

**В. Н. Попов, В. Г. Щукин**

*Институт теоретической и прикладной механики  
им. С. А. Христиановича СО РАН,  
ул. Институтская, 4/1, Новосибирск, 630090, Россия*

*popov@itam.nsc.ru*

## **ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ВЫСОКОЧАСТОТНОМ ИНДУКЦИОННОМ НАГРЕВЕ ПОВЕРХНОСТИ ПОДЛОЖКИ**

Проведено численное моделирование теплофизических процессов при модифицировании поверхностного слоя металла в перемещающейся подложке. На поверхности подложки находится слой наноразмерных частиц тугоплавкого соединения, которые после проникновения в расплав служат центрами кристаллизации. Для разогрева и плавления металла используется непрерывная индукционная обработка мощным электромагнитным полем. Распределение электромагнитной энергии в подложке описывается эмпирическими формулами. По результатам численных экспериментов оцениваются распределение температурного поля, размеры зон плавления и кристаллизации, кинетика роста твердой фазы, площадь обработанной поверхности подложки в зависимости от скорости ее перемещения и характеристик индукционного нагрева.

*Ключевые слова:* индукционная обработка, модифицирование металла, теплоперенос, наноразмерные частицы, численное моделирование.

### **Введение**

Индукционная обработка металлической поверхности широко применяется для улучшения эксплуатационных свойств деталей и конструкций [1; 2]. Одним из возможных способов повышения физико-механических характеристик поверхностного слоя металла в ходе высокочастотного индукционного нагрева является модифицирование расплава наноразмерными частицами тугоплавких соединений прошедших специальную подготовку. Это позволяет увеличить количество центров кристаллизации и измельчить структурные составляющие затвердевшего металла, а получаемые высокая дисперсность и однородность кристаллического зерна благоприятно сказываются на качестве обработанных поверхностей [3; 4]. Однако в настоящее время возможности подоб-

ной технологии не достаточно изучены и оценены.

В настоящей работе с использованием численного моделирования исследуются физические процессы в перемещающейся металлической подложке при воздействии на нее электромагнитного поля высокой частоты и с удельной мощностью, достаточной для расплавления металла. С использованием предложенной математической модели, рассматриваются установившиеся теплофизические процессы, включающие разогрев, фазовый переход и теплоперенос в расплавленном металле, остывание и кристаллизация при наличии в расплаве наноразмерного модифицирующего материала. По результатам численных экспериментов, в продолжение ранее проведенных исследований [5], оцениваются распределение температурного поля, размеры зоны кристалли-

*Попов В. Н., Щукин В. Г. Численное исследование теплофизических процессов модифицирования металла при высокочастотном индукционном нагреве поверхности подложки // Сибирский физический журнал. 2017. Т. 12, № 4. С. 55–61.*

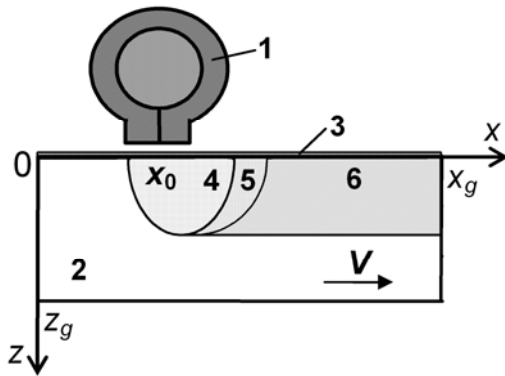


Рис. 1. Схема индукционной обработки в плоскости симметрии: 1 – индуктор; 2 – металлическая подложка и частицы модифицирующего материала на ее поверхности (3); 4 – расплав; 5 – двухфазная зона; 6 – модифицированный металл

зации и площадь обработанной поверхности подложки при различных скоростях ее перемещения в зависимости от характеристик индукционного нагрева.

