

УДК 621.79:536.2

И.А. СОСНОВСКИЙ; М.А. БЕЛОЦЕРКОВСКИЙ, д-р техн. наук; А.А. КУРИЛЁНОК  
Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. МинскК.Е. БЕЛЯВИН, д-р техн. наук  
Белорусский национальный технический университет, г. МинскО.О. КУЗНЕЧИК  
Институт порошковой металлургии, г. Минск**МОДЕЛИРОВАНИЕ И РЕАЛИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ НАПЛАВКИ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ**

*Представлено описание феноменологической модели электротермической наплавки металломатричных композитов. Показан дисперсно-фазовый анализ структуры металломатричных композитов и порошковых материалов, используемых для электротермической наплавки таких материалов. Рекомендовано при моделировании электротермической наплавки в используемых порошках и получаемых из них металломатричных композитах выделять ярко выраженную проводящую теплоту и электрический ток фазу, представленную металлическими частицами, и по отношению к ней фазу, представленную неметаллическими твердыми частицами с повышенным модулем упругости, которые обладают ярко выраженными свойствами теплового и электрического сопротивления. Представлены аналитические зависимости, позволяющие определять длительность перехода находящихся в свободном дисперсном состоянии порошковых материалов в дисперсионно-связанное состояние при электротермической наплавке, использующей индукционный и электроконтактный нагрев для получения покрытий в виде металломатричных композитов. Приведены функционал для оптимизации режимов электротермической наплавки металломатричных композитов и система параметрической стабилизации при реализации этого процесса.*

**Ключевые слова:** феноменологическая модель, металломатричный композит, электротермическая, индукционная и электроконтактная наплавка, порошковый материал, свободное дисперсное и дисперсионно-связанное состояние

**Введение.** Повышение прочности, надежности и долговечности деталей механизмов и узлов трения, подвергающихся при эксплуатации повышенному воздействию тепловых и механических нагрузок, является актуальной проблемой современного машиностроения [1, 2]. Эта проблема может решаться использованием при изготовлении таких деталей, разнородных по составу и структуре композитных материалов [3], имеющих металлическую основу с нанесенными металломатричными покрытиями, которые при правильном сочетании составных элементов обладают такими взаимоисключающими свойствами, как относительно высокая твердость, жесткость, прочность и одновременно с этим относительно высокая теплопроводность и вязкость. Таким уникальным сочетанием свойств могут обладать, например, металломатричные композиты, в которых матрица представлена медными и алюминиевыми сплавами, а наполнитель — твердыми включениями в виде некогерентных и малодеформируемых по отношению к металлической матрице неметаллических частиц, представляющих собой, как правило, тугоплавкие оксиды или карбиды. Одним из таких широко используемых наполнителей, обладающих перечисленными свойствами, является карбид кремния [4, 5].

По показателям энергоэффективности [6–9] металломатричные композиты на плоскую или цилиндрическую поверхность стальных деталей механизмов и узлов трения целесообразно наносить электротермической наплавкой, которая использует для этого индукционный или электроконтактный (также известный как плазменно-искровой [5, 9]) нагрев. Целесообразность использования такой наплавки также вытекает из достаточного широкого применения в машиностроитель-

ном и ремонтном производстве установок индукционного нагрева токами высокой частоты (10–100 кГц) мощностью свыше 10 кВт, а также машин контактной сварки с токами промышленной частоты (50–60 Гц) свыше 10 кА и усилием сжатия электродов более 1 кН (< 100 даН). Развитию основанных на индукционном и электроконтактном нагреве технологий электротермической наплавки может способствовать разработка путем моделирования феноменологической модели получения металломатричных композитов электротермической наплавкой, включающей в себя процессы индукционного и электроконтактного нагрева порошковых материалов. Данная модель должна включать в себя аналитические зависимости для описания процесса формирования металломатричных композитов из порошковых материалов, содержать зависимости для определения и оптимизации режимов такой наплавки, а также функциональные схемы построения систем параметрической стабилизации этих режимов. Целью данной работы является разработка такой феноменологической модели.

**Металломатричный композит в свободном дисперсном и дисперсионно-связанном состоянии как композиционная система с различными свойствами проводимости входящих в нее фаз.** Как показал анализ работ [5–9], используемые для наплавки, в том числе электротермической, порошковые материалы в исходном состоянии представляют собой находящуюся в свободном состоянии дисперсную систему, в которой дисперсная фаза представлена твердотельными частицами, а дисперсионная фаза — окружающими их пустотами. В естественных условиях эти пустоты заполняются воздухом с давлением порядка 100 кПа. По границам раздела фаз,

а также в зонах соприкосновения частиц дисперсной фазы межфазная поверхность имеет множество локальных искривлений, что делает ее развитой. Вследствие этого в зонах соприкосновения частиц возникают градиенты избыточных давлений и концентраций атомов с максимумами, лежащими в центрах контактных пятен частиц дисперсной фазы. В естественных условиях и даже при упругом сжатии частиц дисперсной фазы крупной, средней, мелкой и даже тонкой фракции переход в дисперсно-связанное состояние в такой системе не наблюдается. В работах [10, 11] это объясняется появлением из-за кулоновского взаимодействия потенциалов имеющегося на поверхности частиц дисперсной фазы двойного электрического слоя расклинивающего давления. Величину этого давления  $p$  можно определить исходя из величин поверхностного заряда  $q_2$  двойного электрического слоя одного контактного пятна, поверхностного потенциала  $\phi_1$  двойного электрического слоя другого контактного пятна, их площади  $S_k$  и межчастичного зазора  $l_n$ :

$$p = -\frac{q_2}{S_k} \frac{\partial \phi_1}{\partial l_n}. \quad (1)$$

Как следует из анализа работ [5, 10, 11], дисперсная фаза находящегося перед индукционным или электроконтактным нагревом в свободнодисперсном состоянии порошкового материала, как правило, представлена частицами металлических сплавов средней (63–315 мкм) фракции и частицами твердых включений в виде оксидов или карбидов, имеющих тонкую фракцию (менее 10 мкм). По отношению к первым, твердые включения также имеют более высокий модуль упругости. Согласно работам [12, 13], модуль упругости  $E_M$  материала частиц дисперсной фазы имеет кулоновскую природу происхождения и зависит от размеров атомов  $r_0$ , составляющих кристаллическую решетку, а также от теплоемкости  $c_A$  в постоянном объеме этой решетки и ее периода  $a_0$ :

$$E_M(T) = \frac{1}{4\pi\epsilon_0} \left( \frac{z_b e}{r_0 a_0 \beta_i} \right)^2 \left( 1 - \frac{T}{T_A - T} \right)^2, \quad (2)$$

