

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

УДК 621.793

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СОДЕРЖАЩИХ НАНОРАЗМЕРНЫЕ МОДИФИКАТОРЫ

д-р техн. наук, доц. М.А. БЕЛОЦЕРКОВСКИЙ; И.А. СОСНОВСКИЙ; А.А. КУРИЛЕНКО

(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск);

О.О. КУЗНЕЧИК

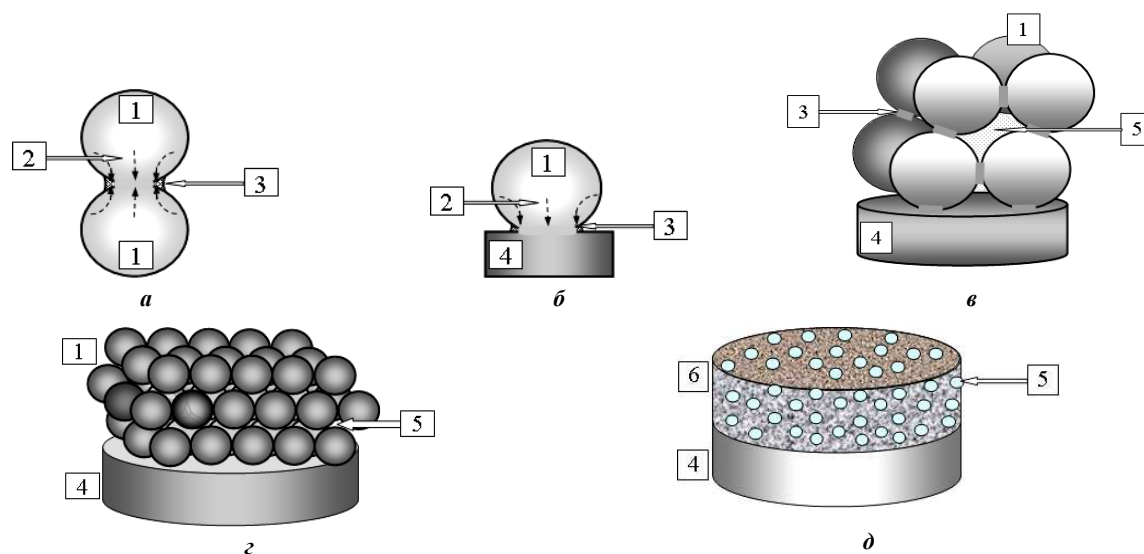
(Институт порошковой металлургии, Минск)

Исследуется процесс индукционной наплавки порошковых материалов. Разработана математическая модель процессов индукционной наплавки порошковых материалов в исходном состоянии дисперсно-порошковой среды и содержащих в своем составе частицы упрочняющей фазы, представленной ультрадисперсными, либо наноразмерными включениями тугоплавких оксидов или карбидов. Описаны результаты моделирования формирования контактных промежутков между частицами дисперсной фазы при упругом сжатии и влияние этого промежутка на характер перехода дисперсно-порошковой среды в твердотельное состояние. С помощью этой модели открывается возможность подбирать режимы, при которых в условиях действия центробежных сил перераспределение частиц упрочняющей фазы и наноразмерных частиц в расплаве будет минимальным.

Ключевые слова: порошковая шихта, антифрикционные покрытия, центробежная индукционная наплавка, математическая модель, наноразмерные компоненты,

Анализ метода индукционной наплавки порошковыми материалами износостойких и антифрикционных покрытий. В машиностроении уделяется постоянное внимание развитию и совершенствованию технологий по получению деталей узлов трения и сопряжения, которые могут работать в условиях повышенных удельных механических и тепловых нагрузок, в том числе при ограниченной смазке или ее полном отсутствии, включая абразивный износ [1–4]. В конструктивном отношении они, как правило, представляют стальную основу с нанесенным антифрикционным и износостойким покрытием. При производстве высоконагруженных деталей узлов трения и сопряжения учитываются перспективы применения исходных материалов, имеющегося на производстве технологического оборудования, степень его универсальности и распространенности, а также возможность модернизации и тенденции развития. Исходя из этого, начиная с шестидесятых годов прошлого столетия, на предприятиях машиностроения активно применяют, модернизируют и совершенствуют технологическое оборудование, которое обеспечивает получение высоконагруженных деталей узлов трения и сопряжения методами газопламенной, плазменной, электродуговой, лазерной, индукционной и электроконтактной наплавки [4–15]. При этом в качестве исходных материалов предпочитают использовать порошковые, композиционный состав которых придает получаемым покрытиям износостойкие и антифрикционные свойства. Основу таких материалов составляют металлические порошки с частицами округлой формы, дополненные неметаллическими включениями, например, в виде корунда, играющего роль наноразмерного дисперсного модификатора. Если из существующих групп высоконагруженных деталей узлов трения и сопротивления выделить подшипники скольжения и им подобные детали, то из числа перечисленных методов их получения по показателю наименьшей энергоемкости наиболее перспективным является индукционная наплавка. Это обусловлено широким применением в сварочном и ремонтном производстве установок индукционного нагрева [8–12], имеющих мощность свыше 10 кВт и обеспечивающих достаточно высокие (1...100 К/с) скорости индукционного нагрева. Совершенствованию и развитию перспективных технологий индукционной наплавки может способствовать разработка модели, позволяющей определять необходимые режимы этого процесса с учетом химического состава исходного порошкового материала. Решение данной задачи и является целью настоящей работы. Для ее достижения введем следующие модельные допущения.

