УДК 539.213:548.5

В.И. Ткач, А.И. Лимановский, В.Ю. Каменева, С.Г. Рассолов

ОБОБЩЕННЫЙ АНАЛИЗ КИНЕТИКИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ В ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ И НЕИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
340114, г. Донецк, ул. Р. Люксембург, 72

Статья поступила в редакцию 26 октября 1998 года

В изотермических условиях и при нагреве с постоянной скоростью изучена кинетика кристаллизации металлических стекол $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ и $Fe_{80}B_{20}$, полученных спиннингованием расплава. Представлена методика обработки экспериментальных неизотермических кинетических кривых в координатах Аврами с учетом неоднородного распределения закаленных центров по сечению ленты. Подтверждены механизмы кристаллизации, ранее установленные для исследованных стекол. Установлено, что предложенная методика позволяет обобщить изо- и неизотермические кривые кристаллизации даже в случае нестационарного зарождения, которое было обнаружено в аморфном сплаве $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$.

1. Введение

Исследования кинетики процессов перехода метастабильных структур в равновесное состояние, в частности кристаллизации металлических стекол, проводятся как при постоянной температуре, так и в условиях ее непрерывного (чаще всего линейного) изменения. К достоинствам неизотермических исследований относятся более высокая точность и возможность анализа превращений в более широком (по сравнению с изотермическим анализом) диапазоне температур. Однако анализ неизотермических кривых более сложен и, как утверждается в работах [1–3], аналитическое описание кинетики превращений в неизотермических условиях возможно лишь в тех случаях, если эти превращения подчиняются правилу аддитивности. Применительно к процессу кристаллизации аморфных сплавов правило аддитивности выполняется в случаях, если скорости зарождения и роста описываются одинаковыми температурными зависимостями или если стекло кристаллизуется путем роста закаленных зародышей.

Однако теоретический анализ кинетики кристаллизации металлических стекол в условиях линейного нагрева с постоянной скоростью $\dot{T}_+$, проведенный в работах [4,5] на основе кинетического уравнения Колмогорова массовой кристаллизации [6], позволил получить аналитическое выражение зависимости доли превращенного объема X от температуры

$$X(T) = 1 - \exp\left\{-\frac{\pi}{3}U^3\left(\frac{T^2}{\dot{T}_+Q}\right)^3\left[I\left(\frac{T^2}{\dot{T}_+Q}\right) + 4N_-\right]\right\}, \qquad (1)$$

где I – скорость зарождения кристаллов в аморфной фазе, U – скорость роста, Q – энергия активации, необходимая для перехода атомов через границу раздела зародыш (кристалл)–матрица, а N_- – количество закаленных зародышей в единице объема стекла.

Сравнение (1) с уравнением кинетики изотермической кристаллизации стекол, приведенным в работе [7],

$$X(t) = 1 - \exp\left[-\frac{\pi}{3}U^3 t^3 \left(It + 4N_-\right)\right] \tag{2}$$

показывает, что оба выражения формально совпадают, если величину $\left(T^2/\dot{T}_+Q\right)$, имеющую размерность времени, рассматривать как некоторое эффективное время неизотермического процесса t_{eff}.

Формальное сходство уравнений (1) и (2) позволяет предположить, что для анализа механизма и кинетики кристаллизации металлических стекол в неизотермических условиях могут быть использованы (адаптированные соответствующим образом) методы, разработанные для изотермических процессов. Решение данной задачи, т.е. сравнительный анализ кинетики кристаллизации металлических стекол при постоянной температуре и при нагреве с постоянной скоростью, являлось основной целью настоящей работы.

Объектами исследования были аморфные сплавы $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ и $Fe_{80}B_{20}$, механизмы и кинетика кристаллизации которых изучались достаточно подробно различными методами (см., напр. [5,8–12]), однако целый ряд проблем, связанных с анализом экспериментальных результатов, остается нерешенным [13].

2. Эксперимент

Образцы сплавов номинальных составов $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ и $Fe_{80}B_{20}$ с аморфной структурой получали в форме тонких (20–40 мкм) лент путем литья струи расплава на внешнюю поверхность вращающегося бронзового валка (метод спиннингования). Структура быстроохлажденных лент контролировалась рентгенографически с помощью дифрактометра ДРОН-3М.

