

PACS: 61.50.Ks, 62.20.-x

А.Э. Свирид^{1,2}, Н.Н. Куранова^{1,2}, В.В. Макаров¹,
А.В. Пушин^{1,2}, В.Г. Пушин^{1,2}

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ И ПЛАСТИЧНЫЕ МЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ СПЛАВЫ Cu–Al–Ni С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ОСАДКОЙ

¹Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

²Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

Статья поступила в редакцию 8 ноября 2019 года

Обнаружены эффекты радикального измельчения зеренной структуры и значительного повышения прочности и пластичности сплава с эффектом памяти формы Cu–14 mass% Al–4 mass% Ni. Для мегапластической деформации использовано одноосное сжатие (осадка), контролируемое измерениями скорости деформации, прикладываемого напряжения и степени сжатия стандартных образцов при изотермических условиях в интервале температур 400–600°C. Изменения структуры сплава, подвергнутого механическим испытаниям, изучены методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа.

Ключевые слова: сплав Cu–Al–Ni, изотермическая осадка, термоупругие мартенситные превращения, мелкозернистая структура, механические свойства

Введение

Сплавы на основе систем Ti–Ni, Cu–Al и ряда других относятся к особому классу интеллектуальных материалов с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и эффектами памяти формы (ЭПФ) [1,2]. Их практическое использование особенно важно в медицине, авиации, космической технике, на транспорте и в строительстве, где необходима длительная высокая надежность изделий при эксплуатации в достаточно широком интервале температур подчас при их минимальных или, напротив, больших размерах и сечениях [1–3]. Вместе с тем даже среди сплавов никелида титана с рекордным комплексом физико-механических свойств детально исследованы и находят применение только их бинарные композиции в узком диапазоне легирования (от 49.5 до 50.5 at.% Ni) [1–3].

Для медных сплавов систем Cu–Al, Cu–Al–Ni, Cu–Zn–Al характерны лучшие тепло- и электропроводность, технологичность при изготовлении, гораздо меньшая стоимость по сравнению с никелидом титана. Более того,

их в монокристаллическом состоянии отличают превосходные характеристики ЭПФ [3,4]. Но очевидно, что для широкого применения необходимы объемные материалы с ЭПФ в обычном поликристаллическом состоянии. Однако в данных сплавах традиционные термические или термомеханические обработки не могут обеспечить требуемые физико-механические и эксплуатационные параметры [1,5,6]. Низкие пластичность, циклическая прочность и долговечность в поликристаллическом [1–3] и даже в монокристаллическом [3,7] состояниях не позволяют практически реализовать ЭПФ, присущие монокристаллам большинства цветных сплавов, включая и β -сплавы на основе меди [2].

Основной физической причиной хрупкости метастабильных по отношению к ТМП медных сплавов является высокая анизотропия их упругих модулей $A = C_{44}/C'$, близкая к 12–13 [8,9], тогда как для упругоизотропных и пластичных сплавов никелида титана $A = 1–2$ [9,10]. Концентрация реализуемых при ТМП высокоанизотропных упругих объемных и сдвиговых напряжений происходит прежде всего на границах зерен. Крупно- и разнотернистость легированных медных сплавов, в том числе и с ТМП, а также высокая локализация на границах зерен примесей и выделений избыточных фаз усиливают охрупчивание этих сплавов [1].

Вследствие эффективного использования измельчения зеренной структуры (и соответственно увеличения протяженности границ зерен) удалось существенно повысить прочностные и пластические свойства сплавов никелида титана [11,12]. Известно, что в медных сплавах некоторое уменьшение размера зерен можно обеспечить различными способами: термической обработкой и ковкой [13,14], термоциклированием под нагрузкой [7], непрерывной быстрой разливкой расплава [15]. Позволяет несколько измельчить зеренную структуру и легирование сплавов Cu–Al–Ni, например, Ti или Mn в оптимальных количествах [16]. Мощными методами получения мелко- и ультрамелкозернистых сплавов с ЭПФ на основе никелида титана являются быстрая закалка расплава и интенсивная мегапластическая деформация кручением под высоким давлением или равноканальным угловым прессованием [17–27].

Представляет интерес использовать для формирования мелкозернистой структуры более технологичную и контролируемую теплую деформацию на большие степени. При этом важной научно-прикладной физической задачей, особенно для медных сплавов, становится поиск, разработка и исследование принципов и методов деформирования, обеспечивающих способность объемного материала к пластическому течению при одновременном существенном уменьшении размера зерна и без охрупчивания. В результате могут быть установлены оптимальные способы получения предназначенных для практического применения объемных медных сплавов с ЭПФ и повышенными механическими свойствами. В работе с данной целью впервые был применен метод теплой контролируемой осадки для сплава Cu–Al–Ni с ТМП и ЭПФ.

1. Материал и методики экспериментов

Слиток трехкомпонентного сплава Cu–14 mass% Al–4 mass% Ni (Cu–14Al–4Ni), полученный электродуговой плавкой из высокочистых (99.99%) Cu, Al, Ni в атмосфере очищенного гелия, гомогенизировали при температуре $900 \pm 25^\circ\text{C}$, затем после нагрева до 950°C проковали в прутки сечением 20×20 mm. После повторного нагрева при 950°C в течение 10 min сплав закалили в воде при комнатной температуре. Средний размер зерна в крупнозернистом сплаве был близок к 1 mm при большой разнотерности. Осадку сплава при различных температурах и скоростях деформации провели в электромеханической измерительной системе Instron 8862, оснащенной электропечью для одноосного сжатия в изотермических условиях при температурах вплоть до 1000°C , на стандартных цилиндрических заготовках диаметром $d_0 = 7.5$ mm и высотой $h_0 = 9.2$ mm (согласно ГОСТ 25.503–80). Для предотвращения распада образцы после осадки закалили в воде при комнатной температуре.

