

PACS: 61.43.Dq, 64.70.pe, 81.10.Aj

О.В. Коваленко, С.Г. Рассолов

КИНЕТИКА ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОГО СПЛАВА $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}V_6$ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ СКОРОСТЕЙ НАГРЕВА

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина

Статья поступила в редакцию 25 октября 2017 года

Методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и рентгенографии исследована кинетика кристаллизации металлического стекла $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}V_6$ в широком (5–200 K/min) диапазоне скоростей нагрева. Впервые установлено, что увеличение скорости нагрева приводит к практически линейному возрастанию ширины температурного диапазона кристаллизации от 9.5 до 24.7 К. С использованием уравнений классической теории кристаллизации и приближенного аналитического кинетического уравнения неизотермической кристаллизации проведен анализ экспериментальных данных. Показано, что кристаллизация стекла $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}V_6$ протекает по механизму стационарного гомогенного зарождения и роста, контролируемого диффузией на межфазной границе. Определена температурная зависимость удельной свободной энергии границы раздела зародыш–аморфная фаза. Установлено, что наблюдаемые увеличение температурного интервала превращения и снижение объемной плотности центров с ростом скорости нагрева обусловлены тем, что в исследуемом диапазоне температур скорость зарождения имеет более слабую температурную зависимость по сравнению со скоростью роста.

Ключевые слова: металлическое стекло, кинетика кристаллизации, непрерывный нагрев, классическая теория кристаллизации, скорости зарождения и роста кристаллов

1. Введение

Закономерности кристаллизации металлических стекол, впервые полученных в 1960 г. [1], являются объектом многочисленных исследований на протяжении последних 50 лет. Наряду с практической ценностью результаты исследований кристаллизации важны с фундаментальной точки зрения, поскольку углубляют представления о механизмах зарождения и роста кристаллов в условиях, далеких от равновесия, создавая предпосылки для корректировки существующих и разработки новых теоретических моделей изучаемых процессов. Последняя задача представляется особенно актуальной, поскольку теоретический базис для анализа зарождения и роста кристаллов в стеклах, а также кинетики их кристаллизации включает уравнения, разработанные еще к середине прошлого века для описания процесса кристаллизации расплавов [2,3]. Несмотря на то, что многочисленными исследованиями было установлено, что совокупность этих моделей, получивших название

«классической теории кристаллизации», корректно характеризует основные закономерности процессов формирования кристаллических фаз в стеклах [4,5], имеется целый ряд экспериментальных результатов, трактовка которых в рамках классической теории носит противоречивый характер [5].

Основные причины упомянутых противоречий в применении классической теории к описанию кристаллизации стекол не только заключаются в приближенном характере уравнений, выведенных для условий малых отклонений от равновесия, но также связаны с неопределенностью значений физических величин, входящих в уравнения, и их температурных зависимостей. К сожалению, до настоящего времени некоторые из этих величин (коэффициент диффузии и удельная свободная энергия поверхности раздела зародыш/матрица) невозможно оценить ни экспериментально, ни теоретически ввиду отсутствия адекватных теоретических моделей, и единственным путем их оценки остается сопоставление экспериментальных результатов по кинетике кристаллизации и структуре закристаллизованных стекол с расчетными данными.

Существенное ограничение такого подхода к оценке значений параметров моделей заключается в том, что используемое в этой процедуре простое аналитическое уравнение кинетики кристаллизации было выведено в работе Колмогорова [6] и несколько позднее в работах Джонсона и Мэла [7] и Аврами [8] (модель КДМА) для изотермического процесса. Однако с экспериментальной точки зрения более удобными являются измерения в условиях нагрева с постоянной скоростью, поскольку они обеспечивают более высокую точность, требуют меньше времени и не содержат неопределенностей, связанных с временем прогрева образца до температуры выдержки.

