

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.3'71'24:539.89

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ
НА СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Cu–14Al–3Ni,
ПОЛУЧЕННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**

© 2022 г. А. Э. Свирид^{а, *}, В. Г. Пушкин^{а, b}, Н. Н. Куранова^{а, b},
Н. В. Николаева^а, А. Н. Уксусников^а

^аИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^бУральский федеральный университет им. первого Президента РФ Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, Россия

*e-mail: svirid2491@rambler.ru

Поступила в редакцию 13.07.2021 г.

После доработки 26.08.2021 г.

Принята к публикации 03.09.2021 г.

Используя испытания на растяжение в комплексе с методами электронной микроскопии и рентгеновского анализа, получены данные о механических свойствах при различных температурах и характере разрушения ультрамелкозернистого (УМЗ) сплава с эффектом памяти формы Cu–14 мас. % Al–3 мас. % Ni. УМЗ-структура сплава была создана методом большой пластической деформации кручением под высоким давлением. По результатам выполненных исследований, в зависимости от температуры и скорости деформации при механических испытаниях выявлены два варианта механического поведения УМЗ-сплава. В первом случае, при умеренных температурах испытаний (300, 423, 473 К) наблюдается стадия деформации сплава в мартенситном состоянии с высоким коэффициентом упрочнения и умеренным равномерным относительным удлинением и сужением. Второй, при повышенных температурах испытаний (573 и 673 К) отличается, прежде всего, за счет динамической рекристаллизации, повышенной равномерной и, особенно, сосредоточенной пластической деформацией наряду с умеренным упрочнением.

Ключевые слова: медные сплавы, термоупругое мартенситно превращение, кручение под высоким давлением, эффект памяти формы, структура, температурная зависимость механических свойств

DOI: 10.31857/S0015323022010132

ВВЕДЕНИЕ

Температурные, механические и другие внешние воздействия, обеспечивающие термоупругие мартенситные превращения (ТМП), позволяют реализовать целый ряд необычных и практически важных физических явлений в различных сплавах. Обусловленные ТМП циклически обратимые эффекты памяти формы (ЭПФ), гигантские сверхупругость, демпфирование, калорические эффекты (включающие магнитокалорические, электрокалорические, барокалорические, эласто-калорические), выделяют интеллектуальные (или smart) сплавы в особый отдельный класс инновационно привлекательных конструкционных полифункциональных металлических материалов, востребованных в эффективных наукоемких и экологических технологиях [1–10].

Развитие современной техники диктует создание таких smart-сплавов, которые могут быть использованы в изделиях, устройствах и механизмах в широком спектре соответствующих термодинамических и иных условий эксплуатации. Однако,

критическим недостатком большинства поликристаллических smart-материалов (за исключением бинарных сплавов никелида титана) являются их низкая пластичность и хрупкость, которые не позволяют реализовать присущие им уникальные эффекты не только в циклическом многократном, но даже в однократном применении. Поэтому все более важными становятся задачи разработки методов получения, выбора оптимального легирования и термомеханической обработки различных поликристаллических smart-материалов с целью их пластификации для последующего разнообразного индустриального применения.

К таким экономически перспективным материалам относятся медные β -сплавы с ТМП и ЭПФ систем Cu–Al–Ni, Cu–Zn–Al и других, которые имеют гораздо меньшую стоимость, лучшие тепло- и электропроводность, технологическую обрабатываемость по сравнению с сплавами никелида титана [2, 3, 11]. В монокристаллическом состоянии медные β -сплавы обладают превосходящими характеристиками ЭПФ. Вместе с

Таблица 1. Критические температуры начала (M_s , A_s) и конца (M_f , A_f) ТМП сплава Cu–14Al–3Ni после различных обработок

Обработка	M_s , К	M_f , К	A_s , К	A_f , К	ΔT^* , К
Зак. 1223 К	250	230	265	285	35
КВД, 10 об.	320	300	400	440	110

* $\Delta T = 1/2\{(A_s + A_f) - (M_s + M_f)\}$.

тем в обычном крупнозернистом состоянии данные поликристаллические сплавы отличают низкие пластичность, трещиностойкость, усталостная долговечность [3, 11]. Одной из ключевых причин, препятствующих практическому использованию сплавов с ЭПФ, является их интеркристаллитная хрупкость [3].

Известно, что заметное улучшение прочностных и пластических характеристик сплавов с ЭПФ на основе никелида титана достигается при формировании ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [12]. УМЗ-структура в данных сплавах в научных исследованиях обеспечивается применением прогрессивных термо-деформационных технологий на основе ряда методов большой пластической деформации, в том числе прессованием или кручением под высоким давлением (КВД), а в практике – многопроходной прокаткой или волочением в полосу, стержни и проволоку.

