

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, marusin@itam.nsc.ru

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛА В ХОДЕ ИНДУКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

С использованием численного моделирования рассмотрен процесс модифицирования поверхностного слоя металла при воздействии высокочастотного индукционного поля. Определены температурные поля и размеры модифицируемой области при различных режимах обработки.

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

Введение

Перспективным способом улучшения эксплуатационных свойств разнообразных деталей станков и машин при индукционной обработке их поверхностей является модифицирование расплава подготовленными наноразмерными частицами тугоплавких соединений (карбиды, нитриды, карбонитриды и др.), что позволяет увеличить количество центров кристаллизации и измельчить структурные составляющие затвердевшего металла [1]. Получаемые высокая дисперсность и однородность кристаллического зерна благоприятно сказываются на качестве обработанных поверхностей.

В настоящей работе с использованием численного моделирования исследуются физические процессы в перемещающейся металлической подложке при воздействии на нее высокочастотного электромагнитного поля. С помощью математической модели, описывающей теплофизические явления, рассматриваются установившиеся процессы, включающие разогрев, фазовый переход и теплоперенос в расплавленном металле,

зарождение и рост твердой фазы при наличии в расплаве наноразмерного модифицирующего материала. По результатам численных экспериментов оцениваются распределение температурного поля, размеры зоны кристаллизации, площадь обработанной поверхности подложки в зависимости от скорости ее перемещения и мощности индукционного воздействия.

Постановка задачи

Рассматривается воздействие высокочастотного электромагнитного поля на перемещающуюся металлическую подложку. Схему рассматриваемого процесса иллюстрирует рис. 1.

Цилиндрическая головка индуктора магнитного поля расположена над плоской поверхностью пластины из низкоуглеродистого сплава железа. Индукционное воздействие осуществляется через пятно с радиусом r_0 . Распределение электромагнитной энергии в металле описывается эмпирическими формулами, используемыми в инженерных тепловых расчетах индукционных

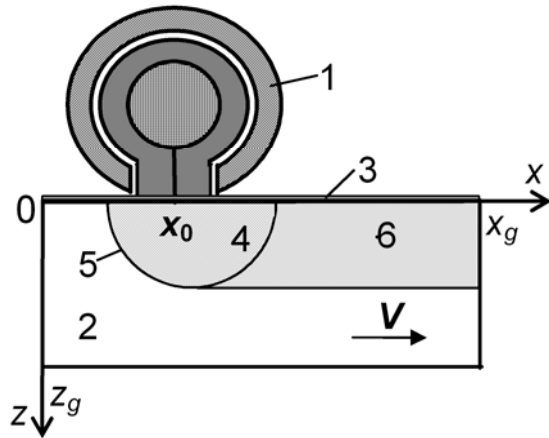


Рис. 1. Схема индукционной обработки: 1 – индуктор; 2 – металлическая подложка и частицы модифицирующего материала (3) на ее поверхности; 4 – расплав; 5 – граница проплавленной зоны; 6 – модифицированный металл

нагревателей [2]. Поверхность подложки покрыта слоем специально подготовленных модифицирующих наноразмерных частиц тугоплавкого соединения, которые после проникновения в расплав служат активными центрами кристаллизации [1]. Пластина движется с постоянной скоростью V вдоль оси x , поэтому процессы, происходящие в ней (пластине) 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, согласно [3], что наноразмерные частицы с поверхности равномерно распределяются по всему объему расплава. После перемещения пластины из области воздействия индуктора за счет отвода тепла 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 таким образом, чтобы их положение не оказывало влияния на исследуемые процессы.

Для упрощения задачи считается, что теплофизические характеристики жидкой, твердой и двухфазной сред одинаковые 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, так что 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 [4].

