

РАСПАД ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ Хе С ЭНЕРГИЕЙ 130 МэВ В БЕРИЛЛИЕВУЮ БРОНЗУ

Н.И. Поляк, С.И. Жукова, Л.А. Васильева

Белгосуниверситет, пр. Независимости, 4, 220050, Минск, тел. 209-55 90,
e-mail: poliak@bsu.by

Методами измерения микротвердости, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии исследовано влияние имплантации ионов ксенона с энергией 130 МэВ до доз $5 \cdot 10^{12} \dots 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ на структурно-фазовое состояние закаленного сплава БрБ2. Установлено, что в результате имплантации происходит интенсивный распад пересыщенного твердого раствора с образованием включений γ' -фазы, приводящий к упрочнению сплава.

Введение

В предыдущих работах [1-4] изучено влияние имплантации малых доз ($\sim 10^{-3}$ с.н.а.) высокоэнергетических ионов криптона и висмута на структурно-фазовое состояние и микротвердость бериллиевой бронзы БрБ2, находящейся на зонной и фазовой стадиях старения. Показано, что исходное состояние определяет характер изменения свойств при имплантации: для зонной стадии старения обнаружено разупрочнение сплава, для фазовой стадии – упрочнение.

В настоящей работе исследовались структура и свойства бериллиевой бронзы, имплантированная в закаленном состоянии ионами ксенона с энергией 130 МэВ.

Методика эксперимента

Образцы сплава БрБ2 на основе меди с 2 вес. % бериллия закаливались в воду от температуры $T=1053 \text{ К}$. Имплантация ионов Хе с энергией $E=130 \text{ МэВ}$ в интервале доз $5 \cdot 10^{12} \dots 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ осуществлялась на циклотроне ИЦ-100 в ОИЯИ (г.Дубна) при $T \approx 300 \text{ К}$. Расчет, проведенный с помощью программы SRIM, показал, что проективный пробег ионов Хе с $E=130 \text{ МэВ}$ составляет $R_p=8,4 \text{ мкм}$ (рис. 1).

Измерение микротвердости по методу Виккерса проводилось при нагрузке $P=1,0 \text{ Н}$, при этом глубина индентирования составила $h \sim 5 \text{ мкм}$.

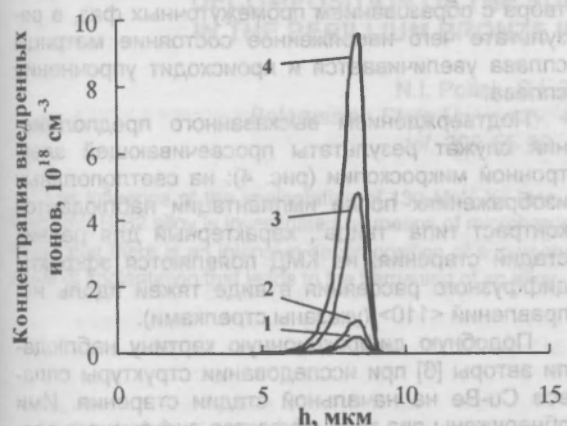


Рис. 1. Профили распределения ионов ксенона, имплантированных в бериллиевую бронзу с энергией 130 МэВ. Дозы имплантации: 1 - $5 \cdot 10^{12}$, 2 - $1 \cdot 10^{13}$, 3 - $5 \cdot 10^{13}$, 4 - $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$.

Для рентгеноструктурного анализа использовалось $\text{CuK}\alpha$ -излучение. Вклад микроискажений, дисперсности блоков мозаики или обоих факторов одновременно в уширение дифракционных линий определялся методом аппроксимации.

Электронно-микроскопические исследования структуры проводились на микроскопах HITACHI и JEM-200 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Образцы в форме диска $\varnothing 3 \text{ мм}$ были получены путем одностороннего электролитического утонения струйным методом на установке STRUERS. В качестве электролита был взят водный раствор (500 мл) ортофосфорной кислоты и этанола (по 25 мл), пропанола (50 мл) и карбамида (5 г). Оптимальный режим электрополировки соответствовал $U=30-50 \text{ В}$, $T \approx 263 \text{ К}$.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Сплав в исходном состоянии является однофазным, содержащим скопления дислокаций в твердом растворе, как это видно на светлопольных изображениях структуры (рис. 2а). На соответствующих картинах микродифракции (КМД) (рис. 2б) присутствуют только матричные рефлексы и рефлексы, принадлежащие оксиду меди CuO . Следовательно, исходное структурно-фазовое состояние сплава после закалки представляет собой пересыщенный твердый раствор атомов бериллия в меди. Такое состояние является термодинамически устойчивым при комнатной температуре [5].

