

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.24'295'3:536.425:539.25

АТОМНАЯ СТРУКТУРА СПЛАВА Ti_2NiCu
ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И ТЕРМООБРАБОТКИ

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

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

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

Поступила в редакцию 09.08.2023 г.

После доработки 04.10.2023 г.

Принята к публикации 16.10.2023 г.

Представлены результаты сравнительного анализа структуры сплава Ti_2NiCu , подвергнутого интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (КВД) и последующим отжигом. Изучение структуры выполнено методами дифрактометрии электронов, рентгеновских лучей и нейтронов, просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что в сплаве образуется аморфно-кристаллическое состояние: в аморфной матрице присутствуют нанокристаллиты с $B2$ -решеткой. Анализ диффузных максимумов показал, что топологический и композиционный ближний атомный порядок в виде нанодоменов со сверхструктурой упорядоченной по типу $B2$ и $L2_1$ присутствует в сплаве Ti_2NiCu после КВД на 5 оборотов.

Ключевые слова: Ti_2NiCu , быстрая закалка из расплава, кручение под высоким давлением, аморфизированное состояние, ближний атомный порядок, нанокристаллы

DOI: 10.31857/S0015323023601502, EDN: CKJRON

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что сплавы, изготовленные быстрой закалкой из расплава (БЗР), отличаются по своим механическим и физическим свойствам от сплавов, полученных при обычных скоростях затвердевания 10^{-3} – 1 град/с. БЗР реализуется при скоростях охлаждения 10^3 – 10^6 град/с и больше [1–3]. Например, известно использование метода БЗР спиннингованием для создания наноструктурного или аморфного состояния в металлических сплавах на основе никелида титана с эффектами памяти формы [4–9]. БЗР сплавы имеют широкое применение, поскольку характеризуются структурной и фазовой однородностью, а получаемые таким способом ленты или проволоки – большой протяженностью и приемлемым качеством поверхности [1–3].

Использование различных методов экстремальных деформационных воздействий также приводит к формированию высокопрочного нано- и субмикроструктурного состояния в сплавах никелида титана [10–13]. Установлено, что применение интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (КВД) позволяет получить аморфно-кристаллическое состояние в таких сплавах, а последующая термообработка

приводит к расстекловыванию и формированию нанокристаллической структуры.

Современные представления об аморфных материалах позволяют определить такое аморфно-кристаллическое состояние как нанокластерное наноструктурное состояние, когда отсутствует дальний атомный порядок при сохранении ближнего порядка (в двух-трех ближайших координационных сферах) [2, 5, 6, 13–17]. Для описания подобных структур был предложен ряд структурных моделей аморфных сплавов: модели квазижидкостного поликластерного описания и модели дефектных или псевдокристаллических состояний [2].

Как известно, прямые дифракционные рентгеновские, нейтронно- и электронографические исследования структуры сплавов в аморфном состоянии демонстрируют картины диффузного рассеяния, на основании которых делается заключение об их полной или частичной аморфизации [18–20]. Отметим, что исследования особенностей диффузного рассеяния при использовании дифракции нейтронов в литературе практически не встречаются [14, 15, 21]. В наших работах было проведено изучение особенностей атомной структуры сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в аморфном состоянии [22]. Целью настоящей работы был анализ атомной структуры и особенностей диффузного рассеяния БЗР-сплава

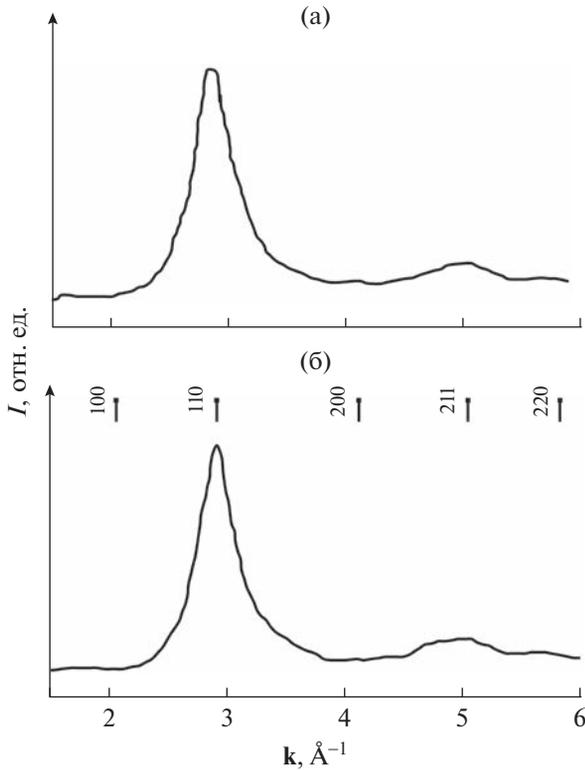


Рис. 1. Экспериментальные рентгенограммы сплава Ti_2NiCu (а) после БЗР и (б) КВД и расчетная штрих-диаграмма угловых положений брегговских отражений $B2$ -фазы. Волновой вектор $k = 4\pi \sin\theta/\lambda$.

