
**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 539.213.2

**МОНО- И МУЛЬТИСТАДИЙНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ
АМОРФНЫХ СПЛАВОВ**

© 2020 г. С. В. Терехов*

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, ул. Р. Люксембург, 72, Донецк, 83114 Украина

*e-mail: svlter@yandex.ru

Поступила в редакцию 21.08.2019 г.

После доработки 12.02.2020 г.

Принята к публикации 10.03.2020 г.

Предложен термодинамический подход к описанию моно- и мультистадийной кристаллизации в аморфных сплавах на основе железа и алюминия. Продемонстрирована адекватность теоретического вычисления объемной доли кристаллической фазы экспериментальным данным при выделении одной и более фаз в неупорядоченных системах, причем параметры модели зависят от скорости нагрева аморфного образца. Теоретические расчеты в случае мультистадийной кристаллизации указывают на протекание в системе тепловых процессов, влияющих на рост кристаллитов. Такими процессами могут быть: замедляющийся рост кристаллитов той же фазы, обогащение аморфной матрицы некристаллизующимися компонентами сплава в результате термодиффузии, экзотермические реакции, перекрытие термических эффектов различных процессов и т.д.

Ключевые слова: фазовый переход, кристаллизация, мультистадийность, аморфный сплав

DOI: 10.31857/S0015323020070104

ВВЕДЕНИЕ

Уникальные физико-механические свойства аморфных сплавов [1–6] обусловлены отсутствием в них дальнего порядка, способностью противостоять термическим и другим изменениям внешней среды, механизмом и степенью кристаллизации. Теоретические представления о кинетике процесса кристаллизации были развиты в XX веке [7–9] и получили название модель Колмогорова–Джонсона–Мела–Аврами (модель КДМА). В частности, модель КДМА используют для расчета объемной доли кристаллической фазы в аморфных сплавах на основе железа и алюминия [10–16]. Практическое применение модели КДМА показало [10–16], что при моностадийной кристаллизации (растут кристаллиты только одного типа) и достаточно больших скоростях нагрева аморфных образцов наблюдается отклонение теоретической кривой от экспериментальных данных [16]. Кроме того, эту модель затруднительно применять при мультистадийной кристаллизации, когда в аморфной матрице растут фазовые области с разным составом.

Фазовые переходы, обусловленные особенностями поведения термодинамической характеристической функции в особой (критической) точке, можно называть точечными (четкими) фазовыми переходами [17]. При фазовом переходе первого рода наблюдается выделение (поглоще-

ние) тепла и скачкообразное изменение удельных энтропии и объема [18, с. 106]. При фазовом переходе второго рода скрытая теплота перехода равна нулю, удельные энтропия и объем изменяются непрерывным образом, а скачок (сингулярный или конечный) претерпевает удельная теплоемкость [18, с. 117–123].

Однако многие реальные фазовые превращения (например, в неупорядоченных системах) происходят в определенных температурных, временных или иных интервалах [19–21]. Поэтому во второй половине XX в. они были объединены под общим названием “размытые фазовые переходы”. В силу растянутости размытого фазового перехода удается проследить кинетику смены фаз, аномальность поведения некоторых свойств системы, получить новую информацию о структуре вещества и наблюдать целый ряд интересных физических явлений, которые при осуществлении точечных фазовых переходов скрыты более интенсивными феноменами. Поэтому теоретическое исследование размытых фазовых переходов вызывает не только познавательный интерес, но и имеет большое прикладное значение для применения установленных закономерностей при разработке различных сенсоров.

Термодинамические методы позволяют исследовать предельные состояния различных гетерофазных систем. При моделировании неравновес-

ных систем часто используют приближение локально-равновесных областей (см. напр., [22, 23]). В них справедливы все термодинамические соотношения, но характеристические функции зависят от места расположения области и времени t . Другими словами, равновесным областям можно поставить в соответствие локальные значения как экстенсивных, так и интенсивных переменных, как это было реализовано в работах [24–26].

