

УДК 538.9

САМООРГАНИЗАЦИЯ РАЗНОМАСШТАБНЫХ СТРУКТУРНЫХ ГРУПП В КОМПОЗИТЕ Cu/NbTi ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПАКЕТНОЙ ГИДРОЭКСТРУЗИИ

© 2023 г. З. А. Самойленко¹, Н. Н. Ивахненко^{1, 2, *}, Е. И. Пушенко¹, Н. Н. Белоусов¹,
Н. В. Чернявская¹, М. Ю. Бадекин³

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 283050 Россия

²Российский государственный аграрный университет МСХА
им. К.А. Тимирязева, ул. Тимирязевская, 47, Москва, 127434 Россия

³Донецкий национальный университет, ул. Университетская, 24, Донецк, 283001 Россия

*e-mail: yulduz19.77@mail.ru

Поступила в редакцию 09.08.2022 г.

После доработки 31.05.2023 г.

Принята к публикации 16.06.2023 г.

По технологии повторяющейся пакетной прокатки композита Cu/NbTi получили высокопрочный гетерофазный сплав, обладающий сверхпроводящими свойствами. Рентгеноструктурные исследования показали, что полученный материал обладает ненапряженной, релаксированной структурой в виде самосогласованных, диффузионно локально легированных, разноразмерных атомных групп трех типов: 1) мелкокристаллических с дальним атомным порядком с размерами около 450 Å, проявляющихся в виде дебаевских отражений с острыми вершинами максимумов; 2) мезоскопических кластеров с наноразмерным атомным порядком, представленных в виде диффузных максимумов с пологими склонами и 3) мелких низкоразмерных группировок атомов с ближним атомным порядком 10–50 Å, проявляющихся в виде диффузного некогерентного рассеяния рентгеновских лучей (сильно размытых диффузных максимумов).

Ключевые слова: волокнистый композиционный материал, интенсивная пластическая деформация, рентгеноструктурный анализ, аморфизация

DOI: 10.31857/S0002337X23090129, **EDN:** ZZGVAV

ВВЕДЕНИЕ

Интерес к волокнистым композиционным материалам в последнее время не теряет актуальности. Это связано с существенным отличием их физических и химических свойств от свойств металлов и сплавов, что позволяет получать новые функциональные материалы с экстремальными механическими, магнитными и электрическими свойствами [1–5].

В связи с этим интерес к наноструктурным материалам, обусловленный необычно высоким потенциалом их свойств [6], вызвал многообразие работ по способам получения и их влияния на физико-химические свойства, что привело к разработке ряда методов на основе интенсивной пластической деформации (ИПД) [7–10]. В основе ИПД лежит формирование за счет больших деформаций сильно фрагментированной и разориентированной структуры, имеющей признаки рекристаллизованного аморфного состояния. Для достижения больших деформаций материалов используют: кручение

под давлением, равноканальное угловое прессование, винтовую экструзию, прокатку, всестороннюю ковку. Еще одним способом достижения больших деформаций является пакетная гидроэкструзия, многократное применение которой позволяет наряду с уменьшением среднего размера зерен получать массивные образцы с минимальным количеством пустот на границах зерен [11].

Эволюция микроструктуры и свойства чистых металлов, подвергнутых ИПД, изучены достаточно хорошо. В меньшей степени это касается многофазных систем, в частности композитов, хотя именно они имеют наибольший потенциал практического применения [12–14]. Композиты с медной матрицей обладают уникальным комплексом физических свойств (тепловой и электрической проводимостью, высокими механическими характеристиками, износо- и коррозионной стойкостью) в сочетании с технологичностью изготовления [15].

Целью настоящей работы является исследование структуры волокнистых композитных материалов NbTi в медной матрице, полученных методом пакетной гидроэкструзии в сочетании с кручением под высоким давлением.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Материалом для исследования был волокнистый композиционный материал (ВКМ) Cu/NbTi с различной степенью армирования ((211)¹, (211)², (211)³), полученный методом пакетной гидроэкструзии. Технология получения ВКМ подробно изложена в работе [16]. Первоначально осуществляли гидропрессование биметаллических заготовок, в которых оболочку изготавливали из материала матрицы композита. Затем гидропрессованные прутки (проволочные изделия) материала-упрочнителя в оболочках собирали в пакет и помещали в общую оболочку. В процессе гидропрессования происходили уплотнение и вытяжка пакета биметаллических прутков, а их поперечные сечения принимали форму шестигранников. Исходная заготовка подвергалась трехкратной гидроэкструзии. Для этого использовали в качестве основного материала проволоку диаметром 1.0 мм из сплава Ti–45Nb. Из проволоки были нарезаны фрагменты высотой 2.0 мм, которыми было заполнено медное кольцо диаметром 6.0 мм с толщиной стенки 2.0 мм. В результате изготовлены наборы образцов в виде проволок с плавно уменьшающимися поперечными размерами волокон и возрастающим уровнем накопленной деформации.

