

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.3:539.89:539.25

ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ МЕДИ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

© 2023 г. Д. Н. Абдуллина^а, *, И. В. Хомская^а, С. В. Разоренов^б, Е. В. Шорохов^с

^аИнститут физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^бФедеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН,
пр. Семенова, 1, Московская область, Черноголовка, 142432 Россия

^сРоссийский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт
имени академика Е.И. Забабахина, ул. Васильева, 13, Челябинская область, Снежинск, 456770 Россия

*e-mail: abdullina@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 21.12.2022 г.

После доработки 18.08.2023 г.

Принята к публикации 03.09.2023 г.

Исследованы механические свойства сплавов Cu–0.03 мас. % Zr и Cu–0.10 мас. % Сг с субмикроструктурной структурой, сформированной при динамическом канально-угловом прессовании и последующих отжигах. Свойства сплавов изучены в условиях ударного сжатия с давлением 4.7–7.0 ГПа и скоростью деформации $(1.3–3.2) \times 10^5 \text{ с}^{-1}$. Показано, что измельчение зерна от 200–400 до 0.3–1.0 мкм увеличивает динамический предел упругости и динамический предел текучести сплава Cu–0.03% Zr в 1.9 и 1.8 раза соответственно, но уменьшает в 1.4 раза откольную прочность. Последующие отжиги при 400 и 450°C позволяют увеличить характеристики упругопластического перехода соответственно в 3.0 и 3.7 раза и повысить откольную прочность до уровня крупнокристаллического аналога. Определено, что диспергирование структуры сплава Cu–0.10% Сг до 1.0–5.0 мкм увеличивает не только динамический предел упругости и динамический предел текучести в 3.7 и 2.6 раза соответственно, и откольную прочность в 1.5 раза, по сравнению с ее значением в крупнокристаллическом состоянии.

Ключевые слова: сплавы меди, субмикроструктурная структура, высокоскоростная деформация, ударное сжатие, динамический предел упругости, откольная прочность

DOI: 10.31857/S0015323022601969, EDN: GGIYHU

ВВЕДЕНИЕ

Современные инновационные технологии предусматривают совершенствование деформационных способов получения и обработки новых конструкционных материалов, в том числе субмикроструктурных (СМК) и нанокристаллических (НК) с высокими свойствами [1–5]. Для СМК- и НК-материалов большое значение имеет формирование неравновесной дефектной микроструктуры, содержащей малоугловые и большеугловые границы зерен в различном процентном соотношении, поскольку повышенный уровень физико-механических свойств данных материалов связывают именно с присутствием границ [1–3]. В последние годы становятся актуальными исследования механических свойств СМК- и НК-металлов и сплавов, полученных различными деформационными методами, при экстремальных воздействиях, в том числе субмикросекундной прочности в условиях ударного сжатия [6–9].

Изучение микроструктуры и свойств металлов и сплавов с СМК-структурой, полученной высокоскоростной (10^5 с^{-1}) деформацией методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) [5, 10–16], а также выявление особенностей деформационного поведения таких структур в условиях динамических нагрузок [17–20] позволяет получить новые данные о процессе высокоскоростного деформирования и характере откольного разрушения СМК-материалов с учетом структурных факторов. В частности, в работах [17–19] было показано, что преобразование крупнокристаллической (КК) структуры алюминия и алюминиевых сплавов в СМК при ДКУП приводит к увеличению динамического предела упругости и динамического предела текучести в 1.5 раза. Значение откольной прочности СМК-алюминиевых сплавов практически такие же, как и в КК-аналоге. В [20] установлено, что медь с СМК + НК структурой, полученной при ДКУП, демонстри-

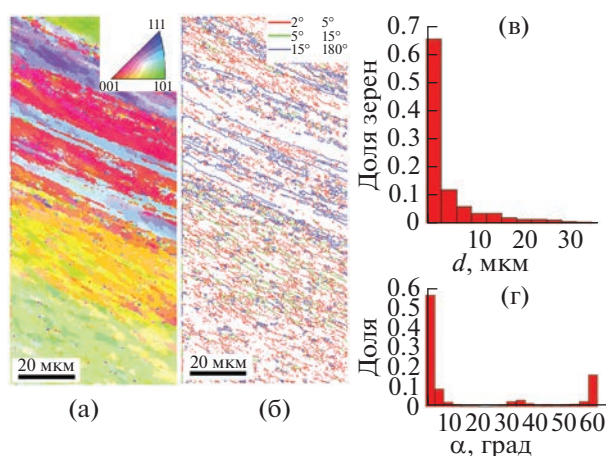


Рис. 1. EBSD-карты (а — ориентационная в цветах обратной полюсной фигуры, б — распределения границ) и гистограммы распределения зерен по размеру (в) и границ по углам разориентировки (г) в сплаве Cu–0.03% Zr, подвергнутом ДКУП, $n = 1$.

рует увеличение характеристик упруго-пластического перехода в 6 раз и откольной прочности в 1.4 раза, по сравнению с КК-состоянием.

Цель работы — исследование влияния легирования микродобавками хрома и циркония на характеристики динамической прочности меди с СМК-структурой, сформированной при ДКУП и последующих отжигах.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Объектами исследования служили дисперсионно-твердеющие сплавы, содержащие (мас. %): Cu–0.03% Zr и Cu–0.10% Cr. Сплавы выплавлены в вакуумной индукционной печи из чистых компонентов (Cu – 99.94%, Zr – 99.9%, Cr – 99.99%). Слитки весом 0.5–1 кг были прокованы на прутки диаметром 18 мм. Для получения исходной крупнокристаллической структуры и перевода легирующих элементов в твердый раствор прутки подвергали закалке от 1000°C в ледяной воде. Затем из части прутков изготавливали образцы диаметром 16 и длиной 65 мм для получения СМК-структуры высокоскоростным деформированием методом ДКУП. Образцы разгоняли с помощью пушки [10] до скорости 230 м/с и направляли в матрицу, содержащую два канала диаметром 16 и 14 мм, пересекающихся под углом 90°. Скорость деформации материала при ДКУП составляла 10^5 с^{-1} , длительность одного прохода $5 \times 10^{-4} \text{ с}$, давление в области угла поворота 1.5–2.0 ГПа, число проходов (n) 1 и 3. После прессования образцы разрезали поперек направления вытяжки для изучения структуры и свойств. Исследования проводили на образцах в закаленном, деформированном состоя-

нии и после отжигов при 300–700°C в течение 1 ч. Анализ структуры методом дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD) выполняли на сканирующем электронном микроскопе QUAN-TA-200. Микротвердость измеряли на приборе PMT-3 при нагрузке 0.49 Н.

