



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-104-110>
УДК 539.26: 621.785.78

Поступила 18.02.2022
Received 18.02.2022

МЕТОД КОНТРОЛЯ ТЕМПЕРАТУРЫ И ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ СТАРЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ

А. В. ТОЛСТОЙ, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12. E-mail: labmetal@rambler.ru

Разработан неразрушающий рентгеноструктурный метод контроля, позволяющий определять температуру и продолжительность старения изделий из бериллиевой бронзы. В основу метода контроля положены зависимости величины межплоскостного расстояния выделяющейся фазы и уширения дифракционной линии твердого раствора от режима старения. Для осуществления разработанного метода контроля предварительно определяют зависимости уширения дифракционной линии твердого раствора и величины межплоскостного расстояния отражения 100 выделяющейся фазы от продолжительности старения при различных температурах. По этим зависимостям строят номограмму, которая в дальнейшем используется для контроля режимов старения. Установлено, что достоверность определения режима термообработки зависит от инструментального фактора, связанного с различием геометрической формой мембран элементов, а также от величины текстуры, возникающей при пластической деформации материала на технологических стадиях изготовления изделий. Предложен метод, позволяющий минимизировать влияние этих факторов на точность измерений.

Ключевые слова. Бериллиевая бронза, рентгеноструктурный метод контроля, старение, период решетки, уширение дифракционных линий.

Для цитирования. Толстой, А. В. Метод контроля температуры и продолжительности старения изделий из бериллиевой бронзы / А. В. Толстой // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 104-110. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-104-110>.

METHOD OF TEMPERATURE CONTROL AND DURATION OF AGING OF BERYLLIUM BRONZE PRODUCTS

A. V. TOLSTOY, Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str. E-mail: labmetal@rambler.ru

A non-destructive X-ray diffraction control method has been developed to determine the temperature and duration of aging of beryllium bronze products. The control method is based on the dependences of the magnitude of the interplane distance of the released phase and the broadening of the diffraction line of the solid solution on the aging regime. To implement the developed control method, the dependences of the broadening of the diffraction line of the solid solution and the magnitude of the interplane reflection distance 100 of the released phase on the duration of aging at different temperatures are preliminarily determined. According to these dependencies, a nomogram is built, which is later used to control aging regimes. It is established that the reliability of determining the heat treatment mode depends on the instrumental factor associated with the difference in the geometric shape of the membranes of the elements, as well as on the amount of texture that occurs during plastic deformation of the material at the technological stages of product manufacturing. A method is proposed to minimize the influence of these factors on the accuracy of measurements.

Keywords. Beryllium bronze, X-ray diffraction control method, aging, lattice period, broadening of diffraction lines.

For citation. Tolstoy A. V. Method of temperature control and duration of aging of beryllium bronze products. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 104-110. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-104-110>.

В работе [1] был описан неразрушающий рентгеноструктурный метод контроля, позволяющий определить температуру старения изделий из бериллиевой бронзы. В основу метода положена зависимость величины межплоскостного расстояния выделяющейся фазы от режима старения. При определении температуры старения этим методом предполагается, что время выдержки образцов при старении известно точно. В принципе этот параметр является легко контролируемым и может быть выдержан с достаточной степенью точности. Однако в практике термической обработки возможно отклонение и продолжительности старения от заданного значения. Это может быть связано, в частности, с неодинаковым временем прогрева контейнера с изделиями до заданной температуры старения, а также с колебанием

температуры в рабочем пространстве печи, в результате чего эффективное время старения будет отличаться от заданного техническими условиями. Кроме того, термообработка изделий может выполняться с применением различного технологического оборудования (печи с контролируемой воздушной атмосферой, вакуумные электропечи, соляная ванна). Из-за различного времени выхода печи на рабочий режим (времени прогрева изделий до заданной температуры) эффективное время старения также будет отличаться от заданного техническими условиями.

