

# Long-term strength and creep resistance of a polycrystalline Re-containing nickel-based superalloy

Sh. Kh. Mukhtarov<sup>†</sup>, V. M. Imaev, R. V. Shakhov, A. A. Ganeev

<sup>†</sup>shamilm@imsp.ru

Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS, Ufa, 450001, Russia

The work was devoted to the study of the long-term strength and creep resistance of the recently developed heat resistant nickel-based superalloy SDZhS-15 intended for manufacturing of discs for gas turbine engines. The as-cast alloy was subjected to homogenization heat treatment, hot forging at subsolvus temperatures with intermediate annealing, solution treatment at various temperatures and aging or only to aging. A predominantly fine-grained structure was obtained in the workpieces after forging. It was revealed that solution treatment at  $T > T_s - 50$ , where  $T_s$  is the solvus temperature of the  $\gamma'$ -phase, led to a decrease in the volume fraction of the primary  $\gamma'$ -phase and an increase in the volume fraction of the  $\gamma'$  precipitates together with a significant growth of  $\gamma$  grains (up to  $d > 50 \mu\text{m}$ ). Solution treatment at  $T = T_s - 50$  allowed maintaining a relatively fine-grained structure ( $d_\gamma = 10 - 20 \mu\text{m}$ ) and ensured the precipitation of the secondary  $\gamma'$ -phase with a size of about  $0.1 \mu\text{m}$  upon cooling in air. Three microstructure conditions were obtained, for which long-term strength and creep resistance tests were performed in the range of temperatures  $650 - 850^\circ\text{C}$  and stresses  $400 - 1200 \text{ MPa}$ . The highest values of the long-term strength were achieved for a relatively fine-grained condition obtained after solution treatment at  $T_s - 50$  and aging. To evaluate the service life of the superalloy, the methodology based on the calculation of the Larson-Miller parameter was used. It was shown that the long-term strength (creep resistance) of the SDZhS-15 alloy in the optimal condition was higher as compared to the industrial disc nickel-based superalloys EP741NP and Udimet 720. Microstructure examination of the creep tested samples did not result in significant microstructure changes and especially in the formation of topologically close-packed phases. After creep tests, microcracks were observed along the grain/interphase boundaries, which apparently resulted from the development of boundary diffusion and sliding.

**Keywords:** nickel base superalloy, solid solution treatment, microstructure, long-term strength, creep resistance.

УДК: 669.245, 621.7.043

## Длительная прочность и сопротивление ползучести поликристаллического Re-содержащего никелевого сплава

Мухтаров Ш. Х.<sup>†</sup>, Имаев В. М., Шахов Р. В., Ганеев А. А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, 450001, Россия

Работа посвящена исследованию длительной прочности и сопротивления ползучести недавно разработанного жаропрочного никелевого сплава СДЖС-15, предназначенного для изготовления дисков газотурбинных двигателей. Сплав в литом состоянии был подвергнут гомогенизационной термической обработке, деформационно-термической обработке при температуре ниже температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы с промежуточными отжигами, обработке на твердый раствор при различных температурах и старению или только старению. После деформационно-термической обработки в заготовках была получена преимущественно мелкозернистая структура. Обнаружено, что обработка на твердый раствор при  $T > T_s - 50$ , где  $T_s$  — температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы, приводит к уменьшению объемной доли первичной  $\gamma'$ -фазы и увеличению объемной доли дисперсной  $\gamma'$ -фазы при значительном росте  $\gamma$ -зерен (до  $d > 50 \text{ мкм}$ ). Температура обработки на твердый раствор  $T = T_s - 50$  позволяет сохранить относительно мелкозернистую структуру ( $d_\gamma = 10 - 20 \text{ мкм}$ ) и обеспечивает выделение вторичной  $\gamma'$ -фазы размером около  $0.1 \text{ мкм}$  при охлаждении на воздухе. Были получены 3 состояния сплава, для которых были выполнены испытания на длительную прочность и сопротивление ползучести в диапазоне температур  $650 - 850^\circ\text{C}$  и напряжений  $400 - 1200 \text{ МПа}$ . Наибольшие значения длительной прочности были достигнуты

для относительно мелкозернистого состояния сплава, полученного после обработки на твердый раствор при  $T_s$ –50 и старения. Для оценки срока службы сплава использовали методологию, основанную на расчете параметра Ларсона-Миллера. Показано, что по длительной прочности (сопротивлению ползучести) сплав СДЖС-15 в оптимальном состоянии превосходит промышленные дисковые никелевые сплавы ЭП741НП и Udimet 720. Микроструктурные исследования разрушенных образцов показали, что длительная выдержка образцов под напряжением не приводит к значительным изменениям микроструктуры и, в частности, к образованию топологически плотноупакованных фаз. После испытаний на длительную прочность вдоль межзеренных/межфазных границ наблюдались микротрещины, образовавшиеся, по-видимому, в результате развития диффузии и проскальзывания по границам.

