

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛА ПРИ ИНДУКЦИОННОМ НАГРЕВЕ

В.Н. Попов¹

popov@itam.nsc.ru

В.Г. Щукин¹

schukin_vg@ngs.ru

О.А. Бойко²

boa@ngs.ru

¹Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
г. Новосибирск, Российская Федерация

²Новосибирский государственный архитектурно-строительный университет
(Сибстрин), г. Новосибирск-8, Российская Федерация

Аннотация

Проведено численное моделирование теплофизических процессов при модифицировании поверхностного слоя металла в перемещающейся подложке. Поверхность подложки покрыта слоем специально подготовленных наноразмерных частиц тугоплавкого соединения, которые после проникновения в расплав служат активными центрами кристаллизации. Исследована возможность применения высокочастотного электромагнитного поля для разогрева и плавления металла в целях его последующего модифицирования. Распределение электромагнитной энергии в металле описано эмпирическими формулами. Плавление металла рассмотрено в приближении Стефана, а при затвердевании предположено, что все наночастицы являются центрами объемно-последовательной кристаллизации. По результатам численных экспериментов выполнена оценка распределения температурного поля, размеров зон плавления и кристаллизации, изменения доли твердой фазы в двухфазной зоне, площади обработанной поверхности подложки в зависимости от скорости ее перемещения и характеристик индукционного нагрева. Установлено, что ширина двухфазной зоны при затвердевании металла не превышает 100 мкм, а время затвердевания составляет несколько миллисекунд

Ключевые слова

Модифицирование металла, индукционная обработка, теплоперенос, наноразмерные тугоплавкие частицы, численное моделирование

Поступила в редакцию 10.05.2017

© МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2018

Введение. Одним из перспективных способов улучшения эксплуатационных свойств деталей станков и машин в ходе индукционной обработки их поверхностей является модифицирование расплава специально подготовленными наноразмерными частицами тугоплавких соединений (карбидов, нитридов, карбонитридов и др.) [1]. Такой подход позволяет увеличить количество центров кристаллизации и измельчить структурные составляющие затвердевшего ме-

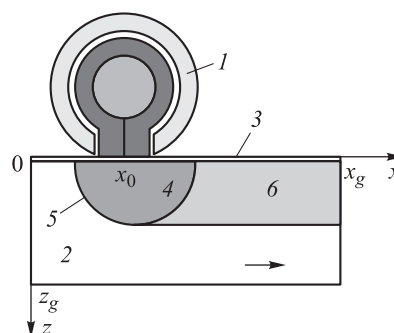
талла, а получаемые высокая дисперсность и однородность кристаллического зерна благоприятно сказываются на качестве обработанных поверхностей [2–4].

В настоящей работе с использованием численного моделирования исследованы физические процессы в перемещающейся металлической подложке при воздействии на нее высокочастотного электромагнитного поля. С помощью предложенной математической модели рассмотрены установившиеся теплофизические процессы, включающие в себя разогрев, фазовый переход и теплоперенос в расплавленном металле, зарождение и рост твердой фазы при наличии в расплаве наноразмерного модифицирующего материала. По результатам численных экспериментов выполнена оценка распределения температурного поля, размеров зоны кристаллизации, площади обработанной поверхности подложки в зависимости от скорости ее перемещения и характеристик индукционного нагрева.

Математическая модель и алгоритм реализации. Рассмотрим воздействие высокочастотного электромагнитного поля на перемещающуюся металлическую подложку. Схема процесса приведена на рис. 1.

Рис. 1. Схема индукционной обработки в плоскости симметрии:

1 — индуктор с охватывающим ферритовым магнитоэкраном; 2 — металлическая подложка и частицы модифицирующего материала 3 на ее поверхности; 4 — расплав; 5 — граница проплавленной зоны; 6 — модифицированный металл



Цилиндрическая головка индуктора электромагнитного поля расположена над плоской поверхностью пластины из низкоуглеродистого сплава железа, 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 [5]. Поверхность подложки покрыта слоем специально подготовленных модифицирующих наноразмерных частиц тугоплавкого соединения, которые после проникновения в расплав служат активными центрами кристаллизации [1, 2]. 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 [6], что наноразмерные частицы проникают с поверхности расплава и равномерно распределяются по всему

объему. После перемещения пластины из области воздействия индуктора за счет отвода теплоты в неразогретый материал и теплообмена с окружающей средой происходит остывание расплава и его кристаллизация в предположении, что все проникшие частицы являются ее центрами. Для защиты металла от окисления поверхность обрабатываемой пластины обдувается инертным газом. Границы x_g, y_g, z_g рассматриваемой области выбраны так, чтобы их положение не влияло на исследуемые процессы.

