

Светлой памяти
выдающегося российского физика
Владимира Евгеньевича Фортова
посвящается

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ EXAFS- И EELFS-СПЕКТРОСКОПИИ ДЛЯ АНАЛИЗА АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ ОБЪЕМНЫХ И ПОВЕРХНОСТНЫХ ОБЛАСТЕЙ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ ПОСЛЕ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ МЕТОДАМИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ И ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА

© 2021 г. Р. В. Сундеев^{1, *}, А. М. Глезер^{2, 3}, А. В. Шалимова², А. В. Криворучко³,
А. А. Велигжанин⁴, О. В. Вахрушев²

¹Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
“МИРЭА – Российский технологический университет”, Москва, Россия

²Федеральное государственное унитарное предприятие

“Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии имени И.П. Бардина”, Москва, Россия

³Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования

“Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”, Москва, Россия

⁴Федеральное государственное бюджетное учреждение “Национальный исследовательский центр
“Курчатовский институт”, Москва, Россия

*E-mail: sundeev55@yandex.ru

Поступила в редакцию 25.01.2021 г.

После доработки 25.02.2021 г.

Принята к публикации 29.03.2021 г.

Методами EXAFS-спектроскопии (Extended X-Ray Absorption Fine Structure) с синхротронным возбуждением сигнала и EELFS-спектроскопии (Extended Energy-Loss Fine Structure) на атомном уровне изучена локальная кристаллическая и аморфная структура сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ после экстремальных воздействий (мегапластическая деформация в камере Бриджмена и закалка из жидкого состояния со скоростью 10^6 К/с). Проведено сопоставление эволюции атомной структуры в кристаллическом состоянии сплава в ходе мегапластической деформации на поверхности образца (EELFS-спектроскопия) и в объеме образца (EXAFS-спектроскопия). Показано, что в объеме материала происходит постепенная аморфизация атомной структуры, которая в меньшей степени реализуется в приповерхностных областях.

DOI: 10.31857/S0367676521070243

ВВЕДЕНИЕ

Проблема установления атомных координаций и локального химического состава в аморфных и нанокристаллических материалах в процессе экстремальных воздействий на твердое тело является одной из важнейших задач современной физики конденсированного состояния [1]. Она существенно усложняется при расширении методов внешних воздействий на такие материалы. По этим причинам особое значение приобретают эффективные инструментальные средства оценки структурного состояния и химической неоднородности в атомных масштабах. Для рассматриваемой группы материалов за последние годы все шире начинают

использоваться новые методы определения ближайшего атомного окружения. К ним, в первую очередь, относятся метод EXAFS-спектроскопии (Extended X-Ray Absorption Fine Structure) с синхротронным возбуждением сигнала, который характеризует объемное состояние вещества [2], и метод EELFS-спектроскопии (Extended Energy-Loss Fine Structure), позволяющий определять атомное размещение в тончайших слоях на поверхности и на границах раздела фаз [3]. Метод EELFS основан на Фурье-анализе протяженной тонкой структуры спектров потери энергии рассеянных электронов и позволяет получать функции радиального распределения, характеризую-

щие обобщенную картину атомного размещения и индивидуальное окружение атомов каждого из химических элементов на исследуемой поверхности. Локальное пространственное разрешение метода соответствует области диаметром 1–2 нм, а разрешение по глубине сопоставимо с глубиной выхода электронов порядка нескольких атомных слоев. Теория и практика применения этого уникального метода разработана и реализована в лаборатории физики поверхности Института металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова в составе ГНЦ РФ “ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина”.

При экстремальном воздействии с помощью больших (мегапластических) деформаций (МПД) трансформация атомно-кристаллической структуры материалов реализуется в условиях неравновесной термодинамики и специфики протекания релаксационных процессов (особенно при низких температурах) [4]. Это приводит к появлению необычных структурных состояний с особыми характеристиками химической и топологической неоднородности. В этих условиях совместное применение методов EXAFS и EELFS является крайне необходимым и эффективным, позволяя представить эволюцию преобразований атомной системы как в объеме, так и на поверхности сплавов по мере варьирования величины МПД в условиях комнатных и криогенных температур. Отметим, что многие физико-химические свойства материалов зависят главным образом от специфики атомной структуры не только в объеме, но и на поверхности материалов, прошедших МПД.