Значение микротвердости H исходного сплава равна 1,0 ГПа. С ростом дозы имплантации ее величина возрастает, и для доз $5 \cdot 10^{13}$, $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ эффект упрочнения составляет, соответственно, 19 и 30 % (рис. 3).

Анализ соотношения физического уширения β дифракционных линий 222 и 111 показал, что уширение обусловлено только микронапряжениями.

Значение β_{222} в результате имплантации увеличивается (рис. 3), при этом для максимальной дозы имплантации эффект составляет 24 %.

Ранее в [1, 2] нами исследовался сплав, содержащий зоны Гинье-Престона (зоны ГП) после старения при $T=473 \text{ К}$ в течение 1 ч, для которого значения H и β_{222} составляли, соответственно, 1,35 ГПа и $0,42 \cdot 10^{-2}$ рад. Как видно из рисунка, имплантация в интервале доз $5 \cdot 10^{12} \dots 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$

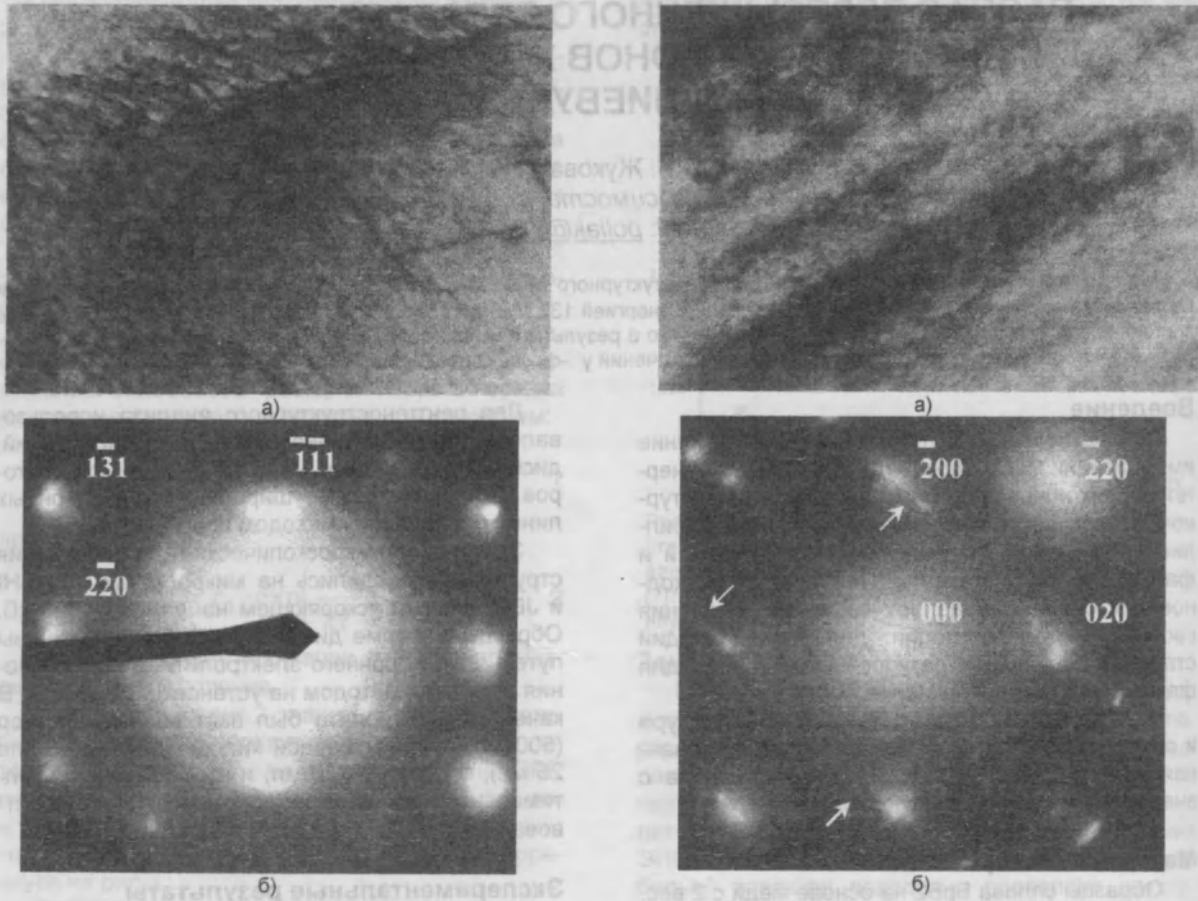


Рис. 2. Микроструктура сплава БрБ2 в закаленном состоянии (а), соответствующая картина микродифракции (б). Ось зоны [112].

