

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОГО ($\alpha+\beta$)-СПЛАВА Cu–39.5 мас.%Zn С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ПОДВЕРГНУТОГО МЕХАНОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

© 2024 г. А. Э. Свирид^{а,*}, В. Г. Пушин^а, Н. Н. Куранова^а,
С. В. Афанасьев^а, Д. И. Давыдов^а, Л. А. Сташкова^а

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

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

Поступила в редакцию 14.03.2024 г.

После доработки 26.04.2024 г.

Принята к публикации 05.05.2024 г.

Проведено комплексное исследование структурно-фазовых превращений и физико-механических свойств метастабильного ($\alpha+\beta$)-сплава с эффектом памяти формы Cu–39.5 мас.%Zn, подвергнутого деформационно-термическим обработкам, включающим холодную прокатку и отжиг. Методами оптической и электронной микроскопии и рентгенофазового анализа изучены особенности тонкой структуры, формирующейся при промежуточном и бейнитном фазовом превращении. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии при нагреве до 500°C установлены температурные интервалы бейнитного $3R/9R$ и других фазовых превращений. В закаленном сплаве температура бейнитного превращения близка к 170°C. При механических испытаниях методом одноосного растяжения обнаружено, что холодная деформация и постдеформационная термическая обработка по различным режимам позволяет получить сплав в высокопрочном или пластичном состояниях (с пределом прочности σ_b больше 700 МПа или с относительным удлинением δ выше 40% соответственно).

Ключевые слова: медные сплавы, холодная прокатка, отжиг, микроструктура, механические свойства, термоупругое мартенситное превращение, эффект памяти формы

DOI: 10.31857/S0015323024080089 EDN: JWNAAR

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и обусловленными ими эффектом памяти формы (ЭПФ) широко используются в медицине, авиакосмической, строительной, транспортной и других сферах деятельности [1–5]. Уникальными по функциональным и механическим свойствам традиционно остаются и практически применяются сплавы на основе TiNi [4–9]. Известны и другие сплавы с ЭПФ, например, сплавы медной группы Cu–Al, Cu–Al–Ni, Cu–Sn [1–4, 6, 7]. Однако не все медные ОЦК-сплавы с ТМП могут найти прикладное применения из-за присущих им проблем и, прежде всего, низкой пластичности [3, 10]. С одной стороны установлено, что стремительный рост зерен β -фазы в процессе непродолжительных выдержек медных сплавов при высоких температурах в однофазной β -области снижает их

прочностные свойства и особенно пластичность. Ряд медных сплавов испытывает также эвтектоидный распад высокотемпературной β -фазы с образованием охрупчивающих выделений вторичных фаз [2]. Более того, ТМП в медных сплавах с высокой упругой анизотропией (4~9–10 ед. [3, 6, 7, 11]) индуцируют большие когерентные напряжения и их накопление на границах зерен. Как следствие, могут образовываться закалочные трещины, обуславливающие преждевременное хрупкое интеркристаллитное разрушение при незначительных нагрузках [3]. По-видимому, после появления обзорных монографий [2, 3] интерес к медным сплавам с ТМП резко снизился и практического применения они до сих пор не нашли [10]. Низкие пластические свойства медных β - и $\alpha+\beta$ -сплавов не позволяют реализовать даже однократные ЭПФ при ТМП вследствие их преждевременного хрупкого разрушения.

С другой стороны, медные сплавы, включая $(\alpha+\beta)$ - и β -бронзы и латуни, имеют превосходные электро- и теплопроводность, хорошую обрабатываемость, коррозионную стойкость и низкую стоимость при изготовлении, что делает их экономически перспективными кандидатами для применения в качестве полифункциональных материалов с ЭПФ, если бы удалось повысить их пластичность [2, 3, 7].

Известно, что механические свойства различных сплавов с ЭПФ, в том числе и медных, определяются химическим и фазовым составом, а также их микроструктурным состоянием [3–9]. С изменением температуры или внешней нагрузки процесс ТМП формирует особые структурно-морфологические и размерно-ориентационные особенности сплавов [3–7]. Гетерогенное зарождение мартенситных кристаллов возможно на границах зерен, двойниках, дислокациях, дефектах упаковки, антифазных доменных границах и выделениях избыточных фаз. Поэтому необходимо учитывать роль термической, термомеханической, а также постдеформационной обработки сплавов. Такая обработка может привести как к появлению нежелательных выделений вторичных фаз, которые либо охрупчивают сплав, либо препятствуют протеканию ТМП снижая способность сплава проявлять ЭПФ, так и способна оказывать благоприятное воздействие [13, 14].

В настоящее время среди медных сплавов для практического применения предпочтительными являются сравнительно более пластичные сплавы с ТМП на основе Cu–Zn [2–4, 7]. Во-первых, в данных сплавах отсутствует эвтектический распад [2, 3, 12], в отличие от сплавов Cu–Al–Ni [13–15]. Во-вторых, ослаблено или отсутствует интеркристаллитное разрушение, что позволяет использовать их в качестве сплавов с ЭПФ [3, 7]. Показано, что в ряде легированных сплавов Cu–(40–42 мас.%) Zn в двухфазной области химических составов $\alpha+\beta$ -фазы, ТМП происходит в высокотемпературной ОЦК β -фазе с атомным упорядочением типа *B2* при довольно низких температурах. Это позволяет использовать такие сплавы, например, в условиях пониженной температуры окружающей среды [12]. Напротив, при содержании в сплаве Zn меньше 40 мас.%, в двухфазных $(\alpha+\beta)$ -сплавах, ТМП в β -фазе может протекать при температурах, приближающихся к комнатной температуре (КТ) [3, 12]. Однако промежуточное бейнитное

превращение, по-видимому, происходит при более высоких температурах [2].

