

УДК 539.374; 621.735.043

## К ТЕОРИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ

В. М. Грешнов, И. В. Пучкова

Уфимский государственный авиационный технический университет,  
450000 Уфа, Россия  
E-mails: Greshnov\_VM@list.ru, puchkova\_iv@mail.ru

Экспериментально и теоретически с использованием физико-феноменологической модели циклической и близкой к ней пластической деформации с большими интенсивностями деформации, накопленными за один и несколько циклов, исследован процесс пластического структурообразования алюминия марки АД1. На основе полученных результатов проведена верификация предложенной модели процесса, уточнено понятие интенсивной пластической деформации, исследована ее роль в процессе структурообразования и показано существование предела измельчения зерен при обработке металлов деформационными методами.

**Ключевые слова:** пластическое структурообразование, физико-математическая теория пластичности, интенсивная деформация, микросталлические металлы.

**Введение.** В последнее время появилось большое количество работ, посвященных исследованию процесса пластического структурообразования металлов (ПСМ) [1–7]. При этом пластическая деформация используется как способ получения в металлах микросталлической структуры с линейным размером зерен  $0,3 \div 5,0$  мкм и как следствие механических характеристик более высокого уровня. В частности, применение этого способа позволяет увеличить значения характеристик статической прочности некоторых конструкционных сплавов в два раза.

Для измельчения зерен необходима большая интенсивность пластической деформации ( $\epsilon > 1$ ), поэтому разработаны схемы деформирования, при использовании которых форма и размеры заготовки, подвергаемой значительной циклической или многократной деформации, практически не меняются.

Для исследования процесса широко применяются следующие схемы деформирования: осадка с кручением тонких дисков на наковальнях Бриджмена (кручение под высоким гидростатическим давлением) [1], равноканальное угловое прессование (РКУП) [2], всесторонняя ковка [3], прессование по схеме “песочные часы” [4, 5], прокатка тонких лент валками большого диаметра [6].

Интерес к процессу ПСМ обусловлен тем, что ряд исследователей предлагали использовать пластическое структурообразование и схему РКУП как деформационный метод получения крупноразмерных объемных металлических наноструктурированных полуфабрикатов (с размером зерен, не превышающим 100 нм) — нового конструкционного материала с уникальным комплексом механических свойств [8].

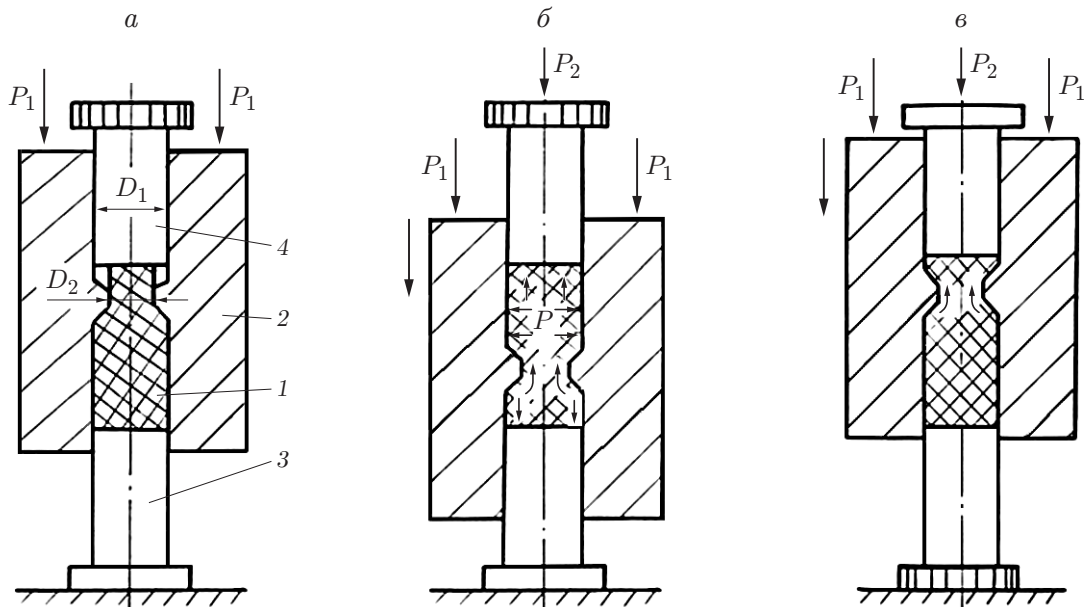


Рис. 1. Схема процесса прессования металлов “песочные часы”:  
 а — начало первого этапа, б — окончание первого этапа, в — начало второго этапа;  
 1 — заготовка, 2 — матрица, 3, 4 — пуансоны

Особенности влияния пластической деформации на структуру и свойства металлов при различных способах деформирования хорошо изучены [1, 3, 7, 8]. Однако механизм процессов деформирования до конца не исследован. Дело в том, что теория процессов ПСМ должна описывать эволюцию не только напряженно-деформированного состояния обрабатываемой заготовки, но и ее структуры. Кроме того, классическая математическая теория пластичности [9] не описывает циклическую деформацию.

В данной работе предпринята попытка полного описания процесса пластического структурообразования в рамках ранее разработанной физико-математической теории пластичности [10, 11]. С целью верификации теории проведено экспериментальное исследование процесса. Полученные результаты используются для уточнения понятия интенсивной пластической деформации, исследования ее роли в процессе пластического структурообразования, а также для определения предела измельчения зерен деформационными методами.

**1. Экспериментальное исследование процесса ПСМ.** Исследовался процесс пластического структурообразования в алюминии марки АД1 путем прессования по схеме “песочные часы” [4, 5]. Схема прессования показана на рис. 1.

На первом этапе прессования обрабатываемая заготовка цилиндрической формы 1 выдавливается пуансоном 3 из нижней полости в верхнюю полость матрицы (рис. 1, а). Одновременно выдавливаемая часть заготовки осаживается (сжимается) в верхней полости матрицы 2 пуансоном 4 (рис. 1, б). После перетекания металла из нижней полости матрицы в верхнюю устройство (штамп) переворачивается (рис. 1, в) и рабочий цикл повторяется.