### Математическая модель и алгоритм ее реализации

Рассматривается воздействие высокочастотного электромагнитного поля на перемещающуюся металлическую подложку. Схему процесса иллюстрирует рис. 1. Головка индуктора электромагнитного поля имеет цилиндрическую форму, расположена над плоской поверхностью пластины из углеродистого сплава железа, и зазор между ними не превышает 0,5 мм. Индукционное воздействие осуществляется через пятно радиуса  $r_0$ . Распределение электромагнитной энергии в металле описывается эмпирическими формулами, используемыми в инженерных тепловых расчетах индукционных нагревателей [6]. На поверхности подложки размещен слой предварительно подготовленных модифицирующих наноразмерных частиц тугоплавкого соединения, которые после проникновения в расплав служат активными центрами кристаллизации [3; 4]. Пластина движется с постоянной скоростью  $V$  вдоль оси  $x$ , поэтому процессы, происходящие в ней под воздействием энергии высокочастотного электромагнитного поля – разогрев, плавление и последующее затвердевание металла, рассматриваются в

квазистационарном приближении. Фазовый переход происходит при температуре плавления материала подложки  $T_m$ . Предполагается, что наноразмерные частицы проникают с поверхности расплава и равномерно распределяются по всему объему [7]. После перемещения пластины из области воздействия индуктора происходит остывание расплава и его кристаллизация. Для защиты металла от окисления поверхность обрабатываемой пластины обдувается инертным газом. Границы  $x_g$ ,  $y_g$ ,  $z_g$  рассматриваемой области выбраны таким образом, чтобы их положение не оказывало влияние на исследуемые процессы.

Для упрощения задачи считаем, что теплофизические характеристики жидкой, твердой и двухфазной сред одинаковы и не зависят от температуры. Массовое содержание частиц  $m_p$ , проникающих в расплав, мало ( $m_p \leq 0,05\%$ ), их диаметр  $d_p$  много меньше характерного размера жидкой лунки, поэтому влиянием включений на физические параметры расплава можно пренебречь. Количество растворенных примесных компонентов в расплаве незначительно, так что можно не учитывать их влияние на температуру фазового перехода, полагая  $T_m = \text{const}$ . Плавление металла рассматривается в приближении Стефана. Предполагается, что при рассматриваемых режимах нагрева небольшие величины конвективных скоростей в расплаве обуславливают плоскую форму свободной поверхности жидкости [8].

В квазистационарном случае процессы теплопереноса, плавления и кристаллизации металла в пластине с учетом объемных источников тепла в декартовой системе координат описываются уравнением

$$c_p \rho V \frac{\partial T}{\partial x} = \lambda \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \kappa \rho V \frac{\partial f_s}{\partial x} + w_0(x, y, z),$$

$$0 \leq x \leq x_g, \quad 0 \leq y \leq y_g, \quad 0 \leq z \leq z_g,$$

где  $T$  – температура;  $\rho$  – плотность;  $c_p$  – удельная теплоемкость;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности;  $\kappa$  – удельная теплота плавления;  $f_s$  – доля твердой фазы в материале ( $0 \leq f_s \leq 1$ );  $w_0$  – объемная плотность внутренних источников тепла, для которой, согласно [6], используется соотношение

$$w_0(x, y, z) = \frac{p_0}{r_0} w(x, y, z).$$

Здесь  $w(x, y, z)$  – безразмерная функция, зависящая от координат,  $r_0$  – характерный размер, в нашем случае радиус пятна индукционного воздействия на поверхность подложки,  $p_0$  – удельная мощность, поглощаемая единицей поверхности нагреваемого тела.

Полагаем, что центральная точка «пятна» индукционного воздействия радиусом  $r_0$  расположена в точке  $(x_0, 0, 0)$ , тогда распределение объемной плотности энерговыделения по толщине пластины описывается зависимостью

$$w(x, y, z) = e^{-z/\Delta_1}, \\ ((x - x_0)^2 + y^2)^{0.5} \leq r_0,$$

где  $\Delta_1 = 503\sqrt{\rho_{e1}/(\mu_1 f)}$  – глубина проникновения тока в материал, т. е. толщина скин-слоя,  $f$  – рабочая частота генератора поля,  $\rho_{e1}$  – удельное электрическое сопротивление,  $\mu_1$  – относительная магнитная проницаемость при разогреве металла ниже температуры магнитных превращений  $T_K$  (точка Кюри). При достижении температуры магнитных превращений относительная магнитная проницаемость снижается до значения  $\mu_2 = 1$ , а удельное электрическое сопротивление возрастает до величины  $\rho_{e2}$ , вследствие чего глубина проникновения тока в материал  $\Delta_2 = 503\sqrt{\rho_{e2}/(\mu_2 f)}$ , а распределение энергии по глубине подложки описывается выражениями

$$w(x, y, z) = \begin{cases} e^{-z/\Delta_2}, & 0 \leq z \leq z_K(x, y), \\ e^{-z_K/\Delta_2} e^{-(z-z_K)/\Delta_1}, & z > z_K(x, y), \end{cases} \\ ((x - x_0)^2 + y^2)^{0.5} \leq r_0,$$