В научной литературе имеется лишь отрывочная и весьма противоречивая информация об эволюции локальной атомной структуры, играющей определяющую роль при формировании физико-химических и механических свойств материалов, при экстремальном воздействии МПД [5]. Обнаружены новые эффекты структурных превращений, выявлены нетривиальные закономерности изменения магнитных, механических и электрохимических свойств [6]. Наиболее сложно установить особенности структуры под воздействием МПД в аморфных сплавах, где могут возникать локальные неоднородности атомной структуры. Именно метод EXAFS-спектроскопии при использовании синхротронного рентгеновского излучения способен, с нашей точки зрения, решить существующие проблемы идентификации атомной структуры в этих сплавах под воздействием МПД и выявить влияние структурных параметров на комплекс свойств.

Особое место среди функциональных сплавов, обладающих эффектом памяти формы [7], занимает сплав $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, который может быть, получен в аморфном состоянии с помощью двух различных методов экстремальных воздействий

(закалкой из расплава и МПД) [8]. В этой связи целью данного исследования послужил детальный структурный анализ после МПД и закалки из расплава именно этого уникального материала. Для сравнительного анализа характеристик локальной атомной структуры в объемных и поверхностных областях сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в аморфном и нанокристаллическом состоянии после экстремальных воздействий методом МПД был выбран комплекс методов EXAFS-спектроскопии и EELFS-спектроскопии.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала для исследования был выбран сплав $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, который был получен в аморфном состоянии методом вакуумной закалки из жидкого состояния (ЗЖС) со скоростью охлаждения 10^6 К/с в виде ленты толщиной 47 мкм и шириной 8 мм. Кристаллическое состояние сплава было получено путем отжига исходной аморфной ленты по режиму $500^\circ\text{C} - 30$ мин. Материал в кристаллическом состоянии был деформирован в камере Брадждмена кручением под высоким квазигидростатическим давлением (КВД) при температуре 293 К, давлении 6 ГПа и скорости вращения подвижной наковальни 1 об./мин до величины деформации, соответствующей полному числу оборотов подвижной наковальни $n = 1, 4$ и 6.

Исследования локальной атомной структуры исходного аморфного состояния, полученного методом ЗЖС, и вторичного аморфного состояния, полученного КВД, проводилось с помощью метода EXAFS-спектроскопии с использованием синхротронного излучения и метода EELFS-спектроскопии. Чтобы учесть неоднородность деформации при КВД вдоль радиуса образца, все исследования локальной атомной структуры материала проводились на краю образцов.

Локальную атомную структуру исследовали методом EXAFS на экспериментальной станции “Структурное материаловедение” НИЦ Курчатковского источника синхротронного излучения. В режиме пропускания при комнатной температуре были измерены EXAFS-спектры выше K -краев поглощения Ni ($E = 8333$ эВ) и Cu ($E = 8979$ эВ) до значений импульса фотоэлектрона 12 и 14 \AA^{-1} соответственно. В работе использовано синхротронное излучение с длиной волны $\lambda = 0.688862 \text{ \AA}$ и с размером пучка $350 \times 350 \text{ мкм}^2$. Время экспозиции в точке – 10 мин. Экспериментальные спектры обрабатывали с помощью программного пакета IFEFFIT [9] Моделирование EXAFS-функций

проводилось в гармоническом приближении в соответствии со стандартной формулой (1):

$$\chi(k) = -S_0^2 \sum_n \frac{1}{kR_n^2} N_n |f_n(\pi, k)| \exp(-2k^2\sigma_n^2) \times \sin(2kR_n + 2\delta_l(k) + \varphi_n(\pi, k)), \quad (1)$$

где N_n – координационное число, R_n – средний радиус n -й координационной сферы, σ_n^2 – среднеквадратичное отклонение межатомного расстояния от его среднего значения (фактор Дебая–Валлера). Масштабный множитель S_0^2 учитывает влияние многоэлектронных эффектов. Амплитуды $f_n(\pi, k)$ и фазы обратного рассеяния $2\delta_l(k) + \varphi_n(\pi, k)$ рассчитывались с использованием программы FEFF-8.20 [10].

Исследования химического состава поверхности образцов и атомной структуры методом EELFS проводили на электронном спектрометре ESCALAB MK2 (VG) в условиях глубокого вакуума порядка 10^{-8} Па, как в подготовительной, так и в рабочей камерах спектрометра. Электронный спектрометр снабжен анализатором энергии типа полусферический конденсатор, что позволяет достигать высочайшего энергетического разрешения при записи вибрационных спектров порядка 17.0 мэВ и 0.6 эВ при регистрации фотоэлектронной линии Ag 4f, используя монохроматизированное рентгеновское излучение AlK_{α} источника ($h\nu = 1486.6$ эВ). Для Оже-электронной спектроскопии и микроскопии использовали сканирующую электронную пушку LEG200. Поверхность образцов предварительно подвергалась ионной очистке в подготовительной камере спектрометра в течение 30 мин при силе тока пучка ионов аргона порядка 50 мА и ускоряющим напряжением 8.0 кэВ при давлении аргона $3 \cdot 10^{-6}$ Па. Завершение очистки поверхности образца от случайных адсорбированных примесей контролировали по исчезновению пика кислорода O KLL на контрольных Оже-электронных спектрах.