К сожалению, анализ [9] показал, что кинетика процесса кристаллизации, идущего по механизмам зарождения и роста, может быть описана либо численно, либо приближенным аналитическим выражением. Невозможность строгого аналитического описания в общем виде кинетики неизотермической кристаллизации обусловлена различием температурных зависимостей скоростей зарождения и роста кристаллов в диапазоне от температуры плавления T_m до температуры стеклообразного перехода T_g . С другой стороны, металлические стекла кристаллизуются в относительно узком (как правило, $(0.5-0.6)T_m$) температурном диапазоне, в котором скорости зарождения I и роста U кристаллов являются возрастающими функциями температуры.

Учитывая это обстоятельство и характер изменений функций $I(T)$ и $U(T)$, в работе [10] авторы получили относительно простое приближенное аналитическое уравнение, описывающее изменения доли закристаллизованного объема в стеклах в процессе нагрева с постоянной скоростью. Кроме того, в работах [10,11] на основе полученного уравнения на примере металлических стекол $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ и $Fe_{80}B_{20}$ апробирована методика, с помощью которой оценены значения параметров, входящих в классические уравнения для $I(T)$ и $U(T)$.

Несмотря на разумное согласие рассчитанных скоростей зарождения в стеклах $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ и $Fe_{80}B_{20}$ с оценками, приведенными в литературе, в

работах [10,11] форма кинетических кривых $X(T)$, построенных по результатам измерения электросопротивления, не анализировалась, а использовались только значения температур, соответствующих максимуму скорости кристаллизации. Такой подход не позволил в полной мере оценить корректность приближенной аналитической модели неизотермической кристаллизации и установить возможные изменения механизма кристаллизации исследованных стекол в широком диапазоне скоростей нагрева.

Для решения отмеченных проблем в настоящей работе проведен анализ кинетических кривых кристаллизации металлического стекла $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$, полученных методом ДСК в диапазоне скоростей нагрева 5–200 K/min. Отметим, что калориметрические измерения наиболее адекватно отражают изменения доли закристаллизованного объема в процессе нагрева образца или при изотермической выдержке [9].

2. Методика получения и исследования образцов

Для приготовления сплава с номинальным составом $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ использовали химически чистые элементы (Fe, Ni, B), которые впоследствии сплавляли с изготовленной ранее лигатурой $\text{Fe}_{73}\text{P}_{27}$. Образцы с аморфной структурой получали в форме лент толщиной 20–25 μm методом спиннингования расплава в атмосфере Ar путем литья струи расплава на массивный медный валок диаметром 0.3 м, вращающийся с линейной скоростью 30 м/с.

Структурные изменения, происходящие в аморфных лентах, подвергнутых непрерывному нагреву до различных температур, изучали методом рентгенографии (ДРОН-3М в Co K_{α} -излучении).

Данные по кинетике неизотермической кристаллизации образцов были получены по термограммам ДСК, измеренным на дифференциальном сканирующем калориметре DSC7 Perkin Elmer со скоростями нагрева в диапазоне от 5 до 200 K/min. Температурный интервал кристаллизации при различных скоростях нагрева определяли, как показано на рис. 1. На кривых ДСК в точках перегиба для начала и завершения процесса кристаллизации строили касательные, которые в точках пересечения с фоном определяют температуры начала T_{ons} и конца T_f кристаллизации. Разность этих температур принимали в качестве температурного интервала кристаллизации.

Для определения термической инерции калориметра в диапазоне скоростей нагрева 10–160 K/min были проведены измерения температуры Кюри T_C порошка чистого (99.999%) никеля. На температурной зависимости теплового потока скачок теплоемкости, обусловленный ферромагнитным переходом второго рода, проявляется в виде слабого эндотермического максимума. Как видно из рис. 2, измеренные значения T_C хорошо аппроксимируются линейной зависимостью, экстраполяция которой к нулевой скорости нагрева дает значение 357°C, близкое к приведенному в [12] значению $T_C = 358^\circ\text{C}$ для никеля высокой чистоты.