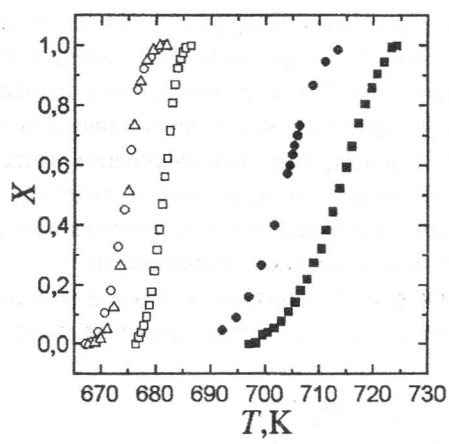
Кинетика перехода аморфной фазы в кристаллическое состояние при постоянной температуре и в условиях нагрева с постоянной скоростью исследовалась методами измерения электросопротивления R и дифференциального термического анализа (ДТА). Доля закристаллизованного объема X по резистометрическим данным рассчитывалась из соотношения

$$X = (R_a - R)/(R_a - R_c), \tag{3}$$

где R_a и R_c – электросопротивление образца в аморфном и кристаллическом состояниях соответственно, а R – текущее значение. Максимумы тепловыделения на кривых ДТА пересчитывались в долю превращенного объема путем численного интегрирования и нормировки на общую площадь под кривой.

Исследования проводились в диапазоне скоростей нагрева 2,5–1000 К/мин и в интервале температур 612–640 К. Нижний предел температуры изотермических выдержек ограничен большими временами процесса (> 48 ч), а верхний – временем выхода образца на заданную температуру (~ 10 мин) при длительности процесса кристаллизации ~ 100 мин. В то же время диапазон температур перехода аморфных образцов в кристаллическое состояние в неизотермических исследованиях был в 3,5 раза шире (~ 100 К), что существенно повышает информативность результатов измерений.

На рис. 1 и 2 приведены кинетические кривые кристаллизации аморфных сплавов $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ и $Fe_{80}B_{20}$ при непрерывном нагреве и стекла $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ в изотермических условиях соответственно. Как видно из рис. 1, аморфная фаза в сплаве $Fe_{80}B_{20}$ более устойчива, чем в сплаве $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$, а температурный диапазон перехода в кристаллическое состояние заметно шире. Хорошее согласие (в пределах экспериментальных погрешностей) кинетических кривых кристаллизации, построенных по данным ДТА при непрерывном нагреве, и зависимостей $X(T)$, рассчитанных по политермам электросопротивления (рис. 1), свидетельствует о корректности использования соотношения (3) для анализа кинетики кристаллизации аморфных металлических сплавов.



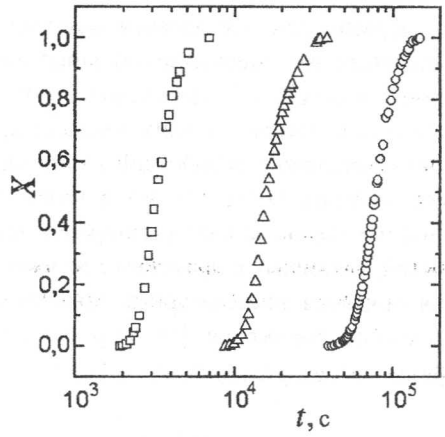


Рис. 1. Изменения доли кристаллической фазы в аморфных сплавах $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ (светлые символы) и $Fe_{80}B_{20}$ (зачерненные символы) в зависимости от температуры при нагреве с постоянной скоростью: Δ, ●, ○ – 10 К/мин; □, ■ – 20 К/мин. Треугольниками показана кинетическая кривая, построенная по данным ДТА, остальные точки – результаты резистометрического анализа

Рис. 2. Кинетические кривые изотермической кристаллизации металлического стекла $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ при различных температурах, К: □ – 612; Δ – 655; ○ – 640