Для упрощения задачи будем считать, 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 [7].

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

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

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

где c_p — удельная теплоемкость; ρ — плотность материала пластины; T — температура; λ — коэффициент теплопроводности; κ — удельная теплота плавления; f_s — доля твердой фазы в материале ($0 \leq f_s \leq 1$); w_0 — объемная плотность внутренних источников теплоты, для которой, согласно [5], используется соотношение

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

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

Считаем, что центральная точка пятна индукционного воздействия радиуса r_0 расположена в точке с координатами $(x_0, 0, 0)$, тогда распределение объемной плотности энерговыделения по толщине пластины можно описать зависимостью

$$w(x, y, z) = e^{-z/\Delta_1}; \left((x - x_0)^2 + y^2 \right)^{0,5} \leq r_0,$$

где Δ_1 — глубина проникновения тока в материал, т. е. толщина скин-слоя, $\Delta_1 = 503\sqrt{\rho_{e1}/(\mu_1 f)}$ (ρ_{e1} — удельное электрическое сопротивление, μ_1 — относительная магнитная проницаемость при разогреве металла ниже температуры магнитных превращений T_K (точка Кюри), f — рабочая частота генератора поля). При достижении температуры магнитных превращений относительная магнитная проницаемость снижается до значения $\mu_2 = 1$, а удельное электрическое сопротивление возрастает до величины ρ_{e2} , вследствие чего глубина проникновения тока в материал становится $\Delta_2 = 503\sqrt{\rho_{e2}/(\mu_2 f)}$, а распределение энергии по глубине подложки описывается выражениями:

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

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

На поверхности пластины $z = 0$ в области индукционного воздействия $((x-x_0)^2 + y^2)^{0.5} \leq r_0$ задаются граничные условия

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial z} = 0,$$

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

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial z} = (\alpha_k + \alpha_r)(T - T_g).$$

Здесь α_k — коэффициент конвективной теплоотдачи; $\alpha_r = \varepsilon \sigma_0 (T^2 + T_g^2)(T + T_g)$, ε — приведенная степень черноты, σ_0 — константа Стефана — Больцмана; T_g — температура защитного газа.

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

$$\frac{\partial T}{\partial y} = 0.$$

Условия на остальных границах следующие:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = 0, \quad x = 0, \quad x = x_g; \quad \lambda \frac{\partial T}{\partial z} = 0, \quad z = z_g; \quad \lambda \frac{\partial T}{\partial y} = 0, \quad y = y_g.$$

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

$$\kappa v_n = \lambda \left(\frac{\partial T}{\partial \mathbf{n}} \Big|_{T=T_m-} - \frac{\partial T}{\partial \mathbf{n}} \Big|_{T=T_m+} \right),$$

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 [8], из соотношения

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

где

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

— 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, $r_p = d_p / 2$, K_v — эмпирическая константа скорости роста кристаллов. Полагаем, что концу затвердевания соответствует $f_s = 0,95$.

При реализации описанной математической модели целесообразно перейти к безразмерным переменным

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

Безразмерные параметры определяются с помощью характерного размера r_0 , скорости v и температуры T_m : $x = x / r_0$, $y = y / r_0$, $z = z / r_0$, $\theta = T / T_m$; $\text{St} = \kappa / (c_p T_m)$ — число Стефана; $\bar{a} = a / (r_0 v)$, $a = \lambda / (c_p \rho)$; $\text{Ki} = (\rho_0 r_0) / (\lambda T_m)$ — число Кирпичёва.

