

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.3'71'24:551.345:539.3

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ  
ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
СПЛАВОВ Cu–Al–Ni–(B) С ТЕРМОУПРУГИМ  
МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ

© 2023 г. А. Э. Свирид<sup>а, \*</sup>, В. Г. Пушин<sup>а</sup>, В. В. Макаров<sup>а</sup>, Н. Н. Куранова<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620077 Россия

\*e-mail: svirid2491@rambler.ru

Поступила в редакцию 26.04.2023 г.

После доработки 26.05.2023 г.

Принята к публикации 05.06.2023 г.

Впервые исследованы поликристаллические  $\alpha + \beta$ -сплавы системы Cu–Al–Ni, легированные бором, подвергнутые высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) ковкой и прокаткой. Используя оптическую, растровую и просвечивающую электронную микроскопию, рентгенофазовый анализ в комплексе с измерениями механических свойств на растяжение, изучены особенности микроструктуры и фазового состава, а также механических свойств этих сплавов. Определены особенности микроструктуры и механического поведения сплавов с различным содержанием алюминия и бора после ВТМО. Сплавы были получены в мелкозернистом состоянии, что обеспечило повышение функциональных прочностных и пластических характеристик. Предложена схема ВТМО объемных сплавов Cu–Al–Ni–(B).

**Ключевые слова:** медные сплавы, легирование бором, микроструктура, высокотемпературная термомеханическая обработка, термоупругое мартенситное превращение, механические свойства

**DOI:** 10.31857/S0015323023600661, **EDN:** PGVDTC

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время все более важными становятся задачи разработки методов получения, оптимального легирования и термомеханической обработки поликристаллических материалов с целью их упрочнения и одновременно пластификации для последующего разнообразного индустриального применения. К перспективным полифункциональным материалам относятся медные ( $\alpha + \beta$ )- и  $\beta$ -сплавы с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и эффектами памяти формы (ЭПФ) на основе системы Cu–Al–Ni. Сплавы данной системы отличаются невысокой стоимостью при производстве, технологичностью при обработке и превосходной тепло- и электропроводностью [1, 2].

В монокристаллах низкомодульных цветных сплавов с ЭПФ за их высокую структурно-фазовую термомеханическую обратимость и высокую сверхупругость ответственно формирование термоупругого мартенсита. При реализации ТМП под влиянием температуры или внешней нагрузки формируются структурно-морфологические и размерно-ориентационные характеристики [3, 4]. Однако высокая хрупкость сплавов Cu–Al–Ni в по-

ликристаллическом состоянии затрудняет практическую реализацию в них данных термомеханических эффектов. В обычном крупнозернистом состоянии данные сплавы отличаются низкими пластичностью, трещиностойкостью, усталостная долговечность, и уже при деформации 3–5% они испытывают хрупкое интеркристаллитное разрушение [4]. Интеркристаллитная хрупкость является одной из ключевых причин, препятствующих практическому использованию данных сплавов с ЭПФ [5, 6]. Снижение пластичности эвтектоидных медных сплавов обусловлено также химической ликвацией и зернограничным распадом, прежде всего при температурах ниже границы эвтектоидного распада ( $T_{эп}$ ), близкой 840 К [6]. Более того, свойственная медным сплавам крупнозернистость (размер зерен достигает нескольких миллиметров) усугубляет данное явление. Не менее специфической причиной интеркристаллитного разрушения медных сплавов с ЭПФ является высокая анизотропия упругих модулей  $A = C_{44}/C'$  (12–13 единиц), метастабильных по отношению к ТМП. Для упругоизотропных низкомодульных и пластичных сплавов никелида титана, фактор анизотропии  $A$  составляет 1–2 [6–8]. В сплавах с

крупнозернистой структурой упругая анизотропия при ТМП приводит к значительным упругим напряжениям, которые локализуются на стыках мартенситных пакетов и особенно на границах зерен, а уровень таких напряжений тем больше, чем крупнее зерна (при меньшей протяженности границ) сплавов. Напротив, когда сплавы на медной основе после выплавки, горячей деформации и термообработки приобретают мелкозернистую (МЗ) структуру (не более 50 мкм), это приводит к улучшению их механических свойств. Удлинение до разрушения увеличивается на 40–50%, напряжение – почти на 30%, сопротивление усталостному разрушению увеличивается в 10–100 раз [4].

Различные методы получения сплавов с ЭПФ с мелко- и ультрамелкозернистой зеренной структурой рассмотрены в работах [9–16]. Подробно описаны эффективные способы подавления роста зерен при кристаллизации за счет легирования дополнительным компонентом в малых концентрациях [4, 16, 17]; быстрой закалки из расплава тонких лент [18, 19]; порошковой металлургии [20]; деформации высокотемпературным одноосным сжатием [11–13], прокаткой или волочением [21, 22]. При реализации метода целового микролегирования для получения мелкозернистой структуры в объемных сплавах Cu–Al–Ni необходимо учитывать, что вводимые по отдельности или комплексно добавки имеют небольшую растворимость при легировании данных сплавов. Кроме того, некоторые из них будут образовывать соединения с основными химическими элементами в виде дисперсных частиц, которые, в свою очередь, также сдерживают рост зерен, но могут приводить к охрупчиванию сплавов. Так, в работах [4, 17, 20] изучено влияние легирования Ti, V или Mn на измельчение зеренной структуры в сплавах Cu–Al–Ni. Установлено, что добавка Ti и V в литых сплавах при кристаллизации вызывает подавление процессов образования и роста столбчатых кристаллов-зерен и разнотерности, и напротив, формирование мелких равноосных зерен, предотвращая трещинообразование при кристаллизации и последующей прокатке. Отмечается, что с введением титана или ванадия при холодной прокатке или волочении в сплаве достигается степень деформации около 10%, что невозможно реализовать в тройном сплаве Cu–Al–Ni. При реализации ТМП в мелкозернистых сплавах, изготовленных такими способами, обратимая деформация равна 5%, тогда как псевдоупругая около 5.5%, что на 1–1.5% выше, чем в крупнозернистых образцах тройных сплавов [4, 21, 22].