Структурно-фазовые исследования осуществляли методами оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе Quanta 200 Regasus и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе Теснаи G² 30, а также методом рентгенодифрактометрии в монохроматизированном излучении Cu K_α. Исследования выполняли на микроскопах Центра коллективного пользования (ЦКП) «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН (г. Екатеринбург) и испытательной машине Instron 8862 ЦКП научно-образовательного центра «Наноструктурные материалы и высокие технологии» (г. Уфа).

2. Результаты и их обсуждение

Механические испытания осадкой при 400, 500 и 600°C показали, что сплав Cu–14Al–4Ni способен достигать большую пластическую деформацию при одноосном сжатии без разрушения вплоть до высоких значений временного сопротивления σ_u , которые достигали 1600 МПа (рис. 1). Регистрируемые инженерные кривые напряжение σ –деформация ε имели классический вид с четырьмя четкими стадиями деформации, различающимися механизмами и коэффициентами деформационного упрочнения. Можно выделить следующие стадии: упругую деформацию; легкую установившуюся равномерную деформацию, отличающуюся в зависимости от температуры и скорости величиной предела текучести σ_y и коэффициентами упрочнения ($\theta_1 = d\sigma_1/d\varepsilon$); нарастающее деформационное упрочнение; наконец, сильное упрочнение ($\theta_2 = d\sigma_2/d\varepsilon$) при завершающей деформации.

Из сравнения приведенных на рис. 1 данных, полученных при разных скоростях v (0.5, 1, 5 mm/min), следует, что при достаточно близких величинах коэффициента деформационного упрочнения θ_2 и накопленного относительного сжатия ε (или, соответственно, его истинной логарифмической величины $e = \ln h_0 / h_t$) осадка сплава с большей скоростью практически не приводит к более высоким прочностным характеристикам σ_u (таблица).

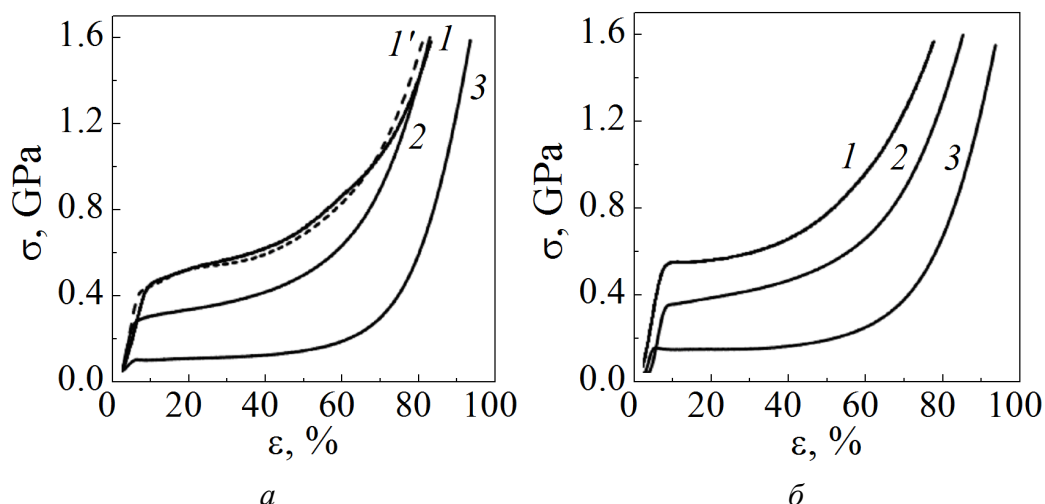


Рис. 1. Инженерные кривые напряжение σ –деформация ϵ сплава Cu–14Al–4Ni после осадки: *a* – $v = 0.5$ mm/min (пунктирная линия) и 1 mm/min (сплошные линии); *б* – $v = 5$ mm/min при температурах, °C: 1, 1' – 400, 2 – 500, 3 – 600

Таблица

Механические свойства сплава Cu–14Al–4Ni после испытаний на одноосное изотермическое сжатие при различных температурах, скоростях и времени осадки

Осадка		σ_y	σ_u	ϵ , %	θ_1	θ_2	τ , min
T , °C	v , mm/min	MPa			GPa		
400	0.5	360	1550	82	0.80	5.3	14
	1	380		84	0.64	5.7	9
	5	530	76	0.13	4.6	2	
500	1	250	1550	84	0.32	6.3	8
	5	310	1620	83	0.34	5.9	2
600	1	70	1550	95	0.20	8.0	10
	5	120		92	0.11	8.1	2

При этом было обнаружено сильное влияние скорости и температуры деформации на напряжение начала пластического течения σ_y (рис. 2). Так, повышение v от 1 до 5 mm/min при температуре деформации 400°C привело к росту величины σ_y от 380 до 530 МПа, при 500°C – от 250 до 310 МПа и при 600°C – от 70 до 120 МПа. Это свидетельствует о преобладании структурно-деформационных процессов упрочнения при увеличении скорости и снижении температуры деформации по сравнению с компенсирующими процессами разупрочнения, которые, напротив, прогрессируют при осадке с увеличением температуры, снижением скорости деформации и соответственно ростом времени выдержки τ . Вместе с повышением величины σ_y несколько снижалась пластичность сплава ϵ при увеличении скорости и уменьшении температуры деформации (таблица).