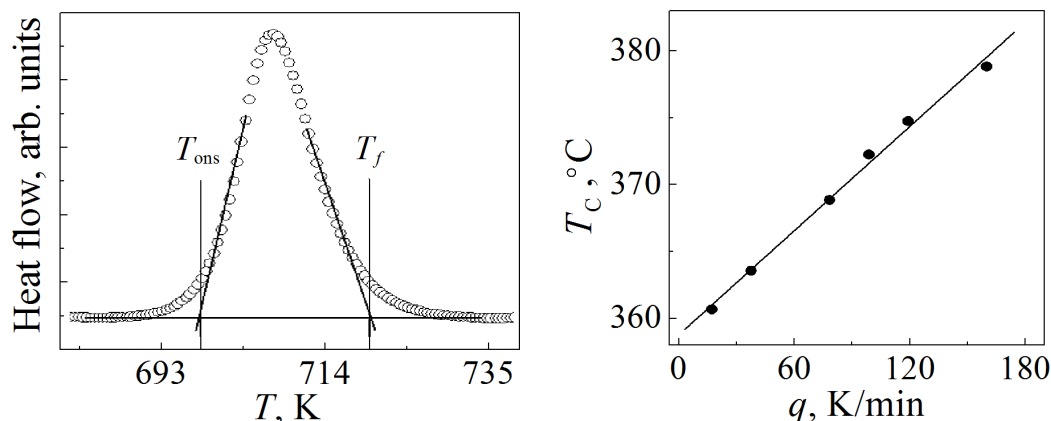


Рис. 1. Схема определения температурного интервала кристаллизации металлического стекла $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ при скорости нагрева 160 K/min

Рис. 2. Зависимость температуры Кюри T_C никеля от скорости нагрева q

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Исследованные в работе быстроохлажденные ленты сплава $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ по данным рентгенографического анализа имеют аморфную структуру (рис. 3). Процесс кристаллизации протекает в одну стадию (рис. 4), в ходе которой происходит одновременное формирование двух фаз: кристаллов ГЦК-твердого раствора и интерметаллида $(\text{Fe},\text{Ni})_3(\text{P},\text{B})$ с тетрагональной структурой (см. рис. 3). Наблюдаемые особенности процесса перехода в кристаллическое состояние характерны для эвтектического типа кристаллизации [4], экспериментально установленного для стекла $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ [12].

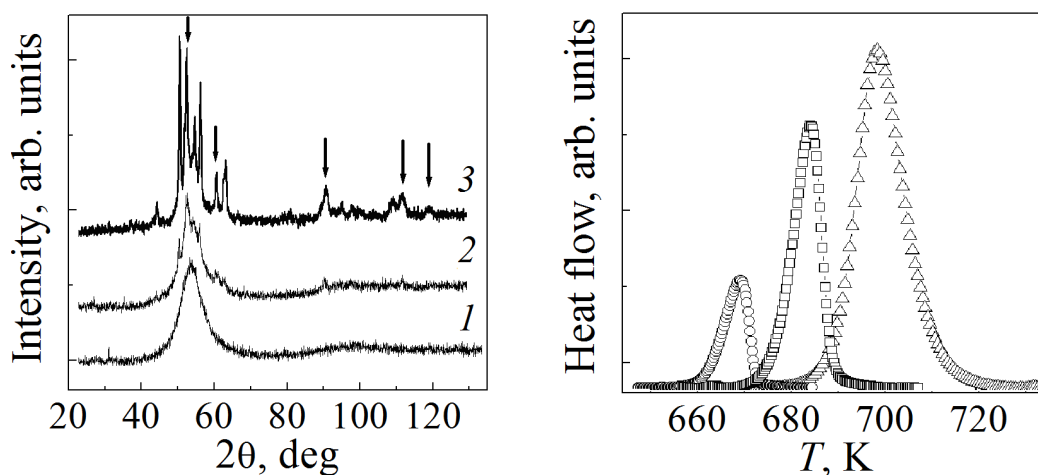


Рис. 3. Дифрактограммы ленты $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ в исходном (1), частично (2) и полностью (3) кристаллическом состояниях. Стрелками отмечены линии ГЦК-твердого раствора на основе $\gamma\text{-(Fe,Ni)}$, остальные рефлексы принадлежат интерметаллиду $(\text{FeNi})_3\text{PB}$