Изготовленные таким образом образцы подвергали кручению под высоким давлением (КВД) ($p = 30$ атм) при комнатной температуре. Методика технологии КВД подробно изложена в работе [17]. Использовали камеру Бриджмена, скорость вращения подвижного Пуассона составляла 0.5 об./мин, число полных оборотов вращения варьировалось от 0 до 5 во избежание возможного перегрева образца [18]. Деформацию растяжения ВКМ осуществляли на деформационной машине 2167P-50 [19].

Для металлографического анализа исходного композита образцы были подготовлены путем шлифовки наждачной бумагой из карбида кремния до зернистости 2000, полировки алмазной суспензией размером 2.0 мкм и очистки в ультразвуковой ванне с этанолом. Микроструктура сплава, обработанного КВД, была исследована с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ), работающего при 160 кВ. Образцы, обработанные КВД, для визуализации ПЭМ были подготовлены с использованием стандартного метода, который включает шлифовку, углубление и утончение ионами Ar.

С помощью анализа диффузного рассеяния рентгеновских лучей были проведены исследования структуры сплава Ti–45Nb в исходном состоянии и после КВД. Использовали длинноволновое CrK_α -излучение с V-фильтром и фотометод, чувствительный к регистрации диффузного рассеяния рентгеновских лучей слабой интенсивности, с последующим микрофотометрированием [20].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Из приведенного структурного состояния композита Cu/NbTi (рис. 1) обнаружено, что в одной части образца частицы NbTi (размером около 100 нм) имеют выразительные четкие границы, в другой части образца они теряют свою индивидуальность и соединяются с медной матрицей, что свидетельствует о неравномерной деформации вдоль поверхности образца. Фрагментация и частичное соединение зерен происходят одновременно в зависимости от реализации локальных условий деформирования, т.е. в условиях увеличения давления до $p = 30$ атм и затем более интенсивно в условиях деформации кручения (на угол 1 рад) (рис. 2).

На рис. 2а представлены электронные микрофотографии поверхности разрыва гомогенного нановолокнистого композита Cu/NbTi с количеством волокон (211)³. На рис. 2б приведена профилограмма рельефа поверхности разрыва, по которой оценивали характер разрушения, размеры и структурную организацию границ раздела между нановолокнами и оболочкой материала.

Профилограмма излома при комнатной температуре испытания (рис. 2б) свидетельствовала о хрупком характере разрушения ВКМ с элементами вязкого течения. Предварительные исследования микроструктуры исходных образцов Cu/NbTi с (211)² показали, что начальные стадии фрагментации и слияния зерен начинали проявляться в условиях динамической рекристаллизации на заключительной стадии процесса пакетной гидроэкструзии. Проведенные деформационно-резистометрические эксперименты *in situ* в условиях непосредственного разрыва нановолокон свидетельствовали о начале активизации деформационно-кинетических процессов.

Одним из актуальных аспектов, связанных с получением и применением ВКМ, является исследование температурно-временной стабильности наноструктуры. Исследована зависимость предела прочности и пластичности Cu/NbTi с (211)² от температуры испытания. Показано, что начиная с 1000 К происходит достаточно резкое уменьшение предела прочности (с 940 МПа при 300 К до 660 МПа при 900 К) со значительным увеличением

пластичности (с 10% при 300 К до 20% при 900 К). Величина декремента колебаний в условиях активного растяжения Cu/NbTi монотонно увеличивалась. Сигналы акустической эмиссии находились на уровне фона. В области физического предела текучести наблюдали значительное повышение декремента колебаний вследствие пластической деформации матрицы и микроскопической деформации волокон. Сигналы акустической эмиссии активизировались в области средних частот. На стадии макропластического течения Cu/NbTi величина декремента затухания выходила на минимум, при этом начинали регистрироваться отчетливые импульсы акустической эмиссии. Регистрируемые импульсы имели крутой передний фронт (около 10^{-7} с) с высокочастотным (80–220 кГц) заполнением, переходящим к относительно низкочастотному (15–30 кГц) затуханию. Акустический сигнал имел дискретную структуру и представлял собой последовательность отдельных импульсов, временной интервал между которыми не превышал 1 мкс и зависел от степени деформации и вида нагружения. В зависимости от степени деформации ВКМ Cu/NbTi длительность отдельных импульсов изменялась от 1 до 20 мкс, а амплитуда – в интервале от 0.1 до 30 мВ. Изменение интенсивности акустической эмиссии с увеличением скорости деформации носило сложный характер. В области пластической деформации при скорости деформации 5×10^{-4} с $^{-1}$ интенсивность акустической эмиссии повышалась до 10^3 имп./с.

Таким образом, в процессе *in situ* исследования структурно-кинетических процессов в Cu/NbTi (211)¹ обнаружена корреляция между видом кривых деформации и характером поведения декремента колебаний, а также между особенностями изменения акустической эмиссии и параметрами дефектной микроструктуры. Наличие данной корреляции позволило качественно судить о характере разрушения и предшествующих микроструктурных изменениях, происходящих в процессе деформации ВКМ Cu/NbTi с (211)² и (211)³.

