

УДК 620.178.6:669.715

Н.Д. Щетинина¹, А.С. Рудченко¹, А.А. Селиванов¹

**ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ
МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ
ПРИ РАЗРАБОТКЕ РЕЖИМОВ ДЕФОРМАЦИИ
АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ (обзор)**

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-20-34

Представлен обзор публикаций в области исследования процессов деформации алюминий-литиевых сплавов, применяемых в конструкциях изделий авиационной и космической техники. Данный обзор обобщает исследования, посвященные влиянию параметров обработки давлением на структурообразование в алюминий-литиевых сплавах, а также математическому моделированию, применительно к процессам горячей деформации. Рассмотрены подходы, которые применяются исследователями в ходе разработки оптимальных режимов деформации алюминий-литиевых сплавов.

Ключевые слова: алюминий-литиевые сплавы, горячая деформация, параметр Зенера–Холломона, модель Аррениуса, реологическая модель, карты деформации.

N.D. Shchetinina¹, A.S. Rudchenko¹, A.A. Selivanov¹

**THE APPROACHES THAT ARE USED
FOR DEVELOPED OF OPTIMAL STRAIN MODES
OF ALUMINUM-LITHIUM ALLOYS (review)**

Provides a review of publications in the field of the research of aluminum-lithium alloys deformation processes, which are used in the construction of aircraft and space technology products. The review summarizes the research that are devoted to the influence of parameters of pressure treatment on structure formation processes in aluminum-lithium alloys and the mathematical modeling as applied to hot deformation processes. The article discusses the approaches that are used by researchers in the development of optimal deformation modes of aluminum-lithium alloys.

Keywords: aluminum-lithium alloys, hot deformation, Zener–Hollomon parameter, Arrhenius model, dynamic model of materials, processing maps.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Алюминий-литиевые сплавы обладают рядом преимуществ, позволяющих им успешно конкурировать с алюминиевыми сплавами других систем легирования, для применения при изготовлении изделий авиационной и космической техники. Применение алюминий-литиевых сплавов при изготовлении конструкций летательных аппаратов способствует повышению их весовой эффективности вследствие того, что они обладают пониженной плотностью и имеют высокий уровень механических эксплуатационных и коррозионных характеристик [1–5].

Современные алюминий-литиевые сплавы разработаны на основе следующих систем легирования: Al–Cu–Li (В-1461, В-1469, В-1480, В-1481, 2195, 2196, 2297, 2397,

2198, 2099, 2199, 2050, 2055, 2060); Al–Cu–Mg–Li (1441) и Al–Mg–Li (1424). Свойства сплавов данных групп зависят от фазового состава и таких параметров микроструктуры, как дисперсность и морфология выделений упрочняющих фаз, а также от кристаллической ориентации зерен, которые, в свою очередь, изменяются в зависимости от параметров термомеханической обработки [6, 7]. Будучи высоколегированными, сплавы данных групп претерпевают сложные превращения в процессе термической обработки, характер которых оказывает влияние на характеристики трещиностойкости, вязкости разрушения и коррозионной стойкости [8, 9]. Наряду с разработкой режимов многоступенчатого старения, одной из главных задач, определяющих свойства алюминий-литиевого сплава, является разработка режимов деформирования, обеспечивающих получение полуфабрикатов с благоприятно кристаллографически ориентированной структурой и необходимым уровнем механических свойств [3–5, 10, 11].

В процессе создания полуфабрикатов из алюминий-литиевых сплавов исследователи сталкиваются с рядом сложностей, такими как низкая технологичность в ходе деформации, невысокие значения относительного удлинения в высотном направлении и анизотропия механических свойств. Свойства получаемого полуфабриката во многом зависят от температурно-скоростных условий обработки, оказывающих влияние на характер протекания наблюдаемых в структуре сплава процессов разупрочнения (динамической полигонизации и рекристаллизации).

Снижение склонности алюминий-литиевого сплава к рекристаллизации может обеспечить изменение механизма разрушения от межзеренного к внутризеренному, что оказывает положительное влияние на относительное удлинение сплава [12]. Однако полуфабрикаты с нерекристаллизованной структурой склонны к анизотропии механических свойств вследствие текстурообразования [9, 11, 13–16]. Выраженную анизотропию механических свойств алюминий-литиевых сплавов (особенно в направлении 45 градусов относительно направления прокатки) принято связывать с развитием компонента текстуры «латуни» ($\{011\}\langle 21\bar{1}\rangle$) [12, 15–17].

Помимо текстурообразования, в ходе деформации алюминий-литиевых сплавов исследователи также сталкиваются с такой проблемой, как склонность сплавов данной системы легирования к образованию в полуфабрикатах полос локализации пластической деформации [18–20], которые являются проявлением неустойчивости пластической деформации материала [21, 22]. Неустойчивость пластической деформации (течения) – это такое поведение нагруженного деформируемого тела, которое при условии отсутствия внешних воздействий приводит к нарушению равномерности накопления упругой энергии во времени [21]. Для того чтобы избежать появления в полуфабрикате острой текстуры деформации, а также локализации пластической деформации, необходимо проводить деформацию с учетом оптимальных параметров процесса [19, 20, 23]. Определение оптимальных температурно-скоростных условий деформации конкретного сплава возможно путем применения методов математического моделирования.

Математическое моделирование применительно к процессам горячей деформации

Для описания поведения сплава в процессе его деформирования используются определяющие уравнения вида (1), которые связывают напряжение течения с такими параметрами процесса, как степень деформации, температура и скорость деформации [24]:

$$\sigma = K(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon})^{m(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon})}, \quad (1)$$

где σ – напряжение течения; T – температура деформации; ε – степень деформации; $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации; K и m – константы.

В данном случае напряжение течения – это мгновенное значение напряжения, необходимое для продолжения пластической деформации материала [25, 26]. При построении модели пластического течения сплава константы определяющих уравнений находят путем анализа эмпирических данных.

Описание реологических свойств материала при помощи параметра Зинера–Холломона

Совместное влияние температуры и скорости деформации на поведение металлического материала в процессе деформирования может быть задано с использованием параметра Зинера–Холломона, называемого температурно-компенсированной скоростью деформации [20, 24, 27–37]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right), \quad (2)$$

где Z – параметр Зинера–Холломона; R – универсальная газовая постоянная; Q – энергия активации процесса пластической деформации.

Увеличение параметра Z (по причине снижения температуры или роста скорости деформации) приводит к увеличению напряжения деформирования, и наоборот. Значение параметра Z дает возможность судить о том, какой механизм разупрочнения является преобладающим для данных условий: при относительно невысоких значениях Z следует ожидать развития процесса динамической рекристаллизации, высокие значения Z свидетельствуют о том, что преобладающим механизмом является динамический возврат [28].

