

УДК 539.21

СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И СУБСТРУКТУРА ФОЛЬГИ НА ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНЫХ СТАДИЯХ ПРОКАТКИ СПЛАВА Cu–36.4Pd (АТ. %)

© 2021 г. В. М. Иевлев^{1, 2, *}, А. И. Донцов^{2, 3, 4}, С. В. Горбунов², Т. Н. Ильинова^{2, 5},
С. В. Канькин⁴, А. С. Прижимов^{2, 4}, Н. Р. Рошан², К. А. Солнцев²

¹Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Ленинские горы, 1, Москва, 119991 Россия

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,
Ленинский пр., 49, Москва, 119991 Россия

³Воронежский государственный технический университет, ул. 20-летия Октября, 84, Воронеж, 394006 Россия

⁴Воронежский государственный университет, Университетская пл., 1, Воронеж, 394018 Россия

⁵Воронежский государственный медицинский университет им. Н.Н. Бурденко,
Студенческая ул., 10, Воронеж, 394036 Россия

*e-mail: rnileme@mail.ru

Поступила в редакцию 20.05.2021 г.

После доработки 29.06.2021 г.

Принята к публикации 30.06.2021 г.

Методом рентгеновской дифрактометрии и дифракции электронов исследованы фазовый состав, текстура и субструктура фольги твердого раствора Cu–36.4 Pd (ат. %) после прокатки до 320, 220, 180, 100 и 30 мкм и последующей термообработки в вакууме до температуры, превышающей максимальную температуру существования упорядоченной структуры. Установлено, что общие для фольги всех толщин закономерности превращений текстуры как в процессе деформации, так и в последующих циклах термообработки контролируются процессами упорядочения по модели Бейна и разупорядочения с учетом роли деформации при прокатке и рекристаллизации при последующей термообработке. Для образцов всех толщин наблюдаются уменьшение параметра кристаллической решетки α -фазы и увеличение для β -фазы при термообработке деформированных образцов, характеризующие повышение содержания Pd в β -фазе и понижение в α -фазе. Малое изменение параметра α -фазы обеспечивает возможность полного $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения.

Ключевые слова: сплав Cu–36.4 Pd (ат. %), фольга, прокатка, упорядочение, текстура, субструктура
DOI: 10.31857/S0002337X21110051

ВВЕДЕНИЕ

В перечне направлений развития водородной энергетики [1] одно из определяющих – разработка методов создания устройств очистки водорода. Широкий перечень металлических мембран глубокой очистки газообразного водорода от сопутствующих примесей включает сплавы на основе палладия. Один из наиболее перспективных – твердый раствор системы Pd–Cu в широком интервале концентраций, упорядочивающийся с образованием структуры типа CsCl (β -фаза) [2].

В фундаментальном аспекте интерес к ним не ослабевает в течение ряда десятилетий в связи с ограниченностью сведений о механизме процессов упорядочения (α (ГЦК) $\rightarrow \beta$) и разупорядочения ($\beta \rightarrow \alpha$), о субструктуре β -фазы, включая и возможные отклонения от эквиатомного состава.

В прикладном аспекте – в связи с особенностью свойств: многократное изменение электропроводности при $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращениях [3]; высокие механические характеристики фольги со структурой β -фазы [4, 5], ее преимущество в водородопроницаемости в сравнении с α -фазой, с чистым и легированным палладием (энергия активации диффузии водорода в β -фазе существенно меньше) [6]. Фольга упорядоченного твердого раствора перспективна в изготовлении эффективных мембран глубокой очистки водорода благодаря возможности кратного повышения производительности, отсутствию гидридации, свойственной образцам из чистого и легированного палладия, малой величине энергии активации диффузии водорода в упорядоченной структуре.

В развитие представлений о кинетике процесса упорядочения и субструктуре образцов разного элементного состава и разной морфоло-

гии (проволока, порошки, фольга, тонкие пленки) достигнуты следующие результаты. Установлена зависимость скорости упорядочения от состава, исследована кинетика процессов $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращений [7–10]. Показана эффективность методики оценки кинетики, основанной на характерной температурной зависимости удельного сопротивления этих твердых растворов [11, 12]. Минимальная скорость упорядочения, характеризующаяся изменением удельного сопротивления с изменением температуры, свойственна твердым растворам эквипомного состава. Показана зависимость кинетики процесса упорядочения от предварительной деформации образцов разного состава [13].