Приводим уравнение к виду

$$-\bar{a} \left(\frac{1}{\mu} \frac{\partial}{\partial x} \mu \frac{\partial \theta}{\partial x} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} \right) = \text{St} \frac{\partial f_s}{\partial x} + \text{Ki} \bar{a} w(x, y, z),$$

где $\mu = \exp\left\{-\int_0^x \frac{1}{\bar{a}} d\zeta\right\}$, что позволяет при его аппроксимации получить консервативную монотонную схему второго порядка точности по пространственным переменным.

Для численной реализации модели применялся конечно-разностный алгоритм. Дискретизация пространственной расчетной области осуществлялась на $I \times J \times K$ ячейках 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, θ, F — векторы. Полученная система уравнений реализуется итерационным методом

$$(\theta^n - \theta^{n-1}) / \tau + A\theta^n = F^n,$$

где n — шаг итерации; τ — итерационный параметр; $\theta^0 = \theta_0$.

Система уравнений является нелинейной, так как в ходе ее решения меняется правая часть F^n , учитывающая выделение или поглощение теплоты при фазовом переходе, влияющем на тепловой баланс в системе. С этой целью проведен ряд итераций по уточнению решения

$$(\theta^{n,k} - \theta^{n-1}) / \tau + A\theta^{n,k} = F^{n,k-1},$$

k — шаг итерации. Решение системы прекращается по достижении 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, $z_g = 0,002 \dots 0,003$ м; $\nu = 0,005 \dots 0,025$ м/с; $T_g = 300$ К; $T_0 = 300$ К; $p_0 = (3,5 \dots 4) \cdot 10^8$ Вт/м²; $f = 440$ кГц, 1200 кГц; $\sigma_0 = 5,7 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м² · К⁴); $\alpha_k = 100$ Вт/(м² · К), $K_v = 5 \cdot 10^{-5}$ м / (с · К), $d_p = 5 \cdot 10^{-8}$ м, $N_p = 2 \cdot 10^{15}$ м⁻³. Свойства металла [5, 9]: $\rho = 7065$ кг/м³, $c_p = 787$ 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, $\mu_2 = 1$, $\rho_{e2} = 1 \cdot 10^{-6}$ Ом · м.

На рис. 2, 3 в безразмерных координатах отображено изменение температурного поля на поверхности ($x, y, 0$) обрабатываемой подложки (рис. 2, а; рис. 3, а) и в плоскости ($x, 0, z$), симметрично рассекающей подложку в направлении ее движения (рис. 2, б; рис. 3, б) в части расчетной области, прилегающей к зоне расплавленного металла при $\nu = 0,0125$ м/с, $p_0 = 3,5 \cdot 10^8$ Вт/м², $f = 440$ и 1200 кГц.

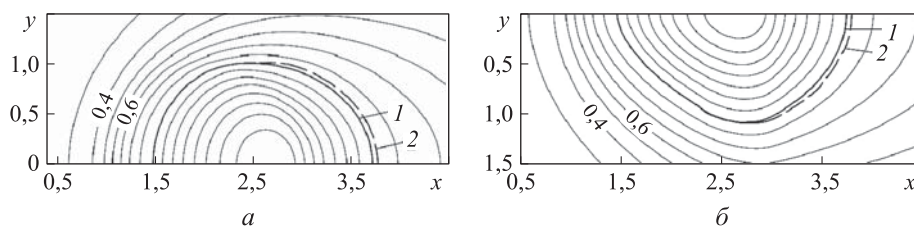


Рис. 2. Изотермы температурного поля θ на поверхности (а) и в плоскости симметрии (б) подложки при $f = 440$ кГц;

1 — изотерма температуры (T_m) фазового перехода при плавлении металла и начала кристаллизации; 2 — граница области кристаллизации

Из приведенных 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 (3035 К) смещена по ходу движения подложки ($x = 2,65$). Ширина проплавляемой лунки составляет $\sim 1,8$ мм, а глубина $\sim 1,1$ мм, что в 5–10 раз больше, чем при лазерной обработке

