время до разрушения, структурные превращения.

### Введение

В настоящее время литые анизотропные лопатки широко применяются в авиационном газотурбостроении, где они используются уже в течение 25 лет, причем в последние 15 лет – монокристаллические. По мере совершенствования и удешевления технологического процесса область применения таких лопаток расширилась в стационарном газотурбостроении [1–5].

Повышение мощности и КПД современных энергетических и газоперекачивающих установок возможно лишь за счет повышения начальной температуры газа на входе в турбину. Повышение рабочих температур газотурбинных установок приводит к повышению уровня термических напряжений, поэтому требования к прочностным характеристикам жаропрочных никелевых сплавов постоянно возрастают [4–7]. Для материалов газовых турбин, выдерживающих длительное воздействие высоких температур и напряжений, контролирующими факторами являются сопротивление высокотемпературной ползучести и структурная стабильность. Наибольший интерес представляет получение функциональных зависимостей ползучести от температуры, напряжения и времени [8]. Вместе с тем известно, что большое влияние на прочностные характеристики оказывает основная упрочняющая  $\gamma'$ -фаза, поведение которой при высоких температурах и длительных выдержках в условиях высокотемпературной ползучести определяет работоспособность сплава в целом [4–6, 8].

На каждом новом этапе развития жаропрочных никелевых сплавов повышение их температурной способности за счет повышения сопротивления высокотемпературной ползучести становится все более трудной разрешимой задачей и требует для своей практической реализации значительных финансовых затрат. Использование перспективных легирующих элементов для модернизации известных промышленных марок жаропрочных никелевых сплавов повышает прочностные характеристики, но при этом увеличивает их стоимость. Поэтому промышленное использование таких модернизированных сплавов должно определяться, в первую очередь, экономической целесообразностью [1, 2, 4–8].

### Методика проведения исследований

Основная задача – оценка влияния тантала в сплаве ЗМИ-3У в исследуемом диапазоне легирования на сопротивление высокотемпературной ползучести и динамику структурных превращений с целью оптимизации его содержания для повышения уровня прочностных характеристик.

Для этой цели на базе паспортной шихтовой заготовки сплава ЗМИ-3У отливались монокристаллические образцы модельных составов «1»–«5» с различным содержанием тантала с концентрационным шагом 1 % по массе в диапазоне от 1 до 5 % методом направленной (моно) кристаллизации на установке УВНК-8П в соответствии с серийной технологией, со скоростью перемещения формы  $\bar{V} = 10$  мм/мин в

**Таблица 1** – Химический состав опытных плавок

№ состава	Содержание элементов, % (по массе)											
	C	Cr	Al	Ti	Mo	W	Co	Ta	B	Y	La	Ni
0	0,08	13,3	3,3	4,8	0,8	7,2	5,0	–	0,009	0,03	0,01	Осн.
1	0,07	13,1	3,4	4,7	0,7	6,9	5,1	0,9	0,008	0,03	0,01	Осн.
2	0,07	13,2	3,6	4,6	0,8	7,0	4,9	1,9	0,008	0,03	0,01	Осн.
3	0,08	13,5	3,5	4,6	0,7	6,9	4,8	2,8	0,009	0,03	0,01	Осн.
4	0,06	13,0	3,6	4,4	0,7	7,2	5,0	3,9	0,008	0,03	0,01	Осн.
5	0,07	13,2	3,5	4,5	0,8	7,1	5,1	4,8	0,008	0,03	0,01	Осн.

жидкометаллическом кристаллизаторе (расплав алюминия). Заливка осуществлялась в специальные керамические формы с предварительно установленными внутри стартовыми кристаллами (затравками) из сплава бинарной системы Ni-W.

Химический анализ опытных плавок проводился стандартными методами, согласно требованиям ТУ 14-1689-73 и ОСТ 1.90127-85. Спектральный химический анализ проводился на оптическом эмиссионном приборе ARL-4460 (квантометр одновременно многоканального анализа). Химические составы опытных плавок приведены в таблице 1.

Сплав ЗМИ-3У без тантала (состав «0») соответствовал среднемарочному паспортному составу [9]. Каждый следующий по номеру опытный состав от «1» до «5» содержал тантала на 1 % по массе больше, чем предыдущий.