Отметим также, что, как было показано в работе [14], температуры, соответствующие максимуму скорости кристаллизации, рассчитанные по экспериментальным политермам, хорошо согласуются с данными, полученными методом дифференциальной сканирующей калориметрии [8,9] для исследованных сплавов. Также наблюдается хорошее согласие времен начала кристаллизации металлического стекла $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ при различных температурах изотермических отжигов с экспериментальными данными работ [10,11], полученными методами ДСК и просвечивающей электронной микроскопии соответственно. Отмеченное согласие свидетельствует о близости составов исследованных сплавов к номинальным и позволяет сравнить результаты анализа, проведенного в настоящей работе, с результатами независимых экспериментальных оценок.

3. Анализ и обсуждение результатов

Для анализа механизма кристаллизации аморфных сплавов при постоянной температуре уравнение (2), как правило, записывают в обобщенном виде

$$X(t) = 1 - \exp[-(Kt)^n] \tag{4}$$

и перестраивают экспериментальные кинетические кривые в координатах $\ln[-\ln(1 - X)]$ от $\ln(t)$. Наклон получаемой прямой дает значение величины n, называемой показателем Аврами [15], которая характеризует возможные механизмы зарождения и роста кристаллов [1].

Исходя из формальной аналогии кинетических уравнений (1) и (2), запишем уравнение для $X(T)$ в виде

$$X(T) = 1 - \exp\left[-(t_{\text{eff}}/\tau_c)^n\right], \tag{5}$$

где τ_c – некоторое характерное время кристаллизации,

$$\tau_c = \left(\frac{\pi}{3} I U^3\right)^{-1/4}, \tag{6}$$

которое, в отличие от кинетической константы K в уравнении (4), зависит от температуры.

Таким образом, для определения механизма кристаллизации аморфных сплавов по экспериментальным неизотермическим кинетическим кривым необходимо знать температурные зависимости скоростей зарождения и роста кристаллов. Это обстоятельство в определенной степени осложняет анализ процесса кристаллизации стекол в неизотермических условиях по сравнению с обработкой изотермических данных, хотя, как отмечалась выше, позволяет получить более точную и надежную информацию о механизме и кинетике кристаллизации стекла за счет расширения температурного диапазона и устранения неопределенностей, связанных с временем достижения образцом заданной температуры.

Для описания температурных зависимостей скоростей зарождения и роста используем классические выражения [1], выразив подвижность атомов через характерные времена диффузии на межфазной границе [4,5]:

$$I(T) = \frac{N_0}{\tau_0}\exp\left(-\frac{Q}{T}\right)\exp\left(-\frac{16\pi}{3}\frac{\sigma^3 V^2}{\Delta G^2}\right), \tag{7}$$

$$U(T) = \frac{a_0}{\tau_0}\left(-\frac{Q}{T}\right)\left[1-\exp\left(-\frac{\Delta G}{kT}\right)\right], \tag{8}$$

где N_0 – число атомов в единице объема; τ_0 – предэкспоненциальный множитель; σ – удельная поверхностная энергия границы раздела стекло–зародыш; ΔG – разность термодинамических потенциалов Гиббса переохлажденного расплава и кристаллической фазы; V – молярный объем; k – постоянная Больцмана.

Как было показано в работах [4,5], все константы, необходимые для расчетов кинетики кристаллизации аморфных сплавов $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ и $Fe_{80}B_{20}$, могут быть определены по зависимостям температур кристаллизации и среднего размера зерна от скорости нагрева. Корректность анализа, проведенного в работах [4,5], подтверждается согласием значений полученных в них констант (таблица) с экспериментальными оценками [8–12]. Последующий анализ температурных зависимостей разности свободных энергий переохлажденного расплава и кристаллической фазы и удельной свободной энергии границы раздела зародыш–матрица [16], определяющих скорость зарождения, показал, что при отсутствии данных по разности теплоемкостей жидкой и кристаллической фаз зависимость $I(T)$ корректно описывается в предположении, что σ не зависит от температуры, а $\Delta G(T)$ аппроксимируется приближением Томсона–Спейпена [17]:

$$\Delta G = \frac{2\Delta H_m T(T_m - T)}{T_m(T_m + T)}, \tag{9}$$

где ΔH_m и ΔT_m – теплота и температура плавления соответственно.

