

УДК 669.15'781:54-161

РОСТ КРИСТАЛЛОВ В ПЕРЕОХЛАЖДЕННЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ РАСПЛАВАХ НА БАЗЕ СИСТЕМЫ Fe-B

©2024 г. М.В. Дудоров, А.Д. Дрозин, В.Е. Рошин, Д.А. Жеребцов,
Р.С. Морозов, Г.П. Вяткин

Южно-Уральский государственный университет, Челябинск
E-mail: dudorovmv@susu.ru

Поступила в редакцию 16 апреля 2024 г.

После доработки 13 сентября 2024 г. принята к публикации 25 сентября 2024 г.

Проведено комплексное исследование процессов кристаллизации расплавов на базе системы Fe-B при их глубоких переохлаждениях. Для изучения особенностей протекающих процессов использовали сочетание экспериментальных методов и методов математического моделирования. Калориметрическими и рентгеноструктурными исследованиями аморфных лент, получаемых из расплавов Fe-B, показано, что при глубоком переохлаждении расплава на медном вращающемся барабане формируются кристаллы Fe, Fe₂B и метастабильной фазы Fe₃B. Полученная лента является рентгеноаморфной, кристаллы по-видимому имеют наноразмеры и механически между собой не взаимодействуют. Результаты эксперимента позволили уточнить теоретическое описание роста отдельных кристаллов каждой из фаз методами неравновесной термодинамики. При проведении расчетов использовали ранее разработанную модель роста кристалла, учитывающую взаимосвязанные диффузионные процессы в системе кристалл—расплав, а также процессы на поверхности раздела фаз. Проведенные расчеты позволили изучить закономерности изменения скоростей роста кристаллов каждой фазы в зависимости от переохлаждения расплава. Полученная методика позволяет моделировать процессы кристаллизации расплава в зависимости от режима охлаждения.

Ключевые слова: рост кристаллов; аморфные металлы; рентгеноструктурный анализ; калориметрические исследования; неравновесная термодинамика.

Эвтектическая система Fe-B — основа ряда многокомпонентных аморфизируемых металлических сплавов, детально исследуемых в последние годы [1]. Значительное влияние на механические и электрические свойства получаемого материала оказывает режим переохлаждения исходного расплава, позволяющий подавить процессы кристаллизации. При этом, несмотря на обширность теоретических [2—7] и экспериментальных [8—10] работ, закономерности кристаллизации переохлажденных расплавов остаются недостаточно изученными. Сложность проводимых исследований определяется высокой скоростью протекающих процессов и малым размером образующихся кристаллов. Значительное влияние на ход кристаллизации оказывают процессы, связанные с образованием метастабильных фаз, имеющих особенности образования и роста.

В системе Fe-B при глубоком переохлаждении расплава наряду с фазами Fe и Fe₂B

образуются кристаллы метастабильной фазы Fe₃B [7—9, 11]. Как отмечалось в работах [12—16], из-за отклонения от локального равновесия на поверхности кристалла возникает эффект «захвата примеси», требующий специальных подходов к исследованию. В частности, исследования закономерностей образования метастабильной фазы Fe₃B показали наличие локально-неравновесных эффектов, существенно влияющих на рост таких кристаллов [3, 4, 7].

Целью данной работы было изучение закономерностей роста кристаллов при глубоком переохлаждении расплава системы Fe-B. Для этого экспериментально исследовали процесс кристаллизации аморфного металла в виде ленты, полученной методом закалки из жидкого состояния на медном вращающемся барабане. Такие эксперименты позволяют выявить особенности роста кристаллов каждой из фаз при заданном режиме охлаждения. Построенная на базе эксперимента

теоретическая модель дает возможность рассчитывать закономерности роста кристаллов каждой из фаз в широком интервале переохлаждений расплава.

Материалы и методика эксперимента.

Для изучения закономерностей роста кристаллов в переохлажденных расплавах на базе эвтектической системы Fe-B проведены экспериментальные исследования аморфных лент состава, ат. %: Fe 79,88; B 15,40; Si 4,40; C 0,32, полученных методом разлива на медный вращающийся барабан. Ленты толщиной 28 мкм изготовлены на установке непрерывной разлива типа «Сириус» ПАО «Ашинский метзавод» в рамках эксперимента, описанного в работе [17].