Также одной из эффективных микродобавок для измельчения зеренной структуры литых сплавов Cu–Al–Ni является бор [4, 16]. Однако влияние легирования бором практически не изучено. Поэтому целью настоящей работы было изучение

структурно-фазового состояния поликристаллических  $\alpha + \beta$ -сплавов системы Cu–Al–Ni–B, полученных высокотемпературной термомеханической обработкой (ВТМО) для обеспечения оптимального комплекса механических свойств.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Были исследованы  $\alpha + \beta$ -сплавы Cu–Al–Ni–B эвтектоидных составов с различными концентрациями Cu, Al (10–11 мас. %), Ni (3–4 мас. %) и B (0.2–0.3 мас. %). Они были выплавлены из высокочистых компонентов (чистотой 99.99%) и порошка бора в отделе прецизионных сплавов ЦКП ИФМ УрО РАН. Слитки сплавов были подвергнуты гомогенизирующему отжигу при температуре 1273 К, 8 ч и высокотемпературной термомеханической обработке, которую проводили в несколько этапов (рис. 1).

Цилиндрические заготовки сплавов с исходными размерами высотой  $h_0 = 15$  мм и диаметром  $D_0 = 10$  мм были подвергнуты горячей ковке с предварительной выдержкой 20 мин при 1173 К и закалкой в воду. Таким образом были получены заготовки сплавов с размерами  $h_1 \approx 5$  мм и  $D_1 \approx 23$  мм. Второй этап ВТМО включал в себя повторный нагрев сплавов на температуру 1250 К. Такие температуры нагрева были выбраны нами для деформации в однофазной  $\beta$ -области. На втором этапе выполняли горячую прокатку в несколько проходов до утонения заготовок до 1 мм ( $\epsilon \approx 80\%$ ). Данная обработка усложнялась тем, что прокатные валки не подогреваются и поэтому заготовки сплавов при проходе остывали до температур приблизительно 973–923 К. Поэтому перед каждым последующим проходом заготовки повторно нагревали до 1250 К и выдерживали 60 с. Деформированные полосы сплавов длиной 120 мм, шириной 15 мм и толщиной  $t = 1$  мм нагревали в течение 60 с для последующей закалки в воду. Все полученные сплавы после ВТМО подвергали релаксационному отжигу при 423 К, 20 мин.

Структуру и фазовый состав сплавов изучали методами рентгеновской дифрактометрии, оптической микроскопии (ОМ), просвечивающей и растровой электронной микроскопии (ПЭМ и РЭМ). Рентгеноструктурные исследования проводили в монохроматизированном медном излучении  $K_\alpha$  на дифрактометре Brucker Advance D8. Использовали оборудование ЦКП ИФМ УрО РАН: ПЭМ Tescan G<sup>2</sup> 30 (при ускоряющем напряжении 300 кВ) и РЭМ Tescan Mira, оснащенный приставкой энергодисперсионного анализа Ultim Max 100 Oxford Inst. (при ускоряющем напряжении 30 кВ). Финишное утонение фольг диаметром 3 мм выполняли на установке GATAN PIPS II. Испытания на растяжение тонких полос толщиной до 3 мм

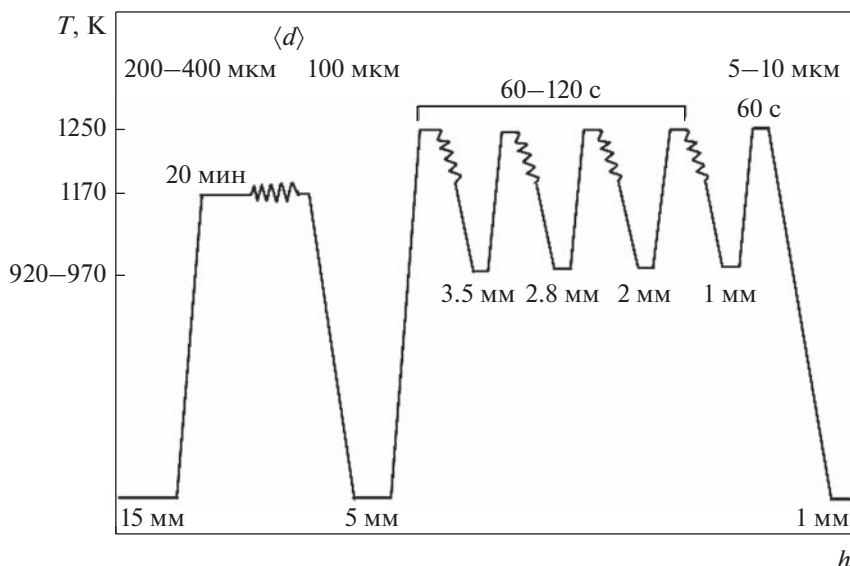


Рис. 1. Схема ВТМО сплавов с указанием температур, среднего размера зерен  $\langle d \rangle$ , времени выдержки и толщины заготовки  $h$ , мм.

