

УДК 537.63:539.26

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА И ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА РАСПАД ЗАКАЛЕННОЙ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2

© 2020 г. Р. Пост<sup>a</sup>, Ю. В. Осинская<sup>b, \*</sup>, Г. Вильде<sup>a</sup>,  
С. В. Дивинский<sup>a, b</sup>, А. В. Покоев<sup>b, \*\*</sup>

<sup>a</sup>Институт физики материалов, Университет Мюнстера,  
Мюнстер, 48149 Германия

<sup>b</sup>Самарский национальный исследовательский университет  
им. акад. С.П. Королева, Самара, 443086 Россия

\*e-mail: oju76@mail.ru

\*\*e-mail: a.v.pokoev@mail.ru

Поступила в редакцию 27.06.2019 г.

После доработки 08.08.2019 г.

Принята к публикации 12.08.2019 г.

Впервые методом растровой электронной микроскопии исследовано влияние температуры отжига и постоянного магнитного поля на особенности распада закаленной бериллиевой бронзы БрБ-2. Сплав технической бронзы БрБ-2 выдерживали 0.5 ч при температуре 800°C, закаливали погружением в воду и подвергали искусственному старению при температурах 325, 350 и 400°C в течение 1 ч в постоянном магнитном поле 0.7 Тл и без него. Установлено, что распад сплава протекает одновременно по нескольким механизмам, в том числе путем прерывистого (ячеистого) распада. Впервые установлено различное протекание распада вблизи тройных стыков и вблизи границ зерен. При этом активационные барьеры для прерывистого выделения вблизи тройных стыков границ зерен сплава в постоянном магнитном поле уменьшаются, скорость роста заметно увеличивается и размер ячеек уменьшается практически в два раза. Данные по микроструктуре сопоставлены с результатами по микротвердости и рентгеноструктурному анализу. Обсуждается возможный механизм воздействия постоянного магнитного поля на прерывистый распад в сплавах на основе меди.

**Ключевые слова:** прерывистый распад, бериллиевая бронза, постоянное магнитное поле, старение.

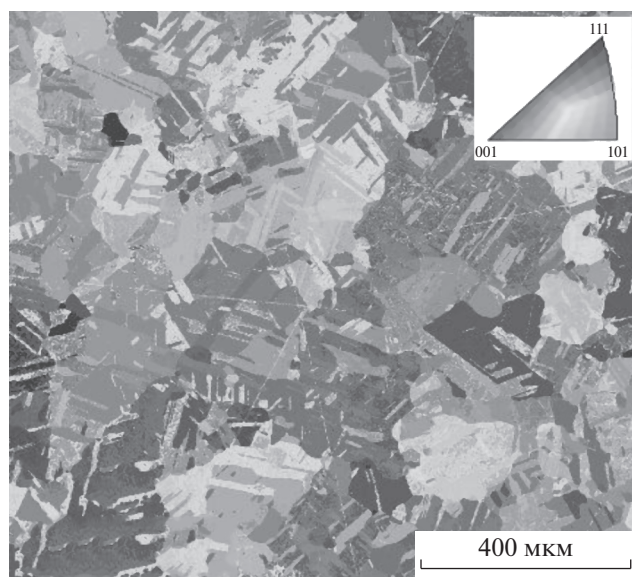
**DOI:** 10.31857/S102809602005012X

### ВВЕДЕНИЕ

Эффект влияния магнитного поля на термодинамические и кинетические свойства, а также эволюцию микроструктуры ферромагнитных материалов известен уже достаточно давно [1–4]. Однако, тот факт, что поведение и свойства диамагнитных сплавов могут существенно изменяться при отжигах в постоянных магнитных полях (ПМП), как это было показано в работах [5–7], до сих пор воспринимается довольно неожиданным. В [7, 8] была установлена миграция границ зерен в сторону областей с более высокой диамагнитной восприимчивостью под влиянием сильных магнитных полей в кристаллах с ГПУ-решеткой [7]. Более того, в работах [8, 9] наблюдали влияние магнитного поля на текстуру и микроструктуру холоднокатаных Al и Zn. Донг с сотрудниками в работе [10] исследовали влияние ПМП с индукцией 10 Тл на старение магниевого сплава AZ91. Наблюдали прерывистое выделение интерметаллической фазы Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> на границах зерен, наряду с замедлением скорости объемной диффузии.

Кроме того, Ли и сотрудники сообщили о сильном воздействии отжига в ПМП на скорость эффекта Киркендалла и взаимную диффузию в системе Cu–Ni [11]. Во всех выше цитированных работах использовали магнитные поля напряженностью от 5 до 19 Тл.

В работах [5–7] было показано, что ПМП напряженностью до 1 Тл оказывает заметное влияние на микротвердость сплавов на основе меди, причем отмечалось как повышение, так и понижение твердости стареющего сплава по отношению к поведению такового, отожженного в отсутствие магнитного поля [14, 15]. Хорошо известно, что микротвердость материалов определяется большим количеством параметров микроструктуры, таких как плотность дислокаций, размер зерна, наличие выделений частиц второй фазы, атомов примеси в матрице и пр., следовательно, необходимо тщательное исследование влияния температуры отжига и ПМП на структурные особенности распада пересыщенного твердого раствора в системе Cu–Be. Отметим, что распад



**Рис. 1.** Микроструктура бериллиевой бронзы БрБ-2 после закалки. Оттенок зерен соответствует кристаллографическому направлению нормали к поверхности образца, указанному на вставке обратной полюсной фигуры.

твердого раствора в этой системе (без приложения магнитного поля) изучался довольно подробно [16–18].

В настоящей работе впервые изучено влияние относительно слабого ПМП (0.7 Тл) на структурные особенности распада предварительно закаленного сплава (пересыщенного твердого раствора) бериллиевой бронзы БрБ-2. Следуя [12, 13], под слабыми магнитными полями понимают поля с магнитной энергией порядка  $E_m \approx \mu_B \times B \ll kT$  ( $\mu_B$  – магнетон Бора,  $B$  – индукция магнитного поля  $\sim 1$  Тл,  $k$  – постоянная Больцмана,  $T$  – абсолютная температура), которые значительно влияют на микро- и макроскопические свойства различных диамагнитных материалов (щелочно-галлоидные кристаллы, немагнитные металлы, полупроводники и т.д.), такие как пробеги дислокаций, внутреннее трение, микротвердость, предел прочности и др. Кроме того, следует отметить, что вблизи критической температуры распада даже малые внешние воздействия могут приводить к существенным эффектам.