Для определения динамических характеристик сплавов проводили ударное сжатие. Образцы диаметром 12 и толщиной ~2 мм нагружали путем прямого соударения алюминиевого ударника толщиной ~0.4 мм, разогнанного до скорости $620 \pm 30 \text{ м/с}$. Схема эксперимента и описание взрывного устройства приведены в [6–9]. Давление ударно-волнового сжатия составляло 4.7–7.0 ГПа, скорость деформирования в разгрузочной части волны сжатия перед откольным разрушением варьировалась в пределах $(1.3\text{--}3.2) \times 10^5 \text{ с}^{-1}$. Регистрацию профилей скорости свободной поверхности осуществляли при помощи лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR, имеющего временное разрешение ~1 нс [6–9]. Точность измерения скорости свободной поверхности образцов составляла $\pm 3 \text{ м/с}$.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Изменение структуры и микротвердости сплавов при ДКУП и последующих отжигах.

В исходном закаленном КК-состоянии размер зерна сплавов Cu–0.03% Zr и Cu–0.10% Cr составлял 200–400 мкм. ДКУП приводит к существенному на два-три порядка уменьшению размера зерна, как это ранее наблюдали в меди и Cu–Cr–Zr-сплавах [12, 14–16]. На рис. 1 и 2 представлены результаты EBSD-анализа образцов сплава Cu–0.03% Zr, подвергнутых ДКУП. Видно, что после одного прохода ($n = 1$) ДКУП в структуре преобладают вытянутые зерна (рис. 1а, 1б) средний поперечный размер которых равен 5 мкм, (рис. 1в), доля малоугловых границ (МУГ) составляет ~70%, большеугловых (БУГ) — ~30% (рис. 1г).

Таким образом, при ДКУП, $n = 1$ происходит измельчение зерна до микrokристаллического (МК) состояния. Увеличение степени деформации при увеличении числа проходов ДКУП до $n = 3$ приводит к дальнейшему диспергированию структуры до СМК-состояния (рис. 2). Формируется структура, состоящая преимущественно из равноосных зерен со средним размером 0.5 мкм (рис. 2в) и долей МУГ и БУГ 40 и 60% соответственно (рис. 2г). Кроме того, согласно работам [14–16], при ДКУП, $n = 3$, в Cu–Cr–Zr и Cu–Zr-сплавах происходит частичный распад α -твердого раствора меди с выделением наноразмерных частиц фазы Cu_5Zr на границах и внутри отдельных зерен.

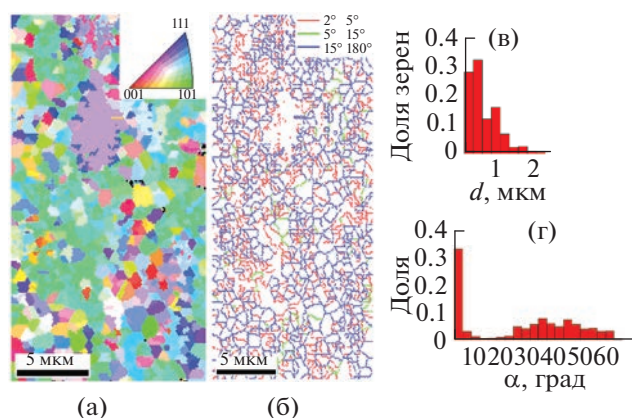


Рис. 2. EBSD-карты (а – ориентационная в цветах обратной полюсной фигуры, б – распределения границ) и гистограммы распределения зерен по размеру (в) и границ по углам разориентировки (г) в сплаве Cu–0.03% Zr, подвергнутом ДКУП, $n = 3$.

Отжиг (старение) при 450°C сплава с МК-структурой не приводит к изменению размера зерна и долей МУГ и БУГ (см. рис. 1 и 3а–3в). Отжиг сплава с СМК-структурой также не приводит к существенному изменению размера зерна, но значительно увеличивает долю БУГ от 60 до 85–90% (см. рис. 2 и 3г–3е). Необходимо отметить, что отжиг (старение) при 400–450°C Cu–Zr и Cu–Cr–Zr-сплавов, деформированных методом ДКУП, сопровождается распадом пересыщенного α -твердого раствора на основе меди с выделением наноразмерных частиц Cu_5Zr , которые, выделяясь на дислокациях, задерживают начало рекристаллизации, как было показано в [5, 14–16]. Процесс распада дополнительно увеличивает микротвердость и динамические характеристики МК- и СМК-сплава Cu–0.03% Zr, как будет показано ниже.

При повышении температуры отжига до 500°C в сплаве с МК- и СМК-структурами начинается рекристаллизация – средний размер зерна увеличивается с 5 до 10 мкм и от 0.5 до 3–5 мкм соответственно, а микротвердость сплавов снижается, как будет показано ниже. Заметим, что даже при температуре отжига 700°C средний размер зерна сплава, подвергнутого ДКУП, $n = 1$, составляет 20 мкм, а средний размер зерна сплава, подвергнутого ДКУП, $n = 3$, не превышает 10 мкм (рис. 3ж–3и).