Для дальнейшего анализа атомной структуры материала исследовали дифракционные картины образцов Cu/NbTi (рис. 3). Рентгеновские дифракционные картины для всех полученных композитов состояли из суперпозиции рассеяния рентгеновских лучей от группировок атомов, различающихся масштабом упорядочения.

Когерентное рассеяние создается в основном группировками атомов мезоскопического масштаба, в которых намечается тенденция к кристаллоподобной упаковке атомов.

Некогерентное (фоновое) рассеяние создается преимущественно средой неупорядоченно расположенных атомов в межкластерных зонах [21].

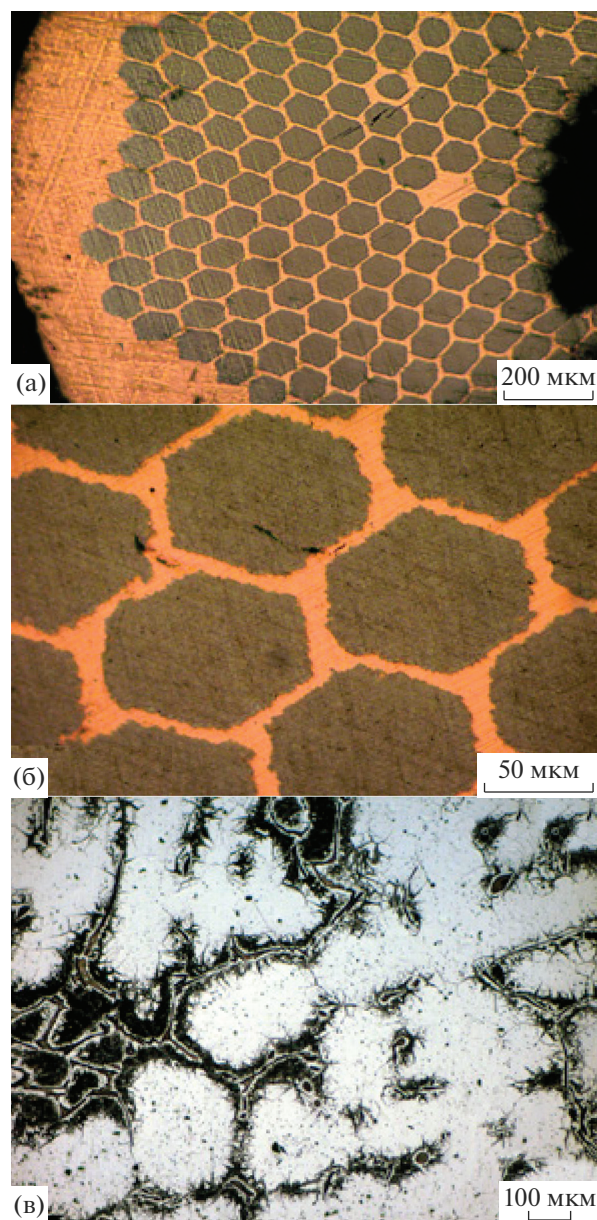


Рис. 1. Структурное состояние композита Cu/NbTi при $p = 30$ атм: перед сжатием и кручением (а), после сжатия без кручения (б), после кручения (в).

На дифракционных картинах композита Cu/NbTi (рис. 3а), деформированного при отсутствии вращения ($n = 0$) при малых углах дифракции (29° – 37°) линия 111 Cu самая интенсивная и узкая, что объясняется совершенством структуры дальнего порядка в указанных плоскостях Cu; линия 110 Nb средней интенсивности и узкая, 101 Ti – слабой интенсивности, отдельно расположенная, что свидетельствует о незначительном взаимодействии Cu, Nb и Ti в указанных группах плоскостей. При средних и больших углах (37° – 80°) линии 200 и 220 Cu, а также 211 и 220 Nb и 102, 103,

