

УДК 532.501.32:669.14.018.28

**Динамика кристаллизации
модифицированной тугоплавкими
нанопорошками металлической капли
при соударении с подложкой***

А.Н. Черепанов, В.Н. Попов, О.П. Солоненко

*Институт теоретической и прикладной механики
им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск*

E-mail: ancher@itam.nsc.ru

Предложена математическая модель и выполнены численные исследования процессов неравновесной кристаллизации деформирующейся жидкой капли металла с модифицирующими тугоплавкими твердыми нановключениями при ее соударении с твердой подложкой. Рассматриваются условия, характерные при газотермическом, в том числе плазменном, нанесении покрытий. Проведен анализ формирования сплэтов в зависимости от концентрации тугоплавких наночастиц в объеме металлической капли, их размера и температуры подложки. Сделано сравнение характеристик сплэтов, рассчитанных по неравновесной и равновесной моделям кристаллизации при прочих равных условиях. Обсуждаются условия применимости моделей.

Ключевые слова: плазменное напыление, соударение капли с подложкой, кинетика кристаллизации, переохлаждение.

ВВЕДЕНИЕ

Как известно, при плазменном напылении покрытие формируется путем последовательной укладки отдельных сплэтов, растекшихся и затвердевших на основе капле расплава. Поэтому очевидно, что обеспечение высоких механических и прочностных свойств плазменных покрытий во многом определяется микроструктурой и морфологией сплэтов — элементарных мезообъемов, из которых состоит напыленный материал [1].

При соударении металлической капли с поверхностью металлической подложки одновременно с растеканием расплава начинается его равновесное затвердевание. При этом из-за достаточно высокой скорости охлаждения ($10^6 \cdot \text{K}/\text{с}$ и выше) от поверхности основы внутрь растекающейся капли растут дендриты, которые наследуются в конечном сплэте. Это является причиной микро- и мезопористости, появляющейся на границах раздела сплэт–сплэт, сплэт–основа и, как следствие, покрытие–подложка, что уменьшает адгезию и когезию покрытия.

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-00433-а) и Междисциплинарного интеграционного проекта СО РАН № 1 на 2009-2011 гг.

С другой стороны, при напылении металлического порошка, объемно-модифицированного тугоплавкими наночастицами (SiC, TiC, TiN, TiB₂ и др.), даже при относительно малой массовой доле последних (порядка 0,05 %), каждая металлическая капля при соударении с подложкой содержит достаточно большое количество твердых тугоплавких нановключений. В то время как температура плавления большинства металлов ниже 2000 К, плавление тугоплавких керамик происходит при температуре около 3000 К и выше, так, например, SiC — при температуре 2813 К, TiC — 3530 К, TiB₂ — 3063 К, TiN — 3253 К. Это приводит к изменению режима затвердевания, поскольку твердые частицы, распределенные в объеме деформирующейся капли, становятся центрами кристаллизации, а также к изменению морфологии сплэтов, измельчению зерна и уменьшению концентрации мезо- и микропор в их объеме, а, следовательно, к формированию более плотной границы раздела между сплэтом и основой.

Высокая дисперсность и однородность кристаллического зерна благоприятно сказываются на качестве покрытий. Одним из перспективных способов решения этой задачи является применение экзогенного модифицирования напыляемых порошковых материалов наноразмерными инокуляторами. В качестве таких инокулирующих добавок могут быть использованы специально подготовленные тугоплавкие соединения (карбиды, нитриды, карбонитриды и др.) [2, 3]. При этом увеличение дисперсности частиц позволяет при их одинаковом массовом содержании в расплаве увеличивать количество центров кристаллизации, а, следовательно, измельчать структурные составляющие сплава и повышать структурную и химическую однородность покрытий.

В работе [4] предложена математическая модель и представлены результаты численных исследований неравновесной объемной кристаллизации на холодной подложке металлической капли, материал которой модифицирован тугоплавкими наночастицами. Было выявлено существование переохлаждения в начальной стадии кристаллизации, степень которого зависит от размера частиц и интенсивности охлаждения. Однако модель не описывала гидродинамические процессы внутри жидкой капли и их влияние на динамику ее деформации.