В сплаве Cu–0.10% Cr при ДКУП, $n = 1$ также, как и в сплаве Cu–0.03% Zr, формируется МК структура, состоящая из вытянутых зерен, средний поперечный размер которых равен 8 мкм, доля МУГ и БУГ – 60 и 40% соответственно. При ДКУП, $n = 3$ в сплаве образуется преимущественно равноосная СМК-структура со средним размером зерна 1.5 мкм (рис. 4а, 4б) и долей МУГ и БУГ 50 и 50% (рис. 4в).

Отжиг при 400°C сплава с МК-структурой не вызывает существенный рост зерна, (средний поперечный размер увеличивается от 8 до 10 мкм) доля БУГ при этом возрастает от 40 до 80%. Тогда как отжиг при 400°C сплава с СМК-структурой приводит к значительному росту зерна (средний размер зерна увеличивается от 1.5 до 7–10 мкм) и увеличению доли БУГ от 50 до 85–90% (рис. 4г–4е). Это обусловлено тем, что при отжиге в сплаве Cu–0.10% Cr с СМК-структурой, полученной ДКУП, как показано в [5, 14], одновременно протекают два конкурирующих процесса: распад пересыщенного твердого раствора с выделением наноразмерных частиц Cr и рекристаллизация. Поэтому снижается микротвердость и динамические характеристики СМК-сплава, как будет показано ниже. При повышении температуры отжига до 700°C средний размер зерна сплава, подвергнутого ДКУП, $n = 1$, увеличивается от 10 до 20 мкм, а средний размер зерна сплава, подверг-

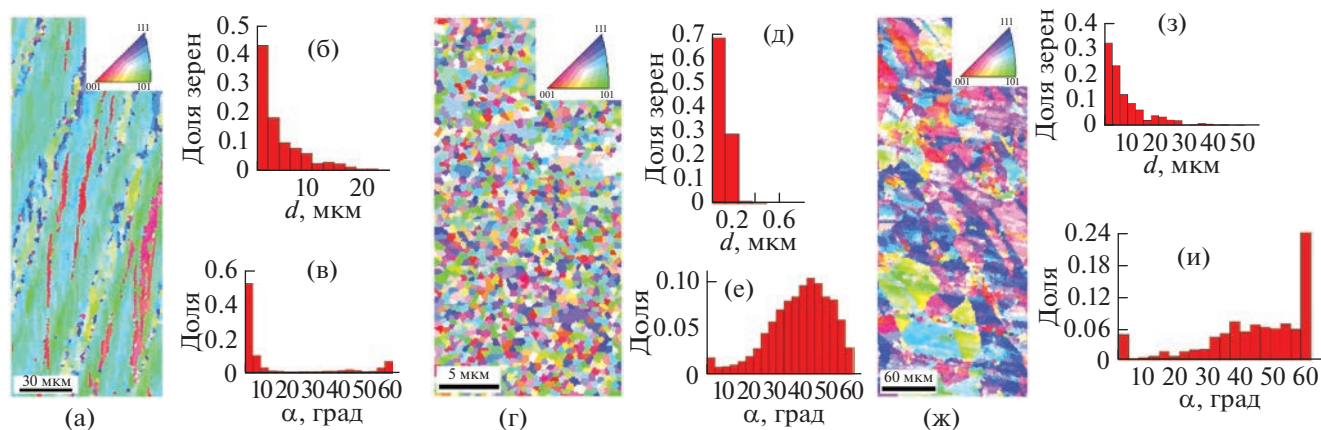


Рис. 3. Ориентационные EBSD-карты (а, г, ж) и гистограммы распределения зерен по размеру (б, д, з) и границ по углам разориентировки (в, е, и) в образцах сплава Cu–0.03% Zr, подвергнутых ДКУП, $n = 1$ (а–в) и ДКУП, $n = 3$ (г–и) и последующим отжигам при 450°C (а–е) и 700°C (ж–и).

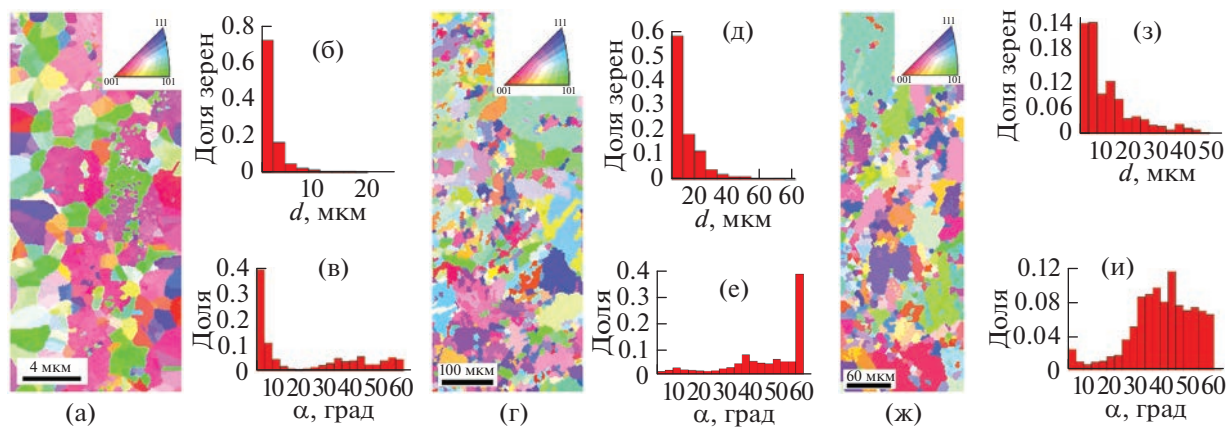


Рис. 4. Ориентационные EBSD-карты (а, г, ж) и гистограммы распределения зерен по размеру (б, д, з) и границ по углам разориентировки (в, е, и) в образцах сплава Cu–0.10% Cr, подвергнутых ДКУП, $n = 3$ (а–в) и последующим отжигам при 400°C (г–е) и 700°C (ж–и).

нутого ДКУП, $n = 3$, увеличивается от 7–10 до 15 мкм (рис. 4ж, 4з).