Литые заготовки монокристаллических образцов опытных составов проходили 100 % контроль макроструктуры путем травления в растворе, содержащем хлорное железо (700–800 г), соляную кислоту (120–150 см<sup>3</sup>) и воду до 1 дм<sup>3</sup>, а также контроль кристаллографической ориентировки (КГО) на установке ДРОН-3М. Контроль кристаллографической ориентации показал, что монокристаллические образцы всех опытных составов имели допустимое отклонение от основного направления [001] на угол не более, чем  $\alpha \leq 10^\circ$ .

На основании результатов, полученных методом дифференциального термического анализа (ДТА), литые заготовки образцов опытных составов термически обрабатывались в вакууме или нейтральной атмосфере, в соответствии с индивидуальными режимами. Первая ступень термической обработки (ТО), высокотемпературная гомогенизация ( $t_{ГОМ}^I$ ), для каждого опытного состава назначалась индивидуально, внутри интервала между температурами эвтектических превращений ( $t_{ЭВТ}$ ) и конца ( $t_{КР. \gamma}$ ) растворения  $\gamma'$ -фазы, по формуле:  $t_{ГОМ}^I = t_{КР. \gamma} + 15^\circ\text{C}$ . Вторая ступень термообработки, низкотемпературная гомогенизация ( $t_{ГОМ}^{II}$ ), всем опытным составам была проведена при одинаковой температуре  $t_{ГОМ}^{II} = 1050^\circ\text{C}$ , с учетом технологической температуры нанесения защитного покрытия [10]. Для сплава ЗМИ-3У (состав «0») термическая обработка проводилась в соответствии с паспортным режимом [9]. В дальнейшем испытания на длительную прочность образцов опытных составов, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У, проводились после термообработки.

Для оценки влияния тантала на сопротивление высокотемпературной ползучести образцы опытных составов, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У без тантала, испытывались в одинаковых условиях при длительном воздействии различных температур и статических напряжений. Сравнительные испытания на длительную прочность проводились на стандартных цилиндрических образцах с рабочей частью (диаметр Ж 5 мм, длина  $l = 25$  мм) в температурном диапазоне 800–1000 °С на машинах АИМА-5-2 и ZTZ 3/3 (ГОСТ 10145-81) путем одноосного растяжения при постоянной нагрузке, с одновременной записью кривых ползучести. Относительное удлинение образцов фиксировалось с помощью механических тензометров. При каждом уровне напряжений испытывалось по 3–5 образцов. По характеру кривых, изменению продолжительности отдельных стадий оценивалось влияние тантала на сопротивление высокотемпературной ползучести образцов опытных составов, по сравнению со сплавом ЗМИ-3У без тантала.

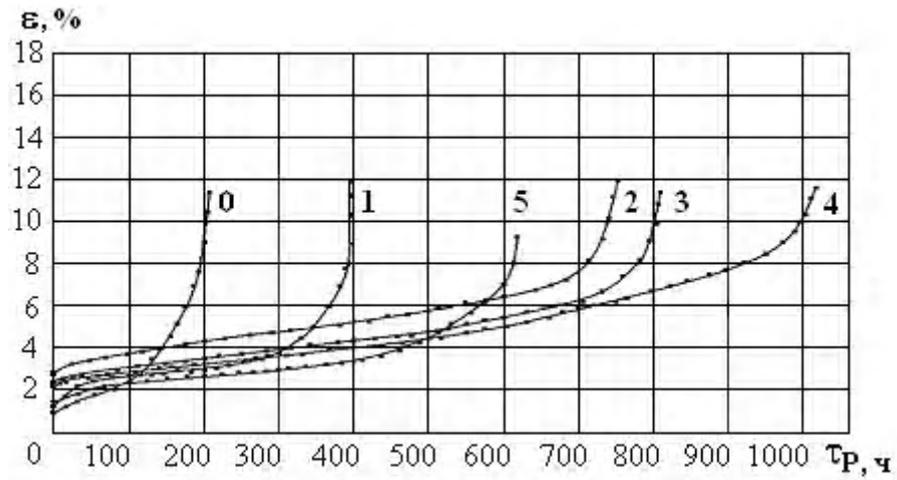
Исследование динамики структурных превращений в образцах опытных составов в условиях высокотемпературной ползучести осуществлялось с помощью метода электронной микроскопии на растровом микроскопе JEOL JSM-6360LA при увеличениях  $\times 2000$ ,  $\times 3000$ ,  $\times 5000$ ,  $\times 10000$ .