где  $\epsilon_0$  — диэлектрическая постоянная вакуума ( $\approx 8,85 \cdot 10^{-12}$  Ф/м);  $e$  — элементарный заряд;  $z_b$  — количество взаимодействующих электронов верхней оболочки атомов;  $\beta_i$  — плотность упаковки, связанная с типом кристаллической решетки;  $T$  — температура;  $T_A$  — выраженная через аналог температуры исходная энергия связи атомов в узле кристаллической решетки:

$$T_A = \frac{(z_b e)^2}{\pi \epsilon_0 a_0 c_A}.$$

С учетом выражений (1), (2) и работ [10, 11] величина возникающего при упругом сжатии межчастичного зазора и связанную с ней вероятность прохождения  $D_b$  (проницаемость межчастичного барьера) через контактную зону атомов и электронов определяются следующими выражениями:

$$l_n(p) = 2z_e \phi_e r_0 \sqrt{\frac{\pi \epsilon_0 n_{sk}}{p}}, \quad (3)$$

где  $\phi_e$  — электрический потенциал валентного электрона;  $\epsilon$  — электрическая проницаемость поверхностного слоя;  $n_{sk}$  — поверхностная концентрация атомов (молекул) в контактных пятнах;

$$D_b(p) = \exp\left(-\frac{4\pi l_n(p)}{h_p} \sqrt{2m_i \Delta W_i}\right), \quad (4)$$

где  $h_p$  — постоянная Планка;  $m_i$  — масса электрона или атома (молекулы);  $\Delta W_i$  определяется как:

$$\Delta W_i = W_{oi} - W_a. \quad (5)$$

Здесь  $W_{oi}$  — начальная энергия связи;  $W_a$  — вызванная электротермическим нагревом энергия активации, причем:

$$W_a(T) = \Delta \mu_i(T), \quad (6)$$

где  $\mu_i$  — химический потенциал.

Согласно закону Фика, вероятность возникновения диффузионных потоков  $J_i$  атомов (молекул) и электронов между контактными пятнами частиц дисперсной фазы связана коэффициентом самодиффузии  $D_k$  и градиентом их химического потенциала или концентрации  $n_i$ :

$$J_i = -\frac{n_i D_k}{R_g T} \text{grad}(\mu_i) = -D_k \text{grad}(n_i), \quad (7)$$

где  $R_g$  — универсальная газовая постоянная.

Принимая во внимание работы [14, 15], коэффициент самодиффузии для атомов (молекул) частиц дисперсной фазы в выражении (7) связан с числом  $\zeta_i$  степеней свободы и частотой  $\nu_{oi}$  колебаний атомов (молекул) в узлах кристаллической решетки, а также вероятностью их прохождения через межчастичный зазор:

$$D_k = D_b \zeta_i a_0^2 \nu_{oi} \exp\left(-\alpha_i \beta_i \frac{k T_{xi}}{\Delta \mu_i}\right) = D_b D_{ni} \exp\left(-\alpha_i \beta_i \frac{T_{xi}}{T_i}\right), \quad (8)$$

где  $\alpha_i$  — коэффициент Зинера–Кестера, причем:

$$\nu_{oi} = \sqrt{\frac{k T_{xi}}{2\pi m_{oi} a_0^2}} = \sqrt{\frac{R_g T_{xi}}{2\pi m_{oi} a_0^2}}; \quad \alpha_i = -\frac{T_{xi}}{E} \frac{dE}{dT}.$$

Отметим, что в металломатричных композитах матрица не является металлической связкой по отношению к наполнителю, а сам наполнитель не используется для дисперсионного упрочнения металлической матрицы. Порошковые материалы, используемые для получения покрытий из металломатричных композитов электротермической наплавкой, в своем исходном состоянии представляют собой свободные дисперсные системы, в которых одни частицы дисперсной фазы представлены, как правило, сферической формой, а другие — осколочной. Размер частиц сферической формы, как правило, не менее чем на порядок, превышает размер частиц осколочной формы. При этом первые, благодаря тому, что их материалом являются металлические сплавы, как правило, обладают более высокой (не менее чем на порядок) как электропроводностью, так и теплопроводностью, а также достаточно высокой пластичностью по отношению ко вторым. Вторые, по отношению к первым, обладают более высокой упругостью (не менее чем на порядок) и твердостью, а также способностью сохранять твердотельное состояние при температурах, когда у первых наблюдается фаза плавления материала. Таким образом, используемые для получения электроконтактной наплавкой металломатричных композитов порошковые материалы в свободном дисперсном состоянии представляют композиционную систему, состоящую из металлической фазы, обладающей ярко выраженными проводящими (теплоту