Рис. 4. Фрагменты кривых ДСК, полученных при разных скоростях нагрева q , K/min: ○ – 10, □ – 40, △ – 160

Анализ ДСК-термограмм показал, что с ростом скорости нагрева от 5 до 200 К/мин температурный диапазон процесса кристаллизации увеличивается от 9.5 до 24.7 К (рис. 5). Для выяснения причины этого эффекта было проведено сравнение кинетических кривых, построенных путем интегрирования экспериментально измеренных ДСК-термограмм, с расчетными кривыми $X(T)$.

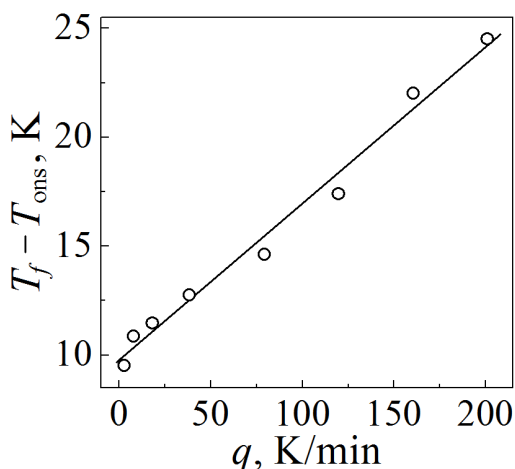


Рис. 5. Зависимость температурного интервала кристаллизации сплава $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ от скорости нагрева

Кинетические кривые кристаллизации аморфной фазы рассчитывали в рамках классической теории, которая, как отмечалось выше, удовлетворительно описывает основные особенности процесса кристаллизации стекол [4,10,11,13]. Ввиду того, что кристаллизация металлического стекла $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ протекает по механизму гомогенного зарождения и линейного роста [13], для описания кинетики этого процесса было использовано уравнение Колмогорова, которое для изотермического процесса имеет вид [6]:

$$X(t) = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3}IU^3t^4\right), \quad (1)$$

где I и U – скорости соответственно зарождения и роста кристаллов, t – время.

Как было показано в работе [10], кинетика кристаллизации в условиях нагрева с постоянной скоростью q может быть описана аналогичным выражением, в котором реальное время заменяется выражением $t_{eff}(T) = T^2/(qQ)$, имеющим физический смысл эффективного времени неизотермического термически активированного процесса с энергией активации Q :

$$X(t) = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3}IU^3t_{eff}^4(T)\right). \quad (2)$$

Температурные зависимости скоростей зарождения и роста кристаллов рассчитывали с помощью классических уравнений для гомогенного зарождения и линейного изотропного роста [2,10,13]:

$$I(T) = \frac{N_0D(T)}{a_0^2} \exp\left(-\frac{16\pi\sigma^3V_m^2}{3kT\Delta G^2(T)}\right), \quad (3)$$

$$U(T) = \frac{D(T)}{a_0} \left[1 - \exp\left(-\frac{\Delta G(T)}{RT}\right) \right], \quad (4)$$

где N_0 – число атомов в единице объема; $D(T) = D_0 \exp(-Q/T)$ – коэффициент диффузии на границе раздела кристалл–аморфная фаза; a_0 – расстояние диффузионного прыжка, равное среднему атомному диаметру; σ – удельная свободная энергия границы раздела; $\Delta G(T)$ – разность термодинамических потенциалов исходной и кристаллической фаз; V_m – молярный объем аморфной фазы; k – постоянная Больцмана; R – универсальная газовая постоянная.

Для описания изменений термодинамической движущей силы зарождения в настоящей работе было использовано соотношение Томсона–Спейпена [14]:

$$\Delta G(T) = \frac{2\Delta H_m T (T_m - T)}{T_m (T_m + T)}, \quad (5)$$

где ΔH_m – теплота плавления при температуре T_m .