#### Результаты исследований и их обсуждение

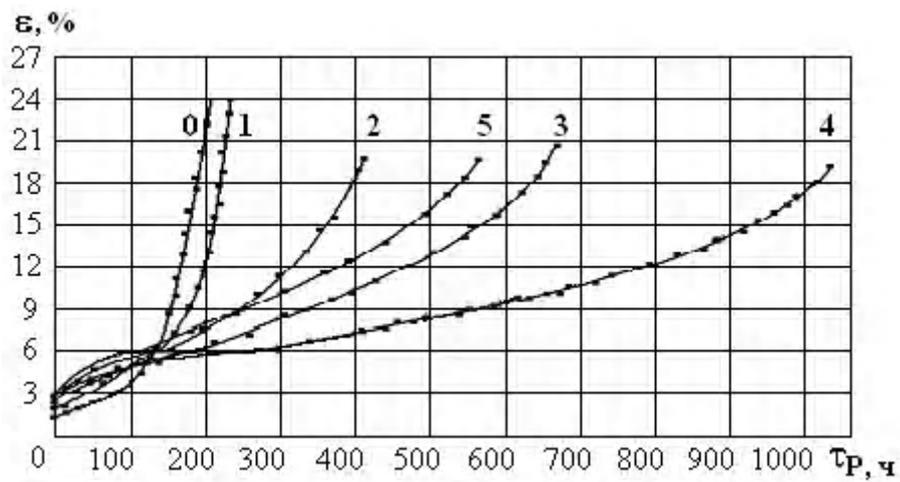
Сравнительная оценка скорости ползучести на разных стадиях, времени до разрушения образцов опытных составов имеет большое значение при определении оптимальной концентрации тантала в сплаве ЗМИ-3У. На рис. 1 представлены кривые ползучести образцов опытных составов «1»–«5» с направленной (моно) [001] структурой, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У без тантала (состав «0»), полученные в процессе испытаний на длительную прочность при температурах  $t = 800$ , 900 и 1000 °С и напряжениях  $\sigma = 450$ , 250 и 120 МПа соответственно.

Анализ результатов показал, что механизм высокотемпературной ползучести на разных стадиях зависит от большого числа факторов и не остается постоянным, что затрудняет его объяснение в рамках известных теоретических зависимостей.

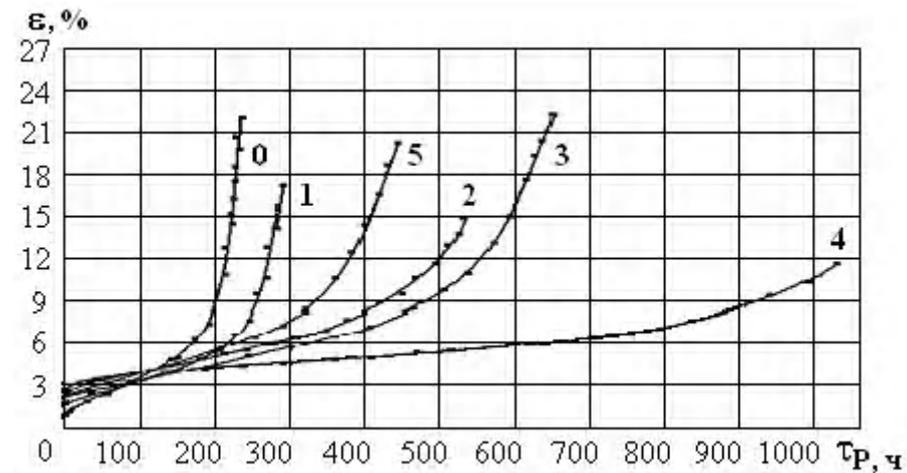
На рис. 1 видно, что образцы сплава ЗМИ-3У с 4,8 % тантала не показывают максимальное время до разрушения, хотя опытный состав «5» обладает самым высоким содержанием тантала, по сравнению с осталь-



а



б



в

Температура испытаний: а –  $t = 800$  °С; б –  $t = 900$  °С; в –  $t = 1000$  °С