Рис. 4. Микроструктура сплава БрБ2 (а), соответствующая картина микродифракции (б) после имплантации ионов Хе с энергией 130 МэВ до дозы $5 \cdot 10^{19}$ см $^{-2}$. Ось зоны [001].

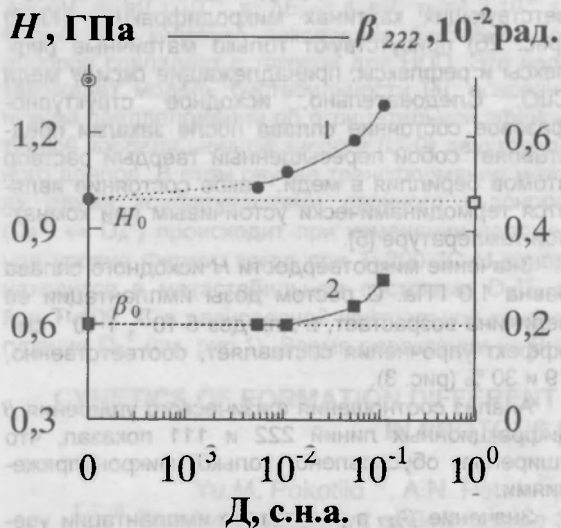


Рис. 3. Зависимость микротвердости H (1) и физического уширения β_{222} (2) бериллиевой бронзы от дозы повреждения при имплантации ионов Хе с $E=130$ МэВ. (⊙, □ - значения H и β_{222} для сплава, содержащего зоны Гинье-Престона).

приводит к росту величин H , β_{222} сплава и приближению их значений к соответствующим зонной стадии старения.

На основании полученных результатов можно полагать, что имплантация ионов ксенона в закаленную бериллиевую бронзу БрБ2 инициирует процессы распада пересыщенного твердого раствора с образованием промежуточных фаз, в результате чего напряженное состояние матрицы сплава увеличивается и происходит упрочнение сплава.

Подтверждением высказанного предположения служат результаты просвечивающей электронной микроскопии (рис. 4): на светлопольных изображениях после имплантации наблюдается контраст типа "твида", характерный для ранних стадий старения, на КМД появляются эффекты диффузного рассеяния в виде тяжей вдоль направлений $\langle 110 \rangle$ (указаны стрелками).

Подобную дифракционную картину наблюдали авторы [6] при исследовании структуры сплавов Си-Ве на начальной стадии старения. Ими обнаружены два типа эффектов диффузного рассеяния: длинные стержни, проходящие через узлы обратной решетки матрицы в направлениях $\langle 100 \rangle$, и короткие – по направлениям $\langle 110 \rangle$. Протяженные стержни по $\langle 100 \rangle$ – эффект наличия тонких монослойных зон ГП, сопряженных с мат-

мией сплава по плоскостям {001}. Причиной появления тяжей вдоль $\langle 110 \rangle$ являются "моноклинные" искажения матрицы сплава в результате возникновения сдвиговых напряжений в системе скольжения $\{110\} \langle 110 \rangle$ при сопряжении по плоскостям {001} с матрицей сплава пластинчатых выделений с большим объемным несоответствием кристаллических решеток. Этот эффект наблюдается только в сплавах с высокой анизотропией упругих постоянных (для меди фактор анизотропии $A=3,21$).

На ранних стадиях старения в сплаве БрБ2 согласно [7] формируется метастабильная γ'' -фаза, когерентная по {001}_α. Объемное несоответствие кристаллических решеток α- и γ'' -фаз велико и составляет 10,25%. Сопоставление наших данных с данными [6, 7] позволяет считать, что имплантация ионов Хе вызывает распад α-твердого раствора с образованием включений γ'' -фазы. Рефлексы этой фазы на КМД не наблюдаются из-за ее низкой концентрации и высокой дисперсности.