и электрический ток) свойствами и неметаллической, у которой эти свойства выражены значительно слабее. Поэтому при электротермической наплавке эта фаза, как и окружающая дисперсионная, в значительной степени будет играть роль ярко выраженного либо электрического, либо теплового сопротивления. В дальнейшем будем полагать, что переход из свободного дисперсного в дисперсно-связанное состояние, при котором формируются металломатричные композиты, обусловлен в основном вероятностью проскакивания атомов (молекул) через межчастичный зазор в контактных зонах частиц металлической фазы. При этом будем также полагать, что попадание в межчастичный зазор определенного количества атомов или электронов не приведет к существенному изменению концентраций этих частиц на поверхности контактных пятен. Причина поддержания в этих условиях постоянной концентрации атомов и электронов на поверхности контактных пятен ( $n_v(0,t) = n_{0i} = N/V = \text{const}$ ) заключается в действующем внутри твердого тела атомно-вакансионном механизме замещения. Из-за меньшей по отношению к электрону подвижности атомы, оказавшиеся в межчастичном зазоре в конце своего движения, в основном способны только прилипнуть к одной из поверхностей контактных пятен, образуя на ней определенный слой ( $x$ ). Вследствие непрерывного попадания атомов внутрь межчастичного зазора их концентрация с течением времени изменяется ( $n_v = n_v(x,t)$ ). Связь между  $n_v(x,t)$  и  $n_0$  может устанавливаться через функцию ошибок *erf*:

$$n_v(x,t) = n_{0i} \cdot \text{erf}\left(\frac{x_i}{2\sqrt{D_k t}}\right). \quad (9)$$

Поскольку в условиях свободного дисперсного состояния из-за самодиффузии возможно одновременное прилипание атомов к двум контактным пятнам, то  $0 \leq x \leq 0,5 \cdot l_p$ . Тогда определяемый выражением (7) поток, интегрируемый во временном промежутке, с учетом выражения (9) позволяет связать количество прилипших атомов к поверхностям контактных пятен в пересчете на единицу их площади ( $n_{si}$ ) со значением  $n_{0i}$ :

$$n_{si} = \int_0^{t_x} J_i dt = -D_k \int_0^{t_x} \text{grad}(n_{vi}) dt = \frac{4n_{0i}}{\sqrt{\pi}} \sqrt{D_k t}. \quad (10)$$

Провести оценку необходимого времени ( $t_x$ ) для формирования путем прилипания к контактным пятнам внутри межчастичного зазора вновь создаваемых слоев определенной толщины ( $x$ ) с концентрацией атомов ( $n_i$ ), близкой к  $n_{0i}$ , можно после следующего преобразования уравнения (10):

$$t_x \frac{\pi}{16D_k} \left(\frac{n_i}{n_0} x\right)^2; \quad t_x = \frac{\pi}{16D_k} \left(\frac{n_i}{n_0} l_n\right)_{x=l_p}^2. \quad (11)$$

Полученные зависимости (3)–(11) позволяют оценить вероятность и длительность процесса перехода из свободного дисперсного состояния в дисперсно-связанное состояние той части порошкового материала, которая в дальнейшем способна сформировать металлическую матрицу металломатричного композита. Эти зависимости позволяют установить связь с общепринятой [9–11, 14–17] моделью в изложении Френкеля–Пинеса–Гегузина, согласно которой вязкость ( $\eta$ ) вещества частиц металлической дисперсной фазы с точностью до постоянной Больцмана  $k$  зависит от размеров кристаллической решетки, зерна  $L_a$  поверхностного слоя и коэффициента

самодиффузии  $D_a$ , который совпадает с  $D_k$  в выражении (8) для случая, когда  $D_b = 1$ , а также температуры:

$$\eta_s = \frac{kL_a^2}{a_0^3 D_a} T. \quad (12)$$

Зависимости (2) и (12) устанавливают связь между уменьшающимися упругими и повышающимися вязкими свойствами, в первую очередь, у металлических частиц дисперсной фазы при индукционном или электроконтактном нагреве порошковых материалов. В последнем случае нагрев этих частиц будет определяться не только величиной электрического тока, но и электропроводностью металлических сплавов с учетом величины существующих межчастичных зазоров. Согласно работам [10, 11], электропроводность в контактных зонах частиц дисперсной фазы в этом случае будет определяться зависимостью:

$$\rho_k(p, T) = \rho_m \frac{(1 + \alpha_{\text{ТКС}} T)}{D(p, T)}, \quad (13)$$

где  $\rho_m$  — удельное сопротивление металлического сплава;  $\alpha_{\text{ТКС}}$  — температурный коэффициент сопротивления.

Взаимосвязь между удельным сопротивлением и теплопроводностью, в том числе и для контактных зон частиц дисперсной фазы, как при индукционном, так и при электроконтактном нагреве, устанавливает закон Видемана–Франца–Лоренца:

$$\lambda_k \rho_k = L_0 T = \frac{\pi^2}{3} \left(\frac{k}{e}\right)^2 T. \quad (14)$$

После перехода из свободного дисперсного состояния в дисперсионно-связанное состояние порошковых материалов, используемых при получении электротермической наплавкой металломатричных композитов, их теплопроводность можно определять с учетом пористости  $\Pi$ , используя известную зависимость [9, 16, 17]:

$$\frac{\lambda_k}{\lambda_0} = \frac{d_k}{D_0} (1 - \Pi)^{1,5}, \quad (15)$$

где  $\lambda_k$  — теплопроводность порошкового материала;  $\lambda_0$  — теплопроводность материала порошковой частицы;  $d_k$  — размер контакта;  $D_0$  — диаметр порошковой частицы.