В наших недавних работах [12–17] было также обнаружено существенное ослабление охрупчивания медных сплавов с ЭПФ, достигаемое за счет радикального уменьшения при большой пластической деформации размера зерен и увеличения протяженности их границ. Различные иные способы с использованием легирующих добавок, термообработки, быстрой закалки, порошковой металлургии и ряда других оказались безуспешными и не обеспечивали заметного измельчения зеренной структуры данных сплавов и улучшения их пластичности [18–27]. Поскольку механическое поведение медных УМЗ-сплавов с ЭПФ в широком интервале температур не было изучено, в данной работе предпринято исследование влияния температуры механических испытаний на фазовый состав, структуру и механические свойства УМЗ-сплава с ЭПФ системы Cu–Al–Ni.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сплав номинального химического состава Cu–14 мас. % Al–3 мас. % Ni, находящийся в аустенитном состоянии при комнатной температуре (КТ), был выплавлен из высокочистых компонентов Cu, Al, Ni (чистотой 99.99%). По данным спектрального анализа он содержит 13.95%

Al, 3.02% Ni, ост. Cu в мас. %. Слиток сплава был подвергнут при 1173–1273 К горячей ковке в прутком сечением 20 × 20 мм и закалке в воде от 1223 К, 10 мин. Для измельчения зеренной структуры сплава был применен метод КВД при 6 ГПа на 10 оборотов при КТ в плоских бойках с “лункой” (цилиндрическим углублением в нижнем бойке), выполненных из металлокерамики типа ВК-6 (92 НРС). Образцы для КВД были изготовлены в форме дисков диаметром 20 мм исходной толщиной 1.2 мм. После КВД на 10 оборотов их толщина уменьшилась до 0.5 мм. При этом истинная деформация на половине радиуса составила 6 единиц. Плоские образцы для механических испытаний на растяжение вырезали на электроискровом станке. Образцы длиной 10.0, толщиной 0.25, шириной 1.0 и длиной 4.5 мм рабочей части вырезали поперек на половине радиуса исходного диска. Поверхность образцов перед испытанием полировали алмазной пастой. Скорость испытаний $V_{исп}$ составляла 10^{-3} и 10^{-4} 1/с. Критические температуры начала (M_s , A_s) и конца (M_f , A_f) прямого (M_s , M_f) и обратного (A_s , A_f) ТМП определяли при циклических температурных измерениях магнитной восприимчивости (в циклах “охлаждение–нагрев–охлаждение”) $\chi(T)$ и электросопротивления $\rho(T)$ со скоростью, близкой 5 К/мин (табл. 1). Структуру и фазовый состав изучали методами рентгеновской дифрактометрии (РД), оптической металлографии (ОМ), просвечивающей (ПЭМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ). РД выполняли в монохроматизированном медном излучении K_{α} . Использовали ПЭМ Tecnaï G² 30 при ускоряющем напряжении 300 кВ, РЭМ Quanta 200, оснащенный системой Pegasus, при ускоряющем напряжении 30 кВ. Измерения микротвердости по Виккерсу (HV) проводили на приборе Micromet 5101 с пирамидальным алмазным индентором при нагрузке 1 Н.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Изученный литой и кованный медный β -сплав при последующем охлаждении на воздухе слитка или поковки испытывает распад по схеме $\beta \rightarrow \beta_1 + \gamma_2$ (при температурах выше $T_{ЭР}$, близкой 840 К) и эвтектоидный распад $\beta_1 \rightarrow \alpha + \gamma_2$ (при температурах ниже $T_{ЭР}$) (рис. 1а), что согласуется с известными данными [2].

Однако закалка сплава после горячейковки может предотвратить эвтектоидный распад (рис. 1б). Известно, что β -аустенит даже при закалке в процессе быстрого охлаждения при температурах выше $T_{ЭР}$ и M_s успевает испытать два последовательных фазовых структурных перехода “беспорядок–порядок” ($\beta \rightarrow \beta_2(B2) \rightarrow \beta_1(D0_3)$) [3]. При этом вследствие многозародышевого механизма перехода образуется особая субструктура анти-