Изменение микроструктуры обсуждается в сопоставлении с данными по микротвердости и рентгеноструктурными данными. Впервые установлена особая роль тройных стыков в процессе распада и показано влияние примеси никеля на особенности распада по границам зерен и тройным стыкам. Впервые показано, что отжиг в постоянном магнитном поле заметно меняет размер ламелей и межламельное расстояние при прерывистом распаде в системе Cu–Be(Ni).

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве объекта исследования был взят технический сплав бериллиевой бронзы БрБ-2 (Cu – 1.9 мас. % Be – 0.33 мас. % Ni, остальные примеси – не более 0.12 мас. %). Образцы сплава имели форму цилиндра диаметром 10 мм и высотой 10 мм.

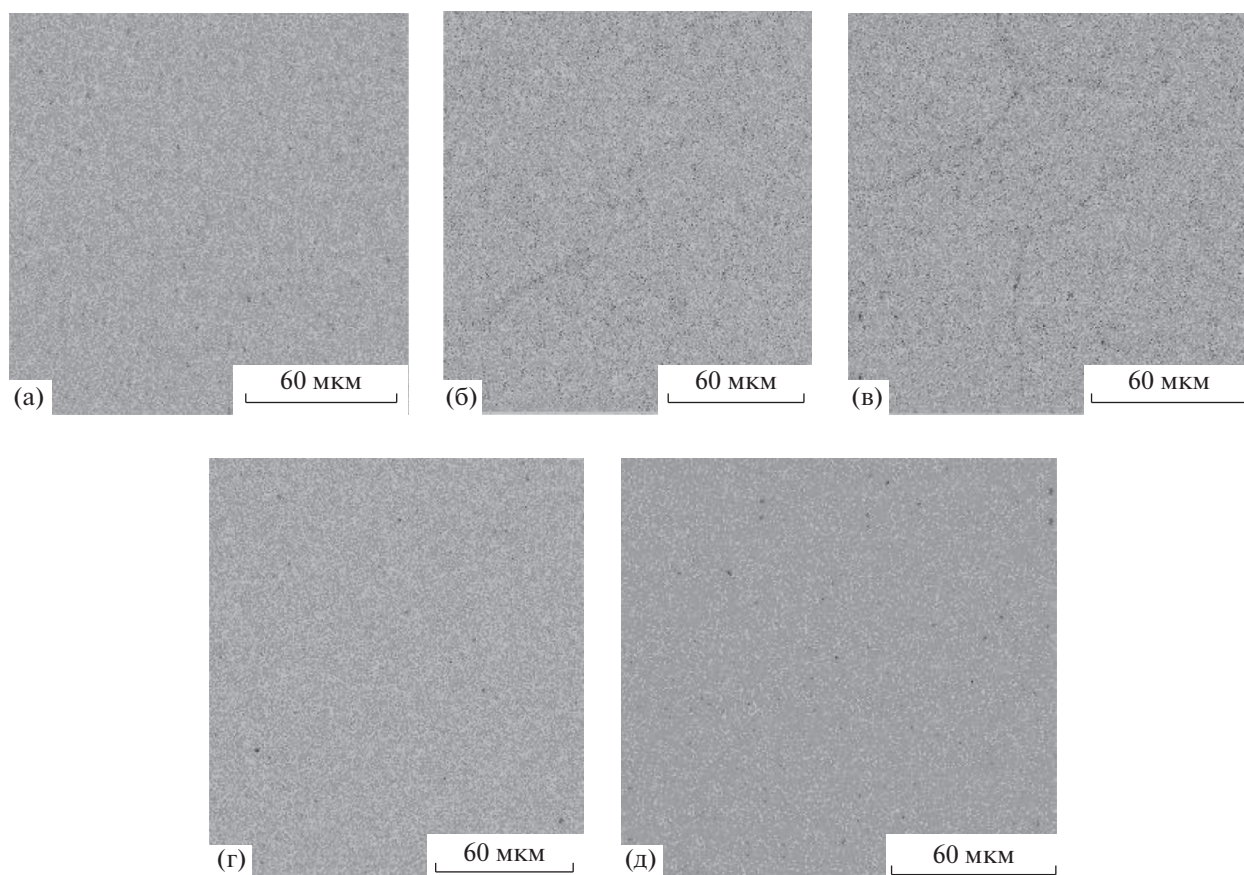
После выдержки 0.5 ч при температуре 800°C образцы закаливали быстрым погружением в воду при температуре 20°C. Термическую обработку образцов в ПМП напряженностью 0.7 Тл проводили в динамическом вакууме  $\sim 10^{-2}$  Па. Напряженность ПМП измеряли и контролировали с точностью до 1%, при этом неоднородность поля составляла менее 5%/м. Направление ПМП было перпендикулярно поверхности образца. Температуру измеряли Pt/Pt(Rh)-термопарой и поддерживали на заданном уровне с точностью  $\pm 0.5^\circ\text{C}$ .

Образцы после предварительной закалки искусственно старили при температурах 325, 350 и 400°C в течение 1 ч с наложением ПМП и без него. Согласно диаграмме фазовых состояний Cu–Be [16], при 800°C содержание бериллия в сплаве составляет  $\sim 12$  ат. %, тогда как растворимость бериллия при температурах от 300 до 400°C ограничивается  $\sim 2$ –3 ат. %, что соответствует состояниям пересыщенного твердого раствора.

Микроструктуру поверхности образцов, состаренных при 325, 350 и 400°C, изучали с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) FEI Nova NanoSEM 230, оснащенного детектором дифракции обратно-рассеянных электронов. Поверхность образцов механически полировали с использованием полировальной машины Tegramin и алмазной пасты с размером частиц 0.5 мкм. Данные по дифракции обратно рассеянных электронов анализировали с использованием программного обеспечения TSL OIM Analysis 5 с индексом достоверности более 0.1. Для оценки размера зерна применяли выборку зерен с типичным разрешением 5 пикселей и максимальной разориентировкой  $2^\circ$ . Так как исследуемые материалы характеризовались сравнительно большим размером зерна, а количество анализируемых зерен в одном измерении было относительно малым, то погрешность оценки размера зерна составляла  $\sim 15$ –30%. Размер зерен измерялся без учета двойных границ. Микроскопические изображения ориентировок зерен получены с использованием изображений обратных полюсных фигур (рис. 1).

Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера HAUSER с нагрузкой 100 г и временем выдержки 7 с. Полученные значения микротвердости усредняли по 15–20 измерениям, при этом относительная ошибка среднего значения микротвердости составляла 3–5%.

Рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновской установке ДРОН-2 в  $\text{CoK}_\alpha$ -излучении. Анализ физического уширения дифрак-



**Рис. 2.** Распределение атомов Ni, полученное методом РСМА после закалки (а) и последующего отжига при 325°C (б, в) и 400°C (г, д) при наложении ПМП (в, д) и в его отсутствие (б, г).

ционных пиков выполнен методом аппроксимации [19], а в качестве эталона выбран закаленный образец. Определены параметры тонкой структуры (ПТС) образцов: средние размеры блоков когерентного рассеяния ( $\langle D \rangle$ ), относительная микродеформация кристаллической решетки ( $\Delta d/d$ ) и плотность дислокаций ( $\rho$ ).

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура бериллиевой бронзы БрБ-2 после закалки от 800°C в воду представлена на рис. 1.

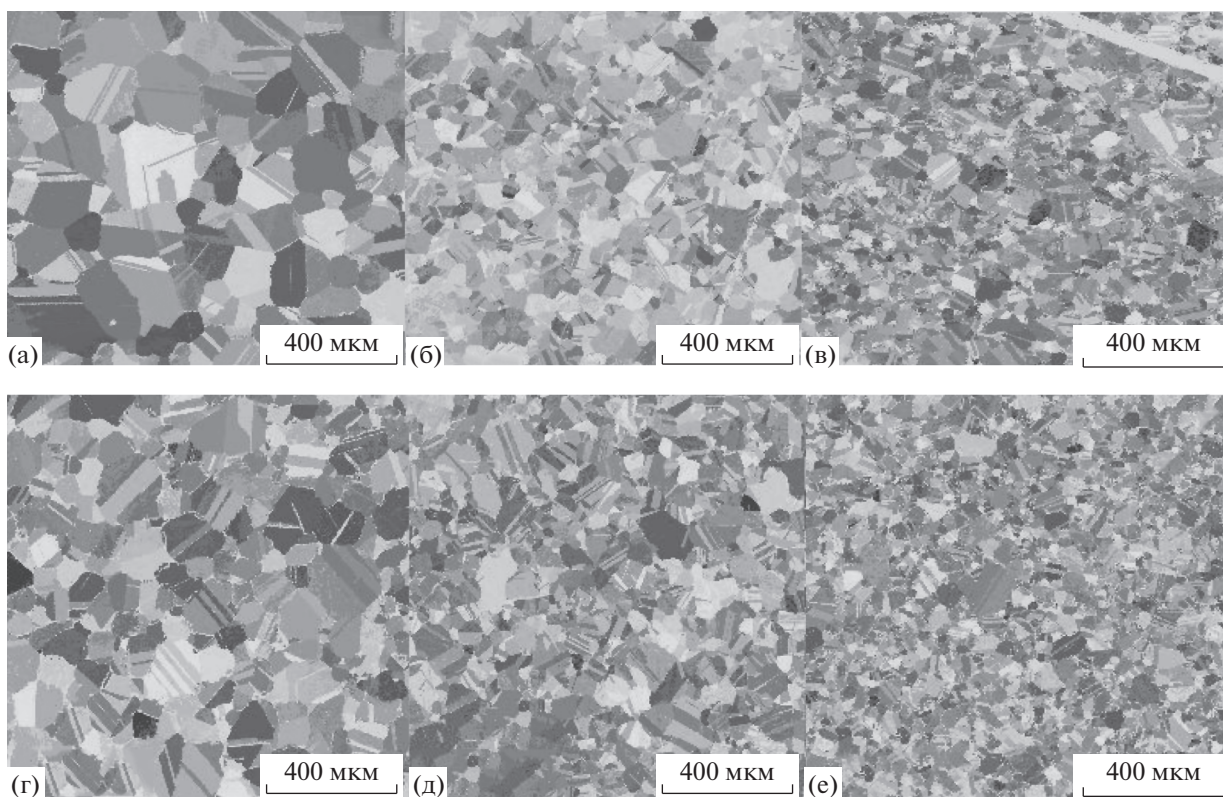
Данная микроструктура характеризует начальное состояние сплава перед последующими отжигами с целью старения. Наблюдается большое количество двойников. Размер зерен составляет  $300 \pm 30$  мкм. Метод рентгено-спектрального микроанализа (РСМА) показал практически однородное распределение Ni по объему зерен с редкими обогащенными частицами Ni областями и отсутствием обнаруживаемой сегрегации границ зерен атомами Ni (рис. 2а). Согласно фазовым диаграммам Cu–Be и Ni–Be [16], можно ожидать появление областей, обогащенных Cu (Ni)

и Be со структурой B2 (соответствует структуре хлорида цезия CsCl), поскольку при температурах выше 300°C Cu и Ni неограниченно взаимно растворяются [16]. Структура B2 в этом соединении представляет собой ОЦК-решетку, в которой атомы Cu и Ni занимают угловые положения элементарной ячейки, а атомы Be расположены в центрах ячеек.

Следует отметить, что наличие атомов Be невозможно обнаружить методом РСМА. Однако, можно заключить, что в исходном (закаленном) состоянии образец соответствует в основном пересыщенному твердому раствору Be (и Ni согласно данным РСМА) в Cu. Наблюдаемые области на рис. 2а, как было отмечено, представляют собой обогащенные никелем частицы. Согласно фазовой диаграмме [20] и результатам исследования распада без приложения поля [16, 18], это частицы со структурой B2 (соответствует структуре хлорида цезия CsCl).