Как отмечалось ранее, металломатричные композиты представляют собой композитную систему, в которой металлическая матрица не выступает в качестве связки твердых неметаллических частиц наполнителя, а сами частицы этого наполнителя, в свою очередь, не выполняют роль дисперсно-упрочняющей фазы для металлической матрицы. Металломатричные композиты представляют промежуточную композиционную систему между дисперсно-упрочненными и твердыми металлокерамическими сплавами. Общий объем  $V_{\text{ММК}}$  такой композиционной системы будет складываться из суммарных объемов, занимаемых порами  $V_{\text{П}}$ , металлической матрицей  $V_{\text{М}}$  и неметаллическим наполнителем  $V_{\text{Н}}$ , причем:  $V_{\text{ММК}} = V_{\text{П}} + V_{\text{М}} + V_{\text{Н}}$ . Если под  $V_{\text{П}}$  понимать и суммарный объем имеющихся пустот, которые в естественных условиях заполнены воздухом, то это равенство будет также справедливо и для используемых при получении электротермической наплавкой металломатричных композитов порошковых материалов, находящихся в свободном дисперсном состоянии. Это позволяет при индукционном и электроконтактном нагреве рассматривать либо частицы металлических сплавов,

либо образующуюся из них металлическую матрицу как преобразователь потока электромагнитной энергии в тепловой источник, к которому подключены тепловые сопротивления в виде неметаллического наполнителя и газовых пор, обладающих теплоизоляционными свойствами. Если общий объем  $V_{\text{ММК}}$  заменить его цилиндрическим эквивалентом, наружная часть которого представлена полым цилиндром в виде металлической матрицы, внутрь которого последовательно вложены полый цилиндр в виде неметаллического наполнителя, и цилиндр, представляющий эквивалентную пористость, то тепловое сопротивление  $R_T$  стенок вложений можно оценить известным образом [18]:

$$R_T = \frac{1}{2\pi\lambda_M(\Pi)} \ln\left(\frac{d_2}{d_1}\right), \quad (16)$$

где  $d_1$  и  $d_2$  — внутренний и наружный диаметры полого цилиндра.

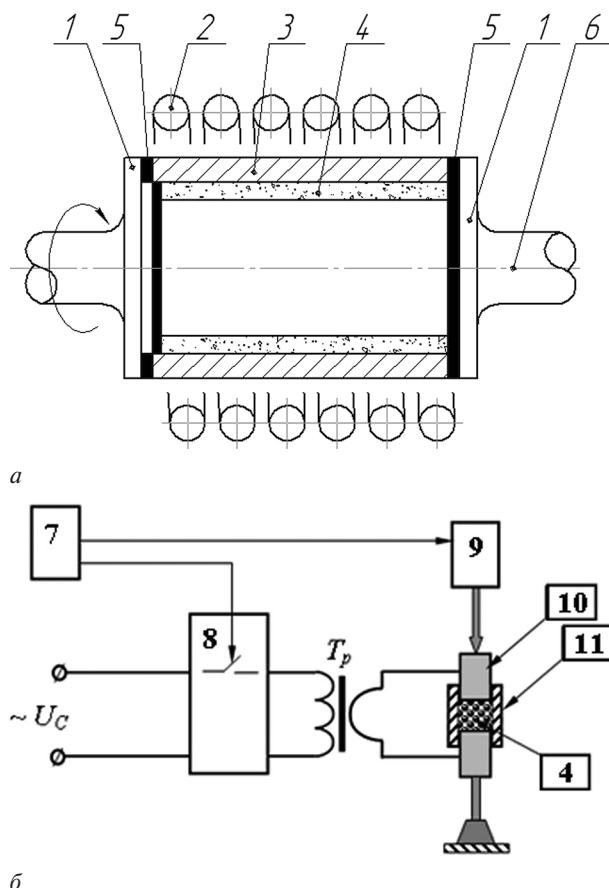
На основании вышеизложенного анализа и моделирования можно сделать следующие выводы.

1. Металломатричные композиты занимают промежуточное положение между дисперсно-упрочненными и твердыми металлокерамическими сплавами, к числу которых можно отнести, например, карбид вольфрама с кобальтовой связкой. В свободном дисперсном состоянии они представляют порошковый материал, используемый для электротермической наплавки, а в дисперсионно-связанном состоянии — сформированное из него твердотельное покрытие. В структурном отношении металломатричные композиты представляют композиционную систему, в которой можно выделить три основные фазы. Одну из них формируют заполненные газом пустоты (при свободном дисперсном состоянии) или поры (при дисперсно-связанном состоянии). Другую фазу формируют, как правило, сферической формы и средней дисперсности частицы металлических сплавов (при свободном дисперсном состоянии) или металлическая матрица (при дисперсно-связанном состоянии). Третью фазу, соответственно, неметаллические, как правило, осколочной формы и тонкой или ультрадисперсной фракции твердые частицы (при свободном дисперсном состоянии) или наполнителя (при дисперсно-связанном состоянии). Указанные фазы в силу разной природы материалов их составляющих обладают различными проводящими по отношению к электрическому току и теплопроводности свойствами. Отметим, что в большинстве случаев при электротермической наплавке, представленной процессами индукционного и электроконтактного нагрева, стремятся получить металломатричный композит с низкой остаточной пористостью, которую можно не учитывать.

2. Приведенные зависимости (1), (3)–(11) позволяют в количественном отношении оценить вероятность и длительность перехода находящегося в свободном дисперсном состоянии в виде свободно насыпанного или упругодеформированного в ходе формования порошка в дисперсионно-связанное состояние в виде твердотельного покрытия металломатричного композита с учетом действующих в контактных зонах частиц дисперсной фазы давлений и температур. При этом зависимости (2), (12)–(16) позволяют в количественном отношении оценить изменение при электротермической наплавке упруго-вязких свойств как наплавляемого исходного порошка, так и формирующихся в усло-

виях индукционного или электроконтактного нагрева покрытий в виде металломатричного композита. При проведении такой оценки реализуется схема, согласно которой сначала частицы металлической дисперсной фазы, а затем и сформировавшаяся на их основе жидкофазная матрица играют роль преобразователя потока электромагнитной энергии в тепловой источник, к которому подключены тепловые сопротивления в виде неметаллического наполнителя и газовых пор, обладающих теплоизоляционными свойствами.

