

УДК 539.3

## Моделирование выделения мягкой фазы на поверхность многокомпонентного алюминиевого сплава при трении

Ю.Ю. Маховская, И.Г. Горячева

Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, 119526, Россия

Предложена модель для расчета зависимости количества твердого смазочного материала, образующегося на поверхности многокомпонентного алюминиевого сплава при трении. На основе построенной модели проведен анализ влияния свойств матрицы и мягких структурных составляющих, а также структуры сплава на количество выделяемой в зону трения мягкой фазы, обеспечивающей эффект самосмазывания. Даны рекомендации по структурному составу сплава (размеру и плотности фазовых включений), который обеспечит увеличение толщины выделяющейся смазочной пленки при заданных режимах трения.

*Ключевые слова:* самосмазывание, многокомпонентный сплав, трение

## Modeling of soft phase discharge on the surface of multicomponent aluminum alloy in friction

Yu. Yu. Makhovskaya and I. G. Goryacheva

Institute for Problems in Mechanics RAS, Moscow, 119526, Russia

A model for calculating the dependence of the amount of solid lubricant formed on the surface of a multicomponent aluminum alloy in friction is proposed. The constructed model is applied to analyze how the properties of the matrix and soft structural components as well as the alloy structure influence the amount of the soft phase discharged to the friction zone which provides for self-lubrication. Recommendations are given concerning the structural composition of the alloy (size and density of phase inclusions) in order to increase the thickness of formed lubricant film in specified friction modes.

*Keywords:* self-lubrication, multicomponent alloy, friction

### 1. Введение

Антифрикционные алюминиевые сплавы широко используются в подшипниках скольжения в тяжело нагруженных узлах трения, в частности в железнодорожном транспорте. Важным свойством таких сплавов является способность к самосмазыванию, т.е. выделению в контактную зону мягкой фазы при фрикционном взаимодействии такого сплава с твердым контртелом, вследствие чего происходит образование на поверхности трения пленки вторичных структур. Сформированная защитная пленка предохраняет трущиеся поверхности от схватывания и задиоров, что особенно важно в критических условиях трения, когда жидкой смазки недостаточно для образования сплошного слоя, разделяющего поверхности [1, 2].

В работе [3] была предложена модель самосмазывания двухкомпонентного антифрикционного сплава при трении, в которой выделение на поверхность смазоч-

ного материала происходит за счет пластической деформации матрицы и мягкой фазы. Модели, учитывающие выдавливание мягкой фазы не только за счет пластической, но и за счет упругой деформации, были предложены в [4–6] для алюминиевого сплава и в [7, 8] для керамического композита. В этих работах был проведен расчет и анализ количества выделившейся мягкой фазы для двухкомпонентных самосмазывающихся материалов в зависимости от основных характеристик их составляющих (пределов текучести твердой и мягкой фаз сплава, размера включений и расстояния между ними). В настоящей работе представлена модель выделения мягкой фазы на поверхность трения для случая многокомпонентного алюминиевого сплава.

### 2. Описание модели выделения мягкой фазы из многокомпонентного сплава при трении

Рассматривается многокомпонентный алюминиевый сплав, который состоит из твердой фазы, представ-

ляющей собой алюминиевую матрицу, и  $n$  видов включений мягкой (легкоплавкой) фазы (рис. 1). По поверхности сплава скользит с заданной скоростью  $V$  жесткий шероховатый индентор, нагруженный заданным номинальным давлением  $p_0$ .

Виды мягкой фазы различаются концентрацией в сплаве, а также механическими и теплофизическими свойствами. В качестве входных параметров модели используются следующие характеристики материалов матрицы (индекс  $m$ ) и включений (индекс  $i = 1, \dots, n$ ): модули Юнга  $E_m, E_i$ , коэффициенты Пуассона  $\nu_m, \nu_i$ , температурные коэффициенты линейного расширения  $\alpha_m, \alpha_i$ , пределы текучести  $\sigma_m^y, \sigma_i^y$ , коэффициенты теплопроводности  $\lambda_m, \lambda_i$  и температуры плавления  $T_i^{\text{melt}}$  структурных составляющих, начальные объемные концентрации включений  $n_i$ , среднее расстояние между включениями  $d$ . Также считаются заданными следующие величины, характеризующие контактное взаимодействие: среднее расстояние между поверхностными неровностями индентора  $l$  и средний радиус неровности  $R_a$ , номинальное давление и температура на контактной поверхности  $p_0, T_0$ , скорость относительного скольжения поверхностей  $V$ , коэффициент трения поверхностей  $\mu$ , коэффициент разделения тепловых потоков на поверхности трения  $k$ , определяющий мощность потока, идущего в композит.

Модель строится на основании предположения о том, что мягкая фаза выделяется на поверхность сплава путем ее пластического течения по границам зерен матрицы при деформировании сплава. Выдавливание мягкой фазы обусловлено деформацией матрицы, которая может быть как упругой, так и пластической. Считается, что в области пластического деформирования матрицы мягкая фаза обоих видов полностью выделяется на поверхность. В области упругого деформирования матрицы количество выделившейся мягкой фазы определяется деформацией включений. Кроме того, оценивается возможность плавления легкоплавких фаз за счет повышения температуры на пятнах контакта.