Поэтому в настоящей работе был исследован малоизученный поликристаллический метастабильный $(\alpha+\beta)$ -сплав Cu–39.5%Zn с ЭПФ перспективной системы Cu–Zn, подвергнутый закалке или холодной деформации и отжигу с целью выявления особенностей влияния данных обработок на формирование его микроструктуры и механическое поведение.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Сплав Cu–39.5%Zn (в мас.%) выплавлен из высокочистых компонентов Cu, Zn (чистотой 99.99%). Слиток сплава подвергали горячей ковке в прутки сечением 10×10 мм при 800°C и закалке в воду. Затем часть образцов подвергали деформации прокаткой на прокатном стане при КТ с большим суммарным обжатием на 80%, накопленном путем поэтапной прокатки с обжатием 5% на каждом проходе. С учетом известных данных о наличии промежуточного бейнитного превращения в исследуемом сплаве [2, 16, 17], отжиг холоднодеформированного сплава выполняли при температурах 250 и 500°C в течение 2 ч и 10 мин соответственно, с последующим охлаждением в воде. Структуру и фазовый состав изучали методами рентгеновской дифрактометрии (РД), оптической металлографии (ОМ), растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии. РД выполняли в монохроматизированном медном излучении K_α на дифрактометре ДРОН-3М. Использовали ПЭМ Tescan G² 30, а также JEOL 200CX при ускоряющем напряжении 300 и 200 кВ соответственно и РЭМ Tescan Mira (Чехия) с полевой термоэмиссионной пушкой при 20 или 30 кВ. Данные по дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) были получены на приборе синхронного термического анализа STA 449 F3 Jupiter (Германия) в атмосфере азота при нагреве в интервале температур 20–500°C со скоростью 20°C/мин. Для их обработки использовали программный пакет NETZSCH Proteus Analysis®. Механические свойства плоских образцов, вырезанных из прокатанных полос на электроискровом станке (длина образцов с участками для захвата составляла 40 мм; размеры рабочей части образца: толщина $a_0 = 1$ мм, ширина $b_0 = 7$ мм, длина $l_0 = 21$ мм, радиус закругления $r = 1.5$ мм, площадь поперечного сечения $F_0 = 7.5$ мм²) определяли на универсальной

испытательной машине Instron 5982 (Великобритания) при скорости растяжения 1 мм/мин, согласно ГОСТ 11701–84. Коэффициент деформационного упрочнения (КДУ) рассчитывали на площадке текучести, определив тангенс угла наклона кривой в точках пересечения касательных выше предела текучести $\sigma_{0.2}$.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Из приведенного фрагмента рентгеновской дифрактограммы на рис. 1а следует, что закаленный сплав Cu–39.5%Zn находится в двухфазном α (ГЦК)- и β (ОЦК)-состоянии. Судя по соотношению интенсивностей отражений 111_α и 110_β с близкими углами 2θ , количество α -фазы составляло 25–35% от массовой концентрации β -фазы. Параметры элементарных ячеек $a_{\text{ГЦК}}=0.3681$ нм, $a_{\text{ОЦК}}=0.2929$ нм. Отжиг при 250°C, 2 ч привел к изменению соотношения α - и β -фаз на противоположное, т.е. количество β -фазы составило 25–35% от массовой концентрации α -фазы (рис. 1б).

Фрагменты рентгеновских дифрактограмм сплава Cu–39.5%Zn, подвергнутого большой по величине холодной прокатке на 80% и дополнительным отжигам при 250°C и 500°C, представлены на рис. 1в–д. Для сплава после холодной прокатки отражения β -фазы значительно уширились и ослабли (рис. 1в). Из рис. 1в видно также, что деформация прокаткой трансформирует аксиальную текстуру типа $\langle 111 \rangle_\alpha$ в $\{110\}\langle \bar{3}12 \rangle_\alpha$. Отжиг наряду с некоторым увеличением количества β -фазы (особенно при 250°C, 2 ч) добавляет текстуру рекристаллизации $\{311\}\langle \bar{3}12 \rangle_\alpha$ к смешанной текстуре деформации α -латуни $\langle 111 \rangle + \{110\}\langle \bar{3}12 \rangle$ (рис. 1г, д).