Микротвердость сплавов Cu–0.03% Zr и Cu–0.10% Cr в исходном КК состоянии составляла 630 и 680 МПа, соответственно. ДКУП, $n = 1$ и $n = 3$, приводит к увеличению микротвердости сплавов до 1240 и 1380 МПа в Cu–0.03% Zr (рис. 5а) и до 1400 и 1670 МПа в Cu–0.10% Cr, соответственно (рис. 5б). Существенное в 2.2–2.5 раз

повышение микротвердости сплавов, подвергнутых ДКУП, обусловлено уменьшением размера зерна на два-три порядка, как обсуждалось выше.

Последующие отжики при температурах 300–700°C по-разному влияют на изменение микротвердости сплавов. Так, отжиг при 400–450°C увеличивает микротвердость сплава Cu–0.03% Zr, подвергнутого ДКУП, $n = 1$ и $n = 3$, от 1240 до 1330 МПа и от 1380 до 1480 МПа, соответственно (кривые 1 и 2, рис. 5а), что обусловлено процессом распада α -твердого раствора с выделением наноразмерных частиц Cu_5Zr [5, 14–16]. Повышение температуры отжига до 500–700°C понижает микротвердость сплава до 1250 и 650 МПа (рис. 5а), что связано с развитием процесса рекристаллизации.

Иную картину изменения микротвердости в зависимости от температуры отжига наблюдали в сплаве Cu–0.10% Cr. Отжики при 300–500°C плавно понижают микротвердость сплава, подвергнутого ДКУП, $n = 1$ и $n = 3$, от 1400 до 1330 МПа и от 1670 до 1430–1330 МПа соответственно числу проходов, (кривые 1 и 2, рис. 5б), что обусловлено одновременным протеканием двух конкурирующих процессов: распада пересыщенного твердого раствора с выделением наночастиц Cr и рекристаллизации [5, 14]. Увеличение температуры отжига от 500 до 700°C приводит к завершению процесса рекристаллизации и существенному снижению микротвердости до 670–720 МПа (рис. 5б).

Таким образом, максимальное значение микротвердости СМК-сплава Cu–0.03% Zr, достигнутое в результате комбинированной обработки: ДКУП, $n = 3$, и отжига при 450°C, 1 ч, составляет 1480 МПа, что в 2.4 раза превышает микротвердость КК-сплава.

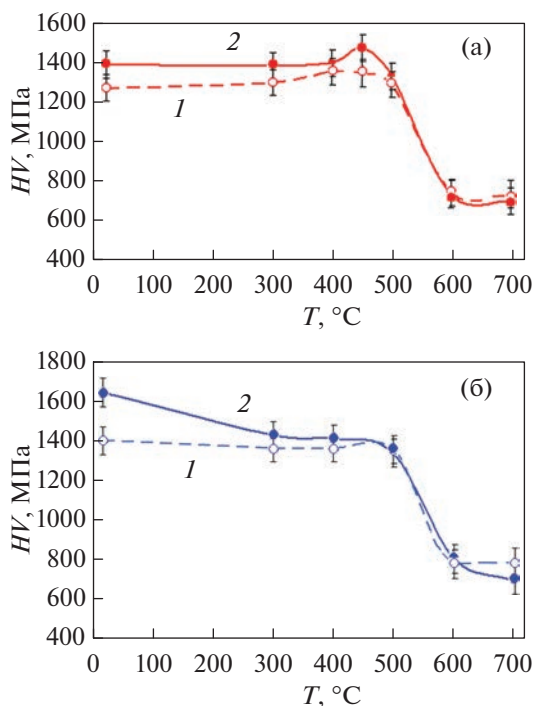


Рис. 5. Влияние температуры (отжига) старения на микротвердость сплавов Cu–0.03% Zr (а) и Cu–0.10% Cr (б), подвергнутых ДКУП: 1 – $n = 1$; 2 – $n = 3$.

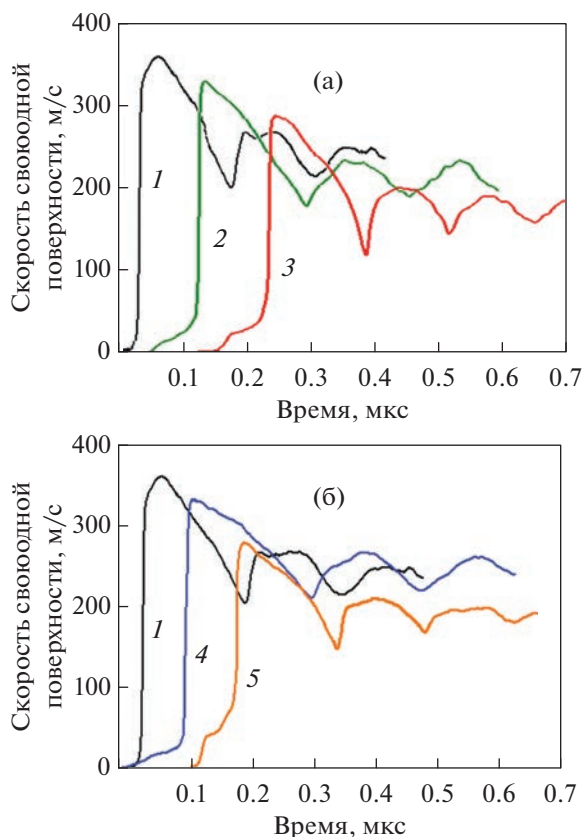


Рис. 6. Профили скорости свободной поверхности образцов сплава Cu–0.03% Zr после различных обработок: 1 – закалка 1000°C; а: 2 – ДКУП, $n = 1$; 3 – ДКУП, $n = 1$ и отжиг 450°C, 1 ч; б: 4 – ДКУП, $n = 3$; 5 – ДКУП, $n = 3$ и отжиг 450°C, 1 ч.