Целью работы является применение теоретического построения [24] для описания температурных и временных изменений объемной доли кристаллической фазы в аморфных сплавах на основе железа и алюминия при протекании моно- и мультстадийной кристаллизации в различных по химическому составу образцах.

ОБЪЕМНАЯ ДОЛЯ КРИСТАЛЛИТОВ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ

Согласно [24], представим аморфный сплав в виде локально-равновесной двухфазной области, содержащей кристаллическую фазу (фаза 1) и аморфную матрицу (фаза 2). Эти фазы будем считать разделенными на соответствующие элементарные части со своими характеристиками. Установим зависимость объемной доли x_1 фазы 1 от давления P , температуры T и времени t . Пусть фаза 1 занимает объем V_1 , фаза 2 – V_2 , тогда объем системы V равен

$$V_1 + V_2 = V. \quad (1)$$

Разделив (1) на объем V , получим равенство

$$x_1 + x_2 = 1, \quad (2)$$

где $x_i = V_i/V$ – объемная доля фазы $i = 1, 2$.

Введем в рассмотрение параметр порядка η по формуле

$$\eta = x_1 - x_2. \quad (3)$$

Из (2) и (3) следует, что

$$x_1 = (1 + \eta)/2, \quad x_2 = (1 - \eta)/2. \quad (4)$$

Так как объемные доли фаз изменяются в пределах от 0 до 1, то параметр порядка η принимает значения из интервала от -1 до $+1$.

Энергия Гиббса из расчета на единицу объема двухфазной системы равна

$$g = \mu_1 x_1 + \mu_2 x_2, \quad (5)$$

где μ_i – химические потенциалы невзаимодействующих между собой (идеальных) фазовых компонентов, отнесенные к объемам соответствующих элементов. Отсутствие взаимного влияния фаз приводит к тому, что химические потенциалы фаз задаются формулами

$$\mu_i(P, T, t) = \mu_{i0}(P, T, t) + \theta \ln x_i(P, T, t). \quad (6)$$

Здесь $\mu_{i0}(P, T, t)$ – стандартные значения химических потенциалов для каждой из фаз, $\theta = k_B T$, k_B – постоянная Больцмана. Подстановка (6) в (5) приводит к следующему выражению для энергии Гиббса:

$$g = \mu_{10} x_1 + \mu_{20} x_2 + \theta(x_1 \ln x_1 + x_2 \ln x_2) = h - sT, \quad (7)$$

где $h = \mu_{10} x_1 + \mu_{20} x_2$ – энтальпия Камерлинг–Оннеса, $s = -k_B(x_1 \ln x_1 + x_2 \ln x_2)$ – конфигурационная энтропия Больцмана.

Подстановка равенств (4) в первое равенство (7) приводит к энергии Гиббса вида

$$g = \frac{1}{2} \{g_0 + g_1 \eta + \theta[(1 + \eta) \ln(1 + \eta) + (1 - \eta) \ln(1 - \eta)]\}, \quad (8)$$

здесь $g_0 = \mu_{10} + \mu_{20} - 2k_B T \ln 2$, $g_1 = \mu_{10} - \mu_{20} = \Delta\mu_p = \omega_p \Delta P - s_p \Delta T$, ω_p и s_p – объем и энтропия локально-равновесной области, соответственно. Найдем экстремум функции (8) по аргументу η , которому отвечает локально-равновесное значение параметра порядка η_0

$$\left(\frac{dg}{d\eta} \right)_{\eta=\eta_0} = 0 \Rightarrow g_1 + \theta \ln \left(\frac{1 + \eta_0}{1 - \eta_0} \right) = 0 \Rightarrow \rightarrow \eta_0(P, T, t) = -\text{th} \left(\frac{g_1(P, T, t)}{2\theta} \right). \quad (9)$$

Из первого равенства (4) следует, что локально-равновесная доля кристаллической фазы при фиксированном давлении равна

$$x_1(P, T, t) = \frac{1}{2} \left[1 - \text{th} \left(\frac{g_1(P, T, t)}{2\theta} \right) \right], \quad (10)$$

а скорость ее изменения по температуре –

$$v_1(P, T, t) = \frac{dx_1}{dT} = \frac{x_1(1 - x_1) \Delta h_p}{\theta T}, \quad (11)$$

где величина

$$\Delta h_p = g_1 - T \frac{dg_1}{dT}. \quad (12)$$

Формулы (10)–(12) адекватно описывают температурные и временные изменения объемной доли кристаллической фазы при моностадийной кристаллизации аморфного сплава [24, 26].