За несколько циклов обработки материал образца накапливает большую величину интенсивности пластической деформации, при этом его форма и размеры не изменяются.

По приведенной схеме деформировался технически чистый алюминий марки АД1, имевший следующий химический состав: Al — не менее 99,3 %, Fe — 0,3 %, Si — 0,3 %, Cu — 0,05 %, Mn — 0,025 %, Zn — 0,1 %, Ti — 0,15 %, Mg — 0,05 %, прочие элементы — 0,05 %. Механические свойства алюминия марки АД1 в состоянии поставки характеризуются следующими величинами: условный предел текучести  $\sigma_{0,2} = 88$  МПа, временное

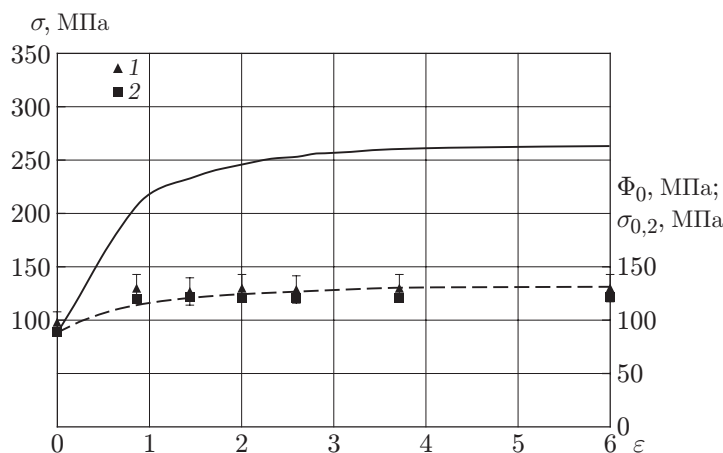


Рис. 2. Экспериментальные (точки) и расчетные (линии) зависимости интенсивности напряжения от интенсивности накопленной пластической деформации алюминия марки АД1:

точки — значения предела текучести  $\sigma_{0,2}$  (1 — растяжение, 2 — сжатие); сплошная кривая — монотонное деформирование в условиях простого нагружения, штриховая — предварительное циклическое деформирование до больших деформаций

сопротивление разрыву  $\sigma_B = 100$  МПа, относительное удлинение до разрыва  $\delta = 29$  %, относительное сужение до разрыва  $\psi = 92$  %.

Заготовки диаметром 15 мм и длиной 80 мм изготавливались из прессованных прутков, в которых средний линейный размер зерен, определенный в центральной части образца методом просвечивающей электронной микроскопии, равен 2 мкм.

Полость матрицы имела следующие размеры (см. рис. 1): постоянный диаметр  $D_1 = 15$  мм, минимальный диаметр  $D_2 = 12$  мм. Геометрия матрицы такова, что средняя интенсивность деформации образца, накопленная за один цикл обработки, равна  $\varepsilon_{\text{ср}} = 2 \ln [(\pi D_1^2/4)/(\pi D_2^2/4)] = 0,9$ . Обработка других образцов включала два, три и четыре цикла. Перед деформацией образцы и рабочая поверхность матрицы покрывались смазкой — суспензией порошкообразного графита в минеральном масле.

Из деформированных при различном числе циклов образцов изготавливались стандартные образцы для испытаний в условиях растяжения и осадки (сжатия) с целью определения пределов текучести  $\sigma_{0,2}$ , которые сопоставлялись с интенсивностью пластической деформации, накопленной образцом при циклической обработке. С использованием этой методики построена зависимость интенсивности напряжения от интенсивности деформации  $\sigma(\varepsilon)$  (рис. 2).

Механические испытания на растяжение и сжатие показали, что после циклической деформации при  $\varepsilon \geq 1,8$  металл становится практически изотропным (см. рис. 2). При этом  $\sigma_{0,2} = 130$  МПа, т. е. прочность материала увеличилась на 47 % по сравнению с исходной, при этом относительное сужение до разрыва  $\psi$  не изменилось, а величина относительного удлинения до разрыва  $\delta$  уменьшилась на 20 % по сравнению с исходной. Упрочнение наблюдается при  $\varepsilon \leq 1,8$ . При  $\varepsilon > 1,8$  металл является идеально пластической средой (см. рис. 2).

После двух циклов обработки средний линейный размер зерен, определенный в центральной части деформированных образцов, равен 0,7 мкм. При дальнейшем увеличении  $\varepsilon$  и постоянных значениях  $\sigma$  размер зерен также остается постоянным.

**2. Теоретическое исследование процесса пластического структурообразования алюминия марки АД1.** В работе [11] предложена физико-феноменологическая

модель циклической и близкой к ней (сложное нагружение по ломаным траекториям нагружения) пластической деформации металлов. Использование этой модели позволяет рассчитывать характеристики напряженно-деформированного состояния заготовки, подвергаемой пластической обработке, и изучать эволюцию ее структуры методом оценки скалярной плотности дислокаций и среднего линейного размера зерен и их фрагментов.

Поскольку при различных схемах деформирования технологические процессы ПСМ имеют общее свойство — циклический и знакопеременный характер нагружения [2, 7], исследование возможности применения модели при описании и изучении этих процессов является актуальной задачей.

Теория базируется на экспериментально обоснованной гипотезе единой кривой 2. (Гипотезой единой кривой 1 является известная в теории пластичности гипотеза Роша — Эйхингера о независимости диаграммы деформирования  $\sigma(\varepsilon)$  от схемы напряженно-деформированного состояния материала при малых деформациях [9].) При циклическом и близком к нему (немонотонная деформация в условиях сложного нагружения по ломаным траекториям) деформировании металлов, характеризующемся большими интенсивностями пластической деформации в полувцикле ( $\varepsilon > 0,2$ ) и накопленными за несколько циклов деформациями ( $\int d\varepsilon > 1$ ), интенсивность напряжения течения является функцией интенсивности накопленной пластической деформации (параметра Удквиста), не зависящей от параметров цикла (амплитуды, симметрии и т. д.) и вида напряженно-деформированного состояния.