**Рис. 1.** Влияние тантала на время до разрушения (моно) образцов [001] опытных составов:

0 – ЗМИ-3У без Та; 1 – ЗМИ-3У + 0,9 % Та; 2 – ЗМИ-3У + 1,9 % Та;  
3 – ЗМИ-3У + 2,8 % Та; 4 – ЗМИ-3У + 3,9 % Та; 5 – ЗМИ-3У + 4,8 % Та

ными опытными составами (см. табл. 1). По всей видимости, это связано с тем, что в структуре состава «5» увеличилась структурная неоднородность за счет выделения после кристаллизации большего количества неравновесной эвтектики (перитектики)  $\gamma + \gamma'$ , а также избыточных фаз, обогащенных танталом, типа  $Ni_8Ta$ ,  $Ni_3Ta$  [11, 12]. Это обуславливает большую разноразмерность выделившихся частиц  $\gamma'$ - фазы и изменение соотношения их объемных долей в микроструктуре после термообработки. При этом участки, расположенные рядом с эвтектикой  $\gamma + \gamma'$ , обеднены танталом, что повышает диффузионную проницаемость в данных областях, приводя к увеличению темпов разупрочнения и снижению длительной прочности.

Вместе с тем, снижение времени до разрушения образцов состава ЗМИ-3У с 4,8 % тантала, по сравнению с опытными составами, содержащими 1,9 %, 2,8 %, 3,9 % тантала, связано и с границей эвтектика – матрица, которая также обладает повышенной диффузионной проницаемостью, по сравнению с основной матрицей сплава.

На первой стадии ползучести основное влияние оказывает диффузионная ползучесть. На этом этапе ползучести изменение плотности частично можно связать с увеличением плотности дислокаций. Вторая стадия ползучести контролируется переползанием дислокаций при равновесной концентрации вакансий. На второй стадии установившейся ползучести плотность дислокаций находится на постоянном уровне. По всей видимости, на этом этапе происходит неравномерное распределение плотности дислокаций в структуре. При этом более высокая плотность дислокаций образуется на субграницах. Третья стадия ползучести контролируется переползанием дислокаций в условиях, когда концентрация вакансий превышает равновесное значение. Для практических целей наиболее важной является вторая стадия установившейся ползучести.

Сравнительный анализ кривых ползучести (см. рис. 1) показал, что при содержании в сплаве ЗМИ-3У 4,8 % тантала (состав «5») инкубационный период I-й стадии ползучести уменьшается в 3–4 раза, по сравнению с образцами сплава ЗМИ-3У без тантала (со-

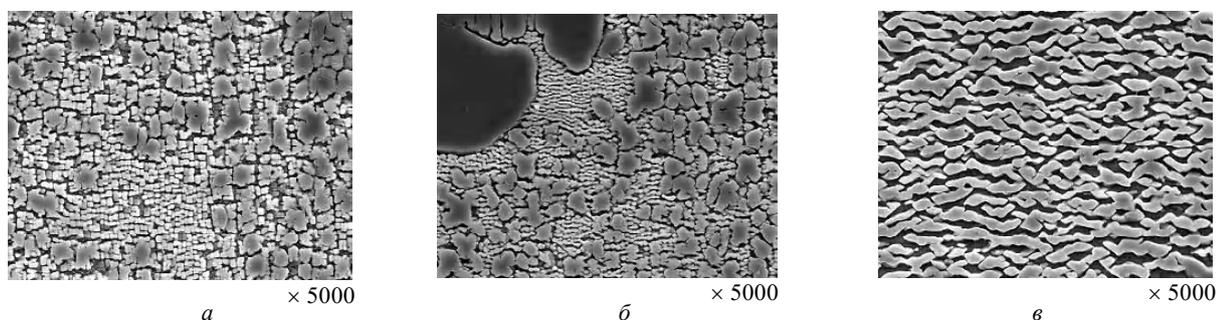
став «0»). Действие повышенного деформационного упрочнения в структуре образцов состава «5» на I-й стадии ползучести, вероятно, обусловлено появлением более высокой концентрации напряжений, за счет увеличения структурной неоднородности, что впоследствии является причиной снижения времени до разрушения образцов, по сравнению с опытными составами с 1,9 %, 2,8 %, 3,9 % тантала. Установлено, что максимальный инкубационный период I-й стадии ползучести наблюдается у образцов сплава ЗМИ-3У без тантала при всех температурах испытаний.

