

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФфуЗИЯ

УДК 669.3'71'24:551.345:539.3

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ БОРА В СПЛАВАХ Cu–Al–Ni–B С ТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

© 2023 г. А. Э. Свирид^а, *, Н. Н. Куранова^а, В. В. Макаров^а, В. Г. Пушин^а

^аИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620077 Россия

*e-mail: svirid2491@rambler.ru

Поступила в редакцию 20.03.2023 г.

После доработки 03.04.2023 г.

Принята к публикации 07.04.2023 г.

Впервые, используя оптическую, растровую и просвечивающую электронную микроскопию и рентгенофазовый анализ в комплексе с измерениями механических свойств на растяжение, получены данные об особенностях структуры сплавов Cu–Al–Ni–(B) с разным содержанием легирующих элементов: алюминий в пределах (10–14 мас. %), никель (3, 4, 4.5 мас. %) и бор (0.02–0.3 мас. %). Изучено влияние бора на размеры зерен, структуру, фазовый состав, механические свойства сплавов с эффектом памяти формы. Исследована локализация боридов алюминия в структуре и установлен эффект торможения роста зерен в ($\alpha + \beta$)- и β -сплавах Cu–Al–Ni–B как в литом состоянии, так и после термической обработки.

Ключевые слова: медные сплавы, легирование бором, микроструктура, закалка, термоупругое мартенситное превращение, механические свойства

DOI: 10.31857/S0015323023600430, EDN: OLSSUH

ВВЕДЕНИЕ

Развитие современной техники требует создания новых смарт-сплавов, которые могут быть использованы в изделиях, устройствах и механизмах в широком спектре соответствующих термосиловых и иных условий эксплуатации. Однако критическим недостатком большинства поликристаллических смарт-материалов (за исключением бинарных сплавов никелида титана) являются их низкая пластичность и хрупкость [1]. Это не позволяет реализовать присущие им уникальные эффекты как при циклическом многократном, так и при однократном применении. Все более важными становятся задачи разработки методов получения, оптимального легирования и термомеханической обработки таких поликристаллических материалов с целью их упрочнения и одновременно пластификации для последующего разнообразного промышленного применения. Класс экономически выгодных смарт-материалов составляют медные ($\alpha + \beta$)- и β -низкомодульные сплавы с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и эффектами памяти формы (ЭПФ) системы Cu–Al–Ni [2–4]. Их отличает невысокая стоимость при производстве, благоприятные тепло- и электропроводность и технологичность при обработке. В монокристаллическом состоянии они обладают превосходными характеристиками ЭПФ.

Вместе с тем в обычном крупнозернистом состоянии данные поликристаллические сплавы отличаются низкие пластичность, трещиностойкость, усталостная долговечность. Интеркристаллитная хрупкость является одной из ключевых причин, препятствующих практическому использованию медных сплавов с ЭПФ [5, 6]. В эвтектоидных медных сплавах обычно снижение пластичности обусловлено химической ликвацией и гетерогенным, особенно зернограничным, распадом, прежде всего при температурах ниже границы эвтектоидного распада ($T_{\text{эп}}$), близкой 840 К [6]. Кроме того, данное явление усугубляет свойственная медным сплавам крупнозернистость (размер зерен достигает нескольких миллиметров) [1]. Наконец, важной специфической причиной интеркристаллитного разрушения является высокая анизотропия упругих модулей $A = C_{44}/C'$ (12–13 единиц) медных сплавов, метастабильных по отношению к ТМП [6, 7], которая для упругоизотропных низкомодульных и пластичных сплавов никелида титана составляет 1–2 [8]. Большая упругая анизотропия при ТМП приводит к значительным упругим напряжениям на стыках мартенситных пакетов и особенно на границах зерен, а уровень напряжений и их локализация на границах тем больше, чем крупнее зерна сплавов. Когда такие сплавы на медной основе после выплавки, горя-

чей деформации и термообработки приобретают мелкозернистую структуру (до 60 мкм), их механические свойства улучшаются, а именно, удлинение до разрушения увеличивается на 40–50%, напряжение — почти на 30%, а сопротивление усталостному разрушению увеличивается в 10–100 раз [1].

В настоящее время известны различные методы измельчения зеренной структуры сплавов с ЭПФ [9–15]. С целью подавления роста зерна и увеличения скорости зародышеобразования при кристаллизации применяют такие способы как комплексное микролегирование [1, 16], порошковая металлургия [17], быстрая закалка из расплава [18, 19].

При реализации современного метода целевого микролегирования для получения мелкозернистой структуры в объемных сплавах необходимо учитывать, что вводимые по отдельности или комплексно добавки имеют небольшую растворимость в легируемых сплавах Cu–Al–Ni. Кроме того, некоторые из легирующих элементов образуют соединения с основными химическими элементами в виде дисперсных частиц, которые, в свою очередь сдерживают рост зерен, но могут приводить к охрупчиванию сплавов [1, 4]. Известны попытки измельчения зерен в сплавах Cu–Al–Ni путем легирования Ti, V, Mn [1, 16, 17]. Так, добавка Ti и V в литых сплавах при кристаллизации вызывает подавление процессов образования и роста столбчатых кристаллитов-зерен и развития разнотекстурности и, напротив, способствует формированию мелких равноосных зерен, предотвращая зарождение и рост трещин при кристаллизации и последующей прокатке. Дополнительный эффект от легирования Ti и/или V при нагреве сплавов после деформационной обработки проявляется в сдерживании роста зерен и огрубления микроструктуры. Мелкозернистые сплавы, микролегированные Ti и/или V, при испытаниях на сжатие деформируются на 20% при $T > 573$ К, а при испытаниях на растяжение при 923 К демонстрируют эффект сверхпластичности с удлинением до 300%. Отмечается, что с введением титана или ванадия сплав при холодной прокатке или волочении достигает степени деформации около 10%, что невозможно реализовать в тройном сплаве Cu–Al–Ni. Обратимая деформация при ТМП в мелкозернистых сплавах, изготовленных таким способом, равна 5%, тогда как псевдоупругая деформация — 5.5%, что на 1–1.5% выше, чем в крупнозернистых тройных сплавах. К числу эффективных, но малоизученных микродобавок относят бор [1].