В связи с этим возникает вопрос о разработке метода контроля, позволяющего определять как температуру, так и продолжительность старения. Решение этой задачи оказалось возможным благодаря полученным в работах [2, 3] данным о характере изменения величины уширения дифракционных линий твердого раствора и углового положения отражений от фазы выделения в процессе старения сплава медь-бериллий.

Методика эксперимента

Объектом исследования служили плоские образцы размером 25x25x0,3 мм, изготовленные из сплава БрБНТ-1,9Мг. Старение образцов осуществляли при температурах 310–370 °С в интервале времен выдержек от 5 мин до 10 ч. Рентгеновскую съемку выполняли в монохроматизированном излучении. Кристалл-монокроматор, в качестве которого использовали пиролитический графит, устанавливали на пути вторичного (дифрагированного) пучка лучей. Дифракционные линии записывали в режиме сканирования с интервалом $0,1^\circ$ на пологих и $0,05^\circ$ на крутых участках профиля. Время счета в каждой точке составляло 100 с.

Расчет уширения дифракционных линий проводили методом аппроксимации. При этом в качестве аппроксимирующей функции, определяющей распределение интенсивности в линиях, выбирали функцию вида $1/(1+\epsilon x^2)^2$. Принималось, что такой же функцией описывается распределение интенсивности и в линии состаренного образца. В качестве эталона использовали закаленный образец из того же сплава. Ширина линии B находилась как частное от деления площади, ограниченной кривой распределения интенсивности в линии и уровнем фона, на высоту максимума кривой ($B = S/h$). При определении уширения β вводили поправку на геометрию съемки и неоднородность излучения.

Величину d/n выделяющейся при старении сплава γ' -фазы определяли по угловому положению максимума ее дифракционной линии 100.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Величину уширения ($2\delta\theta$) определяли по линии 111 твердого раствора исследуемого сплава. Выбор этой линии объясняется тем, что в интересующих диапазонах температур старения и времен выдержек величина уширения линии 111 измеряется с более высокой точностью, чем других линий. Это связано с тем, что другие линии, например 200 и 220, имеют на рассматриваемых стадиях старения сложный вид профиля, обусловленный сильно анизотропными полями упругих межфазовых напряжений [2].

Характер зависимости уширения дифракционной линии 111 от температуры и продолжительности старения представлен на рис. 1. В работе [4] было показано, что наблюдаемое уменьшение уширения линий связано с протеканием в сплаве процессов релаксации упругих межфазовых напряжений.

Одновременно с этим, как установлено в [3], происходит увеличение значений d/n плоскостей 100 γ' -фазы (рис. 2). Причем каждому конкретному режиму старения соответствует вполне определенное сочетание величин d/n и уширения линий. На основании этого был разработан рентгеноструктурный метод

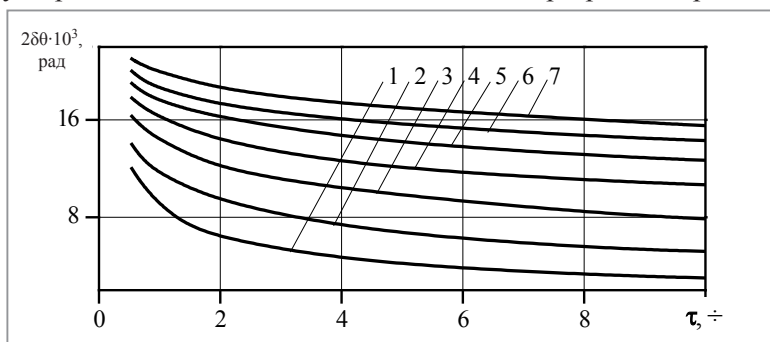


Рис. 1. Зависимость уширения ($2\delta\theta$) линии 111 твердого раствора сплава БрБНТ-1,9Мг от продолжительности выдержки при температурах старения: 1 – 310 °С; 2 – 320; 3 – 330; 4 – 340; 5 – 350; 6 – 360; 7 – 370 °С

