

9. С. А. Батурич, Н. Х. Дьяченко, Л. Е. Магидович. Тр. Алтайского политехнического ин-та. Вып. 47. Барнаул, 1975.
10. Н. Х. Дьяченко, Ю. Б. Свиридов.— В сб.: Горение и взрыв. М., Наука, 1972.
11. В. К. Баев, А. Н. Бажайкин и др.— В сб.: Нестационарное смесеобразование и горение в замкнутом объеме. Новосибирск, ИТПМ, 1979.
12. М. А. Хайлов.— В сб.: Сгорание и смесеобразование в дизелях. М., Изд-во АН СССР, 1960.
13. С. М. Когарко, А. А. Борисов. Изв. АН СССР, ОХН, 1960, 8, 1348.
14. Ю. М. Трушин.— В сб.: Распространение пламени и детонации в газовых смесях. М., ИХФ АН СССР, 1960.

## РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ВОЛНЫ ГОРЕНИЯ В СИСТЕМЕ $Zr - Al$

*Е. А. Некрасов, Ю. М. Максимов, А. П. Алдушин*  
(Томск)

Вслед за выяснением качественных закономерностей распространения волны горения в безгазовых системах [1, 2] на повестку дня встает задача расчета абсолютных характеристик процесса. Существующие теоретические представления о распространении волны горения в безгазовых системах выделяют две основные трудности в задаче количественного описания процесса. Одна из них, присущая всем макрокинетическим задачам, связана с недостатком информации по кинетике высокотемпературного взаимодействия. Другая, специфичная для данного класса систем, обусловлена ролью структурных факторов, характеризующих масштаб гетерогенности среды и условия контакта реагентов.

Первым шагом на пути к количественному описанию процесса горения в безгазовых системах может служить расчет скорости и структуры волны реакции в идеализованной упорядоченной системе с идеальным контактом реагентов. Для описания кинетики взаимодействия примем предположение о лимитирующей роли взаимодиффузии компонентов. В этом приближении скорость и последовательность превращения исходных реагентов в продукты реакции определяются фазовой диаграммой рассматриваемой конкретной системы [3—5].

Подобная идеализация не лишает расчет количественного смысла, поскольку как в структурном, так и в кинетическом плане принятые предположения способствуют завышению скорости взаимодействия реагентов. Полученная таким способом скорость горения должна быть верхней оценкой скорости для данной конкретной системы при заданном масштабе гетерогенности. Побочный результат расчета в сопоставлении с экспериментальными данными — вывод о роли структурных и кинетических факторов при горении гетерогенных конденсированных систем. Для иллюстрации сформулированного подхода ниже приведены методика и результаты расчета параметров и структуры волны горения в системе  $Zr - Al$ .

Распространение волны горения в смесях порошков  $Zr$  и  $Al$  характеризуется тем, что наиболее тугоплавкий металл ( $Zr$ ) остается твердым в зоне реакции, находясь в контакте с расплавленным легкоплавким компонентом ( $Al$ ) [6]. Продукты реакции в системе  $Zr - Al$  являются фазами постоянного состава с нулевой областью гомогенности (рис. 1) [7]. Наиболее вероятным путем образования конечного продукта в процессе горения является его кристаллизация из насыщенного или пересыщенного раствора, образующегося при растворении циркония в расплаве алюминия. В этом смысле система  $Zr - Al$  представляет не только количественный, но и качественный интерес.

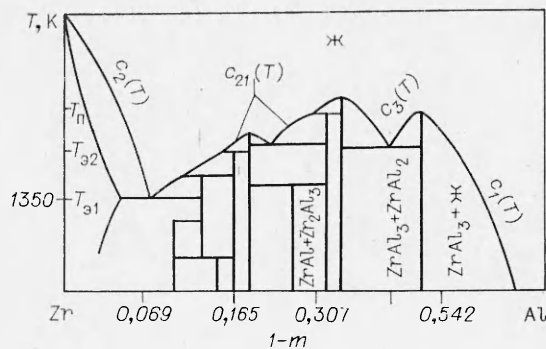


Рис. 1.

**Постановка задачи.** Используется простейшая модель гетерогенной среды, предполагающая, что частицы тугоплавкого металла (Zr) размером  $r_0$  равномерно распределены среди частиц легкоплавкого алюминия. Вся гетерогенная смесь моделируется совокупностью ячеек, размер которых  $R_0$  определяется числом частиц тугоплавкого металла в единице объема  $N$  [8]. Такое представле-

ние позволяет исключить из рассмотрения возможные для данной системы эффекты, связанные с капиллярным растеканием жидкого Al по участкам образца, занятым Zr [9]. Конкретные расчеты проводились для случая плоского аналога рассматриваемой модели, представляющего собой систему из упорядоченных слоев взаимодействующих реагентов [10]. Распределение температуры по объему ячейки не учитывалось ввиду малости критерия  $Le = D/a \ll 1$  [10, 11]. Здесь  $D$  — коэффициент диффузии,  $a$  — температуропроводность.