Настоящая работа посвящена исследованию влияния микролегирования бором в $\alpha + \beta$ - и β -сплавах системы Cu–Al–Ni на структурно-фазовые превращения и механические свойства спла-

вов в литом состоянии, а также после термомеханической обработки.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сплавы Cu–Al–Ni–B были выплавлены из высокочистых компонентов (чистотой 99.99%), взятых в различном соотношении: Cu (основа), Al (10, 14 мас. %), Ni (3, 4, 4.5 мас. %) и порошок B (0.02–0.3 мас. %) в отделе прецизионных сплавов ЦКП ИФМ УрО РАН. Литые слитки сплавов были подвергнуты гомогенизирующему отжигу при температуре 1173 К, 8 ч, ковке при 1223–1023 К и охлаждению на воздухе. Также была проведена дополнительная термическая обработка (ТО) кованных сплавов, которая включала нагрев при температуре 1223 К, 10 мин и закалку в воде. Структуру, фазовый и химический состав сплавов изучали методами рентгеновской дифрактометрии, оптической микроскопии (ОМ), просвечивающей и растворяющей электронной микроскопии (ПЭМ и РЭМ, включая режим регистрации изображения в обр-ратнорассеянных электронах (ОРЭ) и энергодисперсионный спектральный микроанализ (ЭДС)). Рентгеновские исследования проводили в монокроматизированном излучении Cu K α на дифрактометре ДРОН-3М. ОМ выполняли с помощью микроскопа Альтами МЕТ 2С. Использовали также оборудование ЦКП ИФМ УрО РАН: ПЭМ Tecnai G² 30 (ускоряющее напряжение 300 кВ), РЭМ Quanta 200, оснащенный системой Pegasus и приставкой для ЭДС (ускоряющее напряжение 30 кВ), РЭМ Tescan Mira, оснащенный приставкой ЭДС Ultim Max 100 (ускоряющее напряжение 30 кВ). Финишное утонение фольг диаметром 3 мм для ПЭМ выполняли на установке GATAN PIPS II. Испытания на растяжение и определение механических свойств цилиндрических ($\varnothing = 3$ мм) стандартных образцов проводили на универсальной испытательной машине Instron 5982.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Известно, что в сплавах системы Cu–Al–Ni при температуре 838 К ($T_{\text{эп}}$) и ниже в равновесных условиях происходит эвтектоидный распад $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$. Период кристаллической решетки α -фазы a_α равен 0.361 нм (с ГЦК-решеткой типа Al) и γ_2 -фазы (на основе интерметаллида Cu₉Al₄ с кубической решеткой D8₃) a_{γ_2} равен 0.870 нм, а также образуются выделения при температурах ниже $T_{\text{эп}}$ β'_2 -фазы с ОЦК-решеткой типа B2' на основе NiAl ($a_{B2'}$ равен 0.289 нм) [1, 15, 20]. В проведенных ранее исследованиях было установлено, что закалка сплавов системы Cu–Al–Ni из однофазной β -области предотвращает эвтектоидный распад [9–14]. Добавки 3–4.5 мас. % Ni

снижают диффузионную подвижность атомов меди и алюминия, тем самым сдерживая эвтектоидный распад высокотемпературной β -фазы при закалке, тогда как повышение концентрации алюминия приводит к снижению критических температур M_s , M_f , A_s , A_f [15]. При этом важно, что в процессе охлаждения или термической обработки при температурах выше M_s , наряду с распадом, происходит атомное упорядочение $A2(\beta) \rightarrow B2(\beta_2) \rightarrow D0_3(\beta_1)$. Дальний атомный порядок аустенитной атомно-упорядоченной β_1 -фазы наследуется мартенситом, что обеспечивает его термоупругость [1, 7]. Поскольку охлаждение на воздухе сплавов Cu–Al–Ni послековки не позволило предотвратить их эвтектоидный распад, нами была выполнена процедура закалки в воде от 1223 К, с предварительной выдержкой 10 мин. По данным рентгенографических исследований установлено, что в кованых закаленных сплавах с концентрацией алюминия 10 и 14 мас. % за счет ТМП образуются двойникованные мартенситные фазы по схемам $\beta_1(D0_3) \rightarrow \beta'_1(18R)$ (с параметрами длиннопериодной моноклинной решетки $18R$ $a = 0.4450$ нм, $b = 0.5227$ нм, $c = 3.8050$ нм, $\beta = 91.0^\circ$) и $\beta_1(D0_3) \rightarrow \gamma'_1(2H)$ (с параметрами орторомбической решетки $2H$ $a = 0.4390$ нм, $b = 0.5190$ нм, $c = 0.4330$ нм) (рис. 1а).

В сплаве Cu–10Al–4.5Ni образующийся при резком охлаждении мартенсит характеризовался грубой зигзагообразной и пластинчатой пакетной морфологией чередующихся попарно-двойникованных кристаллов (рис. 2а, 2б). Размеры зерен бывшей аустенитной фазы, предшествовавшей ТМП, достигали 0.5–1 мм (рис. 2а).

На ПЭМ-изображениях отчетливо наблюдались тонкие вторичные нанодвойники (рис. 2в) и антифазные границы (АФГ) в пластинах мартенсита (рис. 2г). Наследуемые от β_1 -аустенита АФГ являются следствием многозародышевого механизма атомного упорядочения $\beta(A2)$ в $B2$ - и $D0_3$ -сверхструктуру.

Для микроструктуры горячекованного закаленного сплава Cu–14Al–3Ni характерно наличие крупных полиэдрических зерен размером от 0.5 до 1.5 мм. Очевидно вследствие химической ликвации еще в процессе кристаллизации, различные по контрасту области, наблюдаемые на ОМ- и РЭМ-изображениях (рис. 3а, 3б), отличались по элементному составу: имели либо повышенное содержание Cu, либо были обогащены Al и Ni. По данным структурных ПЭМ-исследований сплав при охлаждении до комнатной температуры испытывал ТМП с образованием двух мартенситных фаз β'_1 и γ'_1 (рис. 3в).

Для уменьшения размеров зерен в сплавах системы Cu–Al–Ni было проведено легирование разным количеством бора.

Охлаждение литых сплавов Cu–10Al–(3, 4.5)Ni–(0.02–0.3)B, как и Cu–14Al–(3, 4)Ni–(0.02–0.3)B, на воздухе сопровождалось одновременно эвтектоидным распадом по реакции $\beta \rightarrow \alpha + \beta_2 + \gamma_2$ и образованием мартенсита β'_1 . На рис. 4 представлен пример РЭМ-изображения микроструктуры литого сплава Cu–10Al–3Ni–0.3B и картирования выделенной области по химическим элементам в их характеристическом излучении. В частности, анализ изображений показал, что в сплаве присутствуют частицы типа Ni–Al, Al–B, Al–Ni–B.

