

УДК 53.09

ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Д. А. Китаева, Ш. Т. Пазылов*, Я. И. Рудаев*

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
195251 Санкт-Петербург, Россия

* Киргизско-Российский славянский университет, 720000 Бишкек, Киргизия
E-mails: dkitaeva@mail.ru, shakir@krsu.edu.kg, rudaev36@mail.ru

Приведены результаты экспериментального исследования деформационных и структурных параметров анизотропного сплава марки 1561. Установлено, что наименьшему значению коэффициента анизотропии соответствует формирование равноосной ультрамелкозернистой структуры, образующейся в температурно-скоростных условиях сверхпластичности.

Ключевые слова: динамическая сверхпластичность, температурно-скоростное деформирование, деформационная анизотропия, коэффициент анизотропии, алюминиевые сплавы, равноосная мелкозернистая структура.

DOI: 10.15372/PMTF20160219

Введение. Согласно [1] сверхпластичность — это особое состояние поликристаллического материала, пластически деформируемого при низком уровне напряжений с сохранением мелкозернистой структуры, полученной на предварительном этапе (структурная сверхпластичность) или сформировавшейся в процессе нагрева и деформации (динамическая сверхпластичность).

При обоих типах сверхпластичности преобладающим механизмом массопереноса является проскальзывание по границам зерен [2]. Следовательно, для реализации сверхпластичности динамического типа исходное структурное состояние материала должно замещаться другим, способным перейти в состояние сверхпластичности. Подобные изменения обусловлены согласованной суперпозицией скоростей деформаций и структурных (фазовых) переходов эволюционного типа в открытых неравновесных системах [3–5]. Характер указанных превращений, безусловно, зависит от особенностей пограничных структурных состояний.

Постановка задачи. Исходные положения. Проводится экспериментальное изучение закономерностей высокотемпературного растяжения образцов из промышленных алюминиевых сплавов в широких диапазонах скорости включая скорости, при которых имеют место различные термомеханические режимы сверхпластичности.

Состояние деформируемого сплава исследуется с учетом изменения температур и скоростей деформаций в виде [6]