В [14] обоснована необходимость отклонения от эквипомного состава в сторону увеличения концентрации меди исходя из множественного дискретного зарождения β -фазы, т.е. образования структуры типа CsCl, с учетом электронной структуры Pd. Установлены ориентационные соотношения между α - и β -фазами [15], соответствующие превращению по модели Бейна [16]. Методом молекулярной динамики показан возможный механизм сопряжения структур β - и α -фаз [17].

В [18] установлен эффект быстрой фотонной обработки (ФО) тонкой фольги со структурой β -фазы, проявляющийся в многократном ускорении процесса разупорядочения. Полное превращение в α -фазу позволило оценить твердость образцов одного состава со структурой β - или α -фазы. При неполном превращении $\beta \rightarrow \alpha$ ФО дает возможность создавать образцы с градиентной структурой по толщине фольги.

Поскольку основной способ получения мембранной фольги – прокатка,¹ целесообразно исследование наследственности фазовых и субструктурных характеристик сильно деформированных образцов фольги на последовательных стадиях прокатки (т.е. разной толщины) и в процессах последующей термообработки, проводимой перед прокаткой до очередной толщины: нагревание выше максимальной температурной границы существования β -фазы – охлаждение до комнатной температуры.

Цель настоящей работы – установить природу и закономерности формирования текстуры α - и β -фаз в фольге толщиной от 320 до 30 мкм в циклах: деформация до заданной толщины – термическая обработка (ТО); оценить изменение элементного состава β и α -фаз в результате ТО после прокатки; предложить обоснованный вариант ТО для получения тонкой вакуумноплотной фольги.

¹ В [19] показано, что сверхтонкую вакуумноплотную однофазную (β -фаза) фольгу заданного состава можно получить в процессе магнетронного распыления мишени из соответствующего сплава.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Процесс прокатки проводили по схеме, описанной в [20], прокатку от 2 мм проводили последовательно до толщин 320, 220, 180, 100 и 30 мкм. Для прокатки был изготовлен слиток состава Cu–36Pd (ат. %), соответствующего максимальной температуре существования β -фазы около 550°C, т.е. на границе β –($\beta + \alpha$) диаграммы состояния [2], что обеспечило формирование двухфазных структур и решение второй задачи.

После прокатки на всех стадиях и после проведения циклов ТО фольгу исследовали методом рентгеновской дифрактометрии на дифрактометре APL-XTRA. Ориентационные соотношения между α - и β -фазами и дисперсность субструктуры определяли по картинам дифракции электронов и интерференционному контрасту (муару) в пределах областей перекрытия α - и β -фаз тонких поперечных срезов фольги (просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) Carl Zeiss Libra-120²).

Элементный состав исходного сплава определяли методами энергодисперсионного анализа на растровом электронном микроскопе (JSM-6510LV) и оже-электронном спектрометре (анализатор DESA-100).

Механические свойства пленок исследовали методом наноиндентирования на приборе Nano Hardness Tester (максимальная нагрузка 20 мН, скорость нагружения и разгрузки 10 мН/мин).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Фазовый состав, текстуру и субструктуру фольги разной толщины после прокатки характеризуют дифрактограммы на рис. 1: двухфазный состав; уширение отражений от β -фазы, подтверждающее положение о множественном ее зарождении в пределах зерен α -фазы; α -фаза имеет текстуру $\langle 101 \rangle$, характерную для прокатки металлов с ГЦК-структурой, β -фаза – текстуру $\langle 010 \rangle$, ожидаемую по модели Бейна для $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения зерен α -фазы с текстурой $\langle 101 \rangle$ как следствие активации в процессе большой деформации при прокатке (табл. 1). Из дифрактограммы 3 следует, что возможно преимущественное упорядочение зерен с текстурой прокатки и, соответственно, образование текстуры $\langle 010 \rangle \beta$.

Из электронограммы (рис. 2а) и ПЭМ-изображения (рис. 2б) поперечного среза фольги толщиной 180 мкм следует, что в результате интенсивной деформации происходит фрагментация субструктуры, хорошо проявляющаяся на муаре смешанного типа перекрывающихся областей $\{0\bar{1}1\}\alpha$ и $\{100\}\beta$.