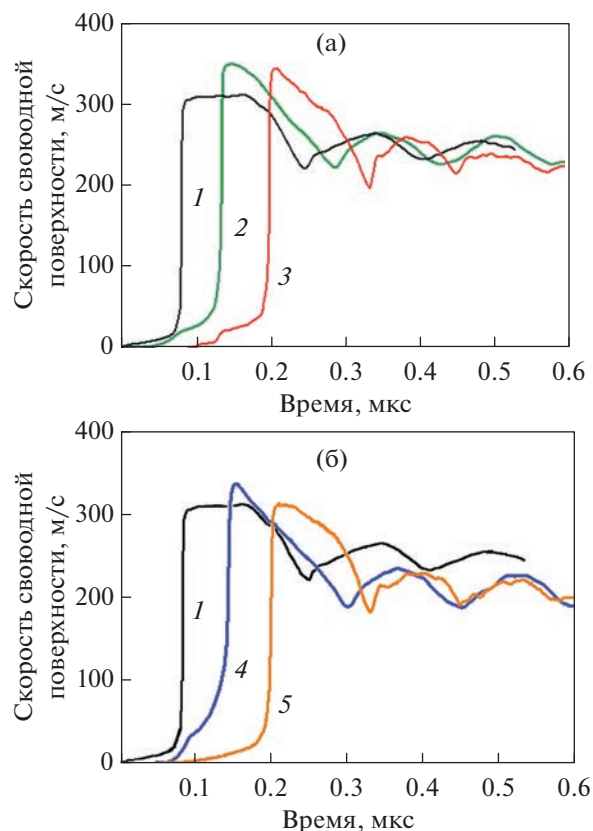


Рис. 7. Профили скорости свободной поверхности образцов сплава Cu–0.10% Cr после различных обработок: 1 – закалка 1000°C; а: 2 – ДКУП, $n = 1$; 3 – ДКУП, $n = 1$ и отжиг 400°C, 1 ч; б: 4 – ДКУП, $n = 3$; 5 – ДКУП, $n = 3$ и отжиг 400°C, 1 ч.

В сплаве Cu–0.10% Cr максимальное значение микротвердости достигнуто после ДКУП, $n = 3$, и составляет 1670 МПа, что в 2.5 раз выше микротвердости КК-сплава. Представляло интерес исследовать свойства сплавов после обработок, обеспечивших наименьший размер зерна и высокую микротвердость.

Динамические свойства сплавов после ДКУП и отжига. Динамические характеристики сплавов определяли методом ударно-волнового сжатия с непрерывной регистрацией профилей скорости свободной поверхности $u_{fs}(t)$ образцов [6–9]. Измерения основываются на том факте, что структура волн сжатия и разряжения и динамика волновых взаимодействий определяются процессами упруго-пластического деформирования и разрушения в материале [6, 7]. Динамическая (откольная) прочность оценивается путем регистрации так называемых “откольных явлений” при отражении импульсов одномерного ударного сжатия от свободной поверхности [6–9].

На рис. 6 и 7 приведены волновые профили образцов сплавов с различными структурами: ис-

ходной КК (кривые 1), МК- и СМК-структурами, полученными при ДКУП, $n = 1$ и $n = 3$ (кривые 2 и 4 соответственно), и после ДКУП и отжига при 400–450°C (кривые 3 и 5 соответственно числу проходов). На волновых профилях регистрируется выход на поверхность образца упругого предвестника, пластической ударной волны сжатия и следующей за ней волны разряжения [6–9, 17–20]. После отражения импульса сжатия от свободной поверхности внутри образца генерируются растягивающие напряжения, в результате чего инициируется его разрушение – откол. При этом происходит релаксация растягивающих напряжений и формируется волна сжатия (откольный импульс), выход которой на поверхность образца вызывает второй подъем скорости. Последующие затухающие колебания скорости вызваны многократными отражениями волн между поверхностью образца и откольной пластиной [7–9]. На основании анализа профилей скорости свободной поверхности были рассчитаны по формулам, приведенным в [7–9, 17, 20], параметры ударно-волнового нагружения: давление ударного сжатия – P_{max} ; скорость свободной поверхности на фронте упруго-

Таблица 1. Параметры нагружения и характеристики динамической прочности сплавов

Сплав	Режимы обработки и структура образцов	$P_{\max}$, ГПа	$u_{f\max}$ М/с	σ_{HEL} , ГПа	Y , ГПа	σ_{sp} , ГПа	V/V_0 , 10^5 с^{-1}
Cu–0.03% Zr	Закалка 1000°C, КК-структура	6.98	373	0.22	0.11	3.22	2.09
	ДКУП, $n = 1$, МК	6.18	333	0.41	0.18	2.90	1.33
	ДКУП, $n = 1 +$ отжиг 400°C, 1 ч	4.70	258	0.42	0.18	3.05	1.60
	ДКУП, $n = 1 +$ отжиг 450°C, 1 ч	5.30	289	0.46	0.20	3.31	3.20
	ДКУП, $n = 3$, СМК	6.20	334	0.42	0.20	2.31	1.30
	ДКУП, $n = 3 +$ отжиг 400°C, 1 ч	5.50	298	0.67	0.32	3.16	2.50
	ДКУП, $n = 3 +$ отжиг 450°C, 1 ч	5.20	281	0.81	0.39	2.54	2.20
	Закалка 1000°C, КК-структура	5.73	310	0.19	0.12	1.90	1.87
Cu–0.10% Cr	ДКУП, $n = 1$, МК	6.52	350	0.54	0.21	2.40	1.26
	ДКУП, $n = 1 +$ отжиг 400°C, 1 ч	6.40	346	0.44	0.17	2.82	2.30
	ДКУП, $n = 3$, СМК	6.20	334	0.70	0.31	2.76	1.60
	ДКУП, $n = 3 +$ отжиг 400°C, 1 ч	5.80	315	0.10	0.04	2.57	3.10

го предвестника — $u_{f\text{HEL}}$; максимальная скорость свободной поверхности — $u_{f\max}$; скорость деформации перед откольным разрушением — V/V_0 и характеристики прочности сплавов: динамический предел упругости (σ_{HEL}), динамический предел текучести (Y) и откольная прочность (σ_{sp}). Значения основных параметров и характеристик представлены в табл. 1.