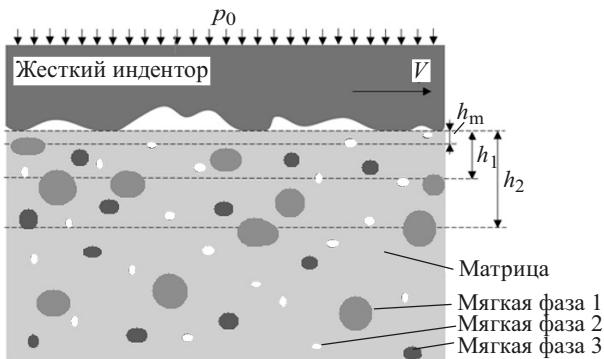


Рис. 1. Схема контакта многокомпонентного сплава с контртелом

### 3. Метод расчета количества выделившейся смазки

При трении по шероховатому контртелу напряжения и температуры в каждой точке сплава изменяются циклически. Однако с точки зрения выделения мягкой фазы на поверхность главную роль играют максимальные по амплитуде значения, которых достигают напряжения и температура в каждой точке сплава при прохождении над ней поверхностного выступа контртела. Поэтому будем считать, что выделение мягкой фазы определяется распределением по глубине амплитудных значений давления  $p(z)$ , максимальных касательных напряжений  $\tau_{\text{max}}(z)$  и температуры  $T(z)$ . Соответственно, области, в которых происходит пластическое деформирование матрицы и мягких компонентов сплава, считаются имеющими форму приповерхностных слоев постоянной толщины. Пусть слой, в котором происходит пластическое течение матрицы, имеет толщину  $h_m$ , а слой, в которых происходит пластическое течение мягких компонентов сплава, —  $h_i$  ( $i = 1, \dots, n$ ).

#### 3.1. Расчет количества выделившейся мягкой структурной составляющей

Согласно сделанным предположениям, в слое, в котором имеет место пластическая деформация матрицы, т.е. при  $z \leq h_m$ , все включения полностью выдавливаются на поверхность. При этом концентрация всех видов мягких фаз, остающихся в слое, становится равной нулю:

$$n_i^r(z) = 0, z \leq h_m, i = 1, \dots, n. \quad (1)$$

В областях, в которых матрица деформируется упруго, а включения находятся в состоянии пластического течения, т.е. при  $h_m < z \leq h_i, i = 1, \dots, n$ , объем выдавленной на поверхность мягкой фазы определяется деформацией включений каждого вида.

Для оценки величины деформации включений реальная структура композита заменяется периодической структурой с прямоугольной решеткой, в узлах которой расположены чередующиеся включения мягких составляющих сплава (рис. 2). Шаг решетки, т.е. среднее расстояние между включениями, считается заданной характеристикой материала и совпадает со средним размером зерна матрицы  $d$ .

Пусть включения  $i$ -й мягкой составляющей имеют форму сфер радиусом  $R_i$ , который определяется как  $R_i = n_i^{1/3} d/2$ , где  $n_i$  — концентрация  $i$ -й мягкой составляющей. Рассмотрим сферу радиуса  $R = d/2 = R_i/n_i^{1/3}$  с центром в центре включения. Внутри этой сферы содержится только одно включение. Предположим, что это включение находится в условиях пластического течения.

Из решения уравнений Ламе следует, что напряженное состояние внутри области, заключенной между двумя сферическими поверхностями, является главным,

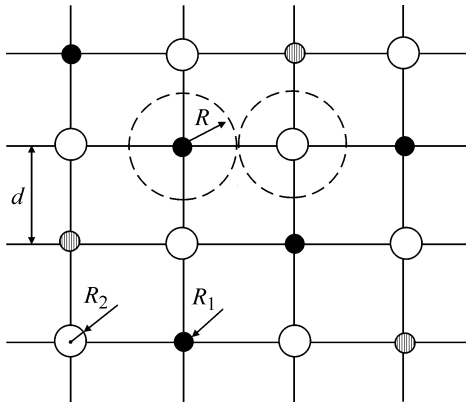


Рис. 2. Периодическая структура, используемая для расчета локальных напряжений в сплаве

при этом напряжения определяются по формулам [9]

$$\sigma_r = C_i^1 \frac{E_m}{1 - 2\nu_m} - C_i^2 \frac{E_m}{(1 + \nu_m)r^3}, \quad (2)$$

$$\sigma_\theta = C_i^1 \frac{E_m}{1 - 2\nu_m} + C_i^2 \frac{E_m}{2(1 + \nu_m)r^3}. \quad (3)$$

Для определения постоянных  $C_i^1$  и  $C_i^2$  в соотношениях (2) и (3) используются следующие условия. Считается, что к внешнему радиусу  $r = R$  сферической полости приложено равномерное давление  $p(z)$ , а на поверхности включения  $r = R_i$  справедливо условие

$$\left| \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{2} \right| = \tau_i^*, \quad (4)$$

где  $\tau_i^* (i = 1, \dots, n)$  — предел текучести материалов мягких составляющих на сдвиг. В результате решения задачи Ламе для радиальных перемещений в упругой полости получено выражение

$$u_{ri}(r) = \frac{(4\sigma_i^y n_0 + 3p(z))(2\nu_m - 1)r^3 - \sigma_i^y R_i^3(1 + \nu_m)}{3E_m r^2}.$$

Отсюда определяется изменение радиуса включения в результате упругого деформирования матрицы:

$$\begin{aligned} \Delta R_i = -u_{ri}(R_i) &= \\ &= R_i \frac{(4\sigma_i^y n_i + 3p(z))(1 - 2\nu_m) + \sigma_i^y(1 + \nu_m)}{3E_m}. \end{aligned} \quad (5)$$

Полученное соотношение позволяет оценить концентрацию каждого из компонентов мягкой фазовой составляющей  $n_i^r(z) (i = 1, \dots, n)$ , остающуюся в сплаве в результате выдавливания части этой составляющей на поверхность. С учетом (1) для остаточной концентрации каждого вида мягкой фазы получим соотношение

$$n_i^r(z) = \begin{cases} 1, & z \leq h_m, \\ \left( \frac{R_i - \Delta R_i(z)}{R} \right)^3, & h_m < z \leq h_i, \\ n_i, & z > h_i. \end{cases} \quad (6)$$

Зная функции  $n_i^r(z)$ , можно рассчитать объем мягкой фазы каждого вида, выделившейся на поверхность композитного слоя:

$$V_i = S \int_0^{h_i} [n_i - n_i^r(z)] dz,$$

где  $S$  — площадь поверхности. Суммарный объем выделившейся на поверхность мягкой структурной составляющей определяется как

$$V = \sum_i V_i.$$

Учтем также тот факт, что во включениях, имеющих непосредственный выход на поверхность, мягкая фаза должна отсутствовать (например выделиться еще в гидродинамическом режиме и унести потоком смазки). Суммарный объем этих включений составляет  $S n_i R_i$ . С учетом этого и соотношения (6) получим следующее выражение для расчета средней толщины смазочной пленки, возникающей на поверхности антифрикционного слоя:

$$\delta = \sum_{i=1}^n n_i \left[ h_i - R_i - \int_{\max(R_i, h_m)}^{h_i} \left( 1 - \frac{\Delta R_i(z)}{R_i} \right)^3 dz \right], \quad (7)$$

где  $\Delta R_i(z)$  определяется соотношением (5). Метод определения толщин слоев, в которых имеет место пластическое течение матрицы  $h_m$  и включений  $h_i$ , изложен в следующем разделе.