**Ключевые слова:** жаропрочный никелевый сплав, обработка на твердый раствор, микроструктура, длительная прочность, сопротивление ползучести.

## 1. Введение

Изготовление дисков для газотурбинных двигателей (ГТД) [1], как правило, предполагает деформационный передел, в процессе которого важно обеспечить не только требуемую форму заготовки, но и однородную проработку структуры с формированием рекристаллизованной мелкозернистой структуры, которая является ключом к получению регламентированных микроструктурных состояний в дисках из жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС).

Одним из недавно разработанных дисковых ЖНС является сплав СДЖС-15. Для этого сплава ранее были разработаны условия гомогенизационной обработки и дробной деформационно-термической обработке (ДТО) в  $(\gamma+\gamma')$ -области с промежуточными отжигами, которые позволили получить поковки с преимущественно рекристаллизованной мелкозернистой структурой [2, 3]. Сплав даже в деформированном мелкозернистом состоянии (после старения) показал повышенные механические свойства в сравнении с известными дисковыми ЖНС [2]. Тем не менее, чтобы получить сбалансированные механические свойства, в частности, более высокую длительную прочность и сопротивление ползучести, мелкозернистый сплав СДЖС-15 должен быть подвергнут обработке на твердый раствор и старению для получения высокой объемной доли дисперсных выделений  $\gamma'$ -фазы [4–6]. При этом следует избегать значительного роста  $\gamma$ -зерен. По данным работ [7–9], сохранение мелкозернистой структуры ( $d_\gamma=10–20$  мкм) особенно важно для ступичной части дисков ГТД, от которой в процессе эксплуатации требуются одновременно высокая прочность, ударная вязкость, пластичность, сопротивление усталостному разрушению и термоциклическим нагрузкам [4, 5, 10].

В настоящей работе изучалось влияние температуры обработки на твердый раствор с последующим старением на микроструктуру и длительную прочность (сопротивление ползучести) сплава СДЖС-15, подвергнутого ДТО. Длительную прочность и сопротивление ползучести сплава оценивали в различных микроструктурных состояниях.

## 2. Материал и методики эксперимента

Объектом исследования является поликристаллический дисковый ЖНС СДЖС-15 состава Ni-28(Cr, Co)-12.5(Al, Ti, Nb, Ta)-9(Mo, W, Re)-0.17(C, La, Y, Ce, B) (вес.%), изготовленный с помощью вакуумного индукционного

переплава. Температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы сплава составила  $T_s=1220\pm 5^\circ\text{C}$  [2]. Для сплава были разработаны режимы гомогенизационного отжига, ДТО, обработки на твердый раствор и старения [2, 3]. Эти режимы были использованы для получения модельных заготовок размером  $\varnothing 100\times 15$  мм и структурой, различающейся по размеру  $\gamma$ -зерен и объемной доле первичной  $\gamma'$ -фазы.

Термическая обработка после ДТО включала в себя либо обработку на твердый раствор при 1170 и 1200 $^\circ\text{C}$  с последующим охлаждением на воздухе и двухстадийным старением при температурах 860 и 750 $^\circ\text{C}$  (состояния 2 и 3, соответственно), либо только старение (состояние 1).

Микроструктурные исследования были проведены на сканирующем электронном микроскопе Mira-3 Tescan (SEM) в режиме вторичных (SE) и обратно-рассеянных электронов (BSE). Анализ дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD-анализ) был выполнен с шагом сканирования 0.5 мкм.

