



УДК 539.378.6, 539.214.9

*И.Г. Бродова, А.Н. Петрова***СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ
ПРИ ВЗРЫВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ***I.G. Brodova, A.N. Petrova*

Institute of *Metal Physics*, Ural Division of the Russian Academy of Sciences.
18 Sofia Kovalevskaya St., Ekaterinburg, 620219, Russia

**STRUCTURE FORMATION IN ALUMINUM ALLOYS
UNDER EXPLOSIVE DEFORMATION**

В статье рассмотрены особенности формирования ультрамикроструктур (УМК-) структур в алюминиевых сплавах с различной энергией дефектов упаковки при динамическом канально-угловом прессовании (ДКУП) со скоростью деформации $10^4 - 10^5 \text{ c}^{-1}$. Изложены результаты исследования термомеханического поведения УМК-сплавов АМц и В95, полученных методом ДКУП, в процессе динамического сжатия по методике Гопкинсона – Кольского.

ФРАГМЕНТАЦИЯ, ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ, АЛЮМИНИЕВЫЙ СПЛАВ, ИНТЕНСИВНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ.

Some features of ultrafine-grained (UFG) structures formation in aluminum alloys with various energy of stacking imperfections, under dynamic equal-angular pressing (DCAP) at the strain rate of $10^4 - 10^5 \text{ s}^{-1}$ have been considered. Results of investigation of thermodynamical behavior of UFG alloys AMts and V95 during dynamic compression tests using Hopkinson – Kolsky bar were reported.

FRAGMENTATION, DYNAMIC RECRYSTALLIZATION, ALUMINUM ALLOY, SEVERE PLASTIC DEFORMATION.

Сплавы на основе алюминия являются важными и широко применяемыми материалами во многих отраслях промышленности. Благодаря большому разнообразию составов, известных к настоящему времени, эти материалы обладают очень широким комплексом физических и механических характеристик. Однако для сохранения лидирующих позиций в разряде перспективных материалов для наиболее востребованных к настоящему времени отраслей промышленности – авиационной, космической, автомобильной и других требуется постоянное совершенствование способов получения и обработки сплавов. В последние годы широкое применение получили методы, основанные на воздействии больших пластических деформаций, которые позволяют резко измельчать структуру металлов и сплавов, а также регулировать их свойства. Прове-

денные к настоящему времени экспериментальные и теоретические исследования деформационного поведения металлов и сплавов наглядно продемонстрировали положительную роль такого подхода [1 – 6]. Судя по многочисленным публикациям, одним из наиболее распространенных способов формирования ультрамикроструктурного (УМК-) состояния в алюминиевых сплавах является способ равноканального углового прессования (РКУП), с помощью которого удалось значительно повысить важные эксплуатационные свойства этих материалов, такие, как прочность, пластичность, жаростойкость, вязкость разрушения [3 – 6]. Несмотря на это, использование такой технологии для получения массивных заготовок малопроизводительно из-за низких скоростей деформации, необходимости большого количества циклов прессования,

ограничений, связанных с конструкцией оснастки. С целью дальнейшего совершенствования способов создания ультрамикро- (УМК-) и нано-кристаллических (НК-) материалов в Российском федеральном ядерном центре – Всероссийском НИИ технической физики им. акад. Е.И. Забабахина (РФЯЦ – ВНИИТФ), на основе схемы РКУП разработан способ динамического канально-углового прессования (ДКУП), использующий в качестве источника внешней нагрузки энергию пороховых газов; это обеспечило повышение скорости деформации на 4 – 5 порядков ($10^4 - 10^5 \text{ с}^{-1}$), по сравнению с РКУП [7]. Для выяснения закономерностей структурообразования при таком методе высокоскоростной деформации, в Институте физики металлов Уральского отделения РАН (ИФМ УрО РАН) вместе с сотрудниками РФЯЦ–ВНИИТФ (Е.В. Шорохов, П.А. Насонов, И.Н. Жиглёв), проведен цикл работ по исследованию влияния физических параметров ДКУП на структурно-фазовые превращения в алюминиевых сплавах и на их свойства. К началу постановки опытов отсутствовали какие-либо экспериментальные данные о комплексном воздействии импульсного давления и простого сдвига на структурообразование в алюминиевых сплавах, поэтому проведение данных исследований было актуальным и важным для дальнейшего совершенствования новой технологии.