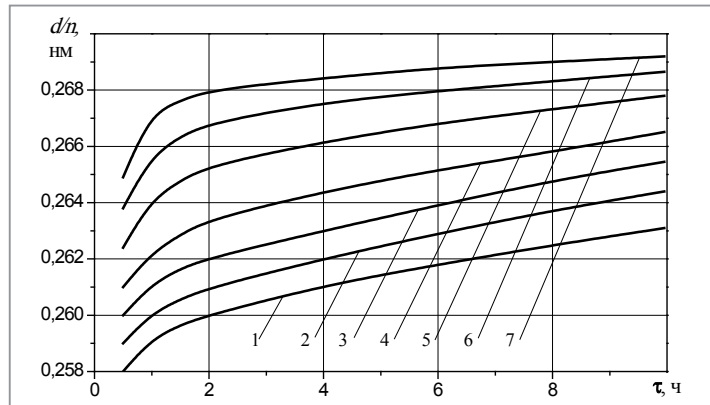


Рис. 2. Зависимость величины d/n линии 100 γ' -фазы от продолжительности старения при: 1 – 310 °C; 2 – 320; 3 – 330; 4 – 340; 5 – 350; 6 – 360; 7 – 370 °C

контроля термической обработки изделий из бериллиевой бронзы, позволяющий одновременно определять и температуру, и продолжительность старения.

Для осуществления разработанного метода контроля предварительно определяют зависимости уширения дифракционной линии твердого раствора ($2\delta\theta$) и величины d/n отражения 100 γ' -фазы от продолжительности старения при различных температурах. Затем по этим зависимостям строят номограмму, которая в дальнейшем используется для контроля режимов старения (рис. 3).

Режим старения определяется следующим образом. Проводится рентгеновская съемка контролируемого изделия с регистрацией линии 111 твердого раствора и линии 100 фазы выделения. Рассчитывается величина уширения линии 111 и величина d/n по угловому положению линии 100 γ' -фазы. По этим параметрам из номограммы, приведенной на рис. 3, находим температуру и продолжительность старения. Например, измеренные рентгенографические параметры составляют: $2\delta\theta = 12,8 \cdot 10^{-3}$ рад, $d/n = 0,262$ нм. Отсюда из номограммы находим: температура – 340 °C, время старения – 3,2 ч.

Достоверность определения режима термообработки (температуры и продолжительности старения) зависит от точности построения номограммы, которая, в свою очередь, определяется точностью нахождения уширения дифракционной линии матричной фазы и углового положения максимума отражения от фазы выделения. Приведенная выше номограмма была построена по результатам записи соответствующих дифракционных линий от плоских образцов. Поэтому ее следует рассматривать лишь как пример,

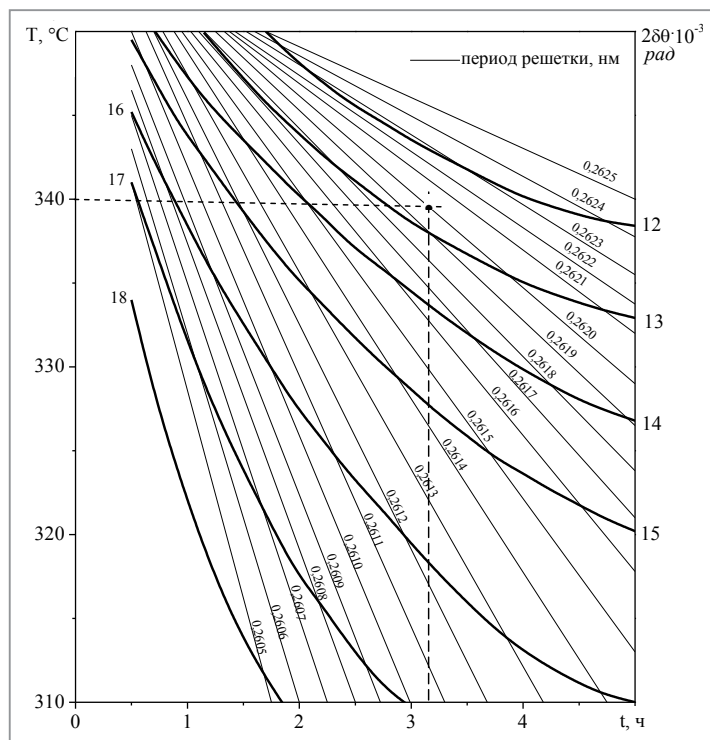


Рис. 3. Номограмма для определения температуры и продолжительности старения бериллиевой бронзы