На рис. 3 точками показана экспериментальная кинетическая кривая кристаллизации аморфного сплава $Fe_{80}B_{20}$, построенная в координатах Аврами, а штриховой линией – кинетическая кривая, рассчитанная по уравнению (1) с использованием констант, приведенных в таблице. Как видно из рисунка, обе зависимости имеют линейный характер, но характеризуются различными значениями наклона: экспериментальные точки аппроксимиру-

Таблица

Значения параметров уравнений (3), (7) и (8), описывающих кинетику кристаллизации, скорости зарождения и роста кристаллов соответственно, в аморфных сплавах $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ и $Fe_{80}B_{20}$ [4,5,14]

Сплав	σ, Дж·м$^{-2}$	τ_0, с	Q, К	$N_$, м$^{-3}$
$Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$	0,147	$5{,}2\cdot10^{-31}$	43800	$3{,}8\cdot10^{12}$
$Fe_{80}B_{20}$	0,2	$7{,}5\cdot10^{-22}$	31900	$7{,}3\cdot10^{17}$

ются прямой с наклоном 2,6. В то же время расчетные данные меняются более круто (n = 3,2). Следует отметить, что приведенное выше значение наклона экспериментальной кинетической кривой неизотермической кристаллизации аморфного сплава $Fe_{80}B_{20}$ хорошо коррелирует со значением n = 2,8, полученным в работе [7] для случая изотермической кристаллизации. Согласно общепринятым представлениям [1] значение показателя n = 3 указывает на то, что кристаллизация протекает путем трехмерного роста уже имеющихся в системе центров кристаллизации (для металлических стекол–закаленных зародышей). Действительно, электронно-микроскопический анализ, проведенный автором работы [7], подтвердил это предположение, а отличие величины n от 3 было связано с погрешностью эксперимента. Однако детальные исследования макроструктуры аморфных лент сплава $Fe_{80}B_{20}$, полученных методом спиннингования, показали [12], что вблизи поверхности ленты, находившейся в контакте с закалочным валком, имеется слой толщиной ~ 20%, практически свободный от закаленных зародышей.

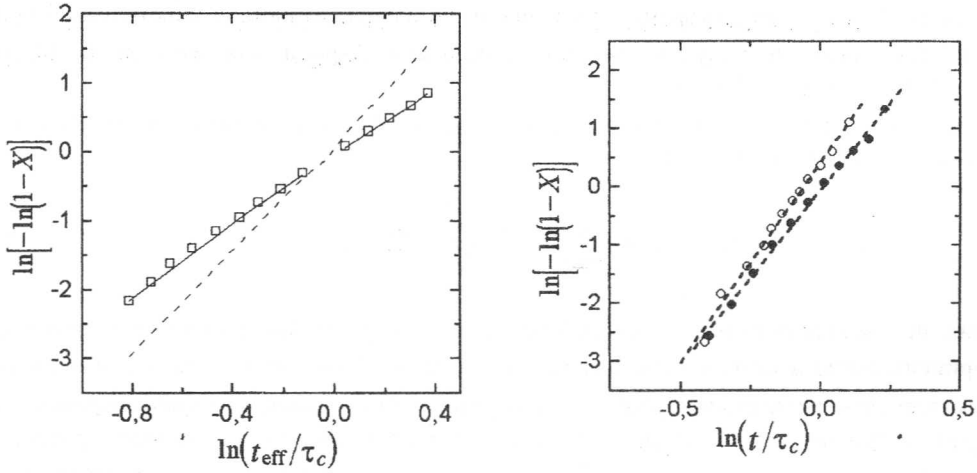


Рис. 3. Сравнение экспериментальной кинетической кривой неизотермической кристаллизации аморфного сплава $Fe_{80}B_{20}$ при $\dot{T}_+$ = 10 К/мин (□) в координатах ln[–ln(1 – X)] от ln (t_{eff}/τ_c) и кривых, рассчитанных по уравнениям (1) (штриховая линия) и (11) (сплошная линия)