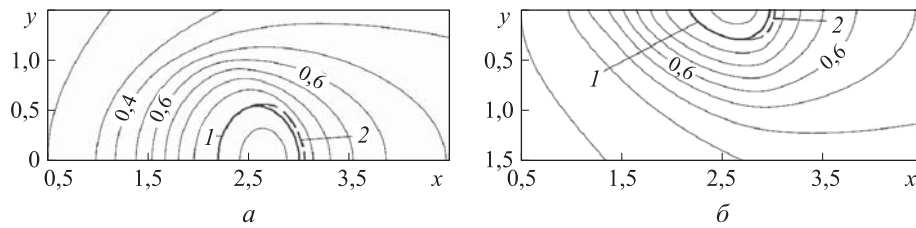


Рис. 3. Изотермы температурного поля θ на поверхности (а) и в плоскости симметрии (б) подложки при $f = 1200$ кГц (1, 2 — обозначения см. рис. 2)

лучом с такими же значениями радиуса и мощности [6]. После того как расплавленная часть подложки перемещается из области индукционного нагрева, металл остывает главным образом за счет отвода теплоты в неразогретый материал и частично теплообмена поверхности с окружающей средой. Отметим 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 64 мкм, что соответствует временному интервалу 5 мс. Низкая начальная температура материала и преобладание отвода теплоты в него способствуют движению границы затвердевания в направлении к поверхности подложки. Вместе с тем значительный перегрев расплава в рассмотренном варианте задачи может привести к тому, что наноразмерные частицы расплавятся.

Увеличение рабочей частоты генератора до 1200 кГц не приводит к качественному изменению получаемых результатов (см. рис. 3). Аналогично рис. 2 плавление металла происходит в области индукционного воздействия с центральной точкой $x_0 = 2$ и точка максимального разогрева смещена по ходу движения подложки ($x = 2,65$). Но перегрев расплава относительно температуры фазового перехода в этом случае заметно ниже и составляет ~ 200 К. Ширина проплавляемой лунки $\sim 1,1$ мм, а глубина $\sim 0,3$ мм, что сопоставимо с результатами, получаемыми при обработке лазерным лучом с такими же значениями радиуса и мощности [6]. По мере перемещения подложки из области индукционного воздействия, после снятия перегрева начинается объемно-последовательная кристаллизация металла, а ширина двухфазной зоны при рассматриваемых параметрах равна 53 мкм, что соответствует времени затвердевания ~ 4 мс.

На рис. 4 для иллюстрации кинетики кристаллизации приведены 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.

Как следует из результатов расчета, время жизни метастабильного состояния, или инкубационный период кристаллизации, когда доля кристаллической фазы практически равна нулю, существенно зависит от условий разогрева и по-

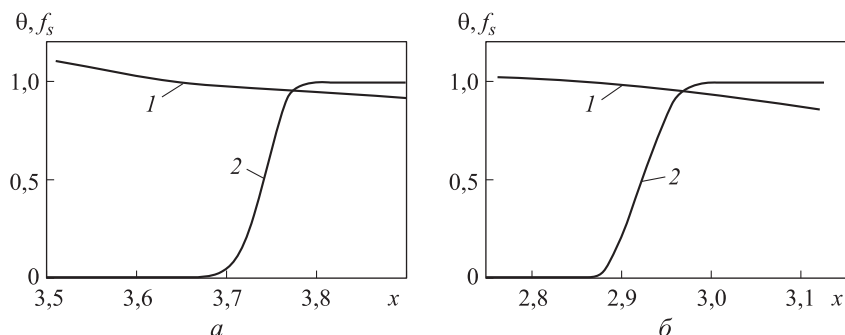


Рис. 4. Температура θ (1) и доля твердой фазы f_s (2) на линии симметрии поверхности подложки при $f = 440$ кГц (а) и $f = 1200$ кГц (б)

следующего остывания металла. Так, значительный перегрев расплава и разогрев всей подложки при $f = 440$ кГц (рис. 4, а) замедляет темп роста твердой фазы и увеличивает время кристаллизации. В условиях незначительного перегрева жидкого металла при $f = 1200$ кГц (рис. 4, б) наблюдаются быстрый рост твердой фазы в расплаве (после достижения им равновесной температуры кристаллизации) и интенсивный отвод теплоты в неразогретый материал подложки.