где  $z_K(x, y)$  – расстояние от поверхности подложки до точки с температурой магнитных превращений ( $T = T_K$ ).

Граничные условия для рассматриваемой системы следующие. На поверхности пластины  $z = 0$  в области индукционного воздействия  $((x - x_0)^2 + y^2)^{0.5} \leq r_0$

$$\lambda(\partial T / \partial z) = 0,$$

а вне ее при  $((x - x_0)^2 + y^2)^{0.5} > r_0$

$$\lambda(\partial T / \partial z) = (\alpha_k + \alpha_r)(T - T_g).$$

Здесь  $T_g$  – температура защитного газа,  $\alpha_k = \varepsilon \sigma_0 (T^2 + T_g^2)(T + T_g)$ ,  $\varepsilon$  – приведенная степень черноты,  $\sigma_0$  – константа Стефана-Больцмана,  $\alpha_k$  – коэффициент конвективной теплоотдачи.

На плоскости симметрии системы  $y = 0$ ,  $0 \leq x \leq x_g$ ,  $0 \leq z \leq z_g$  используется

$$\partial T / \partial y = 0.$$

Условия на остальных границах следующие:

$$\lambda(\partial T / \partial x) = 0, \quad x = 0, \quad x = x_g;$$

$$\lambda(\partial T / \partial z) = 0, \quad z = z_g;$$

$$\lambda(\partial T / \partial y) = 0, \quad y = y_g.$$

При плавлении материала скорость движения  $v_n$  каждой точки границы «расплава – твердая фаза» при  $T = T_m$  определяется условием

$$kv_n = \lambda(\partial T / \partial n|_{T=T_m-} - \partial T / \partial n|_{T=T_m+}),$$

где  $\mathbf{n}$  – единичный вектор нормали.

При затвердевании предполагается, что все наночастицы являются центрами кристаллизации, тогда доля твердой фазы  $f_s$  в двухфазной зоне расплава определяется согласно [9; 10] соотношением

$$f_s = 1 - \exp\{-\Omega N_p\},$$

где

$$\Omega(x - \xi, y, z) = \frac{4\pi}{3} \left[ \frac{d_p}{2} + \frac{K_v}{V} \int_{\xi}^x (T_m - T) d\xi \right]^3 -$$

объем растущего зародыша, возникшего в точке  $\xi(x, y, z)$  остывающего расплава при температуре  $T_m$ ,  $N_p$  – число наноразмерных частиц в единице объема расплава,  $K_v$  – эмпирическая константа скорости роста кристаллов. Полагаем, что концу затвердевания соответствует  $f_s = 0,95$ .

При реализации описанной выше математической модели целесообразно перейти к безразмерным переменным, использование которых позволяет записать уравнение теплопереноса в виде

$$\frac{\partial \theta}{\partial x} = \frac{1}{Pe} \Delta \theta + St \frac{\partial f_s}{\partial x} + \frac{Ki}{Pe} w(x, y, z).$$

С помощью характерного размера  $r_0$ , скорости  $V$  и температуры  $T_m$  определяются:

$$x = x / r_0,$$

$$y = y / r_0,$$

$$z = z / r_0,$$

$$\theta = T / T_m;$$

$St = \kappa / (c_p T_m)$  – число Стефана;

$Pe = r_0 V / a$  – число Пекле,

$a = \lambda / (c_p \rho)$ ;

$Ki = (p_0 r_0) / (\lambda T_m)$  – число Кирпичева.

Если привести уравнение к виду

$$-\frac{1}{Pe} \left( \frac{1}{\mu} \frac{\partial}{\partial x} \mu \frac{\partial \theta}{\partial x} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} \right) =$$

$$= St \frac{\partial f_s}{\partial x} + \frac{Ki}{Pe} w(x, y, z),$$

$$\mu = \exp \left\{ - \int_0^x Pe d\xi \right\},$$

то при его аппроксимации получаем консервативную монотонную схему второго порядка точности по пространственным переменным.