$$\sigma = \sigma(\dot{\varepsilon}, \bar{\varepsilon}, \theta),$$

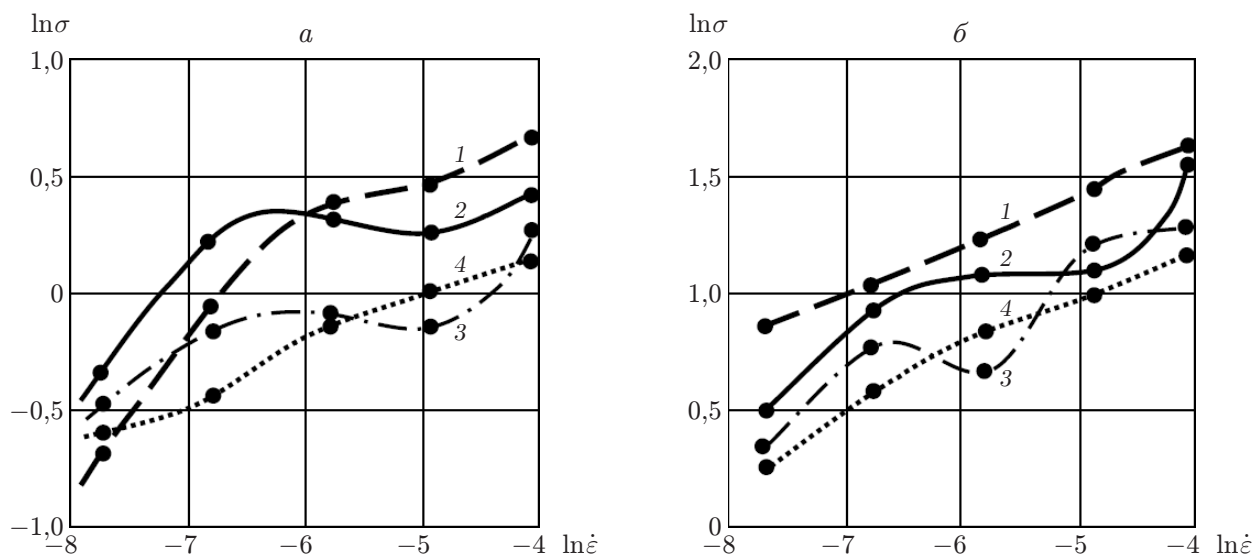


Рис. 1. Зависимость напряжения от скорости деформации при $\bar{\varepsilon} = 0,427$ и различных значениях температуры:
а — сплав марки Д18Т (1 — $\theta = 793$ К, 2 — $\theta = 813$ К, 3 — $\theta = 833$ К, 4 — $\theta = 853$ К);
б — сплав марки АМг5 (1 — $\theta = 713$ К, 2 — $\theta = 733$ К, 3 — $\theta = 773$ К, 4 — $\theta = 753$ К)

где σ — истинное напряжение; θ — температура; $\bar{\varepsilon}$ — логарифмическая деформация; $\dot{\varepsilon}$ — скорость логарифмической деформации.

Методика эксперимента, регистрирующая и измерительная аппаратура, результаты опытов и методика статистической обработки экспериментальных данных описаны в [1]. При проведении опытов на растяжение ограничивались деформированием гагаринских образцов.

На рис. 1 для деформированных сплавов марок Д18Т и АМг5 представлена зависимость безразмерного напряжения σ/σ_0 пластического течения от безразмерной скорости деформации $\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$ при некоторой постоянной степени деформации $\bar{\varepsilon} = \ln(1 + \varepsilon) = 0,427$ ($\sigma_0 = 10$ МПа; $\dot{\varepsilon}_0 = 1$ с⁻¹; ε — относительная деформация растяжения).

Для алюминиевых сплавов можно выделить класс изотерм, для которых имеет место неоднозначная зависимость напряжения от скорости деформации (см. рис. 1). Ниспадающие ветви полученных зависимостей соответствуют проявлению сверхпластических свойств [1]. Полученные в эксперименте данные позволяют определить интервалы температур, в которых имеет место сверхпластичность: для сплава марки АМг5 $\theta = 743 \div 773$ К, для сплава марки Д18Т $\theta = 783 \div 823$ К [1]. В указанных диапазонах наблюдаются характерные признаки сверхпластичности: низкий уровень напряжений, высокая деформационная способность (до 250 %) при растяжении.

Известно, что в алюминиевых сплавах при нагреве и деформации имеет место только одна разновидность структурного превращения — динамическая рекристаллизация, выявленная сначала в опытах на сжатие [7], а затем на растяжение [8, 9]. Происходящие при динамической рекристаллизации структурные изменения заключаются в возникновении переходных режимов равноосной микроструктуры с очень мелкими зёрнами, размеры которых (1 ÷ 10 мкм) приблизительно равны размерам субзерен. Эффекты на границах зёрен, описанные в работе [10], и формирование мелкозернистой структуры позволяют прогнозировать появление структуры, способствующей проявлению сверхпластичности. При этом реализуется проскальзывание между зёрнами [2]. Такой механизм не определяется исходным структурным состоянием — литым или деформированным, а частично обусловлен

схемой напряженного состояния. Например, в литом алюминиевом сплаве марки 1561 [11] сверхпластические свойства проявляются только в условиях сжатия, поскольку при растяжении разрушение образца происходит раньше, чем пройдет динамическая рекристаллизация. Следовательно, справедливо утверждение о том, что переход алюминиевых сплавов в сверхпластическое состояние зависит не только от химического состава и термомеханической истории процесса, но и от условий формирования исходной структуры [2].

