

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.3:539.89:539.25

ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

© 2020 г. И. В. Хомская^{a, *}, С. В. Разоренов^{b, c}, Г. В. Гаркушин^{b, c},
Е. В. Шорохов^d, Д. Н. Абдуллина^a

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

^bИнститут проблем химической физики РАН, пр. Семенова, 1, Черноголовка, Московская область, 142432 Россия

^cНациональный исследовательский Томский государственный университет, пр. Ленина, 36, Томск, 634050 Россия

^dРоссийский федеральный ядерный центр–ВНИИТФ им. академика Е.И. Забабахина,
ул. Васильева, 13, а/я 245, Снежинск, Челябинская область, 456770 Россия

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

Поступила в редакцию 03.07.2019 г.

После доработки 12.11.2019 г.

Принята к публикации 20.11.2019 г.

Изучены динамические свойства технической меди чистой 99.8 мас. % с субмикроструктурной и нанокристаллической структурой, полученной высокоскоростной деформацией методом динамического канально-углового прессования (ДКУП). Испытания проводились в условиях ударного сжатия с давлением 5.6–6.8 ГПа и скоростью деформации $(0.9–2.0) \times 10^5 \text{ с}^{-1}$. Анализ эволюции структуры и механических свойств: динамического предела упругости, динамического предела текучести и откольной прочности меди до и после ДКУП по различным режимам позволил оценить влияние дисперсности и дефектности кристаллической структуры на ее сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению. Показано, что измельчение зерна от 100 до 0.5–1.0 мкм увеличивает динамический предел упругости и динамический предел текучести меди в 6 раз, но незначительно уменьшает откольную прочность. Дальнейшее диспергирование структуры (до 0.05–0.40 мкм) увеличивает откольную прочность меди в 1.4 раза по сравнению с ее значением в исходном крупнокристаллическом состоянии.

Ключевые слова: медь, субмикроструктурная и нанокристаллическая структура, высокоскоростная деформация, ударное сжатие, динамический предел упругости, откольная прочность

DOI: 10.31857/S0015323020040063

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что объемные субмикроструктурные (СМК) и нанокристаллические (НК) материалы, полученные квазистатическими методами интенсивной пластической деформации (ИПД), такими как равноканальное угловое прессование (РКУП) и всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) обладают повышенными физическими и механическими свойствами [1–3]. Необычные свойства таких материалов объясняют формированием в процессе ИПД неравновесных дефектных структур, содержащих малоугловые и большеугловые границы зерен в различном процентном соотношении, а также дефектных структур внутри зерен-субзерен разной степени совершенства [1–5]. В последние годы становятся актуальными исследования механических свойств СМК-металлов и сплавов при различных экстремаль-

ных воздействиях, в том числе субмикросекундной прочности в условиях ударного сжатия [6–10]. В то же время использование самих высокоэнергетических или экстремальных воздействий открывает возможность получения объемных СМК- и НК-материалов за счет импульсных источников энергии, без применения энергоемкого прессового оборудования. Метод динамического канально-углового прессования – ДКУП [11–14] является одним из таких способов воздействия и представляет собой высокоскоростной (10^5 с^{-1}) вариант РКУП [1]. Ранее установлено [12–14], что деформация простого сдвига, которая формирует структуру при РКУП [1], в случае ДКУП является высокоскоростной, кроме того, на образец действует ударно-волновая деформация сжатия, создающая добавочный источник деформационного наклепа, и температура. Показано, что в меди