и определение их механических свойств проводили по ГОСТ-11701-84.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В сплавах системы Cu–Al–Ni при температуре 838 К ( $T_{эп}$ ) и ниже в равновесных условиях происходит эвтектоидный распад  $\beta$ -фазы на  $\alpha$ -фазу ( $a_\alpha$  близок к 0.361 нм, с ГЦК-решеткой) и  $\gamma_2$ -фазу (на основе интерметаллида  $Cu_9Al_4$  с кубической решеткой  $D8_3$ ,  $a_{\gamma_2}$  близок к 0.870 нм), а также  $\beta'_2 - B2'$  на основе NiAl ( $a_{B2'}$  близок к 0.289 нм). В проведенных ранее исследованиях было установлено, что закалка сплавов системы Cu–Al–Ni из однофазной  $\beta$ -области предотвращает эвтектоидный распад [9–16].

Легирование никелем в количестве 3–4 мас. % снижает диффузионную подвижность атомов меди и алюминия, сдерживая тем самым эвтектоидный распад высокотемпературной  $\beta$ -фазы при закалке, тогда как повышение концентрации алюминия приводит к снижению критических температур  $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$ ,  $A_f$  [15]. При этом в процессе охлаждения или термической обработки при температурах выше  $M_s$ , наряду с распадом может происходить атомное упорядочение  $A2(\beta) \rightarrow B2(\beta_2) \rightarrow D0_3(\beta_1)$ .

Для получения мелкозернистых  $\alpha + \beta$ -сплавов системы Cu–Al–Ni в исходном состоянии было проведено комплексное легирование бором с различными концентрациями и ВТМО, включающая в себя гомогенизирующий отжиг и горячую деформацию (рис. 1).

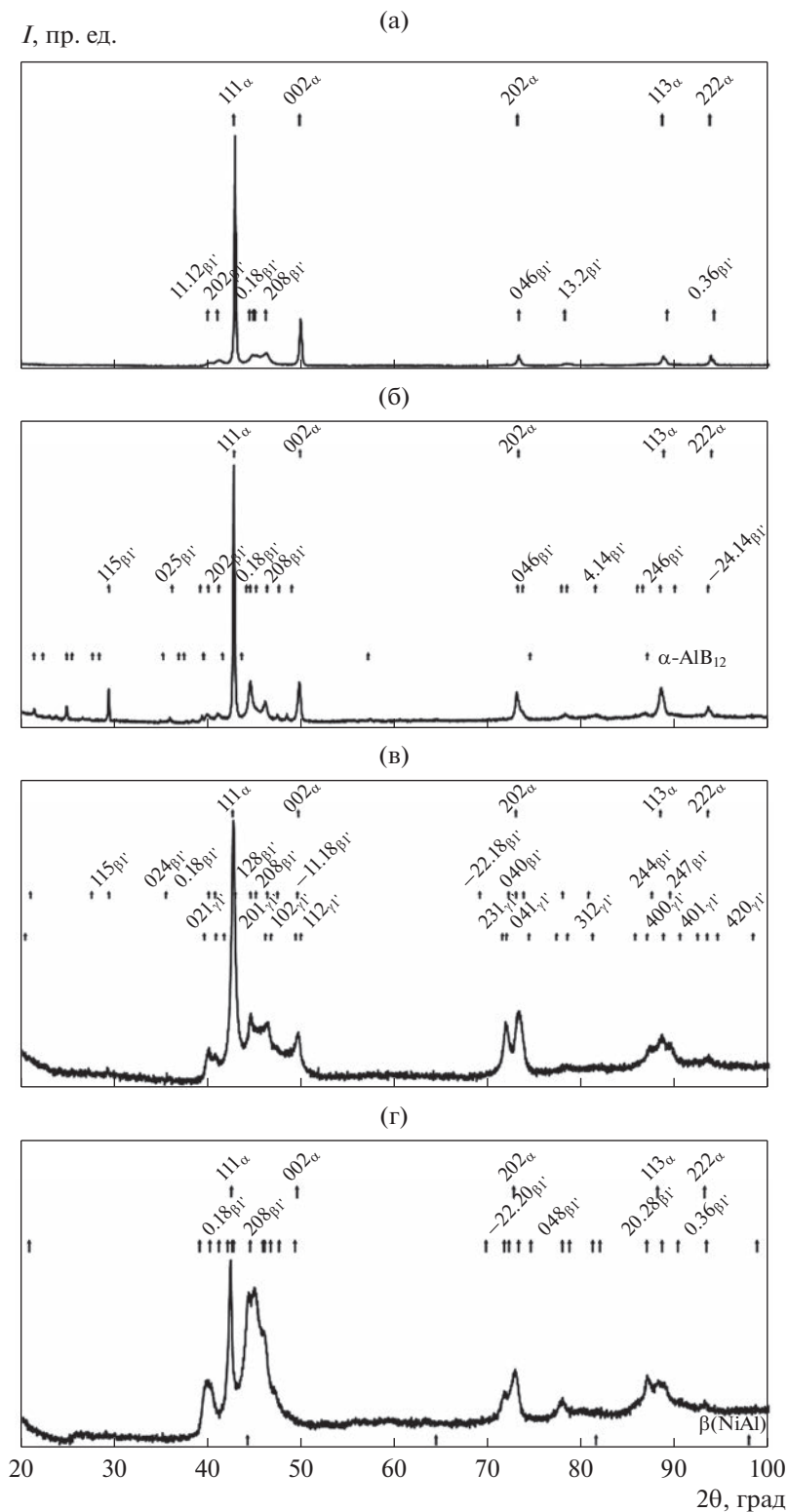
Рентгенограммы четырехкомпонентных сплавов с бором Cu–11Al–4Ni–0.2B и Cu–10Al–3Ni–

0.3B послековки и закалки или ВТМО и трехкомпонентного сплава Cu–11Al–4Ni после ВТМО представлены на рис. 2. Данные параметров кристаллических решеток основных фаз, присутствующих в сплавах, представлены в табл. 1.