Это в дальнейшем приводит к снижению времени до разрушения образцов за счет увеличения скорости ползучести на II-й и III-й стадиях, по сравнению со всеми опытными составами, содержащими тантал (см. рис. 1).

Сравнительный анализ кривых ползучести показал, что время до разрушения образцов состава ЗМИ-3У с 3,9 % тантала увеличивается в среднем в 5 раз, по сравнению с образцами сплава ЗМИ-3У без тантала. Это является следствием сочетания двух факторов: снижением скорости ползучести на II-й установившейся стадии (увеличение времени ее продолжительности в 5–6 раз), и заметным расширением III-й стадии ползучести, за счет увеличения времени ее продолжительности в 2–3 раза.

По сравнению с образцами сплава ЗМИ-3У без тантала, длительная пластичность образцов состава ЗМИ-3У с 3,9 % тантала снижается на 5–6 %. При этом следует отметить, что все составы, содержащие тантал, обладают достаточно высоким запасом пластичности за счет того, что выделения неравновесных фаз в междендритных объемах находятся в окружении сравнительно мягкой монокристаллической матрицы.

Анализ микроструктуры образцов состава ЗМИ-3У с 3,9 % тантала, показавших максимальное время до разрушения после 100-часовых испытаний на длительную прочность при температурах  $t = 800, 900, 1000$  °C и напряжениях  $\sigma = 600, 450, 180$  МПа, показал, что в условиях высокотемпературной ползучести частицы  $\gamma'$ - фазы, срастаясь в пластины, приобретают вытянутую форму в виде рафт-структуры, ориентированной перпендикулярно оси приложенного напряжения (рис. 2).



**Рис. 2.** Микроструктура монокристаллических образцов сплава ЗМИ-3У с оптимальным содержанием 3,9 % тантала (состав «4») после испытаний на 100-часовую длительную прочность:

$$a - t = 800 \text{ } ^\circ\text{C}, \sigma = 600 \text{ МПа}; \quad b - t = 900 \text{ } ^\circ\text{C}, \sigma = 250 \text{ МПа}; \quad c - t = 1000 \text{ } ^\circ\text{C}, \sigma = 180 \text{ МПа}$$

Кинетика формирования структуры в условиях высокотемпературной ползучести зависит от температуры испытания и величины приложенного напряжения. Как правило, дисперсные частицы  $\gamma'$ - фазы способны тормозить дислокации и препятствовать развитию ползучести. При этом частицы  $\gamma'$ - фазы коагулируют и коалесцируют, вытягиваясь в направлении, перпендикулярном растягивающим напряжениям.

На рис. 2 видно, что механизм ползучести при разных температурах испытаний и напряжениях не остается неизменным. Так, после выдержки монокристаллических образцов опытного состава «4» в условиях ползучести при температуре  $t = 800$  °С и напряжении  $\sigma = 600$  МПа, рафт-структура практически не формируется. В основном, в структуре происходит коагуляция более крупных частиц  $\gamma'$ - фазы, не растворившихся после второй ступени гомогенизации. Частицы приобретают неправильную форму, без ориентации по отношению к приложенной нагрузке (рис. 2, а). Однако наблюдаются незначительные участки направленного срастания (коалесценции) мелкодисперсных частиц  $\gamma'$ - фазы, ориентированных перпендикулярно действующим напряжениям.

После выдержки образцов состава «4» в условиях ползучести при температуре  $t = 900$  °С и напряжении  $\sigma = 250$  МПа анализ структуры показал, что частичное формирование рафт-структуры происходит в большем объеме преимущественно в зонах, окружающих выделение эвтектики (перитектики)  $\gamma + \gamma'$ , за счет анизотропного срастания мелкодисперсных частиц  $\gamma'$ - фазы перпендикулярно растягивающим напряжениям. При этом наблюдается коагуляция более крупных частиц  $\gamma'$ - фазы, не растворившихся после второй ступени гомогенизации, которые приобретают неправильную форму, без ориентировки по отношению к действующей нагрузке (рис. 2, б).