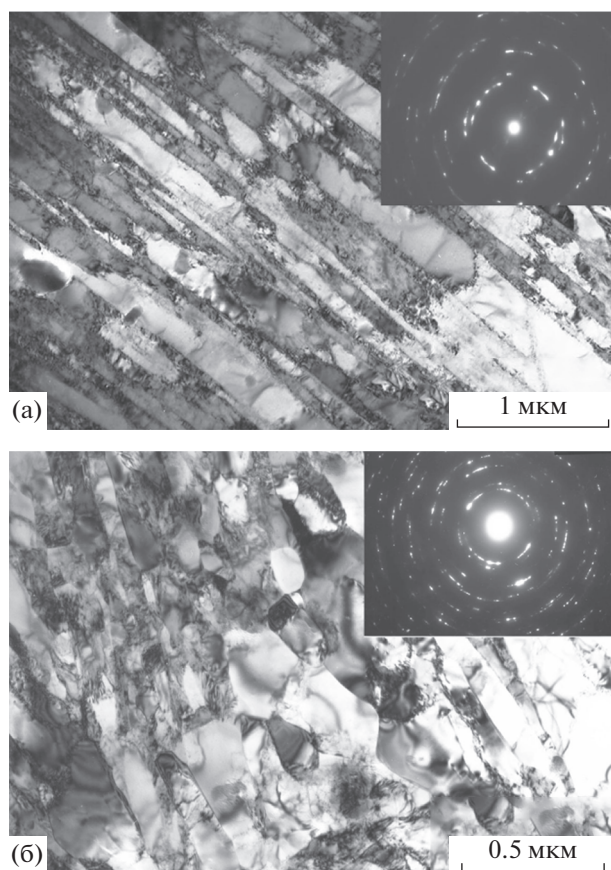


Рис. 1. Структура меди после высокоскоростной деформации методом ДКУП, $n = 1$ (а) и $n = 4$ (б).

при ДКУП в результате высокоскоростных циклических процессов фрагментации и динамической рекристаллизации формируются специфические неравновесные СМК- и НК-структуры, обеспечивающие повышенные свойства [12, 13]. Все эти аспекты представляют интерес как для исследования динамических свойств СМК- и НК-меди, сформированной высокоскоростной деформацией, так и для сравнения с аналогичными характеристиками СМК-меди, полученной квазистатическими методами РКУП и ВИК [6–8].

Целью работы являлось исследование влияния дисперсности кристаллической структуры меди, полученной ДКУП, на ее сопротивление деформированию и разрушению в экстремальных условиях ударного сжатия.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Материалом для исследования служила техническая медь чистотой 99.8 мас. % с СМК и СМК + НК-структурами, полученными методом ДКУП [12, 13]. Для этого образцы диаметром 16 мм и длиной 65 мм с помощью специальной пушки [11]

разгоняли до скорости 230 м/с и направляли в матрицу, содержащую два канала диаметром 16 и 14 мм, пересекающихся под углом 90° . Количество проходов (n) составляло 1 и 4; скорость деформации материала – 10^5 с^{-1} , длительность одного прохода – $5 \times 10^{-4} \text{ с}$, давление в области угла поворота 1.5–2 ГПа. После прессования образцы разрезали вдоль направления вытяжки для изучения микроструктуры и свойств. Электронно-микроскопическое исследование выполняли на микроскопах JEM200CX и JEM-2100CX. Анализ структуры методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) проводили на сканирующем электронном микроскопе QUANTA-200. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0.49 Н. Испытания на одноосное растяжение проводили на машине Zwick/Roell при скорости деформации 10^{-2} с^{-1} на плоских образцах толщиной 2 мм и длиной 65 мм, с использованием клиновых захватов. Погрешность измерений σ_B и $\sigma_{0.2}$ составляла ± 10 МПа; δ – $\pm 1\%$. Ударное сжатие образцов размером 12×12 мм и толщиной ~ 2 мм осуществляли путем прямого соударения алюминиевого ударника толщиной ~ 0.4 мм, разогнанного до скорости 620 ± 30 м/с. Схема устройства для ударного сжатия приведена в [7–9]. Максимальное давление ударного сжатия составляло 6.8 ГПа, максимальная скорость деформирования в разгрузочной части волны сжатия перед откольным разрушением – $2.0 \times 10^5 \text{ с}^{-1}$. Регистрацию профилей скорости свободной поверхности осуществляли при помощи лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR, имеющего временное разрешение ~ 1 нс [6–10]. Точность измерения скорости свободной поверхности образцов составляла ± 3 м/с.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Эволюция структуры и свойств меди при ДКУП. В исходном отожженном крупнокристаллическом (КК) состоянии средний размер зерна исследуемой меди составлял 100 мкм. После высокоскоростной деформации методом ДКУП, $n = 1$ в образцах формируется волокнистая структура с поперечным размером волокон 3–5 мкм. При увеличении числа проходов ДКУП от 1 до 4 толщина волокон уменьшается до 0.5–1.0 мкм, т.е. в 5–6 раз. Угол между направлением вытянутости волокон и продольной осью образца составляет $\sim 30^\circ$, что согласуется с данными РКУП [1] и соответствует схеме деформации при ДКУП [12].

При электронно-микроскопическом исследовании в структуре образца после ДКУП, $n = 1$ наблюдали вытянутые субзерна с поперечным размером 0.2–0.5 мкм (рис. 1а). После ДКУП, $n = 4$ внутри тонких волокон обнаружили “смешанную” СМК + НК-структуру, состоящую из зерен-

субзерен размерами 0.05–0.40 мкм, имеющих различные ориентировки (рис. 1б). Сложный дислокационный контраст в субзернах и изгибные контуры экстинкции в зернах свидетельствуют о высоком уровне внутренних напряжений, а присутствие зерен свободных от дислокаций указывает на частичное протекание динамической рекристаллизации в процессе ДКУП [12, 13].