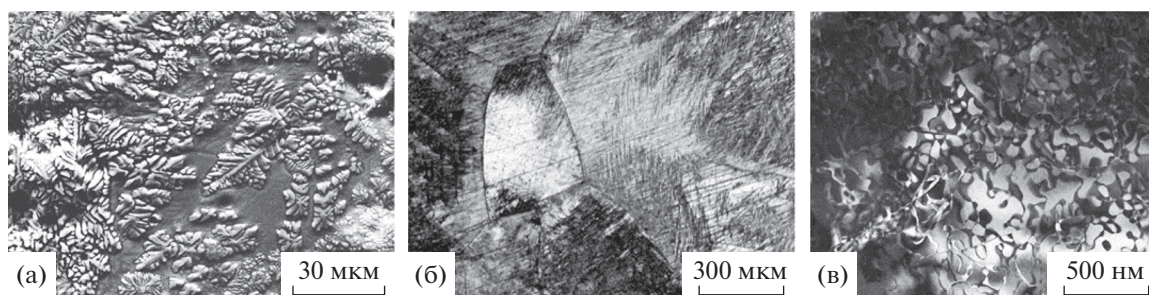


Рис. 1. РЭМ-изображение в обратно рассеянных электронах (а), ОМ-изображение (б) и ПЭМ-изображение (в) структуры сплава Cu–14Al–3Ni в литом (а) и закаленном аустенитном (б, в) состояниях.

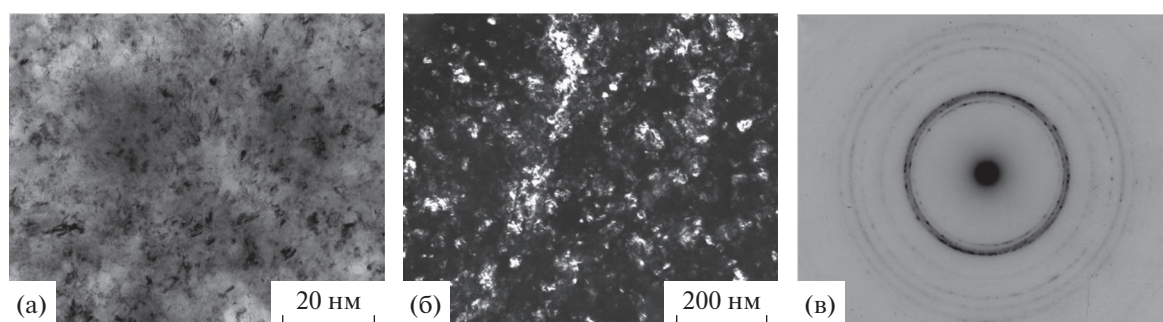


Рис. 2. Светло- (а) и темнопольное (б) ПЭМ-изображения микроstructures и соответствующая микроэлектроннограмма (в) сплава Cu–14Al–3Ni после закалки от 1223 К и КВД на 10 оборотов.

фазных доменов, визуализируемых по появлению их границ (АФГ) на темнопольных ПЭМ-изображениях в сверхструктурных отражениях (рис. 1в). Поскольку дальний атомный порядок упорядоченной аустенитной фазы наследуется мартенситом при ТМП, это обеспечивает реализацию эффектов ориентационной кристаллоструктурной обратимости и фазовой термоупругости в сплавах [1–6].

По данным РД в закаленном β_1 -сплаве при температурах ниже M_s , близкой 250 К (табл. 1) появляются две мартенситные фазы: β'_1 (18R) (с параметрами длиннопериодной моноклинной решетки, близкими $a = 0.4450$ нм, $b = 0.5227$ нм, $c = 3.8050$ нм, $\beta = 91.0^\circ$) и γ' (2H) (с параметрами орторомбической решетки, близкими $a = 0.4390$ нм, $b = 0.5190$ нм, $c = 0.4330$ нм). Установлено, что КВД на 10 оборотов при КТ вызывает деформационное ТМП с образованием смеси трех мартенситных фаз α' , β'_1 и γ' . Обнаруживаемые при этом брэгговские отражения существенно уширены (с полушириной линий до 2 град), и совпадают с наиболее сильными линиями данных мартенситных фаз.

ПЭМ-исследования показали, что в результате КВД на 10 оборотов в сплаве Cu–14Al–3Ni сформировалась однородная нанозернистая мартенситная структура, характеризуемая кольцевым

распределением рефлексов на микроэлектроннограммах (см. рис. 2). Из количественного анализа светло- и темнопольных ПЭМ-изображений микроstructures сплава после КВД на 10 оборотов следует, что размеры наблюдаемых произвольно ориентированных наноразмерных зерен варьируются в пределах от 10 до 80 нм и составляют в среднем 30 нм. Видно, что в более крупных из них присутствуют пластинчатые нанодвойники. Расшифровка электронограмм также показала, что полученная в сплаве нанокристаллическая структура преимущественно содержит β'_1 - и γ'_1 -мартенситные фазы. Кольцевое распределение рефлексов указывает на наличие нанofаз, образующих разориентированную ультрамелкозернистую структуру.