иллюстрирующий принцип осуществления предлагаемого метода. Для того чтобы контролировать реальные изделия, необходимо учесть ряд факторов, существенно влияющих на вид полученных от них дифракционных картин. Прежде всего, это относится к такому параметру, как уширение линии твердого раствора. Рассмотрим это на примере наиболее массово-изготавливаемых изделий из этих сплавов – упругих чувствительных элементов (УЧЭ).

На рис. 4 показаны внешний вид и схематическое изображение конструкции некоторых анероидных чувствительных элементов.

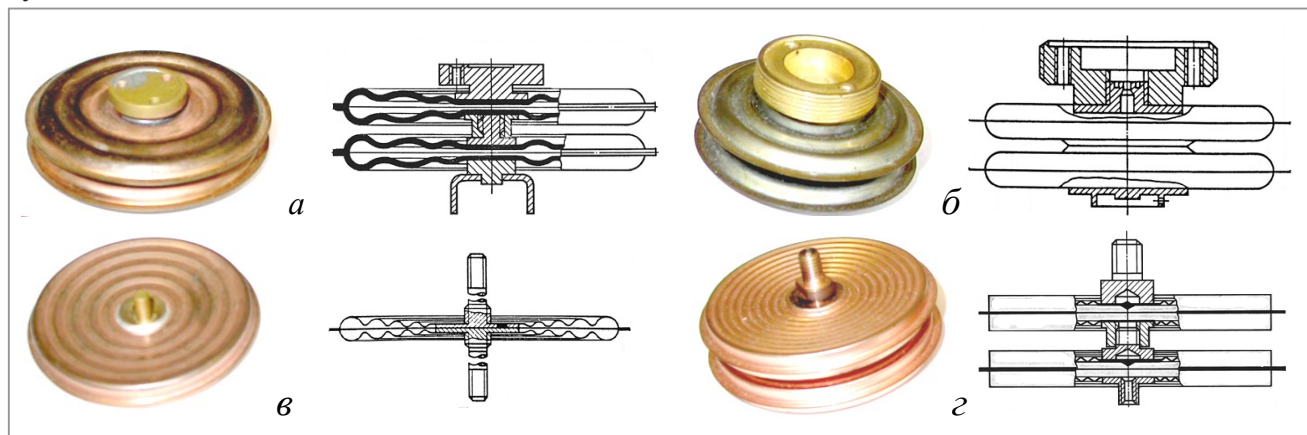


Рис. 4. Внешний вид и схематическое изображение конструкции анероидных чувствительных элементов: а – АЧЭ-28; б – АЧЭ-41; в – АЧЭ-286; г – АЧЭ-232

Как видно из рисунка, мембраны, из которых изготовлены УЧЭ, имеют существенно различную геометрию (количество гофров, их рельеф и глубина). Поэтому прежде всего необходимо учесть инструментальный фактор, связанный с различием геометрической формой мембран элементов. Отсюда вытекает первое требование – для исключения влияния инструментального фактора для построения номограммы необходимо использовать мембраны конкретного АЧЭ, т. е. номограмма строится для каждого типа контролируемого изделия.

При изготовлении УЧЭ сплав проходит ряд технологических операций, связанных с его пластическим деформированием, закалкой, штамповкой мембран (что вносит дополнительную деформацию) и их старением. Пластическая деформация образцов проводится путем прокатки закаленных пластин, имеющих в состоянии поставки, как правило, толщину $h=0,3$ мм, до расчетной толщины. При этом величина деформации может варьироваться от 5 до 40%, а прокат пластин осуществляться двумя способами: в направлении вдоль заводского проката ленты и в направлении, перпендикулярном плоскости прокатки.