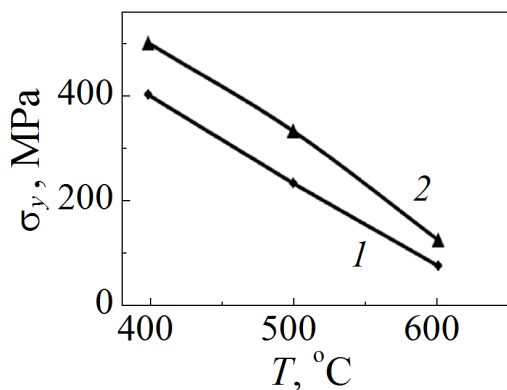
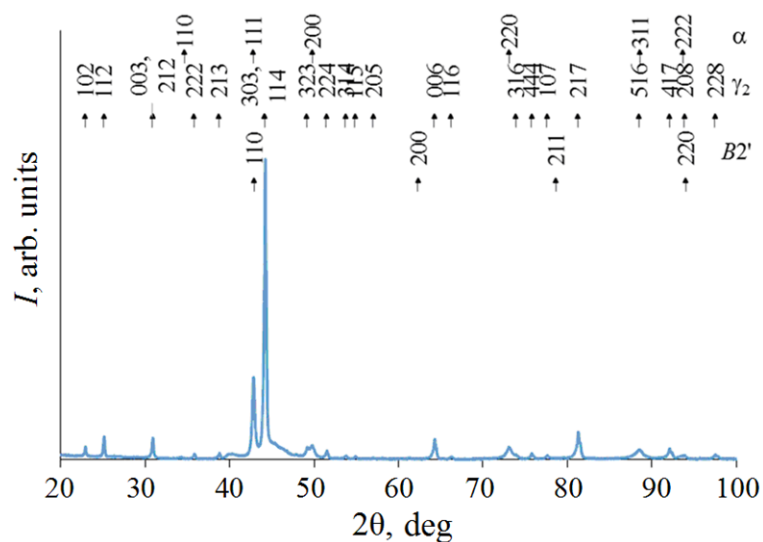
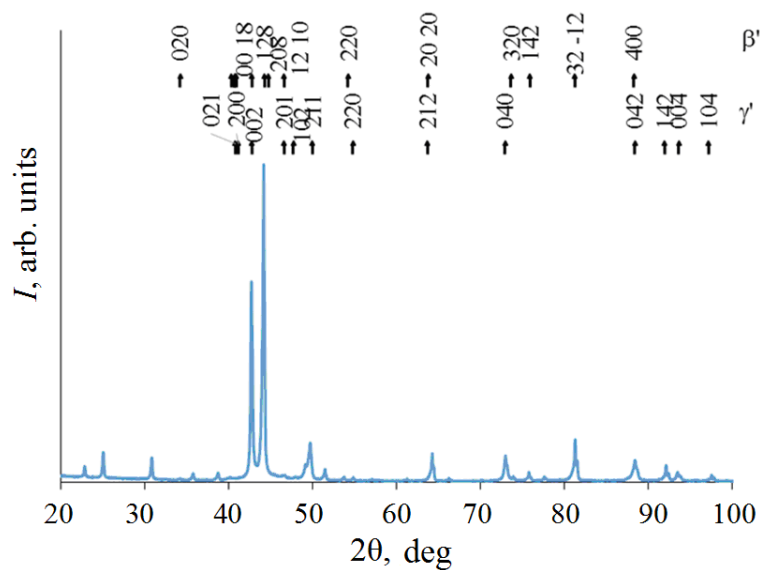


Рис. 2. Зависимость изменения величины предела текучести σ_y от температуры деформации T при разной скорости осадки сплава Cu-14Al-4Ni v , mm/min: 1 – 1, 2 – 5



a



б

Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы сплава Cu-14Al-4Ni после осадки со скоростью $v = 1$ mm/min при 400°C (*a*) и 600°C (*б*) и соответствующие штрих-диаграммы

Важно отметить, что исследуемые сплавы при температурах ниже 565°C согласно диаграмме фазовых равновесий испытывают эвтектоидный распад атомно-упорядоченного β ($D0_3$)-твердого раствора [28]. При этом образуются кубические интерметаллидные фазы $B2'$ на основе Ni–Al–Cu (параметр решетки a близок к 0.289 nm), $\gamma_2 - D8_3$ типа Cu_9Al_4 (a близок к 0.870 nm), а также обедненная алюминием $\alpha - A1$ (ГЦК, a близок к 0.361 nm). Можно было полагать, что в сплаве Cu–14Al–4Ni происходила деформационно-индуцированная интенсификация распада в процессе механической осадки с меньшей скоростью при повышенных (400–600°C) температурах.

Для выяснения реальных изменений микроструктуры и фазового состава были проведены рентгенофазовые, РЭМ- и ПЭМ-исследования образцов, подвергнутых осадке. По данным рентгеновской дифрактометрии в сплаве действительно присутствовали две мартенситные фазы (в основном β' -типа $18R$, но не исключается и наличие γ' -типа $2H$), выделения γ_2 -фазы после осадки при 600°C, а также и α -фазы после осадки при 400 и 500°C (рис. 3). Отчетливо проявилась осевая коаксиальная деформационно-рекристаллизационная текстура аустенита типа $\langle 110 \rangle_{D0_3}$, наследуемая при охлаждении до комнатной температуры мартенситными фазами, что привело к существенному увеличению интенсивности их двух близко расположенных дифракционных пиков в интервале углов $2\theta = 42-45^\circ$.