На рис. 3 представлена микроструктура образцов сплава, наблюдаемая после распада закаленного твердого раствора, первоначально находящегося в пересыщенном состоянии, при температурах 325, 350 и 400°C в течение 1 ч с наложением ПМП





**Рис. 3.** Типичная микроструктура сплава, наблюдаемая после отжига закаленного пересыщенного бериллием твердо-го раствора при 325°C (а, г), 350°C (б, д) и 400°C (в, е) при наложении ПМП (г, д, е) и в его отсутствие (а, б, в). Ориентировки зерен имеют различный оттенок серого цвета в соответствии с обратной полюсной фигурой, показанной на вставке рис. 1.

и в его отсутствие. Влияние ПМП наиболее заметно после отжига при температуре 325°C (рис. 3). Установлено, что при этой температуре отжига размер зерна (рис. 1) составлял после отжига без ПМП  $\sim 170 \pm 30$  мкм и  $\sim 110 \pm 30$  мкм после отжига в ПМП.

Отжиг при температурах 350 и 400°C в ПМП и без него не приводит к существенным изменениям микроструктуры и в пределах ошибки измерений размер зерен практически одинаков (рис. 3).

Установлено, что отличительной особенностью микроструктуры образца, отожженного при температуре 325°C, является достоверно четко наблюдаемое обогащение Ni областей вблизи границ зерен и, что особенно заметно, вблизи тройных стыков, как это становится видным на распределение атомов Ni по сечению образцов, полученных методом РСМА в растровом электронном микроскопе (рис. 2). Увеличение концентрации Ni вблизи некоторых границ подтверждается одновременным определением зеренной структуры и положения границ методом дифракции обратно-рассеянных электронов. Кроме того, на рис. 2б хорошо видно, что существует избыточное обогащение границ зерен Ni и без наложения ПМП, но в присутствии ПМП этот эффект значительно увеличивается (рис. 2в). Отжиг с

ПМП и в его отсутствие при температурах 350 и 400°C не вызывает выше-описанного эффекта обогащением Ni в пределах разрешения используемого метода (рис. 2г, 2д).

Результаты измерения микротвердости образцов представлены на рис. 4. Из рисунка видно, что старение при всех исследованных температурах приводит к увеличению микротвердости почти в 3 раза по сравнению с закаленным образцом.

Наложение ПМП приводит к наибольшему приросту величины микротвердости при температуре 400°C (рис. 4) по сравнению со случаем его отсутствия. Полученный при этой температуре эффект достигает 38%; при температуре 325°C увеличение микротвердости составляет  $\sim 10\%$ .

На рис. 5 представлены результаты рентгенографического анализа ПТС сплава. Установлено, что ПМП практически не влияет на ПТС образцов, состаренных при температуре 350°C в течение 1 ч, что согласуется с данными по микроструктуре и микротвердости сплава. Однако, при температуре 400°C наблюдается корреляция увеличения микротвердости с повышением плотности дислокации.

При температуре 325°C такой корреляции не наблюдается, что связано с зависимостью микротвердости от структурно-физических параметров

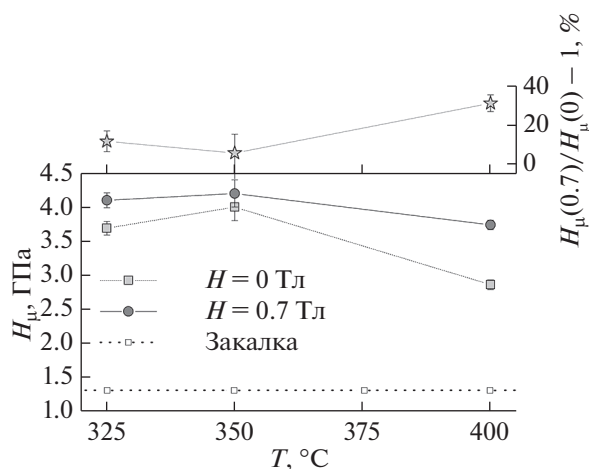


Рис. 4. Влияние температуры распада пересыщенного твердого раствора (время старения 1 ч) и ПМП на микротвердость бериллиевой бронзы БрБ-2.

для многокомпонентных сплавов [21]. Микротвердость сплава при отжиге в ПМП растет сильнее, по всей видимости в результате дополнительного упрочнения, связанного с некоторым уменьшением размера зерна (эффект Холла-Петча) и заметного вклада частиц второй фазы, обогащенных никелем.

Применение более сильных магнитных полей для металлических сплавов существенно влияет на многие физические процессы в диамагнитных сплавах, например, на диффузию атомов [11], движение границ зерен [7], возврат и рекристаллизацию [8]. Уже отмечалось выше, различные процессы в немагнитных твердых телах, таких как ковалентные, ионные или металлические кристаллы, также чувствительны к присутствию магнитного поля [12, 13, 22], например, движение дислокаций может быть активировано однородным магнитным полем и в отсутствие какого-либо внешнего механического воздействия [23, 24]. В работе [10] обнаружено увеличение скорости распада твердого раствора в магниевом сплаве при воздействии сильного магнитного поля порядка 12 Тл.

Результаты настоящей работы выявили существенное влияние слабых магнитных полей более низкой индукции 0.7 Тл на кинетику распада пересыщенного твердого раствора в обычном диамагнитном сплаве бериллиевой бронзы БрБ-2, в особенности при температуре 325°C. Отжиг при температуре 400°C в течение 1 ч вызывает распад пересыщенного твердого раствора бериллиевой бронзы БрБ-2, сопровождающийся значительным изменением микроструктуры по сравнению с закаленным образцом (рис. 1в и 3в). Детальный анализ микроструктуры на рис. 3 выявил отсутствие заметного обогащения границ зерен в этих случаях и показал практически одинаковое распределение никеля в объеме изучаемых зерен в пределах разрешения РСМА.