В декартовой системе координат процессы теплопереноса, плавления и кристаллизации металла в пластине с учетом объемных источников тепла описываются в квазистационарном случае 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; ρ – плотность материала пластины; c_p – удельная теплоемкость; λ – коэффициент теплопроводности; κ – удельная теплота плавления; f_s – доля твердой фазы в материале; w_0 – объемная плотность внутренних источников тепла, для которой, согласно [2], 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; r_0 – характерный размер, в нашем случае радиус пятна индукционного воздействия на поверхность подложки; p_0 – удельная мощность, поглощаемая единицей поверхности нагреваемого тела.

Считаем, что центральная точка пятна индукционного воздействия с радиусом r_0 расположена в точке $(x_0, 0, 0)$. В этом случае распределение энерговыделения по толщине пластины можно описать следующей 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 (м), т. е. толщина скин-слоя, $\Delta_1 = 503\sqrt{\rho_{el}/(\mu_1 f)}$; ρ_{el} – удельное электрическое сопротивление; μ_1 – относительная магнитная проницаемость при разогреве металла ниже температуры магнитных превращений T_K (точка Кюри); f – рабочая частота генератора поля (Гц). 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

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

$$\left((x - x_0)^2 + y^2\right)^{0,5} \leq r_0,$$

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

На поверхности пластины $z = 0$ вне области индукционного нагрева

$$\left((x - x_0)^2 + y^2\right)^{0,5} \leq r_0$$

задаются граничные условия

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

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

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:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = 0, \quad x = 0, \quad x = x_g;$$

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

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial y} = 0, \quad y = y_g.$$

При плавлении материала скорость движения v_n каждой точки границы «расплава – твердая фаза» $\zeta(x, y, z)$ при $T = T_m$ определяется условием

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

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 [5] из соотношения

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

где

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

есть 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 $f_s = 0,95$.

Алгоритм реализации математической модели

При реализации описанной выше математической модели целесообразно перейти к безразмерным переменным

$$\frac{\partial \theta}{\partial x} = \bar{a} \left(\frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} \right) +$$

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

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; $\bar{a} = a/(r_0 V)$, $a = \lambda/(c_p \rho)$; $\text{Ki} = (p_0 r_0)/\lambda T_m$ – число Кирпичева.

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 $\mu = \exp \left\{ -\int_0^x \frac{1}{\bar{a}} d\xi \right\}$, 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 $I \times J \times K$ ячеек 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

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

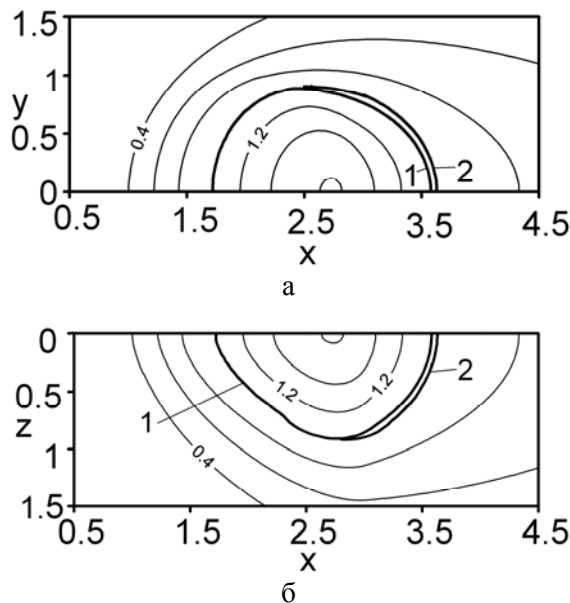


Рис. 2. Изотермы температурного поля θ на поверхности (а) и в плоскости симметрии (б): 1 – изотерма температуры (T_m) фазового перехода при плавлении металла и начала кристаллизации; 2 – изотерма температуры окончания кристаллизации

где n – шаг итерации, τ – итерационный параметр, $\theta^0 = \theta_0$.

Система уравнений не является линейной, так как в ходе ее решения меняется F^n , учитывающая выделение или поглощение тепла при фазовом переходе, влияющего на тепловой баланс в системе. С этой целью проводится ряд итераций по уточнению решения

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

Решение системы прекращается по достижению требуемой точности.