С геометрической точки зрения кривая (10) имеет S-образный вид, характерный для логистической кривой (сигмоиды), что указывает на то, что формула (10) учитывает ограничения, накладываемые на процесс кристаллизации другими процессами, изменяющими величину η .

МОНОСТАДИЙНЫЙ ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

При протекании фазового перехода первого рода параметр $g_1/(2k_B) = f(P, T, t)$ из (10) запишем в виде ряда Тейлора, разложив функцию $f(P, T, t)$ по температуре и времени вблизи точки перегиба (T_x, t_x) графика функции (10) (точка максимума функции (11)) и ограничившись линейными членами

$$f(P, T, t) = f(P, T_x, t_x) + \frac{\partial f(P, T_x, t_x)}{\partial T}(T - T_x) + \frac{\partial f(P, T_x, t_x)}{\partial t}(t - t_x). \quad (13)$$

Здесь T_x и t_x — температура и время, соответственно, при которых на графике функции (10) наблюдается точка перегиба. Выберем стандартные состояния фаз так, чтобы в точке (T_x, t_x) значения их химических потенциалов совпадали, тогда величина $f(P, T_x, t_x) = 0$. Если областью сходимости степенного ряда Тейлора является плоскость температура-время, то формулой (13) можно пользоваться при любых значениях указанных аргументов.

В работе [26] продемонстрировано сравнение теоретических расчетов по формулам (10) (при учете разложения (13)) с экспериментальными данными [16] для аморфного сплава $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ при различных скоростях нагрева образца.

1) Второе слагаемое в формуле (13) значительно превосходит третий член ряда — тепловая кристаллизация

$$x_1(P, T, t) = \frac{1}{2} \left[1 - \text{th} \left(a(q) \frac{T - T_x(q)}{T} \right) \right], \quad (14)$$

где параметр $T_x(q)$ определяет максимум скорости кристаллизации;

параметр $a(q) = -2T_x(q)v_x$ — удельную энтропию фазы;

скорость $v_x = (dx_1/dT)|_{T=T_x}$ — максимальную скорость кристаллизации. Параметры модели зависят от скорости нагрева образца q . В интервале скоростей 5–200 К/мин они были аппроксимированы соотношениями

$$a(q) = -287.58 + 80.64 \lg q,$$

$$T_x(q) = 603.5 + 44.6\sqrt[6]{q}.$$

2) Второе слагаемое в формуле (13) пренебрежимо мало по сравнению с третьим членом ряда — изотермическая кристаллизация (температура, при которой происходит старение образца,

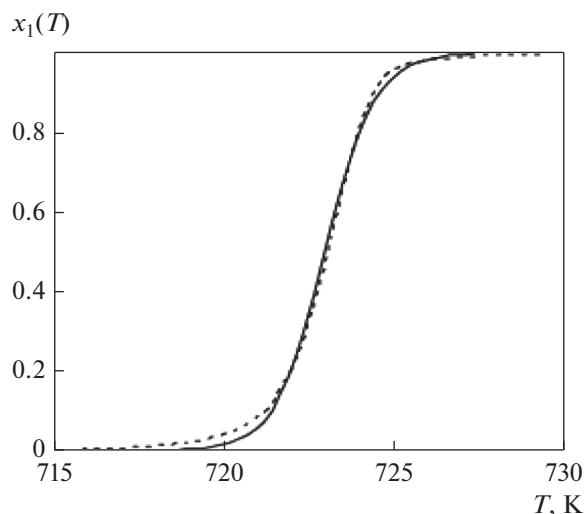


Рис. 1. Изменения объемной доли кристаллической фазы в аморфном сплаве $\text{Fe}_{40}\text{Co}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ при нагреве образца со скоростью 5 К/мин (сплошная кривая — теория, штриховая — эксперимент).