Для расчетов кривых $X(T)$ по комбинации соотношений (2)–(5) были использованы значения параметров, взятые из литературных источников [10,15]: $N_0 = 8.9 \cdot 10^{28} \text{ м}^{-3}$, $a_0 = 2.38 \cdot 10^{-10} \text{ м}$, $T_m = 1180 \text{ К}$, $\Delta H_m = 10270 \text{ Дж/моль}$, $V_m = 6.77 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3/\text{моль}$, $D_0 = 1.31 \cdot 10^{10} \text{ м}^2/\text{с}$, $Q = 43800 \text{ К}$. Единственным неизвестным параметром, входящим в уравнение (5), оставалась удельная свободная энергия границы раздела σ , численное значение которой определяли путем сопоставления расчетных кинетических кривых с экспериментально найденными изменениями доли превращенного объема для каждой скорости нагрева (рис. 6).

Как видно из рис. 6, расчетные кинетические кривые хорошо аппроксимируют форму экспериментальных, за исключением незначительных расхождений на завершающих стадиях кристаллизации при скоростях нагрева выше 40 К/мин. Это свидетельствует о применимости уравнения (2) для описания кинетики кристаллизации стекол при нагреве с постоянной скоростью. Подгонка показала, что температурный интервал перехода существенно зависит от значений параметра σ , величина которого в кубе входит в показатель экспоненты уравнения (3) для скорости зарождения. Полученные в результате подгонки значения удельной свободной энергии лежат в пределах от $\sigma = 0.1581 \text{ Дж/м}^2$ при скорости нагрева $q = 5 \text{ К/мин}$ до $\sigma = 0.1616 \text{ Дж/м}^2$ при $q = 200 \text{ К/мин}$. Эти значения по абсолютной величине согласуются с оценками, приведенными в литературе: 0.140–0.220 Дж/м² [13] и 0.160–0.161 Дж/м² [15], и удовлетворительно аппроксимируются линейной зависимостью $\sigma(T) = (0.1035 \pm 0.05) + (8.19 \pm 0.8) \cdot 10^{-5} T$ (рис. 7).

Оценки температурного диапазона процесса кристаллизации, проведенные по методике, показанной на рис. 1, по расчетным кинетическим кривым, показали, что с увеличением скорости нагрева разность $T_f - T_{\text{ons}}$ монотонно возрастет от 11.5 до 16.7 К, что разумно согласуется с экспериментальными оценками, представленными на рис. 5.

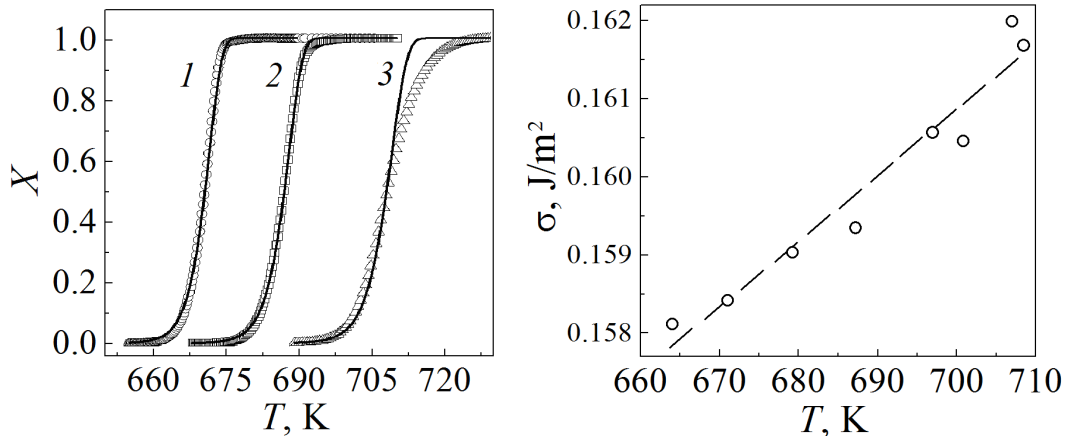


Рис. 6. Кинетические кривые кристаллизации сплава $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ при разных скоростях нагрева q , K/min: 1 – 10, 2 – 40, 3 – 160; символы – эксперимент, линии – расчет по уравнениям (2)–(5)