Оже-электронная спектроскопия в режиме отражения позволяла определить химический состав поверхности образцов на глубине около 1 нм. Энергия первичных электронов соответствовала 1500 эВ. Все полученные спектры нормировали на интенсивность линии упруго рассеянных электронов.

Атомную структуру поверхности исследовали на основе метода EELFS-спектроскопии [3]. По аналогии с методом EXAFS, тонкая структура электронного спектра содержит информацию о ближайшем атомном окружении в поверхностных слоях толщиной в единицы Å. Математическая обработка спектров позволяет их реконструировать и рассчитать фурье-трансформанты близкие по сво-

ему физическому смыслу к функциям радиального распределения в методе EXAFS-спектроскопии, на основании которых можно определить длины межатомных связей в нескольких координационных сферах радиусом до 8.5 Å. Для исследования анализировали спектр потери энергии электронов в диапазоне 250 эВ от линии упруго-рассеянных электронов (1500 эВ) E_0 . Электронные спектры регистрировали со скоростью записи 0.4 эВ/с в интегральном виде при накоплении сигнала за 10 сканов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследование методом EXAFS-спектроскопии

Для обработки данных EXAFS-спектров выше K -краев поглощения Ni и Cu представлена модель, позволяющая осуществить определение не только расстояние между возбудимым атомом и его ближайшими соседями (R), но также и количество атомов в первой и второй координационных сферах (N). Модель базируется на $B2$ кристаллической структуре TiNi [11]. В отличие от предыдущих исследований [12] нами была принята попытка приблизить модель к исследованию аморфного состояния. Для чего фактор обратного рассеяния S_0^2 был представлен как

$$S_0^2 = amp \cdot |N_1 - |N_2||. \quad (2)$$

где amp – амплитуда, N_1 – теоретическая величина количества атомов координационной сферы (КС) для кристаллической структуры данного материала, N_2 – варьируемая величина координационной сферы для атомов одного типа в одной КС.

В такой интерпретации S_0^2 не ограничен единичной корреляцией. Другими словами, предполагается, что в случае аморфного состояния координационная сфера состоит из нескольких слоев, где расположены атомы, на которых происходит рассеяние электрона возбуждаемого атома. В предложенной модели предполагается наличие двух “подсфер”, как в первой КС, так и во второй. Расстояние между двумя атомами, центральным (возбуждаемым) и одним из двух атомов, на которых происходит рассеяние электрона центрального атома, в дальнейшем, определяется как путь. В случае, если для образца не было подобрано второго пути рассеяния того же типа в той же координационной сфере, то величина N_1 принималась равной нулю, а N_2 становилась основной, рассчитываемой величиной КС в рамках минимизации R -фактора (фактор соответствия модели эксперименту). Аналогично и в случае рассмотрения второго пути из двух атомов одинакового типа в одной координационной сфере.

Таким образом, в рамках нашего исследования имеем КС, содержащую две “подсферы” с различным количеством атомов: одна содержит 8 атомов титана, а другая 6 атомов меди или никеля. Соответственно, для титана $N_i = 8$, а для меди или никеля $N_{2\text{Cu/Ni}} = 6$. Для сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ атомы Ni и Cu не различимы в локальном окружении, поскольку разница в атомном номере для них равна всего лишь единице. Поэтому при моделировании спектра на краю атомов меди рассеивающий атом в позиции атома никеля может заменяться на атом меди. При моделировании выше края никеля может существовать такая же рокировка атомов меди и никеля. Важно отметить, что в принятой модели использовано независимое определение величин фактора Дебая–Валлера σ^2 для каждого из путей одинакового типа в одной координационной сфере, поскольку предполагалось, что в случае аморфного состояния, координационные “подсферы”, могут различаться разупорядоченностью (фактор Дебая–Валлера в табл. 1), для атомов одинакового типа.

На рис. 1 представлены модули фурье-преобразования и экспериментальных EXAFS-функций, измеренные выше края поглощения K-Cu и K-Ni, для сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ после различных обработок.

