

УДК 661.715

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-47-53>

Научная статья

Research article



## Особенности формирования структуры сплава АЛ25 при горячей деформации

В.Г. Трифонов

Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук  
Россия, 450001, Респ. Башкортостан, г. Уфа, ул. Ст. Халтурина, 39

Уфимский государственный нефтяной технический университет  
Россия, 450064, Респ. Башкортостан, Уфа, ул. Космонавтов, 1

✉ Вадим Геннадьевич Трифонов (vadimt@imsp.ru)

**Аннотация:** Статья посвящена вопросу повышения механических свойств сплавов системы Al–Si, в частности сложнелегированного силумина АЛ25, методами горячей деформации. Целью исследования являлась оценка влияния температуры и скорости горячей деформации сплава АЛ25 на размер зерен матрицы твердого раствора на основе алюминия, частиц кремния и интерметаллидов, а также на величину дефектов в виде микротрещин и микропор. Заготовки из сплава АЛ25 (состав, %: 12,0 Si, 3,0 Cu, 1,0 Mg, 1,2 Ni, 0,7 Mn, 0,7 Fe, остальное Al) получали литьем в кокиль. Микроструктурный анализ проводили на металлографическом микроскопе «Neophot-2» и растровом микроскопе «Tescan Mira 3 LHM». Деформирование заготовок осуществляли осадкой на плоских бойках в изотермическом штампе на гидравлическом прессе и растяжением при температурах  $t = 350\div 500$  °C в интервале скоростей деформации  $\dot{\epsilon} = 10^{-4}\div 10^1$  с<sup>-1</sup> на универсальной электромеханической испытательной машине «Instron». Для оценки влияния деформации на структуру и свойства сплавов исходные заготовки деформировали при  $t = 400\div 500$  °C и  $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$  и  $10^{-2}$  с<sup>-1</sup>. Термообработку проводили по режиму: закалка с температуры 515 °C, старение при  $t = 210$  °C в течение 10 ч. Показано, что после всех режимов деформирования, последующей закалки и старения структура твердого раствора сплавов была мелкозернистая со средним размером зерен 7–15 мкм, рекристаллизованная. Рекристаллизация протекала при нагреве под закалку, если деформацию проводили при  $t = 350\div 480$  °C, а также до нагрева, как это наблюдалось в результате деформации при  $t = 500$  °C. Зеренная структура твердого раствора была неоднородна по объему, что связано с неравномерностью распределения частиц кремния и интерметаллидов. Наименьший размер зерен наблюдался в эвтектических колониях, где сплав имел структуру типа «микродуплекс». Установлено, что в сплавах АЛ25 горячее деформирование осадкой приводило к дроблению частиц кремния и интерметаллидов. Процесс дробления сопровождался появлением в частицах трещин, которые росли в ширину, разделяя вновь образованные частицы. Трещины в эвтектических кристаллах кремния и интерметаллидах возникали при всех температурах деформации. В первичных кристаллах трещины имели место только при больших скоростях деформации –  $10^1$  с<sup>-1</sup>. Дробление частиц кремния и интерметаллидов определялось, в основном, степенью деформации. Образование дефектов в виде микротрещин и микропор зависело также от температуры и степени деформации. С увеличением последней возрастала суммарная площадь, занимаемая дефектами, их средняя площадь и общее количество. Установлена корреляция между структурой сплавов и их механическими свойствами. Определены оптимальные температурно-скоростные режимы деформации, обеспечивающие залечивание микротрещин и получение более высоких свойств длительной прочности.

**Ключевые слова:** сплав АЛ25, горячая деформация, термическая обработка, микроструктура, механические свойства.

**Благодарности:** Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН.

**Для цитирования:** Трифонов В.Г. Особенности формирования структуры сплава АЛ25 при горячей деформации. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2026;32(1):47–53. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-47-53>

# Structural evolution of AL25 alloy during hot deformation

V.G. Trifonov

**Institute for Metals Superplasticity Problems of the Russian Academy of Sciences**

39 Khalturina Str., Ufa, Bashkortostan Republic 450001, Russia

**Ufa State Petroleum Technological University**

1 Kosmonavtov Str., Ufa, Bashkortostan Republic 450064, Russia

✉ Vadim G. Trifonov (vadimt@imsp.ru)