Ti_2NiCu после низкотемпературного отжига или литого сплава после КВД.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали тройной квазибинарный сплав на основе никелида титана Ti_2NiCu ($Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$) прецизионного химического состава, полученный электродуговой плавкой из высокочистых Ti (чистотой 99.8%), Ni и Cu (99.99%) в атмосфере очищенного гелия. Отклонение от стехиометрии составило менее 0.1 ат. %. Слиток массой 20 г трижды подвергали переплавам с последующим длительным отжигом при температуре $800^\circ C$ в атмосфере аргона для гомогенизации. Средний размер зерна в литом сплаве составил 40 мкм. БЗР выполняли методом спиннингования на быстровращающийся медный барабан со скоростью охлаждения $v_{зак} = 10^{60}/с$. КВД литого сплава проводили при 6 ГПа на 5 оборотов в наковальнях Бриджмена. В последующем как БЗР, так и деформированный сплав подвергали отжигам при разных температурах.

Структурное состояние сплава изучали, используя методы нейтронографического структурного

анализа, рентгеновского фазового и структурного анализа (РФСА), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Нейтронные исследования были выполнены на наборе дисков, полученных КВД, или БЗР лент суммарным объемом 0.5 см^3 на дифрактометре монохроматических нейтронов с длиной волны $\lambda = 0.1805\text{ нм}$, установленном на горизонтальном экспериментальном канале реактора ИВВ-2М (г. Заречный, Свердловской области). РФСА образцов – на рентгеновском дифрактометре в монохроматизированном излучении $CuK\alpha$ ($\lambda = 0.15418\text{ нм}$). Для ПЭМ исследований применяли микроскопы Теснаи G² 30 (при ускоряющем напряжении 300 кВ) и JEM-200 CX (при ускоряющем напряжении 160 кВ), которыми оснащен ЦКП ИФМ УрО РАН.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Ранее нами исходное аморфное состояние БЗР-сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ было изучено в работах [13, 22]. На рис. 1а представлена рентгенограмма БЗР-сплава Ti_2NiCu . РФСА сплава после КВД (рис. 1б) показал, что на рентгеновской дифрактограмме присутствуют уширенные “рентгеноаморфные” максимумы на месте возможных отражений $B2$ -фазы, аналогичные наблюдаемым для БЗР-сплава (рис. 1а).

На светлопольных ПЭМ-изображениях микроструктуры сплава Ti_2NiCu при комнатной температуре наблюдался типичный для аморфного состояния слабо выраженный контраст типа “соль–перец” (рис. 2а, 2г). При этом на темнопольных изображениях в гало в большом количестве были видны высокодисперсные элементы размером 3–4 нм в аморфной матрице, что говорит о наличии нетривиального аморфного состояния (рис. 2б, 2д). На микроэлектронограммах сплава Ti_2NiCu (рис. 2в, е) присутствовали только диффузные кольца, при этом наиболее интенсивное располагалось вблизи структурного отражения 110_{B2} , а более слабые вблизи сверхструктурного отражения 100_{B2} , которое редко наблюдается, и структурных 211_{B2} и 220_{B2} . Анализ интенсивности диффузных колец на электронных микродифракциях сплава Ti_2NiCu в аморфном состоянии показал, что профили электронограмм, полученные по различным направлениям сканирования через центр, имеют симметричный вид, а сверхструктурные гало не разрешаются (см. вставки к рис. 2в и 2е).

Установлено, что отжиг, при температурах от $250^\circ C$ и выше, формирует в аморфном КВД-сплаве Ti_2NiCu нанокристаллическую (НК) структуру. Пример НК-сплава в состоянии $B19$ -мартенсита после отжига $350^\circ C$, 10 мин представлен на рис. 2ж–2и. Анализ интенсивности и угловых по-