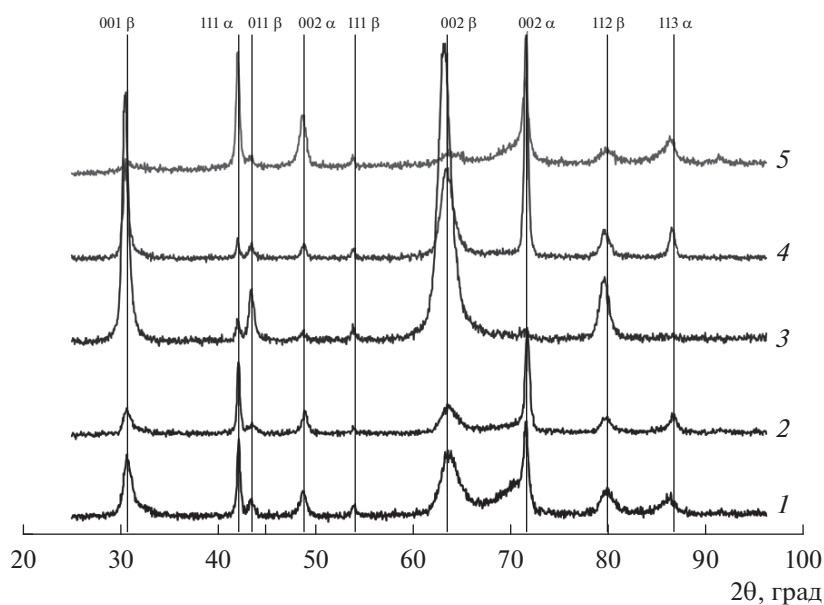
² ЦКПНО, ФГБОУ ВО “ВГУ”.

Таблица 1. Фазовый состав (основная фаза (осн.) и дополнительная фазы) и текстура α - и β -фаз фольги разной толщины: после прокатки (П) и после термообработки (ТО)

Толщина, мкм	Состояние	Фазовый состав		Текстура	
		осн.	доп.	осн.	доп.
320	П	α	β	$\langle 101 \rangle \alpha$	$\langle 110 \rangle \beta + \langle 010 \rangle \beta$
	ТО	$\alpha_{\text{осн}}$	β	$\langle 110 \rangle \beta$	$\langle 010 \rangle \beta + \langle 112 \rangle \beta + \langle 111 \rangle \alpha_{\text{осн}}$
220	П 1-я сторона	α	β	$\langle 101 \rangle \alpha$	$\langle 111 \rangle \alpha + \langle 010 \rangle \beta + \langle 110 \rangle \beta_{\text{осн}}$
	П 2-я сторона	β	α	$\langle 010 \rangle \beta$	$\langle 111 \rangle \alpha + \langle 101 \rangle \alpha + \langle 110 \rangle \beta$
	ТО (900°C, 5 ч)				
	1-я сторона	β	α	$\langle 110 \rangle \beta$	$\langle 010 \rangle \beta + \langle 111 \rangle \alpha_{\text{осн}}$
	2-я сторона	β	α	$\langle 110 \rangle \beta$	$\langle 010 \rangle \beta + \langle 110 \rangle \beta + \langle 113 \rangle \alpha + \langle 111 \rangle \alpha_{\text{осн}} + \langle 101 \rangle \alpha_{\text{осн}}$
	ТО (900°C, 40 мин) + (350°C, 7 ч)	β	—	$\langle 110 \rangle$	$\langle 010 \rangle$
180	П	β		$\langle 010 \rangle$	$\langle 110 \rangle$
	ТО	β		$\langle 110 \rangle$	$[010]$
100	П	α	β	$\langle 101 \rangle \alpha$	$\langle 010 \rangle \beta$
	ТО	β		$\langle 110 \rangle$	$\langle 010 \rangle$
30	П	α	$\beta_{\text{осн}}$	$\langle 101 \rangle \alpha$	$\langle 111 \rangle \alpha + \langle 010 \rangle \beta_{\text{осн}}$
	ТО (700°C, 1 ч)	α	$\beta_{\text{осн}}$	$\langle 111 \rangle \alpha$	$\langle 010 \rangle \beta_{\text{осн}}$
	ТО (700°C, 2 ч)	β		$\langle 110 \rangle$	$\langle 010 \rangle$
	ТО (700°C, 1 ч + 380°C, 8 ч)	β		$\langle 110 \rangle$	$\langle 010 \rangle$