Из сравнения волновых профилей (рис. 6 и 7) и данных, приведенных в табл. 1, видно, что преобразование КК-структуры сплавов в МК и СМК при ДКУП приводит к существенному изменению динамических свойств. Так, динамический предел упругости (σ_{HEL}) сплавов Cu–0.03% Zr и Cu–0.10% Cr увеличивается от 0.22 и 0.19 ГПа в КК-состоянии до 0.41 и 0.54 ГПа в МК- и до 0.42 и 0.70 ГПа в СМК-состоянии, соответственно (табл. 1), поскольку специфическая неравновесная структура, сформированная при ДКУП, характеризуется наличием большого числа микродефектов, которые препятствуют движению дислокаций [5, 11–16]. Динамический предел текучести (Y) сплавов Cu–0.03% Zr и Cu–0.10% Cr возрастает от 0.11 и 0.12 ГПа в КК-состоянии до 0.18 и 0.21 ГПа в МК и до 0.20 и 0.31 в СМК-состоянии, соответственно (табл.1). Увеличение Y сплавов меди с МК- и СМК-структурами свидетельствует о том, что упрочняющий эффект ДКУП сохраняется при скорости деформирования, соответствующей условиям ударного сжатия, как это было показано ранее для СМК + НК-меди [20] и СМК-алюминиевых сплавов [17–19], полученных ДКУП. Это связано с повышенным начальным уровнем запасенной при ДКУП упругой энергии деформации, вследствие комбинированного действия на материалы в процессе

ДКУП высокоскоростной деформации сдвига и ударно- волновой деформации сжатия [5, 11–15].

Таким образом, формирование СМК (0.5–1.0 мкм) структуры в сплаве Cu–0.03% Zr при ДКУП, $n = 3$, увеличивает σ_{HEL} и Y в 1.9 и 1.8 раза, по сравнению с КК-состоянием. Последующий отжиг (старение) сплава Cu–0.03% Zr при 400 и 450°C, сопровождающийся распадом пересыщенного твердого раствора с выделением упрочняющих наноразмерных частиц Cu_2Zr , приводит к еще большему, в 3.0 и 3.7 раза, увеличению этих характеристик. Т.е. в результате комбинированной обработки: ДКУП, $n = 3$, и отжиг при 450°C, 1 ч, сплав Cu–0.03% Zr имеет не только наилучшую микротвердость, как обсуждалось выше, но и высокие значения характеристик упругопластического перехода.

В сплаве Cu–0.10% Cr преобразование исходной КК-структуры в СМК значительно, в 2.5 и 2.6–3.7 раза, увеличивает микротвердость и характеристики упруго-пластического перехода.

Однако последующий отжиг при 400°C приводит к существенному уменьшению этих характеристик (табл. 1), что связано, как показано ранее [5, 14], с протеканием рекристаллизации, происходящей путем перестройки неравновесных зеренно-субзеренных границ в равновесные и роста новых рекристаллизованных зерен из имеющихся центров. Средний размер зерна СМК-сплава Cu–0.10% Cr в результате отжига при 400°C увеличивается от 1.5 до 7–10 мкм (см. рис. 4а, 4б, 4г, 4д).

Еще одной важной, но неоднозначной, характеристикой, определяемой из анализа профилей скорости свободной поверхности образцов, является их откольная прочность (σ_{sp}). Откольная прочность зависит как от внешних условий нагружения —

скорости деформации, давления, температуры, так и от однородности структуры и ее дефектности, особенно в области откольной плоскости. Считается, что чем больше формируется наведенных деформационных дефектов (и чем они крупнее), тем меньшее растягивающее напряжение нужно приложить, чтобы образовалась откольная трещина, т.е. тем меньше откольная прочность [5–9].

Имеющиеся в литературе сведения о влиянии дисперсности и дефектности структуры металлов и сплавов на сопротивление откольному разрушению немногочисленны и противоречивы [6–9, 17–20]. В частности, в меди М1, тантале и алюминевом сплаве АМг диспергирование структуры до СМК-состояния методами РКУП и всесторонней изотермическойковки приводит к увеличению σ_{sp} в 1.1–1.2 раза, а в сплаве Д16 к ее уменьшению в 1.2 раза [7–9].

Подобные неоднозначные данные были получены для алюминиевых сплавов и меди с СМК- и СМК + НК-структурами, сформированными методом ДКУП [17–20]. Так, откольная прочность СМК-сплава В95 и алюминия А7 уменьшается в 1.1 и 1.3 раза, а СМК-сплава АМц увеличивается в 1.1 раза по сравнению с σ_{sp} КК-аналога [17–19]. Измельчение КК структуры меди до СМК-состояния уменьшает σ_{sp} в 1.1 раза, тогда как дальнейшее диспергирование структуры до СМК + НК-состояния при ДКУП увеличивает σ_{sp} меди в 1.4 раза.

Полученные в данной работе результаты влияния размера зерна и степени дефектности структуры на критические разрушающие напряжения при отколе исследованных сплавов также неоднозначны. Так, переход микролегированного сплава Cu–0.03% Zr в МК- и СМК-состояние сопровождается уменьшением откольной прочности в 1.1 и 1.4 раза, соответственно. Диспергирование структуры низколегированного сплава Cu–0.10% Сг до МК- и СМК-состояний напротив увеличивает σ_{sp} в 1.3 и 1.5 раза соответственно, по сравнению с ее значениями в КК-состоянии.

Уменьшение откольной прочности сплава Cu–0.03% Zr с МК- и СМК-структурами, по сравнению с КК-аналогом, вполне закономерно, поскольку при ДКУП формируется неравновесная структура с большим количеством микродефектов. Дефекты концентрируются на границах СМК-зерен, имеющих большую протяженность, и на поверхности чрезвычайно дисперсных частиц Cu_5Zr , выделившихся в процессе ДКУП [14–16], и могут служить потенциальными очагами высокоскоростного разрушения при отколе, представляющем собой кинетический процесс зарождения и роста дефектов [5–9].