Из анализа работ [8–13] следует, что индукционную наплавку порошковых материалов, в том числе и с нанодисперсными модификаторами, можно представить как переход в условиях внешнего воздействия дисперсно-порошковой среды (ДПС) в твердотельное состояние, стадии которого представлены на рисунке 1. При этом оказываемое индукционным нагревом внешнее воздействие может сводиться либо к разновидности спекания под давлением [10; 12; 16], либо сварки давлением [9; 11; 17]. Причем начальное давление в ДПС может создаваться за счет действия центробежных сил. Величина этого давления на начальной стадии спекания вызывает лишь упругое сжатие частиц порошка.



a – зона контакта двух частиц; *б* – зона контакта частицы с основой;
в – порошковый материал на начальной стадии формирования;
г – элементарная ячейка пористого порошкового материала;
д – сфероидизация пор порошкового материала на завершающей стадии формирования;
 1 – порошковая частица; 2 – направление переноса материала порошковой частицы;
 3 – контактная зона; 4 – основа; 5 – пора; 6 – порошковый материал

Рисунок 1 – Стадии перехода в твердотельное состояние дисперсно-порошковых сред при формировании покрытий

В отношении индукционной наплавки эти подходы характеризуются такими недостатками, как:

- отсутствие учета влияния на модуль упругости материала частиц порошка и формирование контактных зон этих частиц сил электростатического взаимодействия между атомами, как тех, что находятся в узлах кристаллической решетки, так и тех, что вместе с электронами внешней оболочки составляют двойной электрический слой [17] на стадии упругого сжатия;
- отсутствие определения усадки порошкового материала при появлении жидкой фазы в зонах контактирующих поверхностей частиц;
- использование в описании процесса контактообразования менее точных усредненных значений температуры, рассчитываемой исходя из теплового воздействия квазипостоянного тока на материал частицы порошка.

Учтем это при моделировании процессов индукционной наплавки порошковых материалов.

Моделирование процессов индукционной наплавки порошковых материалов. Известно [3; 10; 11; 16; 17], что в состоянии свободной насыпки или упругого сжатия ДПС представляет композиционную систему, состоящую из дисперсной и дисперсионной фазы. При этом первая включает в себя твердотельные частицы (далее – частицы), а вторая – окружающие их пустоты, которые могут заполняться газом, смесью газов, а в естественных условиях – 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. Тем не менее в естественных условиях и при упругом сжатии у большинства частиц дисперсной фазы крупной, средней, мелкой и даже тонкой фракции, способствующем переходу ДПС в твердотельное состояние, не наблюдается.

В естественных условиях на поверхности твердых тел имеется прочный двойной электрический слой [17]. Его появление обусловлено электродинамическим взаимодействием атомов кристаллических решеток поверхностей, в том числе и контактных пятен, а также электродинамическим взаимодействием между ядрами атомов и валентными электронами. В зависимости от типа взаимодействия (ковалентного, ковалентно-полярного, ионного или металлического) поверхностный потенциал двойного электрического слоя может быть либо отрицательным (например, у чистых металлов), либо положительным (например, у оксидов). В состоянии свободной насыпки или упругого сжатия, приводящего к сближению контактных зон на расстояния ближе, чем $10^{-9} \dots 10^{-7}$ м, в которых из-за сил отталкивания кулоновского типа формируется расклинивающее давление, способствующее появлению между контактными пятнами межчастичного зазора.

Для количественного описания вышеизложенных допущений учтем механизм отталкивания контактных пятен, имеющих поверхностный заряд одного знака, а также гипотезу о несплошности твердого тела. При этом будем полагать, что пока межчастичный зазор превышает период кристаллической решетки, расклинивающее давление совпадает с контактным. Расклинивающее давление p можно определить исходя из величин поверхностного заряда q_2 двойного электрического слоя одного контактного пятна, поверхностного потенциала φ_1 двойного электрического слоя другого контактного пятна, их площади S_k и межчастичного зазора l_n :

$$p = -\frac{q_2}{S_k} \cdot \frac{\partial \varphi_1}{\partial l_n}. \quad (1)$$

При усилиях сжатия ДПС, обеспечивающих сближение контактных пятен на расстояние, сопоставимое с периодом кристаллической решетки, происходит их сращивание из-за перекрытия внешних электронных оболочек атомов (молекул), находящихся в узлах кристаллических решеток. При сращивании расклинивающее давление перестает существовать.