Испытания механических свойств КВД-сплава на растяжение при двух скоростях $V_{исп}$ 10^{-3} 1/с (рис. 3а) и 10^{-4} 1/с (рис. 3б) были выполнены в широком диапазоне температур 300–673 К ниже $T_{Эр}$ (рис. 3, табл. 2). Оказалось, что механическое поведение УМЗ-сплава в мартенситном состоянии (кривые 1 – при 300 К; 2, 5 – при 423К; 6 – при 473К) и в аустенитном (кривые 3, 7 – при 573 К и 4, 8 – при 673 К) отличается радикально. Кривые “напряжение σ – деформация δ ” аустенитного УМЗ-сплава при повышенных температурах 573 и 673 К характеризуются наличием несколь-

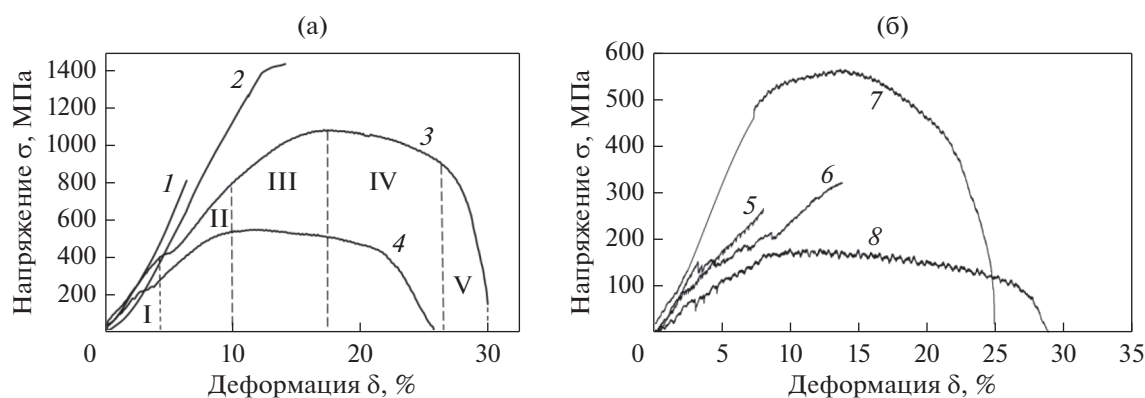


Рис. 3. Условные кривые “напряжение–деформация” сплава Cu–14Al–3Ni, полученные после КВД на 10 оборотов при $V_{исп} 1 \times 10^{-3}$ 1/с при температурах: 300 (кривая 1), 423 (2); 573 (3); 673 К (4) (а) и при $V_{исп} 10^{-4}$ 1/с при 423 (5); 473 (6); 573 (7); 673 К (8) (б). Обозначены стадии деформации I–V.

ких типичных стадий деформации: упругой (I), псевдоупругой с участком или площадкой фазовой текучести (II, на кривых 3, 4), равномерной (III, вплоть до предела прочности σ_b) и двух локализованных (IV и V) вначале с постепенным и затем с ускоренным разупрочнением в формирующейся клиновидной области “шейки” разрывных образцов. Кривые “ σ – δ ” УМЗ-сплава в мартенситном состоянии при более низких температурах испытаний (300–473 К) отличаются, во-первых, прогрессирующим по мере увеличения степени деформации упрочнением $d\sigma/d\varepsilon_m$, что определяет необычный вид их упругой и псевдоупругой стадий (I и II). Затем от предела текучести $\sigma_{0.2}$ следует стадия III равномерной деформации. Другим ярким отличием является отсутствие стадий локализованной деформации (IV, V), очевидно вследствие иного механизма пластической деформации и отсутствия эффекта разупрочнения в мартенситном сплаве.

Как известно, наблюдаемая на диаграммах “ σ – ε ” при пониженной $V_{исп}$ площадка фазовой текучести, начало которой идентифицируется напряжением σ_m , обусловлена сдвиговой переориентацией мартенситных кристаллов в направлении действующей силы при температурах ниже A_f . При несколько более высоких температурах (выше A_s вплоть до M_d – температуры деформационного мартенситного превращения) площадка фазовой текучести определяется в основном активацией собственно деформационно-индуцированного механизма ТМП.

Итак, УМЗ-сплав Cu–14Al–3Ni при КТ и 423 К деформируется с высоким коэффициентом деформационного упрочнения при умеренной равномерной деформации и разрушается до начала процесса локализации пластической деформации. С повышением температуры деформации до 573 и 673 К, напротив, инженерные кривые растяжения приобретают обычный вид кривых растя-

Таблица 2. Результаты механических испытаний на растяжение при повышенных температурах УМЗ-сплава Cu–14Al–3Ni, полученного КВД на 10 оборотов