Увеличение σ_{sp} сплава Cu–0.10% Сг при переходе от КК- до МК- и СМК-состояния не столь очевидно. По-видимому, такое поведение σ_{sp} можно объяснить формированием при ДКУП менее дисперсной структуры (средний размер СМК-зерна 1.5 мкм), чем в сплаве Cu–0.03% Zr (0.5 мкм), и отсутствием наноразмерных выделений в Cu–0.10% Сг в процессе ДКУП, как было показано ранее [5, 14].

Последующий отжиг (старение) при 400–450°C приводит к увеличению откольной прочности сплава Cu–0.03% Zr с МК- и СМК-структурами практически до уровня КК-аналога, что обусловлено развитием процессов возврата и распада α -твердого раствора с выделением упрочняющих наноразмерных частиц Cu_5Zr , которые, выделяясь на дислокациях, на границах и в объеме зерен, задерживают начало рекристаллизации, как было показано в [14–16].

Отжиг при 400°C увеличивает σ_{sp} МК-сплава Cu–0.10% Сг в 1.2 раза, что, по-видимому, связано с преобладанием процесса распада твердого раствора над процессом рекристаллизации, и уменьшает σ_{sp} СМК-сплава Cu–0.10% Сг в 1.1 раза, что обусловлено, преимущественным протеканием процесса рекристаллизации (средний размер зерна увеличивается от 1.5 до 7 мкм).

Т.е. изменение динамических свойств также, как и микротвердости исследованных сплавов, деформированных ДКУП, после отжигов характеризует степень протекания релаксационных процессов.

О характере откольного разрушения нагружаемых образцов можно судить на основании анализа профилей скорости свободной поверхности рис. 6 и 7. Так, вид профилей КК-образцов (кривые 1) свидетельствуют о замедлении откольного разрушения КК-сплавов, как это ранее наблюдали и в меди [20], — откалывающийся поверхностный слой еще в течение длительного времени остается связанным с образцом [7–9]. Из сопоставления волновых профилей образцов с различными структурами видно, что диспергирование структуры до МК- и СМК-состояния при ДКУП и последующий отжиг способствуют более медленному затуханию колебаний скорости свободной поверхности образцов после начала разрушения (см. кривые 2–5). Затруднению роста микротрещин и замедлению процесса откольного разрушения исследованных сплавов, по-видимому, способствует формирование при ДКУП и последующем отжиге (старении) при 400 и 450°C специфических неравновесных МК- и СМК-структур, состоящих из дисперсных зерен со значительной долей большеугловых границ, упрочненных наночастицами Сг и Cu_5Zr .

ВЫВОДЫ

1. Определено, что исследованные дисперсионно-старееющие сплавы с МК- и СМК-структурами, полученными ДКУП, в условиях ударного сжатия с давлением 4.7–7.0 ГПа и скоростью деформации $(1.3–3.2) \times 10^5 \text{ с}^{-1}$ демонстрируют увеличение динамического предела упругости и динамического предела текучести в 1.8–2.8 и 1.8–3.7 раза, по сравнению с исходным КК-состоянием. Это связано с образованием при ДКУП специфической неравновесной и дефектной структуры в результате высокоскоростных процессов фрагментации. Таким образом, упрочняющий эффект ДКУП сохраняется в экстремальных условиях ударно-волнового нагружения при субмикросекундных длительностях нагрузки.

2. Показано, что измельчение зерна от 200–400 до 0.5–1.0 мкм увеличивает динамический предел упругости и динамический предел текучести сплава Cu–0.03% Zr в 1.9 и 1.8 раза, но уменьшает его откольную прочность в 1.4 раза. Последующие отжиги при 400 и 450°C, сопровождающиеся распадом пересыщенного твердого раствора с выделением наноразмерных частиц Cu_5Zr , позволяют увеличить характеристики упруго-пластического перехода в 3.0 и 3.7 раза и повысить откольную прочность практически до уровня КК-аналога. Определен режим комбинированной обработки: ДКУП, $n = 3$, и отжиг при 450°C, 1 ч, позволяющий получить СМК-сплав Cu–0.03% Zr с высокими динамическими характеристиками и микротвердостью.

3. Установлено, что диспергирование структуры в сплаве Cu–0.10% Сг до СМК-состояния не только значительно увеличивает динамический предел упругости и динамический предел текучести в 3.7 и 2.6 раза, но и приводит к увеличению откольной прочности в 1.5 раза, по сравнению с их значениями в КК-состоянии. Увеличение откольной прочности связано с формированием при ДКУП структуры, состоящей из сильно разориентированных дисперсных зерен с преимущественно неравновесными большеугловыми границами, что способствует затруднению роста микротрещин и замедлению процесса откольного разрушения, по сравнению с КК-состоянием.

EBSD-анализ выполнен на оборудовании ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

Эксперименты по ударному сжатию проведены на оборудовании Московского регионального взрывного ЦКП РАН в рамках госзадания по теме № АААА-А19-119071190040-5.