По данным рентгенодифракционных исследований в сплавах охрупчивающая  $\gamma_2$ -фаза не обнаружена. Все сплавы содержат  $\alpha$ -фазу. Наблюдаются также мартенситные фазы  $\beta'_1$  и  $\gamma'_1$ . Видно, что добавка бора не оказывает влияния на фазовый состав исследованных сплавов, однако присутствуют пики, относящиеся к боридам алюминия. Деформация горячей ковкой при температуре 1173 К с последующей закалкой приводит к измельчению зерен до 100–200 мкм.

Отметим, что в полученных данным методом сплавах происходит ТМП по схеме  $\beta_1 \rightarrow \beta'_1(18R)$  или  $\beta_1 \rightarrow \beta'_1(18R) + \gamma'_1(2H)$ . ВТМО обеспечила прохождение в сплавах в аустенитном состоянии процессов рекристаллизации смешанного типа: динамической, непосредственно во времяковки или прокатки через валки, и статической, проходящей во время нагрева сплавов между проходами. Можно отметить, что при съемке рентгенограмм без вращения образца наблюдали осевую коаксиальную деформационно-рекристаллизационную текстуру аустенита типа  $\langle 111 \rangle \alpha$ , наследуемую при охлаждении до комнатной температуры мартенситными фазами.

Для уточнения реальных изменений микроструктуры и фазового состава сплавов в результате ВТМО были проведены РЭМ и ПЭМ-исследования и рентгенофазовый анализ. Показано, что



**Рис. 2.** Рентгеновские дифрактограммы сплава Cu–11Al–4Ni–0.2V послековки и закалки от 1223 К (а) и после VTMO (б), Cu–10Al–3Ni–0.3V после VTMO (в), Cu–11Al–4Ni после VTMO (г).

после VTMO в сплаве Cu–11Al–4Ni–0.2V сформировалась МЗ-структура с α-зернами до 10 мкм, которая имеет на 2–3 порядка более дисперсные

зерна-кристаллиты по сравнению с исходной крупнозернистой (КЗ) структурой (рис. 3а). В микроструктуре сплава наблюдали искривлен-

**Таблица 1.** Параметры кристаллических решеток фаз  $\alpha$ ,  $\beta'_1$ ,  $\gamma'_1$  в сплавах Cu–Al–Ni–(B)

Сплав и обработка	Фаза	Параметры фазы			
		<i>a</i> , нм	<i>b</i> , нм	<i>c</i> , нм	$\beta$ , град
Cu–11Al–4Ni–0.2В ковка и закалка	$\alpha$	0.364			
	$\beta'_1$	0.445	0.523	3.805	91.0
Cu–11Al–4Ni–0.2В ВТМО	$\alpha$	0.365			
	$\beta'_1$	0.445	0.524	3.798	94.4
Cu–10Al–3Ni–0.3В ВТМО	$\alpha$	0.367			
	$\beta'_1$	0.446	0.523	3.799	94.3
	$\gamma'_1$	0.441	0.534	0.432	
Cu–11Al–4Ni ВТМО	$\alpha$	0.368			
	$\beta'_1$	0.442	0.507	3.825	94.5
	$\gamma'_1$	0.440	0.545	0.435	

ные и не имеющие правильной полиэдрической формы границы зерен, что свойственно динамической рекристаллизации. Наблюдали как достаточно крупные отдельные зерна  $\alpha$ -фазы, так и наиболее часто встречающиеся мелкие (до 5 мкм), образовавшиеся, очевидно, вследствие статической рекристаллизации (рис. 3б). Исследование тонкой структуры в ПЭМ позволило обнаружить дефекты упаковки. В темнопольном режиме изображения наблюдаются также дисперсные выделения, вероятно,  $B2'$ -фазы (размером менее 1 нм) с характерными сателлитами вблизи рефлексов  $\alpha$ -фазы на электронограмме, которые, по-видимому, образовались вследствие проэвтектоидного распада во время остывания сплава между проходами через валки (см. на вставке на рис. 3в). Данную фазу наблюдали преимущественно в теле  $\alpha$ -зерен, что указывает на гомогенный характер распада (рис. 3в, 3г).

Структура сплава Cu–10Al–3Ni–0.3В после ВТМО в согласии с рентгеноструктурным фазовым анализом состояла из МЗ зерен, размеры которых не превышали 100 мкм, а по их границам наблюдали сформированные в результате рекристаллизации МЗ зерна  $\alpha$ -фазы с размерами до 10 мкм (рис. 4). Были обнаружены также пакеты мартенсита, образованные при резком охлаждении после ВТМО.