Материалы и методы исследования

При выборе материалов для исследования ставилась следующая цель: сравнить деформационное поведение алюминиевых сплавов с разной подвижностью дислокационного ансамбля в условиях одних и тех же нагрузений, поэтому были подвергнуты деформациям сразу несколько материалов. Среди них были алюминий технической чистоты марки А7, сплав АМц системы Al-Mn со слабым твердорастворным упрочнением и сплав В95 системы Al-Zn-Mg-Cu с сильным твердорастворным и дисперсионным упрочнением. Химический состав и специальная термическая обработка выбранных материалов (низкотемпературный отжиг для сплава АМц и высокотемпературный гетерогенизирующий отжиг для сплава В95)

обеспечили разную степень легированности алюминиевого твердого раствора, характер распределения вторичных фаз и твердость (табл. 1).

Учитывая, что на подвижность ансамбля дислокаций оказывает влияние не только величина энергии дефекта упаковки (которая понижается при легировании алюминиевого твердого раствора), но и наличие дисперсных интерметаллидов, можно условно считать, что сплав АМц является материалом, в котором процессы дислокационной перестройки облегчены, а сплав В95 – материалом с более низкой подвижностью дислокационного ансамбля.

Исходными заготовками для деформирования материалов служили прутки диаметром 14 и 30 мм с крупнокристаллической (КК-) субзеренной структурой (средний размер субзерен – 2 мкм). При динамическом прессовании использовали матрицы с каналами, пересекающимися под углом 90° . Начальную скорость движения образца в матрице (V) задавали массой порохового заряда и варьировали от 50 до 300 м/с, число циклов N изменяли от 1 до 4, повторные циклы осуществляли по маршруту V_c .

Структурные особенности материалов исследовали с помощью микроскопа Neophot-32, электронных просвечивающих микроскопов (ПЭМ) JEM-200CX и Philips CM30, сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) с использованием энергодисперсионного микроанализа и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) QUANTA-200. Методом рентгеноструктурного анализа (РСА) определяли фазовый состав материалов, уровень микроискажений кристаллической решетки, параметр кристаллической решетки алюминия. РСА проводили на дифрактометре ДРОН-3 в K_α -излучении кобальта. Обработку дифрактограмм и расчеты проводили с помощью программ Outset и Profile. Твердость материалов определяли по Бринеллю (НВ) и на приборе ПМТ-3.

Результаты и их обсуждение

Изучение структуры материалов после ДКУП проводили на двух масштабных уровнях (макро- и микроскопическом). На макроуровне в продольном сечении



Таблица 1

Характеристики исследованных материалов

Марка сплава	Химический состав, масс.%		Термо-обработка	Al-твердый раствор (результаты РСА)	НВ, ед.	Подвижность дислокаций (условно)
А7	Al	не менее 99,7	Не проводилась	Однофазный	15	Высокая
	Fe	до 0,16				
	Si	до 0,15				
АМц (А3003)	Al	96,9 – 97,6	Низко-температурный отжиг	Слабо-легированный, однофазный	30	Средняя
	Mn	1,0 – 1,5				
	Zn	0,1				
	Cu	0,05 – 0,20				
	Si	0,6				
	Fe	0,7				
В95 (А7075)	Al	87,0 – 90,6	Гетерогенизирующий отжиг	Пересыщенный, дисперсоиды тугоплавких металлов + упрочняющая фаза $MgZn_2$	68	Низкая
	Zn	5,0 – 7,0				
	Mg	1,8 – 2,8				
	Cu	1,4 – 2,0				
	Si	0,5				
	Fe	0,5				
	Cr	0,25				

Обозначение: НВ – твердость по Бринеллю

образцов всех составов наблюдали полосовую структуру с ламинарным или вихревым пластическим течением материала. С ростом скорости деформации и числа циклов прессования макрополосы разбиваются поперечными границами на фрагменты микронных размеров. Согласно электронно-микроскопическим исследованиям, сценарий формирования структуры на мезоуровне более разнообразен и зависит от состава сплава.

Ниже представлены экспериментальные данные об особенностях формирования тонкой структуры в каждом конкретном сплаве.