После выдержки образцов состава «4» в условиях ползучести при температуре  $t = 1000$  °С и напряжении  $\sigma = 180$  МПа анализ микроструктуры показал, что морфология частиц  $\gamma'$ - фазы полностью изменяется. Вместо кубическо-сферической морфологии, частицы приобретают вытянутую форму в направлении, перпендикулярном к действию растягивающих напряжений. Происходит полное формирование рафт-структуры – анизотропная коагуляция и коалесценция частиц  $\gamma'$ - фазы и потеря ими правильной геометрической формы (см. рис. 2, в).

Установлено, что в монокристаллических образцах сплава ЗМИ-3У без тантала рафт-структура, в основном, формируется на I-й стадии неустановившейся ползучести в течение нескольких десятков часов, за счет существенного изменения растворимости частиц  $\gamma'$ - фазы и значительного ускорения диффузионных процессов, по сравнению с опытными составами «1»–«5», содержащими тантал. В то же время в образцах опытных составов, содержащих тантал, оставшаяся в большем количестве часть  $\gamma'$ - фазы деградирует пре-

имущественно на II-й стадии установившейся ползучести. Начиная с середины II-й стадии ползучести, деградация  $\gamma'$ - фазы в структуре образцов достигает ~ 60 %.

При температуре испытания  $t = 800$  °С и напряжении  $\sigma = 600$  МПа преобладает механизм перерезания и огибания частиц дислокациями, и, по всей видимости, скорость ползучести зависит как от размера частиц  $\gamma'$ - фазы, так и от расстояния между ними. При этом длительная прочность обеспечивается преимущественно мелкодисперсными частицами  $\gamma'$ - фазы, которые выделяются из пересыщенного  $\gamma$ - твердого раствора после второй ступени термообработки, низкотемпературной гомогенизации (см. рис. 2, а).

При температуре испытания  $t = 900$  °С и напряжении  $\sigma = 250$  МПа длительная прочность, в большей степени, обеспечивается оптимальным размером частиц  $\gamma'$ - фазы, которая, в основном, формируются после первой ступени термообработки, высокотемпературной гомогенизации (см. рис. 2, б).

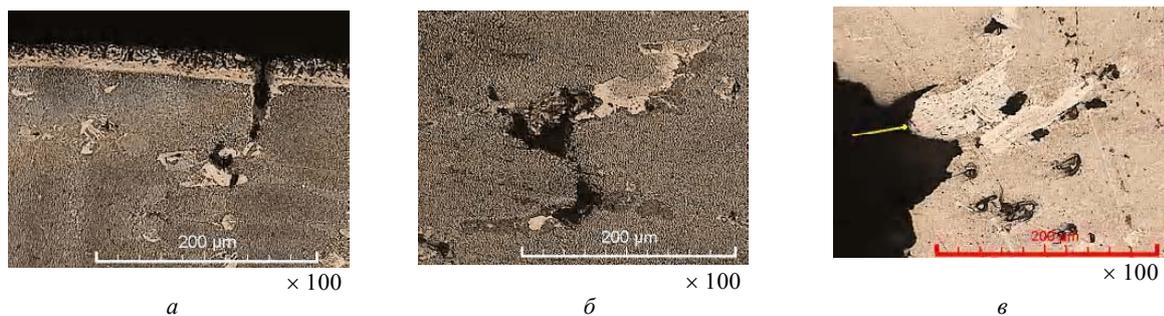
При температуре испытания  $t = 1000$  °С и напряжении  $\sigma = 180$  МПа, когда преобладает механизм переползания дислокаций, определяющий скорость ползучести монокристаллических образцов, длительная прочность, в большей степени, обеспечивается крупными частицами  $\gamma'$ - фазы, которые формируются после двухступенчатой гомогенизации (см. рис. 2, в).

Исследование механизма высокотемпературного разрушения при растяжении монокристаллических образцов опытного состава «4», обладающего лучшими прочностными характеристиками, показало, что крупные эвтектические выделения  $\gamma + \gamma'$ , окруженные слабо упрочненными областями, служат основными центрами зарождения и роста трещин (рис. 3).

Металлографический анализ показал, что микротрещины развиваются как с поверхности, преимущественно по межфазной границе карбид-матрица (рис. 3, а), так и внутри объема, по границе матрица-эвтектика  $\gamma + \gamma'$ , а также могут начинаться с микропор, образовавшихся после ТО на месте растворившейся эвтектики (перитектики)  $\gamma + \gamma'$  (рис. 3, б).