**Abstract:** This article addresses improvement of the mechanical properties of Al–Si alloys, in particular the complex-alloyed silumin AL25, by hot deformation. The aim of the study was to assess the effect of hot-deformation temperature and strain rate on the grain size of the aluminum-based solid-solution matrix, the size of silicon and intermetallic particles, and the amount of defects in the form of microcracks and micropores in AL25 alloy. AL25 alloy billets (composition, wt. %: 12.0 Si, 3.0 Cu, 1.0 Mg, 1.2 Ni, 0.7 Mn, 0.7 Fe, balance Al) were produced by permanent-mold casting. Microstructural analysis was performed using a Neophot-2 metallographic microscope and a Tescan Mira 3LHM scanning electron microscope. The billets were deformed by upsetting between flat dies in an isothermal die on a hydraulic press and were tensile-tested at temperatures of 350–500 °C over a strain-rate range of  $10^{-4}$ – $10^1$  s $^{-1}$  using an Instron universal electromechanical testing machine. To evaluate the effect of deformation on the structure and properties of the alloy, the initial billets were deformed at 400–500 °C and strain rates of  $10^{-4}$  and  $10^{-2}$  s $^{-1}$ . Heat treatment was carried out according to the following schedule: quenching from 515 °C and aging at 210 °C for 10 h. It was shown that, after all deformation conditions followed by quenching and aging, the solid-solution structure was fine grained and recrystallized, with an average grain size of 7–15 μm. Recrystallization occurred during heating prior to quenching when deformation was performed at 350–480 °C, and also before reheating, as observed after deformation at 500 °C. The grain structure of the solid solution was heterogeneous throughout the alloy volume because of the nonuniform distribution of silicon particles and intermetallics. The smallest grains were observed in eutectic colonies, where the alloy exhibited a microduplex-type structure. Hot upsetting of AL25 alloy caused fragmentation of silicon particles and intermetallics. This process was accompanied by crack initiation within the particles; the cracks then widened, separating the newly formed fragments. Cracks in eutectic silicon crystals and intermetallics formed at all deformation temperatures. In primary crystals, cracks were observed only at a high strain rate of  $10^1$  s $^{-1}$ . Fragmentation of silicon particles and intermetallics was governed mainly by the degree of deformation. The formation of defects in the form of microcracks and micropores also depended on temperature and degree of deformation. As the degree of deformation increased, the total area occupied by defects, their average area, and their total number increased. A correlation was established between alloy structure and mechanical properties. Optimal temperature–strain-rate conditions were determined that promoted microcrack healing of and increased long-term strength.

**Key words:** AL25 alloy; hot deformation; heat treatment; microstructure; mechanical properties.

**Acknowledgments:** The present work was accomplished according to the state assignment of IMSP RAS.

**For citation:** Trifonov V.G. Structural evolution of AL25 alloy during hot deformation. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2026;32(1):47–53. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-47-53>

## Введение

Проблемы повышения конструкционной прочности сплавов во многом определяют интерес к исследованиям трансформации многофазных структур под влиянием высоких температур и деформаций [1–8]. В литературе на примерах сплавов системы Al–Si показана стимулирующая роль горячей деформации в измельчении и сфероидизации первичного и эвтектического кремния [9–12]. Значительно меньше внимания уделяется детальному изучению структурных изменений в зависимости от режимов деформирования.

Сложнолегированные силумины, в том числе сплав АЛ25, широко используются при изготов-

лении поршней двигателей внутреннего сгорания. Поршень — наиболее нагруженная деталь двигателя. Он работает в широком интервале температур и во многом определяет работоспособность и мощность двигателя. Самым распространенным способом изготовления поршней является литье. Дополнительно повысить уровень механических свойств сплава АЛ25 возможно формированием в нем деформированной структуры такими методами, как горячая объемная штамповка, изотермическая штамповка и штамповка в режиме сверхпластичности. Деформирование можно осуществлять в относительно широком температур-

но-скоростном интервале, поэтому представляют интерес трансформация элементов многофазной структуры сплава и ее влияние на уровень механических свойств сплава.

Целью работы являлось изучение влияния температуры и скорости деформации на размер частиц кремния, интерметаллидов, микротрещин, а также на длительную прочность и малоцикловую усталость сплава AL25.