При этом наблюдалось формирование микрокристаллической структуры сплавов с размерами зерен 300–450 мкм (рис. 5). Отчетливо различаются по контрасту частицы бора, размеры которых составляют 150–400 нм, локализованные как на границах, так и в объеме зерен (см. рис. 5г). Дисперсные выделения β'_2 -фазы на основе Ni–Al имели размеры, не превышающие 1 мкм (см. рис. 4). Частицы β'_2 -фазы ранее были обнаружены нами при прямом разрешении методом ПЭМ в сплаве Cu–14Al–4Ni после равноосного сжатия при 1223 К. Установлено, что данная фаза выделяется при температурах ниже $T_{\text{эп}}$ преимущественно гетерогенно по границам, а при продолжительном охлаждении сплава на воздухе и в объеме α -зерен [12].

Отметим, что при охлаждении, одновременно с распадом происходило ТМП с образованием мартенсита пакетно-игльчатой морфологии (рис. 4–6). Известно, что сплавы Cu–Al–Ni с концентрацией Al 10 мас. % испытывают ТМП при высоких температурах M_s и M_f (850 и 870 К соответственно). Критические температуры прямого термоупругого мартенситного превращения зависят от концентрации Al [15].

При увеличении содержания алюминия более 10 мас. % удается практически полностью избежать образования α -фазы в сплавах при кристаллизации, о чем свидетельствуют рентгенографические и микроструктурные исследования (рис. 1б, рис. 6). Так, методом РЭМ при разных увеличениях и в режиме ОРЭ наблюдалась γ_2 -фаза с морфологией в виде “клевера”, а также “редкие” пакеты мартенсита, образованного в процессе ТМП во время охлаждения при относительно низких температурах (рис. 6).

Для формирования в сплавах, легированных бором, более мелких зерен аустенита была также проведена высокотемпературная термомеханическая обработка, включающая горячую ковку и дополнительный нагрев под закалку из однофазной высокотемпературной β -области. Такая обработка сплавов с концентрацией Al 14 мас. % позволила, во-первых, сформировать в сплавах упорядоченное состояние $D0_3(\beta_1)$ со сверхструктурой с

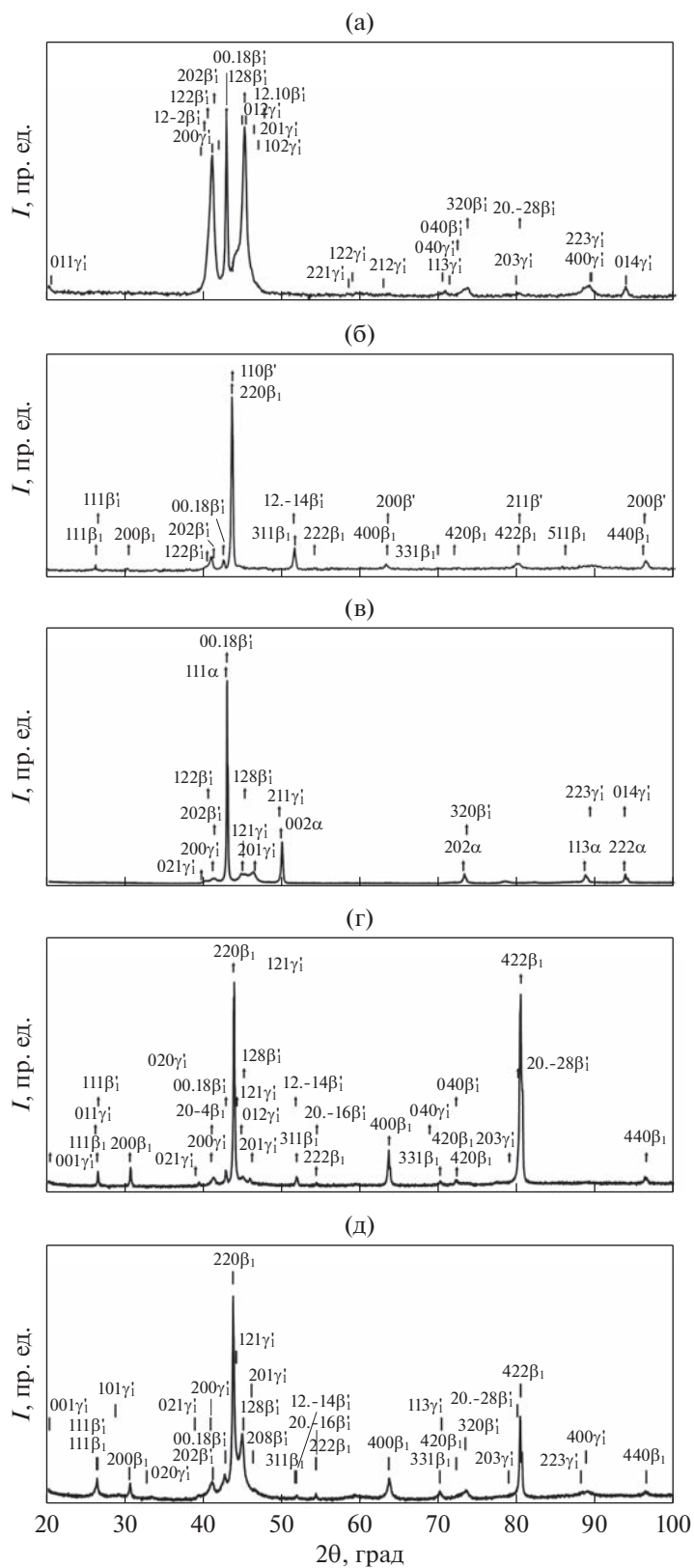


Рис. 1. Типичные рентгеновские дифрактограммы исследованных сплавов: Cu–14Al–3Ni послековки и закали от 1223 К (а); Cu–14Al–3Ni–0.05В в литом состоянии (б); Cu–10Al–4.5Ni–0.1В (в), Cu–14Al–3Ni–0.2В (г) и Cu–14Al–4Ni–0.3В (д) послековки и закали от 1223 К, 10 мин.