Из дифрактограмм на рис. 3 следует, что при последующей ТО (нагревание в вакууме до 700–900°C—охлаждение до комнатной температуры)

сохраняется двухфазная структура, но происходит увеличение доли β -фазы. Характерное для нагревания деформированных образцов немонотонно-

**Рис. 1.** Дифрактограммы образцов после прокатки до 320 (1), 220 (2), 180 (3), 100 (4) и 30 мкм (5).

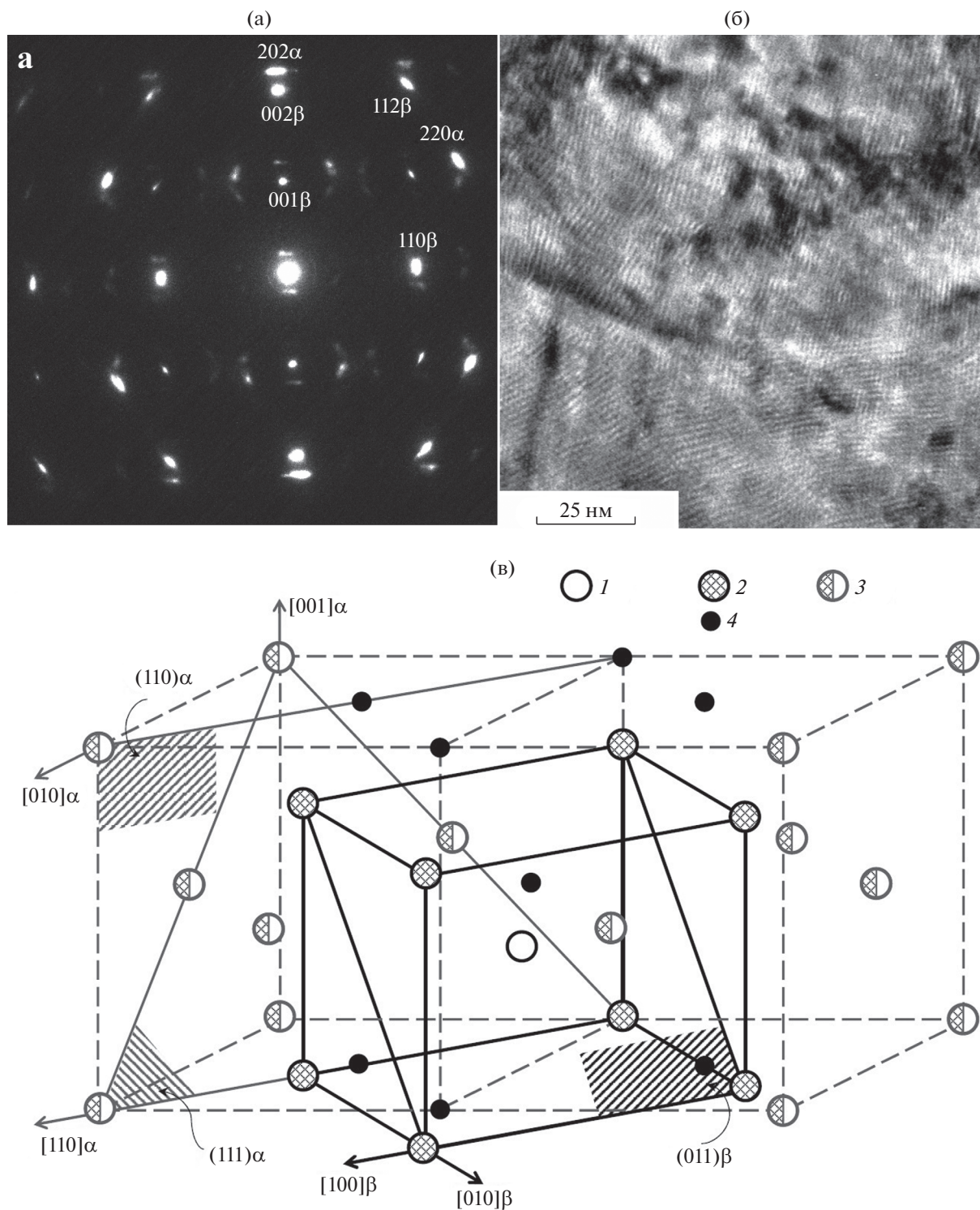


Рис. 2. Электроннограмма (а) и ПЭМ-изображение (б) участка поперечного среза фольги толщиной 180 мкм; в – схема элементарной ячейки β -фазы, сопряженной с кристаллической решеткой α -фазы: 1 – атом Pd, 2 – атомы Cu в структуре β -фазы, 3 – атомы Pd(Cu) в структуре α -фазы, 4 – прежние позиции атомов Cu (до упорядочения).

тонное изменение удельного сопротивления [21] отражает три стадии: частичное упорядочение в интервале $300\text{--}350^\circ\text{C}$; полное разупорядочение

при достижении предельной температуры существования β -фазы, вполне возможны частичная рекристаллизация α -фазы с проявлением тексту-

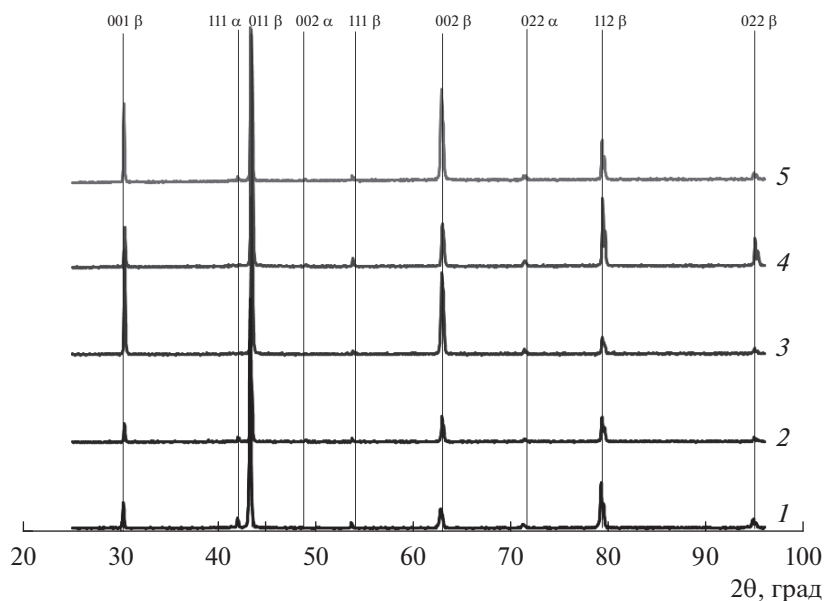


Рис. 3. Дифрактограммы образцов толщиной 320 (1), 220 (2), 180 (3), 100 (4) и 30 мкм (5) после ТО.

ры $\langle 111 \rangle \alpha$ и частичное восстановление текстуры прокатки $\langle 101 \rangle \alpha$ при разупорядочении зерен текстуры $\langle 010 \rangle \beta$.