После достижения температуры плавления легкоплавкого компонента  $T_*$  в каждой ячейке начинается экзотермическая реакция растворения циркония в расплаве алюминия. Этот процесс, как и в большинстве систем металл — металл, лимитируется диффузией растворяющегося компонента [12—15]. Кристаллизация конечного продукта в волне горения происходит в результате пересыщения какого-либо участка ячейки растворенным металлом при условии, если температура в данной точке фронта меньше его температуры плавления  $T_п$ .

Система уравнений, определяющих распределение температуры и эффективной концентрации металла в расплаве  $c$  (учитывающей влияние стефановского потока [16]) в стационарной волне горения, имеет вид:

$$a \frac{d^2 T}{dx^2} - u \frac{dT}{dx} + \frac{I}{c_v} \Phi = 0, \quad (1)$$

$$u \frac{\partial c}{\partial x} = D(T) \frac{\partial^2 c}{\partial r^2}.$$

Граничные условия:

$$x = 0: T = T_*, \frac{dT}{dx} = \frac{u}{a} (T_* - T_0^3), c = 0, r_p = r_0 = c_0 R_0, \eta_p = \eta_k = 0;$$

$$x = \infty: T = T_k, \eta_p = 1, \eta_k = \eta_n.$$

Обозначения:  $x, r$  — координаты вдоль образца и в отдельной ячейке ( $r \ll x$ );  $r_0, \rho$  — начальный размер и плотность частицы тугоплавкого компонента;  $T_0^3 = T_0 - \frac{L}{c_p} \frac{r_0}{R_0}$  — эффективная начальная температура, учитывающая потери тепла на плавление Al;  $L, c_p, T_*$  — теплота плавления, теплоемкость и температура плавления Al;  $D(T) = D_0 \exp(-E/RT)$  — коэффициент диффузии Zr в расплаве Al;  $D_0, E, R$  — предэкспонент, энергия активации, газовая постоянная,  $c_0$  — эффективное количество тугоплавкого компонента в исходной смеси;  $u$  — скорость горения;  $T_k$  — конечная температура во фронте горения;  $\eta_p = (r_0 - r_p)/r_0$ ,  $\eta_k = (R_0 - r_2 + r_1)/R_0$  — глубина растворения и кристаллизации;  $\eta_n$  — конечное значение глубины кристаллизации при  $T = T_k$ ;  $r_p, r_i$  — текущие радиусы растворяющейся и кристаллизующейся фаз (соответственно в центральных  $i = 1$  и периферийных  $i = 2$  участках ячейки);  $N = 1/R_0$ ; эффективная

концентрация связана с массовой долей  $Zr - m$  (см. рис. 1) соотношением  $c = (1 + \alpha)m / (1 + \alpha m)$ ,  $\alpha = (\rho_{\pi} - \rho) / \rho$  [16];  $\rho_{\pi}$  — плотность легкоплавкого компонента;  $c_v$  — теплоемкость единицы объема среды;  $\Phi$  — скорость тепловыделения в отдельной ячейке, равная сумме тепловыделения от растворения  $\Phi_p$  и кристаллизации  $\Phi_k$ .

Граничные условия для уравнения диффузии в (1) меняются в ходе процесса вместе с температурным изменением фазового равновесия. Пусть исходная смесь рассчитана на образование соединения  $ZrAl_3$  ( $c_0 = 0,31$ ). Согласно [6],  $T_k \approx T_{\pi}$  ( $T_{\pi}$  — температура плавления продукта). Как видно из рис. 1, растворимость металла в расплаве  $c_n$  при температурах, меньших температуры плавления первой эвтектики  $T_{\pi 1}$ , определяется линией ликвидуса  $c_1(T)$ . После плавления эвтектики растворимость возрастает и следует линии  $c_2(T)$ .

Пока концентрация металла на периферии ячейки  $c(R_0, x)$  меньше ликвидусной  $c_1(T)$ , идет только растворение

$$r = r_p, \quad c = c_n = \begin{cases} c_1(T), & T \leq T_{\pi 1}, \\ c_2(T), & T > T_{\pi 1}, \end{cases} \quad (1 - c_n)u \frac{dr_p}{dx} = D(T) \frac{\partial c(r_p, x)}{\partial r}, \quad (2)$$

$$r = R_0, \quad \partial c(R_0, x) / \partial r = 0.$$

Соответствующий профиль концентрации металла в отдельной ячейке схематически изображен на рис. 2, а.