Как показано в [5], пластическая деформация приводит к уменьшению высоты дифракционных максимумов и существенному увеличению их ширины, в то время как их угловое положение остается неизменным. Оценки интенсивности матричных отражений сплава в зависимости от степени его деформации приведены в таблице. Интенсивность линий дана в виде отношения интегральной интенсивности линии деформированного образца к интегральной интенсивности соответствующей линии закаленного образца ($I_{hkl}^{деф} / I_{hkl}^{зак}$). Из таблицы видно, что пластическая деформация приводит к уменьшению интегральной интенсивности линий 111, 200, 311 и 222. Наиболее интенсивное падение интенсивности наблюдается для линий, расположенных на малых углах рассеяния. В отличие от указанных отражений интегральная интенсивность линии 220 по мере увеличения степени деформации возрастает и после 37% деформации превосходит интегральную интенсивность соответствующей линии закаленного образца в 2,8 раза. Причем эта трансформация выявляется тем ярче, чем выше степень деформации материала. Подобное перераспределение интенсивности линий свойственно материалам, в которых

Зависимость интенсивности матричных отражений сплава БрБНТ-1,9 Мг от степени его деформации

Степень деформации, %	$I_{111}^{деф} / I_{111}^{зак}$	$I_{200}^{деф} / I_{200}^{зак}$	$I_{220}^{деф} / I_{220}^{зак}$	$I_{311}^{деф} / I_{311}^{зак}$	$I_{222}^{деф} / I_{222}^{зак}$
0	1	1	1	1	1
11	0,74	0,8	1,8	0,85	0,9
22	0,54	0,64	2,3	0,75	0,86
37	0,34	0,44	2,8	0,62	0,79

возникает преимущественное распределение кристаллитов вдоль какого-либо определенного направления, т. е. является следствием изменения степени текстурированности материала.

Обычно при описании характера текстуры используют рентгенографический метод, основанный на построении полюсных фигур. Однако существует более простой, но в то же время более наглядный метод определения степени текстурированности материала. Он основан на оценке величины параметра P , характеризующего степень совпадения кристаллографической плоскости с заданным направлением в образце. Этот параметр определяется по формуле

$$P = \frac{I_{hkl}^1 \sum I}{I_{hkl} \sum I^1},$$

где P – параметр, характеризующий статистический вес нормали для отражения hkl ; I_{hkl}^1 и I_{hkl} – интенсивность отражения от плоскости (hkl) соответственно текстурированного и бестекстурного образцов; $\sum I$ и $\sum I^1$ – суммарная интенсивность по всем отражениям текстурированного и бестекстурного образцов. В качестве бестекстурного образца был использован порошок меди с размером частичек 10–50 мкм. Расчеты показали, что величина параметра P для отражений 111, 200, 311 и 222 изменяется в области значений $P < 1$, а для отражения 220 – в области значений $P > 1$ (рис. 5). Такой характер изменения P позволяет заключить, что главной плоскостью прокатки является плоскость $\{110\}$ при направлении $\langle 112 \rangle$. Наблюдаемые закономерности в изменении текстуры исследуемого сплава характерны для ГЦК кристаллов, у которых в процессе деформации реализуется так называемая текстура латуни [6].