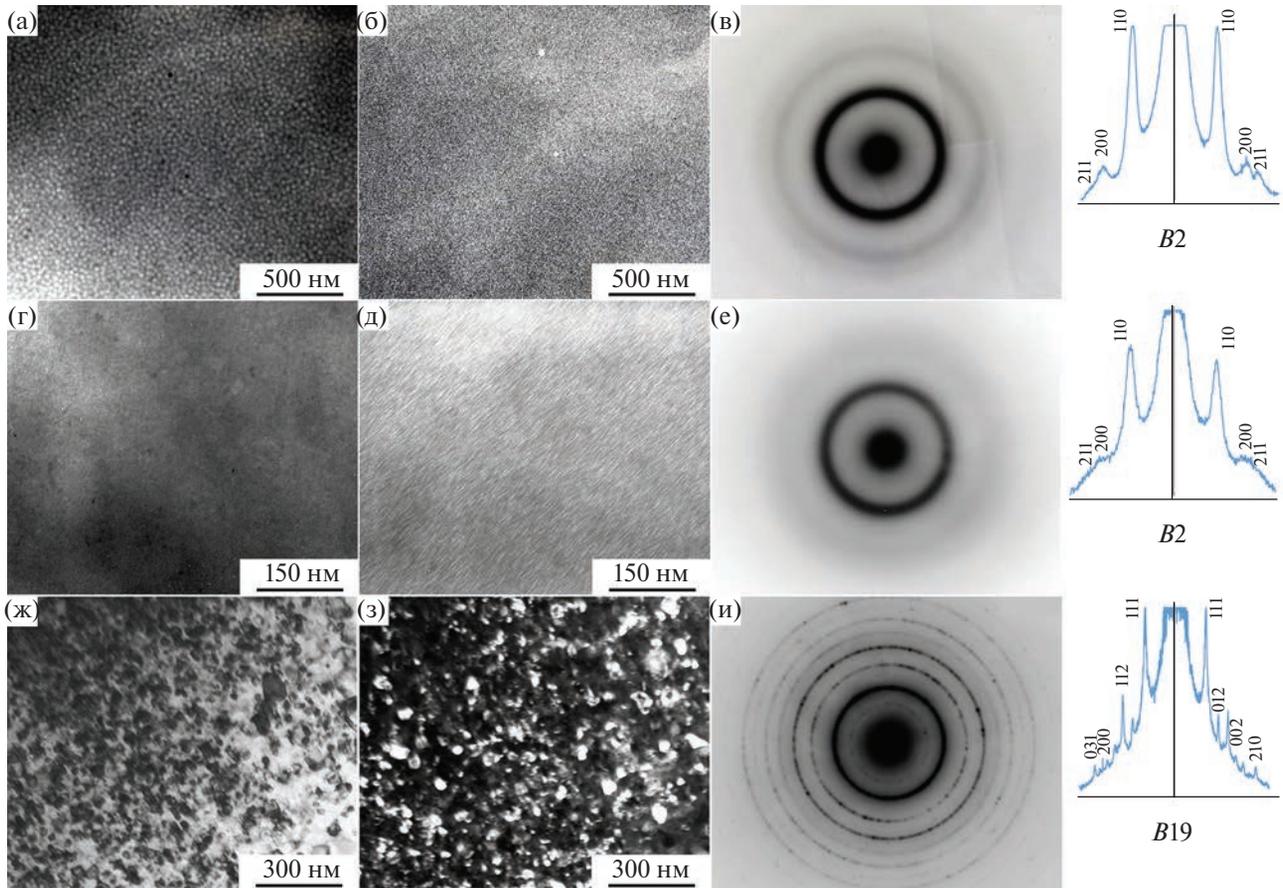


Рис. 2. Светло- (а, г, ж) и темнопольные (б, д, з) ПЭМ изображения и соответствующие микроэлектронogramмы сплава Ti₂NiCu в БЗР состоянии (а–в), после КВД на 5 оборотов (г–е) и после КВД на 5 оборотов и отжига 350°С, 10 мин (ж–и).

ложений брэгговских кольцевых отражений показан на вставке к рис. 2и.

Для сравнения отметим, что БЗР-сплав находился в аморфизированном состоянии после отжига при температурах вплоть до 400°С [7]. В этом случае дифракционные эффекты на микроэлектронogramмах представляли собой сильно уширенные диффузные кольца, аналогичные представленным на рис. 2в, 2е. На темнопольных ПЭМ-изображениях, полученных в первом сильном гало, также наблюдались особенности контраста типа “соль–перец”.

В наших работах, например, в [22], анализ атомной структуры аморфизированного быстрой закалкой из расплава сплава Ti₂NiCu выявил возможные дифракционные отражения атомноупорядоченных фаз B2, L2₁, L1₂, в согласии с данными прецизионных рентгено-дифрактометрических исследований (рис. 1) [23]. На рис. 3 наряду с ПЭМ-изображением структуры, полученным методом прямого разрешения, представлены картины прямого атомного разрешения B2-нанокристаллов и аморфной матрицы, синтезированные

методом обратного преобразования Фурье по специальной компьютерной программе на ПЭМ Теснаі G² 30. Можно также отметить видимые области с ближним порядком атомных плоскостей.

Нейтронграфические исследования позволяют получить информацию и выделить особенности ближнего атомного порядка в сплавах, в том числе с нетривиальным аморфным состоянием. Поскольку в сравнении с дифракцией рентгеновских лучей при рассеянии нейтронов имеет значение амплитуда когерентного рассеяния на ядрах конкретных элементов, то использование нейтронного облучения позволяет не только определять наличие, но и различать положение даже легких элементов.

Для атомов титана амплитуда когерентного рассеяния нейтронов отрицательна ($b_{Ti} = -0.344 \times 10^{-12}$ см) и сильно отличается от амплитуд рассеяния атомов никеля и меди ($b_{Ni} = 1.03 \times 10^{-12}$ см; $b_{Cu} = 0.7 \times 10^{-12}$ см) [15]. Поэтому, если в расположении атомов имеется заметный ближний порядок, то рентгенограммы и нейтронogramмы аморфного сплава Ti₂NiCu будут разными. Срав-