поддерживается постоянной) описывается выражением

$$x_1(P, T, t) = \frac{1}{2} \left[1 - \text{th} \left(b \frac{t - t_x}{t_x} \right) \right], \quad (15)$$

параметры которого приведены в табл. 1.

На рис. 1 изображены экспериментальные данные, предоставленные авторами [16] для аморфного сплава $\text{Fe}_{40}\text{Co}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ при скорости нагрева образца $q = 5$ К/мин (штриховая линия) и теоретическая кривая (сплошная линия). Для сплава $\text{Fe}_{40}\text{Co}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ зависимость параметров модели от скорости нагрева образца q задаются формулами

$$a(q) = -846.0 + 318.8 \lg q,$$

$$T_x(q) = 684.0 + 31.0\sqrt[6]{q}.$$

Если в процессе кристаллизации аморфного материала выделяется более одной фазы, то процесс протекает по мультстадийному сценарию. В каче-

Таблица 1. Параметры модели, описывающей кинетику изотермической кристаллизации аморфного сплава $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$

T , К	b	t_x , с
617	−4.82	14367
619	−4.76	10046
622	−4.69	7602
633	−4.48	1697
649	−3.76	361
662	−3.08	96

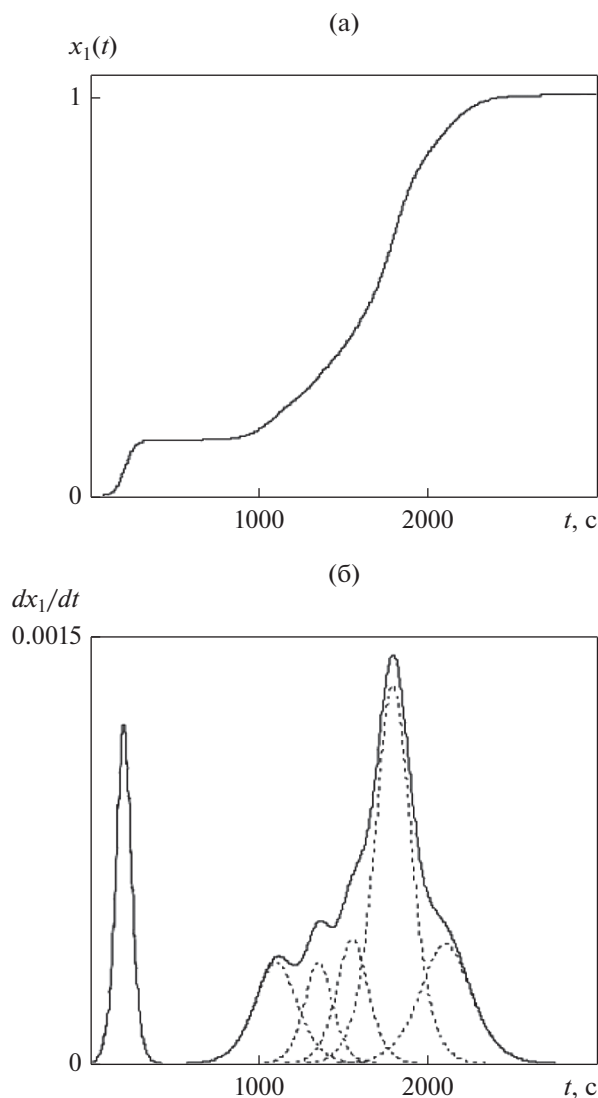


Рис. 2. Модельная зависимость объемной доли кристаллической фазы от температуры (а) и ее первая производная (б) в неупорядоченной системе (штриховые линии — составляющие теплового эффекта).

стве примеров рассмотрим кристаллизацию аморфных сплавов $\text{Fe}_{85}\text{B}_{15}$ [11] и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$ [12].

МУЛЬТИСТАДИЙНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ

Рост кристаллитов в аморфной матрице сопровождается не только выделением теплоты кристаллизации, но и другими перекрестными кинетическими процессами с тепловыми эффектами [27] (термодиффузия, экзотермические химические реакции и т.д.):

— изменениями структуры и состава материнской фазы в окрестности растущего зародыша;

— возникновением диффузионной и кооперативной перестройки локально-равновесных областей;

— движением различных по своей физической природе дефектов;

— образованием химических соединений и т.д.

Эти феномены проявляются как на графиках зависимостей $x_1(T)$ и $x_1(t)$ в виде отсутствия горизонтальных участков (“ступеней”) или их наклона, так и на экспериментальных кривых, полученных методом дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК), в виде наложения пиков выделявшейся теплоты при протекании различных конкурирующих между собой процессов, асимметрии пиков или ненулевого фона термограммы. В этой связи затруднительно определить по термограмме не только количество кристаллических фаз, но и число стадий процесса кристаллизации аморфного сплава. В частности, на рис. 2 показан теоретически возможный вариант термограммы, похожей на двухстадийную кристаллизацию. Она реализуется при протекании в системе 6 различных процессов с тепловыми эффектами (напр., термодиффузия, экзотермическая реакция и т.д.), росте кристаллитов той же фазы с уменьшающейся скоростью или росте кристаллов-сателлитов, вносящих свой вклад в ДСК-термограмму.

Предположим, что теплота $H_k = -H_{ke}$ (величина H_{ke} описывает экспериментальные данные), выделяющаяся в процессе изменения параметра порядка, пропорциональна $v_k = dx_k/dT$ — первой производной от объемной доли фазы k по температуре

$$H_k = A_k v_k, \quad (16)$$

здесь A_k — коэффициенты пропорциональности. Выполнив нормировку суммарного теплового эффекта на величину $A = \sum_k A_k$, получим выражение

$$v = \sum_k c_k v_k \quad (17)$$

($v = \sum_k H_k/A$, $c_k = A_k/A$), позволяющее вычислять объемные доли отдельных кристаллических фаз по (14) с учетом формул для параметров модели.

Представление ДСК-термограммы в виде линейной комбинации тепловых пиков вида (11) позволяет описывать мультистадийность процесса кристаллизации в таких аморфных сплавах, как $\text{Fe}_{85}\text{B}_{15}$ [11] и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$ [12].

1. Сплав $\text{Fe}_{85}\text{B}_{15}$. Экспериментальные исследования [11] показали, что кристаллизация в аморфном сплаве $\text{Fe}_{85}\text{B}_{15}$ происходит в две стадии. Сначала растут кристаллы $\alpha\text{-Fe}$ (фаза α), а затем — Fe_3B (фаза β). Теоретические расчеты проводили

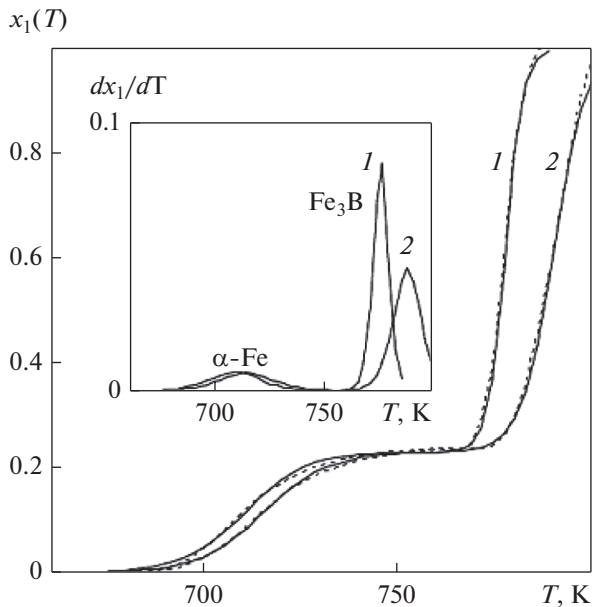


Рис. 3. Зависимость объемной доли кристаллической фазы (на вставке – изменение ее первой производной) от температуры в аморфном сплаве $\text{Fe}_{85}\text{B}_{15}$ при скоростях нагрева образца $q = 10$ (1) и 40 (2) К/мин (сплошная кривая – теория, штриховая – эксперимент [11]).