Для численной реализации модели применялся конечно-разностный алгоритм. Дискретизация пространственной расчетной области осуществлялась на ячейки в виде параллелепипедов. Распределение температуры описывалось значениями в узлах сетки. Разностные уравнения строились посредством аппроксимации балансных соотношений, получаемых интегрированием уравнения с учетом соответствующих граничных условий. В результате получаем систему вида

$$A\theta = F,$$

где  $A$  – блочно-трехдиагональная матрица с диагональным преобладанием,  $\theta$ ,  $F$  – векторы. Полученная система уравнений реализуется итерационным методом [11] с учетом изменения  $F$ , включающего выделение или поглощение тепла при фазовом переходе. Расчеты прекращаются по достижению требуемой точности.

## Результаты

### численных экспериментов

Численные исследования проводились при следующих параметрах:

$r_0 = 0,001$  м,  $x_g = 0,006$  м,  $y_g = 0,003$  м,

$z_g = 0,003$  м,  $x_0 = 0,002$  м;

$V = 0,005$ – $0,03$  м/с;

$T_g = 300$  К;  $T_0 = 300$  К;

$p_0 = (20$ – $70) \cdot 10^7$  Вт/м<sup>2</sup>;

$f = 440$  кГц,  $1200$  кГц;

$\sigma_0 = 5,7 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>);

$\alpha_k = 100$  Вт/(м<sup>2</sup>·К),

$K_v = 2,5 \cdot 10^{-4}$  м/(с·К),  $d_p = 5 \cdot 10^{-8}$  м,

$N_p = 10^{12}$  1/м<sup>3</sup>.

Свойства металла [6; 12]:

$\rho = 7065$  кг/м<sup>3</sup>,  $c_p = 787$  Дж/(кг·К),

$\lambda = 27$  Вт/(м·К),

$\kappa = 2,77 \cdot 10^5$  Дж/кг,  $T_m = 1775$  К,  $\varepsilon = 0,5$ ,

$T_k = 1041$  К;  $\mu_1 = 14$ ,  $\rho_{e1} = 5,2 \cdot 10^{-7}$  Ом·м,

$\mu_2 = 1$ ,  $\rho_{e2} = 1,0 \cdot 10^{-6}$  Ом·м.

На рис. 2 в безразмерных координатах отображено изменение температурного поля на поверхности  $(x, y, 0)$  обрабатываемой подложки (рис. 2, а) и в плоскости  $(x, 0, z)$ , симметрично рассекающей подложку в направлении ее движения (рис. 2, б) в части расчетной области, прилегающей к зоне расплавленного металла при  $V = 0,015$  м/с,  $p_0 = 45 \cdot 10^7$  Вт/м<sup>2</sup>,  $f = 1200$  кГц.

Из представленных на рис. 2 результатов следует, что плавление металла происходит непосредственно в области индукционного воздействия с центральной точкой  $x_0 = 2$ , при этом точка максимального разогрева  $\theta = 1,502$  (2666 К) смещена по ходу движения

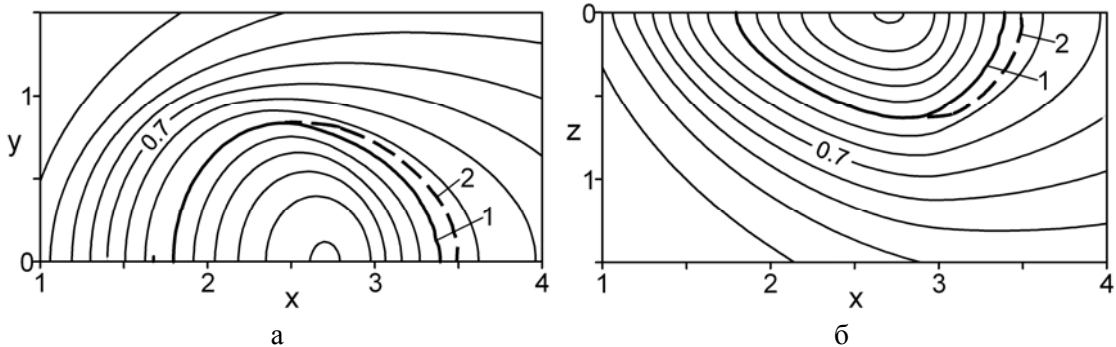


Рис. 2. Изотермы температурного поля  $\theta$  на поверхности (а) и в плоскости симметрии (б) подложки (1 – изотерма температуры фазового перехода ( $T_m$ ) при плавлении металла и начала кристаллизации; 2 – граница области окончания кристаллизации)