Д.Н. Абдуллина благодарит ИФМ им. М.Н. Михеева УрО РАН за поддержку работы, выполненной по молодежному проекту № м 24-21, в рамках госзадания Минобрнауки России по теме “Структура” № 122021000033-2.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура, свойства. М.: ИКЦ Академкнига, 2007. 398 с.
2. Глезер А.М., Громов В.Е. Наноматериалы, созданные путем экстремальных воздействий. Новокузнецк: Интер–Кузбасс, 2010. 171 с.
3. Dobatkin S.V., Shangina D.V., Bochvar N.R., Janeček M. Effect of deformation schedules and initial states on structure and properties of Cu–0.18% Zr alloy after high-pressure torsion and heating // Mater. Sci. Eng. A. 2014. V. 598. P. 288–292.
4. Десярев М.В., Чашухина Т.И., Романова М.Ю., Воронова Л.М. О связи структуры меди с температурно-скоростными параметрами деформации сдвигом под давлением // ДАН. 2004. Т. 397. № 2. С. 193–197.
5. Бродова И.Г., Зельдович В.И., Хомская И.В. Фазово-структурные превращения и свойства цветных сплавов при экстремальных воздействиях // ФММ. 2020. Т. 121. № 7. С. 696–730.
6. Канель Г.И., Разоренов С.В., Фортвов В.Е. Субмикросекундная прочность материалов. // Изв. РАН. МТТ. 2005. № 4. С. 86–111.
7. Гаркушин Г.В., Игнатова О.Н., Канель Г.И., Мейер Л., Разоренов С.В. Субмикросекундная прочность ультрамелкозернистых материалов. Изв. РАН. МТТ. 2010. № 4. С. 155–163.
8. Гаркушин Г.В., Иванчихина Г.Е., Игнатова О.Н., Каганова И.И., Малышев А.Н., Подурец А.М., Раевский В.А., Разоренов С.В., Скоков В.И., Тюпанова О.А. Механические свойства меди М1 до и после ударного сжатия в широком диапазоне длительности нагрузки // ФММ. 2011. Т. 111. № 2. С. 203–212.
9. Разоренов С.В., Гаркушин Г.Н. Упрочнение металлов и сплавов при ударном сжатии // ЖТФ. 2015. Т. 85. № 7. С. 77–82.
10. 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. Оpubл. 27.04.06. Бюл. № 26. 64 с.
11. 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 // Rev. on Adv. Mater. Sci. 2010. V. 25. P. 128–135.
12. Хомская И.В., Шорохов Е.В., Зельдович В.И., Хейфец А.Э., Фролова Н.Ю. Структура и свойства субмикроструктурной и нанокристаллической меди, полученной методом канально-углового прессования // Металлы. 2012. № 6. С. 56–62.
13. Попов В.В., Столбовский А.В., Попова Е.Н., Фалатудинов Р.М., Шорохов Е.В. Эволюция структуры оловянистой бронзы при динамическом канально-угловом прессовании // ФММ. 2017. Т. 118. № 9. С. 909–916.
14. Хомская И.В., Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Дякина В.П. Влияние высокоскоростной деформации на структуру, свойства и термическую стабильность меди, легированной

- хромом и цирконием // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 4. С. 22–29.
15. *Khomskaia I.V., Zel'dovich V.I., Frolova N.Yu., Kheifets A.E., Shorokhov E.V., Abdullina D.N.* Effect of high-speed dynamic channel angular pressing and aging on the microstructure and properties of Cu–Cr–Zr alloys // IOP Conference Series: Mater. Sci. Eng. 2018. V. 447. P. 12007–12012.
 16. *Khomskaia I.V., Zel'dovich V.I., Frolova N.Yu., Abdullina D.N., Kheifets A.E.* Investigation of Cu₃Zr particles precipitation in Cu–Zr and Cu–Cr–Zr alloys subjected to quenching and high strain rate deformation // Letters Mater. 2019. V. 9. № 4. P. 400–404.
 17. *Бродова И.Г., Петрова А.Н., Разоренов С.В., Шорохов Е.В.* Сопротивление высоко-скоростному деформированию и разрушению субмикроструктурных сплавов меди после динамического канально-углового прессования // ФММ. 2015. Т. 116. № 5. С. 548–556.
 18. *Brodova I.G., Petrova A.N.* Dynamic properties of submicrocrystalline aluminum alloys // Phys. Met. Metallogr. 2018. V. 119. P. 1342–1345.
 19. *Петрова А.Н., Бродова И.Г., Разоренов С.В., Шорохов Е.В., Акопян Т.К.* Механические свойства Al–Zn–Mg–Fe–Ni сплава эвтектического типа при разных скоростях деформации // ФММ. 2019. Т. 120. № 12. С. 1322–1328.
 20. *Хомская И.В., Разоренов С.В., Гаркушин Г.В., Шорохов Е.В., Абдуллина Д.Н.* Динамическая прочность субмикроструктурной и нанокристаллической меди, полученной высокоскоростной деформацией // ФММ. 2020. Т. 121. № 4. С. 435–442.

The Dynamic Properties of Low-Alloyed Copper Alloys with a Submicrocrystalline Structure Obtained by High-Strain-Rate Deformation

D. N. Abdullina^{1, *}, I. V. Khomskaia¹, S. V. Razorenov², and E. V. Shorokhov³

¹*Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620108 Russia*

²*Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry of RAS, Chernogolovka, 142432 Russia*

³*Russian Federal Nuclear Center—Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics, Snezhinsk, 456770 Russia*

*e-mail: abdullina@imp.uran.ru

Abstract—The mechanical properties of alloys Cu–0.03 wt % Zr and Cu–0.10 wt % Cr with a submicrocrystalline structure formed during dynamic channel-angular pressing and subsequent annealing. The properties of the alloys were studied under shock compression conditions with a pressure of 4.7–7.0 GPa and a deformation rate of $(1.3–3.2) \times 10^5 \text{ s}^{-1}$. It is shown that grain grinding from 200–400 to 0.3–1.0 microns increases the dynamic elastic limit and the dynamic yield strength of the Cu–0.03% Zr alloy by 1.9 and 1.8 times, respectively, but reduces the shear strength by 1.4 times. Subsequent annealing at 400 and 450°C can increase the characteristics of the elastic-plastic transition by 3.0 and 3.7 times, respectively, and increase the shear strength to the level of a large-crystal analog. It is determined that the dispersion of the Cu–0.10% Cr alloy structure to 1.0–5.0 microns increases not only the dynamic elastic limit and dynamic yield strength by 3.7 and 2.6 times, respectively, and the shear strength by 1.5 times, compared with its value in the coarse-grained state.

Keywords: copper alloys, submicrocrystalline structure, high-speed deformation, shock compression, dynamic elastic limit, spall strength