Конечная текстура фольги перед очередной прокаткой определяется полным или частичным упорядочением при охлаждении: основная текстура $\langle 101 \rangle \beta$ -фазы и дополнительная $\langle 010 \rangle \beta$ как результат упорядочения зерен рекристаллизованной α -фазы в соответствии с ориентационным соотношением, близким к соотношению Nishiyama и Wassermann [15, 22], и зерен текстуры прокатки.

В субструктурном аспекте сильное отклонение от эквиатомного состава в сторону увеличения содержания меди должно приводить к неизбежному замещению узлов Pd атомами Cu и, соответственно, к уменьшению параметра порядка β -фазы в сравнении с параметром для эквиатомного состава. В табл. 2 приведены параметры кристаллической решетки α - и β -фаз исследованных образцов разных толщин: после прокатки и после разных циклов ТО. Общая закономерность — увеличение параметра β -фазы и уменьшение параметра α -фазы в итоге превращений, происходящих в циклах ТО, приводящих к упорядочению структуры. Средние величины параметра кристаллической решетки после деформации — 0.37401(6) и 0.29381(4) нм, после ТО — 0.37312(4) и 0.29604(1) нм. Малое изменение параметров, т.е. малое изменение состава, обеспечивает необходимое условие для упорядочения всего объема раствора.