Отжиг исходного закаленного сплава при 250°C, 2 ч (рис. 1б) или холодной деформации на 80% (рис. 1в) и последующие отжики при 250 и 500°C (рис. 1г, д) привели также к появлению на дифрактограммах отражений, совпадающих с основными сильными рефлексами α -фазы. Дополнительно были выявлены более слабые сверхструктурные отражения фаз 3R типа $L1_0$ с последовательностью укладки плотноупакованных плоскостей ABC (111) и 9R с орторомбической кристаллической решеткой (ABCBCACAB) [2, 18] (ее рефлексы обозначены стрелками зеленого цвета) (рис. 1). Обнаруженная композитная бейнитная фаза 3R/9R имеет, как известно [2, 16–18], мартенситоподобную структуру, которая по морфологии дифференцируется в виде отдельных пластин,

ограниченных зерен или зерен с пакетной смесью тонких двойников [2]. Таким образом, обнаруженная по РД-данным термо- и деформационно-индуцированная фаза является продуктом бейнитного $\beta \rightarrow 3R/9R$ -превращения, известного в β -сплавах Cu–Zn.

На рис. 2 приведены данные измерений ДСК сплава Cu–39.5%Zn после закалки и холодной прокатки. В обоих случаях фиксируется λ -образный эндотермический пик при температурах 459–465°C, который соответствует температуре атомного разупорядочения Курнакова (T_K B2-фазы). Для сплава после закалки (рис. 2, кривая 1) отчетливо наблюдается широкий эндотермический провал с минимумом при температуре, близкой 170°C, который в работах [16–18] связывается с началом появления в сплаве бейнита с чередующейся структурой 3R/9R. При дальнейшем увеличении температуры в интервале 200–320°C формируются размытые экзотермические пики, которые связаны с выделением α -фазы в закаленном сплаве при 220°C и с ее рекристаллизацией при 320°C после холодной деформации. В случае, когда сплав Cu–39.5%Zn был прокатан на большую степень в холодную, наблюдаемые эндо- и экзотермические пики были выражены гораздо менее отчетливо (рис. 2, кривая 2) очевидно, вследствие уже прошедшего при деформации бейнитного превращения (см. рис. 1в).

Исследования микроструктуры сплава Cu–39.5%Zn показали, что равноосные зерна ($\alpha + \beta$)-фаз со средним размером, близким к 70 мкм исходного закаленного сплава, в холоднодеформированном сплаве вытянулись в направлении прокатки, а их линейные размеры варьируются по толщине до 50 мкм и длине до 250 мкм (ср. рис. 3а и б). РЭМ-анализ наряду с РД-данными дополнительно свидетельствует о наличии внутри зерен в основном планарных двойниково-подобных колоний, как следствие; бейнитного $\beta \rightarrow 3R/9R$ -превращения (рис. 3в, д).

Отжиг при 250°C способствовал также процессу первичной рекристаллизации, усиливая равноосность α -зерен (рис. 3г). Их средние размеры практически не изменились, но при этом отчетливо наблюдаются отдельные «новые» рекристаллизованные зерна с размерами 20–30 мкм. Очевидно, что температура 250°C выше температуры низкотемпературного порога рекристаллизации, определяемого как $0.4 \cdot T_{\text{пл}}$. Повышение температуры до 500°C еще больше интенсифицировало процессы рекристаллиза-