по формуле вида (17) и (14) для каждого типа кристаллов:

$$x_1 = c_1 x_{1(\alpha)} + c_2 x_{1(\beta)}, \quad (18)$$

где константы $c_1 = 0.23$ и $c_2 = 0.77$ не зависят от скорости нагрева образца q . При скорости нагрева $q = 10$ К/мин параметры уравнения (14) равны $a_{(\alpha)} = -0.055$, $T_{(\alpha)} = 689$ К, $a_{(\beta)} = -0.19$, $T_{(\beta)} = 768$ К; при $q = 40$ К/мин: $a_{(\alpha)} = -0.06$, $T_{(\alpha)} = 715$ К, $a_{(\beta)} = -0.12$, $T_{(\beta)} = 790$ К. На рис. 3 представлены результаты теоретического расчета (сплошные линии) и экспериментальные данные [11] (штриховые линии). На вставке рис. 3 показаны скорости кристаллизации аморфного сплава при различных скоростях нагрева образца q .

2. Сплав $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$. Расчет кинетической кривой кристаллизации проводили путем расчета ДСК-термограммы, используя формулы (14), (16) и учитывая тепловые эффекты от возникновения кристаллов-сателлитов.

Для достаточно близкого описания термограммы (после вычитания из нее теплового фона) было использовано ее разложение на 7 симметричных пиков. Коэффициенты A_k равны

$$A_1 = 0.27, \quad A_2 = 0.59, \quad A_3 = 0.43, \quad A_4 = 0.51, \\ A_5 = 1.18, \quad A_6 = 1.37, \quad A_7 = 1.02,$$

Тепловой поток, отн. ед.

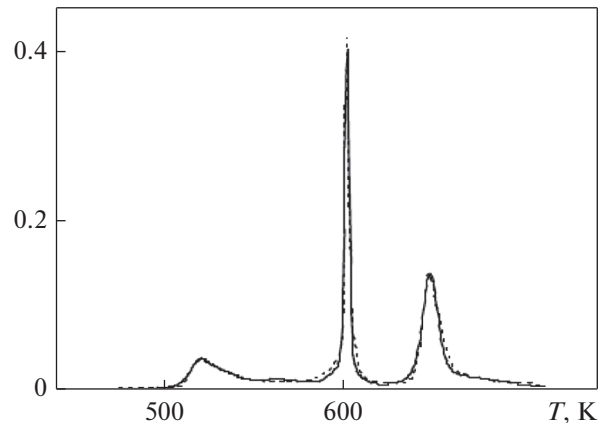


Рис. 4. Тепловой поток, измеренный с помощью ДСК, от аморфного сплава $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$ при скорости нагрева 10 К/мин (сплошная кривая – теория, штриховая – эксперимент [12]).

а параметры уравнений вида (14) –

$$a_{(1)} = -0.16, \quad T_{(1)} = 520 \text{ К}, \quad a_{(2)} = -0.07, \\ T_{(2)} = 530 \text{ К}, \quad a_{(3)} = -0.05, \quad T_{(3)} = 565 \text{ К}, \\ a_{(4)} = -0.11, \quad T_{(4)} = 600.6 \text{ К}, \quad a_{(5)} = -0.64, \\ T_{(5)} = 602 \text{ К}, \quad a_{(6)} = -0.18, \quad T_{(6)} = 648 \text{ К}, \\ a_{(7)} = -0.03, \quad T_{(7)} = 662 \text{ К}.$$

Результат расчета термограммы ДСК представлен на рис. 4. Для аморфного сплава $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$ на рис. 5 показана расчетная зависимость объемной доли кристаллической фазы от температуры.