подложки ( $x = 2,79$ ). Ширина проплавляемой лунки составляет около 1,66 мм, а глубина – около 0,63 мм, что в 5 раз больше, чем при лазерной обработке лучом с близкими значениями радиуса и мощности [13]. После того, как проплавленная часть подложки перемещается из области индукционного нагрева ( $2 \leq x \leq 3$ ), металл остывает главным образом за счет отвода тепла в неразогретый материал и в меньшей степени за счет теплообмена поверхности с окружающей средой. Здесь нужно отметить качественное совпадение с процессами теплопереноса в технологии обработки поверхности металла лазерным излучением. После снятия перегрева в металле начинается объемно-последовательная кристаллизация, ширина двухфазной зоны при рассматриваемых параметрах составляет 100 мкм, что соответствует времени пребывания 6,7 мс при данной скорости перемещения. Низкая начальная температура материала и преобладание отвода тепла в него способствуют движению границы затвердевания в направлении к поверхности подложки.

Полагая, что значительный перегрев расплава может привести к плавлению наноразмерных частиц, в ходе исследований определялись значения удельной мощности  $p_0$ , поглощаемой единицей поверхности нагреваемого тела, для получения фиксированной максимальной температуры расплавленного металла (2666 К) при индукционном воздействии на подложку,двигающуюся с различными скоростями (рис. 3). В пользу контролируемого перегрева относительно температуры фазового перехода можно сказать, что это позволяет влиять на структуру формирующихся течений в расплаве и, как следствие, на однородность распределения попадающих в него модифицирующих частиц [7; 13].

По результатам расчетов было определено, что при различных рабочих частотах генератора электромагнитного поля возможно создание условий для одинакового перегрева расплава при различных скоростях перемещения подложки. Однако выяснилось, что равный перегрев не дает возможности получить одинаковую ширину области расплавленного металла. Изменение ширины зоны проплавления относительно диаметра пятна индукционного воздействия ( $k_D$ ) при найденных значениях  $p_0$  иллюстрирует рис. 4.

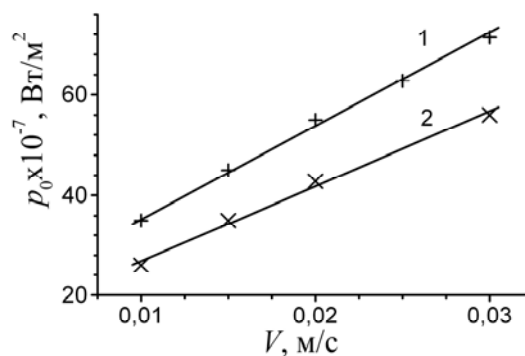


Рис. 3. Удельная мощность, поглощаемая единицей поверхности подложки в зависимости от скорости перемещения последней при  $f = 1200$  (1) и  $f = 440$  (2) кГц (+, × – результаты расчетов)

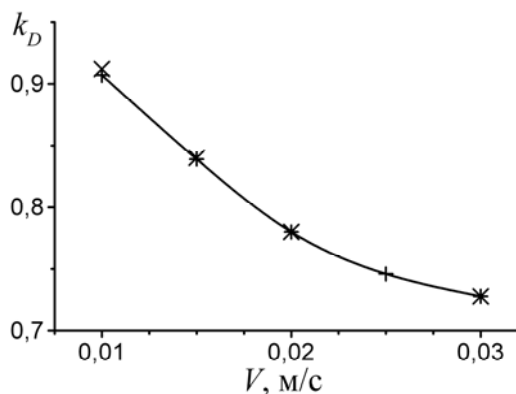


Рис. 4. Зависимость относительной ширины проплавления от скорости перемещения подложки (+, × – результаты расчетов)

Из результатов расчетов следует, что при малых скоростях движения подложки ширина проплавления может быть близкой к диаметру пятна воздействия высокочастотного индукционного поля и при фиксированном максимальном перегреве расплава. С увеличением скорости ширина модифицируемого участка пластины сокращается. При этом если оценивать производительность процесса модифицирования поверхностного слоя металла, то при скорости  $V = 0,03$  м/с за одно и то же время площадь обрабатываемой поверхности в 1,4 раза больше, чем при  $V = 0,02$  м/с и в 2,4 раза больше, чем при  $V = 0,01$  м/с.