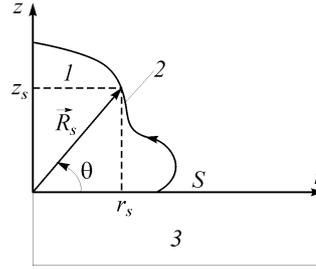
В настоящей работе рассматривается процесс соударения с подложкой капли металла, модифицированной активированными тугоплавкими наночастицами, являющимися центрами зарождения кристаллической фазы. Сформулирована математическая модель, описывающая термо- и гидродинамические явления внутри капли при ее соударении с твердой подложкой, кинетику комплексного зародышеобразования (гетерогенного и гомогенного) в процессе охлаждения расплава. При решении гидродинамической задачи в области роста свободных кристаллов учитывается связь вязкости расплава с долей твердой фазы вплоть до образования кристаллического каркаса. Рассмотрен процесс зарождения и роста твердой фазы в зависимости от размера наночастиц при их одинаковом массовом содержании в расплаве. Проведено сравнение параметров сплэтов, рассчитанных, при прочих равных условиях, по предложенной неравновесной модели и равновесной, основанной на уравнении Стефана.

ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ

Предположим, что сферическая частица расплава диаметром d_0 соударяется с подложкой под прямым углом к ее поверхности со скоростью v_0 и начинает растекаться по ее поверхности (рис. 1). Материал капли предварительно модифицирован наночастицами тугоплавкого соединения, которые служат активными центрами кристаллизации. Массовое содержание частиц m_p в расплаве мало ($m_p \leq 0,05\%$), их диаметр d_p много меньше характерного размера жидкой капли,

Рис. 1. Схема деформирующейся капли после соударения с подложкой.

Расплав (1), свободная поверхность частицы (2), подложка (3).



так что влиянием включений на теплофизические параметры расплава можно пренебречь. Температура подложки ниже температуры кристаллизации металла.

Для численного исследования динамики поведения жидкой капли после ее соударения с твердой плоской поверхностью воспользуемся уравнениями Навье–Стокса для вязкой несжимаемой жидкости. Значения теплофизических свойств материала капли в жидком и твердом состояниях считаем постоянными и равными средним значениям в рассматриваемых интервалах температур. Поверхность подложки предполагается плоской и абсолютно смачиваемой. Динамический угол контакта в перемещающейся точке соприкосновения поверхности капли и подложки определяется из решения задачи. Радиационным теплообменом на поверхностях капли и подложки пренебрегаем ввиду его малости по сравнению с теплоотдачей в подложку.

С учетом принятых допущений уравнения движения жидкости и неразрывности в цилиндрической системе координат, представленной на рис. 1 (r, z — радиальная и аксиальная составляющие), имеют вид [5]:

$$\begin{aligned} \frac{\partial u}{\partial \tau} + u \frac{\partial u}{\partial r} + v \frac{\partial v}{\partial z} &= -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial z} + \frac{1}{\rho} \left[\frac{2}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(\mu r \frac{\partial u}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\mu \left(\frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial v}{\partial r} \right) \right) \right] - \frac{2\mu u}{r^2}, \\ \frac{\partial v}{\partial \tau} + u \frac{\partial v}{\partial r} + \frac{\partial v}{\partial z} &= -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial z} + \frac{1}{\rho} \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(\mu r \frac{\partial v}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\mu \frac{\partial v}{\partial z} \right) \right] - g, \\ \frac{1}{r} \frac{\partial (ru)}{\partial r} + \frac{\partial v}{\partial z} &= 0. \end{aligned} \quad (1)$$

Здесь u, v — компоненты вектора скорости вдоль координат r и z соответственно, p — давление, μ — динамическая вязкость, значение которой для жидкой и дисперсной сред определяется, согласно [6], по формуле

$$\mu = \begin{cases} \mu_0, & \text{при } f_s \equiv 0, \\ \mu_0 \exp[5f_s/3(1-f_s)], & \text{при } 0 < f_s \leq 0,3 \end{cases}$$

где f_s — доля твердой фазы в расплаве (при $f_s > 0,3$ $u = 0, v = 0$).

Начальные условия ($t = 0$) для уравнений (1):

$$U = 0, v = -v_0, p = 4\sigma/d_0, \quad (2)$$

где σ — поверхностное натяжение металлического расплава.