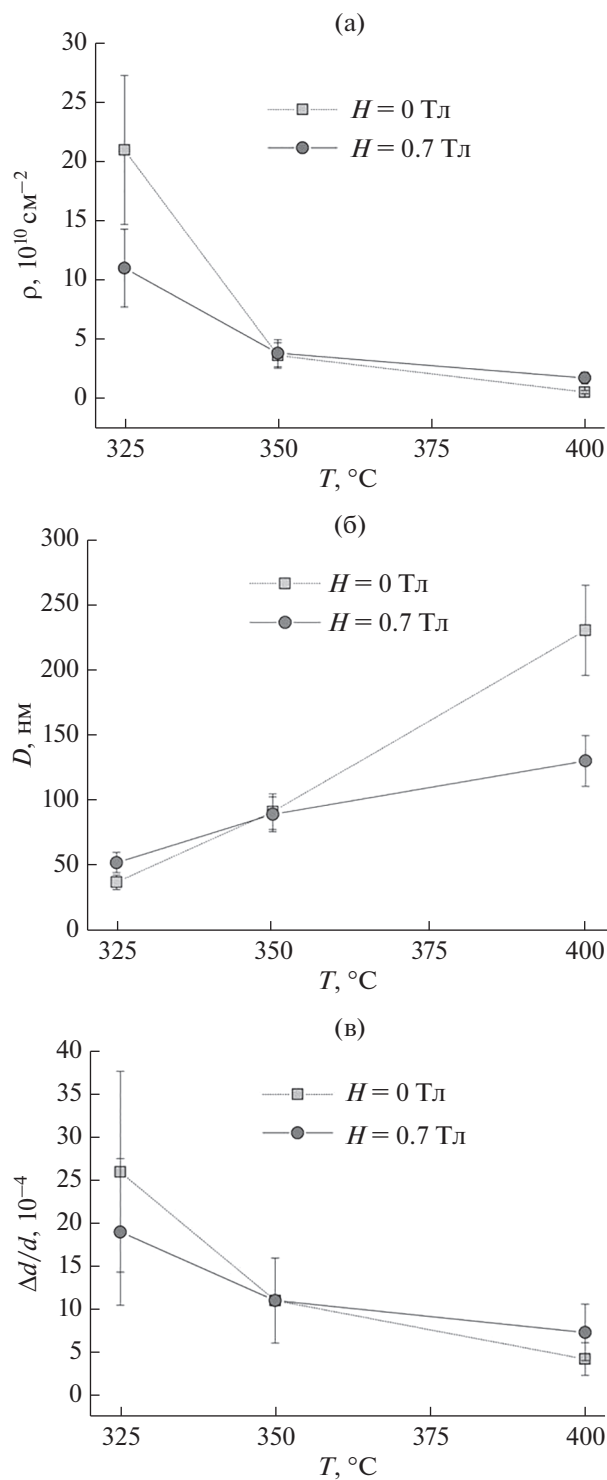


Рис. 5. Влияние температуры распада пересыщенного твердого раствора на плотность дислокаций (а), средний размер блоков когерентного рассеяния (б) и относительную величину микродеформаций (в) при времени старения 1 ч.

Установлено, что отжиг при 325°C приводит к прерывистому распаду пересыщенного твердого раствора с образованием типичной S-образной

**Таблица 1.** Влияние температуры распада пересыщенного твердого раствора (время старения 1 ч) и ПМП на среднюю ширину ламелей (ячеек)

$T, ^\circ\text{C}$	$H = 0 \text{ Тл}$		$H = 0.7 \text{ Тл}$	
	Вблизи тройных стыков	Вблизи границ	Вблизи тройных стыков	Вблизи границ
325	$73 \pm 12 \text{ нм}$	$70 \pm 9 \text{ нм}$	$36 \pm 9 \text{ нм}$	$71 \pm 35 \text{ нм}$
400	$67 \pm 11 \text{ нм}$	$72 \pm 18 \text{ нм}$	$44 \pm 7 \text{ нм}$	$57 \pm 16 \text{ нм}$

морфологии на границах зерен и морфологий типа “двойного шва” [24, 25] (рис. 6). Устойчиво наблюдается повышение концентрации Ni вблизи тройных стыков границ зерен.

Детальный анализ соответствующей микроструктуры (рис. 6), а также сканирование по большей площади (рис. 2а, 2г) показали заметное устойчивое влияние ПМП на кинетику распада при  $325^\circ\text{C}$ . Практически все большеугловые границы зерен выявляют в данном случае характерную морфологию, свидетельствующую о более быстром распаде пересыщенного твердого раствора при наложении ПМП. Этот факт наряду с наблюдаемым значительно меньшим размером зерна указывает на снижение барьера зародышеобразования для прерывистого распада в ПМП.

Дальнейший подробный анализ граничных областей вблизи зерен в бериллиевой бронзе БрБ-2 после отжига  $325^\circ\text{C}$  с наложением ПМП и без него показывает аналогичную морфологию микроструктуры, если распад происходит возле конкретных дефектов: границ зерен или тройных стыков (рис. 6). РЭМ-изображения, полученные в режиме отраженных электронов, показывают типичные микроструктуры прерывистого распада в Cu–Be-сплавах на основе Cu [18, 25]. Выделения зарождаются на тройных стыках и границах зерен. Распад происходит в соответствии с реакцией  $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ , где  $\alpha'$  и  $\alpha$  соответствуют пересыщенному раствору Be в Cu (созданному закалкой от  $800^\circ\text{C}$ ) и равновесному (или почти равновесному) раствору при температуре старения, а  $\beta$  соответствует выделениям (Cu, Ni)Be с В2-структурой [18]. Кинетика распада контролируется диффузией и сегрегацией атомов раствора (Be и Ni) по фронту распада [26, 27]. Следует отметить, что на многочисленных двойниковых границах никаких следов распада и частиц, обогащенных Ni, обнаружено не было.

Микроскопия ориентационных изображений выявила выступы – протрузию двух соседних зерен одного в другое с образованием морфологии двойниково-подобных структур (рис. 7). Такие соотношения видны, скажем, для зерен А и В, при этом появляются структуры типа А/В/А'/В, то время как типично ожидаются как соотношения А/В/А/В или А/В'/А/В'. Интересная особенность наблюдается для зерен С и Д (рис. 7). Распад происходит на границе С/Д' (Д' обозначает

двойниковую ориентировку к зерну Д) по типу “двойного шва”, но при этом появляется ориентировка, двойниковая к Д', т.е. Д, при внимательном рассмотрении рисунка можно отметить и тонкую полоску зерна с ориентировкой Д'. Появление двойниковых структур скорее всего обусловлено релаксацией локальных напряжений, возникающих при распаде. Отметим, что образование подобных двойниковых структур при прерывистом распаде ранее не отмечалось.