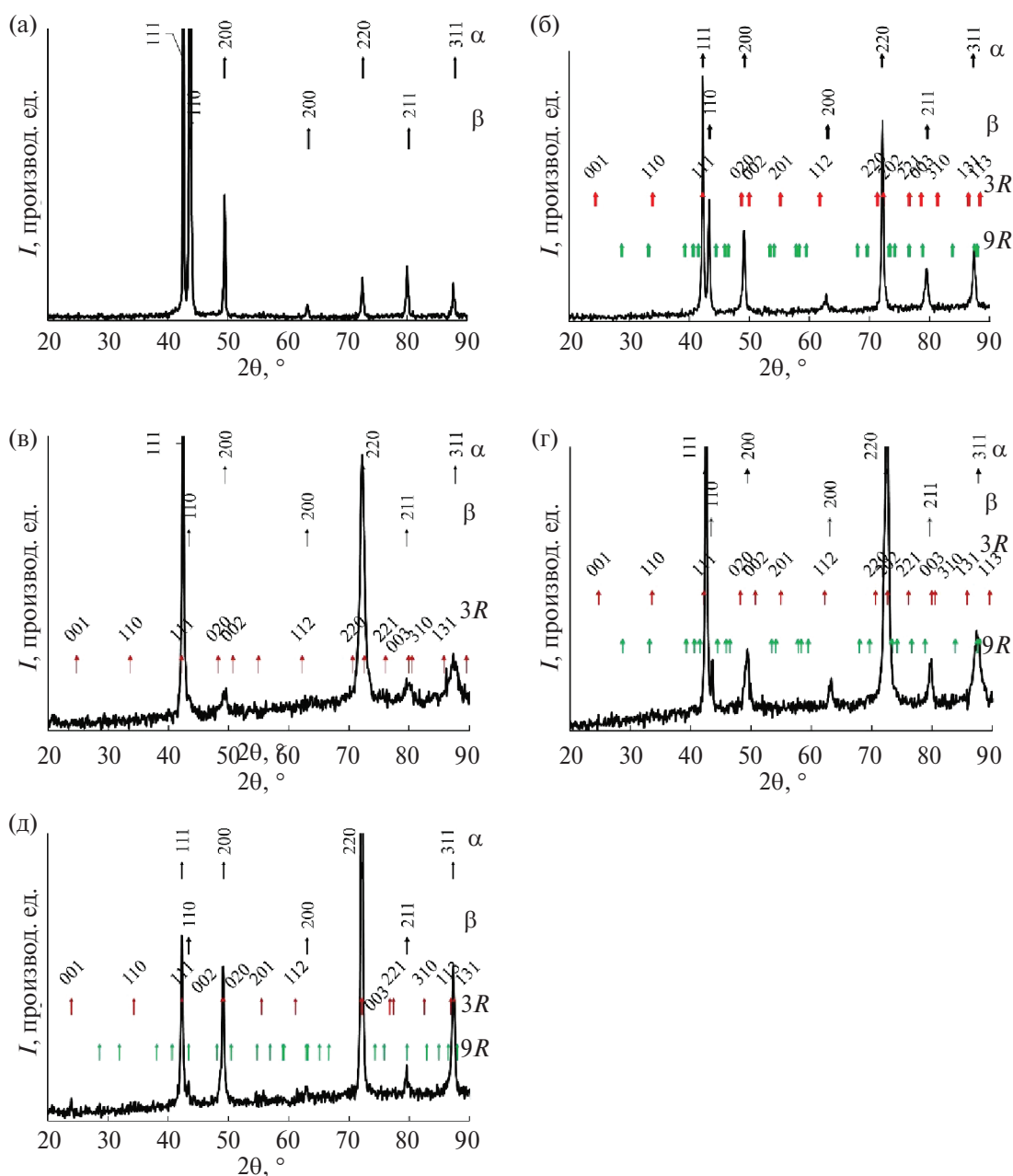


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы сплава Cu–39.5%Zn после закалки (а), отжига при 250°C, 2 ч (б), холодной прокатки (в), дополнительного отжига при 250°C, 2 ч (г) и 500°C, 10 мин (д) и соответствующие штрихдиаграммы отражений hkl α (ГЦК)-, 3R-, 9R- и β (ОЦК)-фаз.

ции α -фазы и бейнитного превращения. Зеренная структура представляет собой смесь равноосных рекристаллизованных α -зерен (размером от 3 до 5 мкм), которые на РЭМ-изображении хорошо различаются по светлomu контрасту (рис. 3д, е). Кроме того, в сплаве после отжига наряду с мелкими рекристаллизованными зернами наблюдаются полосы более крупных зерен с характерной внутренней пакетно-пластинчатой субструктурой бейнита. В этих условиях остаточная

β -фаза фиксируется практически лишь на рентгенограммах по следам отдельных брэгговских отражений, например, 110, 200 и 211, положения которых, однако, близки ряду рефлексов бейнита на рис. 1в–д, что делает не вполне однозначным выявление β -фазы РД-методом.

На рис. 4 приведены типичные изображения микроструктуры бейнита, полученные методом ПЭМ, и соответствующая микроэлектронограмма (рис. 4в) сплава в состоянии, сформированном

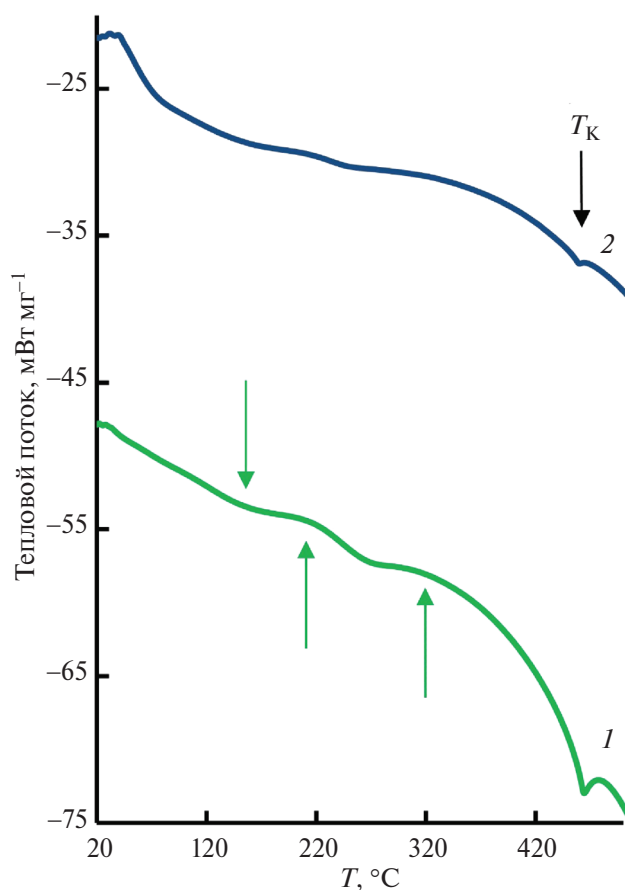


Рис. 2. ДСК-кривые сплава Cu–39.5%Zn после закалки (кривая 1) и холодной прокатки (кривая 2). Стрелки, направленные вниз, отмечают эндотермические эффекты, вверх – экзотермические эффекты.