Численные параметры локальной атомной структуры исследуемых состояний представлены в табл. 1. Из нее следует, что для K-края Cu в сплаве после ЗЖС суммарная величина N соответствует экспериментально определенной величине для кристаллической B2-сверхструктуры в этом сплаве. Хотя величина R в первой КС приблизительно соответствуют таким же величинам, как и в кристаллическом состоянии, но во второй КС эти же величины заметно превышают значения в кристалле (на 14%), что указывает на значительное разуплотнение структуры.

Для сплава после КВД ($n = 1$) отмечается как бы “уплотнение” локальной атомной структуры фазы по сравнению с параметрами ЗЖС состояния, поскольку как суммарное N , так и R практически соответствуют величинам для кристаллического состояния. Этот факт неудивителен, поскольку он отражает картину начальной деформации закристаллизованного состояния сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$.

С ростом величины деформации при КВД до $n = 4$, величина R первой КС коррелирует с соответствующим значением для КВД при $n = 1$. Однако во второй КС наблюдается увеличение значения R . Иными словами, материал еще более разуплотняется.

После КВД при $n = 6$ материал продолжает разуплотняться, что заметно по значениям R как для первой, так и для второй КС. Эти значения стремятся к значениям R для состояния материала после ЗЖС. Таким образом, локальная атомная

структура сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ после КВД $n = 6$ практически приближается к локальной атомной структуре сплава при ЗЖС.

Аналогичная тенденция наблюдается и при обработке экспериментальных EXAFS-спектров, полученных при съемке выше K-края поглощения Ni. Однако, видно, что связи с участием атомов Ni для сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ имеют наибольшую степень разупорядоченности. Действительно, как это следует, из табл. 1, меньшая степень ближнего порядка отмечается вокруг атома Ni (величина σ^2 заметно выше, чем для связей с участием атомов Cu). В связи с вышеизложенным, следует отметить, что наиболее четко различия в параметрах локальной атомной структуры фиксируются выше края поглощения K-Cu. Ранее было показано, что и в кристаллическом состоянии сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ [13] существует различная степень ближнего порядка для окружения атомов Cu и Ni.

Таким образом, анализ EXAFS спектров, проведенный с применением уточненной модели обработки данных, снятых выше K-краев поглощения Ni и Cu показал, что локальная атомная структура сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ после КВД $n = 6$ приближается к локальной атомной структуре сплава после ЗЖС.

Исследования методом EELFS-спектроскопии

На рис. 2 показана тонкая структура спектров потери энергии электронов в диапазоне 250 эВ вблизи линии упругого рассеяния для образцов сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ в двух состояниях: после ЗЖС и в кристаллическом состоянии, полученном после отжига (500°C, 30 мин) исходной аморфной ленты. Математическая обработка этих спектров по методике [3] позволила получить фурье-трансформанты, характеризующие ближайшее атомное окружение на поверхности образцов.

На рис. 3 представлены фурье-трансформанты для образцов в кристаллическом состоянии, после ЗЖС и КВД сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$. Графики представляют собой подобие обобщенных функций радиального распределения. Каждый пик характеризуется интенсивностью и положением по шкале межатомных расстояний R , выраженных в Å. По положению пиков можно определить межатомные расстояния в первых КС. Такие функции интерпретируют, опираясь на кристаллоструктурные данные для искомым фаз, а в отсутствии таковых, комбинируя сочетания ионных или атомных радиусов отдельных химических элементов.

При сравнении фурье-трансформант спектров EELFS на рис. 3, видно, что для образца в кристаллическом состоянии интенсивность пиков в ближайшем атомном окружении до 4.80 Å значительно выше, чем после ЗЖС. В образцах после ЗЖС уже на расстояниях более чем 2.4 Å не на-

Таблица 1. Характеристики координационных сфер для сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ после ЗЖС и КВД, полученные методом EXAFS-спектроскопии