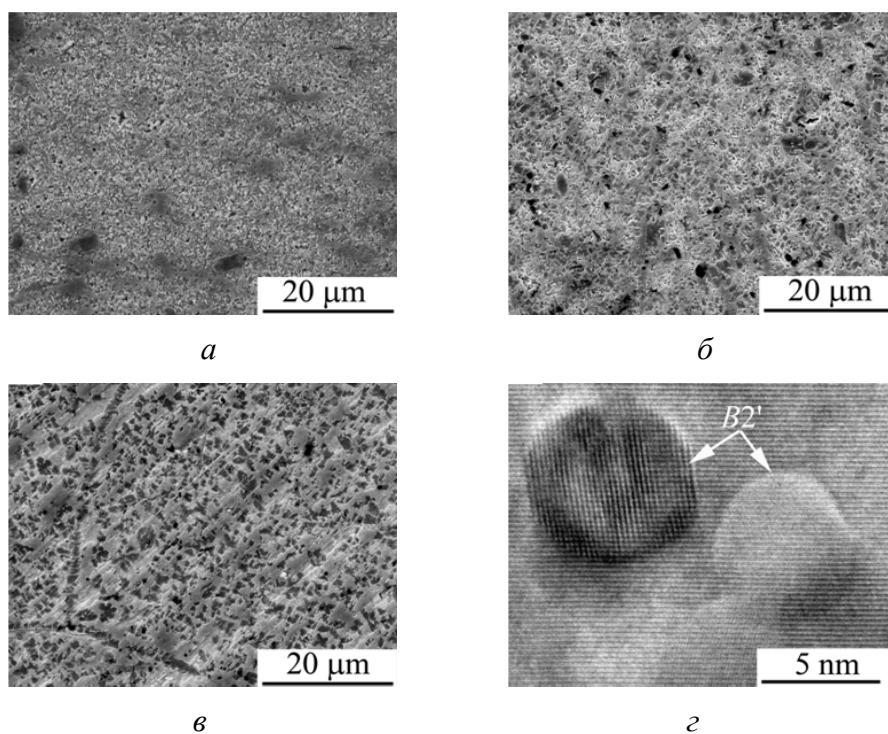


Рис. 4. РЭМ-изображения микроструктуры сплава Cu–14Al–4Ni после осадки при 400°C ($a - v = 5$, $b - v = 1$, $c - v = 0.5$ mm/min) и ПЭМ-изображения двух частиц $B2'$ -фазы Ni–Al–Cu (d)

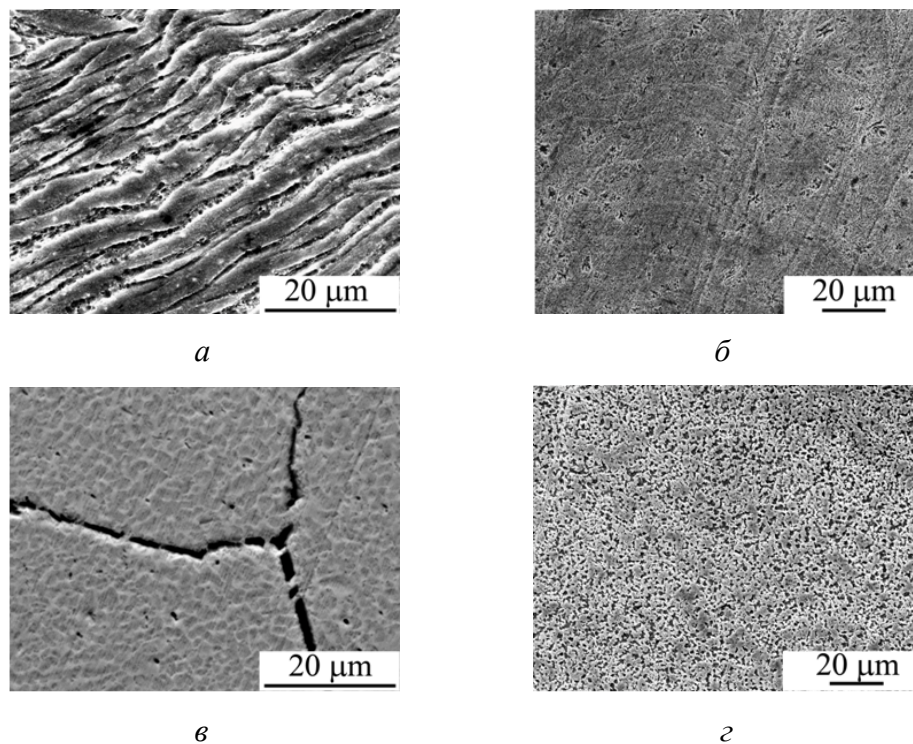


Рис. 5. РЭМ-изображения микроструктуры сплава Cu–14Al–4Ni после осадки при 500°C (*a* – $v = 5$, *б* – $v = 1$ mm/min) и 600°C (*в* – $v = 5$, *г* – $v = 1$ mm/min)

Наиболее типичные изображения микроструктуры исходного крупнозернистого сплава, испытывавшего при осадке динамическую рекристаллизацию, представлены на рис. 4–9. Об этом свидетельствуют приведенные на рис. 4–7 РЭМ-изображения мелкозернистой структуры сплава в мартенситном состоянии, наследуемой от исходного $D0_3$ -аустенита после ТМП, с зернами размером порядка 100–200 μm (рис. 6). Зерна содержат гораздо более мелкие кристаллиты размерами 1–2 μm , идентифицируемые по особенностям химического состава как α - и γ_2 -фазы (а последняя – также по характерному контрасту на РЭМ-изображениях в виде четырехугольных звезд, например, рис. 4,в). Размеры зерен и обнаруживаемых выделений возрастали при увеличении температуры и времени осадки. Обращает на себя внимание тот факт, что при осадке по границам аустенитных $D0_3$ -зерен имел место преимущественный гетерогенный распад γ_2 -фазы, а уже затем происходило гомогенное внутризеренное выделение γ_2 - и α -фаз.