Рис. 4. Экспериментальные кинетические кривые изотермической (●) (T = 640 К) и неизотермической (при скорости нагрева 10 К/мин) (○) кристаллизации аморфного сплава $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$, построенные в координатах ln[–ln(1 – X)] от ln(t/τ_c). Штриховые линии – линейные аппроксимации методом наименьших квадратов

Для учета отмеченной структурной неоднородности лент в кинетическое уравнение (2) было введено дополнительное слагаемое вида

$$X_{\text{hom}}(T) = 1 - \exp\left\{-\frac{\pi}{3}U^3\left(\frac{T^2}{\dot{T}_+Q}\right)^3\left[I\left(\frac{T^2}{\dot{T}_+Q}\right)\right]\right\} \tag{10}$$

с удельным весом 0,2, т.е.

$$X_S = 0{,}8X + 0{,}2X_{\text{hom}}\,. \tag{11}$$

Как видно из рис. 3, предположение о независимом аддитивном вкладе двух структурных зон лент в суммарный относительный превращенный объем позволяет получить зависимость $X(T)$ с наклоном меньше 3, которая практически совпадает с экспериментом (сплошная кривая на рис. 3). Однако для такой подгонки потребовалась небольшая корректировка значений σ и N_-, приведенных в таблице (до 0,207 Дж·м$^{-2}$ и 9·10^{17} м$^{-3}$ соответ-

ственно).

Несколько иные результаты были получены при анализе кинетики кристаллизации аморфного сплава $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$. На рис. 4 светлыми символами показана кинетическая кривая кристаллизации этого стекла при нагреве со скоростью 10 К/мин. Линейная аппроксимация экспериментальных точек дает значение показателя Аврами n = 6,9, характерное для кристаллизации с возрастающей скоростью зарождения [1]. Для сравнения на этом же рисунке темными символами построена изотермическая кинетическая кривая кристаллизации того же сплава при температуре 640 К, наклон которой в координатах Аврами составляет 6,0. Поскольку при линеаризации изотермических кинетических кривых не требуется никаких дополнительных параметров, то данные на рис. 4 явно свидетельствуют о нестационарном процессе зарождения в аморфном сплаве $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$. Как было отмечено выше, значения времен начала кристаллизации при различных температурах отжигов, полученные в настоящей работе, хорошо совпадают с аналогичными данными, приведенными в работах [10,11]. Однако при перестройке кинетических кривых в координаты Аврами Скотт [10] вычитал это время (инкубационный период) из каждой кинетической кривой. В результате он получил значения показателя Аврами для аморфного сплава $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ в пределах 3,5–4,0.

Для учета временной зависимости скорости зарождения в настоящей работе была использована модель Кэшиева [18]:

$$I_{ns} = I\left[1 + 2\sum_{m=1}^{\infty}(-1)^m \exp\left(\frac{-m^2 t}{\tau_{ns}}\right)\right], \qquad (12)$$

которая, по мнению ряда исследователей (см., напр., [13]), наиболее адекватно описывает экспериментальные данные в неметаллических стеклах. Величина τ_{ns}, называемая характерным временем нестационарности, имеет аррениусовскую температурную зависимость с энергией активации, равной энергии активации диффузии на границе раздела кристалл–матрица Q [13]. Оценка значения τ_{ns} была сделана путем подгонки к экспериментальным данным кинетической кривой, рассчитанной по уравнению (3) с учетом (12) для температуры отжига 640 К. Результаты этой подгонки показаны сплошной линией на рис. 5. Ясно, что для компенсации снижения скорости зарождения вследствие нестационарного характера данного процесса необходимо снизить барьер для зарождения за счет уменьшения величины удельной поверхностной энергии σ с 0,147 до 0,138 Дж·м$^{-2}$.

