

УДК 539.374; 538.951

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧЕСКОГО СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СПЛАВА 1570P (СИСТЕМА Al–Mg–Sc) С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ

В. М. Грешнов, Ф. Ф. Сафин, И. В. Пучкова

Уфимский государственный авиационный технический университет, 450008 Уфа, Россия
E-mails: Greshnov_VM@list.ru, 7545704@mail.ru, puchkova_iv@mail.ru

Исследуются недостатки классической математической теории пластичности, на основе которой разрабатываются и изучаются процессы пластического формоизменения металлов. С использованием ранее предложенной физико-математической теории пластичности металлов проведено исследование процесса пластического структурообразования сплава 1570P (система Al–Mg–Sc), показана применимость этой теории для постановки и решения краевых задач пластичности при разработке современных технических устройств.

Ключевые слова: пластичность, краевая задача, пластическое структурообразование, эволюция структуры.

DOI: 10.15372/PMTF20220414

Введение. При исследовании пластической деформации металлов как особой формы механического движения сплошной среды используется феноменологическая математическая теория пластичности [1], построенная в рамках классической механики Ньютона. Данная теория широко применяется при исследовании процессов пластического формоизменения при обработке металлов давлением (ОМД) [2].

Развитие науки и техники приводит к появлению новых конструкционных материалов и технологических процессов их обработки. При этом выявляются недостатки математической теории пластичности, используемой при исследовании технологических процессов обработки материалов. Факторы, ограничивающие возможность применения математической теории пластичности при описании таких процессов ОМД, как многопереходная холодная объемная штамповка, горячая объемная штамповка, изотермическая штамповка, в том числе в условиях сверхпластичности обрабатываемого металла, подробно рассмотрены в [3, 4].

В последнее время активно исследуются процессы пластического структурообразования металлов — получение конструкционных сплавов, имеющих ультрамелкозернистую структуру (размер зерен порядка 0,1 мкм), методом интенсивной пластической деформации [5, 6]. Механические свойства этих металлов значительно лучше механических свойств крупнозернистых металлов. При получении данных сплавов используется немонотонная, как правило, циклическая холодная или теплая деформация интенсивностью $\varepsilon \geq 10,0$ [7].

На основе теории данного процесса ОМД должны быть разработаны метод определения характеристик напряженно-деформированного состояния деформируемого металла и метод описания эволюции его структуры и прогнозирования механических свойств после обработки. Такие задачи не могут быть решены в рамках феноменологической математической теории пластичности.

Указанные ограничения, возникающие при решении прикладных задач, отсутствуют в физико-математической теории пластичности металлов, предложенной в работах [3, 4]. Теория является синтетической, т. е. построена в рамках структурно-феноменологического подхода, суть которого заключается в объединении макро- и микропредставлений о процессах пластической деформации и вязкого разрушения, а также методов макро- и микроописания этих процессов.

Данный подход позволил сформулировать основные положения теории необратимой деформации, объединяющей два направления, используемых при описании пластической деформации металлов: физику и механику прочности и пластичности.

Теория построена на основе постулатов, обобщающих представления о пластической деформации и вязком разрушении металлов как о едином процессе.

Обобщенный закон течения (определяющие соотношения) получен на основе используемых в классической математической теории пластичности постулата Драккера и принципа максимума Мизеса, обобщенных на случай вязкопластической среды. Таким образом, предлагаемая теория включает как частный случай математическую теорию пластичности, созданную на основе общей физико-математической теории в предположении отсутствия при деформации процесса термодинамического возврата.

Из обобщенного закона течения следуют модели течения идеально пластического, линейно- и нелинейно-вязкого, упрочняющегося тел и тела с “падающей” диаграммой деформирования [3, 4].

Особенностью теории является ее построение в приращениях, что совместно с введением действительных структурных параметров (скалярных плотностей дислокаций и микротрещин) и уравнений эволюции для них обеспечивает постановку и решение практических задач, в которых исследуются большие немонотонные деформации в условиях сложного нагружения при наличии нестационарных полей напряжений и температуры.