Рис. 4,г, 8 и 9 демонстрируют ПЭМ-изображения тонкой структуры сплава после осадки при 400, 500 и 600°C. Как следует из их анализа, зерна кристаллиты α -фазы в процессе осадки испытывали заметную пластическую деформацию с образованием сетчато-ячеистой дислокационной и двойниковой субструктур (см. рис. 8,а,б) в отличие от более хрупкой, твердой и часто двойникованной γ_2 -фазы (см. рис. 8,в,г). Кроме того, наблюдались выделения $B2'$ -фазы на основе системы Ni–Al, которые имели гораздо меньшие

размеры, не превышающие 100 нм, округлую форму и образовались в исходной аустенитной матрице, на границах и внутри α - и γ_2 -кристаллитов (см. рис. 4,з и 8). По данным рентгеновского энергодисперсионного элементного микроанализа в согласии с данными работы [28] α -кристаллы были несколько обеднены по алюминию (после осадки при 400 и 500°C до 10 mass%), а γ_2 -выделения наряду с медью содержали до 5 at.% Ni, тогда как $B2'$ -выделения наряду с никелем и алюминием – до 5 at.% Cu.

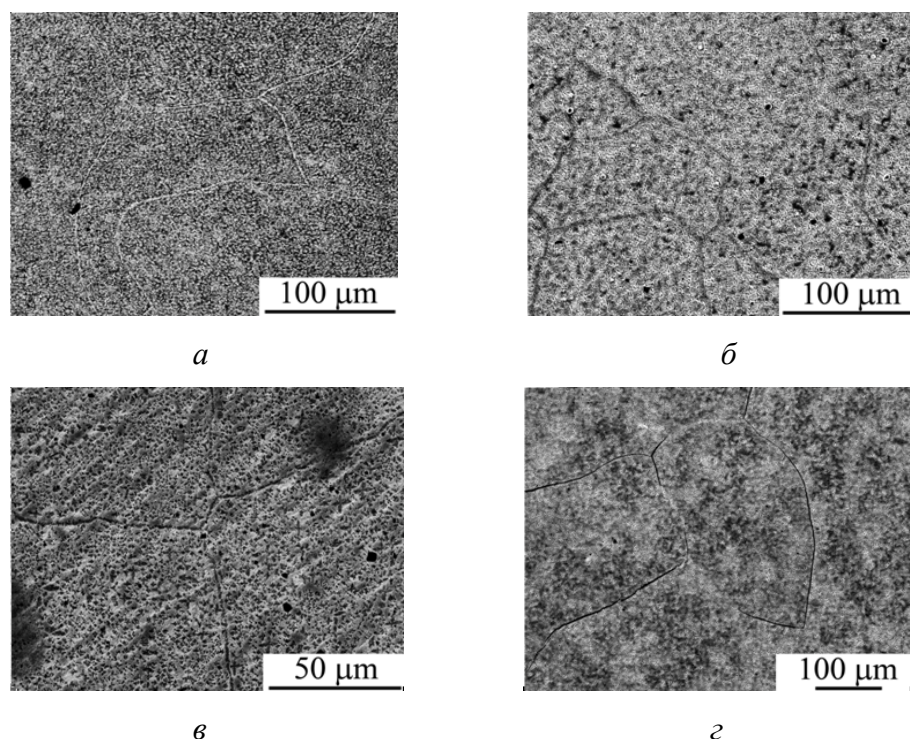


Рис. 6. РЭМ-изображения зеренной микроструктуры сплава Cu-14Al-4Ni после осадки при 400°C (*a* – $v = 5$, *б* – $v = 1$, *в* – $v = 0.5$ mm/min) и при 600°C (*з* – $v = 5$ mm/min)

Таким образом, во-первых, было обнаружено, что при осадке в сплаве имеет место процесс динамической рекристаллизации (аналогичный первичной статической рекристаллизации), в результате которого сформировалась однородная по размерам зерен мелкозернистая структура $D0_3$ -аустенита, существенно (на порядок) более дисперсная, чем в исходном сплаве. Во-вторых, в процессе осадки при 600°C в $D0_3$ -аустените в соответствии с диаграммой фазовых равновесий индуцировался частичный (проэвтектоидный) распад с гетерогенным и гомогенным выделениями γ_2 -фазы, размер которых возрастал по мере увеличения длительности осадки. Тогда как при 400 и 500°C (т.е. ниже температуры эвтектоидного распада) наряду с γ_2 -фазой выделяются частицы α - и $B2'$ - фаз. Наличие выделений данных фаз после осадки при 400 и 500°C было зафиксировано в сплаве после всех использованных обработок (см. рис. 4–8).