холодной прокаткой с обжатием 80%. Светло- и темнопольные изображения тонкопластинчатой 3R/9R-бейнитной фазы на рис. 4а, б (в соответствии с РД-данными на рис. 1б) согласуются с наличием на микроэлектронограмме 9R-рефлексов на $1/3$ положений между основными рефлексами типа 002 и $1\bar{3}1$ и тонких острых диффузных штрихов по направлению $[1\bar{3}3]^*$ обратной 3R-решетки. Кристаллографический анализ показывает, что данные штрихи ориентированы перпендикулярно направлениям следов двойниковоподобных пластин на рис. 4а, б. На темнопольном изображении в слабом «размытом» рефлексе $1\bar{3}0_{\beta}/111_{\alpha}$ видны также высокодисперсные частицы размером в несколько нанометров. Наличие этих частиц может быть обусловлено деформационно-индуцированным превращением. Из-за совпадения рефлексов на микроэлектронограмме и рентгеновской дифракции (рис. 3в) можно предполагать, что это частицы α - или β -фазы.

Результаты измерений механических характеристик сплава Cu–39.5%Zn, подверг-

нутого холодной прокатке, представлены на рис. 5 и в табл. 1. Предел прочности σ_B сплава Cu–39.5%Zn после холодной деформации достигает 740 МПа, предел текучести $\sigma_{0.2}$ – 460 МПа, однако удлинение при растяжении δ не превышает 9%. Данное поведение сплава при растяжении можно объяснить накоплением в сплаве в процессе холодной прокатки больших упругопластических напряжений, обусловленных нарастанием плотности дислокаций и других структурных дефектов наряду с диспергированием зеренной микроструктуры собственно α -фазы и бейнита 3R/9R.

Нагрев сплава при температуре 250°C, 2 ч, привел к повышению σ_B до 770 МПа, $\sigma_{0.2}$ до 485 МПа, снижению δ до 6%. При этом механические испытания при одноосном растяжении показали, что сплав как после холодной прокатки, так и после отжига 250°C, 2 ч характеризуется высоким коэффициентом деформационного упрочнения (КДУ) на стадии равномерной пластической деформации (рис. 5). Для сравнения в табл. 1 внесены данные механических характеристик закаленного сплава [7].

Повышение температуры кратковременного отжига до 500°C значительно повлияло на пластичность и прочность сплава: δ возросло до 45% (вдвое выше, чем $\delta=20\%$ для закаленного сплава), а величины σ_B и $\sigma_{0.2}$ снизились до 380 и 185 МПа соответственно, т.е. ниже, чем для закаленного сплава. Это указывает на то, что нагрев при 500°C интенсифицировал существенное снижение плотности дислокаций и формирование мелкозернистой рекристаллизованной структуры пластичных фаз α -ГЦК-латуни и бейнита (см. рис. 3д, е).

Данные фрактографического анализа образцов после растяжения холоднокатанного сплава Cu–39.5%Zn представлены на рис. 6. Ячеистая чашечноподобная поверхность излома в исходном холоднокатанном сплаве характеризует наличие вязкого внутризеренного механизма разрушения [19] и в основном представлена выстроенными в одном направлении в пределах одного зерна мелкими ямками размером до 5–10 мкм (рис. 6а). При этом на поверхности излома после холодной деформации и отжига при 250°C, 2 ч (рис. 6б), как и после холодной деформации сплава (рис. 6а), отчетливо наблюдается наличие полосовой направленности гребней рельефа данных ямок. Данное обстоятельство может быть следствием механизма вязкого раз-