Результаты экспериментов и их обсуждение. Рассмотрим результаты исследования деформированного листа из сплава марки 1561 толщиной 10^{-2} м, полученного путем многоступенчатой продольной прокатки по стандартной технологии [12]. Заготовки круговых образцов для испытаний на растяжение нарезались в направлении прокатки. Сплав имеет следующий химический состав: Mg — 5,88 %; Mn — 1,03 %; Zr — 0,16 %; Si — 0,12 %; Fe — 0,08 %; Al — 92,73 %. Растяжение образцов сплава осуществлялось при $\theta = 533 \div 773$ К и скоростях деформирования $V_3 = 0,36 \cdot 10^{-3}$ м/с; $V_4 = 0,143 \cdot 10^{-3}$ м/с; $V_5 = 0,057 \cdot 10^{-3}$ м/с; $V_6 = 0,023 \cdot 10^{-3}$ м/с; $V_7 = 0,009 \cdot 10^{-3}$ м/с.

В ходе испытаний сплава марки 1561 [1] при больших значениях деформаций (≈ 240 %) не выявлено явных признаков скоростного разупрочнения (см. рис. 1). Очевидно, это обусловлено формированием на начальном этапе пластинчатой текстуры с вытянутым зерном, ориентированной в направлении прокатки. Особенности исходной структуры обусловили потерю в процессе растяжения устойчивости формы поперечного сечения, которое приняло эллипсообразную форму.

Для описания изменения формы поперечного сечения вводился коэффициент анизотропии [13] или его аналог — коэффициент нормальной пластической анизотропии [14], представляющий собой отношение деформаций, измеряемых по малой (ε'') и большой (ε') осям эллипсообразного поперечного сечения:

$$\psi = \varepsilon''/\varepsilon', \quad \psi \geq 1.$$

На рис. 2 приведена экспериментальная зависимость коэффициента анизотропии ψ от температуры при различных значениях скорости деформирования и степени деформации.

Анализ экспериментальных данных показывает, что коэффициент анизотропии существенно зависит от термомеханических условий деформирования. Так, в окрестности температуры $\theta \approx 693$ К при всех значениях скорости деформирования наблюдается локальное увеличение коэффициента ψ . При этом уменьшению максимальных значений ψ соответствует увеличение скорости деформирования. Заметим, что при увеличении степени деформации уменьшается влияние скорости на коэффициент анизотропии (см. рис. 2). Согласно [1] данный эффект наблюдается при значении температуры, которое предшествует значению, соответствующему метастабильному состоянию.

При высоких температурах ($\theta > 723$ К) можно выделить интервал $\theta = 753 \div 773$ К, в котором реализуется сверхпластичность. В указанном диапазоне коэффициенты анизотропии минимальны, их значения для различных скоростей деформирования близки, а при высоких степенях деформации (см. рис. 2, б) практически совпадают. Это позволяет предположить, что при минимальных значениях коэффициента анизотропии ψ существуют режимы сверхпластичности. Аналогичный результат получен в работе [2], причем уменьшение коэффициента ψ происходит вследствие сверхпластической деформации.

Установлено соответствие между результатами экспериментов и результатами исследования структурного состояния сплава марки 1561. Напомним, что опыты проводились на образцах, изготовленных из листа толщиной 10^{-2} м, полученного путем многоступенчатой продольной прокатки, при указанных выше значениях температуры, скорости и степени деформирования включая значения, соответствующие исходному недеформированному состоянию.