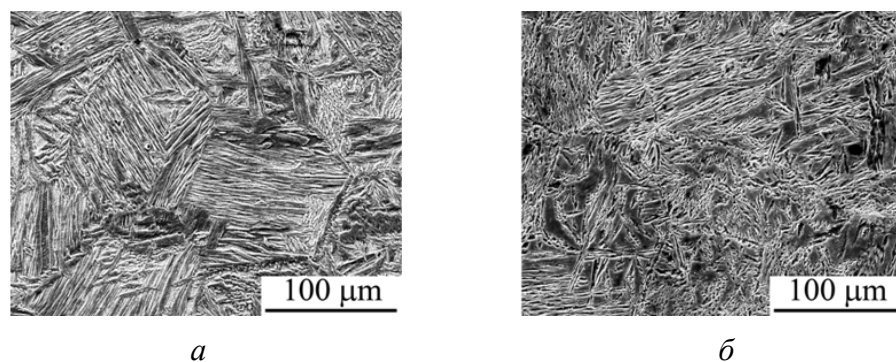


Рис. 7. РЭМ-изображения пакетной микроструктуры мартенсита сплава Cu-14Al-4Ni после осадки при 500°C (*a* – $v = 5$, *б* – $v = 1$ mm/min)

Также очевидно, что измельчение зерен происходило в результате динамической рекристаллизации, которая вначале предшествовала распаду [28]. Поэтому их границы как места преимущественного гетерогенного зарождения впоследствии оказались декорированными выделяющимися фазами, барьерное действие которых, как известно, может сдерживать последующий рост зерен при продолжающейся осадке. При охлаждении до комнатной

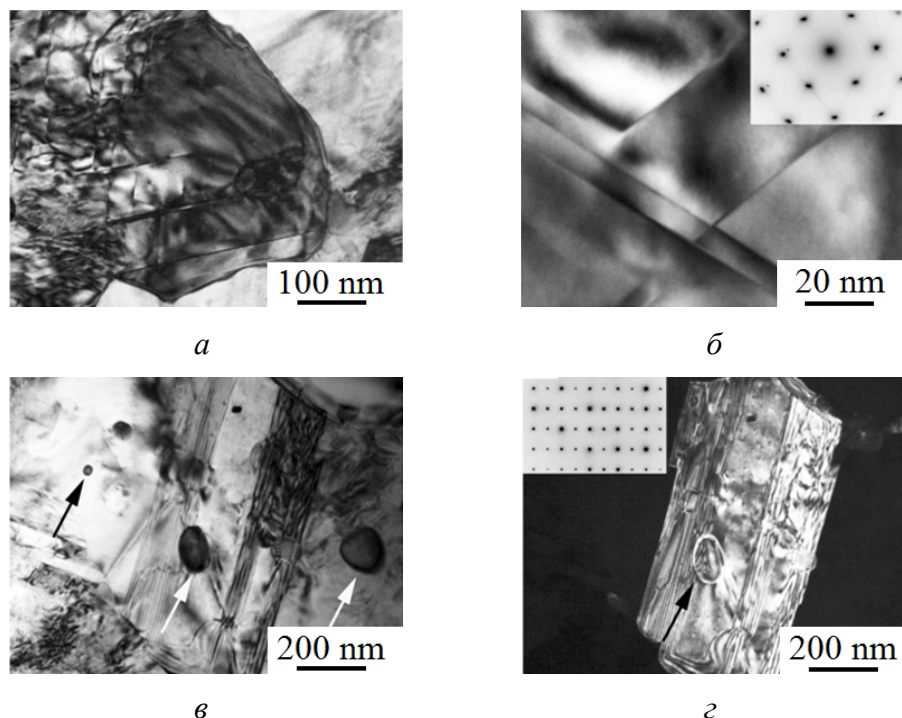


Рис. 8. Светло- (*a*–*в*) и темнопольное (*г*) ПЭМ-изображения микроструктуры α - (*a*, *б*), γ_2 - и $B2'$ - (*в*, *г*) фаз в сплаве Cu-14Al-4Ni после осадки при 500°C. Стрелками отмечены изображения частиц $B2'$ -фазы Ni-Al-Cu. На вставках приведены микроэлектроннограммы двойниковых α -фазы (*б*, ось зоны отражающих плоскостей [110]) и γ_2 -фазы (*г*, ось зоны [112])

температуры после осадки $D0_3$ -аустенит сплава испытал ТМП с образованием мартенситных фаз β' и γ' в основном однопакетной морфологии в пределах исходных аустенитных зерен. Мартенсит пакетной морфологии лучше визуализировался методом РЭМ в обратно-отраженных электронах после специального травления на выявление зеренной структуры (см. рис. 7). Изображения его тонкой структуры, полученные методами ПЭМ, представлены на рис. 9.

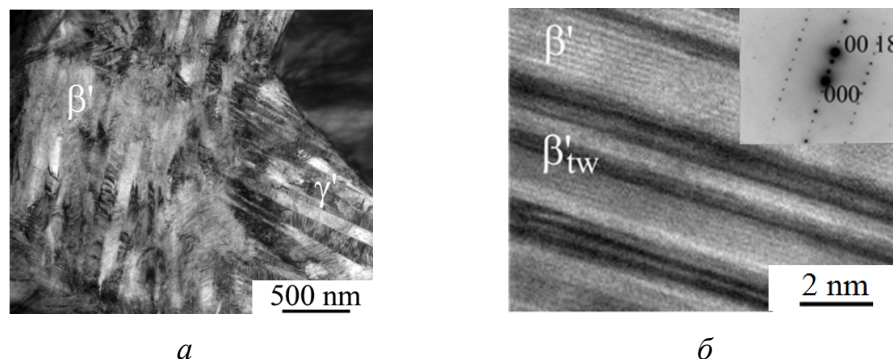


Рис. 9. ПЭМ-изображения микроструктуры β' -мартенсита в сплаве Cu–14Al–4Ni после осадки при 600°C: *a* – в режиме амплитудного контраста, *б* – прямого атомного разрешения; на вставке – соответствующая микроэлектронграмма