Параметр кристаллической решетки α -фазы в двухфазных структурах остается близким к опре-

деленному (0.37240 нм) для заданного состава исходного сплава по графику зависимости параметра от состава твердого раствора [23]. Это служит основанием для упорядочения всего объема, что и происходит в образцах всех толщин при соответствующих ТО.

Неизбежная малая величина параметра порядка, обусловленная большим отклонением от стехиометрии PdCu должна проявляться в кинетике процесса упорядочения, в физических свойствах упорядоченного твердого раствора, в водородопроницаемости, что может быть задачей дальнейших исследований.

Установленная авторами [8] предельно малая скорость упорядочения эквиатомного твердого раствора отражает меньшую вероятность образования зародышей β -фазы. Поскольку предельно однородным является только упорядоченный твердый раствор, для “однородного” неупорядоченного раствора такого же состава можно предположить энергетически выгодную субструктуру из малоатомных кластеров каждого компонента, возможность существования которых не исключалась при рассмотрении субструктуры твердых растворов [24]. Экспериментально наблюдаемая колоколообразная концентрационная зависимость электросопротивления в металлических двойных системах с неограниченной растворимостью не противоречит такой субструктуре с учетом рассеяния носителей на границах раздела малых кластеров (размерный эффект электропроводности). Такая субструктура может уменьшать вероятность образования зародышей необходимой координации (атом Pd, окруженный во-

Таблица 2. Параметры кристаллической решетки фаз β и α : после прокатки (П) и после термообработки (ТО)

Толщина, мкм	a , нм			
	П		ТО	
	α	β	β	α
320	0.37481(2)	0.29315(7)	800°C, 1 ч	
			0.296065(4)	0.37332(5)
220	0.37349(6)	0.29439(9)	900°C, 40 мин	
			0.29588(1)	0.37340(8)
			900°C, (2/3 ч + 350°C, 7 ч	
180	0.374848(4)	0.295355(5)	950°C, 1 ч	
			0.295956(9)	—
100	0.373250(8)	0.294708(8)	2 цикла 700°C, 1 ч	
			0.29586(2)	—
			900°C, 2/3 ч + 350°C, 7 ч	
			0.29583(2)	0.37323(1)
100	—	0.296229(4)	Быстрое охлаждение от 800°C	
			—	0.373333(2)
30	0.37350(8)	0.28996(2)	700°C, 1 ч + 380°C, 4 ч	
			0.29537(3)	0.37235(6)
			700°C, 1 ч + 380°C, 8 ч	
			0.29579(1)	—

семью атомами меди) исходя из электронной структуры Pd [18].

Используемый вариант ТО (нагревание и отжиг за пределами максимальной температуры $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения—охлаждение) и при исследуемом составе твердого раствора обеспечивает полное превращение в β -фазу. Возможность ее множественного зарождения в пределах зерен α -фазы при переходе границы $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения предполагает образование высокодисперсной зеренной субструктуры. Большая твердость фольги с такой субструктурой осложняет получение на финальной стадии прокатки тонкой вакуумноплотной мембранной фольги. Это подтверждает сделанная из диаграмм 1 и 2 (рис. 4) оценка твердости исходной фольги после прокатки до толщины 200 мкм (1), после цикла ТО при 800°C в течение 1 ч (2): $HV = 315 \pm 10$ и 280 ± 15 ГПа соответственно.

Исходя из возможности сохранения упорядоченной структуры при нагревании образцов до 500°C и собирательной рекристаллизации высокодисперстных структур при температуре выше $1/3 T_{SL}$ [25] (для данного состава $1/3 T_{SL} \approx 673$ К) проведен второй цикл ТО при 350°C в течение 7 ч.

Оценка твердости из диаграммы (3) дает величину $HV = 215 \pm 10$ ГПа. При сохранении упорядоченной структуры этот результат показывает целесообразность двухступенчатой ТО: нагревание при 900°C в течение 1ч—охлаждение до комнатной температуры и нагревание при 350–380°C продолжительностью не менее 7 ч.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В процессе деформации образцов в разной степени происходит упорядочение структуры зерен формирующейся текстуры прокатки $\langle 101 \rangle \alpha$.