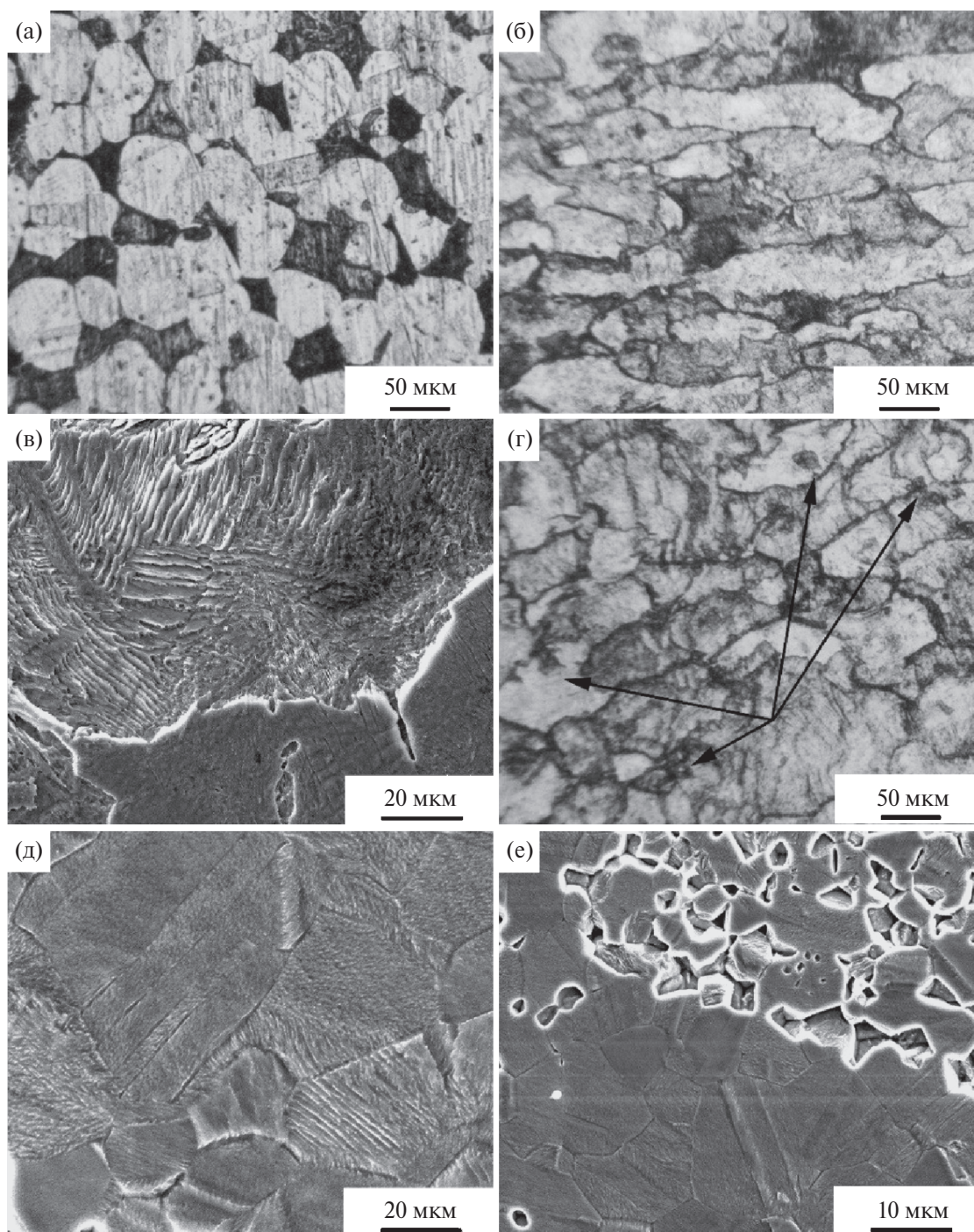


Рис. 3. ОМ- (а, б, г) и РЭМ- (в, д, е) изображения сплава Cu–39.5%Zn после закалки (а), холодной прокатки (б, в), дополнительного отжига при 250°C, 2 ч (г) и 500°C, 10 мин (д, е). На рис. 3г стрелками показаны новые рекристаллизованные мелкие зерна.

рушения вдоль протяженных бейнитных двойниковоподобных полос.

ВЫВОДЫ

В настоящем исследовании подробно изучено влияние механотермической обработки на

фазовый состав, морфологию, микроструктуру и механические свойства сплава Cu–39.5%Zn. Сделаны следующие основные выводы по работе:

1. Показано, что закаленный сплав Cu–39.5%Zn находится в двухфазном $\alpha(\text{ГЦК}) + \beta(\text{ОЦК})$ -мелкозернистом состоянии