Граничные условия для гидродинамической задачи при $r = 0$ определены как

$$u = 0, \partial v/\partial r = 0, \partial p/\partial r = 0, \quad (3)$$

а на свободной поверхности жидкости —

$$\left(p - 2\sigma K - 2\mu \frac{\partial u}{\partial r} \right) n_r - \mu \left(\frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial v}{\partial r} \right) n_z = 0,$$

$$\left(p - 2\sigma K - 2\mu \frac{\partial v}{\partial z}\right) n_z - \mu \left(\frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial v}{\partial r}\right) n_r = 0, \quad (4)$$

где n_r , n_z — компоненты единичного вектора по нормали к свободной поверхности капли \mathbf{n} по осям r и z соответственно, кривизна поверхности капли K определяется соотношением

$$K = \frac{r^2(r'z'' - z'r'') + [(r')^2 + (z')^2]rz'}{2r^2[(r')^2 + (z')^2]^{3/2}}.$$

Здесь штрих означает производную относительно длины дуги s .

До начала затвердевания материала капли на поверхности подложки ($z = 0$) и далее на границе расплав–твердая фаза выполняются условия прилипания:

$$u = 0, \quad v = 0. \quad (5)$$

Уравнение, описывающее перенос тепла в капле, запишем в виде

$$\frac{\partial T}{\partial t} + u \frac{\partial T}{\partial r} + v \frac{\partial T}{\partial z} = \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(a_{\text{ef}} r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} a_{\text{ef}} \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\kappa}{c_2} \frac{\partial f_s}{\partial t}, \quad (6)$$

где локальное значение коэффициента температуропроводности a_{ef} вычисляется согласно

$$a_{\text{ef}} = \begin{cases} a_1, & f_s \equiv 0, \\ a_1(1 - f_s) + a_2 f_s, & 0 < f_s < 1, \\ a_2, & f_s \equiv 1, \end{cases}$$

и $u = 0$, $v = 0$ при $f_s > 0,3$. Здесь $a_i = \lambda_i / (c_i \rho_i)$ — температуропроводность жидкой ($i = 1$) и твердой ($i = 2$) фаз материала капли, материала подложки ($i = 3$) соответственно, λ , c , ρ — теплопроводность, теплоемкость и плотность соответственно, κ — удельная теплота плавления.

Перенос тепла в подложке описывается уравнением

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a_3 \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right]. \quad (7)$$

Начальные значения ($t = 0$) температур материала и доля твердой фазы в капле:

$$T = T_{10} \text{ и } f_s = 0 \text{ при } T > T_m \quad (8)$$

(T_m — температура плавления материала капли) и в подложке —

$$T = T_{30}. \quad (9)$$

Граничное условие на поверхности соприкосновения капли и подложки $z = 0$, $r \leq r_c(t)$:

$$\lambda_i \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{0+} = \lambda_3 \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{0-} = k (T|_{0+} - T|_{0-}), \quad i = 1, 2; \quad k = \lambda_0 / \delta_0. \quad (10)$$

Здесь предполагаем наличие оксидной пленки на поверхности подложки толщиной δ_0 с теплопроводностью материала λ_0 , $r_c(t)$ — радиус контактного пятна (см. рис. 1).

Граничное условие на свободной поверхности растекающейся капли:

$$\lambda_l (\partial T / \partial \mathbf{n}) = 0. \quad (11)$$

Условия симметрии в капле и подложке ($r = 0$)

$$\partial T / \partial r = 0. \quad (12)$$

Граничные условия на нижней ($z = -h_s$, $0 \leq r \leq r_3$), верхней, не смоченной ($z = 0$, $r > r_c$), и боковой ($r = r_3$, $-h_s \leq z \leq 0$) поверхностях подложки имеют вид

$$\lambda_s (\partial T / \partial z) = 0, \quad (13)$$

где h_s , r_3 — толщина и поперечный размер подложки ($2r_3 \gg d_0$).