## Материалы и методики исследования

Заготовки диаметром 150 мм и высотой 100 мм из сплава AL25 (фактический состав, %: 12,0 Si, 3,0 Cu, 1,0 Mg, 1,2 Ni, 0,7 Mn, 0,7 Fe, остальное Al) получали литьем в кокиль. Микроструктурный анализ проводили на металлографическом микроскопе «Neophot-2» (Carl Zeiss, Германия) и растровом микроскопе «Mira 3 LHM» (Tescan, Чехия), рентгеноструктурный анализ — методом обратной съемки в камере КРОС на рентгеновском аппарате УРС-55А (ИЦ «Буревестник», г. Санкт-Петербург). Деформирование заготовок осуществляли осадкой на плоских бойках в изотермическом штампе на гидравлическом прессе усилием 400 т при температурах наибольшей технологической пластичности —  $t = 400$  и  $500$  °С — со скоростями  $\dot{\epsilon} = 5,5 \cdot 10^{-4} \div 5,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ . Данный интервал скоростей широко применяется при штамповке на гидравлических прессах, в том числе при изотермической штамповке и штамповке в режиме сверхпластичности. Образцы испытывали растяжением при  $t = 350 \div 500$  °С в интервале  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \div 10^1 \text{ с}^{-1}$  на универсальной электромеханической испытательной машине «Instron» (США).

Термообработка на максимальную прочность включала закалку с  $510$  °С и последующее старение при  $t = 210$  °С в течение 10 ч.

Образцы диаметром 5 мм на длительную прочность испытывали на машине ATS 2330 (Autoteile Transfer Service, Германия).

## Результаты эксперимента и их обсуждение

Особенностью сплавов системы Al—Si является то, что в отливках чисто эвтектическая структура, как правило, не реализуется. Поэтому в эвтектических силуминах всегда присутствует то или иное количество первичных кристаллов Al и Si [13; 14].

Выбранный сплав характеризовался наличием фаз с сильно различающимися механическими свойствами: пластичной фазы  $\alpha$ -твердого раствора на основе алюминия и хрупких кристаллов кремния и интерметаллидов на основе Fe и Ni. Частицы кремния и интерметаллидов были грубые и имели сложную вытянутую форму (рис. 1).

После всех режимов деформирования, последующей закалки и старения в сплаве формировалась рекристаллизованная мелкозернистая структура твердого раствора со средним размером зерен 7–15 мкм. Наличие на рентгенограммах, полученных фотосъемкой в КРОС-камере, рефлексов и отсутствие сплошных дебаевских линий свидетельствовали о завершении процесса рекристаллизации. Рекристаллизация протекала при нагреве под закалку, когда деформацию проводили при  $t = 350 \div 480$  °С, а также до нагрева, как это наблюдалось в результате деформации при  $t = 500$  °С. В этом случае рекристаллизация проходила, по-видимому, или в процессе деформации, или сразу после деформации, что подтвердили рентгеноструктурные исследования, выполненные на образцах, охлажденных в воде через 5–10 с сразу после деформации.

Зернистая структура твердого раствора была неоднородна по объему, что связано с неравномерностью распределения частиц кремния и интерметаллидов. Наименьший размер зерен наблюдался в эвтектических колониях, где сплав имел структуру типа «микродуплекс».

Горячее деформирование осадкой при всех температурах привело к дроблению частиц кремния и интерметаллидов (рис. 2). Средний размер частиц монотонно уменьшался с величиной деформации. При достижении степени деформации 70 %