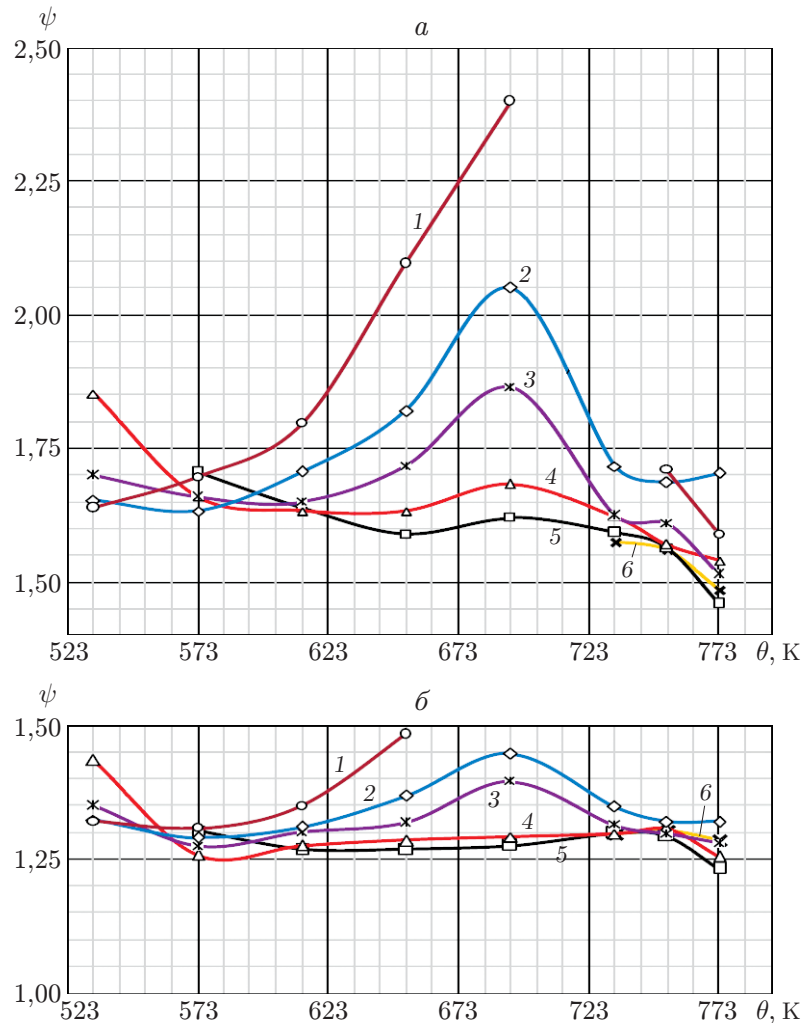


Рис. 2. Зависимость коэффициента анизотропии ψ от температуры θ при различных значениях степени деформации и скорости деформирования:
 а — $\bar{\varepsilon} = 0,3056$, б — $\bar{\varepsilon} = 0,6597$; 1 — $V_7 = 0,009 \cdot 10^{-3}$ м/с, 2 — $V_6 = 0,023 \cdot 10^{-3}$ м/с,
 3 — $V_5 = 0,057 \cdot 10^{-3}$ м/с, 4 — $V_4 = 0,143 \cdot 10^{-3}$ м/с, 5 — $V_3 = 0,36 \cdot 10^{-3}$ м/с, 6 —
 $V_2 = 0,877 \cdot 10^{-3}$ м/с

В исходной структуре сплава для образца, вырезанного из листа в продольном сечении в направлении, перпендикулярном плоскости листа, видны зерна, вытянутые в направлении прокатки (рис. 3,а). В то же время в плоскости листа данный эффект отсутствует. В образце, вырезанном в поперечном сечении, также наблюдаются вытянутые зерна (рис. 3,б). Как и в первом случае (см. рис. 3,а), зерна принимают “блинчатую” форму, образуя полосчатую структуру.

Максимальные значения коэффициента анизотропии соответствуют меньшим степеням деформации (см. рис. 2), что обусловлено сильно ориентированной текстурой материала (см. рис. 3,а,б), образовавшейся, как указывалось выше, в процессе многократной прокатки при изготовлении образца по стандартной технологии.

Исследование структуры сплава марки 1561 после проведения высокотемпературных испытаний на растяжение при различных значениях степени и скорости деформации показало, что при максимальных значениях коэффициента анизотропии (см. рис. 2), наблюдаемых при $\theta = 693$ К и низких скоростях деформации ($V_7 \div V_4$) в широком диапазоне