На основе гипотезы единой кривой 2 определяющие соотношения записываются в форме уравнений изотропной теории течения

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{3}{2} \frac{d\varepsilon}{\Phi_0(\varepsilon)} s_{ij}, \quad (1)$$

где  $d\varepsilon_{ij}$  — тензор приращения пластических деформаций;  $d\varepsilon$  — интенсивность приращения пластических деформаций;  $s_{ij}$  — девиатор напряжений;  $\Phi_0(\varepsilon)$  — функция напряжения, аналитическое выражение которой имеет вид

$$\Phi_0(\varepsilon) = \beta m G b \left( \frac{(\lambda_c b)^{-1} (e^\varepsilon - 1) + \rho_{s0} + A\varepsilon}{e^\varepsilon} \right)^{1/2}, \quad (2)$$

$\beta = 0,38 \div 0,48$  — коэффициент (при холодной деформации  $\beta = 0,4$ );  $m = 3,1$  — фактор Тейлора для поликристаллов с хаотическим расположением зерен;  $G$  — модуль сдвига;  $b = 3 \cdot 10^{-8}$  см — осредненный для всех систем скольжения модуль вектора Бюргера дислокаций;  $\lambda_c$  — средняя длина свободного пробега дислокаций;  $\varepsilon$  — интенсивность пластической деформации;  $\rho_{s0}$  — исходная скалярная плотность дислокаций в материале;  $A$  — коэффициент [11].

Для определения параметров  $\lambda_c$ ,  $\rho_{s0}$ ,  $A$  в (2) рекомендуется провести эксперимент, включающий два этапа. На первом этапе с использованием стандартных экспериментальных методов механических испытаний определяется физический или условный предел текучести материала  $\sigma_{0,2}^{exp}$  в условиях холодной деформации. Значение  $\rho_{s0}$  рассчитывается по формуле

$$\rho_{s0} = (\sigma_{0,2}^{exp})^2 / (\beta m G b)^2. \quad (3)$$

Второй этап включает деформирование цилиндрического образца по схеме простого растяжения (волочением или прямым выдавливанием) с величиной деформации  $\varepsilon^+ = 0,3 \div 0,6$ ; нарезку из полученного прутка 3–5 (для осреднения результатов) стандартных образцов

для испытания осадкой (сжатием) при холодной деформации; построение диаграммы деформирования  $\sigma(\varepsilon)$ . Значения  $A$  и  $\lambda_c$  определяются с использованием полученной диаграммы деформирования  $\sigma(\varepsilon)$  по формулам

$$A = \frac{(\sigma_{0,2s}^{exp})^2 - (\beta m G b)^2 \rho_{s0}}{(\beta m G b)^2 \varepsilon^+}; \quad (4)$$

$$\lambda_c = \frac{b(\beta m G)^2 (e^\varepsilon - 1)}{\sigma^2 e^\varepsilon - (\beta m G b)^2 (\rho_{s0} + A \varepsilon^+)}, \quad (5)$$

где  $\sigma_{0,2s}^{exp}$  — экспериментально определенный предел текучести материала на сжатие;  $\varepsilon = 0,3 \div 0,6$  [11].

Уравнения (4), (5) получены из (2) при  $\varepsilon = 0$ , когда  $\Phi_0 = \sigma_{0,2s}^{exp}$  (жесткопластическая среда).

Из (2) следует зависимость скалярной плотности дислокаций от интенсивности накопленной пластической деформации

$$\rho(\varepsilon) = \frac{(\lambda_c b)^{-1} (e^\varepsilon - 1) + \rho_{s0} + A \varepsilon}{e^\varepsilon}. \quad (6)$$

Зависимость среднего линейного размера зерен (фрагментов) от интенсивности накопленной пластической деформации определяется по известной в металлофизике формуле [11]

$$d(\varepsilon) = B / \sqrt{\rho(\varepsilon)}, \quad (7)$$

где  $B \approx 10$ .

Таким образом, согласно сформулированной выше гипотезе и уравнениям (1), (2) поведение металлов при циклическом и близком к нему деформировании с большими деформациями в полувциклах и накопленными за несколько циклов деформациями в координатах интенсивность напряжений — интенсивность накопленных пластических деформаций может соответствовать поведению некоторого абстрактного изотропного материала при простом нагружении и монотонной деформации, диаграмма деформирования которого  $\Phi_0(\varepsilon)$  определяется с учетом ряда параметров циклического деформирования реального материала.

Согласно изложенной выше методике для алюминия марки АД1 определены входящие в уравнения (1), (2) величины:  $\rho_{s0} = 8,354 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ ,  $\lambda_c = 18,1 \cdot 10^{-4} \text{ см}$ ,  $A = 2,27 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Константы модели имели следующие значения:  $\beta = 0,4$ ,  $m = 3,1$ ,  $G = 26\,000 \text{ МПа}$ ,  $b = 3 \cdot 10^{-8} \text{ см}$ ,  $B = 10$ ,  $\varepsilon^+ = 0,46$ .

Рассчитанная по уравнению (2) функция напряжения  $\Phi_0$  (диаграмма деформирования абстрактного материала) представлена на рис. 2 (штриховая кривая). Хорошее согласие кривой 2 и экспериментальной зависимости  $\sigma(\varepsilon)$  (точки), которое было также установлено для меди марки М1 и стали марки 10кп [11], свидетельствует о справедливости принятой гипотезы и адекватности модели (2).

При моделировании процесса ПСМ была поставлена и решена краевая задача физико-математической теории пластичности для случая циклической деформации. На рис. 3 приведены расчетные схемы начала и окончания первого цикла обработки заготовки, соответствующие схеме деформирования, показанной на рис. 1. С учетом симметрии показаны правые половины диаметрального сечения заготовки с матрицей.