Границы зерен (рис. 1б) были изучены методом высокоразрешающей электронной микроскопии (ВРЭМ). На рис. 2а приведено изображение участка одной из типичных неравновесных межзеренных границ и Фурье-изображение, полученное с правого зерна. По данным дифракционного анализа, ориентировка правого зерна $[110]_{\text{ГЦК}}$, левого зерна – $[112]_{\text{ГЦК}}$. В правом зерне удалось разрешить отдельные атомные плоскости $\{111\}_{\text{ГЦК}}$, межплоскостное расстояние составляет 0.210 нм (рис. 2а). Граница и прилегающие к ней области, в которых наблюдается искажение кристаллической решетки, содержат 5–6 атомных слоев (рис. 2а). Ранее подобные границы, содержащие высокую плотность различных дефектов: ступенек, фасеток, дислокаций, с присутствием которых связаны упругие искажения вблизи границ, обнаружили в СМК-меди и других металлах и сплавах, полученных методами кручения под квазигидростатическим давлением (КГД) и РКУП [1, 4]. Необходимо отметить, что неравновесные границы, сформировавшиеся при ДКУП, менее дефектны, а наблюдаемые на границах фасетки и ступеньки более упорядочены и равномерно распределены (рис. 2а), чем границы, образовавшиеся в СМК-меди при КГД и РКУП [1, 4]. Это обусловлено частичным протеканием релаксационных процессов уже в ходе ДКУП [12, 13]. Вблизи границ и внутри зерен обнаружены участки размером 5–7 нм (показаны стрелками на рис. 2б). Для уточнения природы этих наночастиц необходимо выполнить дополнительное ВРЭМ исследование. Однако одной из возможных причин их возникновения в процессе ДКУП может быть образование частиц вторых фаз либо из исходно присутствующих примесей, либо вследствие “захвата” примесей из окружающей атмосферы, как это обнаружили в технической меди 99.7 мас. % с СМК-структурой, полученной РКУП и КГД [2]. С образованием таких наночастиц вторых фаз может быть связано дополнительное упрочнение СМК + НК-меди при статических и динамических испытаниях.

Для оценки степени однородности структур, сформированных при ДКУП, по темнопольным снимкам методом секущих был выполнен статистический анализ распределения зерен-субзерен по размерам. Результаты анализа показали, что СМК-структура представляет собой субзерна с поперечными размерами от 0.2 до 0.5 мкм и дли-

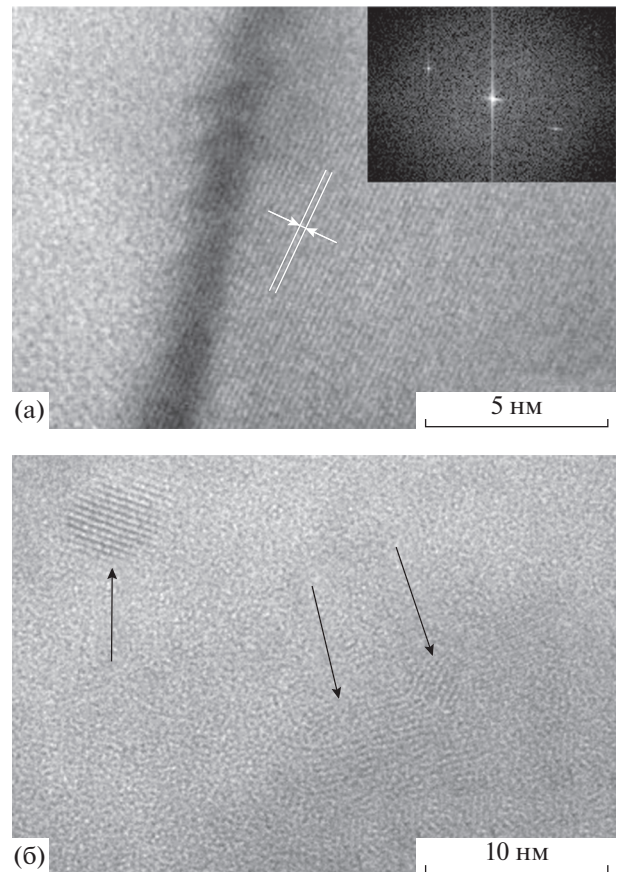


Рис. 2. Микроструктура СМК + НК меди, после ДКУП, $n = 4$: а – участок межзеренной границы и Фурье-изображение, полученное с правого зерна; б – внутризеренные наноразмерные участки. ВРЭМ.