Для полученных состояний сплава были выполнены испытания на длительную прочность (сопротивление ползучести) в диапазоне температур 650–850 $^\circ\text{C}$  и нагрузок 350–1200 МПа. Для этого из термически обработанных заготовок были изготовлены плоские образцы с размерами рабочей части 17 $\times$ 3 $\times$ 3 мм<sup>3</sup>. Образцы перед испытаниями механически шлифовали. Испытания проводили на испытательной машине ATS 2330. Зависимости Ларсона-Миллера (LMP) для прогнозирования продолжительности испытания образцов сплава до разрушения рассчитывали по формуле [11–13]:  $LMP = T \times [\log t_{\text{раз}} + 20]$ , где  $T$  — абсолютная температура испытания на длительную прочность,  $t_{\text{раз}}$  — время до разрушения образца [9, 10]. Механические испытания проводили на воздухе.

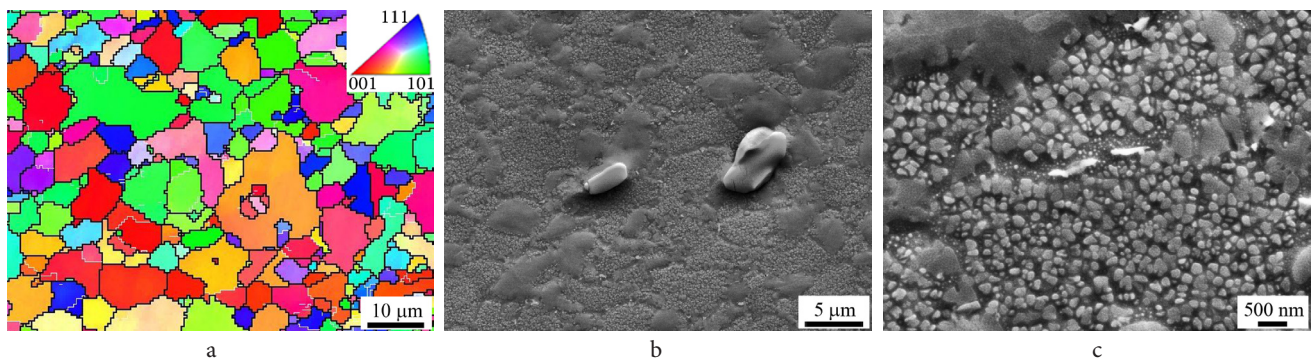
## 3. Результаты и обсуждение

### 3.1. Микроструктура сплава после ДТО и термической обработки

На Рис. 1 показана микроструктура центральной части заготовки сплава после ДТО и старения (состояние 1). По EBSD-карте видно, что микроструктура в основном рекристаллизованная, мелкозернистая. Средний размер рекристаллизованных  $\gamma$ -зерен составил  $d_\gamma=12\pm 1.2$  мкм. В структуре также наблюдались отдельные крупные  $\gamma$ -зерна размером 30–100 мкм. Доля высокоугловых

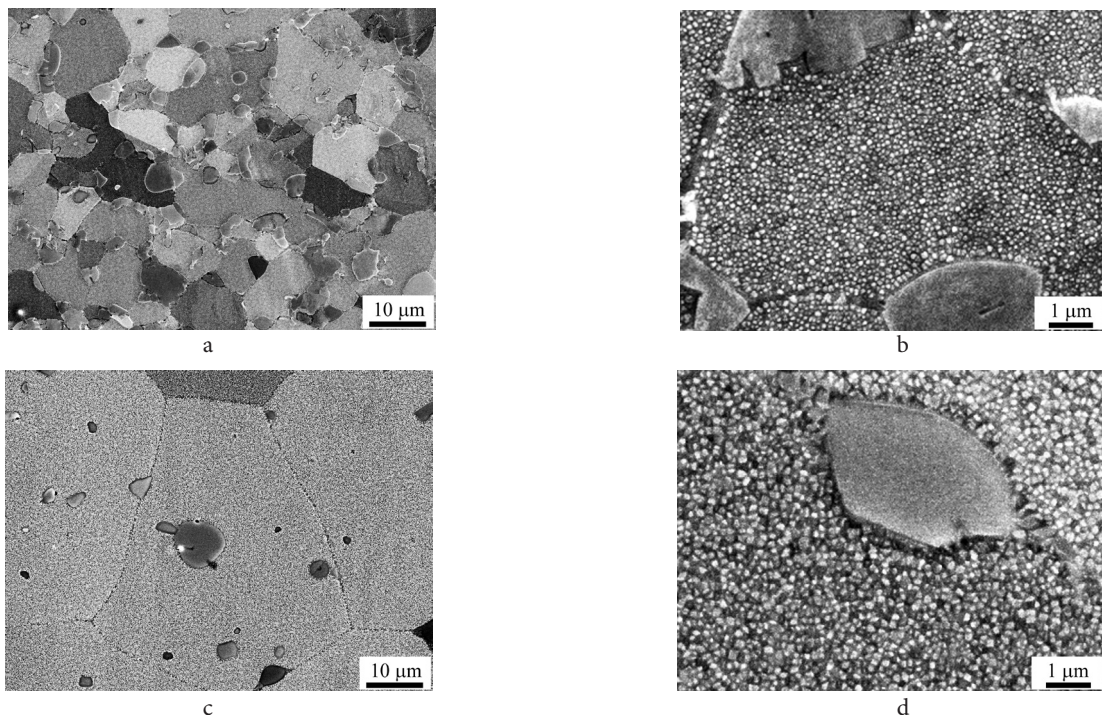
границ составила 80%, малоугловые границы наблюдались только в крупных  $\gamma$ -зернах (Рис. 1а). Первичные выделения  $\gamma'$ -фазы, не растворившиеся при ДТО, имели размер 2–10 мкм, занимали около 15 об.% и располагались в основном по границам  $\gamma$ -зерен (Рис. 1б). Вторичные и третичные выделения  $\gamma'$ -фазы размером  $d_{\gamma'} = 0.15 \pm 0.02$  мкм и  $d_{\gamma'} = 0.05 \pm 0.01$  мкм, соответственно, образовались при охлаждении на воздухе от температуры деформационной обработки и при старении (Рис. 1с). Третичные выделения  $\gamma'$ -фазы наблюдались по границам  $\gamma$ -зерен, их объемная доля не превышала 1.5%. В микроструктуре присутствовали карбиды (светлая фаза) сферической и пластинчатой формы сложного состава ( $\text{Me}_x\text{C}_y$ ) размером 2–10 мкм. Их объемная доля составила около 2%.