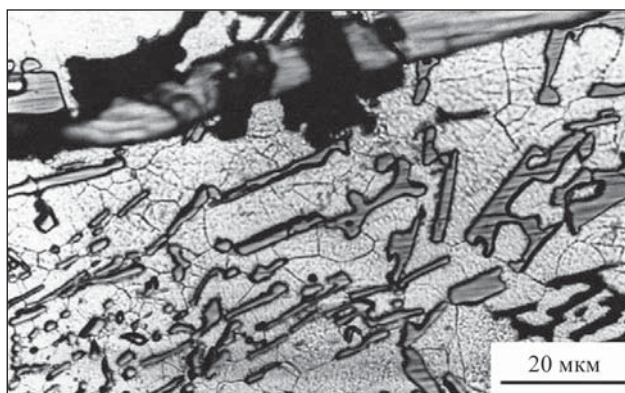


Рис. 1. Микроструктура сплава AL25 в исходном (литом) состоянии

Fig. 1. Microstructure of AL25 alloy in the as-cast condition

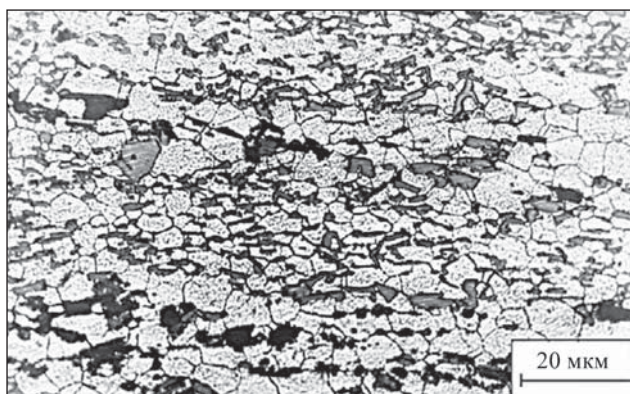


Рис. 2. Микроструктура сплава АЛ25 после горячей деформации и термической обработки

Fig. 2. Microstructure of AL25 alloy after hot deformation and heat treatment

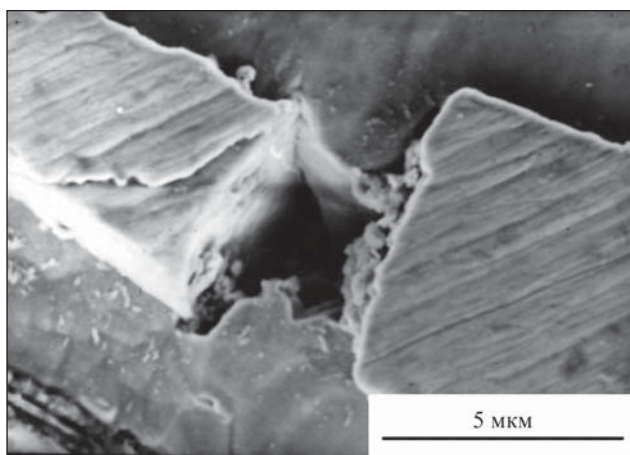


Рис. 3. Микротрещина, полученная в результате дробления частицы Si в результате дробления частицы Si при скорости деформации  $5,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ , температуре  $480 \text{ }^\circ\text{C}$ , степени деформации 30 %

Fig. 3. Microcrack formed as a result of fragmentation of a Si particle at a strain rate of  $5.5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , temperature of  $480 \text{ }^\circ\text{C}$ , and degree of deformation of 30 %

средний размер частиц сократился в долевом направлении с 35 до 11 мкм, в поперечном — с 9 до 7 мкм. Процесс дробления начинался с появления в частицах микротрещин, которые росли в ширину, разделяя вновь образованные частицы (рис. 3). Микротрещины в эвтектических кристаллах кремния и интерметаллидах возникали при всех температурах деформации. В первичных кристаллах трещины имели место только при больших скоростях деформации —  $10^1 \text{ с}^{-1}$ .

Различен характер развития микротрещин в зависимости от режимов деформирования. При  $t = 400 \div 450 \text{ }^\circ\text{C}$  образование микротрещин в части-

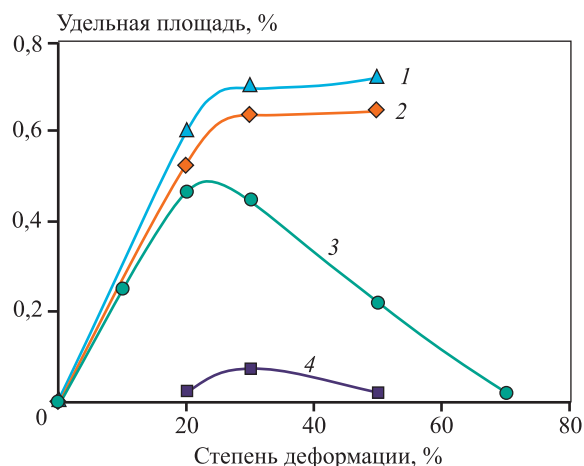


Рис. 4. Зависимость удельной площади микротрещин от степени деформации при  $t = 400 \text{ }^\circ\text{C}$  (1, 2) и  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  (3, 4) и  $\dot{\epsilon} = 5,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  (1, 3) и  $5,5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  (2, 4)