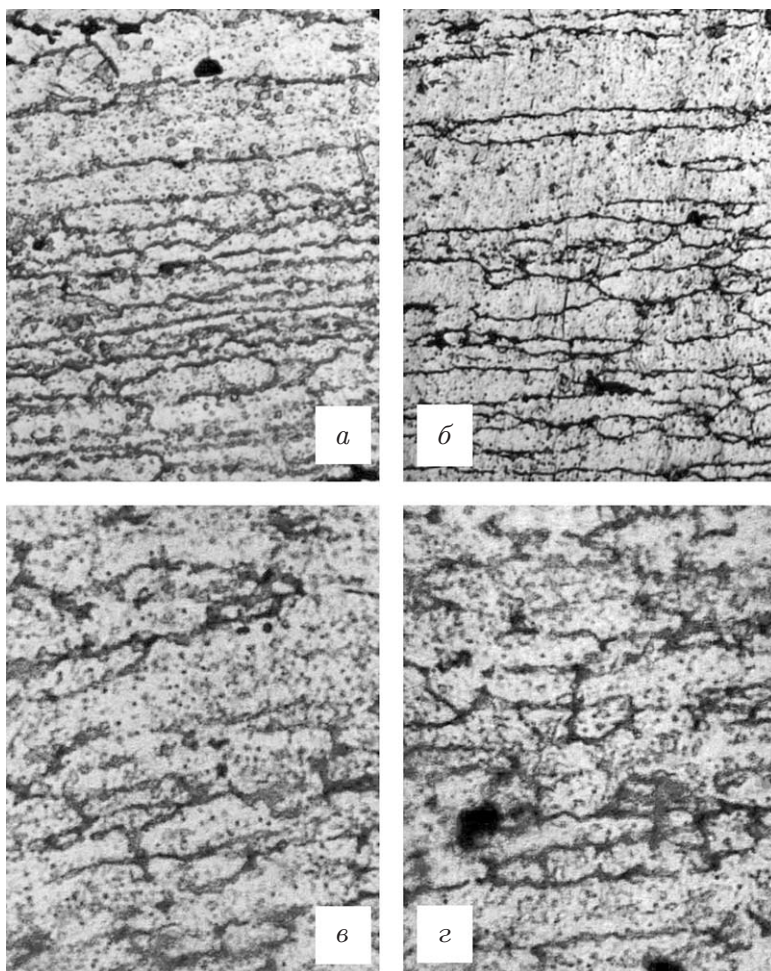


Рис. 3. Структуры образцов ($\times 250$) из сплава марки 1561 в исходном недеформированном состоянии (*a*, *б*) (*a* — продольное сечение, *б* — поперечное сечение) и после растяжения (продольное сечение) при $\theta = 693$ К, $V_7 = 0,009 \cdot 10^{-3}$ м/с и различных значениях степени поперечной деформации (*в*, *г*) (*в* — $\varepsilon' = 16,6$ %; *г* — $\varepsilon' = 33,3$ %)

значений степени деформации ($8,3 \div 41,6$ %), сохраняется полосчатая структура с сильно вытянутыми в определенном направлении зернами (рис. 3, *в, г*).

Следует отметить, что зерна становятся менее вытянутыми при увеличении степени деформации, а также скорости деформирования, которая хорошо коррелирует с поведением коэффициента анизотропии (см. рис. 2). При $\theta = 693$ К и высоких скоростях деформирования независимо от степени деформации ($8,3 \div 50,0$ %) в структуре сплава полосчатость не наблюдалась (рис. 4, *а, б*).

Минимальные значения коэффициента анизотропии сплава марки 1561, полученные в экспериментах при $\theta = 753$ К (см. рис. 2), согласуются с результатами экспериментального исследования его структуры при всех значениях степени и скорости деформации. Анализ структуры сплава при $\theta = 773$ К показывает, что независимо от степени и скорости деформирования полосчатость структуры отсутствует, о чем свидетельствует равномерное распределение частиц интерметаллидных фаз (рис. 4, *в, г*). Это возможно только в случае образования мелких равноосных зерен [15] и свидетельствует о том, что размер и форма зерен не зависят от степени деформации, а размеры зерен и существовавших ранее