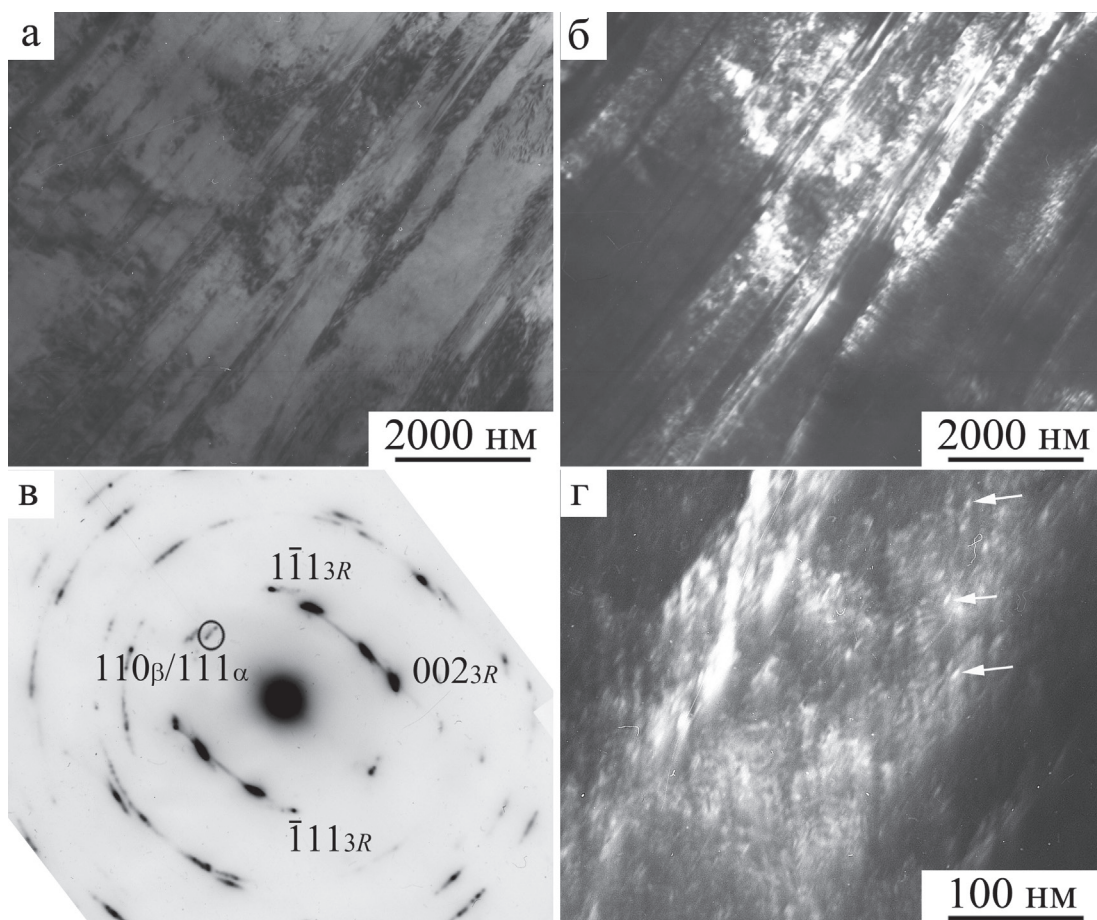


Рис. 4. Светло- (а) и темнопольные (б, г) ПЭМ-изображения и соответствующая микроэлектронограмма (в — ось зоны отражающих плоскостей, о.з., близка $[110]_{3R} \parallel [001]_{9R}$) сплава Cu–39.5%Zn после холодной прокатки. Темнопольное изображение наночастиц β -фазы на рис. 4 г (отмечены стрелками) получено в рефлексах типа 110_{β} -ОЦК и 111_{α} -фазы, отмеченных окружностью на рис. 4в.

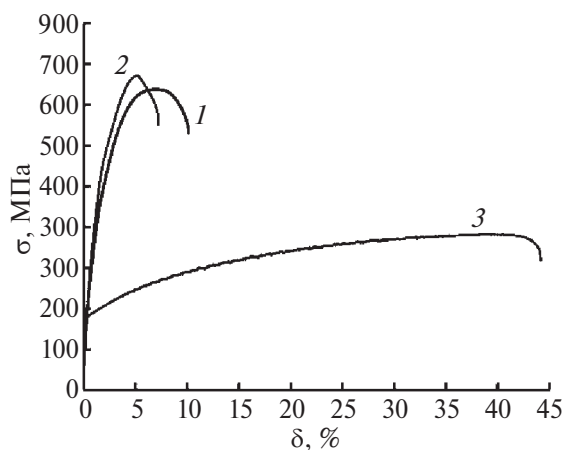


Рис. 5. Кривые деформации σ – δ сплава Cu–39.5%Zn после холодной прокатки (кривая 1) и дополнительной термической обработки при 250°C, 2 ч (кривая 2) или 500°C, 10 мин (кривая 3).

при комнатной температуре, где β (ОЦК)-фаза атомно упорядочена по типу $B2$.

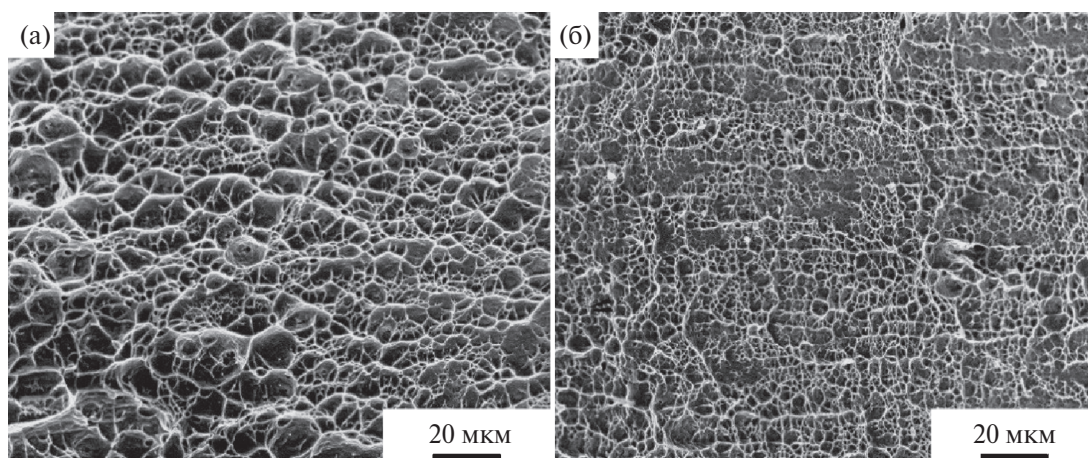
2. По данным рентгенофазового анализа и ДСК установлено, что отжиг при 250°C, 2 ч и холодная деформация с последующим отжигом при 500°C привели к появлению на дифрактограммах сильных отражений α -фазы. Дополнительно выявлены более слабые сверхструктурные отражения фаз $3R$ типа $L1_0$ с последовательностью укладки плотноупакованных плоскостей ABC (111) и $9R$ с орторомбической кристаллической решеткой ($ABCBCACAB$).

3. Механическая обработка сплава прокаткой при комнатной температуре обеспечивает промежуточное превращение β -фазы (вплоть до ее полного исчезновения) в бейнитную фазу $3R/9R$ тонкопластинчатой морфологии.

4. Обнаружено, что холодная прокатка вызывает существенное изменение прочностных и пластических свойств сплава Cu–39.5%Zn,

Таблица 1. Механические свойства сплава Cu–39.5%Zn, полученные при одноосном растяжении

Обработка	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	КДУ, ГПа
Закалка [7]	210	420	20	1.0
1. Холодная прокатка 80%	460	740	9	7.2
2. Холодная прокатка 80% + отжиг 250°C, 2 ч	485	770	6	8.6
3. Холодная прокатка 80% + отжиг 500°C, 10 мин	185	380	45	1.0

**Рис. 6.** РЭМ-изображения изломов сплава Cu–39.5%Zn после холодной прокатки (а) и дополнительного отжига 250°C, 2 ч (б).