Полученное в результате подгонки изотермической кинетической кривой значение τ_{ns} = 3400 с для 640 К и значение Q из таблицы были использованы для построения тем-

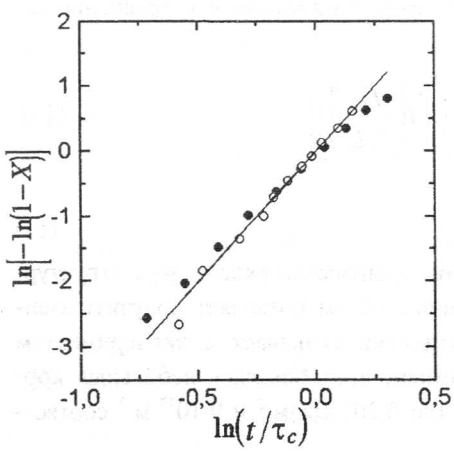


Рис. 5. Сравнение экспериментальных кинетических кривых кристаллизации аморфного сплава $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$, показанных на рис. 4, с кривыми, рассчитанными по уравнениям (1) и (2) с учетом нестационарности зарождения согласно уравнению (12). Расчетные кривые для изо- и неизотермической кристаллизации полностью совпадают и имеют наклон, равный 4

пературной зависимости $\tau_{ns}(T)$, которая, в свою очередь, была использована для расчета неизотермической кривой $X(T)$ при скорости нагрева 10 К/мин с учетом нестационарности зарождения. Расчеты показали, что кинетическая кривая кристаллизации аморфного сплава $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ при нагреве со скоростью 10 К/мин полностью совпала с кривой $X(t)$, рассчитанной для изотермической кристаллизации при температуре 640 К; по этой причине обе расчетные кривые показаны на рис. 5 одной линией. Примечательно, что учет нестационарности зарождения в характерном времени кристаллизации τ_c приводит к уменьшению наклона кинетических кривых до $n = 4$, что видно из сравнения рис. 4 и 5.

Таким образом, использование эффективного времени в виде $T^2/\dot{T}_+Q$ для описания кристаллизации в неизотермических условиях позволяет представить кинетические кривые изотермической и неизотермической кристаллизации в обобщенном виде даже в том случае, когда скорость зарождения зависит от времени, т.е. в случае, когда превращение явно не относится к категории изокинетических [1]. Следует отметить, что аналогичный временной параметр для описания кинетики неизотермической кристаллизации был сравнительно недавно получен Крюгером [19], однако в нем используется величина эффективной энергии активации кристаллизации, которая, строго говоря, должна быть функцией температуры.

4. Выводы

1. Показано, что использование параметра $T^2/\dot{T}_+Q$ в качестве эффективного времени неизотермической кристаллизации аморфных сплавов позволяет построить кинетические кривые неизотермической кристаллизации стекол в координатах $\ln[-\ln(1 - X)]$ от $\ln(t)$ и таким образом установить возможный механизм кристаллизации.

2. На основе анализа экспериментальных кинетических кривых установлено, что кристаллизация металлического стекла $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ осуществляется по механизму нестационарного зарождения и роста кристаллов, в то время как аморфный сплав $Fe_{80}B_{20}$ переходит в кристаллическое состояние преимущественно за счет роста закаленных зародышей. Показано, что неоднородное распределение закаленных зародышей по сечению быстроохлажденных лент аморфного сплава $Fe_{80}B_{20}$ приводит к снижению показателя Аврами до значений ниже 3 и может быть учтено путем введения в кинетическое уравнение дополнительного слагаемого.

3. Установлено, что учет нестационарности процесса зарождения в анализе кинетики кристаллизации приводит к полному совпадению кинетических кривых кристаллизации в изо- и неизотермических условиях.

Исследования, выполненные в настоящей работе, были частично поддержаны Фондом фундаментальных исследований Украины по проекту №2.4/220-97.