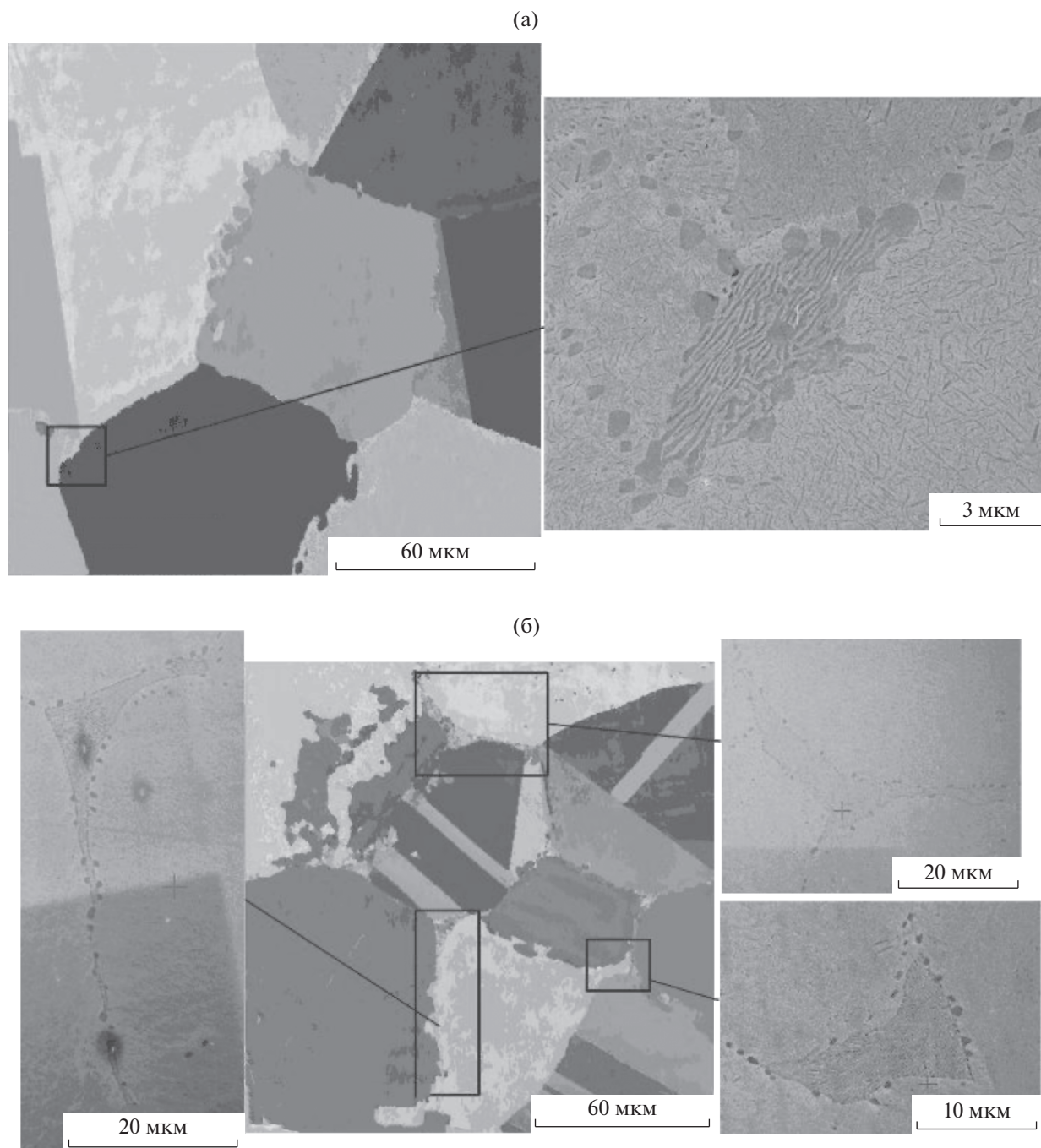
В данной работе впервые установлено наличие двух основных типов ламельных структур с разными межламельными расстояниями и, возможно, с разной кинетикой распада. Эти типы соответствует прерывистому распаду вблизи тройных стыков и вблизи границ зерен. Простое сравнение размеров соответствующих областей распада при одинаковых условиях (рис. 6, табл. 1) свидетельствует в пользу ускоренного распада вблизи тройных стыков по сравнению с таковым вблизи высокоугловых границ.

Такая интерпретация прерывистого распада в системе Cu–Be(Ni) необходима для четкого понимания влияния магнитного поля на распад. С этой целью рассмотрим особенности распада сплава после отжига при  $325^\circ\text{C}$  (табл. 1). Из таблицы видно, что при отжиге в условиях наложения ПМП средняя ширина ламелей (ячеек) вблизи тройных стыков уменьшается в два раза. Такое существенное влияние слабого ПМП на морфологию прерывистого распада вблизи тройных стыков ранее не наблюдали. В то же время, хотя морфология распада вблизи границ зерен при отжиге при  $325^\circ\text{C}$  меняется незначительно (табл. 1), наложение ПМП вызывает распад вблизи большего числа высокоугловых границ (практически все наблюдаемые высокоугловые границы в последнем случае декорированы никелем). При этом обнаружено, что отжиг в ПМП изменяет доминирующую морфологию структуры с S-типа на структуру двойного шва [25] на доминирующем числе границ зерен при отжиге в ПМП. В обоих случаях распад на границах двойников не наблюдается.

Отметим, что размеры ламелей меняются и при включении ПМП при температуре  $400^\circ\text{C}$ , хотя и не так заметно (табл. 1).

Уменьшение межламельного расстояния (в два раза при температуре  $325^\circ\text{C}$  и в полтора раза при





**Рис. 6.** Типичная микроструктура сплава БрБ-2, наблюдаемая после распада пересыщенного твердого раствора при 325°C в течение 1 ч без наложения ПМП (а) и в ПМП 0.7 Тл (б). На вставках показаны изображения выбранных областей, полученные с помощью детектора обратно-рассеянных электронов.