Предлагаемая физико-математическая теория прочности и пластичности учитывает непрерывное изменение структуры деформируемого металла и накопление деформационной поврежденности.

В данной работе показана возможность применения физико-математической теории пластичности при исследовании процессов пластического формоизменения металлов.

1. Эксперимент. На рис. 1 показаны схема переналаживаемого устройства и последовательность деформирования в нем в условиях холодной деформации цилиндрической заготовки диаметром 40 мм и длиной 190 мм при пластическом структурообразовании сплава 1570Р.

Целью пластического структурообразования является повышение характеристик прочности материала заготовок за счет достижения микроструктурного состояния сплава (размер зерен порядка 0,1 мкм) для последующего изготовления из них деталей ответственных изделий.

Ниже приведен химический состав (массовая доля элементов) сплава 1570Р на основе алюминия: Ni — 0,01 ÷ 0,05 %, Be — 0,0001 ÷ 0,0050 %, Mg — 5,6 ÷ 6,3 %, Mn — 0,3 ÷ 0,6 %, Sc — 0,18 ÷ 0,30 %, Zr — 0,05 ÷ 0,12 %, Gr — 0,05 %, Ti — 0,01 ÷ 0,03 %, Fe + Si — 0,05 ÷ 0,20 %, Co — 0,01 ÷ 0,05 %. Механические характеристики материала заготовок (сплав 1570Р) в состоянии поставки при температуре $T = 20$ °С имели следующие значения: предел текучести $\sigma_T = 300$ МПа, временное сопротивление разрыву $\sigma_B = 440$ МПа,