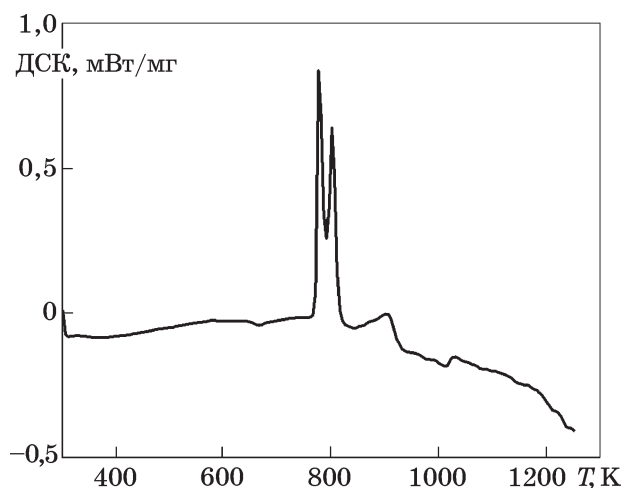
Калориметрические исследования проводились на приборе синхронного термического анализа Netzsch STA 449F1 «Jupiter». Масса навески образца составляла около 30 мг, измерение проводилось в защитной среде аргона в тигле из Al_2O_3 . Скорость нагрева при отжиге аморфной ленты 10 К/мин, максимальная температура нагрева 1275 К [7].

Рентгенофазовый анализ аморфной ленты проводили на порошковом рентгеновском дифрактометре Ultima IV (фирма Rigaku) при постоянном нагреве образца ленты в печи системы Anton Paar. Нагрев со скоростью 10 К/мин вели до температуры 1175 К.

Скорость роста кристаллов в переохлажденном расплаве рассчитывали с использованием разработанной авторами [7] модели роста кристаллов применительно к технологии затвердевания расплава на медном вращающемся барабане, а также известной модели LKT (Lipton—Kurz—Trivedi).

Результаты исследований и их обсуждение. Калориметрическое исследование аморфных лент. Объектом исследования служил сплав марки 1СР указанного состава, широко используемый для получения аморфных лент. Теплофизические характеристики сплава 1СР близки к таковым для сплава эвтектического состава $Fe_{83}B_{17}$ [7]. При переохлаждении расплава исследуемого состава, как и в сплаве $Fe_{83}B_{17}$, образуются кристаллы фаз Fe, Fe_2B и метастабильные кристаллы Fe_3B , что позволяет выявить общие закономерности роста в системах Fe-B.

В калориметрических исследованиях доли кристаллов изучалась лента толщиной 28 мкм. Результаты эксперимента представле-



Фиг. 1. Калориметрический анализ ленты сплава 1СР

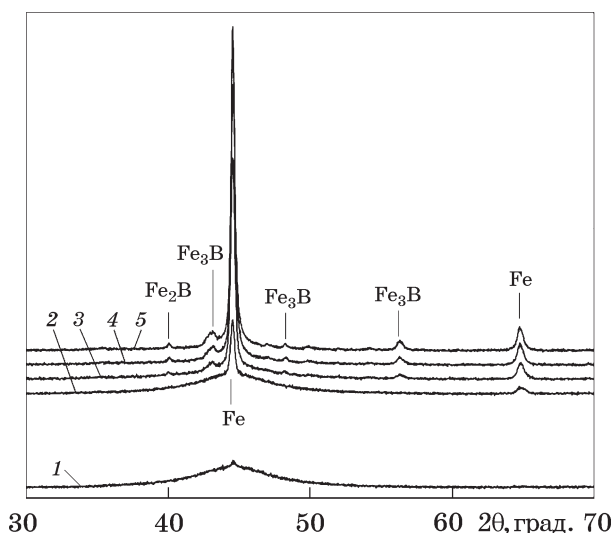
ны на фиг. 1. Из приведенной зависимости теплового эффекта от температуры следует, что при температуре около 753 К начинается активная фаза кристаллизации аморфной ленты. Кристаллизация ленты сопровождается резким тепловым эффектом в виде двух близко расположенных пиков. При температуре около 843 К заканчивается первый этап кристаллизации. Аналогичные результаты получены в других исследованиях [1, 7, 17, 18].

Второй этап кристаллизации можно выделить по относительно медленному экзотермическому процессу в области 840—940 К, однако его природу в нашем исследовании выявить не удалось.