Методами электронной микроскопии установлено, что наибольшее влияние на процесс измельчения структуры в сплаве со слабым твердорастворным упрочнением оказывают скорость движения образца V и величина накопленной деформации, определяемая числом циклов прессования. При увеличении V от 50 – 80 до 150 м/с и при $N = 1 – 4$ происходит постепенный переход от ячеистой деформированной субзеренной

структуры с малоугловыми дислокационными границами к неравновесной фрагментированной, с высокой плотностью решеточных дислокаций внутри фрагментов (по данным РСА, $\rho_d = 2,8 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$) (рис. 1, а). Таким структурам соответствуют электроннограммы с азимутально размытыми и точечными рефлексами, равномерно расположенными на концентрических окружностях.

Дальнейшее изменение структуры наблюдается при увеличении скорости до 300 м/с. При $N = 1$ внутри зерен еще сохраняется высокая плотность дислокаций, наблюдается неравномерный дифракционный контраст, свидетельствующий о высоком уровне внутренних напряжений, и широкие «размытые» границы. С ростом числа циклов до четырех внутри фрагментов сокращается количество решеточных дислокаций, кристаллиты приобретают более равноосную форму, границы выявляются на ПЭМ-изображениях более четко (рис. 1, б). Согласно анализу структуры с помощью дифракции обратно рассеянных электро-

нов, количество кристаллитов с большеугловыми границами составляет 63 % при среднем угле разориентировки 20° . По рентгеноструктурным данным об уменьшении микродеформации решетки матрицы и по морфологическим признакам УМК-структуры можно считать, что она сформировалась в процессе деформации механизмом динамической рекристаллизации. Данный вывод подтверждается сравнением гистограмм распределения кристаллитов по размерам в образцах после одного и четырех циклов при $V = 300$ м/с. При неизменном среднем размере, составляющем 600 – 650 нм, после многократного прессования количество кристаллитов с размером менее 300 нм уменьшается, и одновременно растет число крупных кристаллитов размером более 700 нм. Такое распределение является бимодальным, что характерно для структур после динамической рекристаллизации.

Таким образом, формирование УМК-структуры при ДКУП в сплаве АМц осуществляется двумя механизмами релак-

сации упругой энергии: фрагментацией и динамической рекристаллизацией. Переход ко второму механизму наблюдается только при многократном прессовании со скоростью не менее 300 м/с.

В сплаве В95 уже после однократного ДКУП с $V = 120 - 150$ м/с формируется зеренно-субзеренная УМК-структура, с высокой плотностью решеточных дислокаций и размытыми неравновесными границами. После двукратного прессования по маршруту V_c структурно-фазовое состояние становится еще более неравновесным, формируется высокоразориентированная структура, состоящая в основном из кристаллитов, разделенных большеугловыми неравновесными границами (рис. 1, в), внутри кристаллитов наблюдаются скопления дислокаций высокой плотности (до 10^{15} м^{-2}). Средний размер кристаллитов не изменяется и составляет 200 нм, однако увеличение циклов прессования до двух приводит к росту объемной доли n кристаллитов, имеющих размер D менее 100 нм (рис. 1, г).