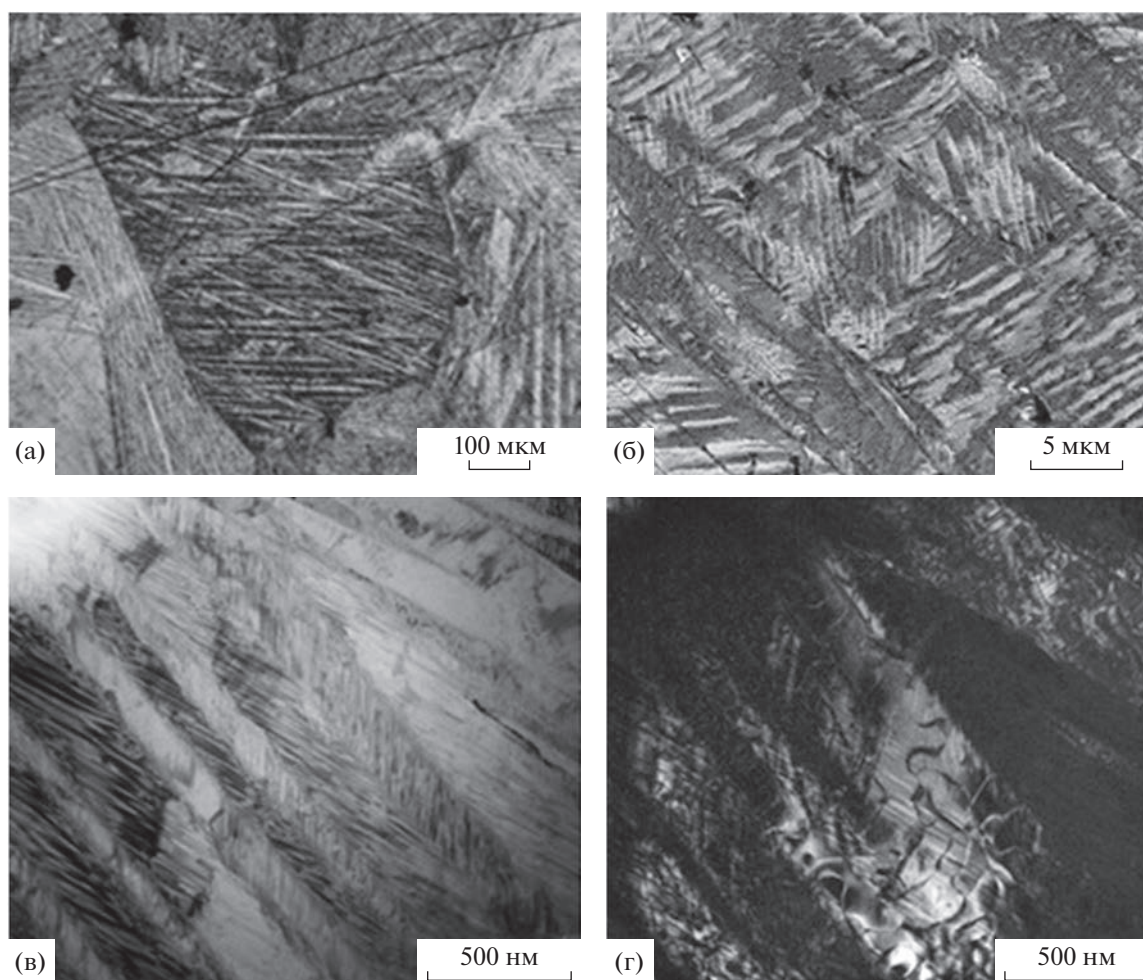


Рис. 2. ОМ- (а), РЭМ- (б) и ПЭМ- (в, г) изображения мартенситной микроструктуры сплава Cu–10Al–4.5Ni после горячейковки и закалки от 1223 К.

удвоенным периодом элементарной ячейки (рис. 1г, 1д), которая при быстром охлаждении испытывает ТМП $\beta_1(D0_3) \rightarrow \beta'_1 + \gamma'_1$, а, во-вторых, предотвратит эвтектидный распад и устранить химическую неоднородность (см. рис. 1в–1д). Кроме того, наблюдались равноосные зерна размерами вплоть до 150 мкм, что почти в 10 раз меньше, чем в кованных сплавах-прототипах без бора. Частицы бора, локализуясь на границах и в объеме зерен, сдерживали движение границ, оказывая “барьерный” эффект во время нагрева под закалку, не влияя на изменение фазового состава.

Микродобавка бора (0.02 мас. %) в сплавы системы Cu–Al–Ni также повлияла на уменьшение размеров зерен (рис. 7). После нагрева и закалки размеры зерен были в 2 раза мельче (400–500 мкм), чем в сплавах без бора (рис. 7а и 2а). На ПЭМ-изображениях тонкой структуры сплавов (рис. 8) наблюдались мартенситные фазы β'_1 и γ'_1 в основном однопакетной морфологии в пределах исход-

ных аустенитных зерен. Равномерно распределенные частицы бора прямоугольной формы и в виде кубоидов не оказывали “барьерного” эффекта при ТМП.

Механические свойства изученных сплавов приведены на рис. 9 и в табл. 1. Анализ получен-

Таблица 1. Механические свойства сплавов систем Cu–Al–Ni–(B) послековки и закалки от 1223 К

Состав	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	d , мкм
Cu–10Al–3Ni	520	200	5	
Cu–10Al–4.5Ni	400	230	4	900
Cu–10Al–4.5Ni–0.1B	630	220	9	100
Cu–10Al–4.5Ni–0.2B	820	200	6	150
Cu–14Al–3Ni	250	120	3	1000
Cu–14Al–3Ni–0.2B	640	270	6	150
Cu–14Al–4Ni–0.02B	490	100	5.5	500