Учитывая модуль упругости металлов, используемых при индукционной наплавке антифрикционных и износостойких покрытий, следует ожидать, что размеры контактных пятен в состоянии свободной насыпки или упругого сжатия частиц дисперсной фазы будет не менее чем на два-три порядка меньше их линейных размеров. Поэтому для частиц дисперсной фазы крупной, средней и тонкой фракции размеры контактных пятен будут лежать в определенных ($10^{-7} \dots 10^{-5}$ м) пределах, позволяющих при рассмотрении влияния сил отталкивания кулоновского типа на расклинивающее давление использовать переход от гипотезы сплошности к учету межатомных сил взаимодействия в кристаллической решетке. Возможность такого перехода обосновывается электростатической природой модуля упругости E_M твердых тел, связанной с действием сил кулоновского взаимодействия атомов, исходя из их размеров r_0 , теплоемкости c_A в постоянном объеме и периода кристаллической решетки a_0 . Преобразование этой зависимости с учетом возможного полиморфизма кристаллических решеток позволяет представить E_M как некоторую функцию, зависящую не только от таких параметров, как a_0 , r_0 , но и от валентности атомов z_e и температуры T :

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

где ϵ_0 – диэлектрическая постоянная вакуума ($\approx 8,85 \cdot 10^{-12}$ Ф/м); e – элементарный заряд составляющий $1,6 \cdot 10^{-16}$ Кл; β_i – плотность упаковки, связанная с типом кристаллической решетки; $T_A = \frac{(z_e e)^2}{\pi\epsilon_0 a_0 c_A}$.

Используя переход от гипотезы сплошности к межатомному взаимодействию, выражение (1) можно также преобразовать в подобную с (2) устанавливающую связь между l_n с такими параметрами, как p , z_e , r_0 и n_{sk} (поверхностной концентрацией):

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

где φ_e – электрический потенциал валентного электрона; ϵ – электрическая проницаемость поверхностного слоя.

Согласно квантовомеханическим представлениям о строении и проводимости твердых веществ межчастичный зазор (рис. 2) является определенным барьером для перехода электронов или атомов с одного контактного пятна на другое. Если такой барьер считать прямоугольным, то его проницаемость (D_B) оценивается по энергии связи ΔW_i электронов и атомов (молекул) с поверхностным слоем контактных пятен:

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

где h_p – постоянная Планка; m_i – масса электрона или атома (молекулы); ΔW_i определяется как

$$\Delta W_i = W_{0i} - W_a. \quad (5)$$

Здесь W_{0i} – глубина потенциальной ямы; W_a – энергия активации, причем

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

где μ_i – химический потенциал.

Для определения ΔW_i в зависимости (4) необходимо знать величины W_{0i} и W_a . Установить W_{0i} можно для электронов – по работе выхода с поверхности известных веществ, для атомов поверхностного слоя – исходя из их общего количества (N_i) в веществе контактного пятна, массы (m_e) этого вещества, либо его молярной масса (M_1). Как следует из работ [10–12], последнее возможно, если известны значения либо энтальпии (H_{mi}) возгонки (при твердофазном спекании), либо теплового баланса (Q) (при жидкофазном спекании), обеспечивающего нагрев и плавление вещества контактных пятен при заданных удельных значениях теплоемкости (c_i), теплоты плавления вещества Λ_e , моля вещества (Λ_m):

$$W_{0i} = \frac{H_{mi}}{N_a} = \mu_{s0}; \quad W_{0i} = \frac{Q_e}{N} = \frac{m_e}{N} \left(\Lambda_e + \int_T^{T+\Delta T} c_i T \right) = \mu_{0i}, \quad W_{0i} = \frac{Q_m}{N_a} = \frac{M_i}{N_a} \left(\Lambda_m + \int_T^{T+\Delta T} c_i dT \right)_p = \mu_{0i}, \quad (7)$$

где N_a – число Авогадро.