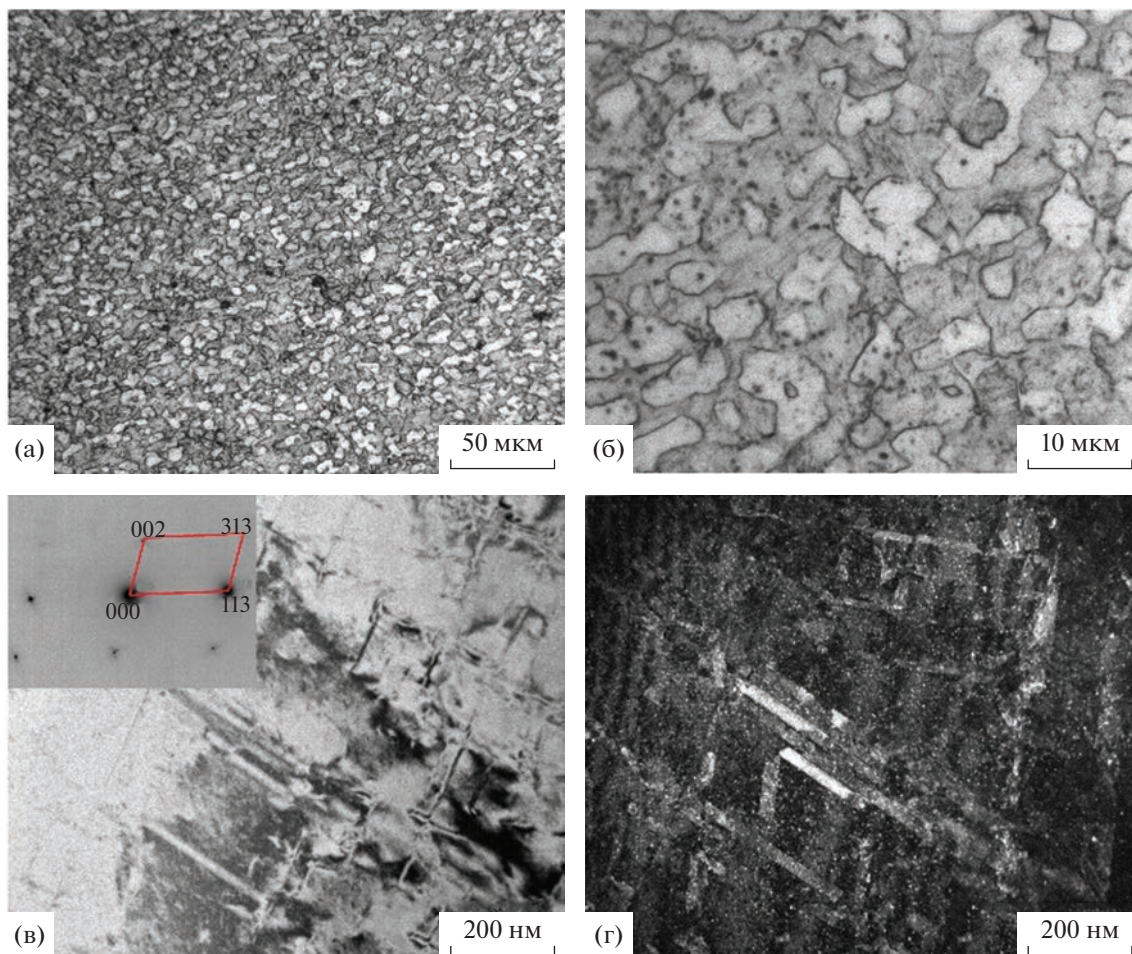
Структура сплава без добавки бора Cu–11Al–4Ni после ВТМО отличалась от структуры сплава-прототипа с бором после такой же обработки. Методами ОМ и РЭМ установлено, что сплав имеет микроструктуру, состоящую из мартенситных зерен пакетной морфологии 18R-мартенсита, размеры которых не превышали 200 мкм (рис. 5).

Микроструктурные данные хорошо согласуются с рентгенографическими исследованиями. При этом наблюдаемые брэгговские отражения существенно уширены (при полуширине до 2 град), совпадают с наиболее сильными линиями обеих мартенситных фаз и, наконец, имеется выраженная кристаллографическая текстура деформации типа  $\langle 111 \rangle \alpha$  (рис. 2г). Отсутствие в данном сплаве бора при ВТМО привело к беспрепятственному движению границ и, как следствие, к росту зерен.

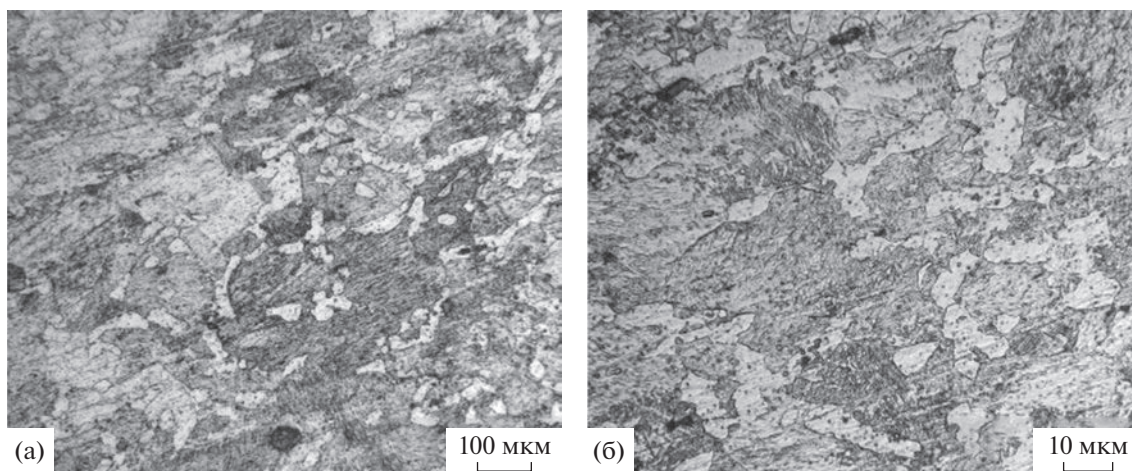
Для определения механического поведения деформированных сплавов с различным содержанием легирующих элементов, были проведены механические испытания на одноосное растяжение.