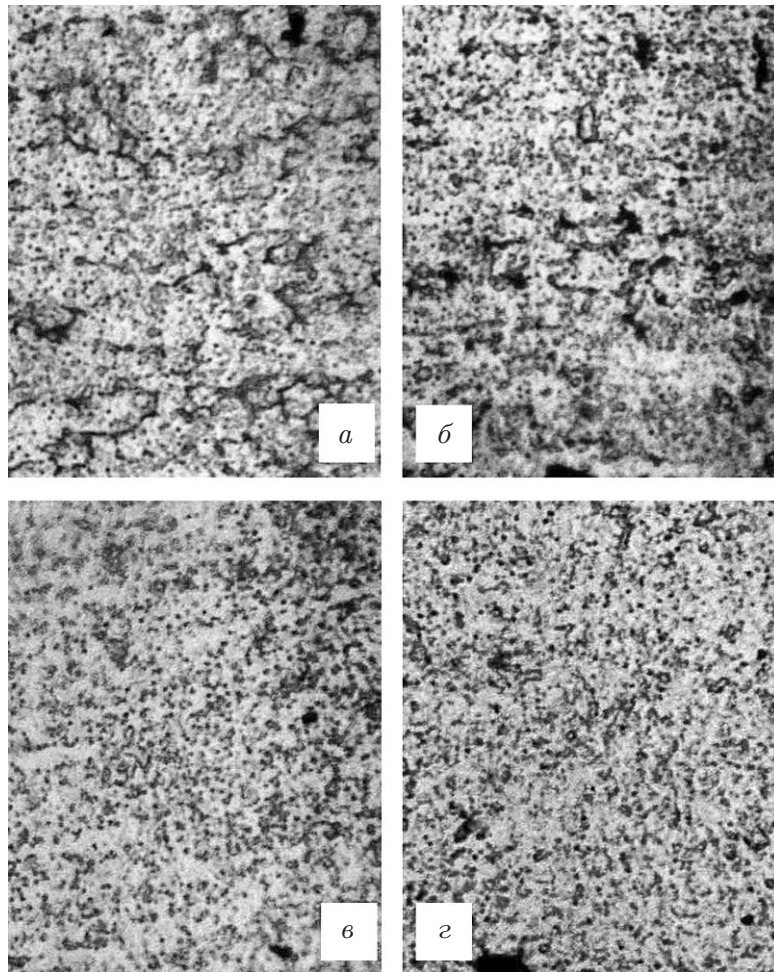


Рис. 4. Структуры поперечных сечений образцов после деформирования при различных температурно-скоростных режимах ($\times 250$):

a — $\theta = 693$ К, $V_3 = 0,36 \cdot 10^{-3}$ м/с, $\varepsilon' = 50$ %; *б* — $\theta = 693$ К, $V_2 = 0,877 \cdot 10^{-3}$ м/с, $\varepsilon' = 16,6$ %; *в* — $\theta = 753$ К, $V_6 = 0,023 \cdot 10^{-3}$ м/с, $\varepsilon' = 33,3$ %; *г* — $\theta = 753$ К, $V_3 = 0,36 \cdot 10^{-3}$ м/с, $\varepsilon' = 33,3$ %

субзерен различаются незначительно и остаются постоянными (см. рис. 4, в, г). Последнее является признаком полной динамической рекристаллизации [7].

Согласно [2] формирование мелкозернистой структуры является предпосылкой для реализации проскальзывания по границам зерен, характерного для сверхпластичности. При этом можно утверждать, что образование в процессе сверхпластической деформации сплава мелкозернистой равноосной структуры способствовало практически изотропной деформации во взаимно перпендикулярных направлениях в поперечных сечениях образцов. При этом коэффициент анизотропии имеет минимальное значение $\psi \approx 1,25$ (см. рис. 2, б) и не зависит от скорости деформирования.

В работах [12, 16] сделана попытка оптимизировать температурно-скоростные параметры горячей прокатки листов из литого алюминиевого сплава марки 1561 с использованием данных о сверхпластичности при осевом сжатии [11]. Заметим, что в результате прокатки в режимах сверхпластичности получены данные, подтверждающие формирование структуры, близкой к мелкозернистой (размер зерна $7 \div 12$ мкм). Об этом также свидетельствуют результаты механических испытаний гагаринских образцов, вырезанных из листа в продольном и поперечном направлениях, приведенные в таблице.

Средние значения механических характеристик образцов сплава марки 1561, полученных путем прокатки в режимах сверхпластичности

Направление вырезки образцов	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Продольное	164	350	21,6
Поперечное	168	330	15,3

Примечание. $\sigma_{0,2}$ — условный предел текучести; σ_B — временное сопротивление; δ — максимальное удлинение при разрыве.