Fig. 4. Specific area of microcracks as a function of degree of deformation at  $t = 400 \text{ }^\circ\text{C}$  (1, 2) and  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  (3, 4) and  $\dot{\epsilon} = 5.5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  (1, 3) and  $5.5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  (2, 4)

цах практически не зависело от скорости деформации. Площадь, занимаемая трещинами, отнесенная к исследованной площади шлифа (удельная площадь), увеличивалась со степенью деформации (рис. 4).

С повышением температуры деформации картина менялась. При  $t = 480 \text{ }^\circ\text{C}$  и  $\dot{\epsilon} = 5,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  процесс образования и развития трещин проходил с максимумом. Удельная площадь, занимаемая микротрещинами, достигала наибольшего значения при деформации  $\epsilon = 20 \div 30 \%$ , а затем уменьшалась, и при  $\epsilon > 70 \%$  микротрещин в сплаве практически не обнаруживали. Исчезновение микротрещин при больших степенях деформации связано с их залечиванием в результате затекания твердого раствора матрицы в межчастичное пространство. Способность сплава затекать в межчастичное пространство зависела от скорости деформации. С ее уменьшением глубина затекания твердого раствора увеличивалась, и при  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  микротрещин между частицами при всех степенях деформации практически не наблюдалось.

Подтверждением того, что отсутствие микротрещин в сплаве при деформации с малыми скоростями является следствием затекания твердого раствора в образовавшиеся пространства между частицами, демонстрировал следующий результат. Образцы деформировали в два этапа: на первом — со скоростью  $5,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  до деформации 30 %, на втором — при  $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  еще на 20 %. После первой ступени деформирования в сплаве

появлялись микротрещины. Дополнительная деформация на 20 % на второй ступени приводила к их полному исчезновению.

При замене деформации сжатия на одноосное растяжение появлялся новый дефект, зависящий от исходной структуры, температуры и скорости деформации, — микропоры. В отличие от микротрещин, наибольшее развитие порообразования достигнуто при высоких температурах деформации и ее малых скоростях. При  $t = 400 \div 450$  °C поры имели вытянутую форму, при  $t = 500$  °C — округлую.

Образовывались поры только на межфазных границах, на межзеренных границах их не обнаруживали. Величина микропор зависела от размера частиц, на границе с которыми они формировались. Такие поры способны расти в результате конденсации вакансий, а их источником может являться интенсивная приграничная пластическая деформация. Аналогичная картина наблюдалась в работах [15–22] при деформации в условиях сверхпластичности.

Таким образом, полученные результаты показали, что механизм трансформации структуры эвтектических силуминов при горячей деформации отличается от ранее рассмотренных. Важным элементом этих превращений является образование дефектов в виде микротрещин и микропор, возможность зарождения и развития которых зависит от схемы деформированного состояния, температурно-скоростных параметров деформации.

В работе рассмотрено влияние степени ( $\epsilon$ ) и скорости ( $\dot{\epsilon}$ ) деформации на механические свойства сплава AL25. Значение степени деформации оценивали на заготовках, деформированных осадкой до  $\epsilon = 25, 50$  и  $75$  % при  $t = 480$  °C и  $\dot{\epsilon} = 5,5 \cdot 10^{-2}$  с $^{-1}$ . Временное сопротивление ( $\sigma_B$ ) монотонно увеличивалось с повышением степени деформации — от 120 МПа в исходном литом состоянии до 270 МПа при  $\epsilon = 75$  %. Эти результаты коррелировали с данными по изменению среднего размера частиц кремния и интерметаллидов, который в долевом направлении уменьшался с 35 мкм в исходном литом состоянии до 9 мкм после деформации со степенью 75 %. Чем меньше размер частиц, тем больше значения временного сопротивления.