### 3.2. Определение областей пластического течения матрицы и включений

Области пластического течения матрицы и включений мягких структурных составляющих определяются полем напряжений и температур в сплаве. Пластическое течение матрицы начинается, когда величина максимального касательного напряжения достигает предела текучести матрицы, который является функцией температуры  $\sigma_m^y(T)/2$ . Тогда область пластического течения матрицы представляет собой слой, граница которого  $h_m$  определяется решением уравнения

$$\tau_{\max}(h_m) = \frac{1}{2} \sigma_m^y(T(h_m)). \quad (8)$$

Для определения области пластического течения включений мягкой фазы недостаточно приравнять величину максимального касательного напряжения  $\tau_{\max}(z)$  пределу текучести материалов мягкой составляющей  $\sigma_i^y/2 (i = 1, \dots, n)$ , поскольку на начало пластического течения включений влияет концентрация напряжений вокруг включений. Необходимо учесть внутреннюю структуру композита и микроскопические поля напряжений, возникающие вблизи включений, которые существенно отличаются от макроскопических напряжений.

Для оценки влияния концентрации напряжений на начало пластического течения включений рассмотрим задачу для отдельного включения  $i$ -й мягкой структурной составляющей, которое заключено в сферу ра-

диуса  $R = d/2 = R_i/n_i^{1/3}$  с центром в центре включения. Используем полученное решение для определения сдвиговых напряжений на поверхности сферы радиуса  $R$ :

$$\tau = \frac{|\sigma_r - \sigma_\theta|}{2} = \frac{\tau_i^* R_i^3}{R^3}.$$

Следовательно, толщину  $h_i$  слоев, в которых происходит пластическое течение включений каждой из двух мягких фаз, можно рассчитать по формуле

$$\tau_{\max}(h_i) = n_i \tau_i^* = 1/2 n_i \sigma_i^y(T(h_i)). \quad (9)$$

Таким образом, для расчета толщины слоев, в которых происходит пластическое течение матрицы и включений, по соотношениям (8) и (9) и для последующего расчета толщины смазочной пленки по соотношениям (5) и (7) необходимо знать распределения по глубине сплава амплитудных значений давления  $p(z)$ , максимальных касательных напряжений  $\tau_{\max}(z)$  и температуры  $T(z)$ .

#### 4. Оценка напряжений и температур в приповерхностном слое композита

Наличие поверхностной шероховатости приводит к дискретному характеру контакта между рассматриваемым сплавом и контртелом [10]. Это, в свою очередь, ведет к неоднородности полей температуры и напряжений в приповерхностном слое, поскольку внешняя нагрузка и фрикционный тепловой поток не распределены по поверхности непрерывно, а имеют место лишь на пятнах контакта.

Рассмотрим взаимодействие единичной жесткой неровности радиуса  $R_a$  с упругим полупространством при ее скольжении с постоянной скоростью  $V$ . Полупространство в данном случае считается однородным и характеризуется эффективными упругими модулями  $E$  и  $\nu$  сплава и эффективным коэффициентом теплопроводности  $\lambda$ .

В рассматриваемом случае напряжения, вызванные неоднородностью теплового потока через границу покрытия, малы по сравнению с напряжениями, вызванными нагрузкой на пятнах контакта [5].

Таким образом, вкладом температурных членов в напряженное состояние в окрестности единичной неровности можно пренебречь и использовать теорию Герца, из которой следует, что максимальные напряжения имеют место на оси симметрии неровности и определяются соотношениями [11]

$$\begin{aligned} \sigma_z(z) &= -p_{\max} \left(1 + \frac{z^2}{a^2}\right)^{-1}, \\ \sigma_x(z) &= \sigma_y(z) = \\ &= -p_{\max} \left[ (1+\nu) \left(1 - \frac{z}{a} \arctg \frac{a}{z}\right) - \frac{1}{2} \left(1 + \frac{z^2}{a^2}\right)^{-1} \right], \\ \tau_{xz} &= \tau_{xy} = \tau_{yz} = 0, \end{aligned} \quad (10)$$

$$p_{\max} = \left(\frac{6PE^*2}{\pi^3 R_a^2}\right)^{1/3}, \quad a = \left(\frac{3PR_a}{4E^*}\right)^{1/3}, \quad E^* = \frac{E}{1-\nu^2},$$

где среднюю нагрузку  $P$ , действующую на одну неровность, можно оценить, зная номинальное контактное давление  $p_0$  и среднее расстояние между неровностями  $l$ :  $P = p_0 l^2$ .

Распределения по глубине максимальных касательных напряжений  $\tau_{\max}(z)$  и гидростатического давления  $p(z)$  определяются с использованием (10) по известным соотношениям

$$\tau_{\max}(z) = \frac{|\sigma_y - \sigma_z|}{2}, \quad p(z) = 1/3(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z). \quad (11)$$

Локальное приращение температуры на пятне контакта над средней температурой  $T_0$  поверхности трения можно оценить из соотношения [12]

$$T = T_0 + \frac{8}{3\pi} \frac{k\mu p_m V a}{\lambda}. \quad (12)$$

В качестве среднего давления на единичном пятне контакта  $p_m$  необходимо взять среднее герцевское давление  $p_m = 2p_{\max}/3$  в случае, когда матрица находится в упругом состоянии, и  $p_m = 3\sigma_m^y$ , когда матрица на поверхности находится в пластическом состоянии.