Важно отметить, что форма получаемой кривой (см. фиг. 1) существенно зависит от режима нагрева и может изменяться при увеличении скорости нагрева [19].

Рентгенофазовый анализ аморфной ленты. На фиг. 2 приведены полученные дифрактограммы для некоторых значений температур нагрева образца. Исследование проводилось в интервале углов $2\theta = 5—100^\circ$ со скоростью нагрева 10 К/мин при разных значениях температуры. Значение температуры в ленте имеет погрешность около $\pm 20^\circ C$ из-за деформации аморфных лент при их нагреве и существенном отличии их температур от регистрируемых температур нагревателя. Тем не менее исследование позволило оценить последовательность кристаллизации на важных температурных интервалах.

Приведенные на фиг. 2 дифрактограммы образцов соответствуют некоторым характерным значениям температуры: дифрак-



Фиг. 2. Изменение дифракционного спектра ленты при характерных значениях ее температуры: около 600 К (дифрактограмма 1); в интервале температур 750—792 К (дифрактограммы 2—5)

тограмма 1 — температуре нагрева образца ~600 К. На этой дифрактограмме выявляется гало и отсутствуют рефлексы от кристаллических фаз [17], т.е. образец можно считать рентгеноаморфным. Возможно в нем присутствуют кристаллы, размеры которых превышают примерно 5—10 нм и которые не могут быть идентифицированы с помощью рентгеновской дифракции.

Полученный результат позволяет провести аналогию с ранее проведенными авторами исследованиями по математическому моделированию процесса охлаждения аморфной ленты на медном вращающемся барабане. Как показало исследование [17], за счет высокой скорости охлаждения температура 600 К достигается во всех слоях ленты через 10^{-4} с после попадания расплава на вращающийся барабан.

Дифрактограммы 2—5 отражают состояние процессов в ленте на начальном этапе кристаллизации. Дифрактограммы соответствуют нагреву ленты от температуры начала кристаллизации и выше. При проведении исследования при значительных температурах нагрева не удалось абсолютно точно определить значение температуры в ленте из-за деформации образца, характерной для аморфных лент. Между тем исследование позволило оценить закономерности кристаллизации на важных интервалах температуры.

Сопоставление с результатами калориметрического исследования (см. фиг. 1) пока-

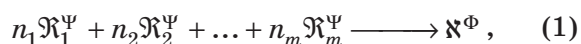
зывает, что дифрактограммы 2—5 отражают процессы кристаллизации в интервале температур 750—792 К, соответствующем первому пику на графике калориметрического анализа. Анализ дифрактограммы позволяет сделать вывод о совместном росте фаз Fe, Fe₂B и Fe₃B в указанных интервалах нагрева ленты.

Полученные результаты соответствуют результатам, полученным другими исследователями [1, 11, 20]. Между тем необходимо отметить, что в ряде работ выявлены другие метастабильные фазы, в частности фаза Fe₂₃B₆ [21]. Закономерности формирования этих фаз при получении аморфных лент требуют дальнейших дополнительных исследований.

Расчет скорости роста кристаллов в переохлажденном расплаве. Приведенные выше результаты экспериментов и их анализ позволяют адаптировать разработанную ранее [7, 22, 23] модель роста кристаллов применительно к технологии затвердевания расплава на медном вращающемся барабане.

Как показано выше, при глубоких переохлаждениях расплава можно пренебречь механическим взаимодействием кристаллов. Целесообразно рассмотреть закономерности роста отдельных кристаллов каждой из фаз. Для этого воспользовались ранее предложенным подходом [22]. Подход строился на описании методами неравновесной термодинамики системы кристалл (фаза Φ)—расплав (фаза Ψ). Упрощенно считали, что кристаллы имеют сферическую форму и соблюдается условие сферической симметрии. При этом расстояние от центра кристалла обозначали символом r , а радиус кристалла — R .

Для описания изучаемой системы необходимо учитывать взаимное влияние тепловых J_q и диффузионных J_i (материальный поток i -того компонента) потоков в фазе кристалла и расплава. Переход компонентов через поверхность раздела фаз в случае роста кристалла стехиометрического состава из многокомпонентного эвтектического расплава представили в виде химической реакции вида



где $\mathfrak{X}_1^\Psi, \mathfrak{X}_2^\Psi, \dots, \mathfrak{X}_m^\Psi$ — компоненты исходного расплава; $\mathfrak{X}^\Phi$ — продукт химической реакции; n_i — стехиометрические коэффициенты; m — число компонентов в фазе Ψ.