К-край Cu					
Образец	КС	Путь	N	$R, \text{Å}$	$\sigma^2, 10^{-3} \text{Å}^2$
ЗЖС	1	Cu–Ti ₁	6.6 ± 0.3	2.528 ± 0.081	7.7 ± 6
		Cu–Ti ₂	1.4 ± 0.3	2.556 ± 0.054	10 ± 7
	2	Cu–(Ni/Cu) ₁	5.0 ± 0.2	3.422 ± 0.409	3 ± 2
		Cu–(Ni/Cu) ₂	1.0 ± 0.2	3.513 ± 0.500	34 ± 28
КВД $n = 1$	1	Cu–Ti ₁	4.0 ± 0.2	2.485 ± 0.125	0.2 ± 0.08
		Cu–Ti ₂	4.0 ± 0.2	2.624 ± 0.145	1.1 ± 0.6
	2	Cu–(Ni/Cu)	2.8 ± 1.8	3.045 ± 0.032	9 ± 5
КВД $n = 4$	1	Cu–Ti ₁	2 ± 1	2.427 ± 0.083	3 ± 1
		Cu–Ti ₂	6 ± 1	2.572 ± 0.036	1 ± 1
	2	Cu–(Ni/Cu) ₁	5 ± 1	3.471 ± 0.158	8 ± 4
		Cu–(Ni/Cu) ₂	1 ± 1	3.652 ± 0.086	4 ± 2
КВД $n = 6$	1	Cu–Ti ₁	7 ± 1	2.512 ± 0.097	4 ± 1
		Cu–Ti ₂	1 ± 1	2.653 ± 0.043	1 ± 1
	2	Cu–(Ni/Cu) ₁	5 ± 1	3.457 ± 0.044	14 ± 9
		Cu–(Ni/Cu) ₂	1 ± 1	3.615 ± 0.092	2 ± 1
К-край Ni					
Образец	КС	Путь	N	$R, \text{Å}$	$\sigma^2, 10^{-3} \text{Å}^2$
ЗЖС	1	Ni–Ti	1.7 ± 0.3	2.518 ± 0.092	11 ± 1
	2	Ni–(Ni/Cu)	6.3 ± 0.3	3.544 ± 0.131	4.9 ± 1
КВД $n = 1$	1	Ni–Ti	2.0 ± 1.1	2.528 ± 0.081	14 ± 12
	2	Ni–(Ni/Cu)	6.0 ± 1.1	3.497 ± 0.484	15 ± 9
КВД $n = 4$	1	Ni–Ti ₁	7 ± 1	2.432 ± 0.069	11 ± 2
		Ni–Ti ₂	1 ± 1	2.539 ± 0.177	6 ± 1
	2	Ni–(Ni/Cu) ₁	4 ± 1	3.417 ± 0.104	14 ± 8
		Ni–(Ni/Cu) ₂	2 ± 1	3.587 ± 0.274	6 ± 5
КВД $n = 6$	1	Ni–Ti ₁	6 ± 1	2.497 ± 0.033	8 ± 2
		Ni–Ti ₂	2 ± 1	2.643 ± 0.092	8 ± 1
	2	Ni–(Ni/Cu) ₁	5 ± 1	3.459 ± 0.147	18 ± 6
		Ni–(Ni/Cu) ₂	1 ± 1	3.619 ± 0.206	4 ± 3