С учетом механизма процесса (см. рис. 3) математическая модель включала дифференциальные уравнения равновесия (объемные силы тяжести и инерции не учитывались вследствие их малости)

$$d\sigma_{ij,j} = 0, \quad i, j = x, y, z, \quad (8)$$

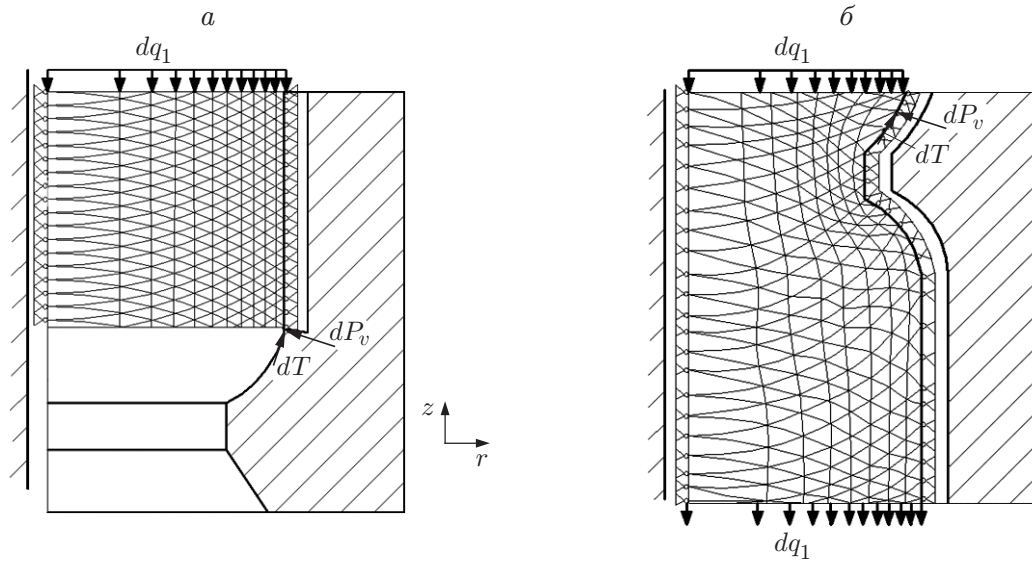


Рис. 3. Расчетные схемы начала (а) и окончания (б) первого цикла обработки заготовки

где  $d\sigma_{ij}$  — тензор приращения напряжений Коши, и кинематические соотношения Коши

$$d\varepsilon_{ij} = (du_{i,j} + du_{j,i})/2, \quad (9)$$

где  $d\varepsilon_{ij}$  — тензор приращения деформаций;  $du_i$  — проекции на координатные оси вектора приращения перемещения частиц.

К уравнениям (8), (9) добавляется модель пластичности обрабатываемого материала (уравнения (1), (2)), а также уравнения эволюции структуры (6), (7).

Использовались следующие граничные условия. На контактной поверхности деформируемой заготовки с пуансоном задавались кинематические граничные условия (равные малые перемещения  $dq_1$  граничных узловых точек (см. рис. 3)). На контактной поверхности заготовки с матрицей ставились статические граничные условия (силы  $dP_v$ , направленные по нормали к поверхности в данной точке и обеспечивающие непроникание контактных узлов в матрицу). Заготовка скользила по поверхности матрицы, при этом контактное трение учитывалось в соответствии с законом Кулона  $dT = \mu dP_v$  ( $dT$  — удельная сила трения;  $\mu = 0,12$  — коэффициент трения).

Дискретизация непрерывной математической модели методом конечных элементов, применение вариационного принципа Лагранжа, учет граничных условий, решение системы разрешающих алгебраических уравнений, определение характеристик напряженно-деформированного состояния осуществлялись в пакете программ DEFORM-2D. Применение данного пакета для моделирования процесса ПСМ обусловлено тем, что в изложенной выше модели функция  $\Phi_0$  всегда монотонна, т. е. не имеет ниспадающих участков.

Решалась плоская задача. Средние значения скалярной плотности дислокаций  $\rho$  и линейного размера зерен  $d$  рассчитывались по формулам (6), (7).

На рис. 4 показаны распределения интенсивности накопленной пластической деформации  $\varepsilon$  в диагональном сечении заготовки и эпюры нормальных контактных напряжений  $\sigma_n$  на торце пуансона и боковой поверхности матрицы в начале первого цикла (см. рис. 4,а) и в конце второго цикла обработки (см. рис. 4,б). Распределение  $\varepsilon$  по сечению заготовки после ее удаления из матрицы по окончании двух циклов обработки показано на рис. 4,в, распределение линейного размера зерен  $d$  в обработанной в течение двух циклов заготовке — на рис. 4,г.