Заключение. В работе получены результаты, свидетельствующие о зависимости коэффициента анизотропии от структуры сплава. При этом деформирование в условиях сверхпластичности можно считать одним из термомеханических способов уменьшения структурной и деформационной анизотропии исходно-текстурированного материала. Коэффициент анизотропии можно рассматривать в качестве одного из макропараметров материала, характеризующих происходящие структурные преобразования и позволяющих количественно оценить степень и полноту структурных изменений относительно исходного состояния в меняющемся поле температур и скоростей деформации.

Таким образом, изучение влияния термомеханических условий деформирования на поведение коэффициента анизотропии и изменение структуры сплава позволяет, например, подбирать режимы для подготовки листов к пневмо-, газоформовке.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рудской А. И. Механика динамической сверхпластичности алюминиевых сплавов / А. И. Рудской, Я. И. Рудаев. СПб.: Наука, 2009.
2. Кайбышев О. А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия, 1984.
3. Пресняков А. А. Концепция сверхпластического течения металлов и сплавов / А. А. Пресняков, У. К. Дуйсеналиев. Алма-Ата: Сигнет-Принт, 2006.
4. Олемской А. И. Синергетика конденсированной среды / А. И. Олемской, А. А. Кацнельсон. М.: УРСС, 2003.
5. Китаева Д. А., Рудаев Я. И. Синергетические представления в механике динамической сверхпластичности // Науч.-техн. ведомости Санкт.-Петербур. гос. политехн. ун-та. 2013. Вып. 4-1. С. 274–283.
6. Макклиток Ф. Деформация и разрушение материалов / Ф. Макклиток, А. Аргон. М.: Мир, 1970.
7. Вайнблат Ю. М., Шаршагин Н. А. Динамическая рекристаллизация алюминиевых сплавов // Цв. металлы. 1984. № 2. С. 67–70.
8. Пазылов Ш. Т., Паняев В. А. Особенности деформации алюминиевых сплавов в состоянии рекристаллизационной сверхпластичности // Прочность материалов и конструкций. Фрунзе: Фрунзенский политехн. ин-т, 1987. С. 87–98.
9. Золотаревский Ю. С., Паняев В. А., Рудаев Я. И. и др. Сверхпластичность некоторых алюминиевых сплавов // Судостроит. пром-сть. Сер. Материаловедение. 1990. Вып. 16. С. 21–26.
10. Кайбышев О. А. Границы зерен и свойства металлов / О. А. Кайбышев, Р. З. Валиев. М.: Металлургия, 1987.
11. Жданов Н. В., Паняев В. А., Рудаев Я. И., Чашников Д. И. Температурно-скоростная деформация литого алюминиевого сплава 1561 // Судостроит. пром-сть. Сер. Материаловедение. 1990. Вып. 15. С. 21–26.

12. **Барахтина Н. Н., Золотаревский Ю. С., Рудаев Я. И. и др.** Исследование оптимальных температурно-скоростных параметров горячей прокатки листов из литого алюминиевого сплава АМг61 (1561) // *Вопр. материаловедения*. 1992. Вып. 19/20. С. 72–79.
13. **Пазылов Ш. Т., Оморов Н. А., Рудаев Я. И.** О деформационной анизотропии алюминиевых сплавов // *Вестн. Тамбов. ун-та*. 2010. Т. 15, вып. 3. С. 974–975.
14. **Адамеску Р. А., Митюшов Е. А., Митюшова Л. Л., Фролова М. В.** Метод расчета коэффициента нормальной пластической анизотропии металлов кубической сингонии // *Металлы*. 1990. № 1. С. 173–179.
15. **Золоторевский В. С.** Структура и прочность литых алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1981.
16. **Кунеев В. А., Пазылов Ш. Т., Рудаев Я. И., Чашников Д. И.** Технологии динамической сверхпластичности // *Пробл. машиностроения и надежности машин*. 2002. № 6. С. 62–70.

*Поступила в редакцию 18/IX 2014 г.,
в окончательном варианте — 18/XII 2014 г.*