Заключение

Таким образом, при выполнении комплексных исследований эвтектоидного сплава Cu–14Al–4Ni с ЭПФ было установлено следующее. Обнаружено радикальное измельчение зеренной структуры исходно закаленного $D0_3$ -аустенита при изотермической осадке, контролируемой измерениями скорости деформации, прикладываемого напряжения и степени одноосного сжатия. Формирование мелкозернистой структуры с размером зерен 100–200 μm было обеспечено динамической рекристаллизацией $D0_3$ -аустенита при осадке в диапазонах температур (400–600°C) и скоростей (0.5–5 mm/min) и сопровождалось развитием деформационно-рекристаллизационной текстуры по типу $\{110\}\langle 1\bar{1}0\rangle$. При этом одновременно при 600°C происходил частичный распад с выделением одной γ_2 -фазы. При 400 и 500°C (т.е. ниже температуры эвтектоидного распада) выделялись дисперсные γ_2 - и α -фазы и ультрадисперсные $B2'$ -частицы. Последующее охлаждение до комнатной температуры приводило к термоупругому мартенситному превращению с образованием β' - и γ' -фаз в матрице метастабильного $D0_3$ -аустенита.

Эффективное образование мелкозернистой структуры частично состаренного $D0_3$ -аустенита в процессе комплексной реакции динамической рекристаллизации и проэвтектоидного (выше 565°C) или эвтектоидного (ниже 565°C) распада определило необычное сочетание прочности и сверхпластичности деформируемого сплава. Измерения механических свойств при контролируемом одноосном сжатии продемонстрировали одновременно высокие пластические и прочностные характеристики сплава в процессе осадки

при 400, 500 и 600°C: мегапластическую деформацию (логарифмическую деформацию ϵ в пределах 1–2) при напряжениях до разрушения σ_u , достигающих 1.6 GPa.

Работа выполнена по тематике государственного задания Минобрнауки России (Тема «Структура», № АААА-А18-118020190116-6), совместной лаборатории ИФМ УрО РАН и УрФУ.

1. К. Ооцука, К. Симидазу, Ю. Судзуки, Ю. Сэкигути, Ц. Тадаки, Т. Хомма, С. Ми-ядзаки, Сплавы с эффектом памяти формы, Металлургия, Москва (1990).
2. К. Otsuka, С.М. Wayman, Shape memory materials, Cambridge University Press (1998).
3. Материалы с эффектами памяти формы, В.А. Лихачев (ред.), НИИХ СПбГУ, СПб (1997, 1998).
4. С.А. Пульнев, В.И. Николаев, Г.А. Малыгин, С.Л. Кузьмин, В.В. Шнейзман, С.П. Никаноров, ЖТФ **76**, № 8, 42 (2006).
5. С.Е. Sobrero, P. La Roca, A. Roatta, R.E. Bolmaro, J. Malarría, Mater. Sci. Eng. **A536**, 207 (2012).
6. G. Lojen, M. Gojić, I. Anžel, J. Alloys Compd. **580**, 497 (2013).
7. L.A. Matlakova, E.C. Pereira, A.N. Matlakov, S.N. Monteiro, R. Toledo, Mater. Characterization **59**, 1630 (2008).
8. P. Sedláč, H. Seiner, M. Landa, V. Novák, P. Šittner, L.I. Mañosa, Acta Mater. **53**, 3643 (2005).
9. В.Н. Хачин, С.А. Муслев, В.Г. Пушин, Ю.И. Чумляков, ДАН СССР **295**, 606 (1987).
10. В.А. Лободюк, Ю.Н. Коваль, В.Г. Пушин, ФММ **111**, № 2, 169 (2011).
11. В.Г. Пушин, А.И. Лотков, Ю.Р. Колобов, Р.З. Валиев, Е.Ф. Дударев, Н.Н. Куранова, А.П. Дюпин, Д.В. Гундеров, Г.П. Бакач, ФММ **106**, 537 (2008).
12. Е.Ф. Дударев, Р.З. Валиев, Ю.Р. Колобов, А.И. Лотков, В.Г. Пушин, Г.П. Бакач, Д.В. Гундеров, А.П. Дюпин, Н.Н. Куранова, ФММ **107**, 316 (2009).
13. А.Э. Свирид, Н.Н. Куранова, А.В. Лукьянов, В.В. Макаров, Н.В. Николаева, В.Г. Пушин, А.Н. Уксусников, Известия высших учебных заведений. Физика **61**, № 9, 114 (2018).
14. А.В. Лукьянов, В.Г. Пушин, Н.Н. Куранова, А.Э. Свирид, А.Н. Уксусников, Ю.М. Устюгов, Д.В. Гундеров, ФММ **119**, 393 (2018).
15. Z. Wang, X.F. Liu, J.X. Xie, Mater. Sci. Eng. **A532**, 536 (2012).
16. S.N. Saud, E. Hamzah, T. Abubakar, H.R. Bakhsheshirad, Trans. Nonferrous Met. Soc. China **25**, 1158 (2015).
17. V.G. Pushin, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, N.I. Kourov, N.N. Kuranova, E.A. Prokofiev, L.I. Yurchenko, Ann. Chim. Sci. Mat. **27**, № 3, 77 (2002).
18. V.G. Pushin, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, N.I. Kourov, N.N. Kuranova, E.A. Prokofiev, L.I. Yurchenko, Phys. Metals Metallography **94**, Suppl. 1, S54 (2002).
19. V.G. Pushin, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, T.C. Lowe, Y.T. Zhu, Mater. Sci. Eng. **A410**, 386 (2005).
20. R. Valiev, D. Gunderov, E. Prokofiev, V. Pushin, Yu. Zhu, Mater. Trans. **49**, 97 (2008).
21. Д.В. Гундеров, Н.Н. Куранова, А.В. Лукьянов, А.Н. Уксусников, Е.А. Прокофьев, Л.И. Юрченко, Р.З. Валиев, В.Г. Пушин, ФММ **108**, 139 (2009).
22. Н.Н. Куранова, Д.В. Гундеров, А.Н. Уксусников, А.В. Лукьянов, Л.И. Юрченко, Е.А. Прокофьев, В.Г. Пушин, Р.З. Валиев, ФММ **108**, 589 (2009).
23. В.Г. Пушин, Р.З. Валиев, Э.З. Валиев, Н.И. Коуров, Н.Н. Куранова, В.В. Макаров, А.В. Пушин, А.Н. Уксусников, ФММ **113**, 271 (2012).
24. R.Z. Valiev, D.V. Gunderov, A.V. Lukyanov, V.G. Pushin, J. Mater. Sci. **47**, 7848 (2012).