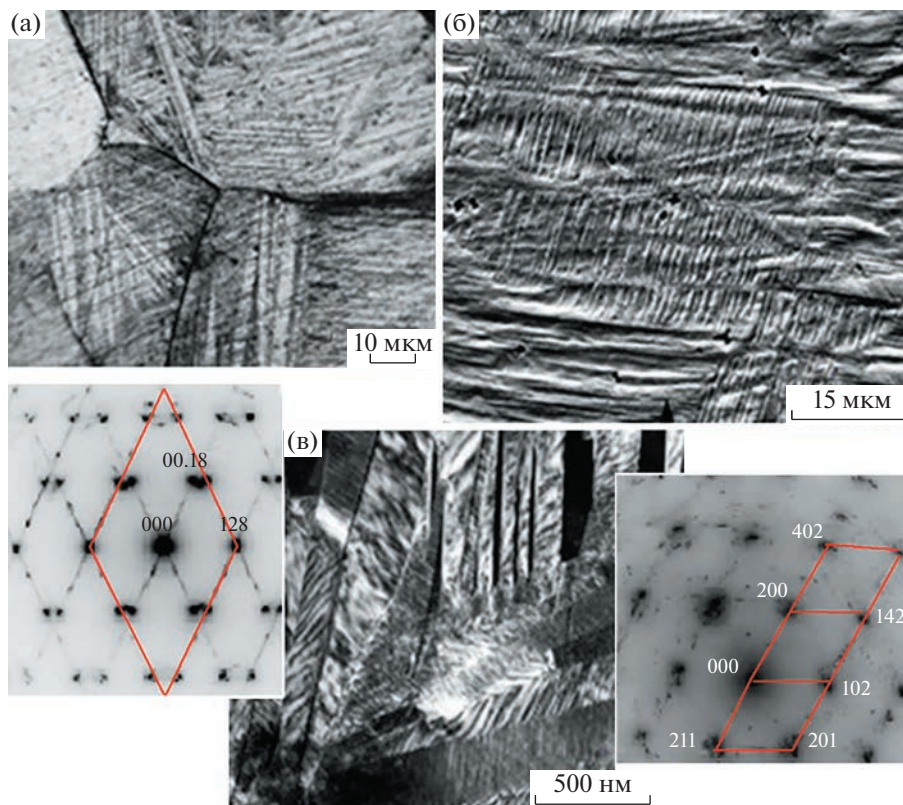


Рис. 3. ОМ- (а), РЭМ- (б) и ПЭМ- (в) изображения мартенситной микроструктуры сплава Cu–14Al–3Ni послековки и закалки от 1223 К. Микроэлектроннограммы на вставке соответствуют мартенситным фазам (слева – β'_1 , справа – γ'_1).

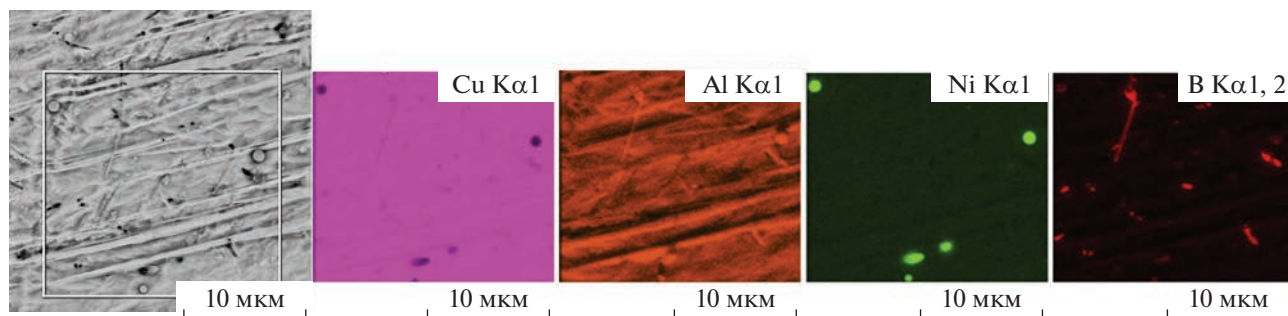


Рис. 4. РЭМ-изображение микроструктуры и картирование по химическим элементам в характеристическом излучении при энергодисперсионном микроанализе литого сплава Cu–10Al–3Ni–0.3B.

ных данных механических испытаний на одноосное растяжение показал, что уменьшение размеров зерен (d) сплавов в результате легирования бором и закалки приводит к возрастанию всех механических свойств (σ_B , $\sigma_{0.2}$, δ), необходимых для реализации ЭПФ.

Фрактографический анализ сплавов Cu–Al–Ni с добавкой бора после испытаний на растяжение показал, что изломы имеют квазивязкий характер в отличие от сплавов без бора. На рис. 10а, 10б отчетливо видны участки как ручейного и мелкоя-

мочного разрушения, так и гладкие зоны внутризеренного скола. Локализованные частицы бора в теле и по границам зерен, по-видимому, обеспечили повышенную деформируемость сплавов с появлением вязкого механизма разрушения. Для сплава с наименьшим содержанием бора (0.02 мас. %) было характерно хрупкое интеркристаллитное разрушение, которое происходило по границам зерен и пакетам мартенсита (рис. 10в). Такая концентрация бора, по-видимому, не обеспечила высокую пластичность при растяжении,