На рис. 5 приведены распределения потерь

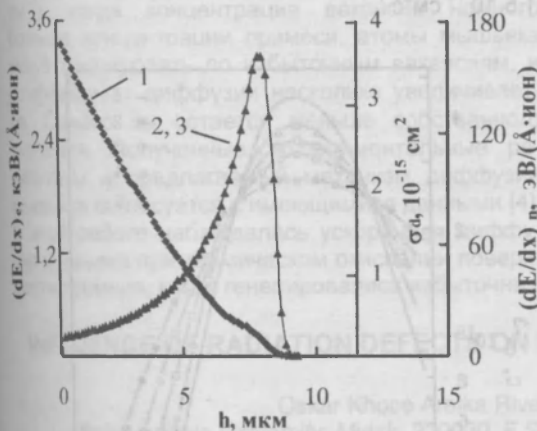


Рис. 5. Распределение неупругих (1), упругих (2) потерь энергии, выделенной ионами ксенона с $E=130$ МэВ в бериллиевой бронзе и зависимость сечения дефектообразования от глубины проникновения ионов (3).

энергии ионов ксенона в упругих $(dE/dx)_н$ и неупругих $(dE/dx)_е$ взаимодействиях с атомами мишени, а также сечение дефектообразования σ_d в зависимости от глубины проникновения ионов (сечение дефектообразования рассчитывалось только с учетом упругих потерь энергии). Следует отметить, что поскольку толщина анализируемого слоя не превышала 5 мкм, наблюдаемые структурно-фазовые превращения в закаленном сплаве БрБ2 протекают при малых повреждающих дозах $\sim 10^2$ - 10^1 с.н.а. Высокий уровень неупругих потерь энергии ионов $(dE/dx)_е \approx 1,8$ кэВ/(Å·ион) существенно облегчает миграцию радиационных дефектов и легирующих сплав примесей, что способствует развитию процессов старения сплава при высокоэнергетической ионной имплантации.

Заключение

Имплантация ионов Хе с энергией 130 МэВ до доз $5 \cdot 10^{12} \dots 1 \cdot 10^{14}$ см⁻² в закаленную бериллиевую бронзу БрБ2 приводит к интенсивному распаду пересыщенного твердого раствора с образованием включений γ'' -фазы и, как следствие, к упрочнению сплава.

Список литературы

1. Жукова С.И., Поляк Н.И., Васильева Л.А., Анищук В.М., Скуратов В.А., Дидык А. // ФизХОМ.-2004.-№ 6.-С. 20.
2. Анищук В.М., Жукова С.И., Поляк Н.И., Васильева Л.А. // Доклады НАН Беларуси.-2005.-Т.49.-№4.-С.60.
3. Жукова С.И., Поляк Н.И., Васильева Л.А., Дидык А.Ю., Скуратов В.А. // ФизХОМ.-2006.-№ 1.-С. 26.
4. Жукова С.И., Поляк Н.И., Скуратов В.А. // Тез. докл. XXXVII Междунар. конф. по физике взаимодействия заряженных частиц с кристаллами.-Москва, 2007.-С. 130.
5. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: В 3 т.: Т. 1/под общей редакцией Н.П. Лякишева.-М.: Машиностроение, 1996. С. 992.
6. Гаврилова А.В., Тяпкин Ю.Д. // Проблемы металловедения и физики металлов. 1964.-Сб. 8.-С. 326.
7. Geisler A. H., Mallery J. H., Steigert F. E. // J. Metals.-1952.-№ 4.-P.307.

DECOMPOSITION OF THE SUPERSATURATED SOLID SOLUTION IN THE BERILLIUM BRONZE IMPLANTED WITH 130 MeV Xe IONS

N.I. Poliak, S.I. Zhukova, L.A. Vasil'eva
Belarussian State University, 4, Nezavisimost Ave., 220050, Minsk,
tel. 209-55-90, e-mail: poliak@bsu.by

The influence of the implantation of 130 MeV Xe ions up to doses $5 \cdot 10^{12} \dots 1 \cdot 10^{14}$ sm⁻² on a structure and phase state of tempered BrB2 alloy is investigated by means of microhardness, X-ray structure analysis and electron microscopy. It is established that there is an intensive decomposition of supersaturated solid solution and the formation of γ'' phase inclusions as a result of implantation that leads to the hardening of an alloy.