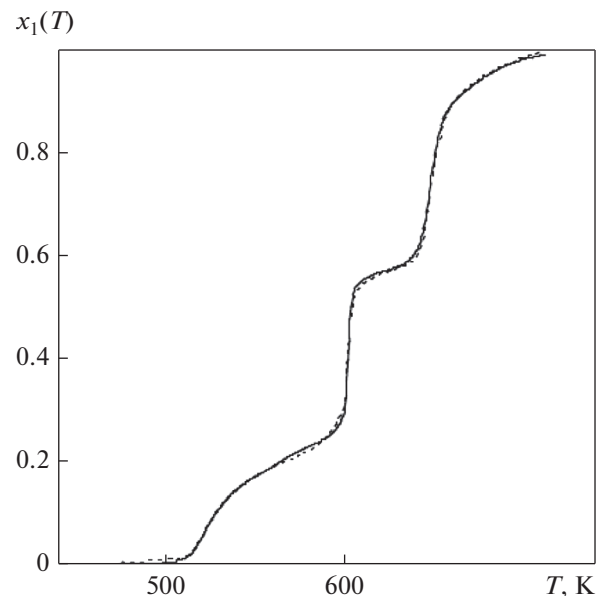


Рис. 5. График изменения объемной доли кристаллической фазы в аморфном сплаве $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$ при скорости нагрева 10 К/мин (сплошная кривая – теория, штриховая – по ДСК-термограмме).

ВЫВОДЫ

1. Теоретическая модель адекватно описывает экспериментальные данные как в случае моно-, так и мультистадийного процессов кристаллизации в аморфных сплавах на основе железа и алюминия.

2. Протекание в аморфном сплаве (помимо процесса кристаллизации) других кинетических процессов с тепловыми эффектами может приводить к появлению кристаллов-сателлитов, и как следствие, к перекрытию пиков на термограмме ДСК, их асимметрии, наклону горизонтальных участков на кривых, описывающих объемную долю кристаллической фазы.

3. Наряду с теорией КДМА предложенную модель можно использовать для расчетов скоростей кристаллизации по ДСК-термограмме, прогноза температурных изменений объемной доли кристаллической фазы и т.д.