На рис. 5 представлено распределение безразмерных температур и энергопоглощения по толщине подложки от ее поверхности

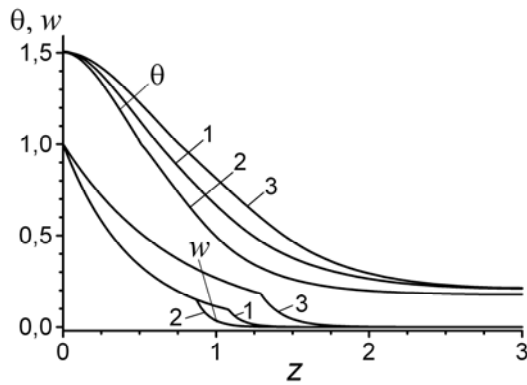


Рис. 5. Распределения температуры  $\theta$  и энергопоглощения  $w$  по глубине подложки ( $f = 1200$  (1, 2), 440 (3) кГц;  $V = 0,015$  (1, 3), 0,025 (2) м/с)

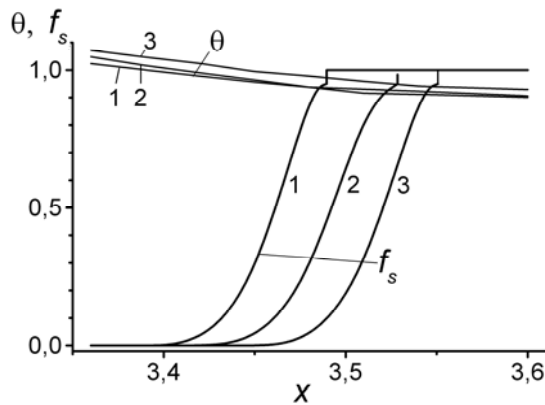


Рис. 6. Распределения температуры  $\theta$  и доли твердой фазы  $f_s$  на линии симметрии поверхности подложки ( $f = 1200$  (1, 2), 440 (3) кГц;  $V = 0,015$  (1, 3), 0,025 (2) м/с)

в точках максимального разогрева при различных рабочих частотах генератора поля и скоростях движения подложки. Из полученных результатов следует, что глубина проникновения тока не превышает половины толщины рассматриваемой пластины, а основное выделение энергии происходит в слое металла, нагретом выше температуры магнитных превращений (при  $f = 1200$  кГц  $z_k = 0,85$  и  $1,1$ , при  $f = 440$  кГц  $z_k = 1,3$ ). Как следствие, температура принимает максимальные значения на поверхности подложки и монотонно снижается по мере удаления от нее, а разогрева движущейся подложки по всей толщине не происходит. При более высоком значении частоты основное выделение энергии происходит в более узкой об-

ласти вблизи поверхности подложки (при условии постоянства максимальной температуры разогрева), и максимальная глубина проплавления становится меньше.

На рис. 6 для иллюстрации кинетики кристаллизации представлены изменения температуры и доли твердой фазы на поверхности подложки вдоль оси  $x$  при  $z = 0$ ,  $y = 0$  включая точки достижения равновесной температуры кристаллизации и затвердевания материала. По результатам расчетов определено, что времена метастабильного состояния, когда доля кристаллической фазы практически равна нулю, существенно зависят от условий разогрева и последующего остывания металла. Так, больший объем расплавленного металла за счет глубины лунки при  $f = 440$  кГц замедляет темп роста твердой фазы, увеличивает время снятия перегрева расплава и кристаллизации.