№	T испытания, К	Скорость, 1/с	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	$d\sigma/d\varepsilon_m$, ГПа	σ_m , МПа	δ_p , %	δ_{c1} , %	δ_{c2} , %	δ , %	ε_m , %
1	300	10^{-3}	800	–	20.0	–	5	–	–	5	–
2	423	10^{-3}	1450	1000	12.8	–	6	–	–	6	–
3	573	10^{-3}	1100	800	5.3	400	8	9	3	20	1.5
4	673	10^{-3}	580	400	3.2	200	6	10	4	20	1.5
5	423	10^{-4}	280	200	4.0	100	6	–	–	6	1.5
6	473	10^{-4}	320	280	2.7	150	11	–	–	11	2.0
7	573	10^{-4}	570	470	1.7	–	6	9	3	18	–
8	673	10^{-4}	170	60	1.6	–	10	15	2	27	–

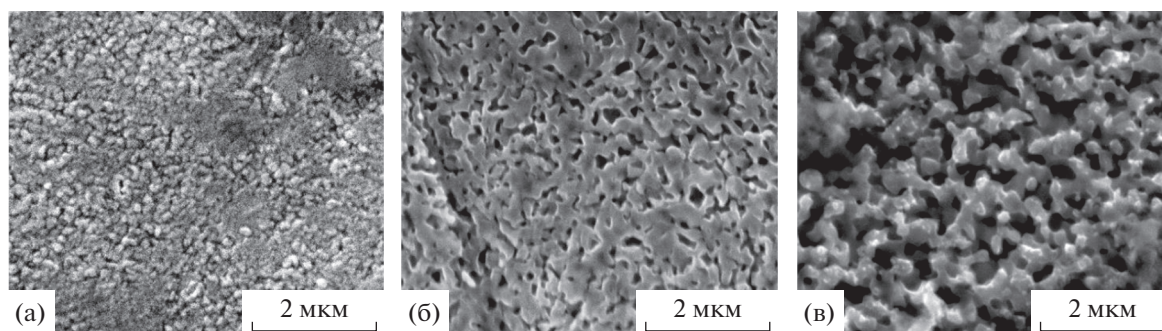


Рис. 4. РЭМ-изображения микроструктуры сплава Cu–14Al–3Ni после отжига при 673 К, 30 мин (а), после деформации растяжением при температуре 673 К со скоростью $V_{исп} = 10^{-4}$ 1/с в области равномерной деформации (б) и в области локализации деформации (в).

жения для сталей и сплавов (рис. 3). При повышенных температурах растет величина сосредоточенной деформации δ_c и снижается величина равномерной пластической деформации δ_p УМЗ-сплава Cu–14Al–3Ni (табл. 2).

Площадка фазовой текучести, наблюдаемая в процессе растяжения при 423 и 473 К образцов сплава Cu–14Al–3Ni, отсутствует при повышенных температурах деформации 573 и 673 К в случае испытаний со скоростью деформации 10^{-4} 1/с, поскольку деформация проходит в стабильном аустените (выше температуры A_f и M_d ; рис. 3б, кривые 7, 8) и не способна индуцировать ТМП (в отличие кривых 5 и 6 на рис. 3). Однако, площадка появляется в случае увеличения $V_{исп}$ на порядок, т.е. до 10^{-3} 1/с (кривые 3, 4 на рис. 3а). При этом ϵ_m составляет 1–2%.

Интересно также отметить, что в процессе растяжения УМЗ-сплава при температуре 573 К достигается высокая пластичность при достаточно высоком напряжении течения $\sigma_{0,2}$ и интенсивном падении напряжения на стадии локализации деформации δ_c . Возможно, это связано с осуществлением механизма зернограничного проскальзывания в УМЗ-сплаве Cu–14Al–3Ni. Однако сплав не проявил сверхпластического поведения при выбранных температурах и скоростях деформации. Это можно объяснить заметным динамическим ростом зерен при повышенных температурах испытаний.

Как известно, с ростом размера зерен затрудняется зернограничное проскальзывание, являющееся необходимым условием сверхпластичности. Снижение $V_{исп}$ с 10^{-3} до 10^{-4} 1/с приводит к снижению временного сопротивления σ_b и предела текучести $\sigma_{0,2}$ более, чем вдвое при сохранении пластичности (табл. 2). Это можно объяснить, как влиянием снижения скорости деформации, так и большей длительностью испытаний

при повышенных температурах, что соответственно, приводит к большему росту зерен.