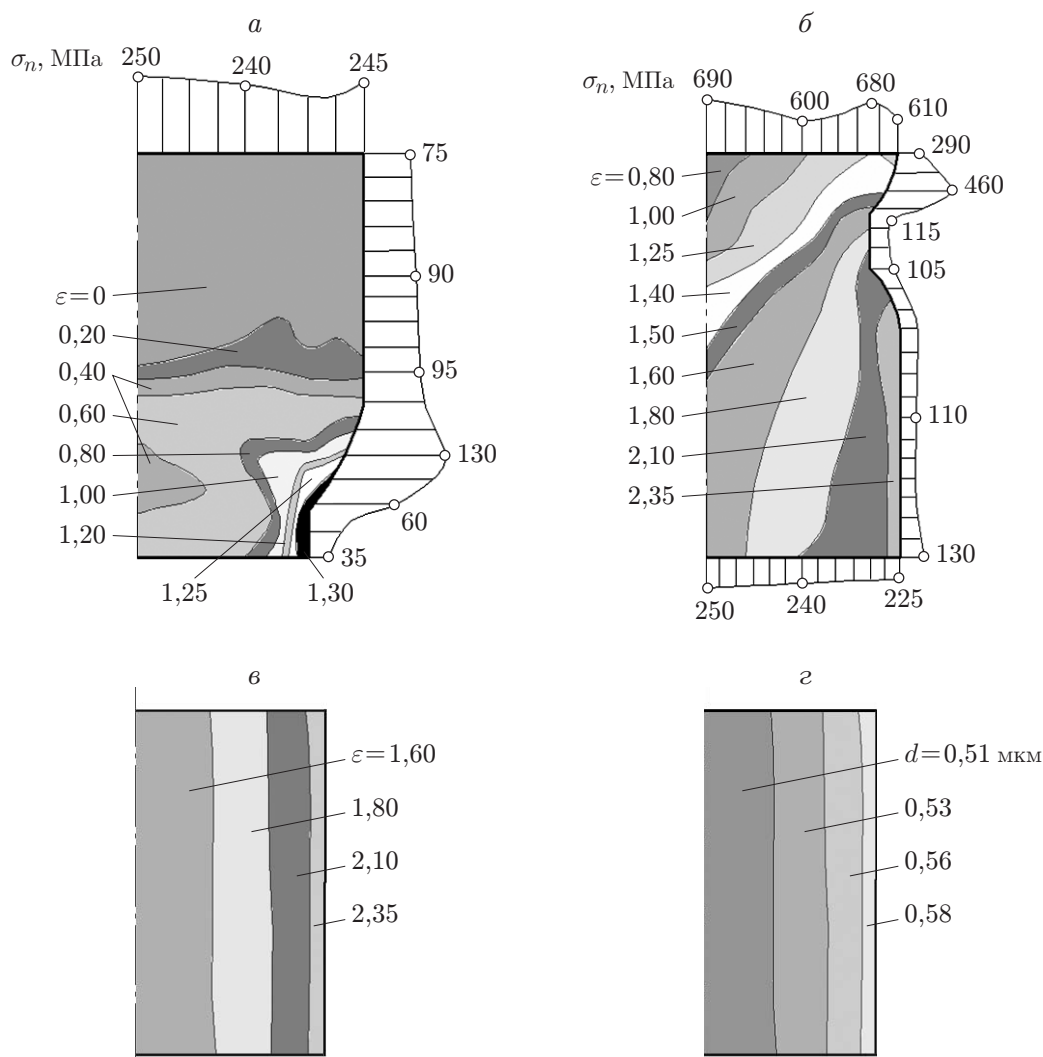


Рис. 4. Распределение накопленной интенсивности пластической деформации  $\varepsilon$  и эпюры нормальных контактных напряжений  $\sigma_n$  в начале первого (а) и в конце второго (б) циклов обработки, распределения интенсивности пластической деформации  $\varepsilon$  после удаления заготовки, прошедшей два цикла обработки, из штампа (в) и линейного размера зерен  $d$  (з)

Сравнение приведенных результатов теоретического исследования с экспериментальными данными показывает, что теория с удовлетворительной для инженерных расчетов точностью дает оценку размера зерен в процессе ПСМ и величины накопленной пластической деформации  $\varepsilon$ .

**3. Анализ результатов исследования.** Хорошее соответствие расчетных значений интенсивности пластической деформации (средняя по сечению заготовки величина  $\varepsilon$ ), накопленной за два цикла обработки (см. рис. 4, б), и линейного размера зерен (см. рис. 4, з) экспериментально определенным значениям (см. п. 1) свидетельствует о возможности применения физико-математической модели циклической и близкой к ней деформации для разработки и оптимизации технологических процессов ПСМ.

Следует отметить, что использование физико-математической модели вязкого разрушения металлов [10] позволяет прогнозировать предельные параметры проектируемого процесса ПСМ.

При циклическом нагружении до больших деформаций  $\varepsilon \geq 1$  (см. рис. 2) происходит разупрочнение металла (штриховая кривая), в отличие от случая монотонного деформирования в условиях простого нагружения (сплошная кривая). Это явление, наблюдаемое для различных металлов и при разных способах циклического деформирования [11], обусловлено эффектом Баушингера, физический смысл которого обсуждался в работе [12]. Сплошная кривая на рис. 2, соответствующая идеальному случаю одноосного монотонного равномерного растяжения образца до больших деформаций без образования шейки, получена с использованием формулы

$$\sigma = \beta m G b \left( \frac{(b\lambda)^{-1}(e^\varepsilon - 1) + \rho_{s0}}{e^\varepsilon} \right)^{1/2},$$

справедливость которой в интервале  $0 < \varepsilon < 0,6$  доказана экспериментально [10].

Следует отметить, что при циклическом нагружении до больших деформаций происходит изменение механического состояния металла. Циклическая деформация алюминия марки АД1 до значения  $\varepsilon = 1,8$  происходит в условиях упрочнения, при  $\varepsilon > 1,8$  металл является идеально пластической средой (штриховая кривая на рис. 2). Для меди марки М1 и стали марки 10кп такое изменение механического состояния происходит при  $\varepsilon = 3$  [11].

При монотонном деформировании в условиях простого нагружения изменение механического состояния алюминия марки АД1 происходит при  $\varepsilon = 4$  (сплошная кривая на рис. 2), меди марки М1 и стали марки 10кп — при  $\varepsilon = 5$  [11].

Из приведенных результатов следует, что изменение механического состояния металла не зависит от способов деформирования и нагружения и происходит при больших пластических деформациях ( $\varepsilon \geq 1,8$ ). Заметим, что этот результат приводится во многих работах, посвященных исследованию ПСМ (см., например, [8]). В [13] сформулирован и обоснован постулат идеальной пластичности, согласно которому начиная с некоторой величины деформации металлы становятся идеально пластичными, т. е.  $\sigma$  не зависит от  $\varepsilon$ , и приобретают свойство изотропности. Результаты данной работы дают физическую интерпретацию этого утверждения.

Изменение механического состояния металла соответствует изменению его структуры. При значениях  $\varepsilon$ , соответствующих переходу металла в идеально пластическое состояние, заканчивается процесс измельчения зерен и происходит стабилизация структуры. В дальнейшем при увеличении  $\varepsilon$  размер зерен остается практически постоянным. Соответствие механических свойств и структуры также не является новым результатом. Экспериментально оно установлено во многих работах, посвященных исследованию ПСМ (см. [8]).