ной от 1 до 20 мкм. СМК + НК структура состоит из зерен-субзерен размером от 0.05 до 0.40 мкм; количество кристаллитов размером 0.05–0.10 и 0.11–0.40 мкм составляет 35 и 65% соответственно, средний размер – 0.15 мкм.

Кроме того, полученные структуры были изучены методом дифракции обратно рассеянных электронов. На рис. 3а и 3г представлены EBSD-карты СМК- и СМК + НК-меди. Все зерна-субзерна окрашены согласно шкале ориентаций, соседние зерна имеют различные кристаллографические ориентировки. На рис. 3б, 3д и 3в, 3е показаны гистограммы распределения границ по углам разориентировки и зерен-субзерен по размерам. Анализ приведенных данных показал, что СМК структура (рис. 3а), на 90–95% состоит из субзерен с малоугловыми границами (рис. 3б). Смешанная СМК + НК-структура (рис. 3г) – на 90% из зерен с большеугловыми границами и на 10% из субзерен с малоугловыми границами (рис. 3д). Более 95% зерен-субзерен имеет разме-

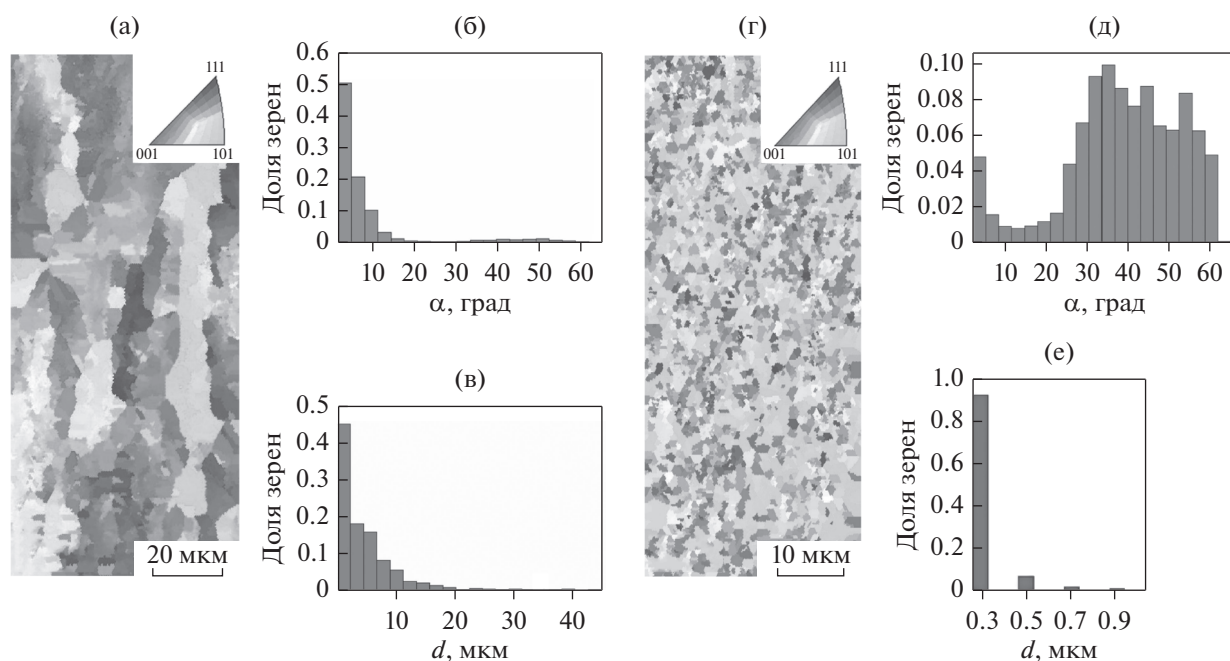


Рис. 3. Ориентационные EBSD-карты (а, г) и гистограммы распределения границ по углам разориентировки (б, д) и зерен по размеру (в, е) в образцах меди, после ДКУП, $n = 1$ (а–в), $n = 4$ (г–е).

ры от 0.05 до 0.30 мкм (рис. 3е), что согласуется с результатами статистического анализа, приведенными выше.