Параметр Z возможно выразить через гиперболический синус напряжений [20, 24, 27–33]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n; \quad (3)$$

$$\ln Z = \ln \dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)], \quad (4)$$

где σ – напряжение течения; A , α , n – постоянные, значения которых определяются экспериментально; выражение (4) – результат логарифмирования уравнения (3).

При построении модели пластического течения сплава определяют значения энергии активации и неизвестных констант A , α и n , входящие в выражение (3). Постоянные α и n не зависят от температуры, не имеют физического смысла и определяются математическим подбором с использованием экспериментальных значений напряжений на кривых деформации [27, 31, 38]. При этом константу α подбирают таким образом, чтобы обеспечивалась параллельность прямых линий графиков зависимостей $\ln \dot{\varepsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$, соответствующих различным температурам деформации (рис. 1, а), а константа n определяется наклоном этих линий [28, 38, 39]. Значение постоянной A и энергии активации Q определяют из анализа зависимостей $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{1}{T}$ для различных скоростей деформации: наклон линий на графике определяет значение Q , константу A определяют по пересечению прямых с осью ординат (рис. 1, б) [28, 38, 39].

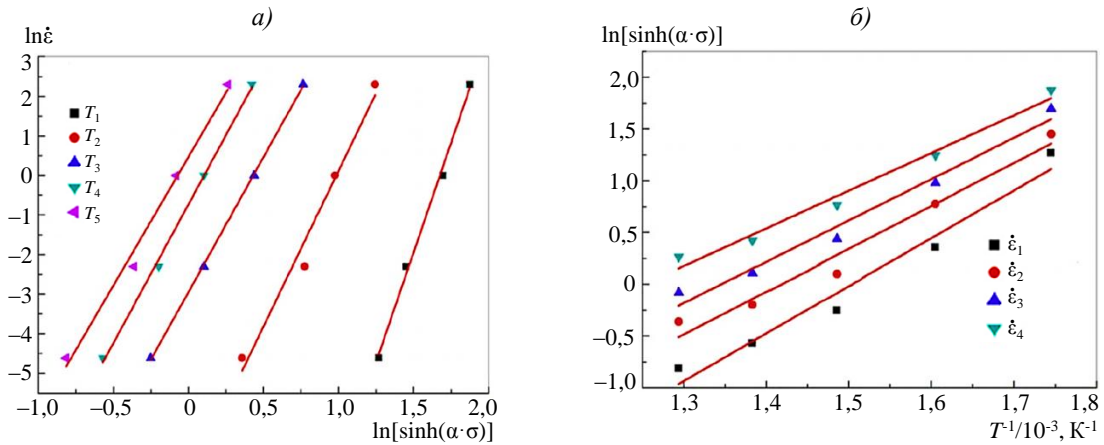


Рис. 1. Определение констант A , n , α и энергии активации пластической деформации Q при горячей деформации:

a – определение констант n и α ; b – определение константы A и энергии активации Q

Значения параметров A , n , Q и α в выражении (3) меняются при изменении степени деформации. Коэффициенты α и n экспоненциально уменьшаются, тогда как энергия активации Q и $\ln A$ увеличиваются с ростом степени деформации [24, 32]. Рассчитав по описанной ранее методике значения параметров A , n , Q и α с использованием значений напряжения течения для различных степеней деформации, строят регрессионные зависимости, где искомые параметры являются полиномиальными функциями пятого порядка от степени деформации [24, 32] – выражения (5)–(8); выражение (9) получают из уравнения (3):

$$\left\{ \begin{array}{l} \alpha = a_0 + a_1 \varepsilon + a_2 \varepsilon^2 + a_3 \varepsilon^3 + a_4 \varepsilon^4 + a_5 \varepsilon^5 \quad (5) \\ Q = Q_0 + Q_1 \varepsilon + Q_2 \varepsilon^2 + Q_3 \varepsilon^3 + Q_4 \varepsilon^4 + Q_5 \varepsilon^5 \quad (6) \\ n = n_0 + n_1 \varepsilon + n_2 \varepsilon^2 + n_3 \varepsilon^3 + n_4 \varepsilon^4 + n_5 \varepsilon^5 \quad (7) \\ \ln A = A_0 + A_1 \varepsilon + A_2 \varepsilon^2 + A_3 \varepsilon^3 + A_4 \varepsilon^4 + A_5 \varepsilon^5 \quad (8) \\ Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2) \\ \sigma = \left(\frac{1}{\alpha}\right) \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{2/n} + 1\right]^{1/2} \right\}, \quad (9) \end{array} \right.$$

где a_0 – a_5 , Q_0 – Q_5 , n_0 – n_5 , A_0 – A_5 – коэффициенты регрессии.

После определения коэффициентов регрессии выражения (5)–(8) позволяют рассчитать для заданной степени деформации значения параметров A , n , Q и α , подставляя которые в выражения (2) и (9), получают уравнение, позволяющее рассчитать значение напряжения течения для заданной скорости и температуры деформации. Модель пластического течения такого типа называют моделью Аррениуса.

Учет влияния повышения температуры вследствие деформационного нагрева на напряжение течения

Повышение температуры вследствие деформационного нагрева наблюдается при деформации с высокими скоростями и может достигать нескольких сотен градусов.

Значение повышения температуры возможно оценить с использованием выражения (10) [20, 29]:

$$\int_{T_0}^{T_0+\delta T} \rho c \delta T = \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon_0+\delta\varepsilon} \sigma \delta\varepsilon \rightarrow \delta T = \frac{\dot{\sigma} \delta\varepsilon}{\rho c}, \quad (10)$$

где ρ – плотность; c – удельная теплоемкость; $\dot{\sigma}$ – среднее напряжение течения, рассчитанное по кривой «напряжение–деформация».

Для оценки влияния повышения температуры на напряжение течения следует использовать следующее выражение [20, 29]:

$$\delta\sigma_i = \left[\frac{\delta\sigma}{\delta\left(\frac{1}{T}\right)} \right]_{\delta\varepsilon_i, \dot{\varepsilon}} \left[\frac{1}{T_{\text{iso}} + \delta T} - \frac{1}{T_{\text{iso}}} \right], \quad (11)$$

где T_{iso} – температура без дополнительного нагрева.

При этом не существует правила, определяющего, при каком значении скорости деформации следует учитывать дополнительный нагрев, поскольку многие исследователи не учитывают его в своих научных работах.

Построение карт деформации с использованием реологической модели

Реологическая модель (dynamic materials model) впервые была применена Y.V.R.K. Prasad для моделирования поведения сплава Ti-6242 в процессе горячейковки [40]. По этой модели подвергаемая горячей деформации заготовка рассматривается в качестве рассеивателя энергии, получаемой при механическом воздействии инструмента. Рассеивание энергии осуществляется по двум механизмам: большая часть энергии расходуется за счет преобразования в теплоту (G -составляющая), остальная часть – за счет динамических микроструктурных изменений в структуре зерен поликристалла (J -составляющая) [19–20, 24, 35–37, 40–43]:

$$P = J + G = \sigma \dot{\varepsilon} = \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} \delta\sigma + \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma \delta\dot{\varepsilon}. \quad (12)$$

Обе составляющие зависят от скорости производства энтропии, при этом слагаемое G описывает перенос энтропии через границы образца, т. е. его формоизменение и упрочнение, а слагаемое J описывает производство энтропии внутри образца [44].