Как известно [1,14] при обработке на твердый раствор может развиваться статическая рекристаллизация, которая приводит к нежелательному росту  $\gamma$ -зерен. В состоянии 2 объемная доля первичной  $\gamma'$ -фазы составила 10–15%, средний размер  $\gamma$ -зерен существенно не изменился по сравнению с состоянием 1 и составил  $d_{\gamma} = 16 \pm 1.5$  мкм (Рис. 2а,б). Повышение температуры обработки на твердый раствор до 1200°C привело к росту  $\gamma$ -зерен за счет растворения  $\gamma'$ -фазы, которая ограничивала рост  $\gamma$ -зерен, а также развитию статической рекристаллизации. В состоянии 3 объемная доля первичной  $\gamma'$ -фазы уменьшилась до 4.5%, а средний размер  $\gamma$ -зерен увеличился до  $d_{\gamma} = 60 \pm 5$  мкм (Рис. 2с). Средний размер вторичных выделений  $\gamma'$ -фазы в состояниях 2 и 3 составил  $d_{\gamma'} = 0.13 \pm 0.01$  и  $0.12 \pm 0.01$  мкм, соответственно



**Рис. 1.** (Color online) Микроструктура сплава после ДТО и старения (состояние 1): EBSD-карта в нормальном направлении (обратная полюсная фигура), ось штамповки вертикальна, высокоугловые и малоугловые межзеренные/межфазные границы обозначены черными и белыми линиями, соответственно (а); SE изображения, показывающие первичную, вторичную, третичную  $\gamma'$ -фазу и белые карбидные частицы (б, с).

**Fig. 1.** (Color online) The microstructural images of the superalloy after hot forging and ageing (condition 1): normal-direction EBSD (inverse-pole-figure) map, the forging axis is vertical, high- and low-angle grain/interphase boundaries are indicated by black and white lines, respectively (a); SE images illustrating the primary, secondary, tertiary  $\gamma'$  phase and white carbide particles (b, c).



**Рис. 2.** Микроструктура (BSE) сплава СДЖС-15: состояние 2 (а, б), состояние 3 (с, д).

**Fig. 2.** The microstructural images of the superalloy SDZhS-15: condition 2 (a, b), condition 3 (c, d).



(Рис. 2b,d). Третичные выделения  $\gamma'$ -фазы размером менее 0.1 мкм в состояниях 2 и 3 иногда наблюдались по границам  $\gamma$ -зерен, их объемная доля не превышала 1%. После первой стадии старения при температуре 860°C во всех исследованных состояниях наблюдалось выделение незначительной объемной доли дисперсных выделений карбидов вдоль межзеренных и межфазных границ (Рис. 1b,c, Рис. 2). Таким образом, обработка на твердый раствор при 1170°C (состояние 2) позволила сохранить относительно мелкий размер  $\gamma$ -зерен [7–9], при этом средний размер вторичной  $\gamma'$ -фазы составил  $d_{\gamma'} = 0.13 \pm 0.01$  мкм. Полученные микроструктурные параметры являются хорошей предпосылкой для достижения улучшенных механических свойств.