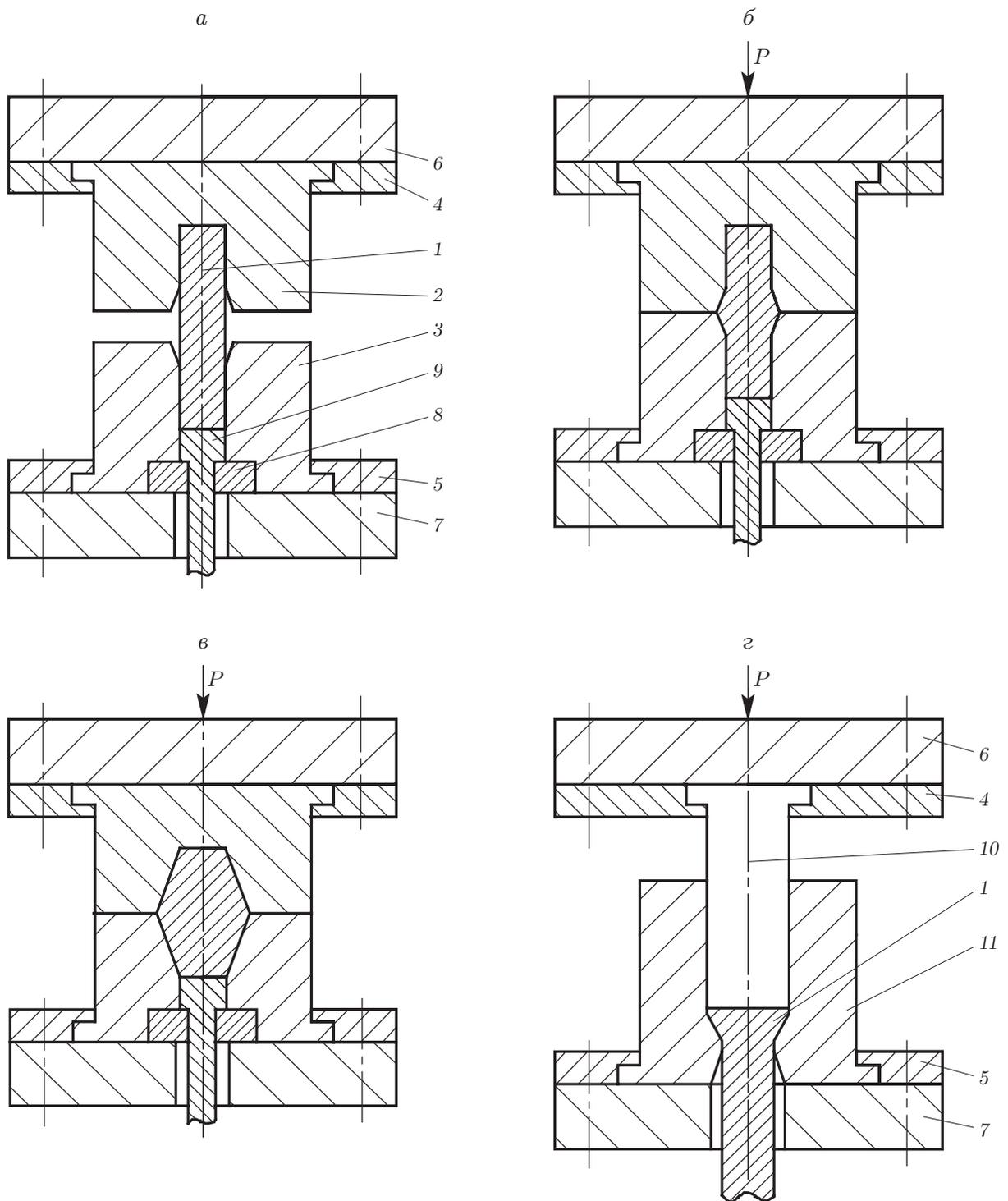


Рис. 1. Схема переналаживаемого устройства и последовательность деформирования в нем цилиндрической заготовки при пластическом структурообразовании сплава 1570P: *a* — исходное положение заготовки в полости штампов, *б* — деформирование центральной части заготовки, *в* — деформирование всего объема заготовки, *г* — прямое выдавливание заготовки; 1 — обрабатываемая заготовка, 2 — верхний штамп, 3 — нижний штамп, 4 — верхний штамподержатель, 5 — нижний штамподержатель, 6 — верхняя плита, 7 — нижняя плита, 8 — опорная втулка, 9 — выталкиватель, 10 — пуансон, 11 — матрица для выдавливания

относительное удлинение при растяжении $\delta = 20$ %, относительное сужение при растяжении $\psi = 40$ %.

Микроструктура исходных цилиндрических заготовок, полученных горячим прессованием слитков сплава при $T = 350$ °С, представляет собой равноосные зерна твердого раствора со средним линейным размером 22 мкм.

Сплав 1570Р термически не упрочняется, поэтому единственным способом повышения характеристик прочности является использование процесса пластического структурообразования, в котором реализуются два механизма упрочнения: дислокационный и зернограничный. Термомеханическая обработка при пластическом структурообразовании включает холодную или теплую пластическую деформацию большой интенсивности с последующей статической рекристаллизацией или горячую деформацию с динамической рекристаллизацией, которые обеспечивают измельчение зерен.

Используемое в эксперименте устройство устанавливается в рабочую зону гидравлического пресса (на рис. 1 не показан). Обрабатываемая заготовка (рис. 1, а) деформируется в полости, образованной верхним и нижним штампами, силой P , создаваемой прессом. С помощью верхнего и нижнего штамподержателей штампы крепятся к верхней и нижней плитам устройства. После завершения деформации центральной части заготовки (см. рис. 1, б) ползун пресса поднимает верхний штамп вверх и заготовка удаляется из рабочей полости штампов с помощью выталкивателя, который имеет привод от пресса. В процессе деформации заготовки выталкиватель опирается на опорную втулку.

Сменными элементами устройства являются верхний и нижний штампы, которые для деформирования других объемов заготовки меняются на соответствующие новому этапу деформирования (см. рис. 1, в, г).