25. Н.Н. Куранова, А.В. Пушин, В.Г. Пушин, А.Н. Уксусников, Н.И. Коуров, ЖТФ **84**, № 5, 55 (2014).
26. Н.Н. Куранова, А.В. Пушин, А.Н. Уксусников, Е.С. Белослудцева, Н.И. Коуров, Т.Э. Кунцевич, В.Г. Пушин, ЖТФ **87**, 1177 (2017).
27. А.В. Пушин, В.Г. Пушин, Т.Э. Кунцевич, Н.Н. Куранова, В.В. Макаров, А.Н. Уксусников, Н.И. Коуров, ЖТФ **87**, 1844 (2017).
28. Y.S. Sun, G.W. Lorimer, N. Ridley, Met. Trans. **A21**, 575 (1990).

A.E. Svirid, N.N. Kuranova, V.V. Makarov, A.V. Pushin, V.G. Pushin

HIGH-STRENGTH AND DUCTILE FINE-GRAINED Cu–Al–Ni SHAPE MEMORY ALLOYS OBTAINED BY ISOTHERMAL UPSETTING

The effects of radical grinding of the grain structure and a significant increase of the strength and ductility of the Cu–14 mass% Al–4 mass% Ni shape memory alloy were found. Uniaxial compression (upsetting) was used for megaplastic deformation, that was controlled by measurements of the deformation rate, applied stress and compression ratio of standard samples under isothermal conditions in the temperature range of 400–600°C. Changes in the structure of the alloy subjected to mechanical tests were studied by optical, scanning and transmission electron microscopy and X-ray phase analysis.

Keywords: Cu–Al–Ni alloy, isothermal upsetting, thermoelastic martensitic transformations, fine-grain structure, mechanical properties

Fig. 1. Engineering stress-strain σ – ε curves of the Cu–14Al–4Ni alloy after upsetting: $a - v = 0.5$ mm/min (dotted line) and 1 mm/min (solid line); $\bar{\sigma} - v = 5$ mm/min at temperatures, °C: 1, 1' – 400, 2 – 500, 3 – 600

Fig. 2. Variation of yield strength value σ_y with deformation temperature T at different upsetting rate of Cu–14Al–4Ni alloy v , mm/min: 1 – 1, 2 – 5

Fig. 3. X-ray diffractograms of the Cu–14Al–4Ni alloy after upsetting at $v = 1$ mm/min at 400°C (a) and 600°C (b) and the corresponding bar charts

Fig. 4. SEM images of the Cu–14Al–4Ni alloy structure after upsetting at 400°C ($a - v = 5$, $\bar{\sigma} - v = 1$, $\varepsilon - v = 0.5$ mm/min) and TEM images of two particles of $B2'$ phase Ni–Al–Cu (z)

Fig. 5. SEM images of the Cu–14Al–4Ni alloy structure after upsetting at 500°C ($a - v = 5$, $\bar{\sigma} - v = 1$ mm/min) and 600°C ($\varepsilon - v = 5$, $z - v = 1$ mm/min)

Fig. 6. SEM images of the Cu–14Al–4Ni alloy structure after upsetting at 400°C ($a - v = 5$, $\bar{\sigma} - v = 1$, $\varepsilon - v = 0.5$ mm/min) and 600°C ($z - v = 5$ mm/min)

Fig. 7. SEM images of packet microstructure of martensite in the Cu–14Al–4Ni alloy after upsetting at 500°C ($a - v = 5$, $\bar{\sigma} - v = 1$ mm/min)

Fig. 8. Bright (a – ε) and dark-field (z) TEM images of the microstructure of α (a , $\bar{\sigma}$), γ_2 and $B2'$ (ε , z) phases in the Cu–14Al–4Ni alloy after upsetting at 500°C. The arrows mark the particles of $B2'$ -phase of Ni–Al–Cu. The inserts show microdiffractions of the twin α phases ($\bar{\sigma}$, the axis of the zone of the reflecting planes [110]) and γ_2 phases (z , the axis of the zone [112])

Fig. 9. TEM image of the microstructure of β' martensite in the Cu–14Al–4Ni alloy after upsetting at 600°C: a – amplitude contrast, $\bar{\sigma}$ – direct atomic resolution; on the insert – the corresponding microdiffraction