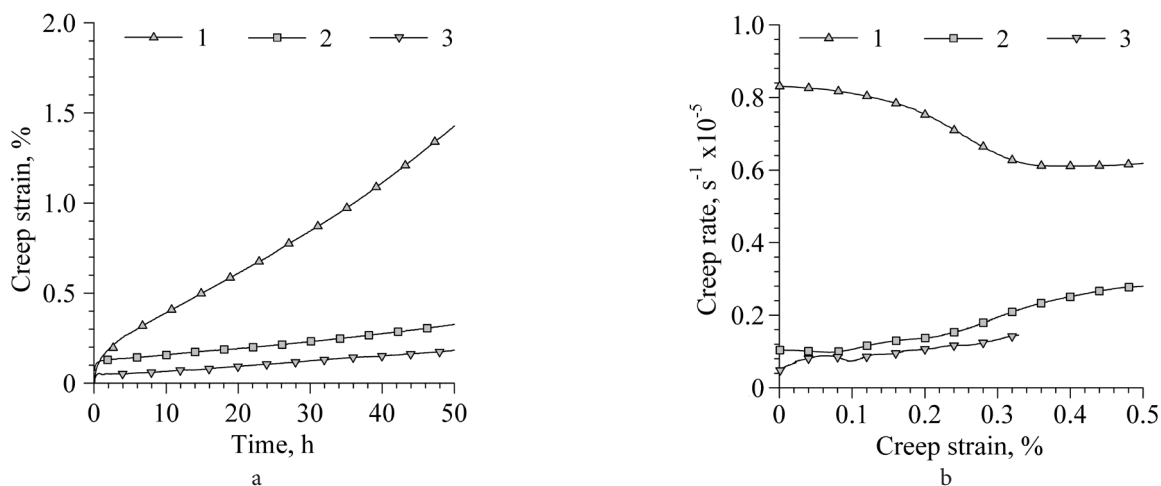
### 3.2. Длительная прочность и сопротивление ползучести сплава

Из Рис. 3 видно, что сопротивление ползучести значительно увеличивается при переходе от состояния 1 к состоянию 2 и 3. В исследуемых состояниях сплава первая стадия ползучести была довольно слабо выраженной и только в состоянии 1 она сопровождалась некоторым снижением скорости ползучести. В состояниях 2 и 3 на первой стадии ползучести наблюдались незначительные осцилляции скорости ползучести (Рис. 3b). Вторая стадия ползучести для всех исследуемых состояний сопровождалась некоторыми колебаниями скорости ползучести с незначительным ее увеличением (состояния 2 и 3) или примерно постоянной скоростью ползучести (состояние 1) (Рис. 3b). Колебания скорости ползучести ранее наблюдали [10] для деформированного никелевого сплава. Как известно, в микроструктуре деформированных сплавов всегда содержится повышенная плотность дислокаций, что может вызывать движение и образование новых дислокаций с периодическим торможением движения дислокаций, обусловленным взаимодействием с дисперсными выделениями, способствуя некоторой нестабильности скорости ползучести. Видно, что средняя скорость

ползучести значительно уменьшается при переходе от состояния 1 к состоянию 2, что, учитывая небольшое различие в размере  $\gamma$ -зерен в указанных состояниях, объясняется, прежде всего, увеличением объемной доли выделений вторичной  $\gamma'$ -фазы. В состояниях 2 и 3 была обеспечена близкая между собой и значительно более низкая средняя скорость ползучести на второй стадии ползучести в сравнении с состоянием 1. Наименьшая скорость ползучести была получена для состояния 3.

У литых и монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов первая стадия ползучести, как правило, сопровождается значительным снижением скорости ползучести [12,15]. Для состояний сплава 1–3, полученных с помощью ДТО, этого почти не наблюдалось, что, по-видимому, связано с относительно легким зарождением и движением дислокаций в области межзеренных и межфазных границ благодаря относительно малому размеру  $\gamma$ -зерен. Между тем, образцы сплава во всех исследованных состояниях с большим запасом прочности не разрушились после 100-часовых испытаний при температуре 750°C и нагрузке 700 МПа.