Соотношение для изменения температуры с глубиной в центре площадки контакта получено в [13]. С учетом (12) получаем следующее соотношение для оценки изменения температуры сплава по глубине

$$\begin{aligned} T(z) &= T \left( \sqrt{1 + \left(\frac{z}{a}\right)^2} - \frac{z}{a} \right) = \\ &= \left( T_0 + \frac{8}{3\pi} \frac{k\mu p_m V a}{\lambda} \right) \left( \sqrt{1 + \left(\frac{z}{a}\right)^2} - \frac{z}{a} \right). \end{aligned} \quad (13)$$

Полученные в этом разделе выражения для расчета распределения напряжений (11) и температур (13) используются для определения областей пластического течения матрицы и включений по изложенному выше алгоритму.

#### 5. Пример расчета для трехкомпонентных сплавов

Расчет будет проводиться для трехкомпонентного сплава, состоящего из матрицы и двух различных мягких структурных составляющих ( $n = 2$ ). В качестве примера для расчета взяты сплавы с алюминиевой матрицей, в качестве возможных мягких составляющих рассмотрены олово, свинец, висмут, а также эвтектический сплав олова и свинца (для последнего использованы данные для свинцово-оловянного припоя ПОС 61).

##### 5.1. Определение эффективных характеристик сплава

Для оценки полей напряжений и температур в п. 4 сплав считался однородным материалом, обладающим

эффективными упругими модулями  $E$  и  $\nu$  сплава и эффективным коэффициентом теплопроводности  $\lambda$ .

Чтобы определить эффективные упругие характеристики, используем соотношения для трехкомпонентного гранулированного композита, полученные в [14] для материала, состоящего из матрицы и двух видов сферических включений. Тогда для эффективных модулей сдвига  $\mu$  и объемного сжатия  $k$  композита имеем

$$k = k_m \left\{ 1 + \frac{n_1(k_1/k_m - 1) + n_2(k_2/k_m - 1)}{(1 - n_1 - n_2 + n_1/h_{11} + n_2/h_{12})h_{11}h_{12}} \right\}, \quad (14)$$

$$\mu = \mu_m \left\{ 1 + \frac{n_1(\mu_1/\mu_m - 1) + n_2(\mu_2/\mu_m - 1)}{(1 - n_1 - n_2 + n_1/h_{11} + n_2/h_{12})h_{11}h_{12}} \right\}, \quad (15)$$

где

$$h_{1j} = \frac{3k_j + 4\mu_m}{3k_m + 4\mu_m}, \quad (16)$$

$$h_{2j} = 1 + \frac{6(\mu_j - \mu_m)(k_m + 2\mu_m)}{5\mu_m(3k_m + 4\mu_m)}, \quad j = 1, 2.$$

Модули сдвига и объемного сжатия матрицы  $k_m, \mu_m$  и включений  $k_i, \mu_i$  ( $i = 1, 2$ ) рассчитываются по известным соотношениям для коэффициентов Ламе:

$$\mu_i = \frac{E_i}{2(1 + \nu_i)}, \quad k_i = \frac{E_i}{1 - 2\nu_i}. \quad (17)$$

После чего, используя известные обратные соотношения

$$E = \frac{9k\mu}{3k + \mu}, \quad \nu = \frac{3k - 2\mu}{2(3k + \mu)}, \quad (18)$$

можно рассчитать эффективные модуль Юнга  $E$  и коэффициент Пуассона  $\nu$  сплава.

Эффективный коэффициент теплопроводности для гранулированного трехкомпонентного композита рассчитывается с использованием соотношения [15]

$$\lambda = \lambda_m \left\{ \frac{n_1}{n_1 + n_2} \left[ 1 - \frac{n_1 + n_2}{1 - \lambda_1/\lambda_m - \frac{1 - n_1 - n_2}{3}} \right] + \frac{n_2}{n_1 + n_2} \left[ 1 - \frac{n_1 + n_2}{1 - \lambda_2/\lambda_m - \frac{1 - n_1 - n_2}{3}} \right] \right\}. \quad (19)$$

В табл. 1 приведены значения модуля Юнга, коэффициента Пуассона и коэффициента теплопроводности

для компонентов сплава, которые будут использованы далее при расчете количества выделившейся мягкой фазы. Приведенные значения взяты из справочных таблиц для рассматриваемых материалов [16].

### 5.2. Зависимость предела текучести материалов матрицы и включений от температуры

Оценки по формуле (13), а также результаты экспериментов показывают, что при трении алюминиевого сплава по стальному контртелу происходит значительный разогрев поверхности трения и приповерхностных слоев сплава. Известно, что механические и теплофизические характеристики металлов являются функциями температуры [17]. Особенно существенное влияние оказывает температура на предел текучести компонент алюминевых сплавов [1].

Воспользуемся соотношением, описывающим влияние температуры на твердость металла [17]:

$$HВ(T) = A \exp(-\beta T),$$

где  $HВ(T)$  — твердость при температуре  $T$ ;  $\beta$  — температурный коэффициент твердости;  $A$  — коэффициент, постоянный для данного материала. Если считать, что предел текучести у металлов пропорционален твердости [18], то можно получить следующее выражение для температурной зависимости предела текучести:

$$\frac{\sigma^y(T)}{\sigma^y(T^0)} = \exp(-\beta(T - T^0)), \quad (20)$$

где в качестве  $T^0$  используется температура 20 °С. В табл. 1 приведены значения пределов текучести при данной температуре  $\sigma^y(T^0)$  и температурных коэффициентов твердости  $\beta$  для рассматриваемых материалов матрицы и мягких структурных составляющих. Приведенные в таблице значения взяты из опубликованных данных [16, 19, 20]. Оценки по соотношению (20) показывают, что повышение температуры приводит к существенному понижению предела текучести всех рассмотренных материалов, особенно заметному для олова и эвтектического сплава.