Результаты численных экспериментов

Численные исследования проводились при следующих параметрах:

$$r_0 = 0,001 \text{ м},$$

$$x_g = 0,006 \text{ м}, y_g = 0,003 \text{ м}, z_g = 0,003 \text{ м};$$

$$V = 0,005\text{--}0,025 \text{ м/с};$$

$$T_g = 300 \text{ К}; T_0 = 300 \text{ К};$$

$$p_0 = (3,5\text{--}4,0) \cdot 10^8 \text{ Вт/м}^2;$$

$$f = 4,4 \cdot 10^5 \text{ Гц}; \alpha_k = 100 \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{К)}.$$

Теплофизические свойства сплава (средние в диапазоне температур) [6]:

$$\rho = 7065 \text{ кг/м}^3, c_p = 787 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{К)},$$

$$\lambda = 27 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}, \kappa = 2,77 \cdot 10^5 \text{ Дж/кг},$$

$$T_m = 1775 \text{ К}, \varepsilon = 0,7, \sigma_0 = 5,7 \cdot 10^{-8} \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{К}^4);$$

$$T_K = 1141 \text{ К};$$

$$\rho_{e1} = 5,2 \cdot 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{м}, \mu_1 = 14,$$

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

$$K_v = 0,025 \text{ м/(с} \cdot \text{К)},$$

$$d_p = 10^{-7} \text{ м}, N_p = 2,0 \cdot 10^{15} \text{ 1/м}^3.$$

Рисунки 2–4 иллюстрируют полученные результаты. На рис. 2 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) при

$$V = 0,015 \text{ м/с}, p_0 = 3,5 \cdot 10^8 \text{ Вт/м}^2.$$

Из полученных результатов следует, что разогрев и плавление металла происходит непосредственно в области индукционного воздействия с центральной точкой $x_0 = 2$, при этом точка максимального разогрева смещена по ходу движения подложки. Ширина проплавляемой лунки составляет около

900 мкм, а глубина – около 800 мкм, что значительно больше, чем при лазерной обработке лучом с такими же значениями радиуса и мощности [3]. После того, как разогретая часть подложки перемещается из области индукционного нагрева, расплав остывает, чему способствует низкая начальная температура подложки и теплоотвод с ее поверхности. После снятия перегрева в металле начинается объемно-последовательная кристаллизация, причем ширина двухфазной зоны может достигать при рассматриваемых параметрах 100 мкм, что укладывается во временной интервал около 0,067 с. Как показали численные расчеты, условий для гомогенного зарождения кристаллов при наличии в расплаве высокоактивированных наноразмерных частиц не возникает.

Рисунок 3 иллюстрирует распределение безразмерных температуры и энергосодержания по толщине подложки в центральной точке ($x_0 = 2$) области индукционного воздействия. Из представленных результатов следует, что глубина проникновения тока не превышает половины толщины рассматриваемой пластины, а основное выделение энергии происходит в слое металла, нагретого выше температуры магнитных превращений. Как следствие, температура принимает максимальные значения на обрабатываемой поверхности и монотонно снижается по мере удаления от нее, разогрева движущейся подложки по всей толщине не происходит.

Рисунок 4 отражает влияние скорости перемещения подложки V на ширину области проплавления поверхностного слоя металла. Из результатов расчетов следует, что при малой скорости движения ширина проплавления лунки может быть шире зоны воздействия высокочастотного индукционного поля, но при этом происходит значительный перегрев расплава в его центральной зоне. С увеличением скорости обработки ширина модифицированного участка поверхностного слоя подложки сокращается, снижается и величина перегрева металла. Если оценивать производительность процесса модифицирования поверхностного слоя металла при рассмотренных скоростях, то получается, что при более высоких скоростях за одно и то же время площадь обрабатываемой поверхности на 20 % больше чем при минимальных. В пользу