Следует отметить, что в данной работе указанные закономерности циклической деформации не только получили экспериментальное подтверждение, но и впервые теоретически обоснованы.

На рис. 5 показана рассчитанная по формуле (6) зависимость скалярной плотности дислокаций  $\rho$  от  $\varepsilon$  при циклическом деформировании алюминия марки АД1. Увеличение  $\varepsilon$  до значения, равного 1,8, сопровождается монотонным возрастанием  $\rho$ , что согласно формуле (7) приводит к монотонному уменьшению линейного размера зерен  $d$ , т. е. происходит процесс ПСМ. При  $1,8 < \varepsilon < 6,0$  значение  $\rho$  остается практически постоянным, что обуславливает (согласно (7)) практически постоянное значение  $d$  в указанном диапазоне значений  $\varepsilon$ .

Таким образом, процесс пластического структурообразования алюминия марки АД1 (процесс измельчения зерен) происходит в диапазоне значений деформации  $0 \leq \varepsilon < 1,8$  и заканчивается при  $\varepsilon = 1,8$ .



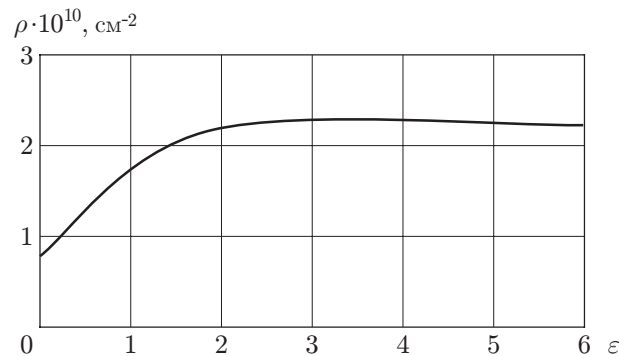


Рис. 5. Зависимость скалярной плотности дислокаций от интенсивности накопленной пластической деформации

Из уравнения (6) следует, что при  $\varepsilon \geq 1,8$  в каждый момент времени устанавливается динамическое равновесие между приращением плотности дислокаций, обусловленным пластическим течением, и плотностью релаксирующих дислокаций. Равновесие сохраняется в большом диапазоне значений  $\varepsilon$ . Эти физические процессы определяют характер зависимостей на рис. 2, 5.

Приведенные результаты позволяют уточнить понятие интенсивной пластической деформации, которое применяется в работах, посвященных исследованию процесса ПСМ [8].

В моделях прочности и пластичности используются понятия малой деформации ( $\varepsilon < 0,1$ ) и большой (развитой, конечной) деформации ( $\varepsilon > 0,1$ ). При малых деформациях истинная деформация равна относительной, в качестве меры деформации используется линейный тензор малых деформаций Коши, а нагружение является простым. При малых деформациях для описания эволюции микроструктуры применяется дислокационный подход [14].

Величину больших (развитых) деформаций характеризует нелинейный тензор деформаций Грина. При больших деформациях нагружение не является простым, поскольку наряду с процессом упрочнения происходит процесс разупрочнения.

Основы теории развитой пластической деформации разработаны в [14, 15]. Проведенные в [14, 15] систематические экспериментальные и теоретические исследования позволили выявить закономерности эволюции мезоструктуры при развитой пластической деформации. Формирование мезоструктуры и ее эволюция в основном происходят в процессе фрагментации.

Неопределенность понятия интенсивной деформации не позволяет при исследовании процесса ПСМ анализировать результаты и делать однозначные выводы.

Фрагментация — процесс разбиения исходных зерен на разориентированные фрагменты [14, 15]. При этом по мере увеличения деформации фрагментация охватывает все больший объем деформируемого металла и разориентация фрагментов возрастает.

В случае деформирования металла с исходной крупнозернистой структурой процесс фрагментации заканчивается в тот момент, когда во всем объеме металла формируется фрагментированная структура со средним размером фрагментов, равным 0,2 мкм. Например, в армо-железе это происходит при интенсивности накопленной пластической деформации  $\varepsilon = 3 \div 4$  (рис. 6), т. е. при значении деформации, начиная с которого существенно меняется механическое состояние металла. При дальнейшем увеличении деформации линейный размер фрагментов не изменяется. Следовательно, во-первых, процесс фрагментации является механизмом измельчения зерен, т. е. механизмом процесса ПСМ; во-вторых, процесс ПСМ происходит на стадии развитой (большой) деформации и заканчивается в момент ее завершения.

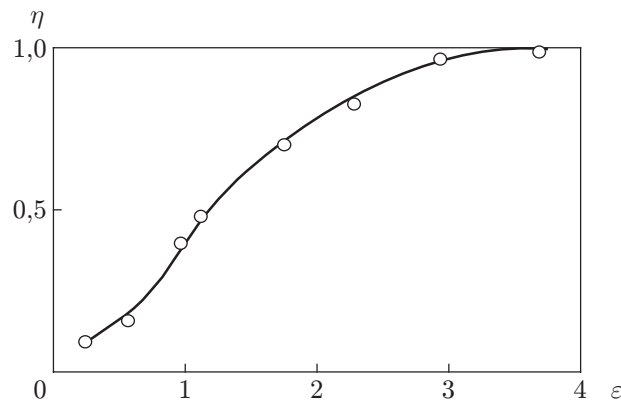


Рис. 6. Зависимость доли  $\eta$  охваченного фрагментацией объема от истинной деформации для армко-железа, деформированного волочением при  $T = 300$  К [14]

Следующую стадию, на которой механическое и структурное состояние деформируемого материала существенно отличается от состояния материала на стадиях малой и большой деформации, можно считать стадией интенсивной деформации.