Рис. 7. Температурная зависимость удельной энергии границы раздела кристалл–аморфная фаза сплава $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ в исследованном диапазоне скоростей нагрева. Штриховая линия – результат подгонки методом наименьших квадратов

С целью дополнительной проверки корректности использованных соотношений и оценки механизма кристаллизации стекла $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ при различных скоростях нагрева экспериментальные кинетические кривые были представлены в так называемых координатах Аврами [2,8]. Для этого обобщенное уравнение кинетики изотермической кристаллизации

$$X(t) = 1 - \exp\left[-(Kt)^n\right] \quad (6)$$

(где K – кинетическая постоянная, а n – показатель Аврами, определяющий механизм кристаллизации) было записано для условий нагрева с постоянной скоростью. Кинетическая константа выражена через характерное время кристаллизации $K = t_{\text{cr}}^{-1} = \left(\frac{3}{\pi I(T)U^3(T)}\right)^{1/4}$ [10], а реальное время заменено эффективным. В таком случае уравнение (2) имеет вид

$$X(T) = 1 - \exp\left(-t_{\text{eff}}/t_{\text{cr}}\right)^n, \quad (7)$$

а кинетическая кривая $X(T)$, представленная в координатах $\ln[-\ln(1-X)]$ от $\ln(t_{\text{eff}}/t_{\text{cr}})$, должна иметь вид прямой линии с наклоном n .

На рис. 8 в качестве примера приведена экспериментальная кинетическая кривая кристаллизации стекла $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ при скорости нагрева 40 K/min в диапазоне X (0.1–0.9), построенная в координатах Аврами. Как видно из рисунка, график Аврами представляет собой прямую линию, наклон которой $n = 4.02 \pm 0.05$. Полученное значение n характерно для процесса кристаллизации.

таллизации по механизму стационарного зарождения и линейного трехмерного роста (контролируемого диффузией на межфазной границе [2]), который был ранее установлен для исследуемого аморфного сплава [13]. Наклон графиков Аврами кинетических кривых кристаллизации при других скоростях нагрева также оказался близким к 4, что свидетельствует о неизменности механизма кристаллизации стекла $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ в исследованном диапазоне скоростей нагрева.

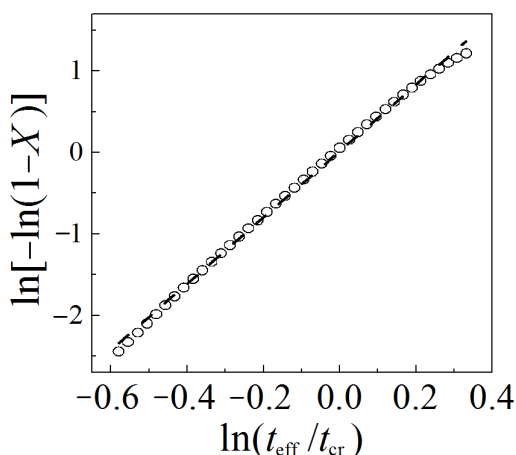


Рис. 8. Кинетическая кривая кристаллизации стекла $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ при скорости нагрева 40 K/min, построенная в координатах Аврами по уравнению (7). Линией показана линейная аппроксимация методом наименьших квадратов