Таким образом, при ДКУП, $n = 4$ в меди формируется смешанная СМК + НК-структура с преимущественно неравновесными большеугловыми границами и средним размером зерна 0.15 мкм. Для сравнения при РКУП, $n = 16$ формируется СМК-структура со средним размером зерна 0.25 мкм [1].

В табл. 1 представлены результаты измерения микротвердости и механических свойств меди с различными структурами при испытании в условиях одноосного растяжения. Видно, что измельчение зерна от КК (100 мкм) до СМК (0.5–1.0 мкм) и СМК + НК (0.05–0.40 мкм) состояний при

ДКУП приводит к увеличению микротвердости (HV) от 780 МПа до 1450 и 1560 МПа, предела текучести ($\sigma_{0.2}$) от 304 до 362 и 414 МПа и предельного сопротивления разрушению (σ_B) – от 312 до 369 и 440 МПа при сохранении удовлетворительной пластичности. Для сравнения измельчение зерна меди чистотой 99.98 мас. % от КК (30 мкм) до СМК (0.2–0.3 мкм) состоянием методом РКУП, $n = 16$ увеличивает HV от 550 до 1700 МПа, $\sigma_{0.2}$ от 140 до 380 МПа и σ_B от 160 до 440 МПа [1]. Сопоставив полученные результаты с данными [1] можно заключить, что, несмотря на существенное (в 2–2.2 раза) различие прочностных свойств КК чистой (99.98 мас. %) меди [1] и исследуемой технической (99.8 мас. %), диспергирование структуры до СМК- и СМК + НК-состояния методами РКУП и ДКУП приводит к достижению близких значений прочности.

Динамические свойства СМК- и НК-меди, полученной ДКУП. Исследования механических свойств материалов в субмикросекундном диапазоне длительностей нагрузки основаны на том факте, что процессы упруго-пластического деформирования и разрушения сопряжены с изменением сжимаемости материала и проявляются в структуре плоских волн сжатия и разряжения [15]. Динамическая (откольная) прочность материалов исследуется путем регистрации так называемых “откольных явлений” при отражении импульсов одномерного ударного сжатия от свобод-

Таблица 1. Механические свойства меди чистотой 99.8 мас. %

Режимы обработки и структура образцов	HV , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1 Исходное КК состояние	780	304	312	37
2 ДКУП, $n = 1$; СМК	1450	362	369	22
3 ДКУП, $n = 4$; СМК + НК	1560	414	440	19

ной поверхности тела [6–8]. Для получения информации о количественных характеристиках процессов высокоскоростного деформирования и разрушения анализируемой меди была проведена серия ударно-волновых экспериментов с непрерывной регистрацией профилей скорости свободной поверхности образцов $u_{fs}(t)$ при помощи лазерного интерферометра.

На рис. 4 приведены волновые профили образцов меди с различными структурами: КК (кривая 1), СМК и СМК + НК, полученными при ДКУП (кривые 2 и 3 соответственно). На профилях скорости свободной поверхности (рис.4а) регистрируется выход на поверхность образцов упругого предвестника (HEL), пластической волны сжатия (показана стрелкой А) и части следующей за ней волны разрежения (обозначена стрелкой В). Сразу за фронтом упругой волны наблюдается плавный рост скорости свободной поверхности до резкого скачка в пластической волне сжатия вследствие деформационного упрочнения материала. Время нарастания параметров в пластической ударной волне определяется вязкостью материала или временем релаксации напряжений [6, 7]. После отражения импульса сжатия от свободной поверхности внутри образца генерируются растягивающие напряжения, в результате чего инициируется его разрушение-откол (момент формирования откола отмечен стрелкой В на рис. 4а). При этом происходит быстрая релаксация растягивающих напряжений, и формируется слабая 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.

На основании анализа полученных волновых профилей (рис.4) были определены параметры нагружения: давление ударного сжатия – P_{max} , скорость свободной поверхности на фронте упругого предвестника – u_{fsHEL} , максимальная скорость свободной поверхности – u_{fsmax} , величина спада скорости от максимума до минимума в момент откола – Δu_{fs} , скорость деформации перед откольным разрушением – V/V_0 ; и характеристики прочности меди: динамический предел упругости – σ_{HEL} , динамический предел текучести – Y , откольная прочность – σ_{sp} .