Для более глубокого понимания структурных изменений при испытаниях была изучена микроструктура после статического отжига КВД-образцов при 673 К и после растяжения КВД-образцов при 673 К. Изучение микроструктуры образца после растяжения проводили в области его равномерной деформации и в шейке. УМЗ-сплав после КВД на 10 оборотов и отжига при 673 К (30 мин) имел средний размер зерен близкий 150 нм (рис. 4а). В результате пластической деформации при повышенной температуре в микроструктуре сплава произошли существенные изменения зеренной структуры. В области однородной деформации можно было наблюдать разноразмерность: как отдельные более крупные зерна размером ~ 450 нм, так и более мелкие – размером около 100 нм, вновь образовавшиеся в результате динамической рекристаллизации (рис. 4б). Границы крупных зерен искривлены, а сами зерна имеют форму, вытянутую, как правило, в одном из двух направлений. Очевидно, что границы вновь формирующихся зерен при динамической рекристаллизации начинают мигрировать, поглощая исходные зерна с повышенной плотностью дислокаций. В условиях механических испытаний при повышенной температуре эти зерна будут продолжать расти, а их границы – продолжать мигрировать. Поэтому, вероятнее всего, в области равномерной деформации процесс замещения деформированных зерен рекристаллизованными воспроизводится и не заканчивается вплоть до разрушения образцов. В области шейки вследствие более значительной пластической деформации произошли также и качественные изменения в микроструктуре, сформированной в результате КВД: исчезла разноразмерность, свойственная начальной стадии динамической рекристаллизации, а зерна приобрели более четкую равноосную полиэдрическую форму (рис. 4в). В среднем, размер зерен, сформиро-

Таблица 3. Значения микротвердости HV сплава, подвергнутого КВД на 10 оборотов, в различных структурных состояниях: после статического отжига (в захватах) и после деформации растяжением при температуре испытаний (в шейке)

Обработка	$T_{\text{исп}}, \text{K}$	$\dot{\epsilon}, \text{c}^{-1}$	$HV, \text{МПа}$	
			захваты	шейка
Закалка от 1223 К	300		3300	3450
КВД, 10 оборотов	300	10^{-3}	5650	6550
КВД, 10 оборотов	673		4600	3800

ванных в результате динамической рекристаллизации при растяжении образца при 673 К, составил 250 нм, что более, чем в 1.5 раза выше, чем после статической при 673 К, 30 мин.

На образцах после механических испытаний растяжением была определена микротвердость HV . Измерения проводили на плоских захватах и в шейке образца после растяжения до разрушения (табл. 3). Видно, что после растяжения при КТ сплава Cu-14Al-3Ni HV в шейке образца больше, чем в области захватов, т.е. в сплаве при испытании происходят процессы упрочнения. Напротив, в УМЗ-образцах, деформированных при температуре 673 К, значения HV в шейке ниже, чем HV в области захватов. Это обусловлено тем, что в первом случае при активизации динамической рекристаллизации происходит рост зерен более интенсивно, чем при статическом от-

жиге без нагрузки. На протекание динамической рекристаллизации косвенно указывает и осциллирующий вид кривых на стадии пластического течения при повышенных температурах, особенно при $V_{\text{исп}} = 10^{-4} \text{ 1/с}$ (рис. 3б).

Фрактографический анализ показал, что при повышенных температурах деформации характер разрушения по деформационному и микроструктурному признакам является вязким с высокой дисперсностью ямок (или чашечек) отрыва (рис. 5б, 5г, 5е, 5з). Разрушение при повышенных температурах происходит с формированием лезвийного мелкоямочного излома во всех структурных состояниях. На изломах в области отрыва видны глубокие равноосные и продолговатые ямки. Боковая поверхность образцов после растяжения в области локализации деформации содержит равномерно распределенные линии скольжения (рис. 5а, 5в, 5д, 5ж). Таким образом, можно заключить, что характер разрушения в изучаемых сплавах зависит от структурного состояния: оно является хрупким интеркристаллитным в мартенситном исходно крупнозернистом состоянии, вязкохрупким в мартенситном УМЗ-состоянии [17] и становится квазивязким (мелкочашечным) в аустенитном УМЗ-состоянии при повышенных температурах деформации. Однако размеры ямок (или чашечек), составляя несколько микрометров, на порядок превышают средние размеры ультрамелких зерен сплава. Это обстоятельство указывает на особый интеркристаллитный, а не транскристаллитный тип вязкого разрушения, происходящего, очевидно, по большеугловым границам в УМЗ-структуре.