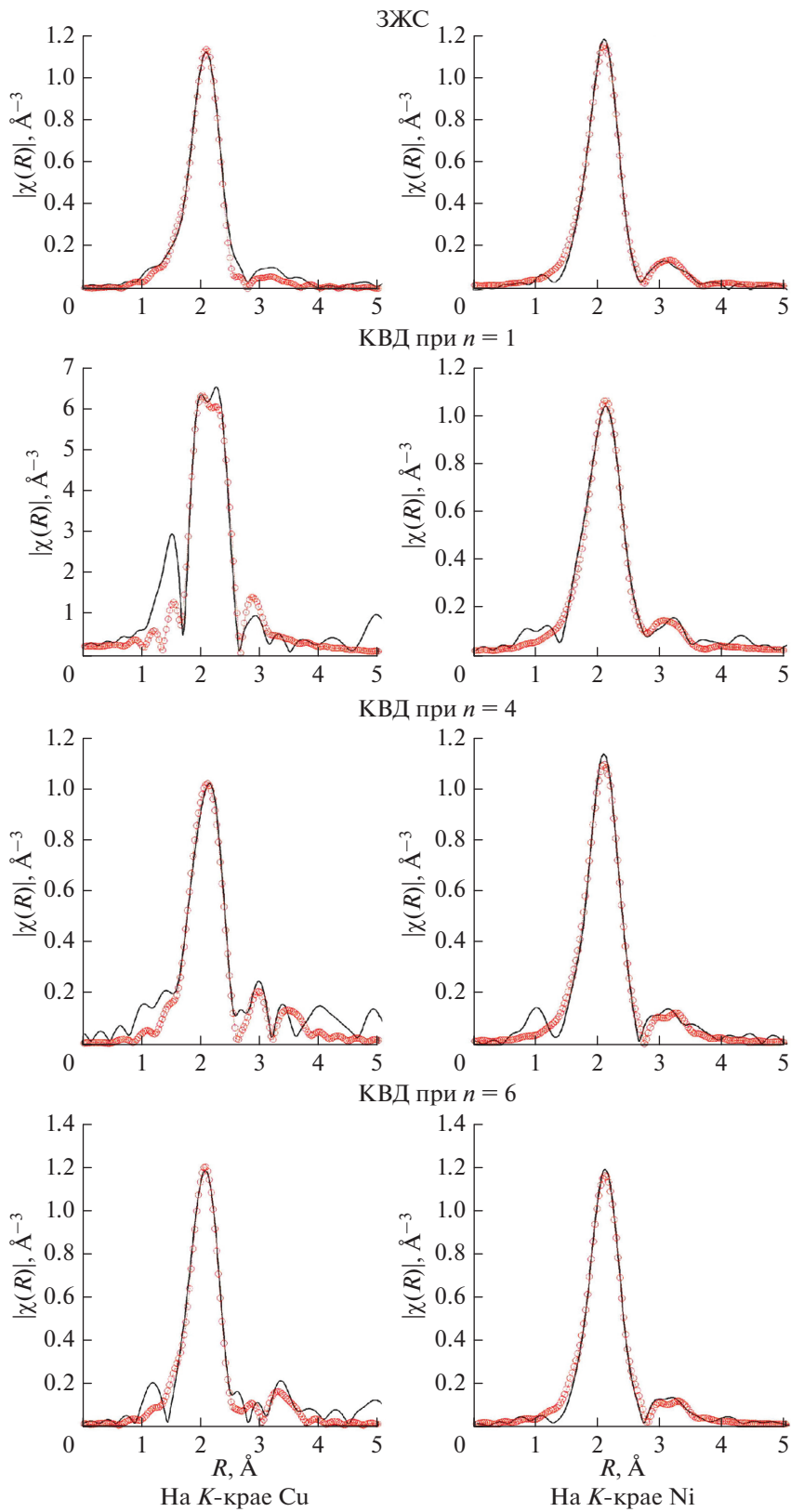


Рис. 1. Модули фурье-преобразования (показаны отдельными точками) экспериментальных EXAFS-функций (показаны сплошными линиями) образцов сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$.

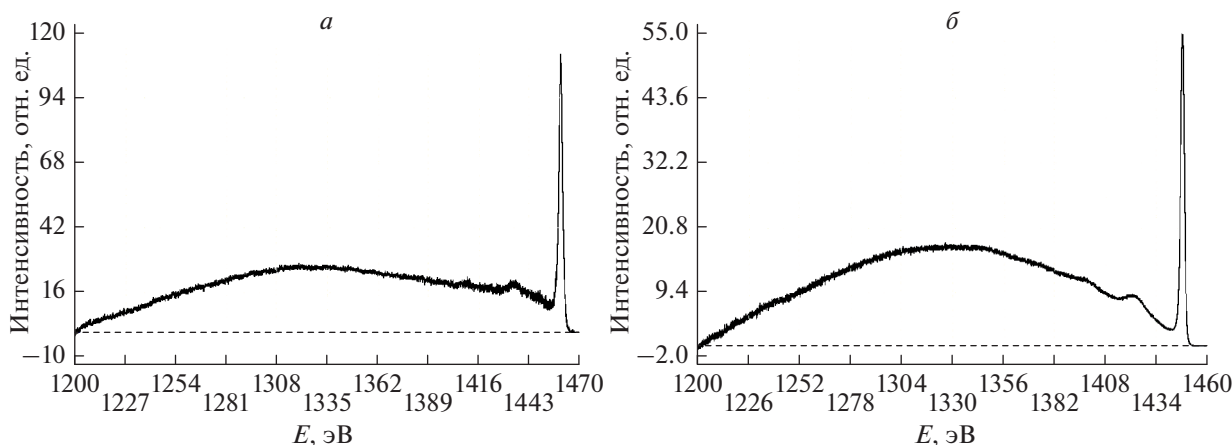


Рис. 2. Тонкая структура спектров потери энергии электронов в диапазоне 250 эВ вблизи линии упругого рассеяния для образцов сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$: ЗЖС + отжиг (500°C, 30 мин) (а), ЗЖС (б).