Считая, что все наночастицы являются центрами кристаллизации и зарождение твердой фазы происходит одновременно на всех частицах совместно с гомогенным зародышеобразованием, определим долю твердой фазы согласно соотношениям [2, 7]

$$f_s = 1 - \exp \left\{ - \frac{4\pi}{3} \left[\Omega + \int_{t_e}^t J_n(r, z, \eta) \left(K_v \int_{\xi}^t \Delta T d\zeta \right)^3 d\eta \right] \right\}. \quad (14)$$

Здесь $\Omega(r, z, t - \xi) = N_p \left(r_p + K_v \int_{\xi}^t \Delta T d\zeta \right)^3$ — объем растущего зародыша,

возникшего в момент времени $t = \xi$ в переохлажденном расплаве, $\Delta T = T_m - T(r, z, t)$, N_p — число наночастиц в единице объема, $r_p = d_p / 2$, $J_n(r, z, \xi)$ — скорость гомогенного зародышеобразования, определяемая выражением

$$J_n(r, z, \xi) = K_n \exp \left[- (U + W / \Delta T^2) / kT \right],$$

где $K_n = 2na\sqrt{\sigma kT} / h$, $W = 16\pi\sigma^3 T_m^2 / [3(\kappa\rho_2)^2]$, n — число атомов в единице объема расплава, h — постоянная Планка, k — константа Больцмана, U — энергия активации вязкого течения расплава, a — диаметр атома, K_v — кинетическая константа роста кристаллов.

Предполагается, что рост кристаллической фазы подчиняется нормальному механизму и определяется линейной зависимостью скорости роста от переохлаждения $\dot{R} = K_v \Delta T$, где R — радиус кристалла.

Для решения системы уравнений (1)–(7) с начальными и граничными условиями (8)–(13) применялся балансный конечно-разностный метод [8]. При решении задачи растекания капли на подложке положение свободной границы расплава фиксировалось частицами-маркерами, перемещающимися с локальной скоростью жидкости. Адекватность модели и алгоритма ее реализации подтверждена качественным и количественным совпадением результатов расчетов с данными физических экспериментов [5, 8, 9].

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНЫХ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Численное исследование динамики растекания и кристаллизации модифицированной металлической капли на подложке проводилось при следующих параметрах. Исходные данные для капли никеля [10]: $d_0 = 2 \cdot 10^{-5}$ м, $v_0 = 50$ м/с,

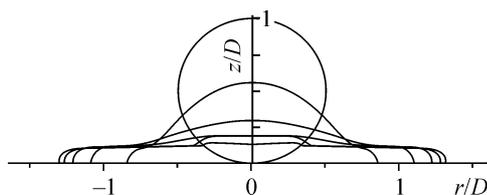


Рис. 2. Динамика деформации капли.

$\mu_0 = 0,0444$ кг/(м·с), $\sigma = 0,255$ Н/м, $c_1 = 735$ Дж/(кг·К), $\lambda_1 = 69$ Вт/(м·К), $\rho_1 = 7,79 \cdot 10^3$ кг/м³, $\kappa = 3,056 \cdot 10^5$ Дж/кг, $c_2 = 605$ Дж/(кг·К), $\lambda_2 = 75,3$ Вт/(м·К), $\rho_2 = 8,5 \cdot 10^3$ кг/м³, $T_m = 1728$ К, $T_{10} = 1828$ К, $K_v = 0,025$ м/(с·К), размер модифицирующих наночастиц $d_p = 10^{-7}$ и $5 \cdot 10^{-8}$ м (соответствует массовой концентрации $m_p = 0,05$ и $0,01$ %), $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К, $a = 1,48 \cdot 10^{-20}$ м, $U = 9,15 \cdot 10^{-20}$ Дж/моль, $n = 7,98 \cdot 10^{28}$, $h = 6,62 \cdot 10^{-34}$ Дж·с. Для материала подложки (нержавеющая сталь): $h_s = 3 \cdot 10^{-3}$ м, $T_{30} = 570$ К, 970 К, 1370 К, $c_3 = 650$ Дж/(кг·К), $\rho_3 = 7,25 \cdot 10^3$ кг/м³, $\lambda_3 = 16,78$ Вт/(м·К), $\lambda_0 = 2,2$ Вт/(м·К), $\delta_0 = 10^{-7}$ м.