Полученные данные о деформационном

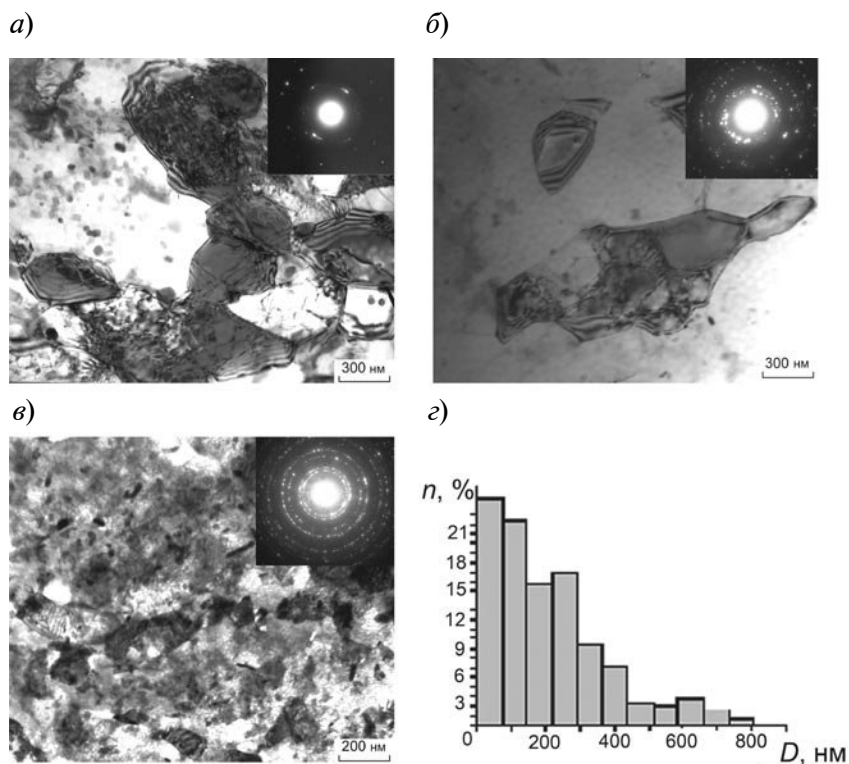


Рис. 1. Структура деформированных сплавов (ПЭМ): а – сплав АМц, $V = 150$ м/с, $N = 1$; б – сплав АМц, $V = 300$ м/с, $N = 4$; в – сплав В95, $V = 150$ м/с, $N = 2$; г – распределение кристаллитов по размерам в сплаве В95, $V = 150$ м/с, $N = 2$

поведении алюминиевых сплавов в процессе ДКУП свидетельствуют о возможности получения широкого спектра структур и свойств этих материалов. Чем выше подвижность дислокаций в сплаве, тем при меньшей степени деформации идут процессы динамической рекристаллизации. В техническом алюминии, обладающем самой высокой подвижностью дислокационного ансамбля, начало динамической рекристаллизации наблюдается уже при низкой скорости ($V = 100$ м/с) и $N = 1$, а после второго цикла прессования и значении $V = 200$ м/с образуется полностью рекристаллизованная структура. В слаболегированном сплаве АМц, за счет некоторого снижения энергии дефекта упаковки, процессы динамического возврата активизируются с ростом интенсивности деформации ($N = 4$, $V = 300$ м/с). Механизмом формирования УМК-структуры в многофазном сплаве В95 при ДКУП является фрагментация, и признаков релаксационных процессов не наблюдается.

Еще одной отличительной чертой сплавов, полученных методом ДКУП, являются высокие значения твердости. Для них не выполняется существующее для крупнокристаллических аналогов эмпирическое соотношение

$$H_u = 3\sigma_T,$$

где H_u – твердость; σ_T – предел текучести.

Прирост средних значений твердости сплавов по Бринеллю (НВ) после высокоскоростного деформирования зависит от типа УМК-структуры и составляет для фрагментированной структуры 700 МПа, а для рекристаллизованной – 400 МПа. Абсолютные максимальные значения твердости, достигнутые в сплаве В95 – выше, чем в сплаве АМц, за счет более легированной матрицы сплава и твердорастворного упрочнения. Следует учесть, что в процессе ДКУП фазовые превращения пройти не успевают, а для сформированной УМК-структуры размером 200 – 600 нм характерен высокий уровень внутренних напряжений; в связи с этим основные вклады в общее упрочнение материалов вносят такие слагаемые, как зернограничное и субструктурное упрочнения.

В результате анализа уровня механи-

ческих характеристик при испытаниях на растяжение ультрамикроструктурных алюминиевых сплавов после ДКУП были установлены те же закономерности, что и для материалов, полученных РКУП. К ним можно отнести следующие:

рост предела текучести (он варьировался в зависимости от типа структуры, сформированной при ДКУП);

уменьшение протяженности стадии деформационного упрочнения;

снижение коэффициента упрочнения на стадии пластического течения [13].

Ввиду того, что прототипом динамического прессования является метод РКУП, очевидно, что структура и свойства сплавов после ДКУП и РКУП имеют много общего. Здесь же необходимо подчеркнуть, что РКУП очень широко применяется и хорошо изучено в настоящее время для получения УМК- и НК-материалов и сплавов, в том числе и сплавов на основе алюминия [4, 8 – 10]. Сопоставление имеющихся в литературе результатов по квазистатическому деформированию (РКУП) алюминиевых сплавов и впервые полученных авторами настоящей работы данных по динамическому прессованию (ДКУП) [13, 14] позволили выделить наиболее явные признаки различия этих двух методов (табл. 2).

Из приведенных данных табл. 2 следует, что важные различия этих двух технологических методов проявляются в более эффективном измельчении структуры и большей степени упрочнения материала динамическим прессованием. Опираясь на известные экспериментальные данные, подробно описанные в монографии [11, 12], можно назвать три основных причины указанных различий. Во-первых, высокоскоростная деформация в ударной волне осуществляется при более значительном уровне сдвиговых напряжений. Во-вторых, при высокоинтенсивных методах нагружения меняется динамика движения дислокаций, и они становятся более подвижными. В-третьих, в условиях высокоскоростных и высокоэнергетических воздействий в материалах активизируются дополнительные системы скольжения и увеличивается плотность дислокаций.