Давление ударного сжатия (P_{max}) рассчитано как:

$$P_{max} = \frac{\rho_0 u_s u_{fsmax}}{2}, \quad (1)$$

где ρ_0 – начальная плотность меди = 8890 кг/м³, u_s – скорость ударной волны [6]. Значения динамического предела упругости – σ_{HEL} , динамического

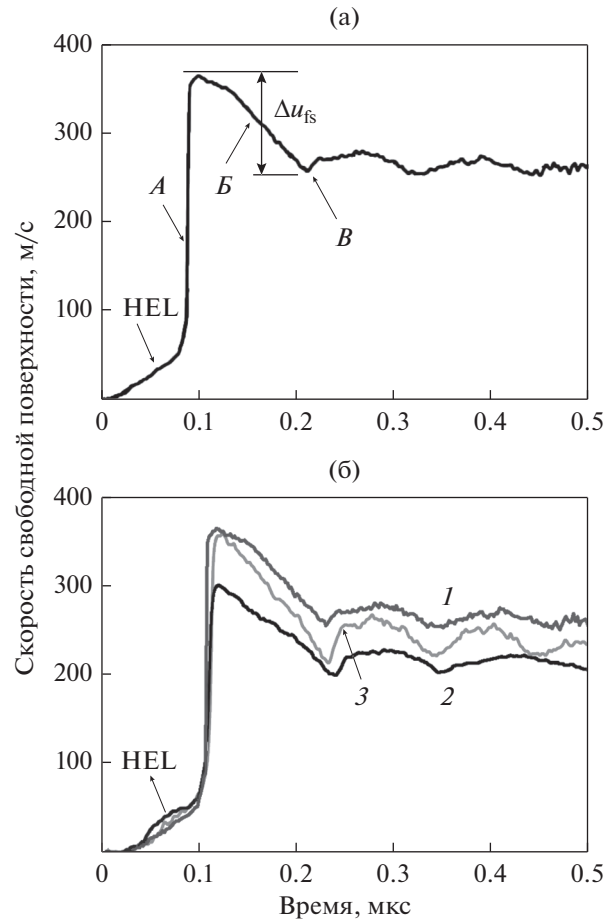


Рис. 4. Профили скорости свободной поверхности образцов меди: а – волновой профиль исходного КК образца; стрелками показаны: HEL – упругий предвестник волны сжатия; А – фронт пластической волны сжатия; В – волна разрежения; В – момент формирования откола; Δu_{fs} – величина спада скорости от максимума до минимума в момент откола; б – сравнение волновых профилей образцов с различными кристаллическими структурами: 1 – КК (100 мкм); 2 – СМК (0.5–1.0 мкм); 3 – СМК + НК (0.05–0.40 мкм).

предела текучести – Y и откольной прочности – σ_{sp} рассчитаны из соотношений:

$$\sigma_{HEL} = \frac{\rho_0 C_L u_{fsHEL}}{2}; \quad (2)$$

$$Y = \frac{1-2\nu}{1-\nu} \sigma_{HEL}; \quad (3)$$

$$\sigma_{sp} = \frac{1}{2} \rho_0 C_B (\Delta u_{fs} + k), \quad (4)$$

где C_L – продольная, C_s – поперечная (сдвиговая) и C_B – объемная скорости звука образцов меди; ν – коэффициент Пуассона; k – поправка, учитывающая искажение волнового профиля вследствие различия скоростей фронта откольного импульса

Таблица 2. Параметры нагружения и характеристики динамической прочности меди

№ п/п	Режимы обработки и структура образцов	c_L , м/с	c_S , м/с	v	P_{\max} , ГПа	Δu_{fs} , м/с	σ_{HEL} , ГПа	Y , ГПа	σ_{sp} , ГПа	V/V_0 , 10^5 с^{-1}
1	Исходное КК-состояние	4653	2239	0.349	6.8	109	<0.10	<0.05	1.86	1.2
2	ДКУП, $n = 1$; СМК	4684	2301	0.341	5.6	104	0.62	0.30	1.79	0.9
3	ДКУП, $n = 4$; СМК+НК	4705	2143	0.369	6.4	148	0.69	0.30	2.51	2.0

и пластической части падающей волны разгрузки перед ним, составляет 8.5% от измеренной величины Δu_{fs} [6]; Δu_{fs} пропорциональна величине разрушающего напряжения – откольной прочности σ_{sp} материала. Значения основных параметров ударно-волнового нагружения и динамических характеристик исследованных образцов представлены в табл. 2.