**Формирование металломатричного композита при электротермической наплавке порошковых материалов, оптимизация и стабилизация режимов этого процесса при практической реализации.** Известно [5–9], что при практической реализации в условиях производства процессов электротермической наплавки, основанных на индукционном и электроконтактном нагреве, достаточно широко используются технологические схемы, приведенные на рисунке 1. При этом технология такой наплавки содержит, кроме нагрева, и операцию формования порошкового слоя. Во время ее выполнения на этот слой действует сжимающая сила, появление которой может быть вызвано, например, центробежным вращением полой цилиндрической заготовки (см. рисунок 1 а) или в результате передачи усилия на электроды-пуансоны (см. рисунок 1 б). Благодаря тому, что при формовании сжимающая сила вызывает лишь упругие деформации частиц дисперсной фазы в их ма-



**Рисунок 1** Схемы индукционного (а) и электроконтактного (б) нагрева: 1 — прижимные крышки; 2 — индуктор; 3 — деталь; 4 — припекаемый порошок; 5 — прокладки; 6 — собственная ось детали; 7 — регулятор электроконтактной наплавки; 8 — тиристорный привод; 9 — пневмопривод; 10 — электроды-пуансоны; 11 — матрица

териале, в качестве ответной реакции возникают уравновешивающие эту силу различно ориентированные механические напряжения. В приведенных на рисунке 1 примерах, используя принцип независимого сложения векторов, их можно разложить на результирующие осевые ( $\sigma_z$ ) и радиальные ( $\sigma_r$ ). На этой стадии электротермической наплавки возникшие в порошковом слое механические напряжения объемом  $V_{\text{пм}}$  определяются известным [16, 17] уравнением, которое может быть представлено следующим образом:

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + (1 - \Pi) \frac{\sigma_r - \sigma_z}{r} + \frac{F}{V_{\text{пм}}} = 0, \quad (17)$$

где  $F$  — сжимающая при формовании порошковый слой сила.

Совместно с возникшими при формовании порошковых материалов механическими напряжениями способствует их наплавке возникающий электрический ток, появление которого обусловлено либо магнитной (при индукционном нагреве), либо электрической (при электроконтактном нагреве) составляющей сформированного источником питания наплавочной установки электромагнитного потока  $\Phi_{\text{эм}}$ . Благодаря термическому действию токов, отраженному в законе Джоуля—Ленца этот электромагнитный поток преобразуется в тепловой источник с удельной мощностью  $w$ , которая с точностью до коэффициента полезного действия  $\xi_{\text{э0}}$ , которым обладает используемая для электротермической наплавки установка индукционного или электроконтактного нагрева. Возникшие в используемом для получения металломатричного композита порошковом материале и стальной основе детали или заготовки тепловые источники формируют соответствующие температурные поля, которые разогреют металлические частицы дисперсной фазы до температуры их плавления. Учитывая ранее приведенные зависимости (1)–(16), которые устанавливают связь между переходом из свободного дисперсного состояния в дисперсионно-связанное состояние, при котором только начинает формироваться пористая структура металломатричного композита, вышеописанный алгоритм для термостабилизированного электротермического нагрева, согласно работам [10, 11, 19], для этого состояния может быть описан следующими зависимостями:

$$\Phi_{\text{эм}} S_{\text{п}} = \xi_{\text{э0}} \xi_{\text{ММК}} \dot{I} \dot{U} = \int_V w dV, \quad (18)$$

причем

$$\xi_{\text{ММК}} = \frac{V_{\text{М}}}{V_{\text{ММК}} - (V_{\text{Н}} + V_{\text{П}})};$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial T_1(r, z, t)}{\partial t} = a_1 \left[ \frac{\partial^2 T_1(r, z, t)}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T_1(r, z, t)}{\partial r} + \frac{\partial^2 T_1(r, z, t)}{\partial z^2} \right] + \frac{w_1(r, z, t)}{c_1 \gamma_1}; \\ r \in [r_2, r_1]; \quad z \in [0, L]; \end{aligned} \quad (19)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial T_2(r, z, t)}{\partial t} = a_2(\Pi) \left[ \frac{\partial^2 T_2(r, z, t)}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T_2(r, z, t)}{\partial r} + \frac{\partial^2 T_2(r, z, t)}{\partial z^2} \right] + \frac{w_2(r, z, t)}{c_2(\Pi) \gamma_2(\Pi)}; \end{aligned} \quad (20)$$

$$\sigma_r(T) = \left[ \psi v + 2\eta(T, \Pi) \frac{\partial v_r}{\partial r} \right]; \quad (21)$$

$$\sigma_z(T) = \psi v + 2\eta(T, \Pi) \frac{v_z}{z}, \quad (22)$$

где  $S_{\text{п}}$  — нагреваемая под индуктором или электродами-пуансонами площадь поверхности;  $V_{\text{пм}}$  — объем порошкового материала;  $\psi$  — вязкий аналог параметра Ламе;  $v$  — скорость уплотнения;  $I, U$  — действующие в индукторе или электродах-пуансонах сила и напряжение электрического тока;  $a_1, a_2(\Pi)$  — коэффициенты теплопроводности стали и порошкового слоя;  $c_1, c_2$  — удельная теплоемкость;  $\gamma_1, \gamma_2(\Pi)$  — плотности стальной основы и порошкового слоя.

Рассматривая начальную стадию дисперсионно-связанного состояния порошкового материала при термостабилизированном электротермическом нагреве, используемые зависимые от образовавшейся пористости в зависимостях (19) и (20) такие параметры, как теплопроводность, температуропроводность и теплоемкость для известных металлических сплавов (обозначим их индексом « $m$ »), определяются известным [9, 16, 17] образом:

$$\begin{aligned} \gamma_2(\Pi) = (1 - \Pi) \gamma_m; \quad \lambda_2(\Pi) = (1 - \Pi)^k \lambda_m; \\ a_2(\Pi) = (1 - \Pi)^q a_m; \quad c_2(\Pi) = (1 - \Pi)^n c_m, \end{aligned} \quad (23)$$

где  $k, q, n$  — степенные показатели.