При исследовании деформационного поведения конструкционных материалов

Таблица 2

Сравнение методов РКУП и ДКУП

Параметры деформации, структурные характеристики	РКУП	ДКУП
Скорость деформации, с ⁻¹	10 ⁻²	10 ⁴ – 10 ⁵
Мода деформации	Простой сдвиг (касательные напряжения)	Импульс давления (нормальные напряжения) + простой сдвиг (касательные напряжения)
Число циклов прессования для образования УМК- структуры (<500 нм)	6 – 8	1 – 2 Доля БУГ > 50 %
Макротечение материала	Ламинарное	Ламинарное и турбулентное
Плотность решеточных дислокаций, м ⁻²	10 ¹⁰ – 10 ¹²	10 ¹⁴ – 10 ¹⁵
Системы скольжения	Октаэдрические плоскости скольжения	Октаэдрические + неоктаэдрические плоскости скольжения

важно учитывать изменение термодинамического состояния, которое задается соотношением диссипированной энергии и энергии, накопленной в полях структурных напряжений. В теоретических гипотезах описание явления диссипации в металлах связывают с движением дислокаций и точечных дефектов. Такие модели хорошо описывали поведение материалов при небольших степенях и скоростях деформации. Для описания дефектной структуры наноматериалов, полученных ИПД, была предложена дисклинационно-структурная модель, в которой произвольная граница, обладающая высокой энергией, описывалась как стенка дисклинационных диполей [5]. В последние годы экспериментальные исследования дефектной структуры материалов, полученных ИПД, однозначно доказали, что неравновесное состояние границ зерен и высокий уровень внутренних напряжений обусловлен ансамблем зернограницных дефектов (дислокаций и дисклинаций) [2]. В процессе пластической деформации дефектная структура претерпевает эволюцию, важную роль приобретают коллективные эффекты в ансамбле дислокаций и формируются сложные дефектные структуры на мезоуровне. Очевидно, что создание таких ансамблей сопровождается большими внутренними напряжениями и, как следствие, увеличивает накопление энергии в материале. В результате исследований [15] была решена статистическая задача об эволюции ансамбля мезодефектов и предложено

но оригинальное разделение пластической деформации на диссипативную и недиссипативную (конфигурационную) составляющие. В развитие этих работ нами были проведены (совместно с О.А. Плеховым и О.Б. Наймарком, Институт механики сплошных сред (ИМСС УрО РАН)) исследования термомеханического поведения УМК-сплавов АМц и В95, полученных методом ДКУП, в процессе динамического сжатия (со скоростями деформации в диапазоне $(4 - 6) \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$) по методике Гопкинсона – Кольского. Детально рассмотрен процесс тепловыделения, связанный с эволюцией в процессе динамического сжатия реальной структуры материала. Особенности процессов диссипации и накопления энергии исследованы для материалов с разным размером зерна и типом УМК-структуры.

Методом инфракрасной термографии получены данные об изменении температуры образца в процессе динамического сжатия, что позволило определить долю диссипированной энергии как отношение энергии E_2 , преобразованной в тепло, к энергии E_1 , затраченной на деформирование образца: E_2 / E_1 . Энергию, затраченную на деформирование образца, можно считать как

$$E_1 = V_0 \int_0^{\varepsilon_{\text{max}}} \sigma_{\text{обр}} d\varepsilon_{\text{обр}},$$

где V_0 – начальный объем образца; $\sigma_{\text{обр}}$ – напряжение в образце; $\varepsilon_{\text{обр}} = \ln(h_0 / h_1)$ –

деформация образца (h_0, h_1 – начальная и конечная величины высоты образца).

Энергия, преобразованная в тепло в результате деформирования, рассчитывается как

$$E_2 = c\rho V_0 \Delta T,$$

где c, ρ – удельная теплоемкость и плотность материала; ΔT – изменение температуры.