Из сравнения волновых профилей (рис. 4б) и данных, приведенных в табл. 2, видно, что преобразование КК-структуры в СМК и СМК + НК при ДКУП приводит к существенному изменению динамических свойств исследуемой меди. Так, динамический предел упругости (σ_{HEL}) увеличивается от 0.10 ГПа в КК-состоянии до 0.62 и 0.69 ГПа в СМК- и СМК + НК-состояниях, поскольку структура, сформированная при ДКУП, характеризуется наличием большого числа микродефектов, которые препятствуют движению дислокаций. Динамический предел текучести (Y) возрастает от 0.05 ГПа в КК-состоянии до 0.30 ГПа в СМК- и СМК + НК-состояниях. Увеличение Y меди с СМК- и СМК + НК-структурами показывает, что упорочный эффект ДКУП сохраняется при скорости деформирования, соответствующей условиям ударного сжатия, как это было установлено для СМК-алюминиевых сплавов, полученных ДКУП [9, 10]. Это связано с повышенным начальным уровнем запасенной при ДКУП упругой энергии деформации, вследствие комбинированного действия на материалы в процессе ДКУП высокоскоростной деформации простого сдвига и ударно-волновой деформации сжатия [9, 12, 13].

Таким образом, медь с СМК- и СМК + НК-структурами, полученными ДКУП, при скорости деформирования $(0.9-2.0) \times 10^5 \text{ с}^{-1}$ демонстрирует увеличение характеристик упруго-пластического перехода в 6 раз, по сравнению с КК-медью (табл. 2). Для сравнения аналогичные характеристики меди М1 (99.9%) с СМК-структурой, полученной квазистатическими методами ВИК и РКУП, увеличиваются в 2.2 и 2.5 раза [7, 8]. Такое

различие обусловлено специфическим неравновесным СМК- и НК-состоянием, сформированным в меди при ДКУП в результате высокоскоростных процессов фрагментации, динамической полигонизации и динамической рекристаллизации [12, 13].

К настоящему времени надежно установлено, что все известные методы ИПД: КГД, РКУП, ВИК и др. [1–3, 5], и ДКУП [12–14] позволяют значительно увеличить статическую прочность металлов и сплавов вследствие существенного измельчения структуры до СМК и НК состояний. Имеющиеся в литературе сведения о влиянии размера зерна и степени дефектности структуры на динамическую (откольную) прочность и сопротивление откольному разрушению не так многочисленны и не столь однозначны [6–10]. В частности, в меди М1, тантале и сплаве АМг уменьшение размера зерна субмикронного уровня методами РКУП и ВИК приводит к увеличению откольной прочности (σ_{sp}) в 1.1–1.2 раза, а в сплаве Д16 к ее уменьшению в 1.2 раза [7, 8]. Подобные результаты были получены и на алюминиевых сплавах с СМК-структурой, сформированной ДКУП [9, 10], так, сплав В95 и алюминий А7 демонстрируют уменьшение σ_{sp} в 1.1 и 1.3 раза, а сплав АМц ее увеличение в 1.1 раза, по сравнению с откольной прочностью в исходном КК-состоянии.

Откольная прочность исследуемой меди изменяется немонотонно: сначала при переходе от КК- до СМК-состояния σ_{sp} уменьшается от 1.86 до 1.79 ГПа, а затем при дальнейшем диспергировании структуры увеличивается до 2.51 ГПа (табл. 2). Незначительное уменьшение σ_{sp} связано с формированием СМК-структуры со значительной долей малоугловых границ (рис. 1а, рис. 3а–3в) и расположением вытянутых субзерен в образце преимущественно под углом 30–35° к направлению приложения ударной нагрузки. Рост откольной прочности в 1.4 раза обусловлен образованием неравновесной смешанной СМК + НК-структуры, состоящей из сильно разориентированных зерен размерами 0.05–0.40 мкм со значительной

долей высокоугловых границ (рис. 1б, рис. 3г–3е), что, по-видимому, способствует затруднению роста микротрещин и может быть причиной увеличения откольной прочности.

О характере откольного разрушения нагружаемых образцов можно судить на основании анализа волновых профилей (рис. 4). Так, вид профиля КК-образца (кривая 1) свидетельствует о том, что откольное разрушение КК-меди, как и ожидалось, имеет затянутый характер, откалывающийся поверхностный слой еще в течение длительного времени после начала разрушения остается связанным с образцом [7, 8]. Из сопоставления волновых профилей образцов с различными структурами (рис. 4б) видно, что уменьшение размера зерна до субмикронного уровня не изменяет характер откольного разрушения (кривая 2). Дальнейшее измельчение до СМК + НК-состояния способствует более медленному затуханию колебаний скорости свободной поверхности образцов после начала разрушения (см. кривые 1 и 3). Для сравнения измельчение структуры меди М1 от КК- до СМК-состояния методами ВИК и РКУП либо не влияет на характер высокоскоростного разрушения [8], либо приводит к ускорению процесса разрушения [7].