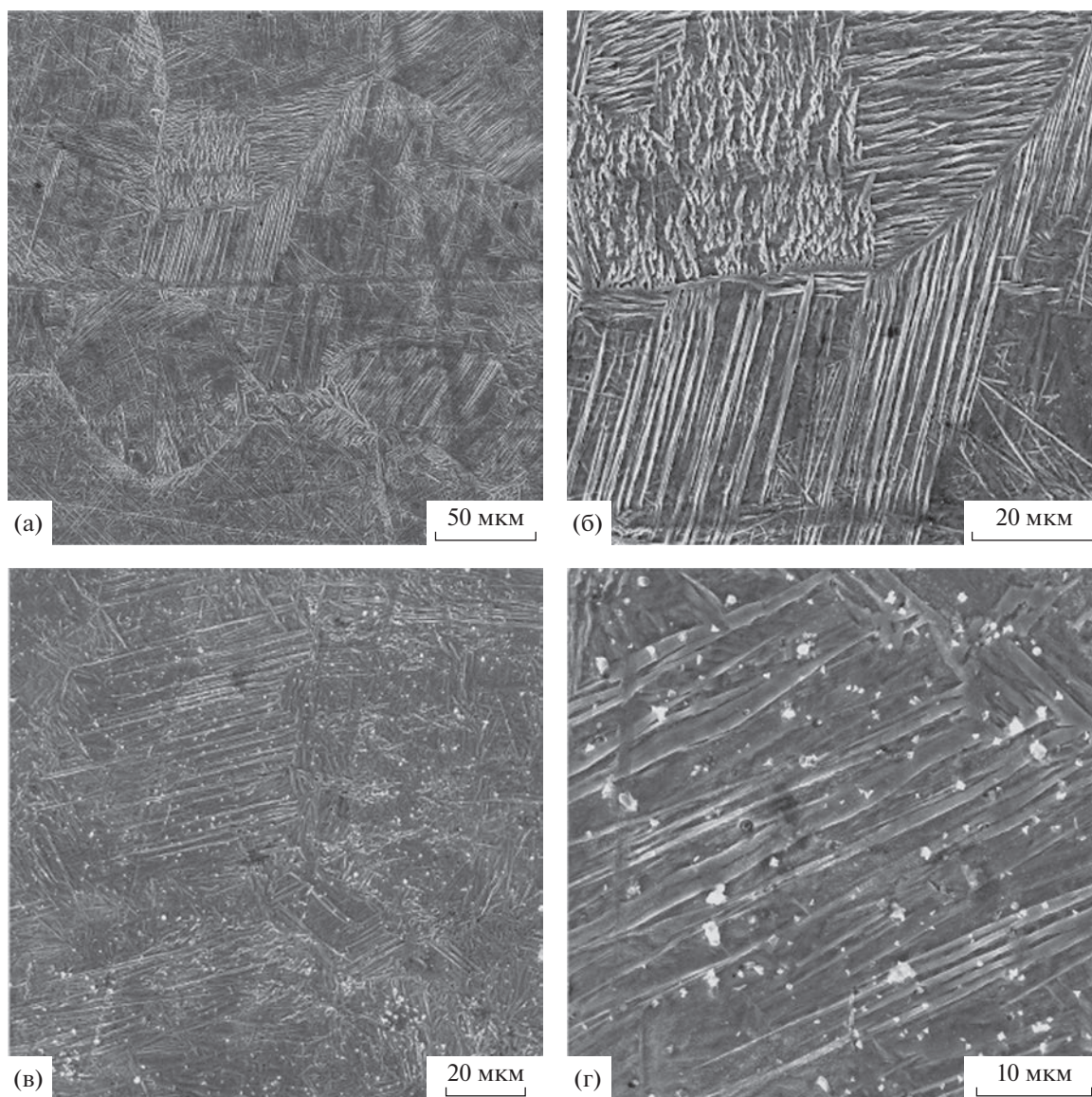


Рис. 5. РЭМ-изображения микроструктуры литых сплавов Cu–10Al–4.5Ni–0.1B (а, б) и Cu–10Al–3Ni–0.2B (в, г).

но, тем не менее, позволила достигнуть повышенных значений предела прочности σ_B и удлинения до разрыва δ .

ВЫВОДЫ

1. Данные рентгеноструктурного и фазового анализов показали, что в результатековки и последующей закалки из однофазной β -области в сплавах Cu–Al–Ni с повышенной концентрацией алюминия происходит упорядочение $A2(\beta) \rightarrow B2(\beta_2) \rightarrow D0_3(\beta_1)$ с формированием сверхструктуры более высокого порядка. Это, в свою очередь, обеспечивает прохождение ТМП с образованием мартенситных фаз $2H$ и $18R$ в сплавах.

2. По данным микроструктурных исследований было установлено, что в сплавах Cu–Al–Ni, легированных бором, частицы Al–B, Al–Ni–B, размеры которых не превышают 400 нм, равномерно распределены по объему сплавов. Установлена и частичная локализация частиц бора по границам зерен. При этом имеет место химическое расслоение В.

3. Установлено, что микролегирование бором в концентрациях (0.02 до 0.2 мас. %) обеспечивает измельчение зерен до 400 мкм в литых $\alpha + \beta$ - и β -сплавах Cu–Al–Ni–B, в то время как в литых сплавах без бора размеры зерен достигают 1.5 мм.

4. Сплавы, легированные бором, при механических испытаниях на одноосное растяжение так же продемонстрировали эффект упрочнения и

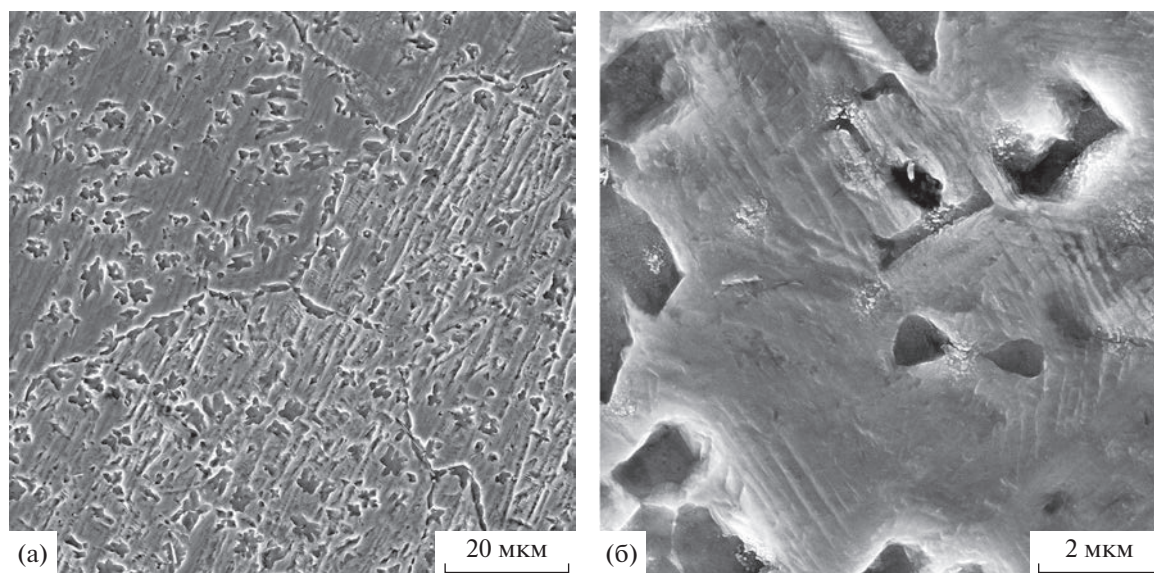


Рис. 6. РЭМ-изображения микроструктуры литого сплава Cu-14Al-3Ni-0.2B (а) в режиме обратнорассеянных электронов и литого сплава Cu-14Al-4Ni-0.02B (б) в режиме отраженных электронов.