Влияние температуры и скорости деформации оценивали по результатам испытаний образцов на длительную прочность при температурах 300 и 350 °C. Для этого заготовки осаживали со скоростями  $10^{-4}$  и  $10^{-1}$  с $^{-1}$  при  $t = 400$  и  $500$  °C со степенью деформации 50 %. Наибольшие значения

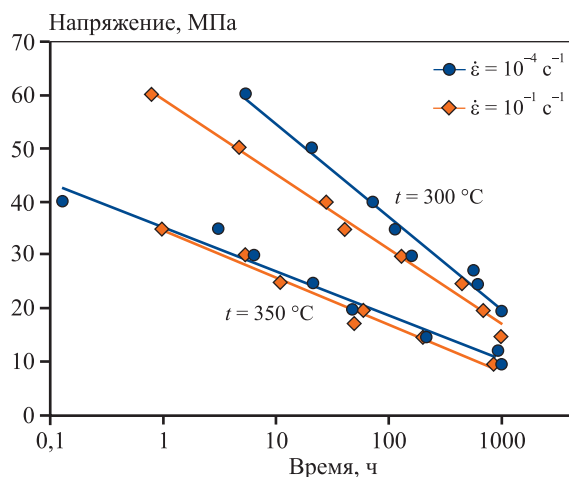


Рис. 5. Зависимость длительной прочности сплава AL25 при  $t = 300$  и  $350$  °C от скорости деформации

Fig. 5. Dependence of the long-term strength of AL25 alloy at  $t = 300$  and  $350$  °C as a function of strain rate

длительной прочности были получены после деформации при  $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$  с $^{-1}$  и  $t = 500$  °C (рис. 5). Полученные результаты коррелировали с результатами исследования микроструктуры. При этих режимах деформации микротрещины практически отсутствовали. Микротрещины являлись концентраторами напряжений, способствующими разрушению образцов. С повышением температуры испытаний с 300 до 350 °C уровень напряжений, возникавший у микротрещин при нагрузке, снижался, а разница в значениях длительной прочности уменьшалась.

## Выводы

1. Горячая деформация заготовок сплава AL25 с последующей закалкой и искусственным старением привела к следующим изменениям структуры:

- дробление частиц кремния и интерметаллидов;
- формирование рекристаллизованной структуры с равноосными зёрнами размером 7–15 мкм;
- образование дефектов в виде микротрещин и микропор, площадь которых зависела от температуры и скорости деформации.

2. Определены оптимальные температурно-скоростные режимы деформации, обеспечивающие залечивание микротрещин:  $t = 500$  °C,  $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$  с $^{-1}$ .

3. Горячая деформация привела к повышению механических свойства сплава AL25. Временное сопротивление увеличилось со 120 МПа в исход-

ном литом состоянии до 270 МПа при степени деформации 75 %. Влияние температуры и скорости деформации оценивали по изменениям значений длительной прочности при температурах испытания 300 и 350 °С. Наибольшие значения длительной прочности были получены во время испытаний при  $t = 300$  °С после деформации со скоростью  $10^{-4}$  с $^{-1}$  и температурой 500 °С. С повышением температуры испытаний с 300 до 350 °С вклад влияния микротрещин на длительную прочность практически нивелировался.

Полученные результаты могут быть использованы при изотермической штамповке заготовок детали типа поршень двигателя внутреннего сгорания.