### 5.3. Влияние разности коэффициентов теплового расширения матрицы и мягкой фазы

Учитывая, что матрица и мягкие включения по-разному расширяются при нагревании, соотношение для изменения радиуса включения (19) необходимо дополнить уточняющим членом, отвечающим за разницу тем-

Таблица 1  
Механические и тепловые свойства компонентов сплавов, используемые для расчета

Материал	$E$ , ГПа	$\nu$	$\lambda$ , Вт/(м·К)	$\beta \cdot 10^4$ , °С <sup>-1</sup>	$\sigma^y(20\text{ °С})$ , МПа	$\alpha \cdot 10^6$ , °С <sup>-1</sup>	$T^{\text{melt}}$ , °С
Al	70	0.31	240	23.3	100	22.2	659
Sn	54	0.33	62	50.0	12	23.4	232
Pb	16	0.45	34	29.0	5	28.0	327
Эвтектика Sn+Pb	40	0.40	50	77.0	27	24.0	183
Bi	32	0.33	7	32.4	6	13.0	271

пературных коэффициентов линейного расширения:

$$\Delta R_i^T(z) = \Delta R_i(z) + T(z)(\alpha_i - \alpha_m). \quad (21)$$

Чтобы рассчитать среднюю толщину смазочной пленки с учетом разницы коэффициентов теплового расширения, необходимо соотношение (21) подставить в (5) вместо  $\Delta R_i(z)$ . В табл. 1 приведены табличные значения коэффициентов линейного расширения алюминия и рассматриваемых материалов мягкой фазы [16].

#### 5.4. Результаты расчета

Кроме характеристик материалов, приведенных в табл. 1, в расчетах используются следующие величины и диапазоны величин, характеризующие условия фрикционного взаимодействия алюминиевого сплава со стальным контртелом:

$$p_0 = 0.1\text{--}50.0 \text{ МПа}, T_0 = 50\text{--}200 \text{ }^\circ\text{C}, \\ V = 1 \text{ м/с}, \mu = 0.15, k = 0.4.$$

Параметры шероховатости индентора брались следующими:  $l = 50 \text{ мкм}$ ,  $R_a/l = 1$ . Среднее расстояние между включениями (средний размер зерна алюминиевого сплава) считалось равным  $20 \text{ мкм}$ , кроме расчетов, в которых оно варьировалось.

##### 5.4.1. Влияние внешней нагрузки и температуры на самосмазывание сплава при трении

Результаты расчетов показали, что в исследованном диапазоне температур мягкая фаза выделяется за счет механизма пластического течения, поскольку пластическое течение достигается при меньших температурах, чем температуры плавления структурных составляющих.

На рис. 3 показано распределение по глубине концентрации компонентов мягкой фазы  $n_i^r(z)$ ,  $i = 1, 2$ , оставшихся после выделения части мягкой фазы на поверхность сплава. Кривые 1 и 2 показывают концентрацию олова и свинца соответственно.

Расчет проведен по соотношению (6) для сплава, состоящего из алюминиевой матрицы, 10 % олова и 10 % свинца при различных значениях средней температуры и давления на поверхности трения.

Результаты показывают, что непосредственно под поверхностью существует обедненный слой, из которого мягкая фаза выдавилась полностью. Толщина этого слоя возрастает с увеличением давления и температуры. Глубже этого слоя находится область, из которой включения мягкой фазы выдавились частично. На рис. 4 показана зависимость средней толщины пленки выделенной на поверхность мягкой фазы, рассчитанной по соотношению (7), от температуры при различных величинах номинального давления на поверхности трения.

Анализ результатов показывает, что самосмазывание сплава связано с различными механизмами при различных условиях трения:

1. Небольшие внешние нагрузки и температуры (для выбранных значений параметров это  $p_0 < 1 \text{ МПа}$ ,  $T_0 <$

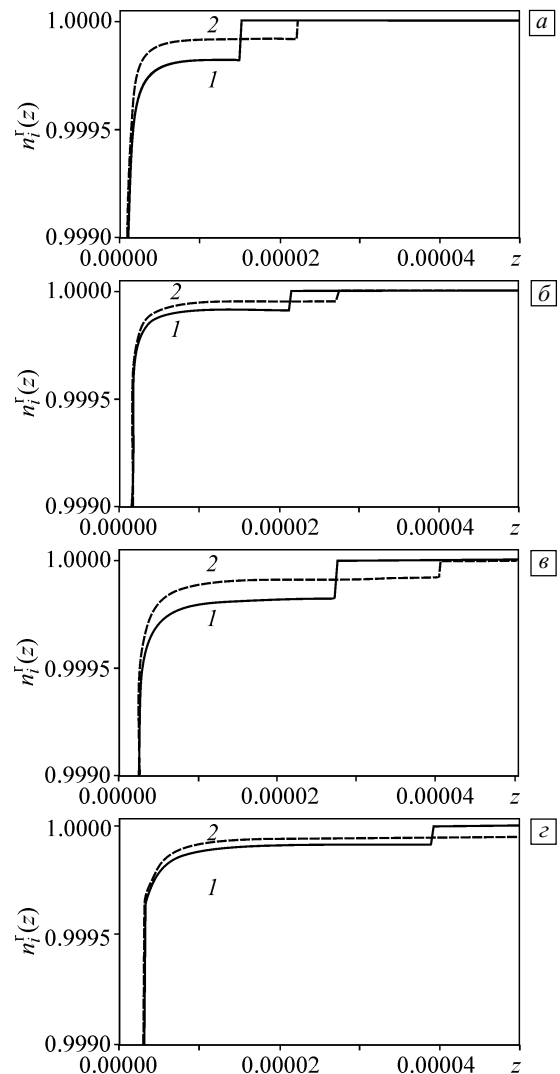


Рис. 3. Распределение по глубине остаточной концентрации олова (1) и свинца (2) в сплаве Al + 0.1Sn + 0.1Pb.  $p_0 = 0.3$  (а, б), 1 МПа (в, г);  $T_0 = 50$  (а, в), 200  $^\circ\text{C}$  (б, г)

$< 100 \text{ }^\circ\text{C}$ ). В этом случае пластическое течение матрицы не происходит или имеет место в тонком приповерхностном слое, толщина которого сравнима с размером включений. При этом процесс выдавливания мягкой фазы в значительной мере определяется упругой деформацией матрицы. Средняя толщина пленки смазки на поверхности при этом составляет доли микрометров.