Необходимые для выражения (5) величины W_a можно устанавливать (6) по изменению химического потенциала либо электронов проводимости (μ_e), либо атомов (молекул) (μ_i) кристаллической решетки:

$$\mu_e(T) = W_F \left[1 - \frac{\pi^2 (k_B T)^2}{12 W_F^2} \right], \quad (8)$$

где W_F – энергия Ферми; k_B – постоянная Больцмана; T – температура.

$$\mu_i = \frac{\Phi}{N_i} = \frac{H_w - TS_s}{N_i} = \frac{W_u + W_s - TS_s}{N_i} = \frac{W_u + \sigma_S S_k - TS_s}{N_i} = W_a - \frac{TS_s - \sigma_S S_k}{N_i}. \quad (9)$$

Здесь Φ – свободная энергия Гиббса; S_s – энтальпия; W_u, W_s – соответственно внутренняя и поверхностная энергия атомов контактных пятен; S_k – площадь контактных пятен; σ_S – удельная поверхностная энергия, причем

$$\sigma_S = \left(\frac{d\Phi}{dS_k} \right)_{P,T,n=\frac{N}{S_k}} = \left(\frac{dF_W}{dS_k} \right)_{V,T,W_u} = \left(\frac{dW_u}{dS_k} \right)_{S,V,n} = \left(\frac{dH_w}{dS_k} \right)_{P,T,n}, \quad (10)$$

где F_W – свободная энергия Гельмгольца.

В выражении (4) на ΔW_i влияет не только химический состав, но также и форма поверхностного слоя контактных пятен. Последнее учтем исходя из соотношения площади (S_k) к объему поверхностного слоя (V_k) этих пятен, то есть через $\phi_i = S_k/V_k$. Это соотношение позволяет обобщить зависимости (6) и (9), представив их следующим равенством:

$$\mu_k = \frac{n_s(k) \sum_i \mu_i n_s(i)}{\sum_i n_s(i)} S_k, \quad \mu_i = \mu_0 + \frac{1}{n_s} \left(\frac{R_s T}{S_k} \ln(\alpha_k) + \sigma_S \right) = \mu_0 + \frac{1}{n_v} \left(\frac{R_s T}{V_k} \ln(\alpha_k) + \sigma_S \phi_i \right), \quad (11)$$

в котором n_s – поверхностная, n_v – объемная концентрация атомов; α_k – коэффициент термодинамической активности.

$$\alpha_k = \frac{D_i}{D_n}.$$

Здесь D_n, D_i – начальный и текущий коэффициенты диффузии в твердом теле.

Используя значения энтальпии $H = H_{\mu}(T_x)$ для фазового перехода моля вещества в газообразное (при твердофазном спекании) или жидкое (жидкофазное спекание) состояние, а также k_B и R_g (газовую постоянную), зависимости (6) и (7) можно выразить через линейную функцию температуры:

$$T_{xi} = \frac{W_{0i}}{k_B}; \quad T_{xi} = \frac{H_{mi}(\text{возгонка})}{R_g}; \quad T_{xi} = \frac{H_{0i} + c_i M_i \Delta T}{R_g}; \quad T_i = \frac{\Delta \mu_i}{k_B} = \frac{\Delta H_m}{R_g}, \quad (12)$$

где T_x, T_i – температуры фазового перехода и активации соответственно.

Выражение (12) позволяет рассматривать проницаемость (4) межчастичного зазора как барьерную функцию, зависящую не только от контактного давления, но и от температуры:

$$D_B(p, T) = \exp \left(- \frac{4\pi l_n(p)}{h_p} \sqrt{2M_i R_g (T_{xi} - T_i)} \right) = \exp \left(- \frac{4\pi l_n(p)}{h_p} \sqrt{2m_i k_B (T_{xi} - T_i)} \right). \quad (13)$$

Для случая, связанного с работой выхода электрона с поверхности (W_{0e}) контактного пятна, в качестве T_{xi} для (13) можно использовать $T_e = W_{0e}/k_B$.

Рассмотрим, как проницаемость межчастичного зазора влияет на вероятность возникновения диффузионных потоков атомов и электронов между контактными пятнами. Принимая во внимание, что основу ДПС, представленную композицией порошков, которую применяют для получения наплавкой антифрикционных и износостойких покрытий высоконагруженных деталей узлов трения, составляют металлы, отнесем вещество частиц дисперсной фазы к проводникам первого рода. Тогда, учитывая зависимости (7)–(9), а также закон Фика, диффузионные потоки (J_i) электронов и атомов будут зависеть от коэффициента самодиффузии (D_k) этих частиц, а также их градиентов либо химического потенциала (μ_i), либо объемной концентрации (n_i):

$$J_i = -\frac{n_i D_k}{R_g T} \text{grad}(\mu_i) = -D_k \text{grad}(n_i). \quad (14)$$