После завершения деформирования заготовки, показанного на рис. 1, в, она переносится в матрицу для выдавливания (см. рис. 1, г), где происходит ее прямое выдавливание пуансоном.

Анализ совокупности этапов деформирования, представленных на рис. 1, показывает, что описание происходящего на этих этапах процесса пластической деформации с использованием математической теории пластичности [1] существенно затруднено, так как эта теория имеет ряд недостатков, указанных в работе [3]. Поэтому для теоретического описания процесса деформирования была использована физико-математическая теория пластичности металлов, в которой отсутствуют недостатки математической теории пластичности [1].

2. Математическая постановка задачи. Математическая постановка задачи физико-математической теории пластичности включает [3, 4]:

1) дифференциальные уравнения равновесия на каждом расчетном шаге нагружения g , характеризуемом малым приращением интенсивности пластической деформации $d\varepsilon_{(g)}$ (не более 0,1) при пошаговом решении начально-краевой задачи, которая формулируется в приращениях:

$$d\sigma_{ij,j(g)} = 0, \quad i, j = x, y, z \quad (1)$$

($d\sigma_{ij(g)}$ — приращение тензора напряжения; x, y, z — декартовы координаты; $g = 1, 2, \dots, n$ — номер расчетного шага нагружения);

2) кинематические соотношения Коши

$$d\varepsilon_{ij(g)} = (du_{i,j(g)} + du_{j,i(g)})/2, \quad (2)$$

где $d\varepsilon_{ij(g)}$ — приращение тензора пластической деформации Коши; $du_{i,j(g)}$, $du_{j,i(g)}$ — приращения проекций на координатные оси вектора перемещения частиц;

3) определяющие соотношения физико-математической теории пластичности для многоэтапных процессов холодного деформирования в условиях немонотонной большой деформации и сложного нагружения

$$d\varepsilon_{ij(g)} = \frac{3}{2} \frac{d\varepsilon_{(g)}}{\Phi_0(\varepsilon)_{(g)}} ds_{ij(g)}, \quad (3)$$

где $\varepsilon_{(g)} = \varepsilon_{(g-1)} + d\varepsilon_{(g)}$ — интенсивность пластической деформации, накопленная элементом за g шагов нагружения; $ds_{ij(g)}$ — приращение девиатора тензора напряжения; $\Phi_0(\varepsilon)_{(g)}$ — значение функции напряжения:

$$\Phi_0(\varepsilon)_{(g)} = \beta m G b \frac{(\lambda_{c(g)} b)^{-1} [\exp(\varepsilon_{(g)}) - 1] + \rho_{s0} + A\varepsilon_{(g)}}{\exp(\varepsilon_{(g)})}, \quad (4)$$

$\lambda_{c(g)}$ — длина свободного пробега дислокаций:

$$\lambda_{c(g)} = \frac{b(\beta m G)^2 [\exp(\varepsilon) - 1]}{\sigma^2 \exp(\varepsilon) - (\beta m G b)^2 (\rho_{s0} + A\varepsilon^+)}, \quad (5)$$

A — коэффициент:

$$A = \frac{(\sigma_{02}^{exp})^2 (\beta m G b)^{-2} - \rho_{s0}}{\varepsilon^+}, \quad (6)$$

ρ_s — скалярная плотность дислокаций в металле, подвергнутом холодной пластической деформации интенсивностью $\varepsilon_{(g)}$:

$$\rho_s = \frac{(\lambda_c b)^{-1} [\exp(\varepsilon_{(g)}) - 1] + \rho_{s0} + A\varepsilon_{(g)}}{\exp(\varepsilon_{(g)})}, \quad (7)$$

ρ_{s0} — исходная (до начала деформации) скалярная плотность дислокаций в материале:

$$\rho_{s0} = (\sigma_{02}^{exp})^2 / (\beta m G b)^2, \quad (8)$$

σ_{02}^{exp} — экспериментально определенный предел текучести материала до начала деформации; β — параметр междислокационного взаимодействия; m — параметр Тейлора; G — модуль сдвига; b — модуль вектора Бюргера дислокаций;