Следуя такому описанию, в работах [17, 22] получили выражение для производства энтропии рассматриваемой системы. Применяя к этому выражению разработанный авторами вариационный метод неравновесной термодинамики для случая, когда тепловые эффекты на границе раздела фаз не оказывают существенного влияния на рост кристалла, получили общее выражение для мольной скорости I образования продукта κ^Φ на единице поверхности кристалла:

$$I = \frac{-\sum_{i=1}^m J_i^\Psi \frac{\partial \mu_i^\Psi}{\partial r} + \frac{\rho^\Phi}{M_\kappa} \frac{d}{dt} \left(\sum_{i=1}^m v_i^\Psi \mu_i^\Psi - M_\kappa \mu^\Phi \right)}{\frac{\partial}{\partial r} \left(\sum_{i=1}^m v_i^\Psi \mu_i^\Psi - M_\kappa \mu^\Phi \right)}, \quad (2)$$

где μ_i^Ψ — химический потенциал i -го компонента фазы Ψ ; μ^Φ — химический потенциал компонента кристалла; ρ^Φ — плотность кристалла; M_κ — молекулярная масса продукта химической реакции (1); $v_i^\Psi = M_i n_i$; M_i — молекулярная масса i -го компонента расплава. При этом было показано [17, 22], что слагаемое в

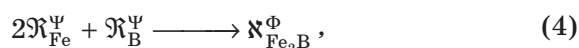
уравнении (2) $\frac{\rho^\Phi}{M_\kappa} \frac{d}{dt} \left(\sum_{i=1}^m v_i^\Psi \mu_i^\Psi - M_\kappa \mu^\Phi \right)$ отражает влияние локально-неравновесных эффектов, связанных с эффектом «захвата примеси».

Разработанную теорию применили к рассматриваемому случаю роста кристаллов в переохлажденном расплаве Fe-B, а именно кристаллов Fe, Fe₂B и метастабильных кристаллов Fe₃B. Тогда для каждого типа кристаллов уравнение химической реакции (1) приводится к следующему виду:

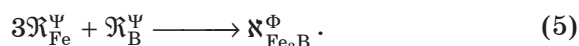
для кристаллов Fe



для кристаллов Fe₂B



для метастабильных кристаллов Fe₃B



Для случая роста зародыша стехиометрического состава можно применить к уравнению (2) выражение $\dot{R} = M_\kappa I / \rho^\Phi$, связывающее скорость роста $\dot{R}$ кристалла и мольную скорость I образования продукта на его поверхности [17]. Кроме того, если в соответ-

ствии с методикой [17] применить к выражению (2) теорию идеальных растворов, то, используя стационарное уравнение диффузии, выражения для скорости роста зародышей каждой из фаз [17] можно записать следующим образом:

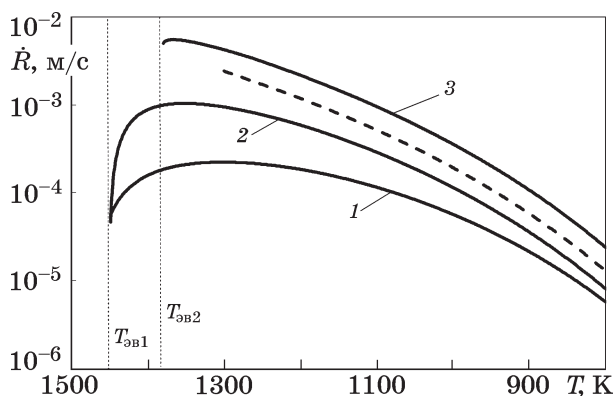
$$\dot{R}_{\text{Fe}} = D_{\text{Fe}} \frac{\rho^\Psi}{\rho^\Phi} \frac{x_{\text{FeM}}^\Psi - x_{\text{Fe}}^\Psi}{R}, \quad (6)$$