Далее для состояния 2, благодаря меньшему размеру  $\gamma$ -зерен, были проведены испытания на ползучесть при температурах 750, 800 и 850°C. При температурах испытания 750 и 800°C (Рис. 4) наблюдались слабо выраженные первая и вторая стадии ползучести с некоторым повышением скорости ползучести. При температуре испытания 850°C наблюдалась довольно протяженная первая стадия с уменьшением скорости ползучести, и короткой второй стадией, сопровождавшейся увеличением скорости ползучести (Рис. 4b). Из Рис. 4a видно, что при 850°C вторая стадия довольно быстро сменяется третьей стадией, характеризующейся резким увеличением скорости ползучести. Для состояния 2 сплава были достигнуты следующие значения длительной прочности: при 650°C/1200 МПа — время до разрушения 201 ч, деформация до разрушения 5.4%; при 750°C/765 МПа — 124.6 ч и 5.0%; при 800°C/550 МПа — 78.9 ч и 22.1%; при 850°C/400 МПа — 38.6 ч и 18.4%.



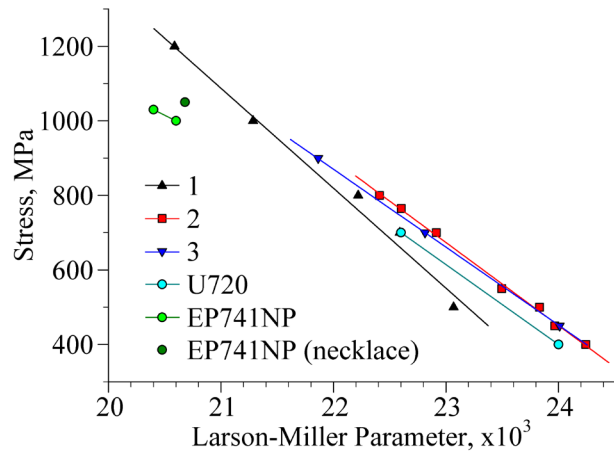
**Рис. 3.** Данные по ползучести сплава, полученные для состояний 1–3 при 750°C / 700 МПа: кривые ползучести (a); зависимости скорости ползучести от деформации ползучести (b).

**Fig. 3.** Creep behavior of the superalloy in conditions 1–3 at 750°C / 700 MPa: the creep curves (a); the creep strain rate versus the strain value (b).

На Рис. 5 представлены зависимости напряжения от параметра Ларсона — Миллера для исследуемого сплава и для сплавов ЭП741НП [13,16] и Udimet 720 [13]. Видно, что сплав СДЖС-15 в состояниях 2 и 3 имеет более высокие значения длительной прочности. Состояния 2 и 3 показали близкие значения длительной прочности. Таким образом, оптимальной температурой обработки на твердый раствор, учитывая более высокие прочностные свойства сплава в состоянии 2, чем в состоянии 3 [17], является  $T=1170^{\circ}\text{C}$ .

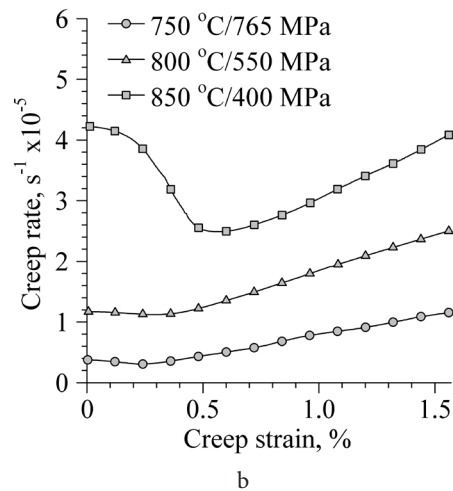
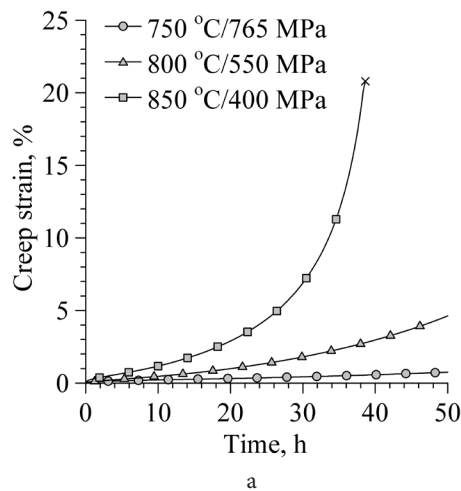
### 3.3. Микроструктурные изменения после испытания образцов на длительную прочность