2. Достаточно большие внешние нагрузки и высокие температуры. В этом случае приповерхностный слой, в котором происходит пластическое течение матрицы, существует, и его толщина  $h_m$  заметно больше средних размеров включений  $R_1$  и  $R_2$ . При этом выделение на поверхность мягкой фазы определяется главным образом пластической деформацией матрицы в приповерхностном слое. Средняя толщина пленки смазки на поверхности в этом случае достигает нескольких микрометров.

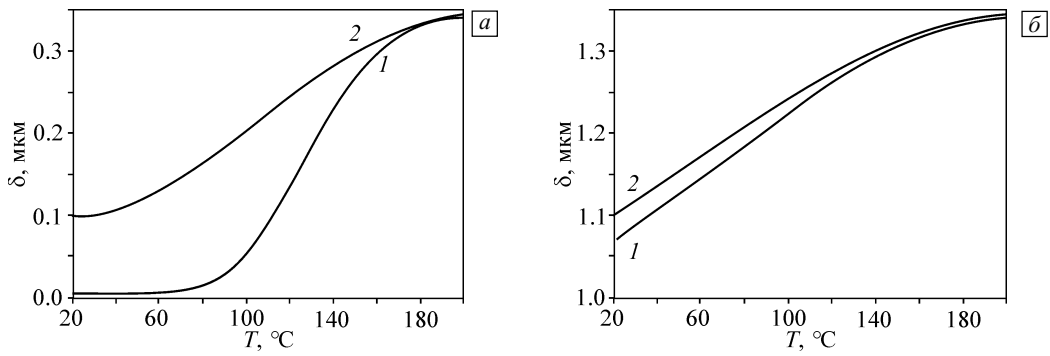


Рис. 4. Зависимость средней толщины смазочной пленки от температуры для двухкомпонентного Al + 0.2Sn (1) и трехкомпонентного Al + 0.1Sn + 0.1Pb (2) сплавов.  $p_0 = 0.3$  (а), 5 МПа (б)

5.4.2. Влияние концентрации и свойств мягкой фазы на количество выделившейся смазки

На рис. 5 представлены результаты расчета средней толщины пленки для сплава с алюминиевой матрицей при заданной концентрации одной из мягких фаз.

В качестве мягкой фазы с заданной концентрацией  $n_1 = 0.06 = \text{const}$  выбрано олово. В качестве второй мягкой фазы, концентрация  $n_2$  которой варьировалась, рассмотрены висмут, оловянно-свинцовая эвтектика и свинец. Результаты получены для температуры  $T_0 = 100$  °С.

Результаты расчетов показывают, что при малых величинах давления толщина пленки немонотонно зависит от концентрации, подобно тому как это имело место для модели двухкомпонентного сплава [5]. Существует оптимальная концентрация для каждого компонента мягкой фазы. Наибольшую толщину пленки обеспечивает выбор в качестве второй мягкой фазы материала с более низким пределом текучести и более высоким модулем упругости (висмут). Добавление свинца в качестве второй мягкой фазы оказывается менее эффективно с точки зрения выделения мягкой фазы, поскольку он в силу своего низкого модуля упругости уменьшает эффективную жесткость композита.

Однако различия при добавлении разных материалов в качестве мягких фаз имеют место только при

относительно малых давлениях. При повышении давления (а также температуры) влияние свойств мягкой фазы на количество выделившейся смазки становится несущественным. При высоких давлениях  $p_0 > 1-5$  МПа толщина пленки монотонно возрастает с увеличением концентрации каждого компонента мягкой фазы и практически не зависит от свойств этих компонентов. В этом случае, в рамках сделанных предположений, для описания самосмазывания многокомпонентного композита достаточно использование двухкомпонентной модели, учитывающей все включения мягкой фазы как один и тот же материал.

На рис. 6 представлены зависимости средней толщины смазочной пленки от суммарной концентрации мягких фаз в сплаве  $n_0 = n_1 + n_2$  для двух разных величин давлений при  $l = R_a = 20$  мкм. В данном расчете задавались средние радиусы включений  $R_1$  и  $R_2$ , из чего рассчитывалась суммарная концентрация  $n_0$  составляющих мягкой фазы  $n_1$  и  $n_2$ .

Расчеты проводились для сплава, состоящего из алюминиевой матрицы и двух видов мягких включений — олова и оловянно-свинцовой эвтектики.

Исследовалось влияние соотношения размеров включений двух фаз на количество выделившейся мягкой структурной составляющей. Результаты показывают, что больше смазки выделяется при одинаковых