При условии постоянства температуры и степени деформации влияние изменения скорости деформации на напряжение течения описывается определяющим уравнением

$$\sigma = K \dot{\varepsilon}^m. \quad (13)$$

В выражении (13) коэффициент m , называемый коэффициентом скоростной чувствительности деформации, зависит от текучести материала и показывает, как распределяется рассеиваемая энергия между составляющими G и J [19, 20, 24, 33, 40]:

$$\left[\frac{\partial J}{\partial G} \right]_{\varepsilon, T} = \frac{\dot{\varepsilon} \delta\sigma}{\sigma \delta\dot{\varepsilon}} = \frac{\dot{\varepsilon} \sigma \delta \ln \sigma}{\sigma \dot{\varepsilon} \delta \ln \dot{\varepsilon}} \approx \left[\frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \dot{\varepsilon}} \right]_{\varepsilon, T} = m. \quad (14)$$

Коэффициент m принимает постоянное для любой скорости и температуры деформации значение [44]. Из уравнений (12)–(14) следует:

$$J = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon}. \quad (15)$$

Для случая идеального рассеивания $m=1$ и $J=J_{\max}$, при этом эффективность рассеивания энергии J может быть выражена как безразмерный коэффициент η , называемый коэффициентом эффективности диссипации механической энергии:

$$\eta_{\text{Prasad}} = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1}. \quad (16)$$

При помощи безразмерного коэффициента η , характеризующего скорость производства энтропии, описывается способность материала рассеивать энергию при деформировании [44]. Влияние температуры и скорости деформации на коэффициент η возможно описать графически при помощи карты рассеивания энергии.

N. Kumar и Y.V.R.K. Prasad также разработали параметр нестабильности пластической деформации ξ , основываясь на так называемом принципе максимальности производства энтропии [19, 20, 24, 33, 40]:

$$\xi_{\text{Prasad}} = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \leq 0. \quad (17)$$

Безразмерный параметр ξ описывает возможность появления негативно влияющей на механические свойства полуфабриката локализации пластической деформации в структуре материала на микро- и мезоуровнях [44]. Отрицательное значение параметра ξ означает, что в процессе деформирования при данной температуре и скорости деформации возможно проявление неустойчивости пластического течения – например, в виде макроскопических полос сосредоточенной деформации, вызванных локальным адиабатическим нагревом, и микроскопических полос скольжения [19, 20, 44].

Влияние скорости и температуры деформации на параметр нестабильности пластической деформации также может быть отражено графически на карте нестабильности. Путем наложения карты нестабильности на карту рассеивания энергии получают карту деформации, при помощи которой возможно определить оптимальные условия деформации для данного сплава. Таким образом, при моделировании режимов термомеханической обработки металлических сплавов используется методология нахождения параметров η и ξ , а также построение карт деформации.

Структурообразование в алюминий-литиевых сплавах в процессе горячей деформации

Горячая деформация алюминий-литиевых сплавов происходит при участии процессов разупрочнения, которые оказывают влияние на размер и ориентацию зерен в структуре, а также на механические свойства получаемого полуфабриката [45–47]. При достижении определенной степени деформации завершается упрочнение и начинается установившаяся стадия деформации. Вид кривых течения σ – ϵ (напряжение–деформация) зависит как от химического состава сплава, так и от параметров процесса деформирования [39, 48, 49]. Например, на рис. 2 представлены кривые течения алюминий-литиевого сплава 2060, полученные в ходе деформации образцов сжатием при различных температурно-скоростных условиях [13].

По мере развития деформации активизируются процессы динамического возврата, что приводит к снижению напряжения течения: рис. 2, а демонстрирует, что при условии постоянства температуры деформации, с увеличением скорости от 0,01 до

1 c^{-1} напряжение течения возрастает; на рис. 2, б видно, что при постоянной скорости деформации рост температуры процесса приводит к снижению напряжения течения.

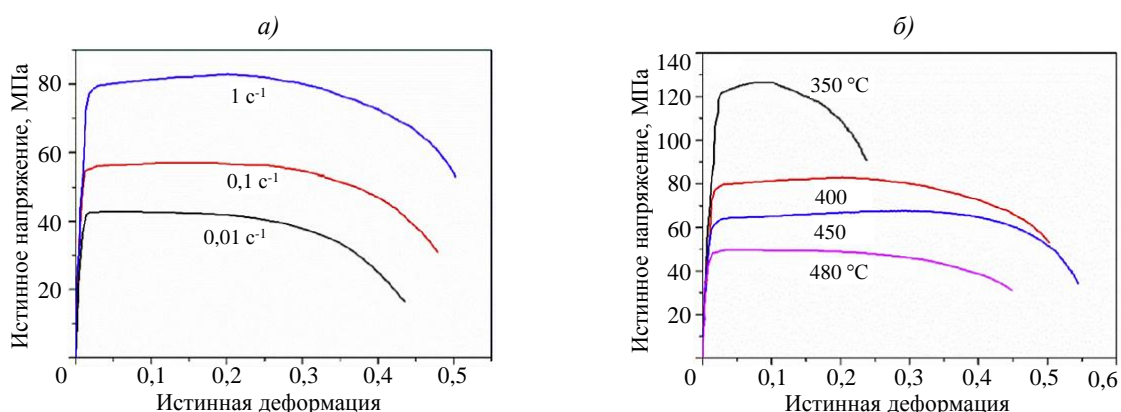


Рис. 2. Кривые течения алюминий-литиевого сплава 2060 при различных температурно-скоростных условиях деформации [13]

На установившейся стадии деформации реализуется равновесие между процессами деформационного упрочнения и разупрочнения, происходит либо динамическая полигонизация, либо динамическая рекристаллизация. Характер протекания этих процессов зависит от температурно-скоростных условий деформации и влияет на размер и ориентацию составляющих микроструктуры полуфабриката и его прочностные свойства. Например, влияние температурно-скоростных условий деформации на структуру и свойства образцов из сплава 2195, деформированных при сжатии, исследовали в работе [34]. На рис. 3 показана зависимость значений твердости по Виккерсу от расстояния от края испытываемого образца при различных значениях параметра Зинера–Холломона.