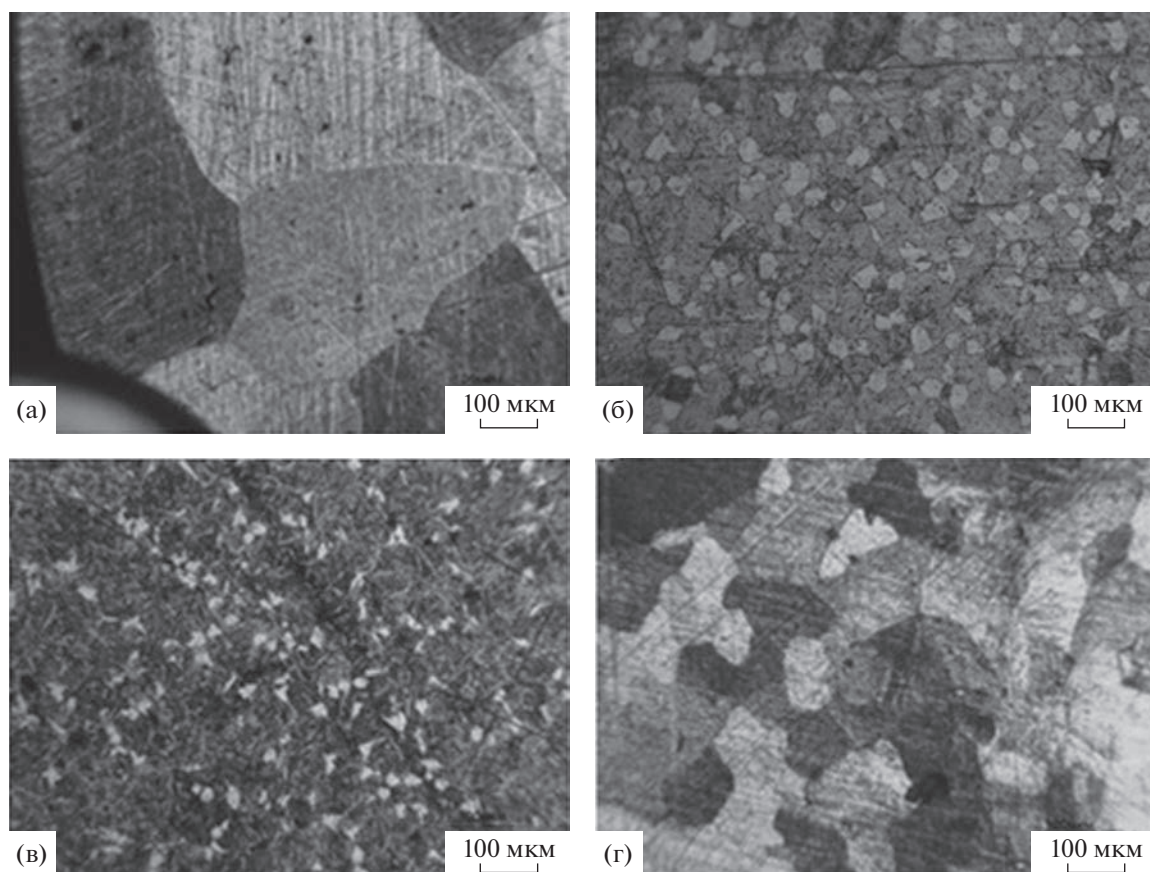


Рис. 7. ОМ-изображения мелкозернистой микроструктуры сплавов Cu-10Al-4.5Ni-0.02B (а), Cu-10Al-4.5Ni-0.1B (б), Cu-10Al-4Ni-0.2B (в), Cu-14Al-3Ni-0.2B (г) после ковки и заковки в воде от 1223 К.