регулирование которых возможно при использовании последующего отжига. Преимущественный рост прочности σ_b обеспечил отжиг при 250°C (более 700 МПа), тогда как отжиг при 500°C способствовал значительному повышению пластичности (относительного удлинения до разрушения более 40%) сплава.

Постановка задачи работы, синтез сплава, исследования, посвященные изучению влияния фазовых и микроструктурных превращений в сплаве методами оптической и электронной микроскопии, а также рентгеновской дифракции на механические свойства, и обсуждение их результатов выполнены А.Э. Свиридом при участии Д.И. Давыдова, В.В. Афанасьева за счет средств Российского научного фонда (проект № 22-72-00056, <https://rscf.ru/project/22-72-00056/>, ИФМ УрО РАН, Свердловская обл.).

Исследования и анализ тонкой микроструктуры бейнита сплава выполнены В.Г. Пушиным, Н.Н. Курановой, дифференциальная сканирующая калориметрия – Л.А. Сташковой в рамках государственного задания МИН-ОБРНАУКИ России (тема «Структура», № г.р. № 122021000033-2).

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нано-

технологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Perkins J. (Ed.) Shape Memory Effects in Alloys. Plenum. London: UK, 1975. 583 p.
2. Варлимонт Х., Дилей Л. Мартенситные превращения в сплавах на основе меди, серебра и золота. Москва: Наука, 1980. 205 с.
3. Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю., Сэкигута Ю., Тадаки Ц., Хомма Т., Миядзаки С. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. 224 с.
4. Duering T.W., Melton K.L., Stockel D., Wayman C.M. (Eds.) Engineering Aspects of Shape Memory Alloys. Butterworth-Heinemann: London, UK, 1990.
5. Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана: Структура и свойства. Москва: Наука, 1992. 160 с.
6. Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпериодные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 368 с.
7. Материалы с эффектом памяти формы: Справ изд. / Под ред. В.А. Лихачева. Т. 1–4. СПб.: Изд-во НИИХ СПбГУ, 1997, 1998.

8. 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.
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. Hornbogen E. The effect of variables on martensitic transformation temperatures // *Acta Met.* 1985. V. 33. № 4. P. 595–601.
11. 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.
12. 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.
13. Pushin V.G., Kuranova N.N., Svirid A.E., Uksusnikov A.N., Ustyugov Y.M. 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 (32 pages).
14. Dasgupta R. A look into Cu-based shape memory alloys: Present scenario and future prospects // *J. Mater. Res.* 2014. V. 29. N 16. P. 1681–1698.
15. Свирид А.Э., Пушин В.Г., Макаров В.В., Куранова Н.Н. Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства сплава Cu–Al–Ni–(В) с термоупругим мартенситным превращением // *ФММ*. 2023. Т. 124. С. 635–643.
16. Lohan N.M., Pricop B., Burlacu L., Bujoreanu L.-G. Using DSC for the detection of diffusion-controlled phenomena in Cu-based shape memory alloys // *J. Therm Anal Calorim.* 2018. V. 131. P. 215–224.
17. Hull D. Spontaneous Transformation of Metastable β -brass in Thin Foils // *Philosophical Magazine*. 1961. V. 7. P. 537–550.
18. Kajiwarra S. Strain-induced martensite structures of a Cu–Zn alloy // *J. Phys. Soc. Japan*. 1971. V. 30. P. 1757.
19. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. Москва: Металлургия, 1983. 352 с.

STRUCTURE FEATURES AND MECHANICAL PROPERTIES OF METASTABLE Cu–39.5 wt % Zn ($\alpha + \beta$) ALLOY WITH SHAPE MEMORY EFFECT SUBJECTED TO THERMOMECHANICAL TREATMENT

A. E. Svirid¹*, V. G. Pushin¹, N. N. Kuranova¹,
S. V. Afanasyev¹, D. I. Davydov¹, and L. A. Stashkova¹

¹Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the RAS, Ekaterinburg, Russia

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

A comprehensive study of structural-phase transformations and physical and mechanical properties of metastable Cu–39.5 wt % Zn $\alpha + \beta$ alloy with shape memory effect subjected to thermomechanical treatments including cold rolling and annealing has been carried out. The features of the fine structure formed at the intermediate and bainitic phase transformations have been studied using optical and electron microscopy as well as X-ray phase analysis. The temperature intervals of bainitic 3R/9R and other phase transformations were established by differential scanning calorimetry during heating up to 500°C. In the case of the hardened alloy, the temperature of the bainitic transformation was close to 170°C. In mechanical tests conducted using uniaxial tension, it has been demonstrated that cold deformation and post-deformation heat treatment under different modes can be employed to obtain the alloy in high-strength or ductile states. These states are characterized by an ultimate strength (σ_u) greater than 700 MPa and a relative elongation (δ) greater than 40%, respectively.

Keywords: copper alloys, cold rolling, annealing, microstructure, mechanical properties, thermoelastic martensitic transformation, shape memory effect