В УМК-сплаве В95 обнаружено существенное увеличение средней температуры, по сравнению с крупнокристаллическим (КК-) сплавом в процессе нагружения. С увеличением степени предварительно накопленной деформации ($N = 2$) диссипативная способность УМК-материала сильно возрастает, при этом доля диссипированной энергии в 1,8 раз превышает соответствующую характеристику для КК-сплава (рис. 2, *a*). По данным ПЭМ, повышение температуры УМК-образца в процессе сжатия связано с интенсивным процессом релаксации дефектов, а фрагментированная структура преобразуется в структуру динамического возврата и рекристаллизации; при этом снижаются значения микродеформации кристаллической решетки, понижаются плотность дислокаций и твердость сплава (рис. 2, *b*).

В КК-сплаве В95 при сжатии формируется слаборазориентированная ячеистая субструктура (средний размер ячеек – 300 нм) с высокой плотностью дислокаций. Твер-

дость материала существенно возрастает (рис. 2, *b*).

В экспериментах по динамическому сжатию УМК-сплава АМЦ были получены аналогичные зависимости диссипативной способности от размера зерна, а также показано, что материал с рекристаллизованной УМК-структурой обладает меньшей диссипативной способностью, чем тот же материал с фрагментированной структурой.

В процессе проведения эксперимента по динамическому сжатию УМК-сплава В95 была обнаружена обратная скоростная зависимость динамического предела текучести. Так, при увеличении скорости деформации от $4 \cdot 10^3$ до $6 \cdot 10^3$ с⁻¹ динамический предел текучести снижается на 30 % (рис. 3). Согласно результатам структурных исследований, обнаруженные тенденции изменения механических характеристик с ростом скорости динамического сжатия обусловлены снижением общего количества структурных дефектов и релаксацией напряжений (при этом доля энергии, преобразованной в тепло, повышается на 30 %). Обнаруженную аномалию скоростной зависимости предела текучести можно рассматривать как доказательство проявления механизма зернограничного микропроскальзывания и ротационных мод деформации.

На основании проведенных экспериментов по ДКУП алюминиевых сплавов

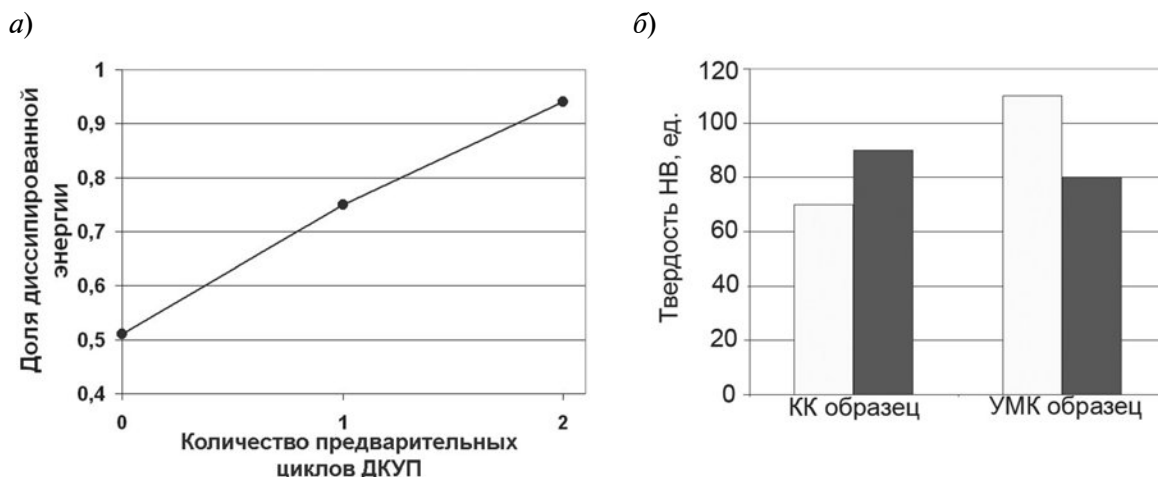


Рис. 2. Результаты динамического сжатия сплава В95: *a* – доля диссипированной энергии в процессе сжатия УМК-сплава, скорость деформации – $6 \cdot 10^3$ с⁻¹; *b* – изменение твердости по Бринеллю КК- и УМК-сплавов до (□) и после (■) сжатия

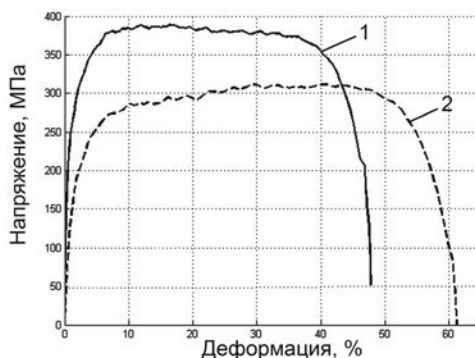


Рис. 3. Деформационные кривые УМК-сплава В95 при сжатии с разной скоростью деформации, с^{-1} : $4 \cdot 10^3$ (1) и $6 \cdot 10^3$ (2)

важно выделить следующие результаты.