Установлено, что образованию микропор предшествует формирование тонкой нетравящейся светлой зоны как вокруг карбидов, так и по границам эвтектики  $\gamma + \gamma'$ , вследствие локального перераспределения в этих местах легирующих элементов. В процессе высокотемпературной ползучести плотность сплава уменьшается прямо пропорционально деформации. Одной из причин уменьшения плотности является образование и постепенное накопление пор. Так как поры являются эффективным стоком вакансий вдоль карбидных частиц и выделений эвтектики  $\gamma + \gamma'$ , то на этой стадии в структуре образуются цепочки пор, которые впоследствии объединяются в магистральную трещину.

Анализ микроструктуры излома (рис. 3, в) показал, что процесс разрушения монокристаллических образ-



**Рис. 3.** Кинетика развития микротрещин в монокристаллических образцах сплава ЗМИ-3У с 3,9 % тантала (состав «4») в процессе испытаний на длительную прочность:

*а* – поверхностная трещина по границе матрица-карбид; *б* – внутренняя трещина по границе матрица-эвтектика  $\gamma + \gamma'$ ; *в* – типичная микроструктура излома

цов начинается с образования микротрещин в местах слияния пор в светлых, нетравящихся областях, по границам эвтектики  $\gamma + \gamma'$  и цепочкам карбидных частиц, ориентированных перпендикулярно к действующей нагрузке. В связи с тем, что карбидная фаза сосредоточена в междендритных пространствах, именно у карбидных частиц возникают первые нарушения сплошности в процессе деформации.

С увеличением степени деформации микротрещины развиваются, соединяясь друг с другом в междендритных пространствах. Формирование подобной структуры приводит к охрупчиванию и разрушению материала. При этом излом имеет межфазный характер, на поверхности которого наблюдаются фасетки скола квадратной и прямоугольной формы.

Микротрещины развиваются в плоскостях, перпендикулярных осям дендритов I-го порядка, параллельно осям дендритов II-го порядка. Происходит подрастание этих микротрещин и торможение их у дендритов I-го порядка. В результате этого происходит ослабление рабочего сечения и перераспределение нагрузки между дендритами I-го порядка и междендритной областью. В итоге, возникают зоны резкой концентрации напряжений в осях дендритов I-го порядка у вершины заторможенной трещины. Вследствие этого происходит надрыв дендрита, и трещина прорастает через ось дендрита I-го порядка. Вероятно, данный процесс может идти последовательно или параллельно в зависимости от уровня приложенного напряжения через все оси I-го порядка одного сечения рабочей части образца. При этом эвтектические выделения, располагаясь в межосных пространствах, как бы залечивают эти области, по которым происходит разрушение в условиях высокотемпературной ползучести.

#### Перечень ссылок

1. Каблов Е. Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932 – 2007. Юбилейный научно-технический сборник; под общ. ред. акад. РАН Е. Н. Каблова. – М.: ВИАМ, 2007. – 438 с.

2. Каблов Е. Н. Перспективы применения литейных жаропрочных сплавов для производства турбинных лопаток ГТД / Е. Н. Каблов, С. Т. Кишкин // Газотурбинные технологии. – 2002. – Январь–февраль. – С. 34–37.
3. Рабочие лопатки турбин высокого давления современных двигателей гражданской авиации / [А. Г. Братухин, Д. А. Огородников, Б. Е. Карасев и др.] // Авиационное двигателестроение. – 1994. – № 1. – С. 1–27.
4. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Каблов Е. Н. – М.: МИСИС, 2001. – 632 с.
5. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / [Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др.]. – М.: Машиностроение, 1997. – 336 с.
6. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / [Б. Е. Пагон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др.]. – К.: Наук. думка, 1987. – 256 с.
7. Симс Ч. Т. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Симс Ч. Т., Столофф Н. С., Хагель У. К.; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – Кн. 1, 2. – 384 с.
8. Каблов Е. Н. Жаропрочность никелевых сплавов / Е. Н. Каблов, Е. Р. Голубовский. – М.: Машиностроение, 1998. – 464 с.
9. Паспорт на жаропрочный коррозионноустойчивый никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ) / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, А. Г. Андриенко и др.: утв. проректор по научной работе Н. С. Гамов. – Запорожье, 1995. – 30 с.
10. Беликов С. Б. О влиянии тантала на характеристические точки жаропрочных никелевых сплавов / С. Б. Беликов, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 3. – С. 99–102.
11. Гайдук С. В. Особенности влияния тантала на структуру и свойства никелевых сплавов / С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2004. – № 1. – С. 16–19.
12. Исследование структуры и свойств монокристаллов жаропрочного никелевого сплава с переменной концентрацией тантала до и после длительного теплового воздействия / [С. В. Гайдук, В. В. Кононов, Л. К. Дорошенко и др.] // Вестник двигателестроения. – 2005. – № 3. – С. 150–154.