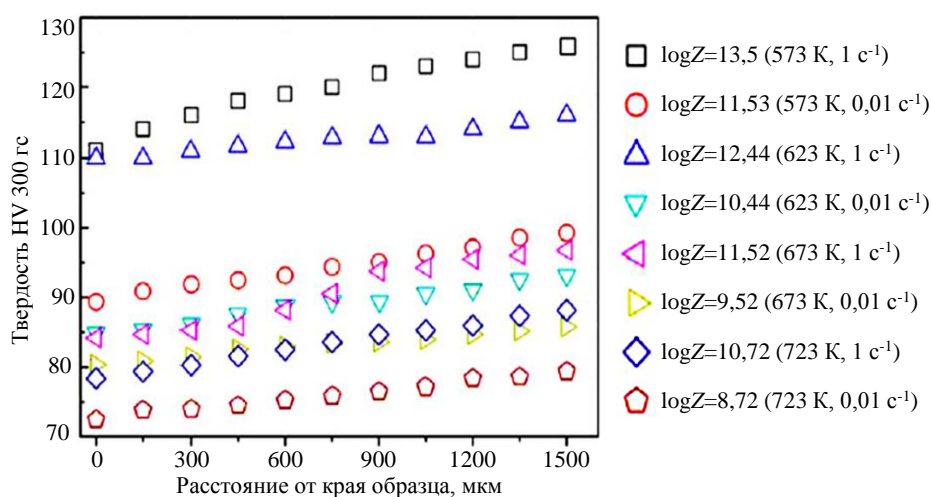


Рис. 3. Зависимость значений твердости по Виккерсу от расстояния от края испытываемого образца при различных значениях параметра Зинера–Холломона [34]

Видно, что при больших значениях параметра Z наблюдается более интенсивное увеличение твердости в результате деформационного упрочнения. Характер изменения микроструктуры сплава 2195 в зависимости от значений параметров процесса деформации отражен на изображениях EBSD-сканирования, представленных на рис. 4; данные об ориентации структурных составляющих показаны в табл. 1.

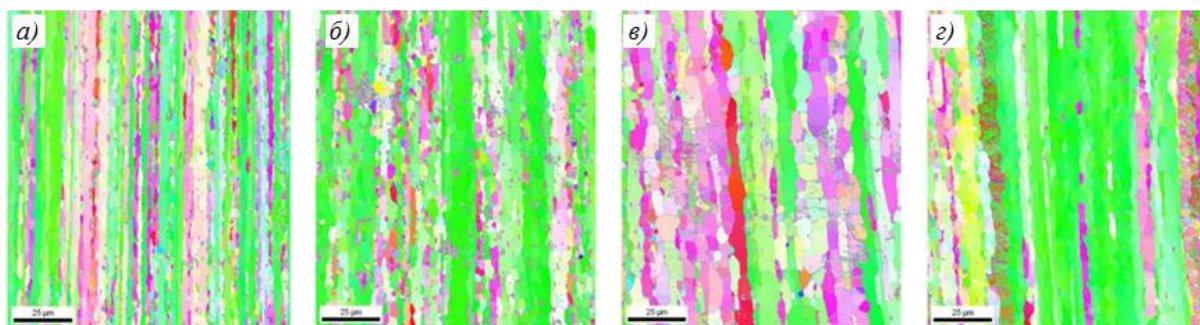


Рис. 4. Микроструктура, полученная путем EBSD-сканирования образцов из сплава 2195, деформированных при различных температурно-скоростных условиях [34]:

a – при 350 °С, $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ c}^{-1}$; *б* – при 400 °С, $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ c}^{-1}$; *в* – при 450 °С, $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ c}^{-1}$; *г* – при 450 °С, $\dot{\varepsilon} = 10^{-1} \text{ c}^{-1}$

Таблица 1

Процентное соотношение количества малоугловых и большеугловых границ в структуре образцов из сплава 2195, деформированных при различных температурно-скоростных условиях [34]

Условия деформирования	Малоугловые границы ($\theta=2-5^\circ$), %	Малоугловые границы ($\theta=5-15^\circ$), %	Большеугловые границы ($\theta>15^\circ$), %
При 350 °С, $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ c}^{-1}$	8,4	12,2	79,4
При 400 °С, $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ c}^{-1}$	5,0	5,1	89,8
При 450 °С, $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ c}^{-1}$	6,1	3,9	90,0
При 450 °С, $\dot{\varepsilon} = 10^{-1} \text{ c}^{-1}$	9,1	9,1	81,8

При постоянной скорости деформации 10^{-2} c^{-1} увеличение температуры с 350 до 400 °С приводит к росту размера субзерен в структуре. Увеличение температуры деформации до 450 °С обеспечивает протекание динамической рекристаллизации, причем степень рекристаллизации падает при увеличении скорости деформации до 1 c^{-1} .

Таким образом, при увеличении температуры и уменьшении скорости деформации напряжение течения на установившейся стадии деформации падает, интенсивность упрочнения снижается, при этом уменьшается общая плотность дислокаций, размер субзерен или зерен в структуре увеличивается.

Описанные в данной статье математические подходы возможно применять для моделирования кривых деформации и получения представлений о микроструктурных изменениях в ходе деформирования алюминий-литиевых сплавов при различных параметрах процесса деформации. В работе [23] осуществляли моделирование пиковых значений напряжения в процессе деформации сплава В-1469 и получили аналитические выражения для параметра Зинера–Холломона и пиковых напряжений в процессе горячей деформации:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{336500}{RT}\right); \quad (18)$$

$$\sigma = 31,83 \operatorname{arcsinh}(3,18 \cdot 10^{-6} Z^{0,253}). \quad (19)$$

Зависимость экспериментальных и расчетных значений пиковых напряжений течения от величины параметра Z показана на рис. 5. Видно, что напряжение течения при деформации сплава В-1469 падает с ростом температуры и уменьшением скорости деформации в полном соответствии с изменением параметра Зинера–Холломона.

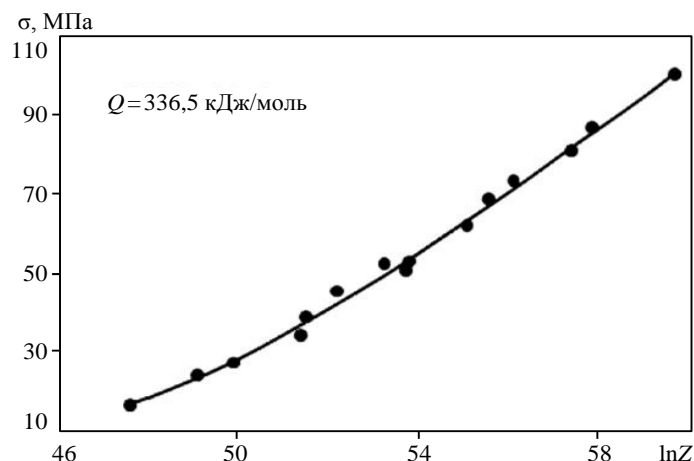


Рис. 5. Экспериментальные и расчетные значения пиковых напряжений деформирования сплава В-1469 в зависимости от величины параметра Зинера-Холломома [23]

Модель Аррениуса успешно используется исследователями для предсказания поведения алюминий-литиевых сплавов в ходе горячей деформации [32, 35]. В работе [32] модель Аррениуса, а также модель Джонсона-Кука применялись для прогнозирования хода кривых «напряжение-деформация» при испытании на горячее сжатие образцов из сплава марки 2297 (рис. 6). Видно, что данные, полученные путем применения модели Аррениуса, демонстрируют наилучшую сходимость с экспериментальными.