1. *Дж. Кристиан,* Теория превращений в металлах и сплавах, ч. 1, Мир, Москва (1978).
2. *H. Yinnon, D.R. Uhlmann,* J. Non-Cryst. Solids **41**, 31 (1980).
3. *T. Kemeny, J. Sestak,* Thermochimica Acta **110**, 113 (1987).
4. *В.П. Набережных, А.И. Лимановский, В.И. Ткач, Л.В. Кукса, В.Ю Каменева,* ФММ **66**, 169 (1988).
5. *В.П. Набережных, В.И. Ткач, А.И. Лимановский, В.Ю Каменева,* ФММ № 2, 157 (1991).
6. *А.Н. Колмогоров,* Изв. АН СССР. Сер. матем. № 3, 355 (1937).
7. *A.L. Greer,* Mater. Sci. and Eng. A **179–180**, 41 (1994).
8. *A.L. Greer,* Acta Metall. **30**, 171 (1982).
9. *J. Wang, Sh. Wei, B. Ding, Sh. Li,* Proc 4th Intern. Conf. on Rapidly Quenched Metals, Sendai (1982), V. 1, P. 731.
10. *M.G. Scott,* J. Mater. Sci., **16**, 291 (1978).
11. *D.G. Morris,* Acta Metall. № 29, 1213 (1981).

12. *D. Oleszak, P. Glijer, H. Matija*, Mater. Sci. and Eng. A **133**, 630 (1991).
13. *K. Kelton*, Solid State Physics - Advances in Research and Application, Academic Press, New York, (1991), V. 1, P. 75.
14. *V.I. Tkatch, A.I. Limanovskii, V.Yu. Kameneva*, J. Mater. Sci. **32**, 5669 (1997).
15. *M. Avrami*, J. Chem. Phys. **7**, 1103 (1939).
16. *V.I. Tkatch*, Int. J. of Non-Equilibrium Processing **10**, 339 (1998).
17. *C.V. Thompson, F. Spaepen*, Acta Metall. **27**, 1855 (1979).
18. *P. Kashchiev*, Surf. Sci. **14**, 209 (1969).
19. *P. Krüger*, J. Phys. Chem. Solids **54**, 1549 (1993).

V.I. Tkatch, F.I. Limanovskii, V.Yu. Kameneva, S.G. Rassolov

A GENERALIZED ANALYSIS OF CRYSTALLIZATION KINETICS OF AMORPHOUS ALLOYS UNDER ISOTHERMAL AND NON-ISOTHERMAL CONDITIONS

The crystallization kinetics of the melt-spun $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ and $Fe_{80}B_{20}$ metallic glasses both at constant temperature and under linear heating has been studied. The technique of the experimental non-isothermal kinetic curves treatment at the Avrami coordinates, taking into account non-uniform distribution of quenched-in nuclei across the ribbon, is presented. The mechanisms of crystallization established earlier for these glasses have been confirmed. It has been established that the proposed technique allows one to generalize the isothermal and non-isothermal kinetic crystallization curves even for a case of non-steady-state nucleation as it takes place in $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ amorphous alloy.

Fig. 1. Variation of the crystalline phase fraction in $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ (open symbols) and $Fe_{80}B_{20}$ amorphous alloys (closed symbols) as a function of temperature under constant rate heating: Δ, ○, ●, – 10 K/min; □, ■ – 20 K/min. The triangles represent DTA data, the other points are obtained from the electrical resistivity analysis

Fig. 2. Kinetic curves of isothermal crystallization of $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ metallic glass at various temperatures, K: □ – 612; Δ – 655; ○ – 640

Fig. 3. A comparison between the experimental kinetic curve of non-isothermal crystallization of $Fe_{80}B_{20}$ amorphous alloy at $\dot{T}_+ = 10$ K/ min (□) as $\ln[-\ln(1 - X)]$ vs. $\ln(t_{eff}/\tau_c)$ and those calculated using Equation (1) (dashed line) and Equation (11) (solid line)

Fig. 4. Plots of $\ln[-\ln(1 - X)]$ versus $\ln(t/\tau_c)$ from isothermal (●) ($T = 640$ K) and non-isothermal (○) ($\dot{T}_+ = 10$ K/min) experimental data for $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ amorphous alloy. The dashed lines are the least-squares linear approximations

Fig. 5. A comparison of the experimental kinetics curves of $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ amorphous alloy shown in Fig. 4 and the curves calculated using Equations (1) and (2). The isothermal and non-isothermal curves (calculated taking into account non-steady-state nucleation) coincide and have the slope 4