Одержано 27.01.2010

S. V. Gayduk

## INVESTIGATION OF STRUCTURE TRANSFORMATIONS DYNAMICS INFLUENCE ON HIGH-TEMPERATURE CREEP STRENGTH OF NICKEL-BASE TANTALUM CONTAINING SUPERALLOYS

Оцінено вплив танталу в сплаві ЗМІ-3У на опір до високотемпературної повзучості, досліджена динаміка структурних перетворень. Наведені результати порівняльних випробувань на довготривалу міцність монокристалічних зразків модельних складів, що містять тантал у дослідженому діапазоні легування, порівняно зі сплавом ЗМІ-3У без танталу. Оптимізовано вміст танталу в сплаві ЗМІ-3У за кращими показниками характеристик міцності.

**Ключові слова:** жароміцні нікелеві сплави, спрямована (моно) кристалізація, термічна обробка, високотемпературна повзучість, крива повзучості, довготривала міцність, час до руйнування, структурні перетворення.

The tantalum influence on high-temperature creep strength has been evaluated for superalloy ЗМІ-3У. The structure transformation dynamics has been investigated. The comparative test results of long-term strength of the experimental chemical compositions monocrystalline specimens containing tantalum within the investigated range of alloying in comparison with tantalum free superalloy ЗМІ-3У have been represented. The tantalum content has been optimized for superalloy ЗМІ-3У considering the best strength characteristics.

**Key words:** nickel-base superalloys, directional (mono) crystallization, heat treatment, high-temperature creepage, creep curve, long-term strength, time to rupture, structure transformations.

УДК 669.541

Канд. техн. наук А. В. Мазур

Технологический университет, г. Хельсинки, Финляндия

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ Al-21,5 % Si СПЛАВА

При рентгенофазовом *in-situ* исследовании двойного Al – 21,5 масс. % Si сплава в полужидком состоянии после охлаждения от 830 до 610 °C и длительной изотермической выдержке при 610 °C обнаружены рефлексы от  $\alpha$ -Al и  $\beta$ -Si кристаллических фаз, рассеянное отражение от жидкой фазы и интерференции от неизвестной кристаллической фазы, которая идентифицирована как метастабильная тетрагональная  $L2_a$  фаза. В сплаве, нагретом до 610 °C из области твердого состояния,  $L2_a$  фаза не обнаружена.

**Ключевые слова:** термовременная обработка, расплав, фазовый состав,  $L2_a$  фаза, кластер.

### Введение

Литейные сплавы на базе системы Al-Si в машиностроении имеют важное значение и занимают большой сегмент рынка продукции. Однако процессы формирования их структуры на ранних этапах кристаллизации не нашли однозначной трактовки вплоть до настоящего времени. Данные о присутствии метастабильных фаз в двойных силуминах и о микрогетерогенном состоянии расплавов периодически публиковались в мировой прессе и ранее [1–5], однако однозначного подтверждения или опровержения эти результаты не получили. В этой работе фазовый со-

став двойного заэвтектического силумина был исследован методом рентгенофазового анализа *in-situ* в полужидком состоянии.

### Методика эксперимента

Двойной сплав Al-21,5 Si приготовили с использованием монокристаллического кремния (99,99 %) и высокочистого алюминия (99,95 %) в печи сопротивления с контролируемой гелиевой атмосферой при  $1037 \pm 5$  °C в алундовом тигле.

Рентгенофазовый анализ проводили на  $\Theta$ - $\Theta$  дифрактометре с  $Mo K_{\alpha}$  излучением с длиной волны