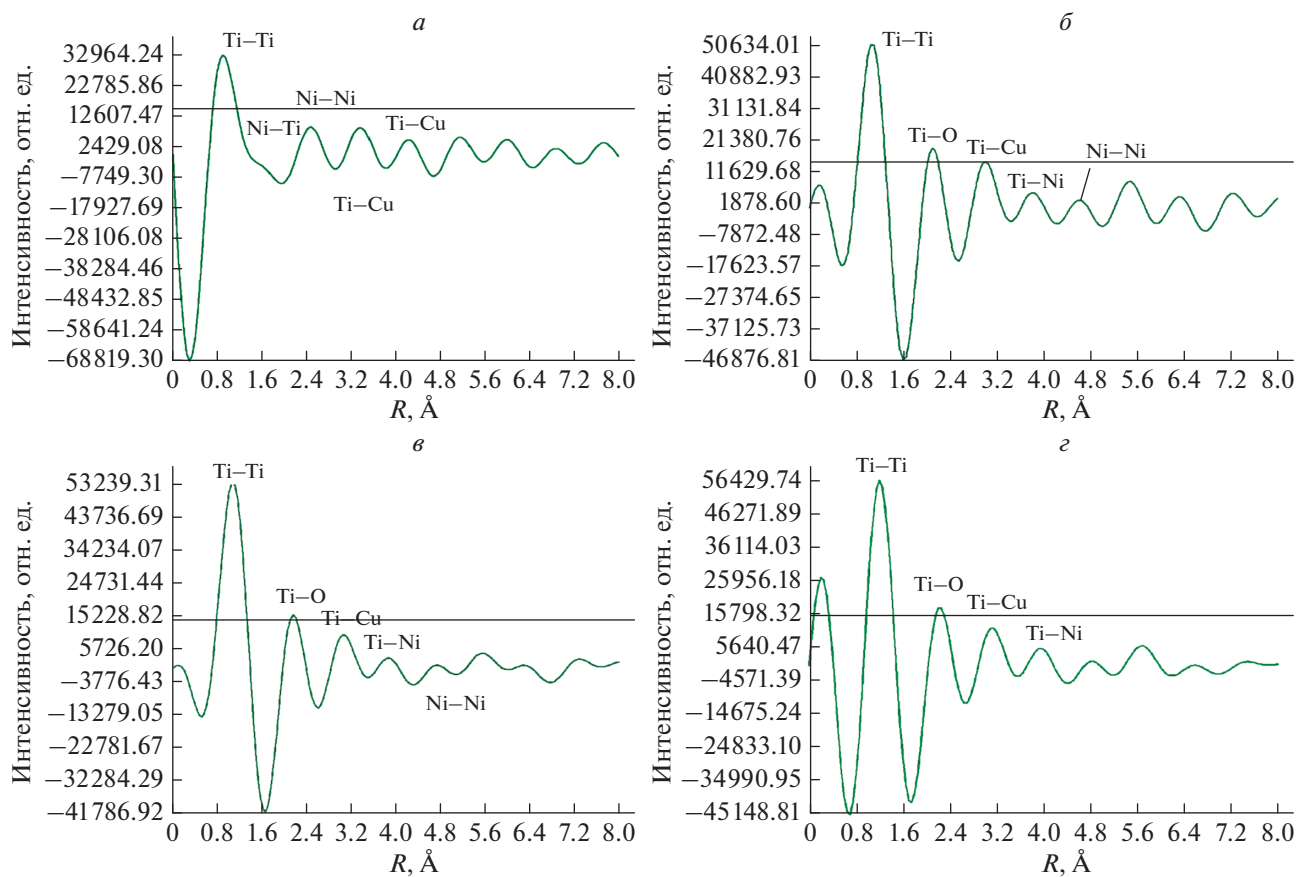


Рис. 3. Фурье-трансформанты спектра EELFS для образца сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$: аморфное состояние (а), кристаллическое состояние (б), КВД при $n = 1$ (в), КВД при $n = 4$; $E_0 = 1450.0$ эВ (е).

блюдаются значимые по своей интенсивности пики. На начальных этапах деформации при КВД $n = 1$ и 4 на фурье-трансформантах еще наблюдаются признаки кристаллической фазы. Сравнивая рис. 3а и 3в, 3г, получаем, что на межатомных расстояниях порядка 4.0 Å существенно увеличи-

вается интенсивность пиков на фурье-трансформантах по сравнению со спектром для образца в исходном аморфном состоянии.

На основании полученных фурье-трансформант EELFS спектров, была получена информация о локальной атомной структуре поверхности

Таблица 2. Межатомные расстояния для сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в исходно аморфном, в исходно кристаллическом состоянии и после КВД

Пара атомов	$R \pm 0.1, \text{Å}$
Аморфное состояние (ЗЖС)	
Ti–Ti	1.0
Ni–Ti	1.6
Ni–Ni	2.5
Ti–Cu	3.4
Кристаллическое состояние	
	$R \pm 0.1, \text{Å}$
Ti–Ti	1.0
Ti–O	2.1
Ti–Cu	3.1
Ti–Ni	3.8
КВД при $n = 1$	
Ti–Ti	0.9
Ti–O	1.9
Ti–Cu	3.0
Ti–Ni	3.8
КВД при $n = 4$	
Ti–Ti	1.0
Ti–O	2.0
Ti–Cu	3.1
Ti–Ni	3.9

сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в исходно аморфном и кристаллическом состоянии, а также после КВД кристаллического состояния.