В свою очередь, граничные условия для этих зависимостей могут устанавливаться на основе равенства между тепловым и температурным потоками [9, 10, 18]:

$$\begin{aligned} \lambda_1 \frac{\partial T_1(r, z, t)}{\partial z} \Big|_{z=0} = \alpha_1 [T_1(r, 0, t) - T_c(r, 0, t)]; \\ \lambda_1 \frac{\partial T_1(r, z, t)}{\partial r} \Big|_{r=r_1} = \alpha_1 [T_1(r, z, t) - T_c(r, z, t)]; \\ \lambda_2(\Pi) \frac{\partial T_2(r, z, t)}{\partial z} \Big|_{z=0} = \alpha_2(\Pi) [T_2(r, 0, t) - T_c(r, 0, t)]; \\ \lambda_2(\Pi) \frac{\partial T_2(r, z, t)}{\partial r} \Big|_{r=r_2} = \alpha_2(\Pi) [T_2(r, z, t) - T_c(r, z, t)]. \end{aligned} \quad (24)$$

Тогда условия сопряжения температур на границе раздела можно оценить, исходя из представлений:

$$\begin{aligned} \lambda_2(\Pi) \frac{\partial T_2(r, z, t)}{\partial r} \Big|_{r=r_2} = \lambda_1 \frac{\partial T_1(r, z, t)}{\partial r} \Big|_{r=r_2}; \\ T_1(r, z, t) \Big|_{r=r_2} = T_2(r, z, t) \Big|_{r=r_2}. \end{aligned} \quad (26)$$

При необходимости использовать макропараметры уплотнения формируемой при термостабилизированной электротермической наплавке металлической матрицы ее вязкость для зависимости (22), с учетом работ [14, 15], может определяться следующим образом:

$$\eta(\Pi) = -\frac{4}{3} \frac{1 - \Pi}{\Pi} \Theta_{\text{ММК}} \eta_m, \quad (27)$$

где  $\Theta_{\text{ММК}} = \frac{V_{\text{М}}}{V_{\text{М}} + V_{\text{Н}}}$ .

Используя зависимости (18)–(20), а также (24)–(26), представляется возможным рассчитывать возникающие при термостабилизированной электротермической наплавке температурные поля как в используемом для

получения металломатричных композитов порошковым материале, так и стальной основе, на которую наносятся покрытия из этого материала.

Зависимости (17), (21), (22) и (27) вместе с зависимостью (2) позволяют оценить упруго-вязкое состояние, в первую очередь, формирующейся путем уплотнения (за счет уменьшения пористости) из находящегося в дисперсионно-связанном состоянии порошкового материала металлической матрицы металломатричного композита. С учетом этого, при заданных значениях толщины покрытия  $h$ , а также давления  $p$  в порошковым материале, обусловленного действием используемой при формовании силы сжатия, длительность процесса электротермической наплавки можно установить, используя зависимость:

$$\chi = \frac{dh}{h} = \frac{1}{3} \frac{dV}{V_{\text{ММК}}} = \frac{p}{\eta} dt. \quad (28)$$

Вышеизложенный подход позволяет установить необходимые границы параметров формируемого тепловыми полями порошкового материала и стальной основы температурного режима, который обеспечат получение при электротермической наплавке металломатричных композитов. С учетом этого можно оптимизировать параметры действующего электрического тока в индукторе или электродах-пуансонах установок индукционного или электроконтактного нагрева, используя связь приведенного в (18) электромагнитного потока  $\Phi_{\text{эм}}$  в зависимости от векторного потенциала  $A$  [19]:

$$\Phi_{\text{эм}} = \frac{\xi_0 \xi_{\text{ММК}}}{S_{\text{п}}} \dot{I} \dot{U} = \int_{S_{\text{п}}} (\text{rot}(A), dS \vec{n}). \quad (29)$$

Векторный потенциал в (29) вместе с плотностью тока  $J$  и проводимостью  $\rho$  наплавочного порошкового материала позволяет провести оптимизацию параметров действующего тока, используя применяемый в вариационном исчислении функционал  $F_F$  [10]:

$$F_F = \iiint_V \left( \frac{\partial}{\partial r} \frac{1}{\mu(r)} \frac{\partial}{\partial r} \{ \bar{A} \} + j\omega \rho | \bar{A} |^2 + \{ \bar{J} \} \{ \bar{A} \} \right) dr, \quad (30)$$

где  $j$  — мнимая единица;  $\omega$  — циклическая частота электрического тока.

Осуществить параметрическую стабилизацию установленных параметров электротермической наплавки позволяет использование в установках индукционного и электроконтактного нагрева адаптивная система управления, функциональная схема которой приведена на рисунке 2.

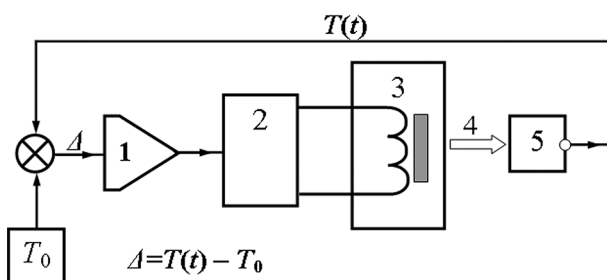


Рисунок 2 — Функциональная схема адаптивного управления электротермической наплавкой: 1 — регулятор; 2 — источник тока; 3 — электропривод установок индукционного и электроконтактного нагрева; 4 — температурное излучение; 5 — пирометр

Для повышения устойчивости такой системы в ее цепи обратной связи следует использовать последовательный интегрально-дифференциальный (ПИД) регулятор для формирования управляющего сигнала источнику тока установки индукционного нагрева или машине контактной сварки. Формирование такого управляющего сигнала ( $u = u(t)$ ) здесь происходит с учетом суммирования трех основных составляющих, первая из которых пропорциональна входному сигналу, вторая является интегральной, а третья — производной от входного сигнала, поступающего в электрическую цепь от первичных преобразователей физических величин (датчиков). Если сигнал  $u(t)$  является детерминированным, тогда [10]:

$$u(t) = P + I + D = K_p e(t) + K_i \int_0^t e(\tau) d\tau + K_d \frac{de}{dt}, \quad (31)$$

а если является цифровым, то:

$$U(n) = K_p E(n) + K_p K_{ip} T \sum_{i=0}^n E(n) + \frac{K_p K_{ip}}{T} [E(n) - E(n-1)]; \quad (32)$$

$$E(n) = x_0 - x_i,$$

где  $P, I, D$  — пропорциональная, интегральная и дифференциальная составляющие;  $K_p, K_i, K_d$  — коэффициенты усиления пропорциональной, интегральной и дифференциальной слагаемых, соответственно.