Как показали численные расчеты, возможный 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 условия для возникновения зародышеобразования такого типа не достигаются.

Распределение безразмерных температур и функций w по толщине подложки от ее поверхности в точках максимального разогрева ($x = 2,65$) при различных рабочих частотах генератора поля приведено на рис. 5. Видно, что глубина проникания тока не превышает половины толщины рассматриваемой пластины, а основное выделение энергии происходит в слое металла, нагретом выше температуры магнитных превращений ($z = 1,6$ при $f = 440$ кГц и $z = 0,8$ при $f = 1200$ кГц). С увеличением частоты основное выделение энергии происходит в более узкой области вблизи поверхности подложки при условии постоянства удельной мощности на поверхности. Как следствие, температура принимает максимальные значения на обрабатываемой индуктором поверхности и монотонно снижается по мере удаления от нее, а разогрева движущейся подложки по всей толщине не происходит.

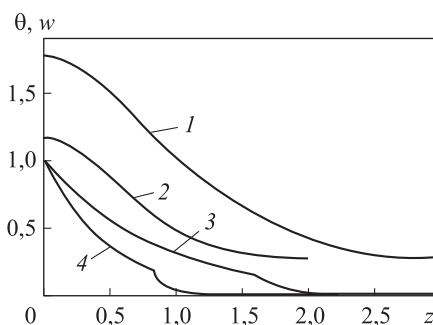


Рис. 5. Изменение температуры θ (1, 2) и функции w (3, 4) в стальной подложке при $f = 440$ кГц (1, 3) и $f = 1200$ кГц (2, 4)

Зависимость ширины области проплавления поверхностного слоя металла от скорости перемещения подложки v приведена на рис. 6. Из результатов расчетов

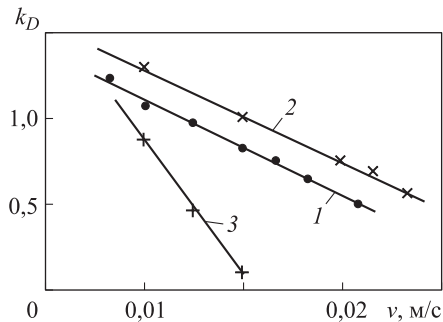


Рис. 6. Отношение k_D ширины проплавленной лунки относительно диаметра пятна индукционного воздействия в зависимости от скорости перемещения подложки при $f = 440$ кГц, $p_0 = 3,5 \cdot 10^8$ Вт/м² (1), $p_0 = 4 \cdot 10^8$ Вт/м² (2) и $f = 1200$ кГц, $p_0 = 3,5 \cdot 10^8$ Вт/м² (3); •, +, × — результаты расчетов

следует, что при малых скоростях движения ширина проплавленной лунки может быть больше зоны воздействия высокочастотного индукционного поля, но при этом происходит значительный перегрев расплава в ее центральной зоне, что может привести к плавлению модифицирующих частиц. С увеличением скорости пластины ширина модифицированного участка поверхностного слоя подложки сокращается, снижается и значение перегрева металла. И, например, в случае $f = 1200$ кГц при скорости перемещения подложки более 0,0125 м/с проплавления материала не происходит. При этом, если оценивать производительность процесса модифицирования поверхностного слоя металла при рассмотренных скоростях и $f = 440$ кГц, то при более высоких скоростях за одно и то же время площадь обрабатываемой поверхности на 20 % больше, чем при минимальных. В пользу увеличения скорости обработки необходимо отметить, что уменьшение перегрева относительно температуры фазового перехода положительно влияет на структуру формирующихся течений в расплаве и, как следствие, на однородность распределения попадающих в него модифицирующих частиц [6].

Заключение. Численное моделирование показало возможность использования индукционной обработки для модифицирования расплавленного металла наноразмерными частицами тугоплавких соединений, позволяющими улучшить его структурные составляющие при затвердевании. Ширина зоны фазового перехода не более 100 мкм, а время затвердевания составляет несколько миллисекунд. В результате анализа полученных данных выявлена возможность использования таких параметров, как скорость перемещения подложки и плотность внутренних источников энергии в качестве механизмов управления процессом модификации.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов* / В.П. Сабуров, А.Н. Черепанов, М.Ф. Жуков, Г.В. Галевский, Г.Г. Крушенко, В.Т. Борисов. Новосибирск: Наука, 1995. 330 с.
2. Черепанов А.Н., Попов В.Н. Оценка влияния модификации наноразмерными тугоплавкими частицами жаропрочного сплава // *Сибирский физический журнал*. 2015. Т. 10. № 3. С. 97–102.