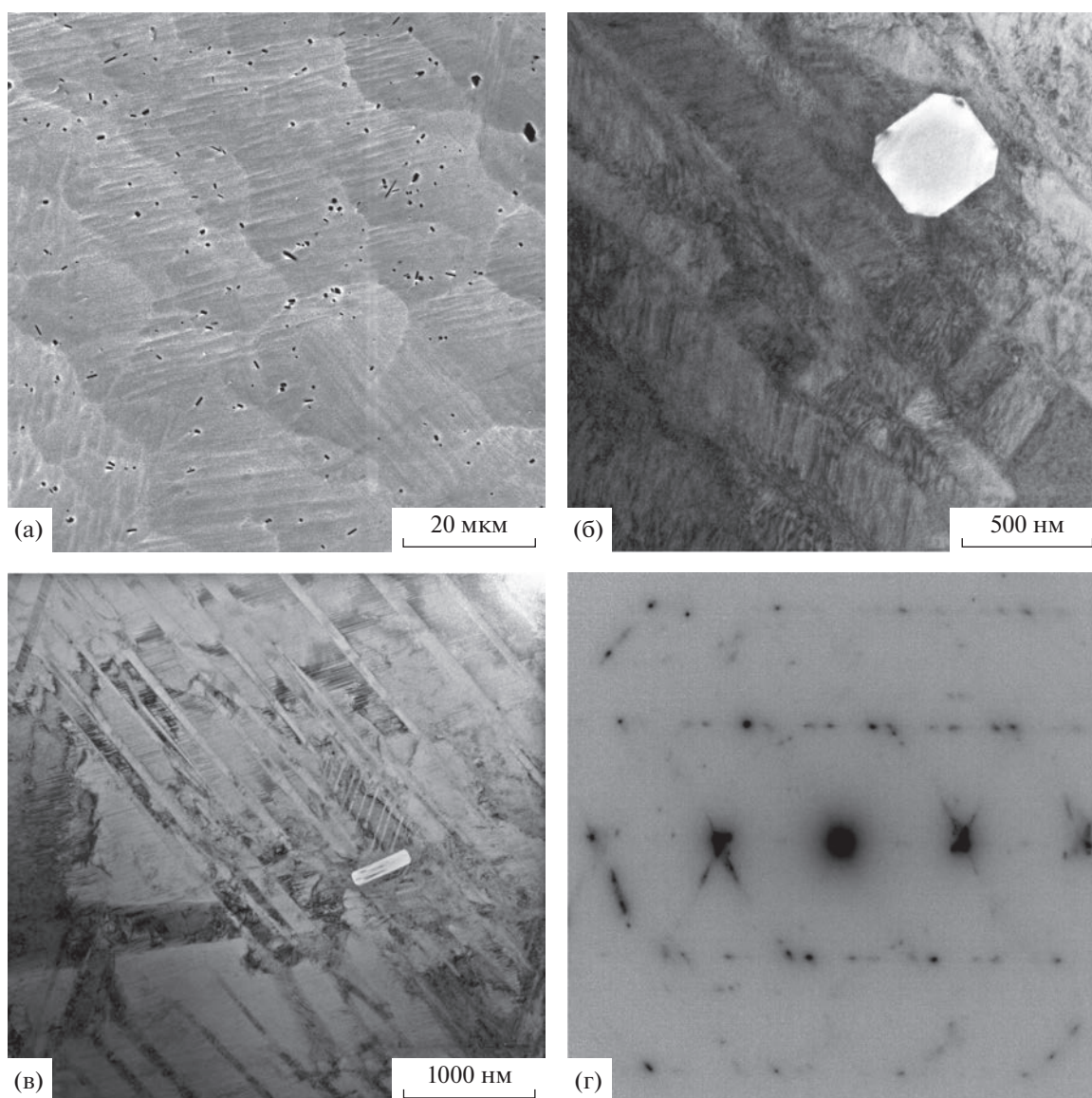


Рис. 8. РЭМ- (а) и ПЭМ- (б, в) изображения микроструктуры и соответствующая электронограмма (г) с мартенситной структурой сплава Cu–10Al–4Ni–0.2B послековки и заковки в воде от 1223 К.

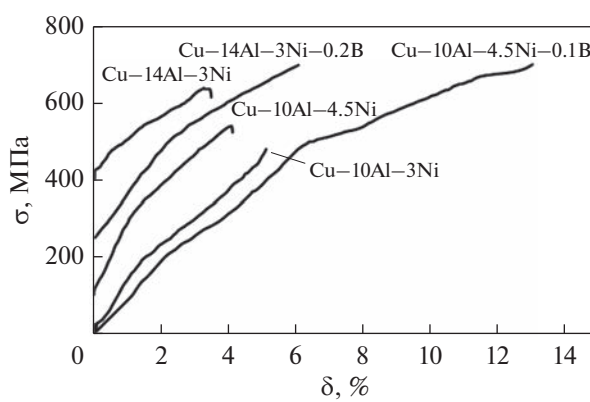


Рис. 9. Кривые растяжения σ – δ сплавов Cu–Al–Ni–(B) послековки и заковки от 1223 К.

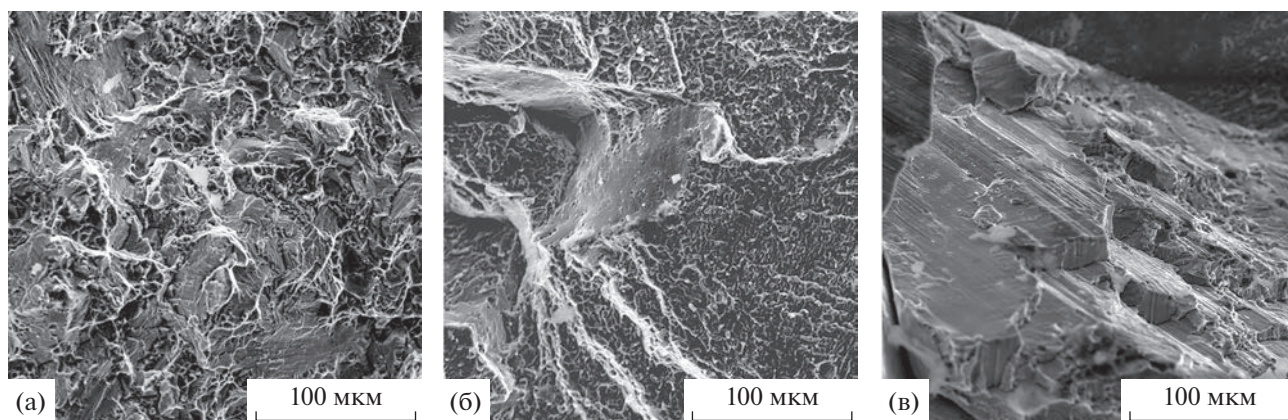


Рис. 10. РЭМ-изображения поверхности разрушения сплавов Cu–10Al–4Ni–0.1B (а), Cu–14Al–3Ni–0.2B (б) и Cu–14Al–4Ni–0.02B (в) после ковки и закалки в воде от 1223 К.

повышения пластичности. Так, например, исходно крупнозернистый сплав-прототип Cu–14Al–3Ni достигал предела прочности σ_B (250 МПа), предела упругости $\sigma_{0.2}$ (120 МПа) и удлинения до разрушения δ (3%), что почти в 2.5 раза меньше, чем характеристики сплава с добавкой 0.2% В.

5. В сплаве с наименьшей концентрацией бора 0.02%, несмотря на незначительное измельчение зерен, механически характеристики оказались выше, чем у сплавов без бора. Установлен и характер разрушения сплавов – от квазивязкого при концентрации бора 0.1–0.2 мас. % до интеркристаллитного, с концентрациями бора от 0 до 0.02%.

Синтез сплавов, легированных бором, и их аттестация в литом состоянии, а также после термической обработки выполнены за счет средств Российского научного фонда (проект № 22-72-00056). Результаты исследований кованных сплавов без бора получены в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема “Структура”, № АААА-А18-118020190116-6). Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

Авторы благодарны Д. И. Давыдову за изготовление сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю., Сэкигута Ю., Тадаки Ц., Хомма Т., Миядзаки С. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. 224 с.
2. Курдюмов Г.В., Хандрос Л.Г. О термоупругом равновесии при мартенситных превращениях // ДАН СССР. 1949. Т. 66. № 2. С. 211–214.
3. Варлимонт Х., Дилей Л. Мартенситные превращения в сплавах на основе меди, серебра и золота. М.: Наука, 1980. 205 с.
4. Лухачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. Ленинград: ЛГУ, 1987. 218 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. Хачин В.Н., Муслов С.А., Пушин В.Г., Чумляков Ю.И. Аномалии упругих свойств монокристаллов TiNi–TiFe // ДАН СССР. 1987. Т. 295, № 3. С. 606–609.
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 мегапластиче-

- ской 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. 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.
 17. 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.
 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. Process. Techn. 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. 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.