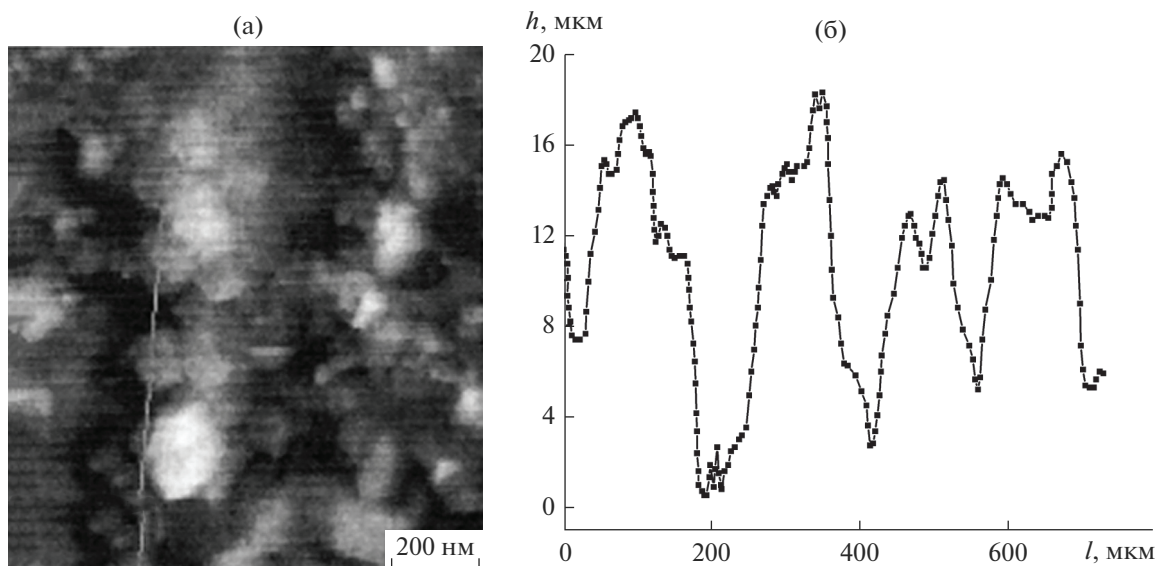


Рис. 2. ПЭМ-изображение нановолокнистого композита Cu/NbTi (а) и профилограмма торцевой поверхности разрыва (б).

201 Ti асимметричные, с наплывами или с уплотненными максимумами, что характеризует наличие дефектности в приведенных семействах плоскостей с локальным легированием плоскостей Cu и Nb атомами Ti, на что указывают положения и формы рядом расположенных линий (см. рис. 3а).

Дифракционная картина композита Cu/NbTi после его деформации с вращением ($n = 2$) содержит три структурные группы (рис. 3б): при малых углах отражения ($28^\circ - 41^\circ$) от плотноупакованных плоскостей рефлексы 111 и 200 Cu имеют форму узких дельтаобразных линий, означающих совершенный дальний порядок, при этом плоская вершина двоякого максимума 110 Nb и 101 Ti указывает на обменное взаимодействие в этих плоскостях. При средних углах ($41^\circ - 57^\circ$) присутствуют рефлексы Nb и Ti. При больших углах ($57^\circ - 80^\circ$) все линии – 211 и 220 Nb, 103, 112 и 201 Ti, 220 Cu – размытые, перекрывающиеся друг друга, что указывает на высокую дефектность кристаллической структуры типа сжатых и растянутых групп плоскостей и на усиление межатомного обменного взаимодействия различных химических элементов с проявлением локального деформационного легирования кристаллической структуры, что означает качественно новое состояние структуры. У основания же указанной группы рефлексов от 220 Nb до 201 Ti расположилось диффузное гало (указано тонкой линией), что свидетельствует о переходе материала в нанокристаллическое состояние вплоть до аморфизации, возможной согласно [22].

Дифракционная картина композита Cu/NbTi после его деформации с вращением ($n = 5$) тоже содержит три структурные группы (рис. 3в). При

малых углах ($28^\circ - 35^\circ$) в семействе плотноупакованных плоскостей 110 Nb, 101 Ti, 111 Cu обнаружено взаимодействие кристаллических Nb и Cu через мезоскопический (наноразмерный) Ti, что проявляется в формировании общей дифракционной аморфно-кристаллической группы из гало и линий. При средних углах ($35^\circ - 55^\circ$) заметны диффузные отражения с небольшими флуктуационными максимумами от формирующейся новой аморфно-кристаллической структуры. При больших углах ($55^\circ - 80^\circ$) дифракционные полосы от т. н. “косых плоскостей” с элементарной кубической ячейкой похожи на диффузные полосы – гало, что объясняется уменьшением атомного порядка от дальнего к мезоскопическому (наноразмерному) масштабу при установлении существенного межатомного взаимодействия между Ti, Nb, Cu.

Измерив интегральные интенсивности от группировок атомов с различным упорядочением для отдельных максимумов и приравнивая суммарную интенсивность к 100%, рассчитали распределение индивидуальных групп кластеров в образцах Cu/NbTi (рис. 4). Во всех образцах заметно похожее распределение кластеров в объеме материала.

С увеличением оборотов вращения концентрационные кривые Cu-фаз уменьшаются по интенсивности и сближаются с кривыми других фаз ($n = 5$). В образце с $n = 5$ проявляется наиболее равномерная смешанная структура с совмещением кривых концентрационного распределения кластеров различных фаз [23].