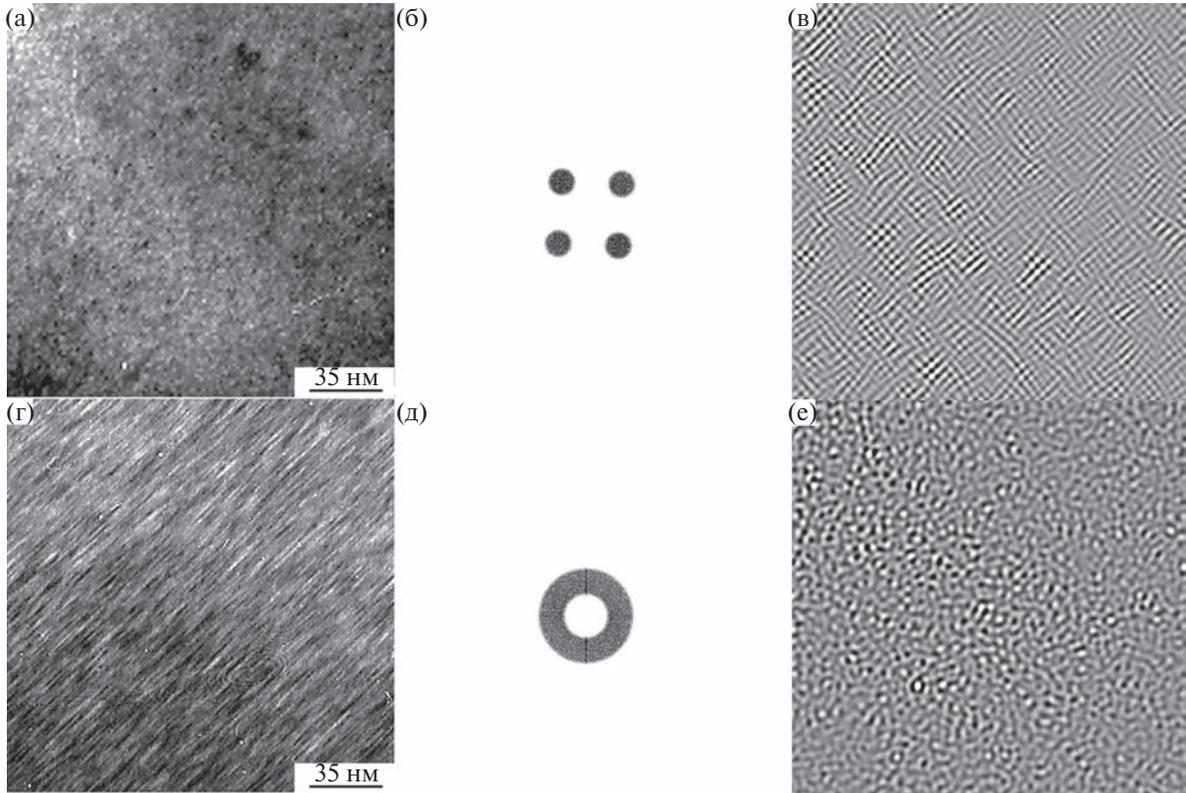


Рис. 3. ПЭМ-изображения сплава Ti_2NiCu после КВД на 5 оборотов (а, г), выделенные области фурье-образов (б, д) и картины атомного разрешения, полученные путем обратного фурье-преобразования (в, е).

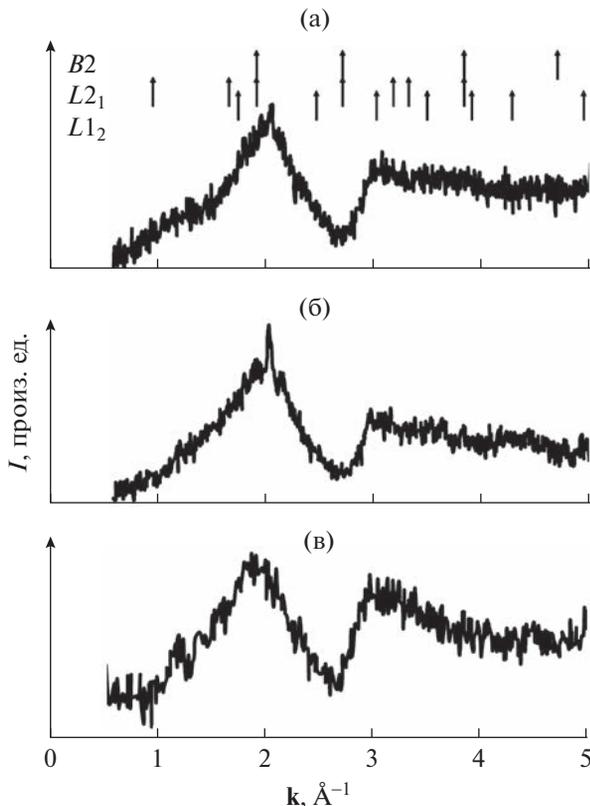


Рис. 4. Дифракционные нейтронограммы: БЗР-сплава (а), после БЗР и отжига $300^\circ C$, 10 мин (б), после КВД на 5 оборотов (в) [12].

нивая рис. 1 и 4, можно отметить, что положение максимумов интенсивности на рентгенограмме и нейтронограмме заметно отличаются.

На рис. 4 приведены нейтронограммы сплава Ti_2NiCu после БЗР, последующего отжига при $300^\circ C$ и после КВД. Нейтронограмма на рис. 4б наряду с диффузными гало от аморфной фазы содержит ясно выраженный пик при $k = 2$ от кристаллической фазы. В остальном общий вид нейтронограмм различается незначительно. Ни полуширина, ни интенсивность, ни положение максимумов аморфного состояния практически не изменяются. Это свидетельствует о стабильности аморфного состояния БЗР-сплава в интервале температур от комнатной до $300^\circ C$.