Автор выражает искреннюю признательность д. ф.-м. н. В.И. Ткачу за предоставленные массивы экспериментальных данных, плодотворное обсуждение содержания работы и ценные критические замечания, способствовавшие значительному улучшению изложения представленной статьи.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Ч. 1. Термодинамика и общая кинетическая теория. М.: Мир, 1978. 806 с.
2. Мазурин О.В. Стеклование. Л.: Наука, 1986. 158 с.
3. Золотухин И.В., Калинин Ю.Е. Аморфные металлические сплавы // УФН. 1990. Т. 160. № 9. С. 75–110.
4. Глейзер А.М., Молотиллов Б.В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М.: Металлургия, 1992. 207 с.
5. Абросимова Г., Аронин А., Баркалов О., Матвеев Д., Рыбченко О., Маслов В., Ткач В. Структурные превращения в аморфном сплаве $\text{Al}_{85}\text{Ni}_{6.1}\text{Co}_2\text{Gd}_6\text{Si}_{0.9}$ // ФТТ. 2011. Т. 53. № 2. С. 215–219.
6. Гойхенберг Ю.Н., Рошин В.Е., Ильин С.И. Структура и магнитные свойства аморфных сплавов в зависимости от степени кристаллизации // Вестник ЮУрГУ. 2011. № 14. С. 24–28.
7. Колмогоров А.Н. К статистической теории кристаллизации металлов // Изв. АН СССР. Сер. матем. 1937. Т. 1. № 3. С. 355–359.
8. Johnson W.A., Mehl R.E. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth // Trans. Amer. Inst. Min. Met. 1939. V. 135. P. 416–458.
9. Avrami M. Kinetic of phase change. I. General theory // J. Chem. Phys. 1939. V. 7. № 12. P. 1103–1112. <https://doi.org/10.1063/1.1750380>
10. Ткач В.И., Моисеева Т.Н., Попов В.В., Каменева В.Ю. Кинетика и механизм кристаллизации аморфного сплава $\text{Fe}_{84}\text{B}_{16}$ // ФММ. 2001. Т. 91. № 1. С. 1–7.
11. Ткач В.И., Рассолов С.Г., Моисеева Т.Н., Попов В.В. Экспериментальные исследования и аналитическое описание двухстадийной кристаллизации аморфного сплава $\text{Fe}_{85}\text{B}_{15}$ // ФММ. 2007. Т. 104. № 5. С. 1–9.
12. Рассолов С.Г., Свиридова Е.А., Максимов В.В., Носенко В.К., Жихарев И.В., Матвеев Д.В., Першина Е.А., Ткач В.И. Термическая устойчивость, кинетика и механизмы распада наноконформных структур в сплавах на основе Al // Металлофизика и новейшие технологии. 2015. Т. 37. № 8. С. 1089–1111.
13. Носенко В.К., Сегиди Е.А., Назаренко А.А., Максимов В.В., Свиридова Е.А., Костыря С.А. Влияние содержания иттрия на термическую устойчивость и процессы нанокристаллизации аморфных сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_{6-x}\text{Y}_x$ и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_{6-x}\text{Y}_x$ // Металлофизика и новейшие технологии. 2013. Т. 11. № 1. С. 57–71.
14. Коваленко О.В., Рассолов С.Г. Кинетика процесса кристаллизации аморфного сплава $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ в широком диапазоне скоростей нагрева // Физика и техника высоких давлений. 2018. Т. 28. № 1. С. 76–86.
15. Vasiliev S.V., Tkatch V.I., Aronin A.S., Kovalenko O.V., Rassolov S.G. Analysis of the transient behavior of nucleation in the $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ glass // J. Alloys and Compounds. 5.05.2018. V. 744. P. 141–145.
16. Vasiliev S.V., Kovalenko O.V., Svyrydova K.A., Litmanovskii A.I., Tkatch V.I. Crystallization kinetics of the $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ metallic glass in an extended range of heating rates // J. Mater. Sci. 2019. V. 54. № 7. P. 5788–5801.
17. Ролов Б.Н. Исследования закономерностей размытых фазовых переходов / В сб. “Размытые фазовые переходы”. Ученые записки. Т. 138. № 1. Рига: Изд-во РГУ им. П. Стучки, 1970. С. 3–12.
18. Квасников И.А. Термодинамика и статистическая физика. Т.1. Теория равновесных систем: Термодинамика. М.: Эдиториал УРСС. 2002. 240 с.
19. Ролов Б.Н., Юркевич Ю.В. Физика размытых фазовых переходов. Ростов-на-Дону: Изд-во РГУ, 1983. 319 с.
20. Алиев С.А. Размытие фазовых переходов в полупроводниках и высокотемпературных сверхпроводниках. Баку: Элм, 2007. 286 с.
21. Тропин Т.В., Шмельцер Ю.В.П., Аксёнов В.Л. Современные аспекты кинетической теории стеклования // УФН. 2016. Т. 186. № 1. С. 47–73.
22. Львов П.Е., Светухин В.В. Моделирование распада бинарных сплавов на основе метода функционала плотности свободной энергии // ФТТ. 2017. Т. 59. № 2. С. 345–350.
23. Львов П.Е., Светухин В.В. Влияние границ зерен на распределение компонентов в бинарных сплавах // ФТТ. 2017. Т. 59. № 12. С. 2425–2434.
24. Терехов С.В. Термодинамическая модель размытого фазового перехода в металлическом стекле $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ // Физика и техника высоких давлений. 2018. Т. 28. № 1. С. 54–61.
25. Терехов С.В., Лимановский А.И. “Фаза пустоты” и размытый фазовый переход // Физика и техника высоких давлений. 2018. Т. 28. № 3. С. 65–74.
26. Терехов С.В. Размытый фазовый переход в металлическом стекле $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$: термодинамика фаз и кинетика кристаллизации // Физика и техника высоких давлений. 2019. Т. 29. № 2. С. 24–39.
27. Терехов С.В. Моделирование тепловых и кинетических свойств реальных систем. Донецк: Вебер (Донецкое отделение), 2007. 306 с.