Рис. 2 иллюстрирует результаты расчета динамики деформации капли, модифицированной наночастицами размером $d_p = 5 \cdot 10^{-8}$ м (количество наночастиц $n_p = 6450$, что отвечает их объемной и массовой концентрации в капле $N_p = 2,05 \cdot 10^{18}$ 1/м³ и $m_p = 0,05$ % соответственно). Температура подложки принималась равной $T_{30} = 970$ К. Контуры, отвечающие свободной поверхности капли в процессе деформации, построены через $0,2$ мкс. Из расчетов следует, что полное растекание капли при заданных параметрах происходит за 1 мкс, а диаметр и толщина сформировавшегося сплэта равны $50,4$ и $2,1$ мкм соответственно.

Было исследовано влияние объемной концентрации тугоплавких наночастиц на теплообмен и кристаллизацию капли при формировании сплэтов. Результаты решения тепловой задачи получены для объемных концентраций наночастиц $N_p = 2,05 \cdot 10^{18}$, $0,41 \cdot 10^{18}$ 1/м³, которые при фиксированном размере $d_p = 10^{-7}$ м отвечают массовой концентрации $m_p = 0,05$, $0,01$ % соответственно. Во время деформации капли до ее полного растекания температура металла меняется незначительно. Перегрев жидкости в плоскости контактного пятна снимается за время $t_0 = 2$ мкс, а на свободной поверхности — за $2,5$ мкс (рис. 3, а), после чего начинается объемно-последовательная кристаллизация в направлении от подложки к свободной поверхности растекшейся капли. При этом время метастабильного состояния, когда доля кристаллической фазы практически равна нулю, слабо зависит от концентрации частиц. В то же время переохлаждение, темп кристаллизации и, соответственно, время затвердевания существенно зависят от этой величины и меня-

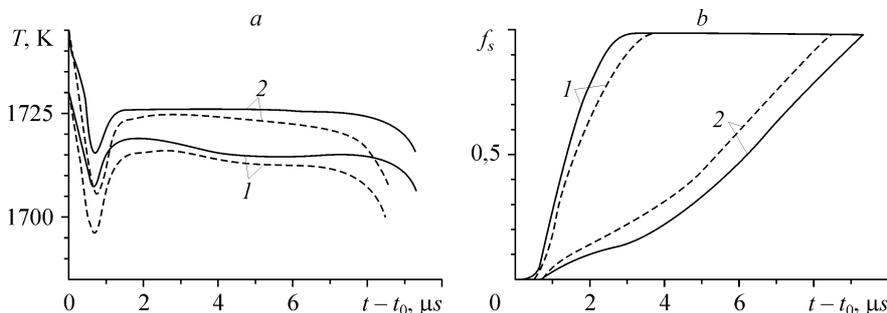


Рис. 3. Изменение температуры (а) и доли твердой фазы (б) в плоскости контакта с подложкой (1) и на свободной поверхности (2); сплошные и пунктирные кривые отвечают $m_p = 0,05$ и $0,01$ % соответственно, t_0 — время остывания металла на поверхности подложки до равновесной температуры кристаллизации.

ются с удалением от подложки, имея наибольшие значения в плоскости контактного пятна (см. рис. 3, *a, b*). Особенностью кинетики кристаллизации является наличие максимального и минимального переохлаждений на температурных кривых (см. рис. 3, *a*). При этом температура рекалесценции (температура, при которой происходит выравнивание локальных интенсивностей подвода тепла вследствие выделения скрытой теплоты кристаллизации и его отвода в затвердевшую корку металла и подложку), растет в направлении к свободной поверхности. В результате этого, вероятно, происходит разогрев нижних затвердевших слоев частицы (см. рис. 3, *a*).

Представляет интерес кинетика кристаллизации капли в зависимости от температуры подложки T_{30} . Результаты решения данной теплофизической задачи получены для объемной концентрации наночастиц $N_p = 2,05 \cdot 10^{18} \text{ 1/м}^3$, которая отвечает их массовой концентрации $m_p = 0,05 \%$ при диаметре $d_p = 10^{-7} \text{ м}$. Представленные на рис. 4 расчетные данные получены для температур подложки $T_{30} = 1370, 970$ и 570 К . Как сказано выше, во время деформации капли температура металла меняется незначительно. После полного растекания перегрев жидкости в плоскости контактного пятна снимается за время $t_0 = 2,3, 1, 0,6 \text{ мкс}$ соответственно, а на свободной поверхности через $3, 1,5, 1 \text{ мкс}$ (см. рис. 4, *a*). Как и в рассмотренном выше случае, после снятия перегрева в металле начинается объемно-последовательная кристаллизация в направлении от подложки к свободной поверхности капли. При этом времена метастабильного состояния уменьшаются с понижением температуры подложки и равны $1,1, 0,7, 0,55 \text{ мкс}$ соответственно.