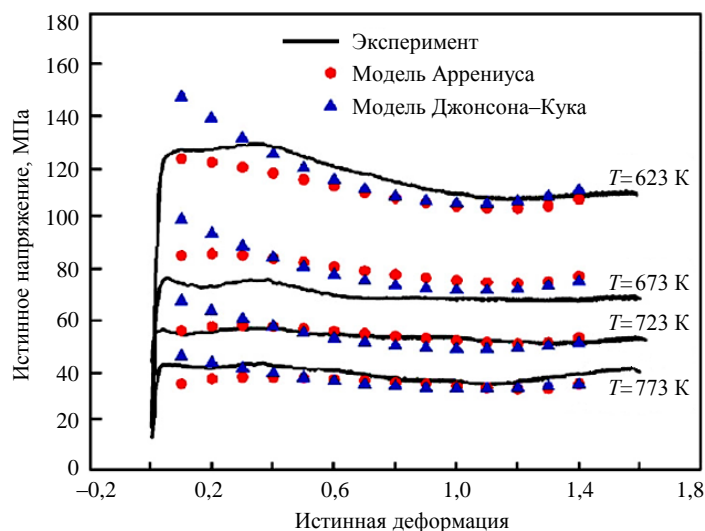


Рис. 6. Сравнение результатов прогнозирования и эксперимента при испытании образцов из сплава марки 2297 на горячее сжатие со скоростью деформации $0,001 \text{ с}^{-1}$ [32]

Многие исследователи используют карты деформации для прогнозирования влияния параметров деформации на характер протекания изменений в структуре сплава. Области на карте деформации с минимальными значениями коэффициента эффективности диссипации механической энергии (η) соответствуют только лишь процессам упрочнения, области с высокими значениями η соответствуют как процессам упрочнения, так и разупрочнения; области, где наблюдаются отрицательные значения параметра неустойчивости пластической деформации (ξ), указывают на проявление локализации пластической деформации [42, 44]. На карте деформации для

степени деформации 0,5 сплава 2060, изображенной на рис. 7, контуром обозначены значения коэффициента η , а серые области соответствуют отрицательным значениям параметра ξ . Оптимальным условиям деформирования для сплава 2060 будут соответствовать интервал скоростей деформации от 0,01 до 3 с⁻¹ и интервал температур деформации от 380 до 500 °С.

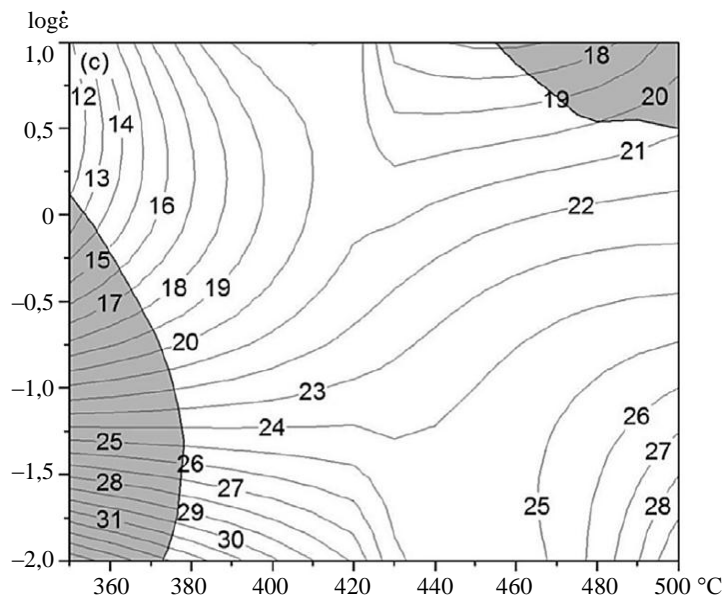


Рис. 7. Карта деформации сплава 2060 для степени деформации 0,5 [20]

В работах [35, 36] для сплавов системы Al–Cu–Li получены выражения, описывающие влияние скорости и температуры деформации на напряжение течения (табл. 2), а также построены карты деформации (рис. 8).

Таблица 2

Выражения, описывающие влияние скорости и температуры деформации на напряжение течения для сплавов 2195 и 2A97 [35, 36]

Сплав (состав – % (по массе))	Выражение	Степень деформации
2195	$\dot{\epsilon} = 1,8 \cdot 10^{12} [\sinh 0,038\sigma]^{3,78} \exp\left(\frac{-243000}{RT}\right)$ (20)	0,5
2A97 (Al–3,5Cu–1,5Li–0,5Mg– –0,5Zn–0,3Mn–0,1Zr–0,08Ti)	$\dot{\epsilon} = 5,88 \cdot 10^{12} [\sinh 0,0099\sigma]^{7,95} \exp\left(\frac{-167090}{RT}\right)$ (21)	0,1

Карта деформации для сплава 2A97 (рис. 8, а) и ряд аналогичных ей карт, построенных для различных значений степеней деформации в работе [35], указывают, что в ходе деформирования данного сплава следует избегать деформации при температурах в интервале от 300 до 365 °С и скоростях деформации от 10^{-1,75} до 10^{-0,5} с⁻¹, а также при температурах в интервале от 380 до 500 °С и скоростях от 0 до 10 с⁻¹. Сплав 2A97 обладает низкой технологичностью при проведении термомеханической обработки в этих условиях. Карта деформации для сплава 2195 (рис. 8, б) и аналогичные ей, представленные в работе [36], демонстрируют, что деформация сплава 2195 в условиях, соответствующих интервалам скоростей от 10⁻² до 10^{-1,5} с⁻¹ и от 10^{-0,5} до 10 с⁻¹ и интервалу температур от 400 до 450 °С, обеспечивает полное протекание восстановительных процессов в структуре сплава. Авторы работы

[36] приходят к выводу о том, что указанные интервалы скоростей и температур являются оптимальными условиями для деформации сплава 2195.