3. *Surface treatments by laser technology* / M.A. Montealegre, G. Castro, P. Rey, J.L. Arias, P. Vázquez, M. González // *Contemporary Materials*. 2010. Vol. 1. No. 1. P. 19–30.

DOI: 10.5767/anurs.cmat.100101.en.019M

URL: <http://www.savremenimaterijali.info/index.php?idsek=72>

4. *Donghua D., Dongdong G.* Influence of thermodynamics within molten pool on migration and distribution state of reinforcement during selective laser melting of AlN/AlSi10Mg composites // *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. 2016. Vol. 100. P. 14–24.

DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2015.10.004

URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695515300766>

5. *Павлов Н.А.* Инженерные тепловые расчеты индукционных нагревателей. М.: Энергия, 1978. 120 с.

6. *Черепанов А.Н., Попов В.Н.* Численный анализ влияния поверхностно-активного вещества в расплаве на распределение модифицирующих частиц и кристаллизацию при обработке поверхности металла лазерным импульсом // *Теплофизика и аэромеханика*. 2014. Т. 21. № 3. С. 373–381.

7. *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.

DOI: 10.1007/s11663-009-9243-1

8. *Баландин Г.Ф.* Основы теории формирования отливки. М.: Машиностроение, 1979. 335 с.

9. *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. 34. No. 12. P. 2947–2961.

DOI: 10.1007/s11661-003-0194-x

URL: <https://link.springer.com/article/10.1007%2Fs11661-003-0194-x>

Попов Владимир Николаевич — д-р физ.-мат. наук, старший научный сотрудник, главный научный сотрудник лаборатории «Термомеханика и прочность новых материалов» Института теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН (Российская Федерация, 630090, г. Новосибирск, ул. Институтская, д. 4/1).

Шукин Владимир Германович — канд. физ.-мат. наук, ведущий инженер лаборатории «Термомеханика и прочность новых материалов» Института теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН (Российская Федерация, 630090, г. Новосибирск, ул. Институтская, д. 4/1).

Бойко Ольга Александровна — старший преподаватель кафедры «Информационные технологии» Новосибирского государственного архитектурно-строительного университета (Сибстрин) (Российская Федерация, 630008, г. Новосибирск-8, Ленинградская ул., д. 113).

Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:

Попов В.Н., Шукин В.Г., Бойко О.А. Численное моделирование теплофизических процессов модифицирования поверхностного слоя металла при индукционном нагреве // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение*. 2018. № 2. С. 114–125.

DOI: 10.18698/0236-3941-2018-2-114-125

NUMERICAL SIMULATION OF THERMAL PHYSICAL PROCESSES DURING SURFACE LAYER MODIFICATION IN METAL SUBJECTED TO INDUCTION HEATING

V.N. Popov¹

V.G. Schukin¹

O.A. Boyko²

popov@itam.nsc.ru

schukin_vg@ngs.ru

boa@ngs.ru

¹Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics,
Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Novosibirsk, Russian Federation

²Novosibirsk State University of Architecture and Civil Engineering (Sibstrin),
Novosibirsk, Russian Federation

Abstract

We performed numerical simulation of thermal physical processes during surface layer modification in metal contained in a moving substrate. A layer of specially prepared nanoscale particles of a refractory compound coats the substrate surface. These particles penetrate the melt and then serve as active crystallisation nuclei. We investigated whether it is possible to use a high-frequency electromagnetic field to heat and melt metal in order to subsequently modify it. We employed empirical equations to describe the distribution of electromagnetic energy in the metal. We used the Stefan approximation for metal melting, and assumed that during solidification all the nanoparticles become nuclei of progressive volumetric crystallisation. Numerical simulation results allowed us to estimate the temperature field distribution, dimensions of melting and crystallisation regions, variations in the solid phase ratio in the biphasic region, treated substrate surface area as a function of its movement velocity and induction heating properties. We determined that the width of the biphasic region during metal solidification does not exceed 100 μm , and solidification time is several milliseconds