4) формулу для определения линейного размера зерен d в объеме металла после деформирования, в котором скалярная плотность дислокаций равна ρ_s :

$$d = B / \sqrt{\rho_s}$$

($B = 10$ — эмпирический коэффициент);

5) выражение для определения предела текучести материала, в котором после деформирования скалярная плотность дислокаций равна ρ_s :

$$\sigma_{02} = \beta m G b \sqrt{\rho_s}. \quad (9)$$

Введение в теорию скалярной функции напряжения $\Phi_0(\varepsilon)$ позволило поведению реальных металлов при немонотонном сложном нагружении поставить в соответствие (в координатах интенсивность напряжения — интенсивность деформации) поведение идеального изотропного материала при монотонной деформации и простом нагружении, диаграмма деформирования которого $\Phi_0(\varepsilon)$ определяется с учетом некоторых параметров деформирования реального металла в реальных условиях [3, 4].

Для определения величин λ_c и A необходимо провести ряд экспериментов, включающих холодное деформирование цилиндрического образца исследуемого металла по схеме

простого растяжения (волочением или прямым выдавливанием) со средней степенью деформации в интервале $\varepsilon^+ = 0,4 \div 0,6$; изготовление из полученного прутка трех (для осреднения результата) стандартных образцов для осадки; деформирование образцов путем одноосной осадки, построение диаграммы деформирования $\sigma(\varepsilon)$ и расчет λ_c , A по формулам (5), (6), где σ_{02}^{exp} — предел текучести на сжатие, определенный по диаграмме $\sigma(\varepsilon)$; $\varepsilon = 0,3 \div 0,5$ — интенсивность деформаций; σ — соответствующая интенсивность напряжений на диаграмме $\sigma(\varepsilon)$.

3. Решение задачи. Входящие в расчетные формулы величины и константы для сплава 1570P при $T = 20$ °C имели следующие значения: $\rho_{s0} = 7,5 \cdot 10^{10}$ см⁻², $\lambda_c = 1,6 \cdot 10^{-4}$ см, $A = 5,1$, $\beta = 0,4$, $m = 3,1$, $b = 3 \cdot 10^{-8}$ см, $B = 10$, $\varepsilon^+ = 0,4$, $G = 2700$ МПа. (В данной работе процесс накопления деформационной поврежденности в материале не рассматривается.)

Дискретизация на каждом расчетном шаге нагружения g математической модели (1)–(8) методом конечных элементов, применение вариационного принципа Лагранжа, учет граничных условий, определение характеристик напряженно-деформированного состояния осуществлялись с использованием программного пакета DEFORM-3D. Применение данного пакета обусловлено тем, что в изложенной выше модели функция $\Phi_0(\varepsilon)$ является монотонно возрастающей и определяющие соотношения (3) аналогичны определяющим соотношениям в теории пластического течения.

Были приняты следующие граничные условия. На контактной поверхности деформируемой заготовки с пуансоном задавались кинематические граничные условия — равные малые перемещения dq граничных узловых точек. На контактной поверхности заготовки с матрицей ставились статистические граничные условия: силы dP_ν направлены по нормали к поверхности в данной точке и обеспечивают непроникание контактных узлов в матрицу. Заготовка скользит по поверхности матрицы, при этом контактное трение учитывается в соответствии с законом Кулона $dT = \mu dP_\nu$, где dT — удельная сила трения; $\mu = 0,12$ — коэффициент трения при холодной штамповке. Решалась объемная задача.

4. Результаты исследования. Результаты теоретического исследования напряженно-деформированного состояния и структуры заготовки после завершения обработки представлены на рис. 2. С учетом симметрии заготовки на рис. 2 показаны половины ее меридианных сечений.