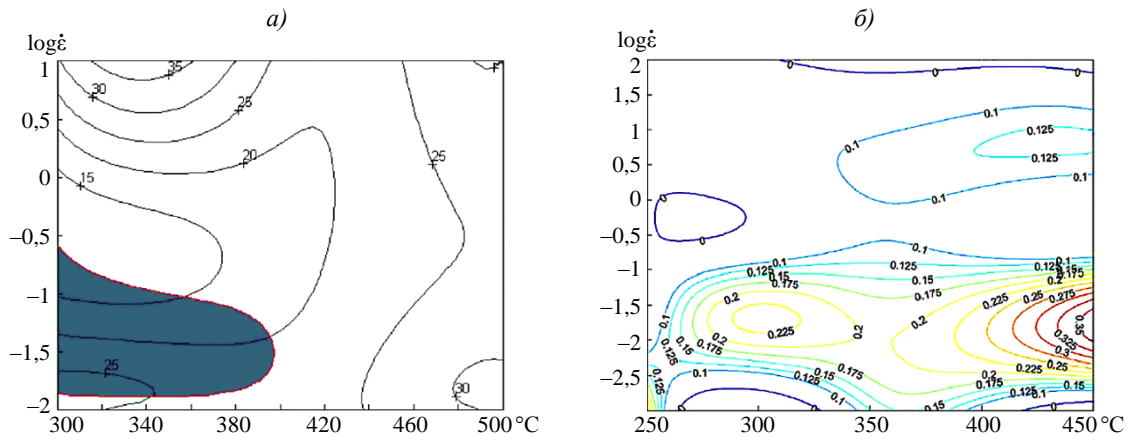


Рис. 8. Карты деформации для сплавов 2A97 и 2195: *a* – сплав 2A97, $\epsilon=0,1$ [35]; *б* – сплав 2195, $\epsilon=0,5$ [36]

Деформирование алюминий-литиевых сплавов при температурно-скоростных условиях, соответствующих областям нестабильности пластического течения на картах деформации, может привести к появлению в структуре областей локализации пластической деформации. На рис. 9 представлены изображения микроструктуры сплавов 2195 и 2050, полученные в ходе деформации сжатием при различных условиях.

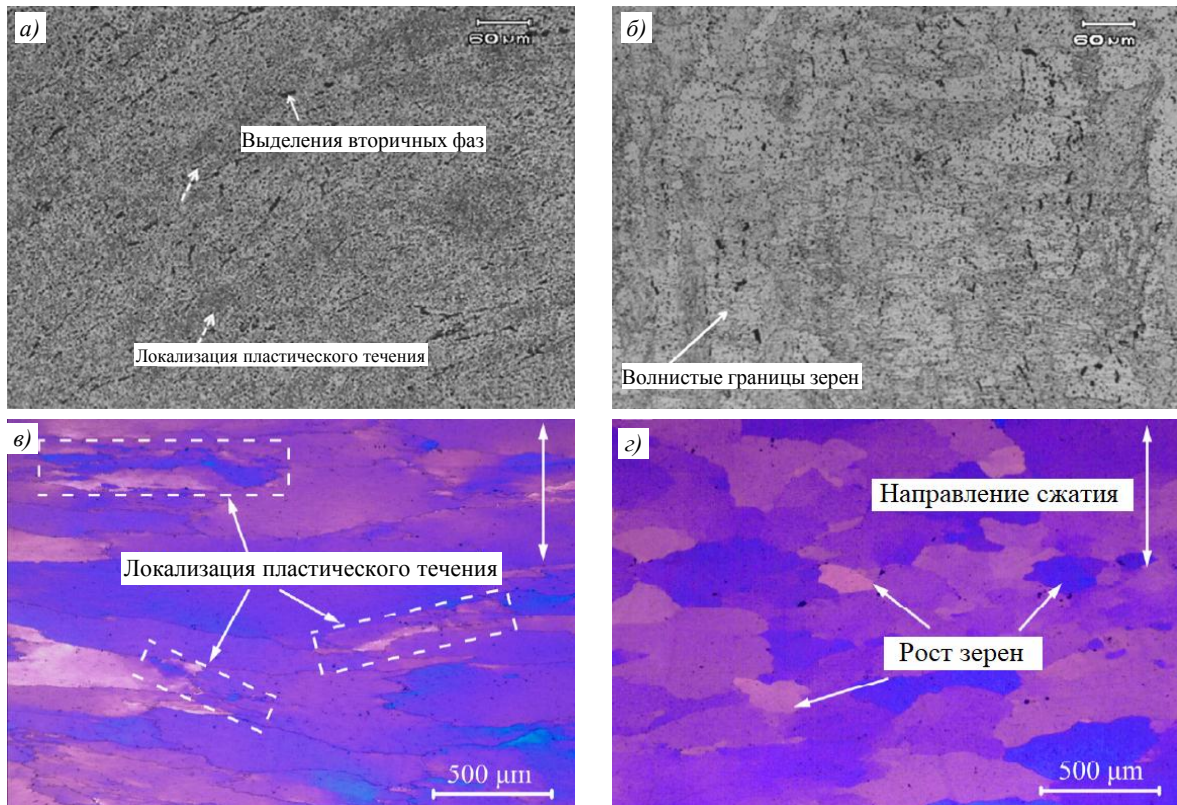


Рис. 9. Изображения микроструктуры сплавов 2195 и 2050, полученные в ходе деформации сжатием при различных температурно-скоростных условиях:

a – сплав 2195 [36] при 250 °C, $\dot{\epsilon}=10 \text{ c}^{-1}$; *б* – сплав 2195 [36] при 450 °C, $\dot{\epsilon}=10 \text{ c}^{-1}$; *в* – сплав 2050 [19] при 340 °C; $\dot{\epsilon}=10 \text{ c}^{-1}$, *г* – сплав 2050 [19] при 460 °C; $\dot{\epsilon}=0,1 \text{ c}^{-1}$

На рис. 9, а, в показана микроструктура образцов, деформация которых происходила при условиях, соответствующих областям нестабильности на картах деформации, полученных в работах [19] и [36]; на рис. 9, б, г – изображения микроструктуры образцов, деформация которых происходила при оптимальных (в соответствии с картами деформации) условиях. Видно, что микроструктура образцов, показанная на рис. 9, а, в, характеризуется наличием областей локализации пластического течения, а микроструктура на рис. 9, б, г – более однородна.

Для удобства карты деформации, полученные для различных степеней деформации, совмещают. Пример результата совмещения нескольких карт деформации изображен на рис. 10 [50].

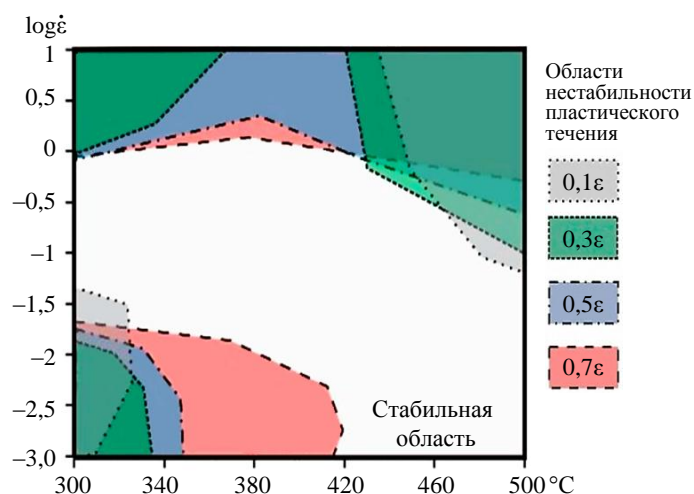


Рис. 10. Карты деформации сплава 2099 для различных степеней деформации $\dot{\epsilon}$ [51]

Карты деформации используются для определения оптимальных условий деформирования сплава. Однако на практике их применение оказывается ограниченным из-за того, что в процессах промышленнойковки и штамповки материал подвергается более интенсивной деформации, чем при стандартных испытаниях на растяжение и сжатие, на основании которых осуществляют построение карт деформации (рис. 11) [38, 44, 50, 51].