Кривые “напряжение–деформация” испытаний на растяжение при комнатной температуре ряда изученных поликристаллических сплавов, подвергнутых ВТМО, приведены на рис. 6.

Из анализа данных механических испытаний следует, что добавка бора оказывает положительное влияние на механические свойства, такие как предел прочности  $\sigma_b$  и относительное равномерное удлинение  $\delta$ . Наилучшие свойства по пластичности продемонстрировали двухфазные ( $\alpha + \beta$ )-сплавы с МЗ-структурой Cu–11Al–4Ni–0.2В и Cu–10Al–3Ni–0.3В, легированные бором (рис. 6). Видно, что при увеличении нагрузки деформация происходила в условиях умеренного упрочнения, завершающегося разрушением образцов при высоких значениях  $\sigma_b$  (до 750 МПа) после значительной для данных сплавов пластической деформации до 20%. Это на 150 МПа больше, чем в сплавах без бора после ВТМО.



**Рис. 3.** ОМ- (а, б), светло- (в) и темнопольное (г) ПЭМ-изображения микроструктуры сплава Cu–11Al–4Ni–0.2В после ВТМО. На вставке – соответствующая электронограмма с обозначением рефлексов.



**Рис. 4.** ОМ-изображения микроструктуры сплава Cu–10Al–3Ni–0.3В после ВТМО.

Ранее нами было установлено [16], что равномерно распределенные частицы бора оказывают “барьерный” эффект для роста зерен и огрубления микроструктуры при термическом воздей-

ствии на сплавы. И таким образом, локализуясь на границах, предотвращают зарождение и рост трещин в исследованных сплавах после ВТМО. Более того, ВТМО сплавов инициировала проэв-

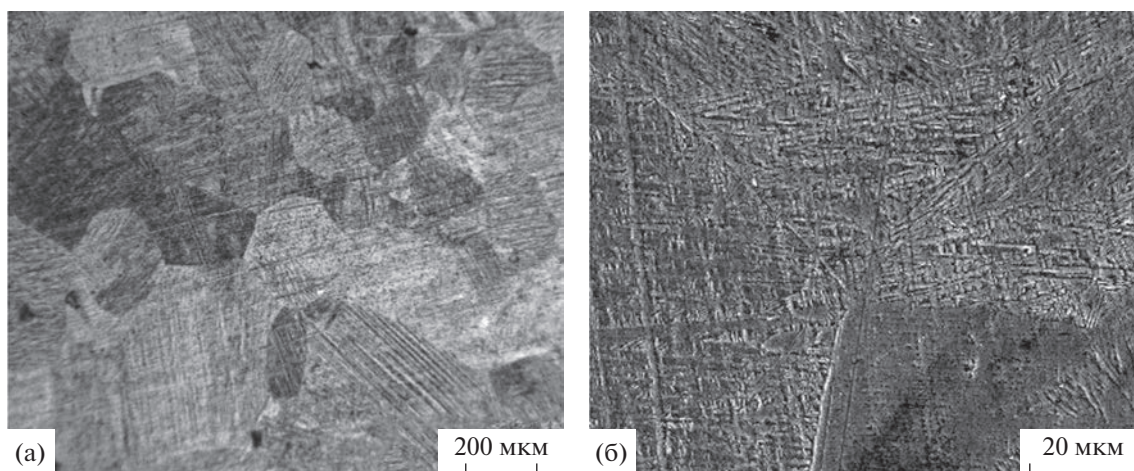


Рис. 5. ОМ- (а) и РЭМ-изображения (б) микроструктуры сплава Cu–11Al–4Ni после ВТМО.