Анализируя данные табл. 2, можно предполагать, что поверхностный слой образцов после КВД, согласно результатам сравнения локальных атомных структур, остается близким к кристаллическому состоянию. Также можно отметить наличие повышенной концентрации в поверхности атомов кислорода, проникновение которых возможно при отжиге исходного аморфного состояния.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Сопоставление изменений локальной атомной структуры кристаллического сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в ходе КВД на поверхности образца (методом EELFS) и в объеме образца (методом EXAFS) показало, что: 1) в объеме материала происходит постепенная аморфизация исследуемого кристаллического сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$. Локальная атомная структура этого сплава после КВД ($n = 6$) приближается к локальной атомной структуре сплава после ЗЖС; 2) на поверхности изученный сплав после КВД остается, по всей видимости, в состоянии, близком к кристаллическому состоянию и заметно пересыщен атомами кислорода.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 19-72-20066).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Фортв В.Е.* Экстремальные состояния вещества. М.: Физматлит, 2009. 303 с.
2. *Вагнер К.Н.Дж.* В кн.: Аморфные металлические сплавы. М.: Металлургия, 1987. С. 74.
3. *Wainstein D.L., Kovalev A.I.* // Surf. Interface Anal. 2002. V. 34. P. 230.
4. *Glezer A.M., Metlov L.S.* // Phys. Sol. State. 2010. V. 52. No. 6. P. 1162.
5. *Gunderov D., Astanin V.* // Metals. 2020. V. 10. P. 415.
6. *Glezer A.M., Kozlov T.V., Koneva N.A. et al.* Plastic deformation of nanostructured materials. Boca Raton: CRC Press, Taylor&Francis Group, 2017. 320 p.
7. *Shelyakov A.V., Larin S.G., Ivanov V.P., Sokolovski V.V.* // J. Phys. IV. France. 2003. V. 112. P. 1169.
8. *Сундеев Р.В., Глезер А.М., Шалимова А.В. др.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2012. Т. 76. № 11. С. 1370; *Sundeev R.V., Glezer A.M., Shalimova A.V. et al.* // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2012. V. 76. No. 11. P. 1226.
9. *Newville M.* // J. Synchrotron Rad. 2001. No. 8. P. 96.
10. *Ankudinov A.L., Rave B.L., Rehr J.J., Conradson S.D.* // Phys. Rev. B. 1998. V. 58. № 12. Art. No. 7565.
11. *Sitepu H.* // Powder Diffr. 2009. V. 24. No. 4. P. 315.
12. *Sundeev R.V., Shalimova A.V., Veligzhanin A.A. et al.* // Mater. Lett. 2018. V. 214. P. 115.
13. *Menushenkov A., Grishina O., Shelyakov A. et al.* // J. Alloys Comp. 2014. V. 585. P. 428.

Application of EXAFS- and EELFS-spectroscopy for the analysis of the atomic structure of the bulk and surface regions of the $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ alloy upon extreme effects by the methods of severe plastic deformation and quenching from the melt

**R. V. Sundeev^{a,*}, A. M. Glezer^{b,c}, A. V. Shalimova^b, A. V. Krivoruchko^c,
A. A. Veligzhanin^d, O. V. Vakhrushev^b**

^a*“MIREA – Russian Technological University”, Moscow, 119454 Russia*

^b*Bardin Science Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow, 105005 Russia*

^c*National University of Science and Technology “MISIS”, Moscow, 119049 Russia*

^d*National Research Centre “Kurchatov Institute”, Moscow, 123098 Russia*

**e-mail: sundeev55@yandex.ru*

The local crystal and amorphous structure of $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ alloy upon extreme effects (severe plastic deformation in the Bridgman anvils and quenching from liquid state at a rate of 10^6 K/s). The evolution of the atomic structure in the crystalline state of the alloy during severe plastic deformation on the sample surface (EELFS-spectroscopy) and in the bulk of the sample (EXAFS-spectroscopy) is compared. It was shown, that in the bulk of the material there is a gradual amorphization of the atomic structure, which is realized to a lesser extent in the near-surface regions.