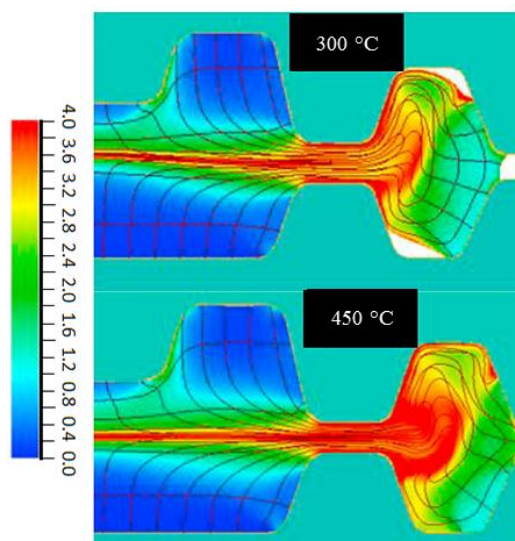


Рис. 11. Изменение интенсивности деформации сплава 2099 по объему штамповок, полученных при температурах 300 и 450 °C [51]

Тем не менее карты деформации облегчают задачу разработки режимов деформирования и позволяют избежать необходимости проведения многочисленных дорогостоящих и трудоемких экспериментов. Карты деформации для различных сплавов, в том числе и для некоторых алюминий-литиевых сплавов, представлены в книгах по руководству для горячей деформации автора Y.V.R.K. Prasad «Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps».

Заключения

Окончательные структура и механические свойства сплава зависят от параметров его термомеханической обработки. В основе понимания процессов, происходящих в сплаве при горячем деформировании, лежат исследования эволюции микроструктуры для деформации при различных температурно-скоростных условиях. Для получения полуфабрикатов из алюминий-литиевых сплавов, обладающих изотропией механических свойств и высокими значениями относительного удлинения, необходимо проводить деформирование с учетом оптимальных параметров процесса деформации. Определение оптимальных температурно-скоростных условий деформации конкретного сплава происходит путем применения методов математического моделирования поведения сплава в процессе горячей деформации. Для описания реологических свойств исследуемых сплавов целесообразно применять уравнения, основанные на параметре Зинера–Холломона. Прогнозирование характера микроструктуры и свойств сплава, подвергнутого горячей деформации, возможно осуществлять с использованием карт деформации, построение которых производят, используя методологию нахождения коэффициента диссипации механической энергии (η) и параметра неустойчивости пластической деформации (ξ). Карты деформации облегчают задачу разработки режимов деформирования алюминий-литиевых сплавов, обеспечивающих получение полуфабрикатов, обладающих изотропией механических свойств и высокими значениями относительного удлинения. Применение карт деформации позволяет избежать необходимости проведения многочисленных дорогостоящих и трудоемких экспериментов.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Антипов В.В., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Эффективность применения присадочных материалов при лазерной сварке высокопрочных алюминий-литиевых сплавов // Сварочное производство. 2016. №10. С. 17–21.
2. Григоренко И.Б., Жегина И.П., Фомина М.А., Каблов Е.Н., Морозова Л.В. Исследование влияния коррозионной среды на процесс накопления повреждений и характер разрушения конструкционных алюминиевых сплавов 1441 и В-1469 при испытаниях на растяжение и малоцикловую усталость // Наука и технологии. 2017. №1. С. 41–48.
3. Аннин Б.Д., Фомин В.М., Карпов Е.В., Маликов А.Г., Оришич А.М. Комплексное исследование лазерной сварки высокопрочного сплава В-1469 // Авиационные материалы и технологии. 2016. №3 (42). С. 9–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-9-16.
4. Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 195–211.
5. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.185777/2071-9140-2015-0-1-3-33.
6. Князев М.И., Бецофен С.Я., Антипов В.В. Сплавы систем Al–Cu–Li и Al–Mg–Li: фазовый состав, текстура и анизотропия механических свойств (обзор) // Деформация и разрушение материалов. 2015. №11. С. 10–26.
7. Клочков Г.Г., Грушко О.Е., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Промышленное освоение высокопрочного сплава В-1469 системы Al–Cu–Li–Mg // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2014. №7. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.02.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-1-1.

8. Оглодков М.С., Клочкова Ю.Ю., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Высокопрочные сплавы системы Al–Cu–Li с повышенной вязкостью разрушения для самолетных конструкций // Цветные металлы. 2013. №9. С. 66–70.
9. Оглодков М.С., Филатов А.А., Попова Ю.А., Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И. Перспектива применения плит из высокопрочного сплава В-1461 пониженной плотности в самолетных конструкциях // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2014. №2. С. 16–22.
10. Колобнев Н.И. История развития, фазовый состав и свойства сплавов системы Al–Cu–Li // Технология легких сплавов. 2015. №2. С. 46–52.
11. Оглодков М.С., Ерисов Я.А., Гречников Ф.В. Влияние режимов изготовления листов из сплава В-1461 на кристаллографию структуры и анизотропию свойств // Известия вузов. Цветная металлургия. 2015. №6. С. 36–42.
12. Liu M., Hu Y., Chen Y. et al. Analysis of empirical relation between microstructure, texture evolution and fatigue properties of an Al–Cu–Li alloy during different pre deformation processes // Materials Science and Engineering: A. 2018. Vol. 72. P. 309–319.
13. Zhou J., Dang L., Xiao W. et al. Influence of process parameters on deep drawing of 2060 Al–Li alloy under hot stamping process // Journal of Lightweight Materials and Manufacture. 2019. Vol. 3. No. 1. P. 36–42.
14. Guo X., Zhang S., Ma Y. et al. Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al–Li alloys: a review // Journal of Advanced Research. 2018. Vol. 10. P. 49–67.
15. Хохлатова Л.Б., Оглодков М.С., Колобнев Н.И., Сетюков О.А. Влияние кристаллографических ориентировок на свойства плит из Al–Li сплавов В-1461 и 1424 // Технология легких сплавов. 2010. №1. С. 100–106.
16. Князев М.И., Оглодков М.С., Бецофен С.Я., Антипов В.В. Исследование влияния термической обработки на фазовый состав, текстуру и механические свойства сплава В-1461 системы Al–Cu–Li // Металлы. 2015. №6. С. 77–84.
17. Crooks R.E., Pagan D.C., Tayon W.A., Nygren K.E. In-situ study of planar slip in a commercial aluminum-lithium alloy using high energy x-ray diffraction microscopy // Acta Materialia. 2019. Vol. 173. P. 231–241.
18. Пончивалов Ю.И., Панин С.В., Колобнев Н.И., Панин В.Е., Каблов Е.Н. Влияние наноструктурирования поверхностного слоя алюминий-литиевого сплава 1424 на механизмы деформации, технологические характеристики и усталостную долговечность, повышение пластичности и технологических характеристик // Физическая мезомеханика. 2012. №6. С. 107–111.
19. Li J.F., Chen Y.L., Zhang X.-H. et al. Flow curve correction and processing map of 2050 Al–Li alloy // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2018. Vol. 28. P. 404–414.
20. Nie Y., Jian H., Ou L., Zheng Z. Hot deformation behavior of 2060 alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2015. Vol. 648. P. 681–689.
21. Криштал М.М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор). Часть 1 // Физическая мезомеханика. 2004. №7. С. 5–29.
22. Колупаева С.Н., Попов Л.Е., Старенченко В.А. Неустойчивости пластической деформации кристаллов и формирование дислокационных дефектных структур // Математическое моделирование систем и процессов. 1995. №3. С. 77–87.
23. Милевская Т.В., Рушиц С.В., Ткаченко Е.А., Антонов С.М. Деформационное поведение высокопрочных алюминиевых сплавов в условиях горячей деформации // Авиационные материалы и технологии. 2015. №2 (35). С. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-3-9.
24. Rajput S.K., Nath S.K., Kumar N., Kumar S. Modelling of flow stress and prediction of workability by processing map for hot compression of 43CrNi steel // ISIJ International. 2017. Vol. 573. P. 497–505.
25. Saha P. Aluminum extrusion technology. ASM International, 2000. P. 25.
26. Soboyejo W.O. Mechanical properties of engineered materials. Marcel Dekker, 2003. P. 222–228.
27. Hernandez C.A., Medina S.F. General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels // Acta Materialia. 1996. Vol. 44. P. 137–148.
28. Смирнов М.А., Ахмедьянов А.М., Рушиц С.В. Физическое и математическое моделирование горячей деформации стали 20X13 // Вестник ЮУрГУ. 2013. №13. С. 116–124.