Используемый в выражении (14) коэффициент самодиффузии с учетом модели Верта – Зинера и устанавливаемой (4) и (13) проницаемости межчастичного зазора для электронов и атомов может определяться с помощью уравнения Аррениуса, имеющего следующий вид:

$$D_k = D_B \zeta_i a_0^2 v_{0i} \exp\left(-\alpha_i \beta_i \frac{kT_{xi}}{\Delta\mu_i}\right) = D_B D_{ni} \exp\left(-\alpha_i \beta_i \frac{T_{xi}}{T_i}\right), \quad (15)$$

где ζ_i – число степеней свободы колебаний в кристаллической решетке; a_0 – период кристаллической решетки; v_{0i} – частота колебаний атома (молекулы) в кристаллической решетке; α_i – коэффициент

Зинера – Кэстера, причем $v_{0i} = \sqrt{\frac{kT_{xi}}{2\pi m_{0i} a_0^2}} = \sqrt{\frac{R_g T_{xi}}{2\pi m_i a_0^2}}$; $\alpha_i = -\frac{T_{xi}}{E_M} \frac{dE_M}{dT}$.

Величина межчастичного зазора в условиях свободной насыпки или упругого сжатия ДПС не менее чем на один-два порядка превосходит размеры кристаллической решетки, но не менее чем на порядок меньше размеров контактных пятен. Вследствие этого 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 с использованием функции ошибок:

$$n_v(x,t) = n_{0i} \cdot \text{erf}\left(\frac{x_i}{2\sqrt{D_k t}}\right). \quad (16)$$

Поскольку в условиях свободной насыпки или упругого сжатия ДПС из-за самодиффузии возможно одновременное прилипание атомов к двум контактными пятнам, то $0 \leq x \leq 0,5 \cdot l_p$. Тогда определяемый выражениями (14) и (15) поток, интегрируемый во временном промежутке, с учетом выражения (16) позволяет связать количество прилипших атомов к поверхностям контактных пятен в пересчете на единицу их площади (n_{st}) со значением n_{0i} :

$$n_{st} = \int_0^{t_x} J_i dt = -D_k \int_0^{t_x} \text{grad}(n_{vi}) dt = \frac{4n_{0i}}{\sqrt{\pi}} \sqrt{D_k t}. \quad (17)$$

Провести оценку необходимого времени (t_x) для формирования путем прилипания к контактными пятнам внутри межчастичного зазора вновь создаваемых слоев определенной толщины (x) с концентрацией атомов (n_i), близкой к n_0 , можно после следующего преобразования уравнения (17):

$$t_x = \frac{\pi}{16D_k} \left(\frac{n_i}{n_0} x\right)^2; \quad t_x = \frac{\pi}{16D_k} \left(\frac{n_i}{n_0} l_n\right)^2_{x=l_p}. \quad (18)$$

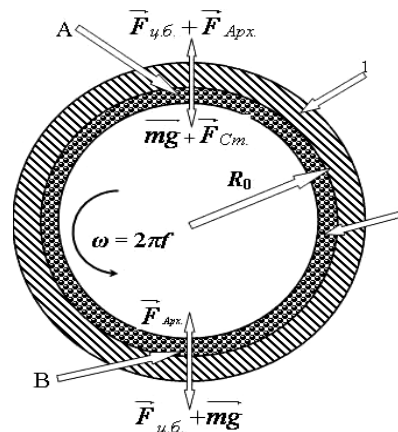
Полученные зависимости (2), (3), (14), (16), (18) совместно с (7), (8), (11), (12) позволяют оценить вероятность и длительности срачивания контактных зон твердотельных частиц дисперсной фазы, благодаря которому осуществляется переход ДПС в твердое пористое тело, как правило, представляющего в порошковой металлургии формовку. За счет использования в этих зависимостях безразмерных коэффициентов ($\alpha_i, \beta_i, \gamma_i$) и относительных величин ($\phi_i = S_k/V_k$) при вынесении такой оценки учитывается не только полиморфное состояние кристаллических решеток поверхностных слоев контактных пятен, но также и химический состав их атомов, включая геометрию этих поверхностей.

При моделировании кинетических процессов зависимости (2), (3), (14), (16), (19) совместно с (7), (8), (11), (12) позволяют оценить вероятность и длительность перехода в твердотельное состояние без упрочнения ДПС, находящуюся в условиях не только свободной насыпки или упругого сжатия, но и индукционного нагрева. Вышеизложенное модельное допущение устанавливает связь с общепринятой [8; 10; 11; 22; 23] моделью перехода ДПС в твердотельное состояние, согласно которой вязкость (η_s) вещества частиц дисперсной фазы зависит от размеров кристаллической решетки (a_0), зерна (L_a) поверхностного слоя и коэффициента самодиффузии (D_a), который совпадает с D_k в выражении (16) для случая, когда $D_B = 1$, а также температуры (T):

$$\eta_s = \frac{kL_a^2}{a_0^3 D_a} T. \tag{19}$$

Учтем в разрабатываемой модели влияние седиментации на характер распределения в образующемся расплаве неметаллических включений, например, в виде корунда как нанодисперсного модификатора, когда индукционная наплавка происходит в поле гравитационных и центробежных сил. Скорость седиментации в этом случае будет зависеть от массы, размера и формы частиц, вязкости и плотности среды, а также ускорения, возникающего при действии на частицы сил поля.