Представлялось интересным проанализировать влияние скорости нагрева на структуру закристаллизованных образцов. В качестве структурного параметра в настоящей работе была рассчитана объемная плотность кристаллов

$$N(T) = \frac{1}{q} \int_{300}^T I(T)(1 - X(T)) dT. \quad (8)$$

Расчеты с использованием приведенных выше значений параметров, результаты которых проиллюстрированы на рис. 9, показали, что при увеличении скорости нагрева от 5 до 200 K/min объемная плотность кристаллов убывает примерно на порядок величины от $7.3 \cdot 10^{18}$ до $7.2 \cdot 10^{17} \text{ m}^{-3}$. Отметим, что как характер структурных изменений, так и расчетные значения N по порядку величины согласуются с экспериментальными оценками, выполненными в работе [15], в которой установлено, что с увеличением скорости нагрева от 1.25 до 264 K/min плотность зерен в закристаллизованных образцах стекла $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ снижается от $2.6 \cdot 10^{18}$ до $7 \cdot 10^{17} \text{ m}^{-3}$.

Из приведенных результатов следует, что приближенное уравнение (2) может быть использовано для описания кинетики неизотермической кристаллизации стекол. Анализ, выполненный в рамках этой модели, показал, что уменьшение объемной плотности закристаллизованных зерен с возрастанием скорости нагрева обусловлено повышением роли процесса роста кристаллов (более сильной температурной зависимостью по сравнению со скоростью зарождения), следствием чего является увеличение температурного диапазона кристаллизации.

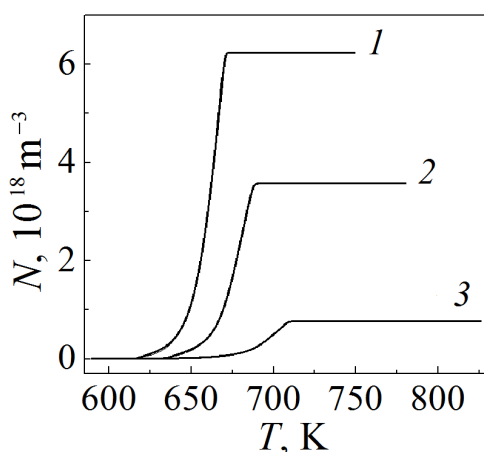


Рис. 9. Изменения объемной плотности кристаллов в стекле $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ при разных скоростях нагрева q , К/мин: 1 – 10, 2 – 40, 3 – 160 (расчет выполнен по уравнению (8))

4. Выводы

1. Впервые установлено, что при увеличении скорости нагрева от 5 до 200 К/мин ширина перехода сплава $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ в кристаллическое состояние линейно возрастает.

2. Показано, что кинетика кристаллизации исследуемого сплава в условиях непрерывного нагрева достаточно хорошо описывается классическим уравнением Колмогорова, адаптированным для неизотермических условий в предположении механизма стационарного гомогенного зарождения и роста, контролируемого диффузией на межфазной границе.

3. Подгонка с использованием ряда приведенных в литературе параметров модели показала, что согласие расчетных и экспериментальных данных достигается в предположении, что величина удельной свободной энергии границы раздела зародыш–аморфная фаза описывается линейной зависимостью $\sigma(T) = 0.1035 + 8.19 \cdot 10^{-5} T$ Дж/м².

4. Наблюдаемое снижение объемной плотности центров и увеличение температурного интервала превращения с увеличением скорости нагрева объясняются тем, что в исследуемом диапазоне температур превращения скорость зарождения изменяется гораздо слабее скорости роста.

Авторы благодарят д-ра физ.-мат. наук В.И. Ткача за предоставленные данные калориметрических исследований.

1. *W. Klement, R.H. Willens, P. Duwez*, Nature **187**, 869 (1960).
2. *Дж. Кристиан*, Теория превращений в металлах и сплавах, Мир, Москва (1978).
3. *В.П. Скрипов, В.П. Коверда*, Спонтанная кристаллизация переохлажденных жидкостей, Наука, Москва (1984).
4. *У. Кестер, У. Герольд*, в кн.: Металлические стекла. Ионная структура, электронный перенос и кристаллизация, Г.-Й. Гюнтеродт, Г. Бек (ред.), Мир, Москва (1983), с. 325–371.