Был выполнен сравнительный анализ сверхструктурных максимумов БЗР-сплава Ti_2NiCu после последующего отжига при $300^\circ C$ (рис. 5) и после КВД на 5 оборотов (рис. 6).

Как уже отмечалось, на нейтронограммах на фоне широкого диффузного максимума выделяется узкий пик вблизи положения линии 100_{B2} аустенита (рис. 4б, 5). Этот пик соответствует кристаллической компоненте структуры с параметром кристаллической решетки $B2$ $a = 0.3088$ нм. Эффективный размер кристаллитов составил 3.94 нм. Он был вычислен по формуле $\beta_s = k\lambda / (D \cos\theta)$, где D – эффективный размер кри-

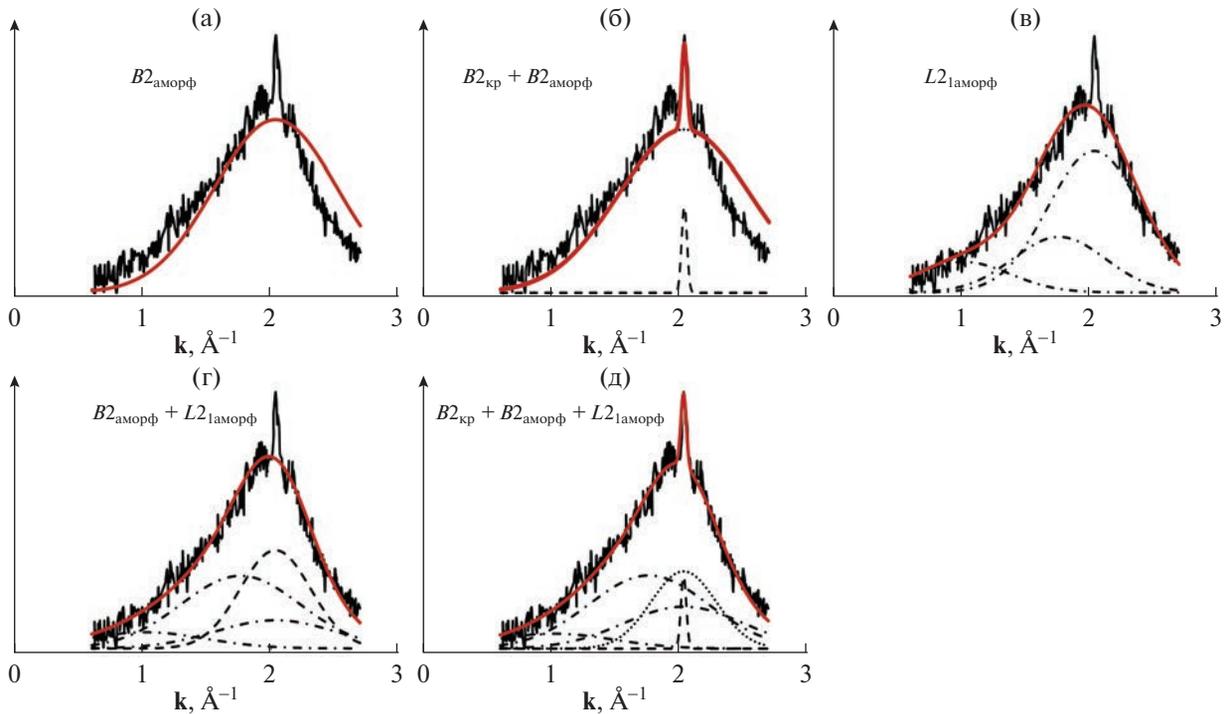


Рис. 5. Фрагмент экспериментальной нейтронограммы БЗР-сплава Ti_2NiCu после последующего отжига при $300^\circ C$, 10 мин, спектры рассеяния возможных сверхструктур и их суперпозиция: а – $B2_{аморф}$, б – $B2_{кр} + B2_{аморф}$, в – $L2_{1аморф}$, г – $B2_{аморф} + L2_{1аморф}$, д – $B2_{кр} + B2_{аморф} + L2_{1аморф}$ ($B2$ – пунктирная и штриховая линии для аморфного и кристаллического состояния соответственно, $L2_1$ – штрихпунктирная линия, их суперпозиция – жирная сплошная красная линия).

сталлита, λ – длина волны, θ – угол Вульфа–Брэгга, β_s – интегральная ширина линии, k – коэффициент, зависящий от формы кристаллита. Следует отметить, что параметр кристаллической решетки нанокристаллитов несколько больше, чем параметр кристаллической решетки литого ($a = 0.3025$ нм) или БЗР-сплава Ti_2NiCu ($a = 0.3040$ нм).

Важным источником формирования дефектов структуры аморфных сплавов является свободный объем, обусловленный высоким коэффициентом расширения жидкости. При быстрой закалке имеет место перераспределение свободного объема из-за того, что скорость охлаждения жидкости различна для различных частей сплава, и поэтому происходит частичное “замораживание” этого свободного объема [24–29].