температуре 400°C) может быть связано с влиянием ПМП на зернограничную диффузию и зернограничную сегрегацию атомов никеля на фронте распада. Замедление поверхностной самодиффузии в  $\alpha$ -Fe в результате применения магнитного поля наблюдали в [28] при тщательных измерениях кинетики роста зерен. Напротив, применение магнитного поля может привести ускорению или замедлению диффузионных процессов в диамаг-

нитных матрицах [11]. Скрупулезные измерения распределения элементов по отдельным ламелям могут дать ответ на этот вопрос, поскольку при этом может быть оценено тройное произведение коэффициента зернограничной диффузии, коэффициента сегрегации и ширины границы зерен [29]. Такие измерения планируются.

На рис. 8 (вставка) показана типичная картина морфологии вокруг выбранного тройного стыка

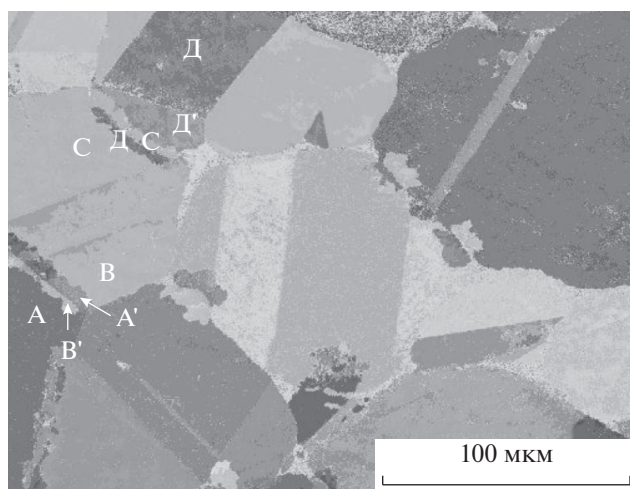


Рис. 7. Двойниковые соотношения при протрузии зерен с образованием морфологий типа “двойного шва”. Подобные соотношения указаны для зерен А/В и С/Д.

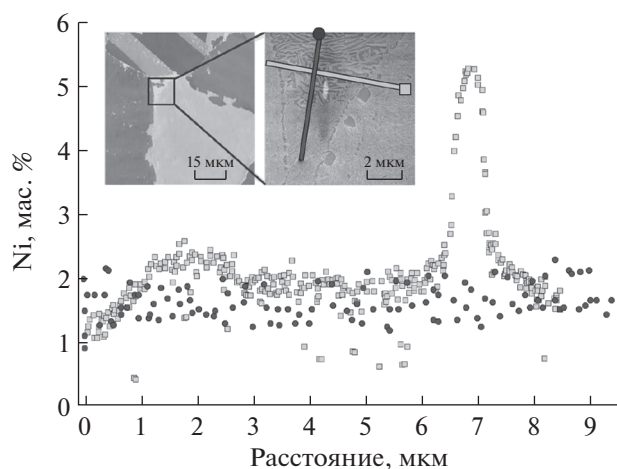


Рис. 8. РЭМ-изображение тройного стыка границ зерен (вставка) и распределение Ni вдоль указанных линий после распада закаленной бронзы БрБ-2 при 325°C, 1 ч в ПМП 0.7 Тл.

зерен в бериллиевой бронзе БрБ-2 после отжига 325°C в течение 1 ч в ПМП. Наблюдаются морфологии как непрерывного (с образованием зон Гинье-Престона в объеме зерен), так и прерывистого распада. Характерное распределение концентрации никеля вдоль линий показано на рис. 8. В то время как в матрице установлено наличие около 0.4 мас. % Ni, усредненная концентрация никеля в приграничной области выделений варьируется от 1 до 1.5 мас. %, а в самой области достигает 2–2.5 мас. %. Отдельные частички характеризуются концентрацией никеля до 6–8 мас. %.

В пределах ошибки эксперимента не было обнаружено изменений концентрации никеля для отожженных образцов в ПМП и без него. В предыдущем исследовании [30] сообщалось о

результатах изучения сегрегации никеля на границах зерен в чистой меди: соответствующий коэффициент сегрегации на общих большеугловых границах зерен был оценен примерно в ~16 при 325°C. Очевидно, что присутствие атомов Ве может изменять уровень сегрегации атомов Ni, и можно предположить, что оно оказывает влияние на сегрегацию атомов Ni в границах зерен и в сплавах на основе меди. Отсутствие сегрегации никеля на двойниковых границах в меди отмечалось в работе [31] и этот факт согласуется с отсутствием зон прерывистого распада вблизи двойников.

Влияние магнитного поля на эволюцию микроструктуры в Zn или Вi с гексагональной матрицей было связано с дополнительной движущей силой из-за магнитной анизотропии соседних зерен [7]. В настоящем случае, как правило, диамагнитной матрице на основе меди, магнитное поле, по-видимому, влияет на обогащение никелем границ зерен, влияющих на скорость миграции фронта распада (отметим появление частиц, обогащенных никелем, вблизи фронта распада, рис. 8). Однако необходим еще дополнительный качественный анализ, в том числе с использованием электронной микроскопии “на просвет” высокого разрешения.

Так как значительные изменения значений микротвердости наблюдались после отжига при температуре 400°C (в ПМП и без него) независимо от незначительных изменений соответствующей микроструктуры и элементного состава, как было показано при анализе результатов растровой электронной микроскопии и РСМА. Поэтому необходимо дальнейшее детальное исследование, в частности, методом просвечивающей электронной микроскопии, так как концентрация атомов никеля в матрице может меняться в пределах, недоступных для стандартного РСМА-анализа, использованного в данной работе. Отметим, что твердо-растворное упрочнение также может приводить к дополнительному вкладу в микротвердость, обнаруженному при отжиге в магнитном поле при температуре 400°C [21].

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Отжиг закаленного сплава бериллиевой бронзы БрБ-2, соответствующего пересыщенному твердому раствору, в ПМП с индукцией 0.7 Тл выявил достоверно обнаруживаемые изменения кинетики прерывистого распада в бериллиевой бронзе БрБ-2, особенно при температуре 325°C. При температуре 350 и 400°C воздействие ПМП на морфологию распада менее выражено, хотя наибольшее воздействие на микротвердость обнаружено при 400°C.