Оценивая полуширину флуктуационных максимумов β и их углы (рис. 3), используя значение

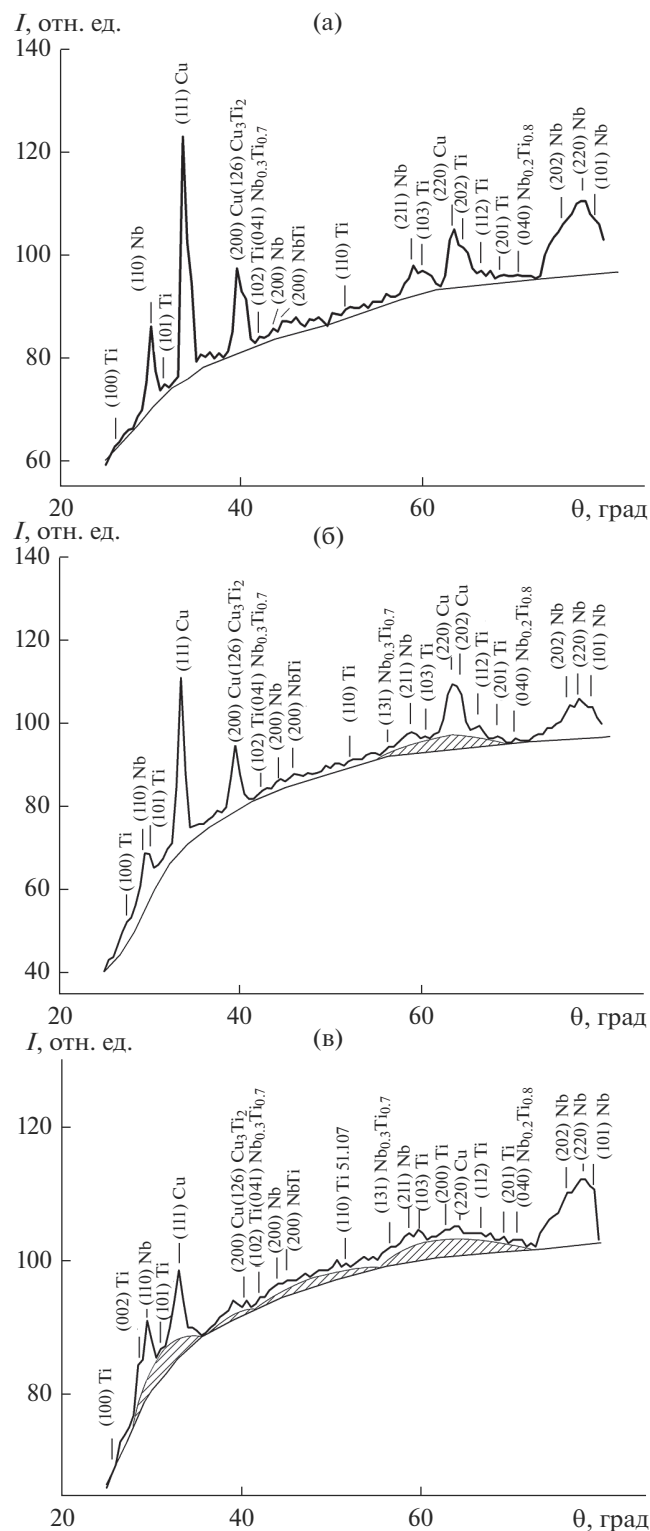


Рис. 3. Дифракционные картины образца Cu/NbTi ($p = 30$ атм) при $n = 0$ (а), 2 (б), 5 (в).

длины волны для CrK_α -излучения по методике Л.И. Китайгородского [24], определили линейный размер кластеров (рис. 5) из выражения