В работе [16] приведен результат эксперимента, позволяющий сделать некоторые выводы о роли интенсивной деформации в процессе ПСМ. Установлено, что образцы меди, подвергнутые деформированию методом РКУП до достижения стадии интенсивной деформации, т. е. до завершения процесса фрагментации, имеют высокую прочность, но малую пластичность (относительное удлинение до разрушения равно  $\delta = 0,21$ ). Образцы, деформированные также на стадии интенсивной деформации, имеют практически такую же прочность, но значение  $\delta$  увеличивается до 0,55. Это свидетельствует о том, что при интенсивной деформации не меняется линейный размер фрагментов, но меняется структура их границ. Границы становятся более стабильными, что приводит к увеличению пластичности.

При использовании технологии ПСМ принципиально важным является вопрос о пределе измельчения зерен в конструкционных сплавах деформационным методом. В данной работе теоретически определен предел измельчения зерен (минимальный линейный размер зерна) в алюминии марки АД1 в случае циклического деформирования по схеме “песочные часы” при указанной выше геометрии инструмента и обрабатываемой заготовки:  $d^* = 0,545$  мкм (среднее по сечению значение) (см. рис. 4,2). Экспериментальное значение  $d^*$  равно 0,7 мкм.

Термин “предел измельчения зерен” соответствует теории, описывающей процесс ПСМ, так как величина  $d^*$  остается практически постоянной в большом диапазоне значений интенсивной деформации (для алюминия марки АД1 при  $\epsilon \geq 1,8$ ).

В [14, 15] теоретически и экспериментально показано, что при завершении процесса фрагментации минимальный размер фрагментов  $d^*$  приблизительно равен 0,2 мкм и практически не зависит от материала и способа деформирования.

В [17] теоретически исследован предел измельчения зерен  $d^*$  при ПСМ, обобщен большой объем экспериментальных данных и построена теоретическая модель, учитывающая влияние на величину  $d^*$  физических констант материала, температуры, интенсивности и скорости деформации, химического состава металла. Согласно этой модели

$$d^* = \left( \frac{\omega^* \delta^* D^* G \Omega}{A_1 \xi \dot{\epsilon} k T} \right)^{1/3}, \quad (10)$$

где  $\omega^*$  — критическая мощность стыковых дисклинаций, при достижении которой начинается испускание дислокационных стенок со стыков;  $\delta^*$  — ширина границы;  $D^*$  —

Значения предельного размера зерен  $d^*$  для разных металлов при различных способах деформирования

Материал	Способ деформирования	$d^*$ , мкм	Источник
Al-Mg-Si	КГД	0,24	[18]
Al (99,99 %)	РКУП	1,00	[19]
Al-1050	РКУП	0,60	[19]
Al-Zr-Fe-Si	РКУП	1,00	[19]
Al (96 %)	РКУП	0,40	[19]
Al-3Mg	РКУП	0,15	[19]
Cu (99,953 %)	РКУП	0,20	[20]
Cu (99,953 %)	РКУП и прокатка	0,15	[20]

коэффициент зернограницной диффузии;  $\Omega$  — объем атома в решетке;  $A_1$  — коэффициент;  $\xi$  — коэффициент однородности пластической деформации;  $\dot{\epsilon}$  — скорость пластической деформации;  $k$  — постоянная Больцмана;  $T$  — температура.

Верификация модели (10), выполненная путем сравнения расчетных и экспериментальных значений  $d^*$  для большой группы материалов и режимов деформирования, показала ее адекватность.

Анализ теоретических и экспериментальных значений  $d^*$ , приведенных в данной работе, показывает, что методом РКУП можно стабильно получать только небольшие заготовки (диаметром  $10 \div 20$  мм) с  $d^* = 0,25 \div 0,30$  мкм. Экспериментально только в никеле и железе методом РКУП получено зерно с  $d^* = 0,1$  мкм (металл считается наноструктурированным, если  $d^* \leq 0,1$  мкм). Однако ничего не известно об однородности структуры. Металл с  $d^* = 0,1$  мкм можно получить на наковальнях Бриджмена. Однако этим методом деформируются заготовки диаметром  $10 \div 15$  мм и толщиной  $0,1 \div 0,2$  мм, т. е. заготовки, не имеющие практического применения.

В таблице приведены результаты работ [18–20], дополняющие сведения о величине  $d^*$ , имеющиеся в работе [17]. Из таблицы следует, что с использованием различных способов деформирования можно получить только субмикроструктурные цветные металлы и их сплавы с размером зерна не менее 0,2 мкм.

В [17] существование предела  $d^*$  при достижении соответствующего значения  $D^*$  объясняется возникновением процесса аккомодации стыковых дисклинаций (диффузионной аккомодации), который является альтернативой процессу испускания дислокационной стенки дисклинацией. При малых размерах фрагментов скорость зернограницной диффузии, определяемая в (10) значением  $D^*$ , существенно увеличивается и процесс фрагментации прекращается.

Уменьшить значение  $D^*$  при ПСМ и тем самым в соответствии с (10) уменьшить значение  $d^*$  можно только при достижении очень больших значений сжимающих напряжений, которые приводят к уменьшению скорости диффузии. По-видимому, этим объясняется получение материала с  $d^* = 0,1$  мкм в процессе кручения на наковальнях Бриджмена, когда обрабатываемый материал подвергается сдвиговой деформации в условиях очень высокого положительного гидростатического давления  $p = -\sigma_0$  ( $\sigma_0$  — напряжение шарового тензора). Такие давления недостижимы при использовании других схем деформирования.

Приведем теоретическую оценку величины  $d^*$ . Известно, что максимальная плотность дислокаций, которую можно получить в локальных объемах материала при холодной деформации металлов, равна  $\rho_{\max} = 10^{12}$  см<sup>-2</sup> [21]. Подставляя это значение в формулу (7) и полагая, что все дислокации участвуют в формировании деформационных границ фрагментов, получаем  $d^* = 0,1$  мкм. Это значение является предельной оценкой величины  $d^*$ .

Известно также, что при дислокационном скольжении пластическая деформация неравномерна, при этом чем больший объем металла охвачен деформацией, тем больше степень ее неравномерности. Поэтому значение  $\rho_{\max}$  достигается в областях локализации деформации.