5. *K.F. Kelton*, Solid State Physics **45**, 75 (1991).
6. *А.Н. Колмогоров*, Изв. АН СССР. Сер. матем. **1**, 355 (1937).
7. *W.A. Johnson, R.F. Mehl*, Trans. AIME **135**, 416 (1939).
8. *M. Avrami*, J. Chem. Phys. **7**, 1103 (1939).
9. *D.W. Henderson*, J. Non-Cryst. Solids **30**, 301 (1979).
10. *V.I. Tkatch, A.I. Limanovskii, V.Yu. Kameneva*, J. Mater. Sci. **32**, 5669 (1997).
11. *В.И. Ткач, А.И. Лимановский, В.Ю. Каменева*, Металлофиз. новейшие технол. **21**, 15 (1999).
12. *Таблицы физических величин. Справочник*, И.К. Кикоин (ред.), Атомиздат, Москва (1976).
13. *D.G. Morris*, Acta Metall. **29**, 1213 (1981).
14. *C.V. Thompson, F. Spaepen*, Acta Metall. **22**, 1855 (1979).
15. *V.I. Tkatch*, Int. J. Non-Equilib. Process. **10**, 339 (1998).

O.V. Kovalenko, S.G. Rassolov

KINETICS OF THE Fe₄₀Ni₄₀P₁₄B₆ AMORPHOUS ALLOY CRYSTALLIZATION IN A WIDE RANGE OF HEATING RATES

The crystallization kinetics of the Fe₄₀Ni₄₀P₁₄B₆ metallic glass in a wide heating range of 5–200 K/min has been studied by differential scanning calorimetry (DSC) and X-ray diffraction methods. It has been found for the first time that the temperature range of crystallization linearly increases from 9.5 to 24.7 K with the heating rate rising. The analysis of the experimental data has been performed by using the equations of the classical crystallization theory and the approximate analytical kinetical equation of non-isothermal crystallization. It has been shown that crystallization of the Fe₄₀Ni₄₀P₁₄B₆ glass takes place by the mechanism of the steady-state homogeneous nucleation and the interface diffusion controlled growth. The temperature dependence of the specific free energy of the crystal-amorphous phase interface has been determined. It has been established that the registered extension of the temperature range of transformation and reduction of the volume density of crystals with the heating rate increase is caused by a weaker temperature dependence of the nucleation rate compared with that of growth rate in the temperature range investigated.

Keywords: metallic glass, crystallization kinetics, continuous heating, classical theory of crystallization, rates of crystal nucleation and growth

Fig. 1. Schematic diagram of the crystallization temperature range determination in the Fe₄₀Ni₄₀P₁₄B₆ glass at the heating rate of 160 K/min

Fig. 2. The heating rate dependence of Curie temperature

Fig. 3. X-ray diffraction patterns of the Fe₄₀Ni₄₀P₁₄B₆ ribbon in as-quenched (1), partially (2) and fully crystallized (3) states. The arrows indicate Bragg reflections from the fcc γ-(Fe,Ni) solid solution, the rest lines belong to the (FeNi)₃(PB) intermetallic compound

Fig. 4. Fragments of the DSC curves obtained at varied heating rate *q*, K/min: ○ – 10, □ – 40, △ – 160

Fig. 5. Heating rate dependence of the temperature crystallization range of the Fe₄₀Ni₄₀P₁₄B₆ alloy

Fig. 6. Kinetic crystallization curves of the $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ glass at the heating rates of 10, 40 and 160 K/min; the symbols show the experimental data, the lines are fitted by equations (2)–(5)

Fig. 7. Temperature dependence of specific energy of the crystal-amorphous phase interface in the $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ alloy in the range of heating rates investigated. The dashed line shows the least squares best fit

Fig. 8. Kinetic crystallization curve of the $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ glass at the heating rate of 40 K/min presented in the Avrami coordinates according to Eq. (7). The dashed line shows the least squares linear best fit

Fig. 9. Changes of the volume density of crystals formed in the $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ glass at the heating rates of 10, 40 and 160 K/min calculated by Eq. (8)