Переохлаждение, темп кристаллизации и время затвердевания существенно зависят от величины T_{30} и меняются при удалении от подложки к свободной поверхности (см. рис. 4, *a, b*). Особенностью кинетики кристаллизации является наличие максимального и минимального переохлаждений на температурных кривых (см. рис. 4, *a*). Наибольшие значения переохлаждений достигаются в плоскости контактного пятна, где они равняются $11, 20,5, 28,5 \text{ К}$. На свободной поверхности растекшейся капли значения переохлаждений меньше и равны $7,5, 12,5, 17 \text{ К}$ соответственно. Отсюда следует, что более высоким скоростям охлаждения соответствуют большие значения переохлаждений. При этом температура рекалесценции возрастает в направлении к свободной поверхности. В результате этого происходит разогрев нижних затвердевших слоев частицы (см. рис. 4, *a*). Времена полного затвердевания металла уменьшаются с уменьшением температуры подложки и составляют $27, 12, 7,5 \text{ мкс}$.

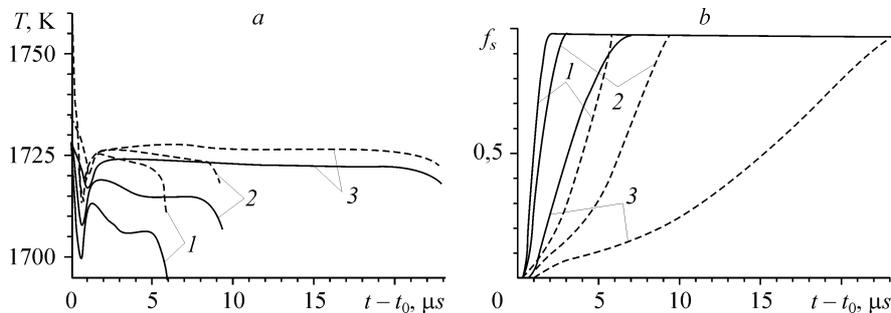


Рис. 4. Изменение температуры (*a*) и доли твердой фазы (*b*) в плоскости контакта с подложкой (сплошные линии) и на верхней поверхности растекшейся капли (штриховые линии) для различных значений температуры подложки $T_{30} = 570$ (1), 970 (2), 1370 (3) К.

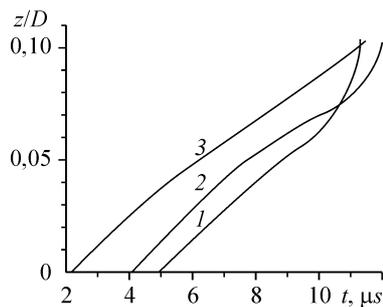


Рис. 5. Динамика перемещения границы твердой фазы до момента полного формирования сплэта. $d_p = 10^{-7}$ (1), $5 \cdot 10^{-8}$ (2) м, $m_p = 0,05$ (1), 0,01 (2) %. Кривая 3 отвечает расчету процесса растекания и затвердевания капли немодифицированного расплава в приближении равновесной модели Стефана.

Как показали численные расчеты, учет гомогенного зарождения кристаллов при наличии в расплаве высокоактивированных наночастиц никак не сказывается на кинетике кристаллизации. Это связано с тем, что, при реальных скоростях охлаждения и толщинах образующихся сплэтов, переохлаждения, необходимые для возникновения такого типа зародышеобразования, не достигаются.