При технологической обработке металлов давлением степень неравномерности деформации существенно увеличивается вследствие наличия сил трения между обрабатываемой заготовкой и инструментом.

Как отмечено выше, при циклическом деформировании с большими деформациями в полциклах наблюдается разупрочнение материала (см. рис. 2). Расчеты предельной плотности дислокаций, выполненные с использованием уравнения (6) для различных металлов, показали, что вследствие разупрочнения  $\rho_{\max} \leq 10^{11} \text{ см}^{-2}$ . Подставляя  $\rho_{\max} \leq 10^{11} \text{ см}^{-2}$  в (7), получаем  $d^* = 0,316 \text{ мкм}$ . Это значение предельного размера зерна при ПСМ согласуется с известными экспериментальными значениями  $d^*$ .

Из результатов проведенного анализа следует, что в настоящее время постановка задачи получения методом ПСМ наноструктурированного объемного конструкционного материала не имеет теоретического и экспериментального обоснования.

Задачей, имеющей теоретические основы и экспериментальное обоснование, является задача получения методом ПСМ микрокристаллического конструкционного материала с  $d \geq 0,3 \text{ мкм}$ , который обладает более высокими (по сравнению с существующими крупнозернистыми материалами) характеристиками статистической, динамической и усталостной прочности и удовлетворительными характеристиками пластичности. Этот металл можно использовать в качестве конструкционного и подвергать обработке давлением в условиях структурной сверхпластичности [22].

**4. Выводы.** Проведенное исследование позволяет сделать следующие выводы. Физико-феноменологическая модель пластичности большой циклической и близкой к ней холодной деформации обеспечивает удовлетворительную для инженерных расчетов точность оценок характеристик напряженно-деформированного и структурного состояний в процессах пластического структурообразования металлов и объясняет основные закономерности процесса пластического деформирования.

Процесс пластического структурообразования происходит на стадии большой пластической деформации. На следующей стадии интенсивной пластической деформации размер фрагментов не изменяется, но их границы становятся более стабильными.

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Saunders I., Nutting J.** Deformation of metals to high strains using combination of torsion and compression // *Meal Sci.* 1984. V. 18. P. 571–575.
2. **Сегал В. М.** Процессы пластического структурообразования металлов / В. М. Сегал, В. И. Резников, В. И. Копылов и др. Минск: Наука и техника, 1994.
3. **Валитов В. А., Салищев Г. А., Мухтаров Ж. Х.** Сверхпластичность жаропрочного никелевого сплава с субмикроскопической структурой // *Металлы.* 1994. № 3. С. 127–133.
4. **Korbel A., Richert M.** Formation of shear bands during cyclic deformation of aluminum // *Acta Metall.* 1985. V. 33. P. 1971–1978.
5. **Грешнов В. М., Голубев О. В., Ртищев А. В.** Новая технологическая схема прессования металлов // *Кузнеч.-штамп. пр.-во.* 1997. № 2. С. 8–10.
6. **Azushima A., Kopp A., Korhonen A., et al.** Severe plastic deformation (SPD) processes of metals // *CIRP. Ann.-Manufactur. Technol.* 2008. V. 57. P. 716–735.
7. **Khan A. S., Farrokh B., Takacs L.** Compressive properties of Cu with different grain: sub-micron to nanometer realm // *J. Materials Sci.* 2008. N 43. P. 3305–3313.

8. **Валиев Р. З.** Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р. З. Валиев, И. В. Александров. М.: Логос, 2000.
9. **Ишлинский А. Ю.** Математическая теория пластичности / А. Ю. Ишлинский, Д. Д. Ивлев. М.: Физматлит, 2001.
10. **Грешнов В. М.** Основы физико-математической теории необратимых деформаций металлов. Структурно-феноменологический подход. Заарбрюкен: Науч. изд-во “Пальмовая ветвь”, 2013.
11. **Грешнов В. М., Пучкова И. В.** Модель пластичности металлов при циклическом нагружении с большими деформациями // ПМТФ. 2010. Т. 51, № 2. С. 160–169.
12. **Грешнов В. М., Лавриненко Ю. А., Напалков А. В.** Инженерная физическая модель эффекта Баушингера и определяющие уравнения изотропного материала с анизотропным упрочнением // Кузнеч.-штамп. пр-во. 1998. № 6. С. 3–6.
13. **Левитас В. И.** Большие упругопластические деформации материалов при высоком давлении. Киев: Наук. думка, 1987.
14. **Рыбин В. В.** Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации // Вопр. материаловедения. 2002. № 1. С. 11–33.
15. **Рыбин В. В.** Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986.
16. **Валиев Р. З.** Развитие равноканального углового прессования для получения ультрамелкозернистых металлов и сплавов // Металлы. 2004. № 1. С. 15–21.
17. **Копылов В. И., Чувильдеев В. Н.** Предел измельчения зерен при равноканальной угловой деформации // Металлы. 2004. № 1. С. 22–25.
18. **Moreno-Valle E. C., Sabitov I., Perez-Prado M. T., et al.** Effect of the grain refinement via severe plastic deformation on strength properties and deformation behavior of an Al 6061 alloy at room and cryogenic temperatures // Materials Lett. 2011. V. 65. P. 2917–2919.
19. **Starink M. J., Qiao X. G., Zhang J., Gao N.** Predicting grain refinement by cold severe plastic deformation in alloys using volume averaged dislocation generation // Acta Materialia. 2009. V. 57. P. 5796–5811.
20. **Stepanov N. D., Kuznetsov A. V., Salishchev G. A., et al.** Effect of cold rolling on microstructure and mechanical properties of copper subjected to ECAP with various numbers of passes // Materials Sci. Engng. A. 2012. V. 552. P. 105–115.
21. **Штремель М. А.** Прочность сплавов. Ч. 2. Деформация. М.: Моск. ин-т стали и сплавов, 1997.
22. **Кайбышев О. А.** Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов / О. А. Кайбышев, Ф. З. Утяшев. М.: Наука, 2002.

*Поступила в редакцию 26/VI 2013 г.,  
в окончательном варианте — 31/III 2014 г.*

---