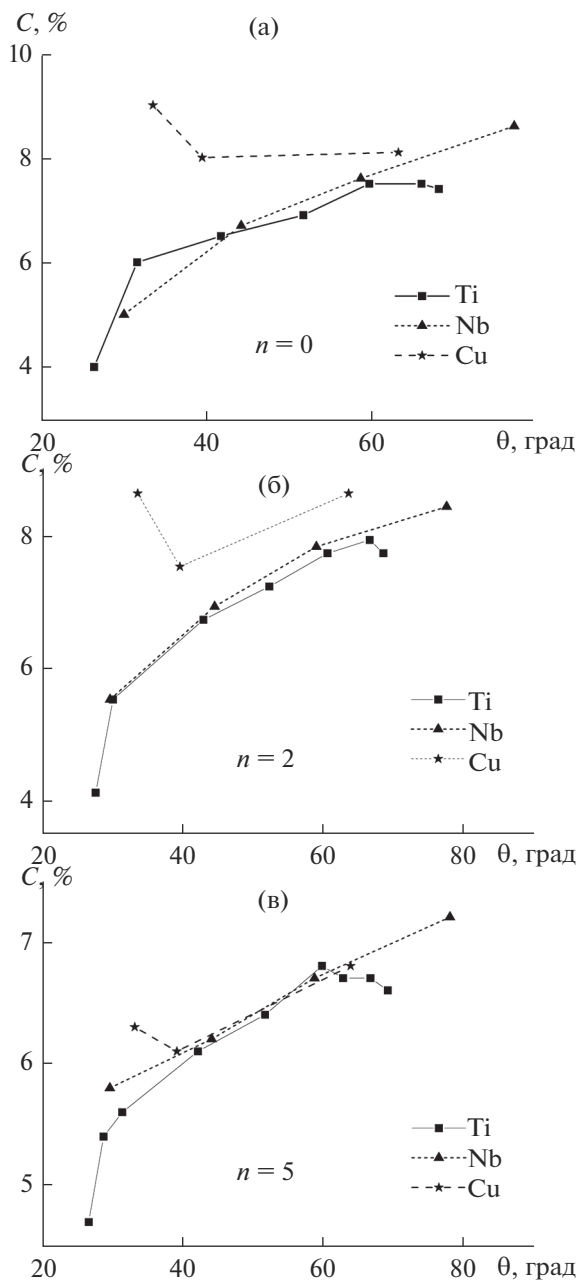


Рис. 4. Распределения концентраций кластеров различных фаз в композите Cu/NbTi, полученные на основе дифракционных картин.

$$D = 3 \frac{\lambda}{4\pi\eta},$$

где λ – длина волны рентгеновского излучения; η – безразмерный коэффициент, связывающий размеры кластеров с шириной диффузного максимума при учете геометрических параметров регистрирующей рентгеновской камеры, определяемый из соотношения

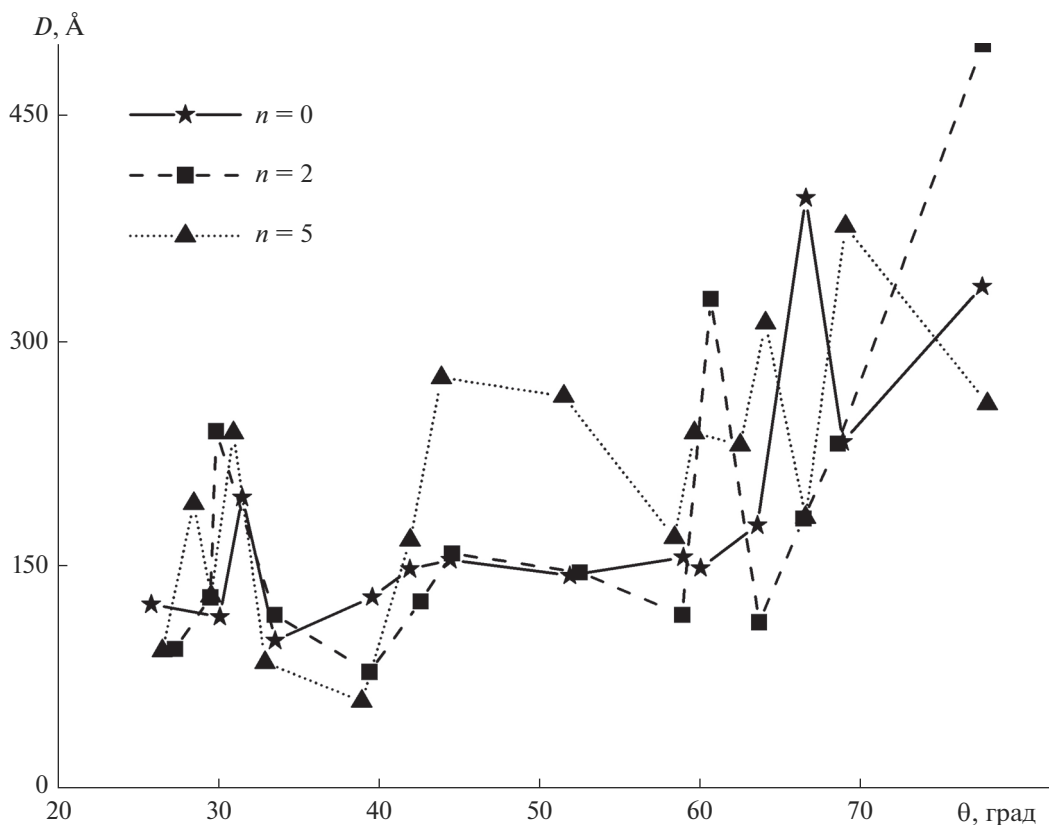


Рис. 5. Размеры кластеров в композите Cu/NbTi.

$$\frac{B}{2R} = \frac{18\eta}{0.004 + 0.084 \cos \theta} + 0.0064\theta,$$

где B – ширина диффузного максимума, $2R$ – диаметр фокусного пятна на образце, θ – величина угла диффузного максимума на дифракционной картине. Для всех исследуемых композитов размеры кластеров изменяются в пределах 90–500 Å с преобладающим развитием крупных кластеров на основе атомов из ближкорасположенных плоскостей [25]. Полученный вид зависимостей размеров флукуционных кластеров от углового положения (рис. 5) характеризует неустойчивость данных структурных образований.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено исследование структурно-кинетических изменений в волокнистых нанокompозитах Cu/NbTi, полученных в процессе пластической деформации. Экспериментально установлено, что в условиях действия сдвиговых напряжений в гомогенных нановолокнистых материалах одновременно протекают два конкурирующих процесса: фрагментация и динамическая рекристаллизация.