1. Установлено, что измельчение структуры до субмикронного уровня (200 – 600 нм), повышение твердости в 1,5 – 2,0 раза и условного предела текучести в 2,0 – 2,5 раза наблюдаются уже при одном-двух циклах динамического канально-углового прессования со скоростью $10^4 – 10^5 \text{ с}^{-1}$.

2. Показано, что типичной для алюминиевых сплавов, деформированных методом ДКУП, является фрагментированная неравновесная структура, которая характеризуется большой плотностью дислокаций (около $10^{14} – 10^{15} \text{ м}^{-2}$), преобладанием высокоугловых границ кристаллитов и высоким уровнем внутренних напряжений. Формирование фрагментированной структуры

осуществляется сдвиговым и ротационным механизмами пластической деформации. Повышение скорости деформирования сплавов с высокой подвижностью дислокаций приводит к реализации еще одного механизма релаксации упругой энергии – динамической рекристаллизации по механизму *in situ*.

3. Обнаружена взаимосвязь между изменением количества структурных дефектов при динамическом сжатии УМК- и КК-алюминиевых сплавов и диссипативной способностью материалов. Установлено повышение доли диссипированной энергии УМК-образцов на 30 – 90 %, по сравнению с крупнокристаллическими аналогами. Изменение диссипативной способности УМК-материалов обусловлено прохождением низкотемпературного динамического возврата в процессе сжатия и регулируется фазовым составом сплавов, масштабом УМК-структуры и механизмами ее образования.

Электронно-микроскопические исследования проведены в Центре коллективного пользования при ИФМ УрО РАН «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов».

Работа выполнена по теме «Структура» и при частичной финансовой поддержке Программы Президиума РАН (проект №12-П-2-1009).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
2. Перевезенцев В.Н., Сарафанов Г.Ф. Фрагментация при пластической деформации металлов. Н. Новгород: Изд-во ННГУ, 2007. 127 с.
3. Глезер А.М., Громов В.Е. Наноматериалы, созданные путем экстремальных воздействий. Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2010. 171 с.
4. Сегал В.М. Развитие обработки материалов интенсивной сдвиговой деформацией // Металлы. 2004. № 1. С. 5–14.
5. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
6. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2003. 279 с.
7. Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. Способ динамической обработки материалов. Пат. 2283717 Российская Федерация, МПК⁵¹ В 21 J 5/04, В 21 С 23/18, С 21 D 7/ 02.; заявитель и патентообладатель Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. № 2004131484/02; заявл. 28.10.04; опубл. 27.04.06. Бюл. № 26. 64 с.
8. Valiev R.Z., Korznikov A.V., Mulyukov R.R. Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation // Materials Science and Engineering A. 1993. Vol. 168. No. 2. P. 141–148.
9. Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M., Langdon G. The process of grain refinement in equal-channel angular pressing // Acta Materialia. 1998. Vol. 46. Iss. 9. P. 3317 – 3331.
10. Валиев Р.З., Еникеев Н.А., Мурашкин М.Ю., Александров С.Е., Гольдштейн Р.В. Сверхпрочность ультрамелкозернистых алюминиевых сплавов, полученных интенсивной пла-

стической деформацией // Доклады Академии Наук. Техническая физика. 2010. Т. 432. № 6. С. 757 – 760.

11. **Фортов В.Е.** Экстремальные состояния вещества. М.: Физматлит, 2009. 303с.

12. **Мейерс М.Л., Мурр Л.Е.** Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов. М: Металлургия, 1984. С. 121 –151.

13. **Brodova I.G., Shorokhov E.V., Petrova A.N., Shirinkina I.G., Minaev I.V., Zhgilev I.N., Abramov A.V.** Fragmentation of the structure in Al-based alloys upon high speed effect // Reviews on Advanced Materials Science. 2010. № 25. P. 128 – 135.

REFERENCES

1. **Rybin V.V.** Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov. Moscow, Metallurgiya, 1986. 224 p.