$$\begin{aligned} \dot{R}_{\text{Fe}_2\text{B}} &= \\ &= D_{\text{Fe}} \frac{\rho^\Psi}{M_{\text{B}} \rho^\Phi} \frac{(M_{\text{B}} x_{\text{B}}^\Psi + M_{\text{Fe}} x_{\text{Fe}}^\Psi)}{2x_{\text{B}}^\Psi - x_{\text{Fe}}^\Psi} \frac{x_{\text{FeM}}^\Psi - x_{\text{Fe}}^\Psi}{R}, \quad (7) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \dot{R}_{\text{Fe}_3\text{B}} &= \\ &= D_{\text{Fe}} \frac{\rho^\Psi}{M_{\text{B}} \rho^\Phi} \frac{(M_{\text{B}} x_{\text{B}}^\Psi + M_{\text{Fe}} x_{\text{Fe}}^\Psi)}{3x_{\text{B}}^\Psi - x_{\text{Fe}}^\Psi} \frac{x_{\text{FeM}}^\Psi - x_{\text{Fe}}^\Psi}{R} + \\ &+ 2 \frac{D_{\text{Fe}}}{R}, \quad (8) \end{aligned}$$

где x_{Fe}^Ψ , x_{FeM}^Ψ — соответственно мольная доля железа на поверхности растущего зародыша и средняя мольная доля железа в расплаве. При этом для зародышей Fe и Fe₂B предполагалось [7, 17], что у поверхности выполняется условие локального равновесия (второй член в числителе (2) обращается в нуль). Для зародышей метастабильной фазы Fe₃B условие локального равновесия не выполняется, второе слагаемое выражения (8) характеризует влияние эффектов «захвата примеси» на рост.

Расчеты проводились для расплава эвтектического состава Fe₈₃B₁₇ (фиг. 3) в широком интервале переохлаждений ниже температуры эвтектической точки $T_{\text{эв1}} = 1452$ К для фаз Fe и Fe₂B, а также ниже температуры метастабильной эвтектики $T_{\text{эв2}} = 1387$ К для фазы Fe₃B. Для проведения таких расчетов построены продолжения линий равновесия диаграммы состояния в область низких температур, что позволило прогнозировать изменение x_{Fe}^Ψ мольной доли железа на поверхности растущего зародыша для разных значений температуры. Методика проведения таких вычислений детально описана в нашей статье [23]. При проведении расчетов использовали для энергии активации диффузии бора в расплаве Fe-B значение 80 кДж/моль [7].



Фиг. 3. Изменение скорости роста $\dot{R}$ кристаллов Fe (1), Fe_2V (2) и Fe_3V (3) в зависимости от температуры расплава T . Штриховой линией обозначены результаты расчета скорости роста кристаллов Fe_3V , полученные методом ЛКТ; $T_{\text{эв1}} = 1452$ К — температура эвтектической точки, $T_{\text{эв2}} = 1387$ К — температура метастабильной эвтектики, связанной с образованием фазы Fe_3V

Результаты проведенных расчетов, представленные на фиг. 3, отображают изменение скорости роста $\dot{R}$ кристаллов каждой из фаз: Fe (1), Fe_2V (2) и Fe_3V (3) в зависимости от температуры расплава T . При переохлаждении ниже эвтектической температуры $T_{\text{эв1}} = 1452$ К растут кристаллы железа и Fe_2V . При переохлаждении ниже температуры $T_{\text{эв2}} = 1387$ К начинается рост метастабильной фазы Fe_3V . В результате при глубоком переохлаждении в полученном сплаве образуются кристаллы трех фаз, что согласуется с результатами рентгеноструктурного анализа.

Значительное влияние на рост фазы Fe_3V оказывают эффекты «захвата примеси», обусловленные высокой скоростью роста кристаллов этой фазы (см. фиг. 3). Для проверки полученных результатов дополнительно проведены расчеты при помощи известной модели ЛКТ [4, 24, 25]. Модель ЛКТ строится на определении скорости перехода компонентов на поверхности зародыша в зависимости от фактора переохлаждения ΔT . Фактор ΔT вычисляется с учетом соответствующих эффектов.