На Рис. 6 показано, что длительная деформация в режиме ползучести не привела к значительному изменению микроструктуры, топологически плотноупакованные фазы не были обнаружены. Деформация ползучести привела к зарождению трещин по межзерненным и межфазным границам. По-видимому, это связано



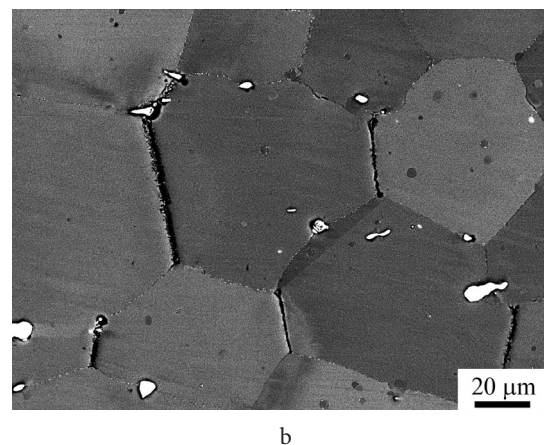
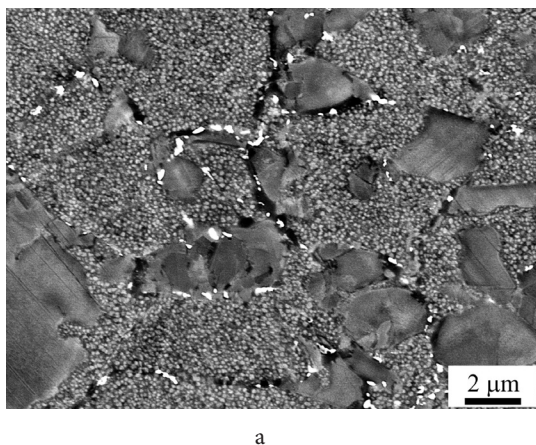
**Рис. 5.** (Color online) График зависимости напряжения от параметра Ларсона-Миллера для сплава СДЖС-15 в состояниях 1–3 и других ЖНС.

**Fig. 5.** (Color online) Larson-Miller parameter plotted for the superalloy SDZhS-15 in conditions 1–3 and the others superalloys.



**Рис. 4.** Ползучесть никелевого сплава в состоянии 2 при условиях испытания 750–850°C/765–400 МПа: кривые ползучести (а); зависимость скорости деформации ползучести от деформации (б).

**Fig. 4.** Creep behavior of the superalloy in condition 2 at 750–850°C/765–400 MPa: the creep curves (a); the creep strain rate versus the strain value (b).



**Рис. 6.** Микроструктура сплава, полученная вблизи зоны разрушения образцов после испытаний на ползучесть при 850°C / 450 МПа: состояние 2 (а), состояние 3 (б) (SEM, BSE). Ось нагрузки — горизонтальная.

**Fig. 6.** The microstructural images obtained near the fracture zones of samples after creep tests at 850°C / 450 MPa: condition 2 (a); condition 3 (b) (SEM, BSE). The loading axis was horizontal.

с развитием диффузии и проскальзывания по границам в процессе испытания. Пограничная первичная  $\gamma'$ -фаза и карбиды также могли способствовать зарождению пор с последующим формированием микротрещин (Рис. 6). В состоянии 2 в пределах частиц крупной первичной  $\gamma'$ -фазы отмечались следы дислокационного скольжения (Рис. 6а), которые не были обнаружены в исходных состояниях сплава (Рис. 1с и Рис. 2б,д). Развитие деформации в первичных выделениях  $\gamma'$ -фазы, вероятно, способствовало колебаниям скорости ползучести в процессе испытаний.

#### 4. Заключение

Обработка на твердый раствор деформированного сплава СДЖС-15 при температуре 1170°C является оптимальной, так как позволяет сохранить мелкозернистую структуру. Показано, что сплав СДЖС-15 в оптимальном состоянии имеет повышенную длительную прочность по сравнению со сплавами ЭП741НП и Udimet 720. Изучение микроструктуры образцов, испытанных на ползучесть, показало, что снижение сопротивления ползучести при 850°C может быть связано с повышенным коэффициентом диффузии вдоль межзеренных и межфазных границ, что приводит к образованию вдоль них пор и микротрещин.