Получена структура, ненапряженная, релаксированная, разноразмерная, с дальним (в виде

мелких кристаллов), мезоскопическим (в виде наноразмерных кластеров, представляющих собой фрагменты из плоскостей с достаточно совершенным атомным порядком (плоские кластеры)), порядком постепенно переходящим в ближний атомный порядок с дефектной структурой, межкластерные аморфизированные области.

В исследованных образцах выявляется структурное состояние в виде периодических флукуционных максимумов при средних углах дифракционной картины, похожее на образование новой метастабильной наноразмерной фазы.

Исследована термическая стабильность сформированной нановолокнистой структуры Cu/NbTi. Экспериментально показано, что при повышении температуры в условиях предельных напряжений происходила смена механизмов пластической деформации: от хрупкого к вязкому разрушению.

Обнаружен температурный эффект повышенной пластичности гомогенных нановолокнистых материалов Cu/NbTi. Показано, что повышенная пластичность может быть обусловлена проскальзыванием между границами мелкокристаллических и мезоскопических частиц NbTi с окружающей их матричной оболочкой из аморфизированной смеси атомов меди, титана и ниобия. Это

следует из особенностей дифракционной картины для образца с $n = 5$ (рис. 2), где явно видно формирование диффузного размытого максимума, объединяющего размытые основания дебаевских отражений одинаковой интенсивности от группировок параллельных плоскостей: 211 Nb, 103 Ti, 200 Ti, 220 Cu, 112 Ti и 201 Ti (см. рис. 2, $\theta = 55^\circ - 70^\circ$), что указывает на гомогенность состояния структур данного многокомпонентного композита. Это новое структурное состояние, которое выявилось при необычном технологическом процессе, сочетающем нагрев и деформацию композита, из нескольких разнородных металлов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhang D.C., Mao Y.F., Li Y.L., Li J.J., Yuan M., Lin J.G. Effect of Ternary Alloying Elements on Microstructure and Superelasticity of Ti–Nb Alloys // *Mater. Sci. Eng., A*. 2013. V. 559. P. 706–710. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.09.012>
2. Luz A.R., Souza G.B., Lepienski C.M., Siqueira C.-J.M., Kuromoto N.K. Tribological Properties of Nanotubes Grown on Ti-35Nb Alloy by Anodization // *Thin Solid Films*. 2018. V. 660. P. 529–537. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2018.06.050>
3. Tohidi A.A., Ketabchi M., Hasannia A. Nanograined Ti–Nb Microalloy Steel Achieved by Accumulative Roll Bonding (ARB) Process // *Mater. Sci. Eng., A*. 2013. V. 577. P. 43–47. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.04.025>
4. Edalati K., Daio T., Lee S., Horita Z., Nishizaki T., Akune T., Nojima T., Sasaki T. High Strength and Superconductivity in Nanostructured Niobium–Titanium Alloy by High-Pressure Torsion and Annealing: Significance of Elemental Decomposition and Super-saturation // *Acta Mater*. 2014. V. 80. P. 149–158. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.07.065>
5. Çaha I., Alves A.C., Kuroda P.A.B., Grandini C.R., Pinto A.M.P., Rocha L.A., Toptan F. Degradation Behavior of Ti–Nb Alloys: Corrosion Behavior through 21 Days of Immersion and Tribocorrosion Behavior Against Alumina // *Corros. Sci.* 2020. V. 167. P. 108488–108497. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108488>
6. Ignatenko P.I., Klyakhina N.A., Badekin M.Yu. Structure and Properties of Metal Nitride Films Produced by Ion Implantation // *Inorg. Mater.* 2005. V. 41. № 1. P. 36–41. <https://doi.org/10.1007/s10789-005-0073-5>
7. Bachmaier A., Pippan R. High-Pressure Torsion Deformation Induced Phase Transformations and Formations: New Material Combinations and Advanced Properties // *Mater. Trans.* 2019. V. 60. № 7. P. 1256–1269. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MF201930>, https://www.jstage.jst.go.jp/article/matertrans/60/7/60_MF201930/_article/-char/en
8. Edalati K. Metallurgical Alchemy by Ultra-Severe Plastic Deformation via High-Pressure Torsion Process // *Mater. Trans.* 2019. V. 60. № 7. P. 1221–1229. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MF201914>, https://www.jstage.jst.go.jp/article/matertrans/60/7/60_MF201914/_article/-char/en
9. Han J.-K., Jang Jae-il, Langdon T.G., Kawasaki M. Bulk-State Reactions and Improving the Mechanical Properties of Metals through High-Pressure Torsion // *Mater. Trans.* 2019. V. 60. № 7. P. 1131–1138. <https://doi.org/10.2320/matertrans>. https://www.jstage.jst.go.jp/article/matertrans/60/7/60_MF201908/_article/-char/en
10. Panigrahi A., Sulkowski B., Waitz T., Ozaltin K., Chrominski W., Pukenas A., Horkey J., Lewandowska M., Skrotzki W., Zehetbauer M. Mechanical Properties, Structural and Texture Evolution of Biocompatible Ti–45Nb Alloy Processed by Severe Plastic Deformation // *J. Mech. Behavior Biomed. Mater.* 2016. V. 62. P. 93–105. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2016.04.042>
11. Самойленко З.А., Ивахненко Н.Н. Анализ фазовых переходов в разномасштабной атомной структуре при отжиге магний-цинковых ферритов // *Журн. техн. физики*. 2009. Т. 79. № 10. С. 151–155.
12. Davies T., Grovenor C.R.M., Speller S.C. Atmospheric Oxidation of NbTi Superconductor // *J. Alloys Compd.* 2020. V. 848. P. 156345–156357. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156345>
13. Delshadmanesh M., Khatibi G., Ghomsheh M.Z., Lederer M., Zehetbauer M., Danninger H. Influence of Microstructure on Fatigue of Biocompatible β -Phase Ti–45Nb // *Mater. Sci. Eng., A*. 2017. V. 706. P. 83–94. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.098>
14. Mello M.G., Dainese B.P., Caram R., Cremasco A. Influence of Heating Rate and Aging Temperature on Omega and Alpha Phase Precipitation in Ti35Nb Alloy // *Mater. Charact.* 2018. V. 145. P. 268–276. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.08.035>
15. Самойленко З.А., Ивахненко Н.Н., Пушенко Е.И., Пашинская Е.Г., Варюхин В.Н. Разнообразие беспорядка и разномасштабного порядка при вариациях интенсивной деформации меди // *Физика твердого тела*. 2015. Т. 57. № 1. С. 82–90.
16. Спусканий В.З., Дугадко А.Б., Матросов Н.И., Янчев А.И. Дифференцированный учет степени деформации материала матрицы волокнистого композита // *Физика и техника высоких давлений*. 2001. Т. 11. № 3. С. 69–74.
17. Edalati K., Horita Z. A Review on High-Pressure Torsion (HPT) from 1935 to 1988 // *Mater. Sci. Eng., A*. 2016. V. 652 P. 325–352. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.11.074>
18. Глезер А.М., Варюхин В.Н., Томчук А.А., Малеева Н.А. Происхождение высокоугловых границ зерен в металлах, подвергнутых мегапластической деформации // *Докл. АН Техн. физика*. 2014. Т. 457. № 5. С. 535–538. <https://doi.org/10.7868/S0869565214230108>
19. Белоусов Н.Н. In Situ-исследование процессов структурообразования при деформации материалов в алмазных наковальнях. 1. Оборудование и