Центральный объем заготовки в процессе деформирования претерпевает однородную деформацию интенсивностью $\varepsilon = 2 \div 3$ (см. рис. 2, *a*). При этом в объеме заготовки накопленная в результате деформации скалярная плотность дислокаций равна $\rho_s = 2,1 \cdot 10^{11}$ см⁻² (см. рис. 2, *b*).

Распределения в объеме заготовки линейного размера зерен d и предела текучести материала, зависящего от дислокационного упрочнения, показаны на рис. 2, *b, z*.

С целью верификации представленных результатов теоретических исследований проведены экспериментальные исследования структуры и механических свойств материала после термомеханической обработки.

Стандартные статические механические характеристики: предел текучести σ_{02} , временное сопротивление разрыву σ_B , относительные удлинение δ и сужение ψ до разрыва — определялись при испытании на растяжение согласно ГОСТ 1497-84 пяти образцов, изготовленных из центральной части заготовок, подвергнутых операции прямого выдавливания (см. рис. 1, *z*).

Исследования проводились на испытательной машине INSTRON 5982 в аккредитованной лаборатории центра коллективного пользования научным и технологическим оборудованием Уфимского государственного авиационного технического университета.

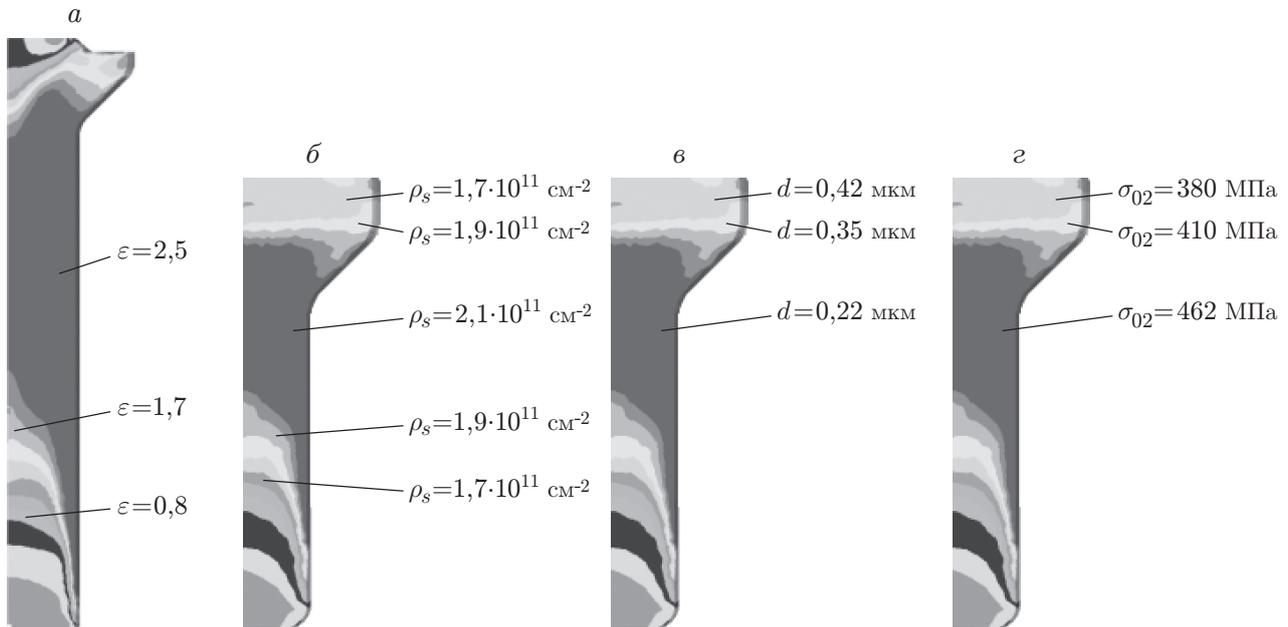


Рис. 2. Распределения интенсивности пластической деформации в объеме заготовки после деформирования (а), скалярной плотности дислокаций в объеме заготовки после деформирования (б), линейного размера зерен в объеме заготовки после деформирования и рекристаллизационного отжига (в) и предела текучести материала в объеме заготовки после завершения процесса пластического структурообразования (г)

Получены следующие значения механических характеристик: $\sigma_{02} = 500$ МПа, $\sigma_{\text{в}} = 530$ МПа, $\delta = 7,47\%$, $\psi = 53,2\%$.