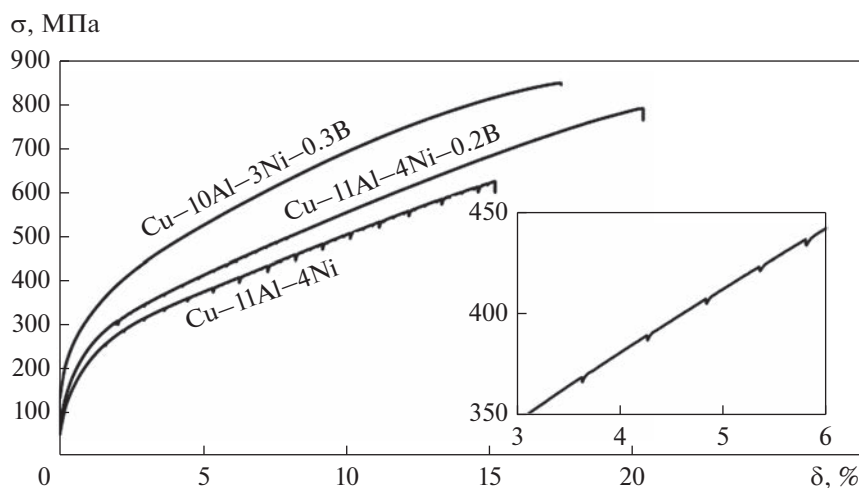


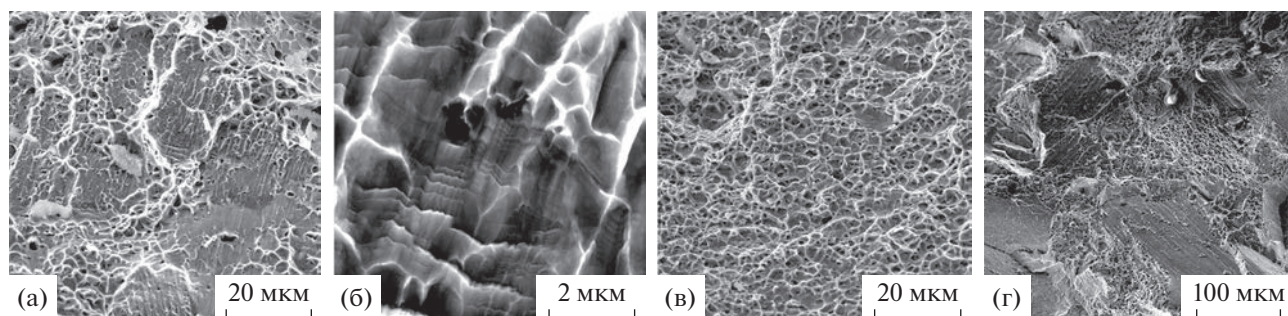
Рис. 6. Кривые напряжение–деформация  $\sigma$ – $\delta$  при растяжении сплавов Cu–10Al–3Ni–0.3B, Cu–11Al–4Ni–0.2B, Cu–11Al–4Ni после ВТМО. На вставке увеличенный фрагмент участка кривой для сплава Cu–11Al–4Ni–0.2B.

тектоидный распад пересыщенного  $\beta$ -твердого раствора с формированием дисперсной  $B2'$ -фазы в  $\alpha$ -зернах, что также обеспечивает дополнительный упрочняющий эффект при деформации растяжением.

Известно, что основным механизмом деформации сплавов с ЭПФ, имеющих полностью мартенситное состояние, независимо от типа внутренних дефектов, является деформация двойникованием. Обращает на себя внимание “пилообразный” участок кривой растяжения сплава Cu–11Al–4Ni–0.2B при напряжениях 300–500 МПа (рис. 6, вставка). Такое поведение связано с переориентацией двойниковой мартенситной структуры в процессе деформации. Подобный “пилообразный” вид кривой растяжения наблюдали также для трехкомпонентного сплава Cu–11Al–4Ni. На

кривой растяжения видно, что процесс переориентации или раздвойникового мартенсита проходил при нагрузках с равными интервалами. В данном случае напряжение начала переориентации двойникового мартенсита было зафиксировано при напряжении от 200 МПа. Этот процесс происходил до разрушения образца. В целом мартенситная деформация, включая раздвойникование и переориентацию мартенситных кристаллов в направлении действующих сил, вносит ощутимый вклад в способность сплава испытывать пластическую деформацию.

Сплав Cu–10Al–3Ni–0.3B после ВТМО находился в основном в аустенитном состоянии и продемонстрировал относительно высокое деформационное упрочнение и, вместе с тем, значительное накопленное относительное удлине-



**Рис. 7.** РЭМ-изображения поверхности разрушения образцов сплавов Cu–10Al–3Ni–0.3B (а, б), Cu–11Al–4Ni–0.2B (в) и Cu–11Al–4Ni (г) ВТМО и одноосного разрушения.

ние, которое составило 18%. Площадка фазовой текучести, как и осциллирующее поведение кривой деформации, обусловленные протеканием деформационно-индуцированного ТМП или переориентации доменов мартенсита, в данном структурном состоянии не были выявлены. Вероятно, это обусловлено низким уровнем накопленной энергии для активации механизмов переориентации доменов мартенсита.

Исследования поверхности разрушения Cu–10Al–3Ni–0.3B сплава с помощью РЭМ позволили установить преимущественно мелкоячеистый вязкий внутризеренный механизм разрушения со средним размером ямок 2 мкм (рис. 7а). Более того, при больших увеличениях видна структура двойникового мартенсита (рис. 7б). Очевидно, что пластическая деформация растяжением способствовала созданию деформационно-индуцированной УМЗ-структуры нанодвойникового мартенсита, ответственного за высокие прочностные свойства сплава.

Поверхность излома сплава Cu–11Al–4Ni–0.2B имела также вязкий характер. При этом микродеформация концентрировалась в равноосных ячеистых субмикрочастицах, размерами в диапазоне 500 нм–3 мкм (рис. 7в).

В отличие от сплавов, легированных бором, трехкомпонентный сплав Cu–11Al–4Ni обладал смешанным квазихрупким (вязко-хрупким) механизмом разрушения. По-видимому, оно происходило как по границам крупных исходных  $\beta$ -зерен, так и по пакетам мартенсита. Наличие мелких ямок указывает на формирование после ВТМО субструктуры из  $\alpha$ - и  $\beta$ -зерен (рис. 7г).

## ВЫВОДЫ

Таким образом, в результате проведенных исследований структурно-фазового состояния поликристаллических сплавов системы Cu–Al–Ni–B, полученных высокотемпературной термомеханической обработкой, можно сделать следующие выводы:

1. ВТМО обеспечивает получение массивных полос с мелкозернистой структурой с размерами зерен менее 15 мкм.