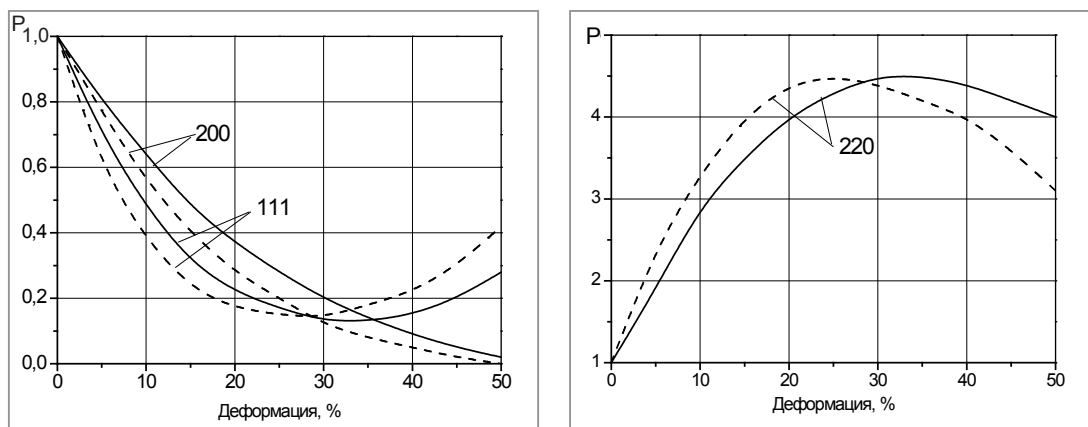


Рис. 5. Зависимость величины фактора P от степени деформации (ϵ) сплава БрБНТ-1,9Мг. Сплошные линии – деформация вдоль направления заводского проката; штриховые – в направлении, перпендикулярном плоскости прокатки

Небольшая текстура присутствует в сплаве БНТ-1,9 Мг и в состоянии поставки. Величина параметра P для различных плавок находится в пределах 0,7–0,9 для отражений 111 и 200 и 1,5–2,0 для отражения 220. Величина параметра P для линии 220 возрастает от значений $P \sim 1,5$ –2,0 для состояния поставки до 4,3 после прокатки со степенью деформации 30–40%. Соответственно уменьшается значение P для линий 111 и 200, величина которого изменяется соответственно от 0,7 и 0,8 (состояния поставки) до 0,1 и 0,2 ($\epsilon = 30$ –40%). При дальнейшем повышении степени деформации (до 50%) проводится частичная переориентация атомных плоскостей скольжения относительно плоскости прокатки материала. В этом случае величина P для отражения 220 несколько снижается при одновременном возрастании для отражения 111. Величина же P для отражения 200 продолжает уменьшаться, стремясь к нулю. Следует отметить, что при направлении прокатки вдоль заводского проката ленты изменение текстуры происходит более интенсивно: одна и та же величина параметра P отвечает несколько меньшей деформации (\sim на 5%) сплава. Повторная закалка деформированных образцов не приводит к устранению имеющейся (наследственной) текстуры – уровень текстурированности перезакаленных образцов остается практически на том же уровне, что и до перезакалки.

В процессе старения деформированного сплава регистрируемое уширение его дифракционных линий выше, чем недеформированного и зависит от степени деформации. При этом распад пересыщенного твердого раствора деформированного сплава происходит несколько быстрее, чем недеформированного [5]. Из этого следует, что при построении номограммы необходимо учитывать влияние на уширение дифракционных линий эффектов, связанных с пластической деформацией сплава.

Таким образом, с учетом влияния инструментального фактора и технологических стадий изготовления мембран УЧЭ для практической реализации предлагаемого метода необходимо выполнить следующие действия.

- Выбирать отштампованные мембраны конкретного УЧЭ, изготовленные из одной партии сплава и прошедшие одинаковые стадии технологического процесса (степень деформации и направление прокатки).
- Выполнить их старение в интервале температур ± 20 °С с шагом 10 °С и продолжительностью старения ± 2 ч с шагом 30 мин от заданной технологическим процессом. Например, для АЧЭ-232, изготовленных из сплава БрБНТ-1,9Мг, технологический режим старения 340 ± 10 °С, 3 ч. Следовательно, старение мембран необходимо провести в интервале температур 320–360 °С, с временами выдержки от 1 до 5 ч. Старение мембран рекомендуется проводить в расплаве солей, поскольку в этом случае обеспечивается наиболее высокая точность поддержания температуры и времени выдержки.
- Провести их рентгеновскую съемку.
- Определить значения уширения дифракционной линии 111 твердого раствора и периода решетки отражения 100 фазы выделения.
- По полученным данным построить номограмму, которую использовать для контроля режима старения данного УЧЭ.