В исходном состоянии дисперсно-порошковой среды частицы упрочняющей фазы, представленной ультрадисперсными включениями тугоплавких оксидов или карбидов, распределены равномерно. Плотность этих частиц в два-три раза меньше плотности наплавляемого металла, составляющего основу порошковой композиционной системы, формирующей износостойкие и антифрикционные покрытия. Исходя из анализа работ [10; 11; 16; 17] можно предположить, что до перехода дисперсно-порошковой среды в расплавленное состояние существенного перераспределения частиц упрочняющей фазы в ней не произойдет. При образовании расплава на эти частицы могут действовать силы тяжести, выталкивания, сопротивления, а также центробежные силы. Предположим, что эти силы уравновешены, тогда в определенных точках цилиндрической заготовки они будут направлены так, как показано на рисунке 2.



1 – заготовка; 2 – расплавленный слой покрытия;
 $F_{ц.б.}$ – центробежная сила; $F_{Арх.}$ – сила выталкивания (Архимеда);
 $F_{Ст.}$ – сила сопротивления (Стокса); mg – сила тяжести;
 ω – угловая скорость, рад /с; f – частота, Гц

Рисунок 2 – Схема действия сил в предполагаемых точках равновесия

Условие равновесия в точках:

$$A: 0 = \overline{F_{ц.б.}} + \overline{F_{Арх.}} + \overline{mg} + \overline{F_{Ст.}}$$

$$B: 0 = \overline{F_{ц.б.}} + \overline{F_{Арх.}} + \overline{mg}$$

Если пренебречь силами смачивания и поверхностного натяжения расплава, минимальная угловая скорость, обеспечивающая удержание в верхней точке (*A*) вращения цилиндрической заготовки при центробежной наплавке, может определяться по формуле:

$$\omega \geq \sqrt{\frac{g}{R_0 - h}}, \quad (20)$$

где ω – угловая скорость; g – ускорение свободного падения; R_0 – внутренний радиус цилиндрической заготовки; h – толщина покрытия, м.

В этом случае для стальных цилиндрических заготовок с радиусами 0,01...0,1 м и толщинами наплавляемых покрытий порядка 1 мм минимальные угловые скорости будут иметь значения в пределах от 10 (для $R_0 \sim 0,1$ м) до 33 рад/с (для $R_0 \sim 0,1$ м), или 96...318 об/мин.

Центробежное ускорение при этом составит 1,2...1,6g. При таких угловых ускорениях, вплоть до угловых скоростей, обеспечивающих центробежное ускорение ≤ 10 g, состояние равновесия в выбранных точках на рисунке 2 будет определяться зависимостями:

$$\omega^2 (R_0 - X) = \frac{9}{2} \cdot \frac{\eta v}{r^2 \gamma_m} - \left(\frac{\gamma_0}{\gamma_m} - 1 \right) g; \quad (21)$$

$$\omega^2 (R_0 - X) = \left(\frac{\gamma_0}{\gamma_m} - 1 \right) g, \quad (22)$$

где R_0 – внутренний радиус цилиндрической заготовки; X – глубина, на которой в расплаве достигается состояние равновесия; r – радиус частицы упрочняющей фазы; γ_0 – плотность расплава; g – ускорение свободного падения, м/с².

Из анализа свойств зависимостей (21)–(22), схемы действия сил в выбранных точках равновесия, а также результатов действия центробежной силы расплава на ультрадисперсные частицы упрочняющей фазы следует, что в точке *A* на глубине погружения в расплав X эти частицы могут находиться в состоянии покоя, в то время как в точке *B* они будут двигаться к поверхности расплава с некоторой постоянной скоростью. С учетом уравнения (22) скорость движения будет определяться зависимостью [13]:

$$v = \frac{2r^2}{9\eta} \left[\omega^2 (R_0 - X) \gamma_m + (\gamma_0 - \gamma_x) \right]. \quad (23)$$

Исходя из зависимости (23) глубина, на которой в расплаве частицы будут переходить в состояние покоя при достижении точки *A* (см. рис. 2), может определяться как

$$X(\omega) = R_0 - \left(\frac{\gamma_0}{\gamma_m} - 1 \right) \frac{g}{\omega^2}. \quad (24)$$