29. Jonas J.J., Laasraoui A. Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates // *Metallurgical transactions A*. 1991. Vol. 22. P. 1545–1558.
30. Singh S.B., Pal S.K. Computational Methods and Production Engineering, chapter Finite element modeling of hot rolling: Steady- and unsteady-state analyses // *Mechanical Engineering Series*. 2017. P. 83–124.
31. Nourani M., Sajadifar S.V., Ketabchi M. Modeling of mechanical characteristics in hot deformation of 4130 steel // *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 2011. Vol. 82. P. 934–939.
32. Li C., Wan M., Meng B., Du Z. Constitutive behavior and microstructural evolution in hot deformed 2297 Al–Li alloy // *Chinese Journal of Aeronautics*. 2019. Vol. 11. P. 77–87.
33. Luo A., Miao J., Sutton S. Microstructure and hot deformation behavior of a new aluminum–lithium–copper based aa2070 alloy // *Materials Science Engineering*. 2020. Vol. A777. P. 2–14.
34. Murty N.S.V.S., Jha A.K., Pant B. et al. Microstructure and micro-texture evolution during large strain deformation of an aluminium–copper–lithium alloy aa2195 // *Materials and Design*. 2015. Vol. 65. P. 862–868.
35. Du R., Zhao M., Wang Z. et al. Characteristic constitution model and microstructure of an Al–3.5Cu–1.5Li alloy subjected to thermal deformation // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 145. P. 53–64.
36. Chhangani S., Prakash A., Prasad M.J.N.V. et al. Effect of temperature and strain rate on hot deformation behavior and microstructure of Al–Cu–Li alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 723. P. 548–558.
37. Li G.-A., Wang X.-M., Sun J. et al. Effects of coarse Al₂CuLi phase on the hot deformation behavior of Al–Li alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 815. P. 77–87.
38. Uvira J.J., Jonas J.L. Hot compression of ARMCO iron and silicon steel // *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1969. Vol. 242. P. 1619–1626.
39. Антонов С.М., Ахмедьянов А.М., Рушиц С.В. Исследование деформационного поведения стали 20Х13 в условиях горячей осадки // *Вестник ЮУрГУ*. 2012. №19. С. 89–93.
40. Doraivelu S.M., Malas J.C., Morgan J.T. et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242 // *Metallurgical transactions A*. 1984. Vol. 15A. P. 1883–1892.
41. Seshacharyulu T., Prasad Y.V.R.K. Processing maps for hot working of titanium alloys // *Materials Science and Engineering*. 1998. Vol. A243. P. 82–88.
42. Vargasov N.R., Rybin V.V. Optimization of temperature and rate regimes of plastic deformation by the criterion of dissipation of mechanical energy // *Metal Science and Heat Treatment*. 1999. Vol. 41. P. 9–10.
43. Feng Z., Lu Z., Zhu C. et al. Hot deformation characterization of as-homogenized Al–Cu–Li X2A66 alloy through processing maps and microstructural evolution // *Journal of Materials Science Technology*. 2019. Vol. 35. P. 2409–2421.
44. Немец А.М., Хлусова Е.И., Баракхин Б.К., Варгасов Н.Р. Выбор режимов термомеханической обработки сталей и сплавов на основе системного анализа структуры и имитационного моделирования // *Materials Physics and Mechanics*. 2011. No. 12. P. 30–42.
45. Li J., Xiang S., Chen Y. et al. Dynamic restoration mechanism and physically based constitutive model of 2050 Al–Li alloy during hot compression // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 650. P. 75–85.
46. Song M., Liang X., Guo F. et al. Hot deformation behavior and microstructural evolution of Ag-containing 2519 aluminum alloy // *Materials and Design*. 2010. Vol. 31. P. 2171–2176.
47. Liu G., Sun L., Chen L. et al. Microstructure evolution and mechanical properties of 2196 Al–Li alloy in hot extrusion process // *Journal of Materials Processing Technology*. 2020. Vol. 275. P. 2–14.
48. Kokovikhin E.A., Salikhyanov D.R., Dvoynikov D.A. et al. Determining the plastic strain resistance of metallic materials on an automated plastometric complex // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2015. Vol. 2. P. 24–43.
49. Галкин А.М., Полухин П.И., Гун Г.Я. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: справочник. М.: Металлургия, 1983. С. 82–88.
50. Stefani N., Blackwell P., Bylya O., Gomez-Gallegos A. Al–Li alloys – the industrial analysis hot of material during forging behavior during industrial hot forging // *Procedia Engineering*. 2017. Vol. 207. P. 7–12.
51. Liu J., Li C., Li Z. et al. Hot stamping of an Al–Li alloy: a feasibility study // *Manufacturing Review*. 2016. Vol. 9. P. 2–5.