В отличие от указанного выше типа элемента АЧЭ-28 изготавливаются как из сплава БрБНТ-1,9Мг, так и БрБНТ-1,9. В первом случае технологический режим их старения – 340 ± 10 °С, 3 ч, во втором – 310 ± 10 °С, 2 ч. Поэтому мембраны, изготовленные из сплава БрБНТ-1,9, необходимо состарить в интервале температур 290–330 °С и построить для их контроля свою номограмму.

Контроль режимов термической обработки значительно ускоряется при использовании средств вычислительной техники (в частности, при проведении исследований на дифрактометрах типа ДРОН, оснащенных ЭВМ). В этом случае все описанные выше операции по определению режимов термообработки выполняются вычислительным устройством по введенной в него программе, а конечный результат выводится на экран дисплея (или печатающее устройство) в виде конкретного значения температуры и времени старения. Ниже приведен алгоритм для вычисления уширения и углового положения линии с помощью ЭВМ.

Определение интегральной интенсивности дифракционных линий. Интегральная интенсивность линий оценивается путем измерения площади, ограниченной кривой распределения интенсивности в этой линии линией фона. Результатом прохождения интервала сканирования от начального угла $2\theta_n$ до конечного $2\theta_k$ является набор значений числа импульсов в каждой i -й точке. Значение фона в каждой точке вычисляется по формуле

$$F(i) = (A_1 + (A_n - A_1) - (i - 1)/(n - i)), \quad (1)$$

где A_1 и A_n – числа импульсов в первой и последней точках исследуемого интервала; n – число точек сканирования. Затем производится отделение линии от фона:

$$Y(i) = A(i) - F(i). \quad (2)$$

Из массива $Y(i)$ выделяется непрерывная последовательность положительных значений $B(i)$, расположенная в интервале L . Эта последовательность значений разбивается на четные и нечетные члены и находятся соответствующие суммы ST и SH членов. Используя найденные значения ST и SH , определяется площадь криволинейной трапеции по формуле

$$S = (B_1 + B_l + SH + ST)L/2,$$

где B_1, B_l – соответственно первое и последнее значения последовательности положительных значений.

Далее проводится расчет уширения дифракционных линий методом аппроксимации. При этом в качестве аппроксимирующей функции, определяющей распределение интенсивности в линиях, выбирается функция вида $1/(1 + \varepsilon x^2)^2$. Ширина линии B находится как частное от деления площади, ограниченной кривой распределения интенсивности в линии и уровнем фона, на высоту максимума кривой ($B = S/h$). При определении уширения β вводится поправка на геометрию съемки и неоднородность излучения [7].

Определение углового положения линии. Как и при определении уширения линий, проводится набор значений числа импульсов в каждой i -й точке интервала сканирования от начального угла $2\theta_n$ до конечного $2\theta_k$. Значение фона в каждой точке вычисляется по формуле (1). Затем производится отделение

линии от фона по формуле (2). Для определения углового положения максимума линии последовательно анализируется каждая тройка числа импульсов Y_{i-1} , Y_i , Y_{i+1} . Если выполняется условие

$$Y_{i-1} < Y_i \text{ и } Y_i > Y_{i+1} \text{ или } Y_{i-1} = Y_i \text{ и } Y_i > Y_{i+1},$$

то точка i принимается за точку локального максимума. Угловое положение максимума линии ($2\theta_{\max}$) вычисляется по формуле:

$$2\theta_{\max} = 2\theta_n + h(i + \Delta x - 1),$$

$$\text{где } \Delta x = \frac{Y_{i-1} - Y_{i+1}}{2(Y_{i-1} - 2Y_i + Y_{i+1})}.$$