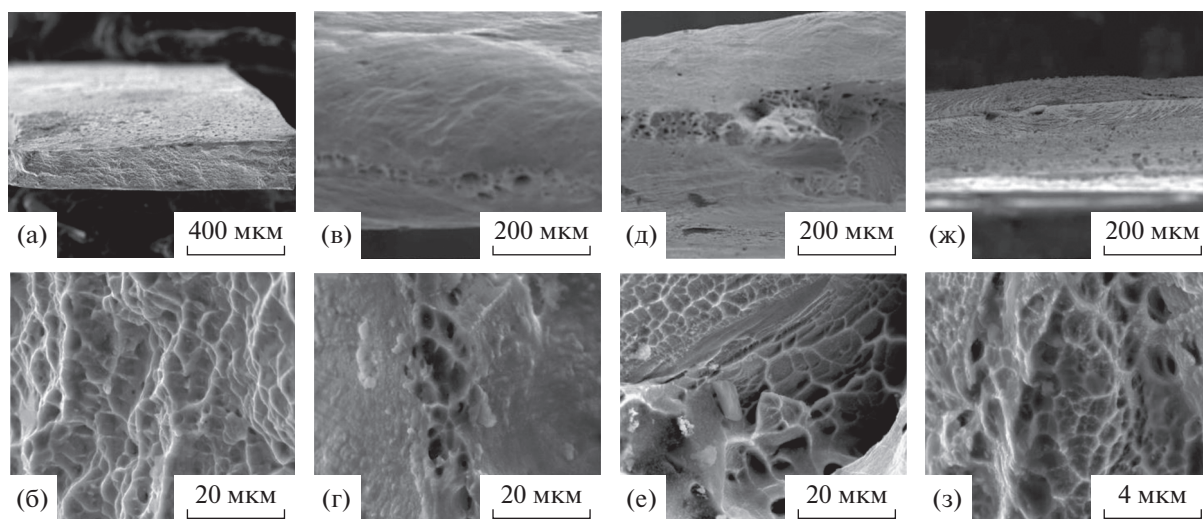


Рис. 5. РЭМ-изображения при разных увеличениях поверхности изломов сплава Cu-14Al-3Ni после растяжения со скоростью $V_{\text{исп}} = 10^{-4} \text{ 1/с}$ при различных температурах: (а, б) 423; (в, г) 473; (д, е) 573; (ж, з) 673 К.

ВЫВОДЫ

1. Обнаружено, что сплав Cu–14Al–3Ni, подвергнутый кручению на 10 оборотов под высоким давлением 6 ГПа, сохраняя УМЗ-структуру в мартенситном состоянии в процессе механических испытаний на растяжение при 300, 423 и 473 К, обладает высокими прочностью ($\sigma_b = 800–1400$ МПа) и коэффициентом упрочнения, а также умеренным равномерным относительным удлинением (до 10%).

2. Установлено, что УМЗ-сплав в аустенитном состоянии при повышенных температурах испытаний 573 и 673 К характеризуется способностью за счет динамической рекристаллизации к повышенной равномерной и, особенно, сосредоточенной локализованной пластической деформации (18–27%) наряду с умеренным упрочнением ($\sigma_b = 570–580$ МПа).

3. По данным фраттографических исследований УМЗ-сплав в мартенситном состоянии отличается вязко-хрупким (без шейкообразования), а в аустенитном состоянии (при повышенных температурах деформации) более вязким мелкоячеичным (с развитой шейкой) разрушением интeркристаллитного типа по большеугловым границам ультрамелких зерен.