## Список литературы/References

1. Трусов П.В., Останина Т.В., Швейкин А.И. Эволюция зеренной структуры металлов и сплавов при интенсивном пластическом деформировании: многоуровневые модели. *Вестник ПНИПУ. Механика*. 2022;(2):114–146.  
<https://doi.org/10.15593/perm.mech/2022.2.11>  
Trusov P.V., Ostanina T.V., Shveykin A.I. Evolution of the grain structure of metals and alloys under severe plastic deformation: multilevel models. *PNRPU Mechanics Bulletin*. 2022;(2):114–146. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.15593/perm.mech/2022.2.11>
2. Zhao X., Meng J., Zhang C., Wei W., Wu F., Zhang G. A novel method for improving the microstructure and the properties of Al–Si–Cu alloys prepared using rapid solidification/powder metallurgy. *Materials Today Communications*. 2023;35:105802.  
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105802>
3. Классман Е.Ю., Лутфуллин Р.Я. Влияние температуры нагрева заготовки перед теплой прокаткой на структуру и свойства титанового сплава ВТ22. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2024;21(2):205–211.  
<https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.008>  
Klassman E.Yu., Lutfullin R.Ya. Influence of the billet heating temperature before warm rolling on the structure and properties of titanium alloy VT22. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2024;21(2):205–211. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.008>
4. Лутфуллин Р.Я. Формирование структуры и свойств титанового сплава в изделиях, изготовленных с применением сверхпластической деформации. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2024;21(1):75–81.  
<https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.009>
5. Lutfullin R.Ya. Formation of the structure and properties of titanium alloy in products made using superplastic deformation. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2024;21(1):75–81. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.009>
5. Ganeev A.A., Valitov V.A., Mukhtarov Sh.Kh., Imayev V.M. Effect of pre-deformation and subsolvus heat treatment on microstructure and mechanical properties of a PM nickel superalloy. *Materialia*. 2025;42:102445.  
<https://doi.org/10.1016/j.mtla.2025.102445>
6. Mukhtarov S., Karyagin D., Ganeev A., Zainullin R., Shakhov R., Imayev V. The effect of forging and heat treatment variables on microstructure and mechanical properties of a re-bearing powder-metallurgy nickel base superalloy. *Metals*. 2023;13(6):1110.  
<https://doi.org/10.3390/met13061110>
7. Zainullin R.I., Mukhtarov Sh.Kh., Ganeev A.A., Shakhov R.V., Imayev V.M. Effect of hot forging on formation of a fine-grained structure and mechanical properties of a powder metallurgy nickel base superalloy. *Letters on Materials*. 2023;13(4s):414–419.  
<https://doi.org/10.22226/2410-3535-2023-4-414-419>
8. Хина Б.Б., Покровский А.И., Zhang Shi-Hong, Xu Yong, Chen Da-Yong, Марышева А.А. Влияние скорости деформации на микроструктуру и механические свойства алюминиевого сплава АА2В06-О системы Al–Cu–Mg. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2021;27(4):59–69.  
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2021-4-59-69>  
Khina B.B., Pokrovsky A.I., Zhang Shi-Hong, Xu Yong, Chen Da-Yong, Marysheva A.A. Effect of strain rate on the microstructure and mechanical properties of AA2B06-O aluminum alloy of the Al–Cu–Mg system. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021;62(5):545–553. <https://doi.org/10.3103/S1067821221050060>
9. Тимошкин И.Ю., Никитин К.В., Никитин В.И., Деев В.Б. Влияние обработки расплавов электромагнитными акустическими полями на структуру и свойства сплавов системы Al–Si. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2016;(3):28–33.  
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2016-3-28-33>  
Timoshkin I.Y., Nikitin K.V., Nikitin V.I., Deev V.B. Influence of treatment of melts by electromagnetic acoustic fields on the structure and properties of alloys of the Al–Si system. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2016;57(5):419–423. <https://doi.org/10.3103/S1067821216050163>
10. Padalko A.G., Pyrov M.S., Karelin R.D., Yusupov V.S., Talanova G.V. Barothermal treatment, cold plastic deformation, microstructure and properties of binary silumin Al–8 at % Si. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021;2021(9):1155–1164.  
<https://doi.org/10.1134/S0036029521090123>