Исследование роста кристаллов в расплаве Fe-V при глубоких переохлаждениях показало [8], что переохлаждение расплава ΔT у поверхности кристалла можно представить в виде суммы вкладов ΔT_C и ΔT_R . Вклад ΔT_C учитывает переохлаждение расплава у поверхности, а вклад ΔT_R — дополнительное переохлаждение, обусловленное формой кристалла. При этом переохлаждение расплава

у поверхности может быть рассчитано по формуле

$$\Delta T_C = m_1 c_0 \left(1 - \frac{1}{1 - I(P_c)} \right),$$

где m_1 — уклон линии ликвидуса; c_0 — концентрация бора в расплаве; $I(P_c) = 2P^2 \exp(P)/(2P+1)$ — функция Иванцова; $P_c = R\dot{R}/2D$ — число Пекле. Для нахождения скорости роста применялся численный метод Ньютона, при этом принимали, что $m_1 = 35$ К [8], параметр $\Delta T_R = 0,1\Delta T_C$ [8]. Расчет проводился для кристаллов небольших размеров, $R = 1 \cdot 10^{-7}$ м.

Результат расчета скорости роста кристаллов Fe_3V методом ЛКТ показан штриховой линией на фиг. 3. Расчеты обоими методами демонстрируют схожие результаты, достаточные для оценки закономерностей процессов роста кристаллов. Оба метода используют значительное количество допущений, влияющих на результат расчета. Однако разработанный нами метод имеет преимущества, обусловленные подробным описанием системы зародыш—расплав методами неравновесной термодинамики. Поэтому численное решение общего уравнения (2) (без сделанных упрощений) совместно с уравнениями теплопроводности и диффузии для обеих фаз позволит более точно выявить закономерности протекающих в системе процессов.

Выводы. 1. При высокоскоростном охлаждении расплава Fe-V эвтектического состава образуются кристаллы трех фаз: Fe, Fe_2V и Fe_3V .

2. Рост кристаллов начинается при охлаждении ниже соответствующей эвтектической точки и достигает максимальной скорости при относительно небольших переохлаждениях. Для достижения максимальной скорости роста кристаллов фазы Fe требуется переохлаждение около 150 К и около 100 К для фазы Fe_2V . Для фазы Fe_3V переохлаждение составляет всего лишь около 20 К, что обусловлено влиянием эффектов «захвата примеси». Особенностью метастабильной фазы Fe_3V является необходимость дополнительного переохлаждения расплава на 65 К для начала роста кристаллов. Однако скорость роста этих кристаллов выше, чем кристаллов Fe и Fe_2V .