Формирующиеся в итоге проведения последующего цикла ТО (нагревание и отжиг при температуре, превышающей границу $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения—охлаждение до комнатной температуры) фазовый состав и текстура отражают процессы разупорядочения, рекристаллизации и упорядочения с реализацией ориентационных соотношений, близких к соотношениям Nishiyama и Wassermann.

В процессе цикла ТО происходит увеличение параметра кристаллической решетки β -фазы и уменьшение параметра α -фазы в пределах, еще

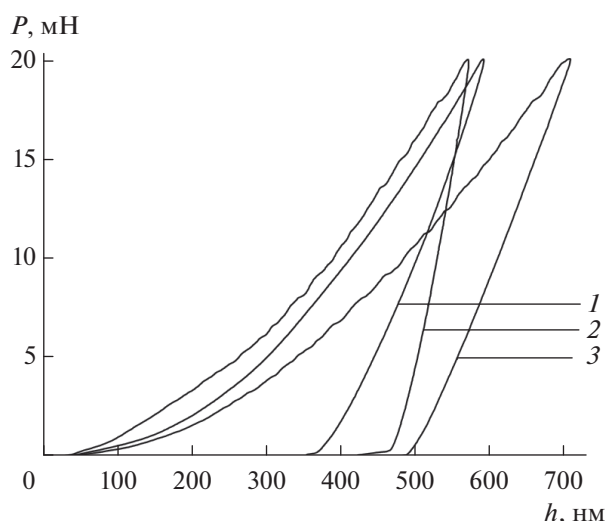


Рис. 4. Диаграмма нагрузка—глубина погружения на-ноиндентора для образцов фольги толщиной 220 мкм после прокатки (1); ТО 900°C, 1 ч (2); ТО 900°C, 1 ч + 350°C, 7 ч (3).

сохраняющих возможность полного $\alpha \leftrightarrow \beta$ -пре-ращения.