*Благодарности / Acknowledgements. Работа выполнена в рамках Госзадания ИПСМ РАН (№АААА-А17-117041310215-4). Экспериментальные исследования были выполнены на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием ИПСМ РАН. / The present work was performed within the framework of the State Assignment of the Institute for Metals Superplasticity Problems of the Russian Academy of Sciences (No. АААА-А17-117041310215-4). The work was performed using the facilities of the shared services center "Structural and Physical-Mechanical Studies of Materials" at the Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences.*

#### Литература/References

1. R.C. Reed. The superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge University Press (2006) 372 p. [Crossref](#)
2. Sh.Kh. Mukhtarov, V.M. Imaev, A.V. Logunov, Yu.N. Shmotin, A.M. Mikhailov, R.A. Gaisin, R.V. Shakhov, A.A. Ganeev, R.M. Imaev. Mater. Sci. Technol. 35, 1605 (2019). [Crossref](#)
3. V.M. Imaev, S.K. Mukhtarov, A.V. Logunov, A.A. Ganeev, R.V. Shakhov, R.M. Imaev. Letters on Materials. 9 (2), 249 (2019). (in Russian) [В.М. Имаев, Ш.Х. Мухтаров, А.В. Логунов, А.А. Ганеев, Р.В. Шахов, Р.М. Имаев. Письма о материалах. 9 (2), 249 (2019).] [Crossref](#)
4. L. Thébaud, P. Villechaise, J. Cormier, C. Crozet, A. Devaux, D. Béchet, J.-M. Franchet, A. Organista, F. Hamon. Metals. 5, 2236 (2015). [Crossref](#)
5. C. Xu, F. Liu, L. Huang, L. Jiang. Metals. 8, 4 (2018). [Crossref](#)
6. N. Mrozowski, G. Hénaff, F. Hamon, A.-L. Rouffié, J.-M. Franchet, J. Cormier, P. Villechaise. Metals. 10, 426 (2020). [Crossref](#)
7. E.V. Filonova, M.M. Bakradze, A.Ya. Kochubei, N.L. Babelin. Aviation materials and technologies. 3, 10 (2014). (in Russian) [Е.В. Филонова, М.М. Бакрадзе, А.Я. Кочубей, Н.Л. Вавилин. Авиационные материалы и технологии. 3, 10 (2014).] [Crossref](#)
8. Patent RF №2653386 C1, 05.08.2018. (in Russian) [Патент РФ №2653386 C1, 05.08.2018.]
9. B.S. Lomberg, S.V. Hovsepyan, M.M. Bakradze. Aviation materials and technologies. 2, 3 (2010). (in Russian) [В.С. Ломберг, С.В. Овсепян, М.М. Бакрадзе. Авиационные материалы и технологии. 2, 3 (2010).]
10. T. Tian, C. Ge, X. Li, Z. Hao, S. Peng, C. Jia. Metals. 10, 454 (2020). [Crossref](#)
11. F.R. Larson, J. Miller. Trans. ASME. 74, 765 (1952).
12. L.S. Mataveli, J. Cormier, P. Villechaise, D. Bertheau, G. Benoit, G. Cailletaud, L. Marcin. Mater. High Temp. 33, 361 (2016). [Crossref](#)
13. J. Radavich, D. Furrer. Superalloys 2004 (ed. by K.A. Green). TMS, Warrendale, PA, USA (2004) pp. 381–390. [Crossref](#)
14. Y.L. Hu, Y.L. Li, S.Y. Zhang, X. Lin, Z.H. Wang, W.D. Huang. Mater. Sci. Eng. A. 772, 138711 (2020). [Crossref](#)
15. D. Bürger, A.B. Parsa, M. Ramsperger, C. Körner, G. Eggeler. Mater. Sci. Eng. A. 762, 138098 (2019). [Crossref](#)
16. A.A. Ganeev, V.A. Valitov, F.Z. Utyashev, V.M. Imaev. Physics of Metals and Metallography. 120 (4), 410 (2019). [Crossref](#)
17. K.S. Mukhtarova, R.V. Shakhov, A.A. Ganeev, S.K. Mukhtarov, A.V. Logunov, V.M. Imaev. IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng. 1008, 012010 (2020). [Crossref](#)