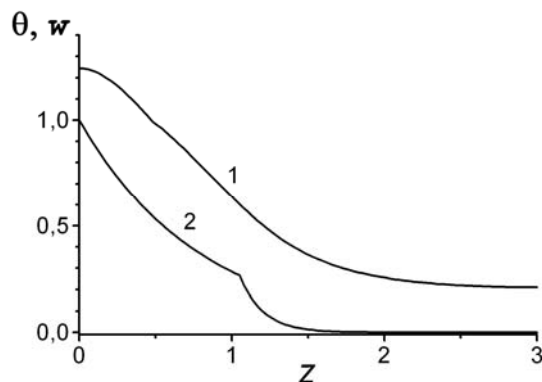


Рис. 3. Изменение температуры θ (1) и функции w (2) в стальной подложке, нагретой выше точки Кюри на глубину $z \approx 1,1$

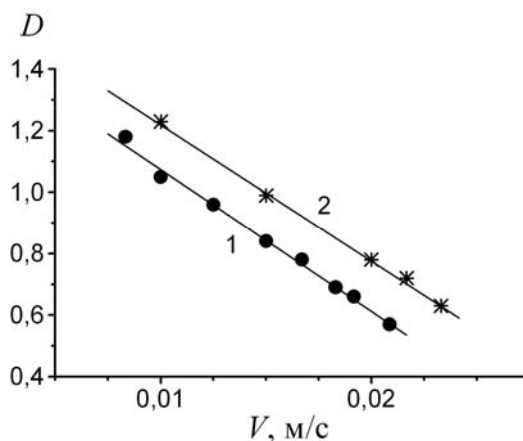


Рис. 4. Отношение D ширины проплавленной лунки относительно диаметра пятна индукционного воздействия в зависимости от скорости перемещения подложки при $p_0 = 3,5 \cdot 10^8$ Вт/м² (1), $p_0 = 4,0 \cdot 10^8$ Вт/м² (2) (•, * – результаты расчетов)

увеличения скорости обработки необходимо отметить, что уменьшение перегрева относительно температуры фазового перехода положительно влияет на структуру формирующихся течений в расплаве и, как следствие, однородность распределения попадающих в него модифицирующих частиц [3].

Заключение

Результаты численного моделирования показали, что использование индукционной обработки для модифицирования расплава наноразмерными частицами тугоплавких соединений позволяет улучшить структурные составляющие затвердевшего металла

на значительно большей глубине, чем при применении лазерного излучения. Ширина зоны фазового перехода оценивается около 100 мкм, а время затвердевания не превышает 0,1 с. Из анализа полученных данных представляется возможным использование таких параметров, как скорости перемещения подложки и плотности внутренних источников энергии, в качестве механизмов управления процессом модификации.

Список литературы

1. Сабуров В. П., Еремин Е. Н., Черепанов А. Н., Миннеханов Г. Н. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами. Омск, 2002. 212 с.

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

3. Попов В. Н., Черепанов А. Н., Дроздов В. О. Моделирование конвективного теплопереноса при лазерной обработке металла с использованием модифицирующих материалов // Изв. вузов. Черная металлургия. 2013. № 12. С. 3–7.

4. 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.

5. Баландин Г. Ф. Основы теории формирования слитка. М.: Машиностроение, 1979. 335 с.

6. 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.

Материал поступил в редколлегию 17.01.2017

V. N. Popov, V. G. Shchukin

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

popov@itam.nsc.ru, marusin@itam.nsc.ru

MODELING OF THERMOPHYSICAL PROCESSES IN THE CASE OF SURFACE MODIFYING OF METAL DURING INDUCTION TREATMENT

Process of modifying of the surface layer of metals under influence of high-frequency electromagnetic field was considered using numerical simulation. The temperature field and the size of modified region were determined at various modes of processing.

Keywords: induction treatment, heat transfer, modification, nanoscale refractory particles, numerical simulation.