Сохранение в подвергнутой двум циклам ТО фольге однофазной структуры (β -фаза) до 500°C позволяет реализовывать в этом интервале длительный отжиг, уменьшающий твердость упорядоченной структуры перед проведением очередного цикла прокатки.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-19-00232).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Филиппов С.П., Ярославцев А.Б. Водородная энергетика: перспективы развития и материалы // Успехи химии. 2021. Т. 90. № 6. С. 627–643. <https://doi.org/10.1070/RCR5014>
2. Subramanian P.R., Laughlin D.E. Cu-Pd (Copper-Palladium) // J. Phase Equilib. 1991. V. 12. P. 231–243.
3. Сенченко А.А., Зеленин Л.П., Сачков И.Н., Башкатов А.Н., Котов А.П., Гельд П.В. Влияние температурного фазового состояния на электрическое сопротивление сплавов Pd, Cu и Pd, Cu, In // ФММ. 1989. Т. 67. № 1. С. 122–128.
4. Телегин А.Б., Сюткин Н.Н., Шашков О.Д. Структура и механические свойства упорядоченного сплава медь-палладий // ФММ. 1981. Т. 52. № 3. С. 627–633.
5. Голикова Н.Н., Лантевский А.С., Сюткина В.И. Электрические и механические свойства упорядоченных сплавов на основе палладий — медь со сверхструктурой B2 // ФММ. 1996. Т. 82. № 3. С. 150–160.
6. Алефельд Г., Фелькль М. Водород в металлах. М.: Мир, 1991. Т. 1. 475 с.
7. Балина Е.А., Гельд П.В., Андреева Л.П., Зеленин Л.П. Кинетика процессов упорядочения и разупорядочения двойных сплавов Cu–Pd // ФММ. 1990. № 2. С. 144–148.
8. Новикова О.С., Волков А.Ю. Кинетика атомного упорядочения сплава Cu–49 ат. % Pd после интенсивной пластической деформации // ФММ. 2013. Т. 114. С. 179–188. <https://doi.org/10.7868/S0015323013020101>
9. Novikova O.S., Volkova E.G., Glukhova A.V., Antonova O.V., Kostina A.E., Antonov B.D., Volkov A.Yu. Evolution of the Microstructure, Electrical Resistivity and Microhardness During Atomic Ordering of Cryogenically Deformed Cu–47 at. % Pd alloy // J. Alloys Compd. 2020. V. 838. P. 155591. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155591>
10. Волков А.Ю., Бараз В.Р., Новикова О.С., Половникова Е.И. Кинетика превращения беспорядок → порядок в сплаве Cu–47 ат. % Pd // Изв. высших учебных заведений. Физика. 2012. Т. 55. № 11. С. 17–23.
11. Shiraishi T. Ordering Process in CuPd Alloys during Continuous Heating // J. Jpn. Inst. Met. 1982. V. 46. № 3. P. 245–252.
12. Volkov A.Yu., Novikova O.S., Antonov B.D. The Kinetics of Ordering in an Equiatomic CuPd alloy: A Resistometric Study // J. Alloys Compd. 2013. V. 581. P. 625–631. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.07.132>
13. Волков А.Ю., Кругликов Н.А. Влияние пластической деформации на кинетику фазовых превращений в сплаве Cu–47Pd // ФММ. 2008. Т. 105. № 2. С. 215–224.
14. Иевлев В.М., Донцов А.И., Максименко А.А., Рошан Н.Р. Обратимость $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращений в твердом растворе системы Pd–Cu // Неорган. материалы. 2017. Т. 53. № 5. С. 486–490. <https://doi.org/10.7868/S0002337X17050098>
15. Nishiyama Z. X-ray Investigation of the Mechanism of the Transformation from Face-Centered Cubic Lattice to Body-Centered Cubic // Sci. Rep. Tohoku Imperial Univ. 1934. V. 23. P. 637–664.
16. Уманский Я.С., Скаков Ю.А. Физика металлов. М.: Атомиздат, 1978. 352 с.
17. Иевлев В.М., Донцов А.И., Прижиков А.С., Сербин О.В., Рошан Н.Р., Горбунов С.В., Синецкая Д.А., Солнцев К.А. Активируемые быстрой фотонной обработкой структурные превращения в фольге твердого раствора системы Pd–Cu // Неорган. материалы. 2020. Т. 56. № 6. С. 609–614. <https://doi.org/10.31857/S0002337X20060068>
18. Иевлев В.М., Солнцев К.А., Сербин О.В., Донцов А.И., Синецкая Д.А., Рошан Н.Р. Эффект быстрой фотонной обработки фольги твердого раствора PdCu состава, близкого к эквиаtomному // Докл. Академии наук. 2019. Т. 489. № 3. С. 258–261. <https://doi.org/10.31857/S0869-56524893258-261>
19. Ievlev V.M., Maksimenko A.A., Kannykin S.V., Dontsov A.I., Solnisev K.A., Belonogov E.K., Roshan N.R. Formation of Thin Foil of the Ordered Pd–Cu Solid Solution with a

- CsCl-type lattice During Magnetron Sputtering // Doklady Physical Chemistry. 2014. V. 457. P. 127–130. <https://doi.org/10.1134/S0012501614080041>
20. Миронова Е.Ю., Донцов А.И., Морозова Н.Б., Горбунов С.В., Иевлев В.М., Ярославцев А.Б. Эффект фотонной обработки поверхности мембранной фольги PdCu: водородопроницаемость и мембранный катализ // Неорган. материалы. 2021. Т. 57. № 8. С. 89–828.
21. Готтштейн Г. Физико-химические основы материаловедения / пер. с англ. Золотовой К.Н., Чаркина Д.О. под ред. Зломанова В.П. М.: БИНОМ, Лаборатория знаний, 2009. 400 с.
22. Wassermann G. Influence of the α - γ -Transformation of an Irreversible Ni Steel onto Crystal Orientation and Tensile Strength // Arch. Eisenhüttenwes. 1933. V. 16. P. 647.
23. Иевлев В. М., Донцов А. И., Белоногов Е.К., Канныкин С.В., Солнцев К.А. Превращения $\alpha \rightleftharpoons \beta$ в фольге твердого раствора Pd–57Cu (ат. %), полученной способом прокатки// Неорган. материалы. 2017. Т. 53. № 11. С. 1181–1188. <https://doi.org/10.7868/S0002337X17110082>
24. Агеев Н.В. Природа химической связи в металлических сплавах. М.: Изд-во АН СССР, 1947. 120 с.
25. Точицкий Э.И. Кристаллизация и термообработка тонких пленок. Минск: Наука и техника, 1976. 311 с.