Так, например, в жидкофазных бронзовых сплавах плотностью 8,3...8,9 г/см³ и динамической вязкостью 3,0...3,3 мПа·с при температуре 1100...1200 °С, в которых равномерно распределены ультрадисперсные частицы корунда, угловые скорости, обеспечивающие переход этих частиц в состояние покоя в точке *A* (см. рис. 2), приведены на рисунке 3. Характер изменения скоростей движения удаленного на один миллиметр от поверхности цилиндрической заготовки фронта частиц упрочняющей фазы в течение одного оборота при угловой скорости $\omega = 42,8$ рад/с, полученных в рассматриваемом примере с использованием зависимостей (22) и (24), представлен на рисунке 4. Для этого примера скорости движения рассматриваемых частиц изменяются в пределах от нуля (верхняя точка вращения цилиндрической заготовки) до 72 нм/с (нижняя точка вращения заготовки).

Если центробежное ускорение вращающихся цилиндрических заготовок с внутренними радиусами порядка 0,01...0,1 м превысит 10g, скорость ультрадисперсных частиц упрочняющей фазы следует рассчитывать по формуле [13]:

$$v = \frac{d(R_0 + X)}{dt} = \frac{2}{9} \frac{r^2 (\rho_0 - \rho_x) \omega^2 (R_0 + X)}{\eta}. \quad (25)$$

Тогда в рассматриваемом примере, согласно проводимым расчетам с использованием формулы (25), характер изменения скоростей и положения частиц упрочняющей фазы в зависимости от их размеров будет таким, как показано на рисунках 5 и 6.

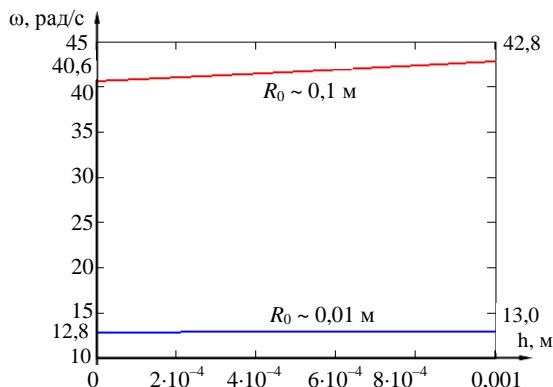


Рисунок 3 – Характер изменения угловых скоростей, обеспечивающих состояние покоя в нижней точке вращения в зависимости от толщины наплаваемых покрытий

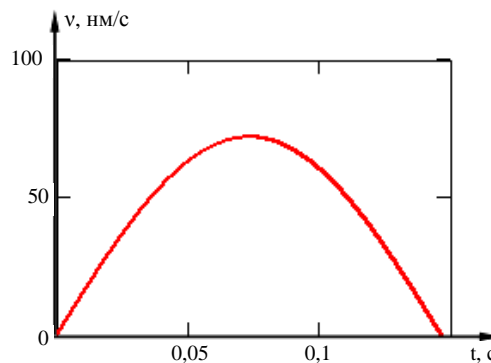


Рисунок 4 – Характер изменения скорости движения частиц упрочняющей фазы в течение одного оборота при угловой скорости $\omega = 42,8$ рад/с

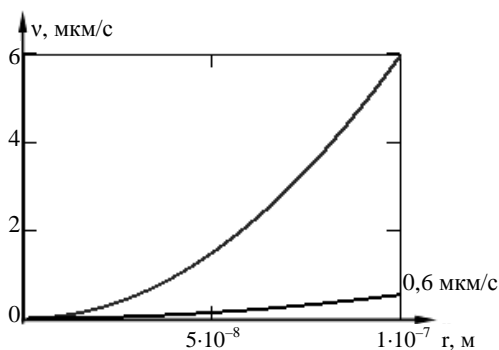


Рисунок 5 – Характер изменения скоростей частиц упрочняющей фазы в зависимости от их размеров при центробежном ускорении $16g$

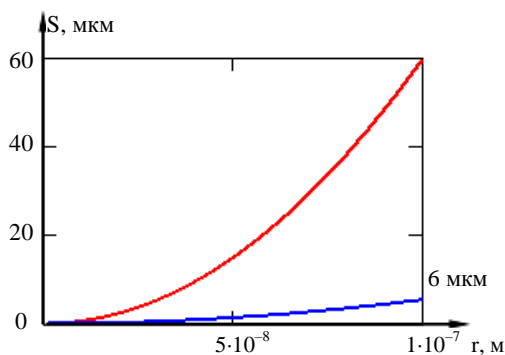


Рисунок 6 – Характер смещения от первоначального положения частиц упрочняющей фазы в зависимости от размеров при центробежном ускорении $16g$

Полученные на основе разработанной модели и представленные на рисунках 4–6 результаты согласуются с теоретическими и экспериментальными данными, приведенными в работах [10–14; 17].