В работе впервые отмечены разные характеристики распада вблизи границ зерен и вблизи тройных стыков. Отжиг при 325°C в ПМП приводит к наиболее заметному изменению морфоло-



гии распада вблизи тройных стыков со значительным изменением ширины ламелей.

Установлено обогащение никелем фронта прерывистого распада, в том числе появление частиц, обогащенных никелем. При этом при наложении ПМП этот эффект значительно усиливается.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Pokoev A.V., Stepanov D.I., Trofimov I.S., Mazanko V.F. // Phys. Status Solidi. A. 1993. V. 137. P. K1.
2. Pokoev A.V., Stepanov D.I. // Tech. Phys. Lett. 1997. V. 23. P. 184.
3. Sumi, Toda, Fujii, Tsurikawa // Rev. Adv. Mater. Sci. 2009. V. 21. P. 35.
4. Wu Y., Lu Y., Zhao X., Zuo L. // Mater. Science Forum. 2011. V. 706–709. P. 2372.
5. Osinskaya J.V., Pokoev A.V., Perov N.S. // Defect and Diffusion Forum. 2006. V. 249. P. 111.
6. Molodov D.A., Gunster C., Gottstein G. // J. Mater. Sci. 2014. V. 49. P. 3875.
7. Molodov D.A., Konijnenberg P.J., Barrales-Mora L.A., Mohles V. // J. Mater. Sci. 2006. V. 41. P. 7853.
8. Molodov D.A., Bhaumik S., Molodova X., Gottstein G. // Scripta Materialia. 2006. V. 54. P. 2161.
9. Molodov D.A., Bozzolo N. // Acta Materialia. 2010. V. 58. P. 3568.
10. Dong J., Li Z.F., Zeng X.Q., Lu C., Ding W.J. // Mater. Science Forum. 2005. V. 488–489. P. 849.
11. Li D., Wang Q., Wang K., Wu C., Li G., He J. // Mater. Science Forum. 2011. V. 706–709. P. 2910.
12. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. Петржик Е.А. // Кристаллография. 2003. Т. 48. № 5. С. 838.
13. Golovin Yu.I. // Phys. Solid State. 2004. V. 46. P. 789.
14. Осинская Ю.В., Покоев А.В. // ФХОМ. 2003. № 3. С. 18.
15. Osinskaya J.V., Pokoev A.V., Perov N.S. // Defect and Diffusion Forum. 2006. V. 249. P. 111.
16. Nakagawa M. // Jap J. Appl Phys. 1965. V. 4. P. 760.
17. Djurić B., Jovanović M., Drobniak D.J. // Metallography. 1980. V. 13. P. 235.
18. Baburaj E.G., Kulkarni U.D., Menon E.S.K. // Phase Transitions. 1979. V. 1. P. 171.
19. Горелик С.С. Скаков Ю.А., Распоргуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: “МИСИС”, 2002. 360 с.
20. Massalski T.B. Binary Alloy Phase Diagrams. ASM International. Materials Park, 2001. 1100 p.
21. Pokoev A.V., Osinskaya J.V. // Defect and Diffusion Forum. 2018. V. 383. P. 180.
22. Моргунов П.Б. // Успехи физических наук. 2004. Т. 174. № 2. С. 131.
23. Alshits V.I., Darinskaya E.V., Gektina I.V., Lavrentyev F.F. // Crystallogr Rep. 1990. V. 35(4). P. 1014.
24. Alshits V.I., Darinskaya E.V., Petrzhik EA. // Phys. Solid State. 1992. V. 34. P. 155.
25. Baumann S.F., Michael J., Williams D.B. // Acta Materialia. 1981. V. 29. P. 1343.
26. Cahn J. W. // Acta Met. 1959. V. 7. P. 18.
27. Hillert M. // Inst. Metals Monograph. 1969. V. 33. P. 231.
28. Rabkin E., Gabelev A., Matsuzaki T., Watanabe T. // Defect and Diffusion Forum. 2005. V. 237–240. P. 560.
29. Zieba P., Gust W. // Int. Mater. Rev. 1998. V. 43. P. 70.
30. Divinski S.V., Ribbe J., Schmitz G., Herzig Chr. // Acta Materialia. 2007. V. 55. P. 3337.
31. Paul A., Laurila T., Vuorinen V., Divinski S.V. Thermodynamics, Diffusion and the Kirkendall Effect in Solids. Switzerland: Springer Int. Publ., 2014. 522 p.

## Influence of Annealing Temperature and Constant Magnetic Field on the Decomposition of Quenched Beryllium Bronze BrB-2

R. Post<sup>1</sup>, J. V. Osinskaya<sup>2, \*</sup>, G. Wilde<sup>1</sup>, S. V. Divinski<sup>1, 2</sup>, A. V. Pokoev<sup>2, \*\*</sup>

<sup>1</sup>Institute of Materials Physics, University of Münster, Münster, 48149 Germany

<sup>2</sup>Samara University, Samara, 443086 Russia

\*e-mail: ojev76@mail.ru

\*\*e-mail: a.v.pokoev@mail.ru

For the first time, the effect of annealing temperature and a constant magnetic field on the features of the decomposition of quenched beryllium bronze BrB-2 was studied using scanning electron microscopy. Technical bronze alloy BRB-2 was kept for 0.5 h at 800°C, quenched by immersion in water and subjected to artificial aging at temperatures of 325, 350 and 400°C for 1 h in the constant magnetic field of 0.7 T and without it. It has been established that the decomposition of the alloy proceeds simultaneously through several mechanisms, including by faltering (cellular) decomposition. For the first time, a different decomposition course was established near the triple junctions and near the grain boundaries. The activation barriers for intermittent discharge near the triple junctions of the alloy grain boundaries in a constant magnetic field decrease, the growth rate noticeably increases, and the size of cells decreases almost twofold. Microstructure data are compared with microhardness and X-ray diffraction data. A possible mechanism of the action of a constant magnetic field on the faltering decomposition in copper-based alloys is discussed.

**Keywords:** faltering decomposition, beryllium bronze, constant magnetic field, artificial ageing.