- методика эксперимента // Физика и техника высоких давлений. 2006. Т. 16. № 4. С. 90–102.
20. *Самойленко З.А., Ивахненко Н.Н., Пушенко Е.И., Прилипко Ю.С., Пащенко А.В.* Самоорганизованный рост кластеризованных структур в легированных перовскитах $\text{La}_{0.6-x}\text{Nd}_x\text{Sr}_{0.3}\text{Mn}_{1.1}\text{O}_{3-\delta}$ // Неорган. материалы. 2018. Т. 54. № 4. С. 375–381. <https://doi.org/10.7868/S0002337X18040061>
21. *Самойленко З.А., Ивахненко Н.Н., Пащенко А.В., Пащенко В.П., Прилипко С.Ю., Ревенко Ю.Ф., Кизель Н.Г.* Наноструктурная кластеризация в твердых растворах $(\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3})_{1-x}\text{Mn}_{1+x}\text{O}_{3\pm\delta}$ // Неорган. материалы. 2011. Т. 47. № 9. С. 1122–1127.
22. *Бутенко П.Н., Гиляров В.Л., Корсуков В.Е., Анкудинов А.В., Князев С.А., Корсукова М.М., Обидов Б.А.* Изменения на поверхности гофрированной платиновой фольги под нагрузкой // ФТТ. 2021. Т. 63. № 10. С. 1451–1457. <https://doi.org/10.21883/FTT.2021.10.51390.102>
23. *Самойленко З.А., Ивахненко Н.Н., Пушенко Е.И., Шемченко Е.И., Варюхин В.Н.* Самоорганизация размерного и концентрационного разнообразия в кластеризованной структуре пленок $\text{CN}_x:\text{Eu}_y\text{O}_z$ // ЖТФ. 2020. Т. 90. № 2. С. 318–324. <https://doi.org/10.21883/JTF.2020.02.48827.222-19>
24. *Китайгородский Л.И.* Рентгеноструктурный анализ мелкокристаллических и аморфных тел. М.: Наука, 1952. 589 с.
25. *Гиляров В.Л.* Кинетическая концепция прочности и самоорганизованная критичность в процессе разрушения материалов // ФТТ. 2005. Т. 47. № 5. С. 808–811.