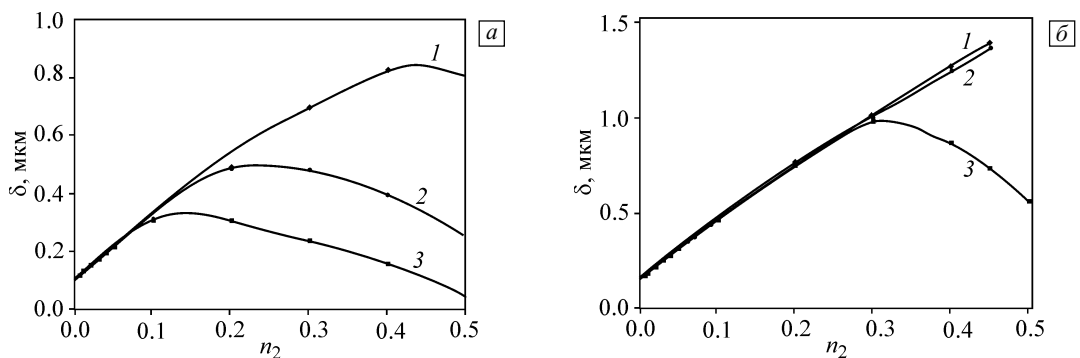


Рис. 5. Зависимость средней толщины смазочной пленки от концентрации второй мягкой фазы  $n_2$  при  $n_1 = 0.06 = \text{const}$  для разных материалов второй мягкой фазы: висмут (1), оловянно-свинцовая эвтектика (2) и свинец (3).  $p_0 = 0.5$  (а), 1 МПа (б)

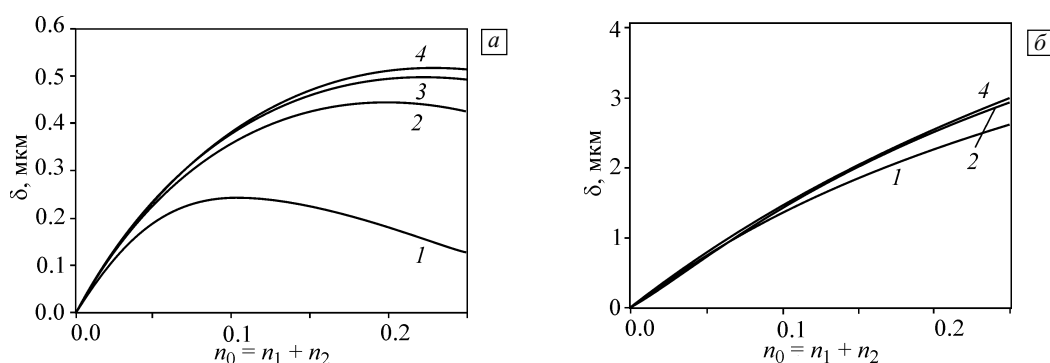


Рис. 6. Зависимость средней толщины смазочной пленки от суммарной концентрации мягкой фазы.  $p_0 = 1$  (а), 50 МПа (б);  $R_1/R_2 = 0.48$  (1), 0.75 (2), 0.87(3), 1.00 (4)

размерах включений обеих мягких фаз. При больших нагрузках выделение мягкой фазы определяется пластической деформацией матрицы и соотношение размеров включений меньше влияет на количество смазки.

На рис. 7 приведена зависимость средней толщины смазочной пленки от среднего расстояния между включениями. Расчет проводился для сплава с таким же составом, как и на рис. 6, при  $p_0 = 10$  МПа и тех же параметрах шероховатости контртела. В принятой модели среднее расстояние между включениями соответствует среднему размеру зерна матрицы. В данном расчете задавались  $d$  и концентрация составляющих мягкой фазы  $n_1$  и  $n_2$ , из чего рассчитывались средние радиусы включений  $R_1$  и  $R_2$ .

При увеличении расстояния между включениями (и, соответственно, увеличении размера включений) при их постоянной концентрации количество выделившейся мягкой фазы уменьшается. При больших расстояниях  $d$  толщина смазочной пленки слабее зависит от концентрации включений и от соотношения радиусов включений двух мягких фаз.

#### 5.4.3. Влияние свойств твердой фазы на толщину пленки вторичных структур

Добавление различных компонентов в материал алюминиевой матрицы позволяет существенно влиять

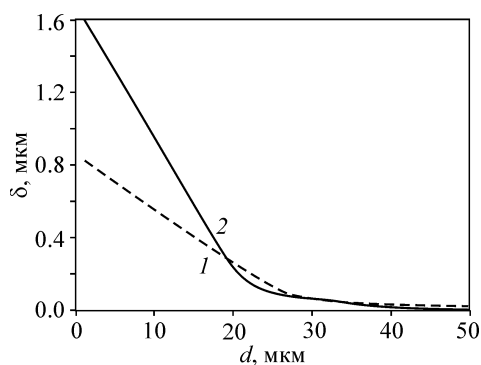


Рис. 7. Зависимость средней толщины смазочной пленки от расстояния между включениями.  $n = 0.1$  (1) и 0.2 (2)

на свойства твердой фазы. В частности, добавление меди и кремния, а также увеличение температуры отжига сплава приводит к повышению твердости матрицы, что считается положительным эффектом и ассоциируется с повышением износостойкости материала.

Однако с точки зрения механизма самосмазывания повышение твердости алюминиевой матрицы оказывает негативное действие, приводя к уменьшению количества выделяющейся на поверхность мягкой фазы. Для иллюстрации этого вывода на рис. 8 приведены зависимости толщины пленки от предела текучести матрицы (который можно считать пропорциональным ее твердости [18]). Расчеты проведены для трехкомпонентного сплава Al + 0.1Sn + 0.1Pb при  $T_0 = 100$  °C и различных давлениях. Результаты показывают, что увеличение предела текучести (а значит, и твердости) матрицы приводит к уменьшению количества выделяемой сплавом мягкой фазы, что особенно заметно при высоких давлениях.