Таким образом, можно отметить следующие особенности деформационного поведения меди с СМК + НК-структурой, полученной ДКУП, в условиях ударного сжатия при субмикросекундных длительностях нагрузки: возрастание характеристик упруго-пластического перехода, увеличение критического разрушающего напряжения при отколе и затягивание процесса откольного разрушения, по сравнению с КК состоянием.

ВЫВОДЫ

1. Показано, что медь с СМК- и СМК + НК-структурами, полученными методом ДКУП, при скорости деформирования $(0.9–2.0) \times 10^5 \text{ с}^{-1}$ демонстрирует увеличение характеристик упруго-пластического перехода в 6 раз, по сравнению с КК состоянием. Это обусловлено специфическими неравновесными состояниями, сформированными в меди при ДКУП в результате высокоскоростных процессов фрагментации и динамической рекристаллизации.

2. Определено, что диспергирование структуры меди до СМК + НК-состояния увеличивает в 1.4 раза откольную прочность, по сравнению с ее значением в КК-состоянии. Это связано с формированием в меди при ДКУП, $n = 4$ структуры, состоящей из сильно разориентированных зерен размерами от 0.05 до 0.40 мкм с преимущественно неравновесными большеугловыми границами, что способствует замедлению роста микротре-

щин, т.е. затягиванию процесса высокоскоростного разрушения.

Авторы выражают благодарность Д.В. Перову за измерение скоростей звука и расчет коэффициентов Пуассона и А.М. Мурзакаеву за помощь в проведении ВРЭМ исследования.

Электронно-микроскопический 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.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме “Структура” № АААА-А18-118020190116-6 и Программе Президиума РАН “Конденсированное вещество и плазма при высоких плотностях энергии”.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Валиев Р.З., Александров И.В.* Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура, свойства М.: ИКЦ Академкнига, 2007. 398 с.
2. *Козлов Э.В., Конева Н.А.* Дальнедействующие поля внутренних напряжений в ультрамелкозернистых материалах / Структурно-фазовые состояния и свойства металлических систем. Под общ. ред. Потекаева А.И. Томск: НТЛ, 2004. С. 83–110.
3. *Глезер А.М., Громов В.Е.* Наноматериалы, созданные путем экстремальных воздействий. Новокузнецк: Интер–Кузбасс, 2010. 171 с.
4. *Валиев Р.З., Мусалимов Р.Ш.* Электронная микроскопия высокого разрешения нанокристаллических материалов // ФММ. 1994. Т. 78. № 6. С. 114–121.
5. *Дегтярев М.В., Чащухина 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.
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 // МТТ. 2010. № 4. С. 155–163.
8. *Гаркушин Г.В., Иванчихина Г.Е., Игнатова О.Н., Каганова И.И., Мальшиев 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. *Бродова И.Г., Петрова А.Н., Разоренов С.В., Шорохов Е.В.* Сопrotивление высоко-скоростному деформированию и разрушению субмикрокристаллических алюминиевых сплавов после динамиче-

- ского канально-углового прессования // ФММ. 2015. Т. 116. № 5. С. 548–556.
10. *Brodova I.G., Petrova A.N.* Dynamic properties of submicrocrystalline aluminum alloys // *Phys. Met. Metallogr.* 2018. V. 119. P. 1342–1345.
 11. *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.
 12. *Бродова И.Г., Зельдович В.И., Хомская И.В., Шорохов Е.В., Петрова А.Н., Хейфец А.Э., Ширинкина И.Г., Фролова Н.Ю.* Структура и свойства субмикросталлических цветных металлов и сплавов при экстремальных воздействиях. Екатеринбург: УМЦ УПИ, 2018. 363 с.
 13. *Хомская И.В., Шорохов Е.В., Зельдович В.И., Хейфец А.Э., Фролова Н.Ю., Насонов П.А., Жгилев И.Н.* Исследование структуры и свойств субмикросталлической и нанокристаллической меди, полученной высокоскоростным прессованием // ФММ 2011. Т. 111. № 6. С. 639–650.
 14. *Попов В.В., Столбовский А.В., Попова Е.Н., Фалахутдинов Р.М., Шорохов Е.В.* Эволюция структуры оловянистой бронзы при динамическом канально-угловом прессовании // ФММ. 2017. Т. 118. № 9. С. 909–916.
 15. *Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортвов В.Е.* Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус, 1996. 408 с.