Ввиду отличия атомных радиусов ионов различного сорта равновесная плотная упаковка не формируется и возникают нанопоры между атомами. При температуре несколько ниже температуры стеклования эти нанопоры достаточно подвижны. Свободные нанобъемы могут агломерировать и мигрировать к свободной поверхности образца. Часть свободного объема может быть заблокирована в аморфной матрице. Перераспре-

деление свободного объема ведет к структурной релаксации. В ходе такой структурной релаксации могут возникать локальные упругие напряжения, в результате чего образуются так называемые квазидислокационные диполи [26]. Некоторые исследователи отмечают, что в аморфных сплавах, полученных закалкой из жидкого состояния, имеются слегка эллипсообразные субмикронесплошности с размерами 20–100 нм неоднородно распределенные по сечению ленточных образцов [28].

Основной диффузный максимум (рис. 4, 5, 6), расположенный около вектора рассеяния $k \sim 2 \text{ \AA}^{-1}$, был проанализирован на возможность присутствия ближнего атомного порядка по одному из типов сверхструктуры $B2$ – 100, $L2_1$ – 111 и 200, $L1_2$ – 100 и 110. На рис. 5 представлены спектры рассеяния сверхструктуры $B2_{аморф}$, $L2_{1аморф}$ и суперпозиции максимумов диффузного рассеяния нейтронов путем моделирования функцией Гаусса комбинаций спектров рассеяния от указанных сверхструктур, наиболее близко описывающих спектр (б – $B2_{кр} + B2_{аморф}$, г – $B2_{аморф} + L2_{1аморф}$, д – $B2_{кр} + B2_{аморф} + L2_{1аморф}$).

Из сравнения экспериментальной и модельных огибающих интенсивности рассеяния можно

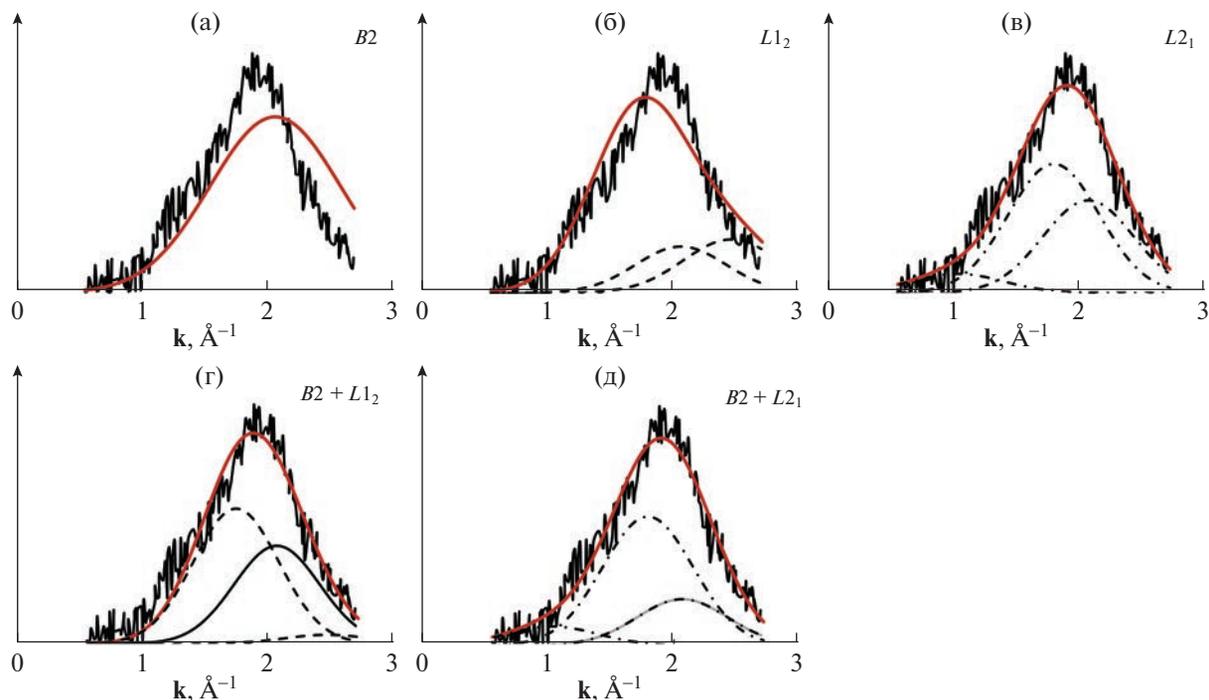


Рис. 6. Фрагмент экспериментальной нейтронограммы сплава Ti_2NiCu после КВД на 5 оборотов, спектры рассеяния возможных сверхструктур и их суперпозиция: а – $B2$, б – $L1_2$, в – $L2_1$, г – $B2 + L1_2$, д – $B2 + L2_1$ ($B2$ – сплошная черная линия, $L1_2$ – пунктирная линия, $L2_1$ – штрихпунктирная линия, их суперпозиция – жирная сплошная красная линия).

сделать вывод, что нейтронные диффузные максимумы наиболее корректно описываются суперпозицией сверхструктур $B2_{кр} + B2_{аморф} + L2_{1аморф}$ (рис. 5д). Оценка объемной доли кристаллической составляющей [30] по нейтронографическим данным составила 9–10%.