Функциональная схема ПИД-регулятора приведена на рисунке 3.

Применение ПИД-регулятора в цепи управления установок индукционного и электроконтактного нагрева способно обеспечить повышение устойчивости стабилизации режимов индукционного и электроконтактного нагрева за счет снижения восприимчивости системы адаптивного управления к возникающим в условиях производства случайным помехам. В частности, такие помехи могут возникать и от работающего рядом с установками индукционного или электроконтактного нагрева другого высокомоощного промышленного оборудования.

На основании вышеизложенного моделирования можно сделать следующие выводы.

1. Приведенные зависимости (18)–(20), (23)–(26) позволяют описывать процесс формирования тепловых источников в стальной основе заготовок деталей, а также в порошковым материале с учетом его пористости и соотношения объемов наполнителя и металлической матрицы, при пересечении их поверхности сформированными установками индукционного и электротерми-

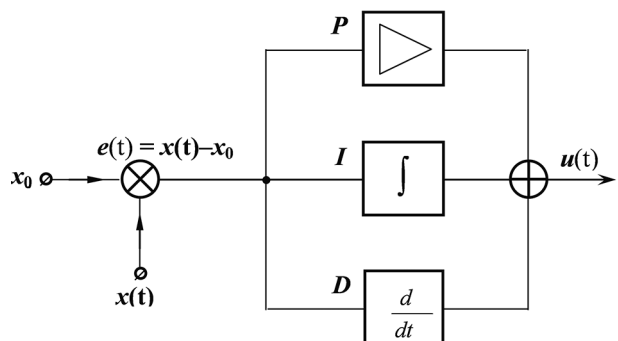


Рисунок 3 — Функциональная схема ПИД-регулятора:  $x_0$  — задаваемое значение уставки;  $x(t)$  — текущее значение уставки;  $e(t)$  — рассогласование

ческого нагрева электромагнитным потоком. Указанные зависимости описывают процесс формирования этими источниками температурных полей в указанных материалах при термостабилизированных процессах электротермической наплавки.

2. Полученные и приведенные зависимости (17), (21), (22), (27), (28) позволяют описывать процесс уплотнения из первоначально возникшего дисперсионно-связанного состояния порошковых материалов, при которых имевшиеся вокруг частиц дисперсной фазы пустоты превратились в поры, до состояния, при котором наличием этих пор можно пренебречь. Указанные зависимости позволяют рассматривать этот процесс с учетом возникших в этих материалах механических напряжений, действующих температур и связанного с ними вязкого состояния материала металлических частиц дисперсной фазы, формирующих матрицу при электротермической наплавке металломатричных композитов.

3. Приведенные и полученные зависимости (29)–(32) позволяют, используя вариационное исчисление, оптимизировать режимы электротермической наплавки металломатричных композитов, а предложенные функциональные схемы системы адаптивного управления и последовательного интегрально-дифференциального регулятора — осуществить на практике стабилизацию этих режимов.

**Выводы.** Вышеизложенный анализ и моделирование изменяющегося структурно-фазового состояния исходного порошкового материала, используемого при электротермической наплавке металломатричных композитов, позволил разработать феноменологическую модель получения металломатричных композитов электротермической наплавкой, включающей в себя процессы индукционного и электроконтактного нагрева порошковых материалов. В основе этой модели лежат следующие допущения и положения, на основе которых получены зависимости для определения и оптимизации режимов такой наплавки, а также содержатся функциональные схемы построения систем параметрической стабилизации этих режимов.

1. Металломатричные композиты занимают промежуточное положение между дисперсно-упрочненными и твердыми металлокерамическими сплавами, к числу которых можно отнести, например, карбид вольфрама с кобальтовой связкой. В свободном дисперсном состоянии они представляют порошковый материал, используемый для электротермической наплавки, а в дисперсионно-связанном состоянии — сформированное из него твердотельное покрытие. В структурном отношении металломатричные композиты представляют композиционную систему, в которой можно выделить три основные фазы. Одну из них формируют заполненные газом пустоты (при свободном дисперсном состоянии) или поры (при дисперсно-связанном состоянии). Другую фазу формируют, как правило, сферической формы и средней дисперсности частицы металлических сплавов (при свободном дисперсном состоянии) или металлическая матрица (при дисперсно-связанном состоянии). Третью фазу, соответственно, неметаллические, как правило, осколочной формы и тонкой или ультрадисперсной фракции, твердые частицы (при свободном дисперсном состоянии) или наполнители (при дисперсно-связанном состоянии). Указанные фазы в силу разной природы материалов их

составляющих обладают различными проводящими по отношению к электрическому току и теплопроводности свойствами. Отметим, что в большинстве случаев при электротермической наплавке, представленной процессами индукционного и электроконтактного нагрева, стремятся получить металломатричный композит с низкой остаточной пористостью, которую можно не учитывать.