Незначительное различие теоретического значения $\sigma_{02} = 462$ МПа (см. рис. 2,г) и экспериментального значения $\sigma_{02} = 500$ МПа объясняется тем, что формула (9) учитывает дислокационное упрочнение и не учитывает зернограничное.

Полное упрочнение материала после пластического структурообразования описывается соотношением Холла — Петча

$$\sigma = \sigma_{02} + k_y d^{-1/2}, \quad (10)$$

где k_y — постоянная, обусловленная распространением деформации через границы зерен; d — линейный размер зерен.

Подставляя в (10) значения σ_{02}^{exp} и d , получаем $k_y = (\sigma_{02}^{\text{exp}} - \sigma_{02})\sqrt{d} = (500 - 462) \times 1,48 \cdot 10^{-2} = 0,56$ МПа \cdot м^{1/2}.

Электронно-микроскопические исследования структуры сплава 1570Р, подвергнутого пластической деформации, проводились на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100 в светлом и темном полях при увеличениях $\times 5000$, $\times 8000$, $\times 15000$. Для анализа использовались тонкие фольги, которые изготавливались следующим образом. На электроэрозионном проволочно-вырезном станке из образцов, подвергнутых пластической деформации, вырезались пластины толщиной 0,3 мм. В результате механической обработки толщина пластины уменьшалась до значения, равного 0,15 мм. Затем пластины подвергались электрополировке на установке Struers Tenu Pol-5 при $T = -25 \div 30$ °С и $V = 20$ В в водном растворе с объемной долей азотной кислоты — 30 %, метанола CH_3OH — 70 %.

Установлено, что структура материала в центральной части обработанных заготовок представляет собой частично рекристаллизованные равноосные зерна с линейным размером $d = 0,30$ мкм. Теоретически определенное значение равно $d = 0,22$ мкм (см. рис. 2, в). Следовательно, относительная погрешность при теоретическом определении размера зерен d равна $\Delta = (0,30 - 0,22)/0,22 \cdot 100 \% = 26 \%$.

5. Выводы. Хорошее соответствие характеристик структуры и прочности сплава 1570P, теоретически и экспериментально определенных при анализе процесса пластического структурообразования с использованием физико-математической теории пластичности металлов свидетельствует о перспективности ее применения при разработке современных технических устройств.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ишлинский А. Ю.** Математическая теория пластичности / А. Ю. Ишлинский, Д. Д. Ивлев. М.: Физматлит, 2001.
2. **Колмогоров В. Л.** Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: Изд-во Урал. техн. ун-та (УПИ), 2001.
3. **Грешнов В. М.** Физико-математическая теория больших необратимых деформаций металлов. М.: Физматлит, 2018.
4. **Greshnov V. M.** Physico-mathematical theory of high irreversible strain in metals. Boca Raton; L.; N. Y.: CISP: CRC Press Taylor Francis Group, 2019.
5. **Сегал В. М.** Процессы структурообразования металлов / В. М. Сегал, В. И. Резников, В. И. Копылов и др. Минск: Наука и техника, 1994.
6. **Khan A. S., Farrokh B., Takacs L.** Composite properties of Cu with different grain: submicron to nanometre realm // J. Materials Sci. 2008. N 43. P. 3305–3313.
7. **Сегал В. М.** Развитие обработки материалов интенсивной сдвиговой деформацией // Металлы. 2004. № 1. С. 5–13.

*Поступила в редакцию 11/VI 2021 г.,
после доработки — 13/IX 2021 г.
Принята к публикации 25/X 2021 г.*