Закключение. Разработана модель индукционной наплавки порошковых материалов, позволяющая рассчитывать режимы процесса с учетом особенностей дисперсно-порошковых сред, по своему композиционному составу соответствующих металломатричным композитам, которые могут использоваться для нанесения износостойких и антифрикционных покрытий на контактные поверхности высоконагруженных деталей узлов трения и сопряжений. Описаны результаты моделирования формирования контактных промежутков между частицами дисперсной фазы при упругом сжатии и влияние этого промежутка на характер перехода дисперсно-порошковой среды в твердотельное состояние.

ЛИТЕРАТУРА

1. Современная трибология: Итоги и перспективы / под ред. К.В. Фролова. – М.: Изд-во ЛКИ, 2008. – 480 с.
2. Гаркунов, Д.А. Триботехника (износ и безызносность): учебник. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Изд-во МСХА, 2001. – 616 с.
3. Федорченко, И.М. Композиционные спеченные антифрикционные материалы / И.М. Федорченко, Л.И. Пугина. – Киев: Наукова думка, 1980. – 404 с.
4. Ли, Р.И. Технология восстановления и упрочнения деталей автотракторной техники: учеб. пособие. – Липецк: ЛГТУ, 2014. – 379 с.
5. Гладкий, П.В. Плазменная технология / П.В. Гладкий, Е.Ф. Переплетчиков, И.А. Рябцев. – Киев: Экотехнология, 2007. – 292 с.
6. Фрумин, И.И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фрумин. – М.: Металлургия, 1961. – 424 с.

7. Костиков, В.И. Плазменные покрытия / В.И. Костиков, Ю.А. Шестерин. – М.: Metallurgy, 1978. – 160 с.
8. Индукционная наплавка твердых сплавов / В.Н. Ткачева [и др.]. – М.: Metallurgy, 1970. – 183 с.
9. Клименко, Ю.В. Электроконтактная наплавка / Ю.В. Клименко; под ред. Э.С. Каракозв. – М.: Metallurgy, 1978. – 128 с.
10. Дорожкин, Н.Н. Получение покрытий методом припекания [Текст] / Н.Н. Дорожкин, Т.М. Абрамович, В.И. Жорник. – Минск: Наука и техника, 1980. – 176 с.
11. Электрофизические методы нанесения металлических покрытий из металлических порошков / Н.Н. Дорожкин [и др.]. – Рига: Зинатне, 1985. – 131 с.
12. Центробежное припекание порошковых покрытий при переменных силовых воздействиях / Н.Н. Дорожкин [и др.]. – Минск: Навука і тэхніка, 1993. – 159 с.
13. Импульсные электрофизические технологии получения покрытий и модифицирования поверхности материалов / К.Е. Белявин [и др.] // Metallurgy. Респ. межвед. сб. науч. тр. – Вып. 34, ч. 2. – 2013. – С. 58–71.
14. Белявин, К.Е. Индукционный нагрев в процессах центробежного нанесения покрытий [Текст] / К.Е. Белявин, И.А. Сосновский, А.Л. Худoley // Вестн. фонда фундаментальных исследований. – Минск, 2013. – № 3(36). – С. 70–87.
15. Григорьянц, А.Г. Основы лазерной обработки материалов / А.Г. Григорьянц. – М.: Машиностроение, 1989. – 304 с.
16. Бальшин М.Ю. Основы порошковой металлургии / М.Ю. Бальшин, С.С. Кипарисов. – М.: Metallurgy, 1978. – 184 с.
17. Теория и практика электроимпульсного спекания пористых порошковых материалов [Текст] / К.Н. Белявин [и др.]. – Минск: ООО «Ремико», 1997. – 180 с.

Поступила 21.01.2016

MODELING OF THE PROCESS OF INDUCTION WELDING POWDER SURFACES CONTAINING NANODIMENTIONAL MODIFIERS

M. BELOTSERKOVSKY, I. SOSNOVSKY, A. KURILYONOK, O. KUZNECHIK

It analyzes the process of induction welding powder materials. A mathematical model of the processes of induction welding powder materials in the initial state of dispersion-powder medium and containing in its composition particles of the hardening phase, represented by ultrafine or nano-sized inclusions of refractory oxides or carbides. The results of modeling the formation of the contact spacing between the particles of the dispersed phase in the elastic compression and the impact of this period of transition in the nature of the powder dispersion-medium in solid condition. Using this model, it is also possible to select modes, in which under the action of centrifugal forces, the redistribution of particles of the hardening phase and nano-sized particles in the melt will be minimal.

Keywords: powder charge, antifriction coatings, centrifugal induction welding, mathematical model, nanodimensional patterns.