2. Феноменологическая модель содержит зависимости, которые позволяют в количественном отношении оценить вероятность и длительность перехода находящегося в свободном дисперсном состоянии в виде свободно насыпанного или упругодеформированного в ходе формования порошка в дисперсионно-связанное состояние в виде твердотельного покрытия металломатричного композита с учетом действующих в контактных зонах частиц дисперсной фазы давлений и температур. Кроме этого, они также позволяют в количественном отношении оценить изменение при электротермической наплавке упруго-вязких свойств как наплавляемого исходного порошка, так и формирующихся в условиях индукционного или электроконтактного нагрева покрытий в виде металломатричного композита. При проведении такой оценки реализуется схема, согласно которой сначала частицы металлической дисперсной фазы, а затем и сформировавшаяся на их основе жидкофазная матрица играют роль преобразователя потока электромагнитной энергии в тепловой источник, к которому подключены тепловые сопротивления в виде неметаллического наполнителя и газовых пор, обладающих теплоизоляционными свойствами.

3. В феноменологическую модель также вошли зависимости, которые позволяют описывать процесс уплотнения из первоначально возникшего дисперсионно-связанного состояния порошковых материалов до конечного состояния, при котором наличием этих пор можно пренебречь с учетом возникших в этих материалах механических напряжений и действующих температур. В нее также включены зависимости, которые позволяют, используя вариационное исчисление, оптимизировать режимы электротермической наплавки металломатричных композитов, а предложенные функциональные схемы системы адаптивного управления и последовательного интегрально-дифференциального регулятора — осуществить на практике стабилизацию этих режимов.

#### Список литературы

1. Современная трибология: Итоги и перспективы / под ред. К.В. Фролова. — М.: ЛКИ, 2008. — 480 с.
2. Курганова, Ю.А. Конструкционные металломатричные композиты / Ю.А. Курганова, А.Г. Колмаков. — М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2015. — 141 с.
3. Федорченко, И.М. Композиционные спеченные антифрикционные материалы / И.М. Федорченко, Л.И. Путина. — Киев: Наук. думка, 1980. — 404 с.
4. Бабкин, В.Г. Литые металломатричные композиты / В.Г. Бабкин, Н.А. Тереньев, А.И. Перфильева // Журнал Сибирского Федерального университета: Материаловедение и технологии. — 2014. — Т. 4, № 7. — С. 416–423.
5. Импульсные электрофизические технологии получения покрытий и модифицирования поверхности материалов / К.Е. Белявин [и др.] // Металлургия: респ. межвед. сб. науч. тр. — 2013. — Вып. 34., ч. 2. — С. 58–71.
6. Костиков, В.И. Плазменные покрытия / В.И. Костиков, Ю.А. Шестерин. — М.: Металлургия, 1978. — 160 с.

7. Индукционная наплавка твердых сплавов / В.Н. Ткачев [и др.]. — М.: Металлургия, 1970. — 183 с.
8. Клименко, Ю.В. Электроконтактная наплавка / Ю.В. Клименко; под ред. Э.С. Каракозова. — М.: Металлургия, 1978. — 128 с.
9. Теория и практика электроимпульсного спекания пористых порошковых материалов / К.Н. Белявин [и др.]. — Минск: Ремико, 1997. — 180 с.
10. Моделирование процессов индукционной наплавки порошковых покрытий, содержащих наноразмерные модификаторы / И.А. Сосновский [и др.] // Вестн. ПГУ, 2016. — Серия В. — № 3. — С. 66–74.
11. Кузнечик, О.О. Кинетическая модель перехода электропроводящей дисперсно-порошковой среды в твердотельное состояние в виде образующегося пористого материала при электроконтактной обработке / О.О. Кузнечик // Вестн. ПГУ, 2016. — Серия С. — № 4. — С. 96–106.
12. Павлов, П.В. Физика твердого тела / П.В. Павлов, А.Ф. Хохлов. — М.: Высш. шк., 2000. — 494 с.
13. Бадамшин, И.Х. От четырех к одному. Силы внутриатомного взаимодействия и прочность материалов / И.Х. Бадамшин. — М.: Академия естествознания, 2014. — 89 с.
14. Дорожкин, Н.Н. Получение покрытий методом припекания / Н.Н. Дорожкин, Т.М. Абрамович, В.И. Жорник. — Минск: Наука и техника, 1980. — 176 с.
15. Электрофизические методы нанесения металлических покрытий из металлических порошков / Н.Н. Дорожкин [и др.]. — Рига: Зинатне, 1985. — 131 с.
16. Григорьев, Е.Г. Электроимпульсная технология формирования материалов из порошков / Е.Г. Григорьев, Б.А. Калинин. — М.: МИФИ, 2008. — 152 с.
17. Болдин, М.С. Физические основы технологии электроимпульсного плазменного спекания порошковых материалов: эл. учеб.-методич. пособие / М.С. Болдин. — Нижний Новгород: НГУ, 2012. — 59 с.
18. Лисиенко, В.Г. Теплофизика металлургических процессов / В.Г. Лисиенко, В.И. Лобанов, Б.И. Китаев. — М.: Металлургия, 1982. — 239 с.
19. Канер, Э.А. Электромагнитные волны в металлах / Э.А. Канер, В.Г. Скобов // Успехи физических наук. — 1966. — Т. 89, вып. 3. — С. 367–408.

Sosnovskiy I.A., Belotserkovskiy M.A., Kurilyonok A.A., Belyavin K.E., Kuznechik O.O.

#### **Modeling and implementation of electrothermal processes of welding of metal-matrix composites**

The description of the phenomenological model of electro-thermal welding of metal-matrix composites is presented. The dispersed-phase analysis of the structure of metal-matrix composites and powder materials, used for electro welding of such materials, is showed. It is recommended in modeling of electrothermal welding used in powders and received metal-matrix composites to allocate a distinct conductive heat and electrical current phase represented by metal particles and the phase in relation to it represented by non-metallic solid particles with a high modulus of elasticity, which have a pronounced thermal properties and electrical resistance. Analytical dependences for defining the duration of the transition in free dispersed state of powder materials in dispersion-bound state with electrothermal welding, using induction and electrocontact heating to obtain a coating in the form of metal-matrix composites, are presented. The functionality for optimization of electrothermal welding of metal-matrix composites and the system parametric stability in the implementation of this process are given.

*Поступил в редакцию 20.10.2016.*