2. **Perevezentsev V.N., Sarafanov G.F.** Fragmentatsiia pri plasticheskoi deformatsii metallov. N. Novgorod: Izd-vo NNGU, 2007. 127 p.

3. **Glezer A.M., Gromov V.E.** Nanomaterialy, sozdannye putem ekstremal'nykh vozdeistvii. Novokuznetsk, Izd-vo «Inter-Kuzbass», 2010. 171 p.

4. **Segal V.M.** Razvitie obrabotki materialov intensivnoi sdvigoivoi deformatsiei. *Metally*, 2004, No. 1, pp. 5–14.

5. **Valiev R.Z., Aleksandrov I.V.** Ob"emnye nanostrukturnye metallicheskie materialy: poluchenie, struktura i svoistva. Moscow, IKTs «Akademkniga», 2007. 398 p.

6. **Noskova N.I., Muliukov R.R.** Submikrokristallicheskie i nanokristallicheskie metally i splavy. Ekaterinburg: Izd-vo UrO RAN, 2003. 279 p.

7. **Shorokhov E.V., Zhgilev I.N., Valiev R.Z.** Sposob dinamicheskoi obrabotki materialov. Patent RF, No. 2283717, 2006.

8. **Valiev R.Z., Korznikov A.V., Mulyukov R.R.** Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering A*, 1993, Vol. 168. No. 2, pp. 141–148.

9. **Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M., Langdon G.** The process of grain refinement in equal-channel

14. **Бродова И.Г., Петрова А.Н., Ширинкина И.Г.** Сравнение формирования структуры алюминиевых сплавов при большой и интенсивной пластической деформации // Известия РАН. Сер. физическая. 2012. Т. 76. № 11. С. 1378 –1383.

15. **Наймарк О.Б., Баяндин Ю.В., Леонтьев В.А., Пантелеев И.А., Плехов О.А.** Структурно-скейлинговые переходы и некоторые термодинамические и кинетические эффекты в материалах в объемном субмикро-(нано-)кристаллическом состоянии // Физическая мезомеханика. 2009. Т. 12. № 4. С. 47 – 61.

angular pressing. *Acta Materialia*, 1998, Vol. 46. Iss. 9, pp. 3317–3331.

10. **Valiev R.Z., Enikeev N.A., Murashkin M.Iu., Aleksandrov S.E., Gol'dshtein R.V.** Sverkhprochnost' ul'tramelkozernistykh aliuminievykh splyvov, poluchennykh intensivnoi plasticheskoi deformatsiei. *Doklady Akademii Nauk. Tekhnicheskaiia fizika*, 2010, Vol. 432, No. 6, pp. 757–760.

11. **Fortov V.E.** Ekstremal'nye sostoiianiia veshchestva. Moscow, Fizmatlit, 2009. 303 p.

12. **Meiers M.L., Murr L.E.** Udarnye volny i iavleniia vysokoskorostnoi deformatsii metallov. M: Metallurgiya, 1984, pp. 121–151.

13. **Brodova I.G., Shorokhov E.V., Petrova A.N., Shirinkina I.G., Minaev I.V., Zhgilev I.N., Abramov A.V.** Fragmentation of the structure in Al-based alloys upon high speed effect. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2010, No. 25, pp. 128–135.

14. **Brodova I.G., Petrova A.N., Shirinkina I.G.** Sravnenie formirovaniia struktury aliuminievykh splyvov pri bol'shoi i intensivnoi plasticheskoi deformatsii. *Izvestiia RAN. Ser. fizicheskaiia*, 2012, Vol. 76, No. 11, pp. 1378–1383.

15. **Naimark O.B., Baiandin Yu.V., Leont'ev V.A., Panteleev I.A., Plekhov O.A.** Strukturno-skeilingovye perekhody i nekotorye termodinamicheskie i kineticheskie efekty v materialakh v ob"emnom submikro-(nano-)kristallicheskom sostoianii. *Fizicheskaiia mezomekhanika*, 2009, Vol. 12, No. 4, pp. 47–61.

БРОДОВА Ирина Григорьевна – доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник лаборатории цветных сплавов ИФМ УрО РАН.

620990, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18
brodova@imp.uran.ru

ПЕТРОВА Анастасия Николаевна – кандидат физико-математических наук, научный сотрудник лаборатории цветных сплавов ИФМ УрО РАН.

620219, г. Екатеринбург, ул. С.Ковалевской, 18
petrovanastya@yahoo.com