Работа выполнена по тематике госзадания № АААА-А18-118020190116-6 (“Структура”) ИФМ УрО РАН с использованием научного оборудования ЦКП ИФМ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Perkins J. (Ed.) Shape Memory Effects in Alloys. Plenum. London: UK, 1975. 583 p.
- Варлимонт Х., Дилей Л. Мартенситные превращения в сплавах на основе меди, серебра и золота. М.: Наука, 1980. 205 с.
- Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю., Сэкигучи Ю., Тадаки Ц., Хомма Т., Миядзаки С. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. 224 с.
- Duering T.W., Melton K.L., Stockel D., Wayman C.M. (Eds.) Engineering Aspects of Shape Memory Alloys; Butterworth-Heinemann: London, UK, 1990.
- Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана: Структура и свойства. М.: Наука, 1992. 160 с.
- Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 368 с.
- Bonnot E., Romero R., Mañosa L., Vives E., Planes A. Elastocaloric effect associated with the martensitic transition in shape-memory alloys // Phys. Rev. Lett. 2008. V. 100. P. 125901.
- Cui J., Wu Y., Muehlbauer J., Hwang Y., Radermacher R., Fackler S., Wuttig M., Takeuchi I. Demonstration of high efficiency elastocaloric cooling with large δT using NiTi wires // Appl. Phys. Lett. 2012. V. 101. P. 073904.
- Mañosa L., Jarque-Farnos S., Vives E., Planes A. Large temperature span and giant refrigerant capacity in elastocaloric Cu–Zn–Al shape memory alloys // Appl. Phys. Lett. 2013. V. 103. P. 211904.
- Sedlak P., Seiner H., Landa M., Novák V., Šittner P., Manosa L.I. Elastic Constants of bcc Austenite and 2H Orthorhombic Martensite in CuAlNi Shape Memory Alloy // Acta Mater. 2005. V. 53. P. 3643–3661.
- Dasgupta R. A look into Cu-based shape memory alloys: Present Scenario and future prospects // J. Mater. Res. 2014. V. 29. № 16. P. 1681–1698.
- Pushin V., Kuranova N., Marchenkova E., Pushin A. Design and Development of Ti–Ni, Ni–Mn–Ga and Cu–Al–Ni-based Alloys with High and Low Temperature Shape Memory Effects // Materials. 2019. V. 12. P. 2616–2640.
- Лукьянов А.В., Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Свирид А.Э., Уксусников А.Н., Устюгов Ю.М., Гундеров Д.В. Влияние термомеханической обработки на структурно-фазовые превращения в сплаве Cu–14Al–3Ni с эффектом памяти формы, подвергнутом кручению под высоким давлением // ФММ. 2018. Т. 119. № 4. С. 393–401.
- Свирид А.Э., Лукьянов А.В., Пушин В.Г., Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Пушин А.В. Влияние температуры изотермической осадки на структуру и свойства сплава Cu–14 мас. % Al–4 мас. % Ni с эффектом памяти формы // ФММ. 2019. Т. 120. С. 1257–1263.
- Свирид А.Э., Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Белослудцева Е.С., Пушин А.В., Лукьянов А.В. Эффект пластификации сплава Cu–14Al–4Ni с эффектом памяти формы при высокотемпературной изотермической осадки // Письма в ЖТФ. 2020. Т. 46. С. 19–22.
- Свирид А.Э., Лукьянов А.В., Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Макаров В.В., Пушин А.В., Уксусников А.Н. Применение изотермической осадки для мегапластической деформации beta-сплавов Cu–Al–Ni // ЖТФ. 2020. Т. 90. С. 1088–1094.
- Свирид А.Э., Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Макаров В.В., Уксусников А.Н. Влияние термообработки на структуру и механические свойства нанокристаллического сплава Cu–14Al–3Ni, полученного кручением под высоким давлением // ФММ. 2021. Т. 122. № 9. С. 948–956.
- Pelosi A., Riviere A. Structural and mechanical spectroscopy study of the β'_1 martensite decomposition in Cu–12% Al–3% Ni (wt %) alloy // J. Alloys Compounds. 1998. V. 268. P. 166–172.
- Dagdelen F., Gokhan T., Aydogdu A., Aydogdu Y., Adiguzel O. Effect of thermal treatments on transformation behavior in shape memory Cu–Al–Ni alloys // Mater. Letters. 2003. V. 57. P. 1079–1085.
- Li Z., Pan Z.Y., Tang N., Jiang Y.B., Liu N., Fang M., Zheng F. Cu–Al–Ni–Mn shape memory alloy processed by mechanical alloying and powder metallurgy // Mater. Sci. Eng. A. 2006. V. 417. P. 225–229.
- Suresh N., Ramamurty U. Aging response and its effect on the functional properties of Cu–Al–Ni shape memory alloys // J. Alloys Compounds. 2008. V. 449. P. 113–118.
- Dar R.D., Yan H., Chen Y. Grain boundary engineering of Co–Ni–Al, Cu–Zn–Al, and Cu–Al–Ni shape memory alloys by intergranular precipitation of a ductile phase // Appl. Phys. Lett. 2013. V. 103. P. 211904.

- tile solid solution phase // *Scripta Mater.* 2016. V. 115. P. 113–117.
23. *La Roca P., Isola L., Vermaut Ph., Malarria J.* Relationship between grain size and thermal hysteresis of martensitic transformations in Cu-based shape memory alloys // *Scripta Mater.* 2017. V. 135. P. 5–9.
24. *Zhang X., Zhao X., Wang F., Qingsuo L., Wang Q.* Microstructure, mechanical properties and shape memory effect of Cu–Hf–Al–Ni alloys // *Mater. Sci. Techn.* 2018. V. 34. № 12. P. 1497–1501.
25. *Svirid A.E., Pushin V.G., Kuranova N.N., Luk'yanov A.V., Pushin A.V., Uksusnikov A.N., Ustyugov Y.M.* The structure–phase transformations and mechanical properties of the shape memory effect alloys based on the system Cu–Al–Ni // *Mater. Today: Proceedings.* 2017. V. 4. P. 4758–4762.
26. *Свирид А.Э., Куранова Н.Н., Лукьянов А.В., Макаров В.В., Николаева Н.В., Пушин В.Г., Уксусников А.Н.* Влияние термомеханической обработки на структурно-фазовые превращения и механические свойства сплавов Cu–Al–Ni с памятью формы // *Известия вузов. Физика.* 2018. Т. 61. № 9. С. 114–119.
27. *Свирид А.Э., Лукьянов А.В., Макаров В.В., Пушин В.Г., Уксусников А.Н.* Влияние легирования алюминием на структуру, фазовые превращения и свойства сплавов Cu–Al–Ni с эффектом памяти формы // *Челябинский физико-мат. журнал.* 2019. Т. 4. С. 108–117.