Как уже отмечалось, внешний вид нейтронограмм БЗР и КВД сплава Ti_2NiCu подобен. Поэтому анализ диффузного пика для сплава после КВД был выполнен с учетом данных для исходного БЗР-сплава Ti_2NiCu [22]. Для последующих расчетов был использован параметр кристаллической решетки $B2$ -фазы равный 0.3040 нм. Сравнение экспериментальной нейтронограммы и расчетных огибающих показало, что один тип сверхструктуры ближнего атомного порядка не может корректно интерпретировать нейтронные диффузные максимумы. Более точное и полное описание экспериментального максимума возможно суперпозицией сверхструктур по типу $B2$ и $L2_1$ (рис. 6д).

ВЫВОДЫ

Выполненный анализ атомной структуры БЗР сплава и КВД сплава Ti_2NiCu методами рентгеноструктурного, нейтроно- и электронографического анализа, просвечивающей электронной микроскопии позволил установить, что в сплавах образуется

специфическое аморфизированное состояние, когда в аморфной матрице присутствуют наноструктурные кристаллиты. Данное состояние характеризуется появлением свободного объема, локализованного в нанопорах.

Отжиг БЗР-сплава при $300^\circ C$, 10 мин приводит к образованию аморфно-нанокристаллического состояния уже с содержанием кристаллической компоненты около 10%.

Анализ диффузного рассеяния БЗР сплава Ti_2NiCu после отжига при $300^\circ C$ показал, что в аморфной матрице формируются домены с топологическим ближним атомным порядком, который описывается суперпозицией сверхструктур $B2_{кр} + B2_{аморф} + L2_{1аморф}$. В сплаве, подвергнутом интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением на 5 оборотов, для описания такой аморфной структуры достаточно представления о суперпозиции сверхструктур по типу $B2$ и $L2_1$.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема “Структура”, № 122021000033-2). Исследования проводили с использованием оборудования ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