2. Установлены ключевые механизмы (динамическая и статическая рекристаллизация при деформации ковкой или прокаткой, а также деформация двойникованием при мартенситном превращении), ответственные за эволюцию микроструктуры и фазового состава при внешних воздействиях, контролируемых по температуре и степени пластической деформации. Деформация при температурах выше эвтектоидного распада позволила измельчить зеренную структуру сплавов, что в свою очередь определило комплекс повышенных механических свойств.

3. Предложена схема ВТМО для получения крупноразмерных прочных и пластичных полос сплавов на основе Cu–Ni–Al–B.

4. Установлено, что такая схема позволяет избежать эвтектоидного распада с образованием охрупчивающей  $\gamma_2$ -фазы.

5. Деформация сплавов Cu–Al–Ni–(B) в мартенситном состоянии при одноосном растяжении в основном осуществляется двойникованием или передвойникованием, о чем свидетельствуют “пилообразные” участки на кривых “напряжение–деформация”.

Синтез сплавов, в том числе легированных бором, и изучение влияния ВТМО на структуру и механические свойства выполнены за счет средств Российского научного фонда (проект № 22-72-00056, <https://rscf.ru/project/22-72-00056/>), ИФМ УрО РАН). Технологию ВТМО кованных сплавов осуществляли в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема “Структура”, № 122021000033-2). Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

Авторы благодарны Д.И. Давыдову и С.В. Афанасьеву за проведение ВТМО и механических испытаний сплавов на растяжение.



## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Варлимонт Х., Дилей Л. Мартенситные превращения в сплавах на основе меди, серебра и золота. М.: Наука, 1980. 205 с.
2. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. Ленинград: ЛГУ, 1987. 218 с.
3. Курдюмов Г.В., Хандрос Л.Г. О термоупругом равновесии при мартенситных превращениях // ДАН СССР. 1949. Т. 66. № 2. С. 211–214.
4. Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю., Сэкигучи Ю., Тадаки Ц., Хомма Т., Миядзаки С. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. 224 с.
5. Sedláček P., Seiner H., Landa M., Novák V., Šittner P., Mañosa L. Elastic Constants of bcc Austenite and 2H Orthorhombic Martensite in CuAlNi Shape Memory Alloy // Acta Mater. 2005. V. 53. P. 3643–3661.
6. 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.
7. 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.
8. Пушин В.Г., Прокошкин С.Д., Валиев Р.З., Браиловский В., Валиев Э.З., Волков А.Е., Глезер А.М., Добаткин С.В., Дударев В.Ф., Жу Ю.Т., Зайнуллин Ю.Г., Колобов Ю.Р., Кондратьев В.В., Королев А.В., Коршунов А.И., Коуров Н.И., Кудреватых Н.В., Лотков А.И., Мейснер Л.Л., Попов А.А., Попов Н.Н., Разов А.И., Хусаинов М.А., Чумляков Ю.И., Андреев С.В., Батуринов А.А., Беляев С.П., Гришков В.Н., Гундеров Д.В., Дюпин А.П., Иванов К.В., Итин В.И., Касьямов М.К., Кашин О.А., Киреева И.В., Козлов А.И., Кунцевич Т.Э., Куранова Н.Н., Пушина Н.Ю., Рыклина Е.П., Уксусников А.Н., Хмелевская И.Ю., Шеляков А.В., Шкловер В.Я., Шорохов Е.В., Юрченко Л.И. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. I. Структура, фазовые превращения и свойства. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 440 с.
9. 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.
10. 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.
11. 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.
12. 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.
13. 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.
14. 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.
15. Pushin V., Kuranova N., Svirid A., Uksusnikov A., Ustyugov Y. Design and Development of High-Strength and Ductile Ternary and Multicomponent Eutectoid Cu-Based Shape Memory Alloys: Problems and Perspectives // Metals. 2022. V. 12. P. 1289–1321.
16. Свирид А.Э., Куранова Н.Н., Макаров В.В., Пушин В.Г. Влияние добавки бора в сплавах Cu–Al–Ni–B с термоупругим мартенситным превращением на структуру и механические свойства // ФММ. 2023. Т. 124. № 5. С. 417–427.
17. Saud S.N., Hamzah E., Abubakar T., Bakhsheshi-Rad H.R. Correlation of microstructural and corrosion characteristics of quaternary shape memory alloys Cu–Al–Ni–X (X = Mn or Ti) // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2015. V. 25. P. 1158–1170.
18. Lojen G., Anzel I., Kneissi A., Križman A., Unterweger E., Kosec B., Bizjak M. Microstructure of rapidly solidified Cu–Al–Ni shape memory alloy ribbons // J. Mater. Processing Technology. 2005. V. 162–163. P. 220–229.
19. Lovey F.C., Condo A.M., Guimpel J., Yacaman M.J. Shape memory effect in thin films of a Cu–Al–Ni alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2008. V. 481–482. P. 426–430.
20. 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.
21. Mukunthan K., Brown L.C. Preparation and properties of fine grain  $\beta$ -CuAlNi strain-memory alloys // Met. Trans. A. 1988. V. 19A. P. 2921–2927.
22. Zhen Wang, Xue-feng Liu, Jian-xin Xie. Effects of solidification parameters on microstructure and mechanical properties of continuous columnar-grained Cu–Al–Ni alloy // Progress in Natural Sci. 2011. V. 21. P. 368–374.
23. Sun Y.S., Lorimer G.W., Ridley N. Microstructure and its development in Cu–Al–Ni alloys // Met. Trans. A. 1990. V. 21A. P. 585–588.