Затем по известной формуле определяется величина d/n :

$$d/n = \frac{\lambda}{2\sin(2\theta_{\max}/2)}.$$

В связи с тем что у исследуемых линий составляющие K_α -дублета не разделяются, в качестве λ принимается средневзвешенное значение:

$$\lambda_{\text{ср.взв.}} = \frac{2\lambda_1 + \lambda_2}{3}.$$

Ошибка в определении периода кристаллической решетки при использованном в данной работе методе рентгеновской съемки составляет $\pm 0,00002$ нм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Толстой, А. В. Неразрушающий метод контроля термической обработки изделий из бериллиевой бронзы / А. В. Толстой // *Материалы, технологии, инструменты*. 2007. Т. 12. № 4. С. 97–102.
2. Толстой, А. В. Дифракция рентгеновских лучей на мощных анизотропных полях упругих атомных смещений поликристаллов сплава медь-бериллий / А. В. Толстой // *Физика металлов и металловедение*. 1991. № 6. С. 173–180.
3. Гитгарц, М. И. Эволюция структуры и кинетика выделения дисперсной фазы в сплаве медь-бериллий / М. И. Гитгарц, А. В. Толстой // *Физика металлов и металловедение*. 1989. Т. 67. № 3. С. 547–556.
4. Толстой, А. В. Релаксация полей упругих межфазовых напряжений в сплаве медь-бериллий / А. В. Толстой // *Весті НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук*. 1996. № 4. С. 11–16.
5. Толстой, А. В. Влияние холодной пластической деформации на структуру и свойства сплава медь-бериллий. I. Структурные превращения при старении деформированных бериллиевых бронз / А. В. Толстой // *Материалы, технологии, инструменты*. 2006. Т. 11. № 1. С. 11–17.
6. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. М.: Мир, 1972. 408 с.
7. Куколь, В. В. Определение положения максимума K_α -компонента по профилю уширенной дублетной дифракционной линии / В. В. Куколь // *Заводская лаборатория*. 1965. Т. 31. № 6. С. 706–708.

REFERENCES

1. Tolstoj A. V. Nerazrushajushhij metod kontrolja termicheskoj obrabotki izdelij iz berilliovoj bronzy [Non-destructive method for monitoring the heat treatment of products made of beryllium bronze]. *Materials, tehnologii, instrumenty = Materials, technologies, tools*, 2007, vol. 12, no. 4, pp. 97–102.
2. Tolstoj A. V. Difrakcija rentgenovskih luchej na moshhnyh anizotropnyh poljah uprugih atomnyh smeshhenij polikristallov splava med'-berillij [X-ray diffraction by powerful anisotropic fields of elastic atomic displacements of copper-beryllium alloy polycrystals]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of metals and metal science*, 1991, no. 6, pp. 173–180.
3. Gitgarc M. I., Tolstoj A. V. Jevoljucija struktury i kinetika vydelenija dispersnoj fazy v splave med'-berillij [Evolution of the structure and kinetics of precipitation of the dispersed phase in copper-beryllium alloy]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of metals and metal science*, 1989, vol. 67, no. 3, pp. 547–556.
4. Tolstoj A. V. Relaksacija polej uprugih mezhfazovyh naprjazhenij v splave med'-berillij [Relaxation of elastic interfacial stress fields in copper-beryllium alloy]. *Vesti NAN Belarusi, serija fiziko-tehnicheskikh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical sciences series*, 1996, no. 4, pp. 11–16.
5. Tolstoj A. V. Vlijanie holodnoj plasticheskoj deformacii na strukturu i svojstva splava med'-berillij. I. Strukturnye prevrashhenija pri starenii deformirovannyh berillievych bronzy [Influence of cold plastic deformation on the structure and properties of copper-beryllium alloy. I. Structural transformations during aging of deformed beryllium bronzes]. *Materials, tehnologii, instrumenty = Materials, technologies, tools*, 2006, vol. 11, no. 1, pp. 11–17.
6. Honikomb R. *Plasticheskaja deformacija metallov* [Plastic deformation of metals]. Moscow, Mir Publ., 1972, 408 p.
7. Kukol' V. V. Opredelenie polozhenija maksimuma K_α -komponenta po profilju ushirennoj dubletnoj difrakcionnoj linii [Determining the position of the maximum of the K_α -component from the profile of a broadened doublet diffraction line]. *Zavodskaja laboratorija = Factory laboratory*, 1965, vol. 31, no. 6, pp. 706–708.