Keywords

Metal modification, induction treatment, heat transfer, nanoscale refractory particles, numerical simulation

Received 10.05.2017

© BMSTU, 2018

REFERENCES

- [1] Fomin V.M., Cherepanov A.N., ed. *Plazmokhimicheskiy sintez ul'tradispersnykh poroshkov i ikh primeneniye dlya modifitsirovaniya metallov i splavov* [Plasma-chemical synthesis of ultra-dispersed powder and its application metals and alloys modification]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1995. 330 p.
- [2] Cherepanov A.N., Popov V.N. Analysis of modification of the heat resistant alloy by nano-size refractory particles. *Sibirskiy fizicheskiy zhurnal* [Siberian Journal of Physics], 2015, vol. 10, no. 3, pp. 97–102 (in Russ).
- [3] Montealegre M.A., Castro G., Rey P., Arias J.L., Vázquez P., González M. Surface treatments by laser technology. *Contemporary Materials*, 2010, vol. 1, no. 1, pp. 19–30.
DOI: 10.5767/anurs.cmat.100101.en.019M
Available at: <http://www.savremenimaterijali.info/index.php?idsek=72>

[4] Donghua D., Dongdong G. Influence of thermodynamics within molten pool on migration and distribution state of reinforcement during selective laser melting of AlN/AlSi10Mg composites. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2016, vol. 100, pp. 14–24.

DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2015.10.004

Available at: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695515300766>

[5] Pavlov N.A. Inzhenernye teplovye raschety induktsionnykh nagrevateley [Engineering thermal calculation of induction heater]. Moscow, Energiya Publ., 1978. 120 p.

[6] Cherepanov A.N., Popov V.N. Numerical analysis of the influence of surface-active substance in the melt on the distribution of modifying particles and crystallization at the treatment of metal surface by a laser pulse. *Thermophysics and Aeromechanics*, 2014, vol. 21, no. 3, pp. 355–363.

DOI: 10.1134/S0869864314030093

Available at: <https://link.springer.com/article/10.1134%2FS0869864314030093>

[7] 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, pp. 497–507.

DOI: 10.1007/s11663-009-9243-1

[8] Balandin G.F. Osnovy teorii formirovaniya otlivki [Theory fundamental of cast formation]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1979. 335 p.

[9] Ehlen G., Ludwig A., Sahn P.R. Simulation of time-dependent pool shape during laser spot welding: transient effects. *Metall. Mater. Trans. A*, 2003, vol. 34, no. 12, pp. 2947–2961.

DOI: 10.1007/s11661-003-0194-x

Available at: <https://link.springer.com/article/10.1007%2Fs11661-003-0194-x>

Popov V.N. — Dr. Sc. (Phys.-Math.), Senior Research Fellow, Leading Research Scientist, Laboratory of Thermomechanics of New Materials and Technologies, Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (Institutskaya ul. 4/1, Novosibirsk, 630090 Russian Federation).

Schukin V.G. — Cand. Sc. (Phys.-Math.), Leading Engineer, Laboratory of Thermomechanics of New Materials and Technologies, Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (Institutskaya ul. 4/1, Novosibirsk, 630090 Russian Federation).

Boyko O.A. — Assist. Professor, Department of Information Technology, Novosibirsk State University of Architecture and Civil Engineering (Sibstrin) (Leningradskaya ul. 113, Novosibirsk-8, 630008 Russian Federation).

Please cite this article in English as:

Popov V.N., Schukin V.G., Boyko O.A. Numerical Simulation of Thermal Physical Processes During Surface Layer Modification in Metal Subjected to Induction Heating. *Vestn. Mosk. Gos. Tekh. Univ. im. N.E. Baumana, Mashinostr.* [Herald of the Bauman Moscow State Tech. Univ., Mech. Eng.], 2018, no. 2, pp. 114–125 (in Russ.). DOI: 10.18698/0236-3941-2018-2-114-125