Рост скорости движения пластины при  $f = 1200$  кГц приводит к увеличению ширины двухфазной зоны на 20 % за счет продолжительного метастабильного состояния. Как показали численные эксперименты, гомогенного зарождения кристаллов при наличии в расплаве активированных наночастиц не происходит и не сказывается на кинетике кристаллизации. Это объясняется тем, что при рассмотренных скоростях охлаждения не достигаются условия для такого типа зародышеобразования.

## Заключение

Результаты численного моделирования показывают, что использование высококачественной индукционной обработки при модифицировании расплавленного металла наноразмерными частицами тугоплавких соединений, позволяют улучшить его структурные составляющие на глубину около 1 мм. Определено, что ширина зоны кристаллизации составляет около 100 мкм и затвердевание происходит в течение нескольких миллисекунд. Анализ полученных данных демонстрирует возможность использования таких параметров, как скорость перемещения подложки и плотность внутренних источников энергии, в качестве механизмов управления для сокращения времени модифицирования металлической поверхности.

### Список литературы

1. Головин Г. Ф., Зимин Н. В. Технология термической обработки металлов с применением индукционного нагрева. 5-е изд., перераб. и доп. Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ие, 1990. 87 с.
2. Поут Дж. М. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками. М.: Машиностроение, 1987. 424 с.
3. 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.
4. Черепанов А. Н., Попов В. Н. Оценка влияния модификации наноразмерными тугоплавкими частицами жаропрочного сплава // Вестн. НГУ. Серия: Физика. 2015. Т. 10, № 3. С. 97–102.
5. Попов В. Н., Шукин В. Г. Моделирование теплофизических процессов при модифицировании поверхности металла в ходе индукционной обработки // Сибирский физический журнал. 2017. Т. 12, № 1. С. 91–96.
6. Павлов Н. А. Инженерные тепловые расчеты индукционных нагревателей. М.: Энергия, 1978. 120 с.
7. Popov V. N. Numerical simulation of modifying material distribution during the impulse induction heating of metal surface // Сибирский журнал науки и технологий. 2017. Т. 18, № 2. С. 415–422.
8. Höche D., Müller S., Rapin G. et al. Marangoni Convection during Free Electron Laser Nitriding of Titanium // Metall. Mater. Trans. B. 2009. Vol. 40. No. 4. P. 497–507.
9. Баландин Г. Ф. Основы теории формирования слитка. М.: Машиностроение, 1979. 335 с.
10. Колмогоров А. Н. К статистической теории кристаллизации металлов // Изв. АН СССР. Сер. матем. 1937. Вып. 3. С. 355–359.
11. Самарский А. А., Николаев Е. С. Методы решений сеточных уравнений. М.: Наука, 1978. 592 с.
12. Ehlen G., Ludwig A., Sahm P. R. Simulation of Time-Dependent Pool Shape during Laser Spot Welding: Transient Effects // Metall. Mater. Trans. A. 2003. Vol. 34A. P. 2947–2961.
13. Попов В. Н., Черепанов А. Н. Численная оценка режимов модифицирования поверхностного слоя металла лазерным импульсом при наличии поверхностно-активного вещества в расплаве // Теплофизика и аэромеханика. 2017. Т. 24, № 5. С. 801–808.

Материал поступил в редколлегию 05.12.2017

**V. N. Popov, V. G. Shchukin**

*Khrstianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS  
4/1 Institutskaya Str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation*

*popov@itam.nsc.ru*

### NUMERICAL STUDY OF THERMOPHYSICAL PROCESSES OF METAL MODIFICATION WITH HIGH-FREQUENCY INDUCTION HEATING SUBSTRATE SURFACE

Numerical modeling of thermophysical processes during the modification of the surface layer of metal in a moving substrate was carried out. The substrate surface is supposed to be covered with a layer of nanoscale particles of refractory compounds, which after penetration into the melt serve as centers of crystallization. For heating and melting of metal, continuous induction treatment by a powerful electromagnetic field is used. The distribution of electromagnetic energy in the substrate is described by empirical formulas. Based on the results of numerical experiments, the distribution of the temperature field, the dimensions of the melting and crystallization zones, the kinetics of solid phase growth, the area of the treated substrate surface, depending on the speed of its movement and the characteristics of induction heating were estimated.

**Keywords:** induction treating, metal modification, heat transfer, nanoscale refractory particles, numerical simulation.