11. Прудников А.Н., Попова М.В., Прудников В.А. Воздействие деформации на структуру и свойства силуминов. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2017;3(21):11–17.  
Prudnikov A.N., Popova M.V., Prudnikov V.A. Effect of deformation on the structure and properties of silumins. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2017;3(21):11–17. (In Russ).
12. Murashkin M.Yu., Zainullina L.I., Motkov M.M., Medvedev A.E., Timofeev V.N., Enikeev N.A. Microstructure, mechanical properties and heat resistance of AL30 piston alloy produced via electromagnetic casting. *Materials Physics and Mechanics*. 2024;52(1):81–94. [http://dx.doi.org/10.18149/MPM.5212024\\_8](http://dx.doi.org/10.18149/MPM.5212024_8)
13. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСИС, 2005. 376 с.
14. Белов Н.А., Савченко С.В., Белов В.Д. Атлас микроструктур промышленных силуминов. М.: Изд. дом МИСИС, 2009. 204 с.
15. Chen C.L., Tan M.J. Effect of grain boundary character distribution (GBCD) on the cavitation behavior during superplastic deformation of Al 7475. *Materials Science and Engineering, A*. 2002;338(1–2):243–252. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00083-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00083-7)
16. Kral P., Dvorak J., Kvapilova M., Horita Z., Sklenicka V. Microstructure changes in superplastically deformed ultrafinegrained Al–3Mg–0.2Sc alloy. *Letters on Materials*. 2015;5(3):306–312. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2015-3-306-312>
17. Яковцева О.А., Михайловская А.В., Иржак А.В., Котов А.Д., Медведева С.В. Сравнение вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации двойной и многокомпонентных латуней. *Физика металлов и металловедение*. 2020;121(6):643–650. <https://doi.org/10.31857/S0015323020060182>  
Yakovtseva O.A., Mikhailovskaya A.V., Kotov A.D., Medvedeva S.V., Irzhak A.V. Comparison of contributions of the mechanisms of the superplastic deformation of binary and multicomponent brasses. *Physics of Metals and Metallography*. 2020;121(6):582–589. <https://doi.org/10.31857/S0015323020060182>
18. Яковцева О.А., Кабойи П.К., Иржак А.В., Михайловская А.В. Влияние малой добавки алюминия на особенности и механизмы сверхпластической деформации сплава Cu–Zn с микродуплексной структурой. *Физическая мезомеханика*. 2023;26(3):62–71. <https://doi.org/10.55652/1683-805X-2023-21-3-62>  
Yakovtseva O.A., Kaboyi P.K., Irzhak A.V., Mikhailovskaya A.V. Effect of a small aluminum additive on the features and mechanisms of superplastic deformation of a Cu–Zn alloy with a microduplex structure. *Physical Mesomechanics*. 2023;26(3):62–71. (In Russ). <https://doi.org/10.55652/1683-805X-2023-21-3-62>
19. Yakovtseva O.A., Mikhailovskaya A.V., Kotov A.D., Mamburina O.I., Portnoy V.K. Effect of the strain and strain rate on microstructure evolution and superplastic deformation mechanisms. *Physics of Metals and Metallography*. 2019; 120(1):87–94. <https://doi.org/10.1134/S0031918X18110224>
20. Li H., Liu X., Sun Q., Ye L., Zhang X. Superplastic deformation mechanisms in fine-grained 2050 Al–Cu–Li alloys. *Materials (Basel)*. 2020;13(12):2705. <https://doi.org/10.3390/ma13122705>
21. Chokshi A.H. Grain boundary processes in strengthening, weakening, and superplasticity. *Advanced Engineering Materials*. 2020;22(1):1–9. <https://doi.org/10.1002/adem.201900748>
22. Корзникова Г.Ф., Халикова Г.Р., Миронов С.Ю., Алетдинов А.Ф., Корзникова Е.А., Конькова Т.Н., Мышляев М.М. Сверхпластическое поведение алюминиевого сплава 1420 с мелкозернистой структурой. *Физическая мезомеханика*. 2022;25(2):47–55. [https://doi.org/10.55652/1683-805X\\_2022\\_25\\_2\\_47](https://doi.org/10.55652/1683-805X_2022_25_2_47)  
Korznikova G.F., Khalikova G.R., Mironov S.Yu., Aletdinov A.F., Korznikova E.A., Konkova T.N., Myshlyaev M.M. Superplastic behavior of fine-grained Al–Mg–Li alloy. *Physical Mesomechanics*. 2022;25(2):47–55. (In Russ). [https://doi.org/10.55652/1683-805X\\_2022\\_25\\_2\\_47](https://doi.org/10.55652/1683-805X_2022_25_2_47)

## Информация об авторе

**Вадим Геннадьевич Трифонов** – к.т.н., вед. науч. сотрудник Института проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (ИПСМ РАН), доцент кафедры технологии металлов в нефтегазовом машиностроении Уфимского государственного нефтяного технического университета.  
<https://orcid.org/0000-0002-8187-1355>  
E-mail: vadimt@imsp.ru

## Information about the author

**Vadim G. Trifonov** – Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Institute for Metals Superplasticity Problems of the Russian Academy Sciences, Associate Professor of the Department of Metal Technology in Oil and Gas Engineering of the Ufa State Petroleum Technological University.  
<https://orcid.org/0000-0002-8187-1355>  
E-mail: vadimt@imsp.ru

Статья поступила в редакцию 28.08.2025, доработана 10.12.2025, подписана в печать 15.01.2026

The article was submitted 28.08.2025, revised 10.12.2025, accepted for publication 15.01.2026