## 6. Выводы

Построена модель выделения мягкой фазы на поверхность многокомпонентного антифрикционного сплава, которая использована для исследования зависимости количества твердого смазочного материала, образующегося на поверхности сплава, от основных характерис-

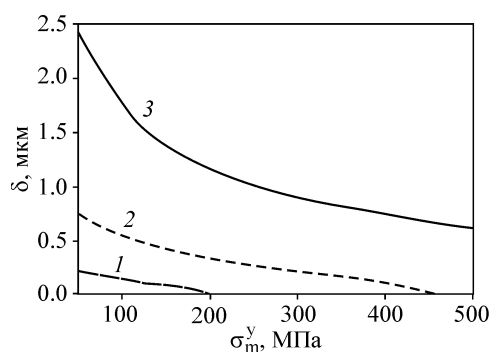


Рис. 8. Зависимость средней толщины пленки от предела текучести матрицы.  $p_0 = 0.1$  (1), 1 (2), 10 МПа (3)

тик составляющих сплава. С помощью построенной модели проведен анализ влияния свойств матрицы и мягких структурных составляющих трехкомпонентного алюминиевого сплава на количество выделяемой в зону трения мягкой фазы, обеспечивающей эффект самосмазывания в различных режимах трения. На основании проведенных расчетов можно сделать следующие выводы по структурному составу сплава и свойствам его компонентов, обеспечивающим увеличение толщины выделяющейся смазочной пленки при трении:

1. В критических режимах работы антифрикционного сплава (при высоких давлениях и температурах) самосмазывающиеся свойства сплава определяются главным образом пределом текучести алюминиевой матрицы, который связан с ее твердостью. Поэтому твердость матрицы не должна быть слишком высокой. Предел текучести матрицы должен быть таким, чтобы пластическая деформация матрицы распространялась на глубину не менее нескольких размеров включений. При высоких контактных нагрузках и температурах фазовый состав мягкой структурной составляющей оказывает незначительное влияние на объем выделяющейся смазки, который в этом случае зависит только от суммарной концентрации всех компонентов мягкой фазы и возрастает с увеличением этой концентрации.

2. В режимах, когда пластическое течение матрицы не достигается или происходит только в очень тонком приповерхностном слое (при небольших нагрузках и температурах), средняя толщина выделившейся мягкой фазы существенно зависит от ее фазового состава и концентрации каждого компонента. Оптимальные значения концентрации каждого компонента мягкой фазы можно подобрать, используя предложенную модель расчета. В качестве компонентов мягкой фазы наилучший результат дают материалы с наиболее низким пределом текучести, но одновременно с достаточно высоким модулем упругости.

3. Самосмазывание тем эффективнее, чем ближе друг к другу размеры включений различных мягких фаз. При фиксированной суммарной концентрации  $n_0$  мягкой фазы в композите толщина формирующейся пленки тем больше, чем меньше среднее расстояние между включениями  $d$ .

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 14-19-01033.

## Литература

1. Буше Н.А., Гуляев А.С., Двоскина В.А., Раков К.М. Подшипники из алюминиевых сплавов. – Изд-во «Транспорт», 1974. – 225 с.
2. Буше Н.А., Копытько В.В. Совместимость трущихся поверхностей. – М.: Наука, 1981. – 127 с.
3. Alexeyev N., Jahanmir S. Mechanics of friction in self-lubricating composite materials I: Mechanics of second-phase deformation and motion // *Wear*. – 1993. – V. 166. – P. 41–48.
4. Буше Н.А., Горячева И.Г., Корнеев Р.А. Контактное взаимодействие антифрикционных сплавов, содержащих мягкую фазу // *Изв. вузов. Северо-Кавказский регион. Технические науки*. – 2001. – Спец. вып. – С. 35–39.
5. Буше Н.А., Горячева И.Г., Маховская Ю.Ю. Влияние фазового состава антифрикционных алюминиевых сплавов на их самосмазывание при трении // *Трение и износ*. – 2002. – № 4. – С. 286–295.
6. Курбаткин И.И., Буше Н.А., Горячева И.Г., Зайчиков А.В. Влияние состава алюминиевых антифрикционных сплавов на процессы образования защитных пленок при их контактном взаимодействии // *Трение и износ*. – 2006. – Т. 27. – № 4. – С. 355–360.
7. Song J., Valefi M., de Rooij M.B., Schipper D.J. A mechanical model for surface layer formation on self-lubricating ceramic composites // *Wear*. – 2010. – V. 268. – No. 9–10. – P. 1072–1079.
8. Valefi M., Rooij M.B., de Mokhtari M., Schipper D.J. Modelling of a thin soft layer on a self-lubricating ceramic composite // *Wear*. – 2013. – V. 303. – No. 1–2. – P. 178–184.
9. Лурье А.И. Пространственные задачи теории упругости. – М.: Гос. изд-во технико-теоретической литературы, 1955. – 491 с.
10. Горячева И.Г., Добычин М.Н. Контактные задачи в трибологии. – М.: Машиностроение, 1988. – 256 с.
11. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия. – М.: Мир, 1989. – 509 с.
12. Карслоу Г., Эгер Д. Теплопроводность твердых тел. – М.: Наука, 1964. – 488 с.
13. Коровчинский М.В. Основы теории термического контакта при локальном трении // *Новое в теории трения*. – М.: Наука, 1966. – С. 98–145.
14. Dai L.H., Huang Z.P., Wang R. Explicit expressions for bounds for the effective moduli of multi-phased composites by the generalized self-consistent method // *Comp. Sci. Tech.* – 1999. – V. 59. – P. 1691–1699.
15. Дутьнев Г.Н., Заричняк Ю.П. Теплопроводность смесей и композиционных материалов. – Л.: Энергия, 1974. – 261 с.
16. Физические величины: Справочник / Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.
17. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. – М.: Машиностроение, 1974. – 472 с.
18. Марковец М.П. Определение механических свойств металлов по твердости. – М.: Машиностроение, 1979. – 191 с.
19. Merchant H.D., Marty G.S., Bahadur S.N., Dwivedi L.T., Mehrotra Y. Hardness-temperature relationships in metals // *J. Mater. Sci.* – 1973. – V. 8. – P. 437–442.
20. Савиццев П.А. Некоторые свойства эвтектических сплавов и молекулярная концентрация // *Изв. ТПИ*. – 1958. – Т. 95. – С. 146–151.

Поступила в редакцию  
26.11.2015 г.

## Сведения об авторах

Горячева Ирина Георгиевна, д.ф.-м.н., акад., зав. лаб. ИПМех РАН, goryache@ipmnet.ru  
Маховская Юлия Юрьевна, к.ф.-м.н., снс ИПМех РАН, makhovskaya@mail.ru