3. При глубоких переохлаждениях расплава скорость роста кристаллов каждой из

фаз постепенно снижается, что обеспечивает возможность предотвращения процессов кристаллизации при сверхскоростных переохлаждениях. Экспериментальные исследования показали, что при сверхбыстром охлаждении расплава на медном вращающемся барабане рост кристаллов подавляется.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Wang, A. Composition design of high B₈Fe-based amorphous alloys with good amorphous-forming ability / A. Wang, C. Zhao, A. He, H. Men, C. Chang, X. Wang // *J. Alloys Comp.* 2016. V.656. P.729—734.
2. Van Rompaey, T. Thermodynamic optimization of the B-Fe system / T. Van Rompaey, K.C. Hari Kumar, P. Wollants // *J. Alloys Comp.* 2002. V.334. №1—2. P.173—181.
3. Tarabaev, L. Formation of dissipative structures during crystallization of supercooled melts / L. Tarabaev, V. Esin // *Supercooling, Rijeka, Croatia : Intech*, 2012. P.105—122.
4. Kuang, W. Eutectic dendrite growth in undercooled Fe₈₃B₁₇ alloy : Experiments and modeling / W. Kuang, C. Karrasch, H. Wang, F. Liu, D.M. Herlach // *Scripta Materialia*. 2015. V.105. P.34—37.
5. Wu, X.H. Prediction of the glass-forming ability of Fe-B binary alloys based on a continuum-field-multiphase-field model / X.H. Wu, G. Wang, D.C. Zeng, Z.W. Liu // *Computational Mater. Sci.* 2015. V.108. P.27—33.
6. Konstantinidis, N. Morphology and magnetic properties of rapidly quenched Fe-B alloys / N. Konstantinidis, A. Fos, P. Svec, N. Papadopoulos, P. Vourna, E. Hristoforou // *J. Magn. Magn. Mater.* 2022. V.564. Art.170054.
7. Dudorov, M.V. The degree of metallic alloys crystallinity formed under various supercooling conditions / M.V. Dudorov, A.D. Drozin, R.S. Morozov, V.E. Roshchin, D.A. Zherebtsov // *Crystals*. 2024. V.14. №1. P. 48.
8. Battezzati, L. Undercooling of Ni-B and Fe-B alloys and their metastable phase diagrams / L. Battezzati, C. Antonione, M. Baricco // *J. Alloys Comp.* 1997. V.247. №1—2. P.164—171.
9. Yang, C. Metastable phase formation in eutectic solidification of highly undercooled Fe₈₃B₁₇ alloy melt / C. Yang, G. Yang, F. Liu, Y. Chen, N. Liu, D. Chen, Y. Zhou // *Physica B : Condensed Mater.* 2006. V.373. №1. P.136—141.
10. Ma, C. Solidification behavior of undercooled Fe₇₅B₂₅ alloy / C. Ma, L. Yang, J. Li // *Metals*. 2023. V.13. №8. Art.1450.
11. Ладьянов, В.И. Об условиях образования различных модификаций фазы Fe₃B при кристаллизации сплава Fe_{79,5}B_{20,5} / В.И. Ладьянов, В.А. Волков, А.А. Суслов // *Вест. Удмурт. ун-та. Физика*. 2006. №4. С.145—150.
12. Baker, J.C. Solute trapping by rapid solidification / J.C. Baker, J.W. Gahn // *Acta Metallurgica*. 1969. V.17. №5. P.575—578.
13. Aziz, M.J. Continuous growth model for interface motion during alloy solidification / M.J. Aziz, T. Kaplan // *Acta Metallurgica*. 1988. V.36. №8. P.2335—2347.
14. Herlach, D.M. Metastable solids from undercooled melts / D.M. Herlach, P.K. Galenko, D. Holland-Moritz. — Amsterdam ; London : Elsevier, 2007. 432 p.
15. Galenko, P.K. Local non-equilibrium effect on the growth kinetics of crystals / P.K. Galenko, V. Ankudinov // *Acta Materialia*. 2019. V.168. P.203—209.
16. Sobolev, S.L. Local non-equilibrium diffusion model for solute trapping during rapid solidification / S.L. Sobolev // *Acta Materialia*. 2012. V.60. №6—7. P.2711—2718.
17. Dudorov, M.V. Mathematical model of solidification of melt with high-speed cooling / M.V. Dudorov, A.D. Drozin, A.V. Stryukov, V.E. Roshchin // *J. Physics : Condensed Mater.* 2022. V.34. №44. Art.444002.
18. Paul, T. Kinetics of isochronal crystallization in a Fe-based amorphous alloy / T. Paul, A. Loganathan, A. Agarwal, S.P. Harimkar // *J. Alloys Comp.* 2018. V.753. P.679—687.
19. Kuji, C. Crystallization behavior and machining properties of annealed Fe-Si-B-Cr amorphous alloys / C. Kuji, K. Takenaka, M. Mizutani, K. Shimada, T. Kuriyagawa, T.J. Konno // *J. Mater. Sci.* 2021. V.56. P.16697—16711.
20. Wang, A. Fe-based amorphous alloys for wide ribbon production with high B₈ and outstanding amorphous forming ability / A. Wang, C. Zhao, H. Men, A. He, C. Chang, X. Wang, R.-W. Li // *J. Alloys Comp.* 2015. V.630. P.209—213.
21. Quirinale, D.G. Synergistic stabilization of metastable Fe₂₃B₆ and γ-Fe in undercooled Fe₈₃B₁₇ / D.G. Quirinale, D.G. Rustan, A. Kreyssig, A.I. Goldman // *Applied Physics Letters*. 2015. V.24. №106. Art.241906.
22. Dudorov, M.V. Variational theory of crystal growth in multicomponent alloys / M.V. Dudorov, A.D. Drozin, V.E. Roshchin // *Crystals*. 2022. V.12. №11. Art.1522.
23. Dudorov, M.V. Variational theory of crystal growth and its application for analysis of forming processes for metastable phases in overcooled metallic melts with eutectic composition / M.V. Dudorov, A.D. Drozin, A.V. Stryukov, V.E. Roshchin // *CIS Iron Steel Rev.* 2021. V.22. P.48—54.
24. Lipton, J. Dendritic growth into undercooled alloy metals / J. Lipton, M.E. Glicksman, W. Kurz // *Mater. Sci. Eng.* 1984. V.65. №1. P.57—63.
25. Wei, B. Dendritic and eutectic solidification of undercooled Co-Sb alloys / B. Wei, D.M. Herlach, B. Feuerbacher, F. Sommer // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1993. V.41. №6. P.1801—1809.