Рис. 5 иллюстрирует динамику перемещения границы твердой фазы до момента полного формирования сплэта (1 — $d_p = 10^{-7}$ м, $m_p = 0,05$ %, 2 — $d_p = 5 \cdot 10^{-8}$ м, $m_p = 0,01$ %). Кривая 3 отвечает расчету процесса растекания и затвердевания капли немодифицированного расплава в приближении равновесной модели Стефана. Показано, что полное время затвердевания капли в вариантах 1, 3 фактически совпадает и равно 11 мкс, однако динамика кристаллизации существенно различается. Если в первом случае процесс кристаллизации начинается примерно через 5 мкс после начала растекания капли, то в приближении модели Стефана задержка затвердевания составляет около 2 мкс. При этом скорости затвердевания в приближении неравновесной и равновесной моделей в течение всего времени формирования сплэта практически совпадают, и лишь на завершающей стадии скорость перемещения границы твердой фазы, рассчитанная по неравновесной модели, существенно превосходит вторую, что компенсирует имевшую место задержку начала кристаллизации и связано с интенсификацией теплообмена из-за увеличения эффективной поверхности твердого каркаса.

В случае $N_p = 1,23 \cdot 10^{19}$ 1/м³ материал капли кристаллизуется за 12 мкс. Согласно полученным данным, в промежуток времени с 8 по 11 мкс скорость движения границы твердой фазы снижается. Это можно объяснить тем, что выделяющееся тепло на центрах кристаллизации не успевает отводиться через затвердевший металл.

ВЫВОДЫ

Приведенные в настоящей работе результаты исследований позволяют сделать следующие выводы:

1. Предложена физико-математическая модель для исследования процессов деформации и неравновесной кристаллизации жидкой капли металла с модифицирующими тугоплавкими твердыми наночастицами при ее соударении с подложкой;
2. С использованием развитой модели численно исследована кинетика затвердевания жидкой капли металла (никеля), модифицированной тугоплавкими наночастицами, после ее соударения с твердой подложкой. Рассчитанные значения радиуса и высоты затвердевшего на подложке сплэта удовлетворительно согласуются с известными опытными данными;
3. Исследованы особенности кристаллизации расплава с модифицирующими частицами в зависимости от концентрации нановключений, их размера и температуры подложки. Показано, что температура подложки влияет на степень переохлаждения в расплаве в ходе кристаллизации и на время полного затвердевания.

Установлено, что гомогенного зарождения кристаллической фазы во время формирования сплэта не происходит.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Solonenko O.P., Kudinov V.V., Smirnov A.V. et al. Micro-metallurgy of splats: theory, computer simulation and experiment // JSME Inter. J. Ser. B. 2005. Vol. 48. No. 3. P. 366–380.
2. Сабуров В.П., Черепанов А.Н., Жуков М.Ф. и др. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов. Новосибирск: Наука. 1996. 312 с.
3. Cherepanov A.N., Poluboyarov V.A., Solonenko O.P. et al. Impact of mechanical activation and modification of initial powder with refractory nanoparticles on the properties of plasma-sprayed coatings // Progress in Plasma Proc. of Materials, 2003 / Ed. by P. Fauchais. N. Y.: Begell House, Inc. 2003. P. 507–514.
4. Черепанов А.Н., Попов В.Н., Солоненко О.П. Объемная кристаллизация капли никеля, содержащей тугоплавкие наночастицы, при соударении с подложкой // ПМТФ. 2006. Т. 47, № 1. С.29–34.
5. Предтеченский М.Р., Черепанов А.Н., Попов В.Н. и др. Исследование динамики соударения и кристаллизации жидкометаллической капли с многослойной подложкой // ПМТФ. 2002. Т. 43, № 1. С. 112–123.
6. Мاستрюков Б.С. Теплофизика металлургических процессов. М.: МИСИС, 1996. 286 с.
7. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования слитка. М.: Машиностроение, 1979. 335 с.
8. Попов В.Н. Моделирование затвердевания металлической капли на холодной подложке // Математическое моделирование. 2001. Т. 13, № 9. С. 119–127.
9. Cherepanov A.N., Popov V.N., Solonenko O.P. Modeling zirconia melt droplet – substrate interaction // Proc. of 17th Inter. Symp. on Plasma Chemistry, August 7-12, 2005, Toronto, Canada. 6 p. (Electronic publication).
10. Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах / Справ. изд. М.: Металлургия, 1989. С. 384 с.

Статья поступила в редакцию 5 февраля 2010 г.