Авторы выражают благодарность В.Д. Пархоменко и С.Ф. Дубинину за получение нейтронограмм.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Быстрозакаленные металлические сплавы / под ред. С. Штиба и Г. Варлимонта. М.: Металлургия, 1989. 373 с.
2. Глезер А.М., Пермякова И.Е., Громов В.В., Коваленко В.В. Механическое поведение аморфных сплавов. Новокузнецк: Изд. СибГИУ, 2006. 214 с.
3. Глезер А.М., Пермякова И.Е. Нанокристаллы, закаленные из расплава. М.: Физматлит, 2012. 360 с.
4. Пушин А.В., Коуров Н.И., Попов А.А., Пушин В.Г. Структура, фазовые превращения и свойства быстрозакаленных сплавов Ti₂NiCu // Материаловедение. 2012. Т. 187. № 10. С. 24–32.
5. Пушин В.Г., Волкова С.Б., Матвеева Н.М. Структурные и фазовые превращения в квазибинарных сплавах системы TiNi–TiCu, быстрозакаленных из расплава. I. Аморфное состояние высоколегированных сплавов // ФММ. 1997. Т. 83. № 3. С. 68–77.
6. Пушин В.Г., Волкова С.Б., Матвеева Н.М. Структурные и фазовые превращения в квазибинарных сплавах системы TiNi–TiCu, быстрозакаленных из расплава. II. Сплавы в аморфнокристаллическом состоянии // ФММ. 1997. Т. 83. № 3. С. 78–85.
7. Пушин В.Г., Волкова С.Б., Матвеева Н.М., Юрченко Л.И., Чистяков А.С. Структурные и фазовые превращения в квазибинарных сплавах системы TiNi–TiCu, быстрозакаленных из расплава. V. Влияние термообработки // ФММ. 1997. Т. 83. № 6. С. 157–162.
8. Cesari E., van Humbeek J., Kolomytsev V., Lobodyuk V., Matveeva N. Parameters of Martensite Transformation and Structural State in Rapidly Quenched Ti₃₅Ni₁₅Cu Shape Memory Alloys // J. de Phys. IV. 1997. С. 5. P. 197–201.
9. Morgiel J., Cesari E., Pons J., Pasko A., Dutkiewicz J. Microstructure and martensite transformation in aged Ti–25Ni–25Cu shape memory melt spun ribbons // J. of Mater. Sci. 2002. V. 37. P. 5319–5325.
10. Pushin V.G. Alloys with a Thermomechanical Memory: structure, properties and application // PhMM. 2000. V. 90. Suppl. 1. P. 568–595.
11. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: Академкнига, 2007. 340 с.
12. Прокошкин С.Д., Брайловский В., Коротыцкий А.В., Инаекян К.Э., Глезер А.М. Особенности формирования структуры никелида титана при ТМО, включающей холодную пластическую деформацию от умеренной до интенсивной // ФММ. 2010. Т. 110. № 3. С. 305–320.
13. Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В., Валиев Э.З., Коуров Н.И., Теплых А.Е., Уксусников А.Н. Формирование нанокристаллической структуры в аморфном сплаве Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ при интенсивном механотермическом воздействии и размерный эффект термоупругого мартенситного превращения B2↔B19 // ФММ. 2012. Т. 113. № 3. С. 286–298.
14. Дубинин С.Ф., Пархоменко В.Д., Пушин В.Г., Теплоухов С.Г. Исследования методами дифракции рентгеновских лучей, электронов и нейтронов структуры сплавов на основе TiNi в аморфном состоянии, полученных быстрой закалкой или облучением нейтронами // ФММ. 2000. Т. 89. № 1. С. 70–74.
15. Пархоменко В.Д., Дубинин С.Ф., Пушин В.Г., Теплоухов С.Г. Дифракционные исследования структуры сплавов никелида титана, аморфизированных закалкой и быстрыми нейтронами // Вопр. атомной науки и техники. 2001. № 4. С. 28–33.
16. Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Велигжанин А.А. Различия в локальной атомной структуре аморфных сплавов Ti₂NiCu, полученных методом закалки из расплава и методом больших пластических деформаций // Вектор науки ТГУ. 2019. № 4 (50). С. 73–79.
17. Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Хабибуллина И.А., Сундеев Р.В., Севрюков О.Н. Особенности кристаллизации аморфных сплавов TiNiCu с высоким содержанием меди // ФТТ. 2020. Т. 62. Вып. 6. С. 829–833.
18. Pushin V.G., Kourov N.I., Kuntsevich T.E., Kuranova N.N., Matveeva N.M., Yurchenko L.I. Nanocrystalline TiNi-based shape memory materials produced by ultrarapid quenching from melt // Phys. Met. Metal. 2002. V. 94. Suppl. 1. P. S107–S118.
19. Waitz T., Kazukhanov V., Karthaler H.P. Martensitic phase transformations in nanocrystalline NiTi studied by TEM // Acta Materialia. 2004. V. 52. P. 137–147.
20. Пушин А.В., Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Коуров Н.И., Кунцевич Т.Э., Макаров В.В., Уксусников А.Н. Особенности структуры и фазовых превращений в быстрозакаленных из расплава сплавах на основе Ni₅₀Ti₃₂Hf₁₈, легированных медью, с высокотемпературным эффектом памяти формы // ФММ. 2017. Т. 118. № 10. С. 1046–1054.
21. Пархоменко В.Д., Дубинин С.Ф., Теплоухов С.Г. Влияние химического состава на аморфизацию быстрыми нейтронами сплавов на основе никелида титана // ФТТ. 2008. Т. 50. № 10. С. 1737–1740.
22. Пушин В.Г., Пушин А.В., Куранова Н.Н. Особенности атомной структуры сплава Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅, аморфизированного при быстрой закалке расплава // ФММ. 2019. Т. 120. № 2. С. 176–182.
23. Heusler Alloys: Properties, Growth, Applications / by ed. C. Felser. Switzerland. Springer International Publishing, 2016. 485 с.
24. Turnbull D., Cohen M.H. Free-volume model of the amorphous phase: Glass transition // J. Chem. Phys. 1961. V. 34. P. 120–125.
25. Mudryi S.I., Korolyshyn A.V., Kotur B.Ya., Bednars'ka L.M., Hertsyk O.M., Kovbuz M.O. Evaluation of the volume fraction of the crystalline phase in amorphous alloys // Mater. Sci. 2005. V. 41. № 3. P. 427–431.
26. Новые металлические материалы и способы их производства: учебное пособие / А.В. Рябов, К.Ю. Окишев. Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2007. 64 с.
27. Launey M.E., Kruczic J.J., Li C., Busch R. Quantification of free volume differences in a Zr₄₄Ti₁₁Ni₁₀Cu₁₀Be₂₅ bulk amorphous alloy // Applied Phys. Lett. 2007. V. 91. P. 051913.
28. Бетехтин В.И., Глезер А.М., Кадомцев А.Г., Кияткова А.Ю. Избыточный свободный объем и механические свойства аморфных сплавов // ФТТ. 1998. Т. 40. № 1. С. 85–89.

29. Бетехтин В.И., Голиханданов Е.Л., Кадомцев А.Г., Кипяткова А.Ю., Толочко О.В. Влияние отжига на избыточный свободный объем и прочность материалов // ФТТ. 2000. Т. 42. Вып. 8. С. 1420–1424.
30. Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Холтунина Н.Н. Об определении доли кристаллической фазы в морфно-кристаллических сплавах // ФТТ. 2010. Т. 52. Вып. 3. С. 417–423.

Atomic Structure of Ti_2NiCu Alloy after Severe Plastic Deformation by High Pressure Torsion and Heat Treatment

N. N. Kuranova^{1, *}, V. V. Makarov¹, and V. G. Pushin¹

¹*Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620108 Russia*

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

Abstract—The results of a comparative analysis of the structure of Ti_2NiCu alloy subjected to severe plastic deformation by high pressure torsion (HPT) and subsequent annealing are presented. The study of the structure was carried out by diffractometry of electron, X-rays and neutrons, transmission electron microscopy. It is established that an amorphous-crystalline state is formed in the alloy: nanocrystallites with a $B2$ lattice are present in the amorphous matrix. The analysis of diffuse maxima showed that the topological and compositional near atomic order of nanodomains with a superstructure ordered by type $B2$ and $L2_1$ is present in the Ti_2NiCu alloy after HTP on 5 rev.

Keywords: Ti_2NiCu , rapid quenching from melt, high-pressure torsion, amorphized state, near atomic order, nanocrystals