С ростом температуры в волне горения концентрация  $Zr$  на границе ячейки  $c(R_0, x)$  повышается, достигая при  $T > T_{\pi 1}$  значений, больших, чем растворимость  $c_1(T)$  фазы  $ZrAl_3$  в расплаве алюминия. Расплав на периферии ячейки становится перенасыщенным, и в нем с выделением теплоты кристаллизации начинают образовываться кристаллы  $ZrAl_3$ . Очень быстро эти кристаллы срастаются в сплошной слой, скорость роста которого в дальнейшем определяется скоростью диффузии растворенного металла к поверхности кристаллизующейся фазы

$$r = r_2, \quad c = c_1, \quad (c_0 - c_1)u \cdot dr_2/dx = D(T) \cdot \partial c(r_2, x) / \partial r. \quad (3)$$

После растворения металла вместо первых двух условий в (2) имеем

$$\partial c(0, x) / \partial r = 0. \quad (4)$$

В общем случае кристаллизация фазы  $ZrAl_3$  может начаться либо в ходе процесса растворения, либо после его окончания. Соответствующие этим случаям профили концентрации представлены на рис. 2, б, в.

Условие (4) действует до тех пор, пока концентрация в центре ячейки не станет ниже значений, определяемых линией ликвидуса  $c_{\pi 1}(T)$ . Ответ на вопрос, какие фазы будут образовываться в центре ячейки, зависит от температуры в данной точке фронта. При  $T < T_{\pi 2}$  кристаллизующийся продукт (см. рис. 1) должен быть многофазным. Расчет процесса кристаллизации в этом случае представляет самостоятельную задачу, требующую учета перитектических реакций. Поэтому в дальнейшем исследуются режимы, когда пересыщение расплава в центре ячейки достигается при  $T > T_{\pi 2}$ . Такие режимы характерны тем, что при

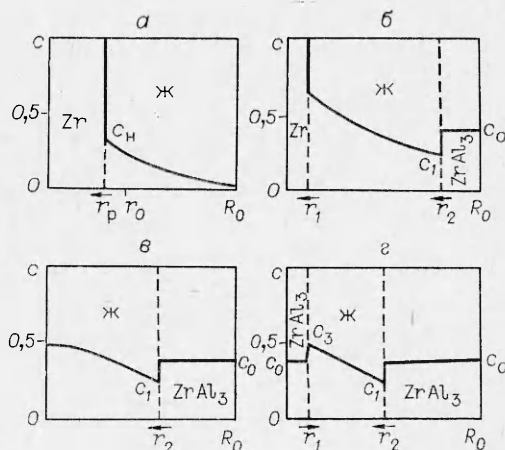


Рис. 2.

$c(0, x) < c_{21}$  единственной фазой, которая может кристаллизироваться в интервале  $c_{21} \leq c \leq c_3$ , является соединение  $ZrAl_2$  (см. рис. 1). Однако образование фазы  $ZrAl_2$  сопровождается ее одновременным растворением в эвтектике, в результате чего кристаллизацию этой фазы можно не учитывать. Образование конечного продукта  $ZrAl_3$  в центре ячейки начинается в момент, когда  $c(0, x) < c_3(T)$ . Поскольку на этом участке ячейки продукт кристаллизуется из расплава более богатого растворенным компонентом, чем на ее периферии, скорость кристаллизации определяется скоростью диффузии оттесняемой образующейся фазой избытка металла в глубь ячейки (рис. 2, з)

$$r = r_1, \quad c = c_3, \quad (c_0 - c_3)u \cdot dr_1/dx = D(T) \cdot \partial c(r_1, x)/\partial r. \quad (5)$$

Как видно из рис. 2, з, в рамках диффузионной модели последние доли расплава кристаллизуются практически мгновенно. В действительности скорость кристаллизации на заключительных этапах взаимодействия ограничена кинетической стадией [17].

Скорость тепловыделения  $\Phi$  определяется потоками металла в расплав  $P_p$  и к поверхности кристаллизующейся фазы  $P_1$  (см. рис. 2, а — в)

$$P_p = -\rho \left[ D(T) \frac{\partial c(r_p, x)}{\partial r} + c_p u \frac{dr_p}{dx} \right] \equiv -\rho u \frac{dr_p}{dx},$$

$$P_1 = -\rho \left[ D(T) \frac{\partial c(r_1, x)}{\partial r} + c_1 u \frac{dr_1}{dx} \right] \equiv -\rho u c_0 \frac{dr_1}{dx}.$$

После растворения металла тепловыделение происходит только в результате кристаллизации, скорость которой определяется потоком  $P_1$  и потоком избыточного металла в глубь ячейки  $P_2$ , когда  $c(0, x) < c_3(T)$

$$P_2 = -\rho \left[ D(T) \frac{\partial c(r_1, x)}{\partial r} + c_3 u \frac{dr_1}{dx} \right] \equiv \rho u c_0 \frac{dr_1}{dx}.$$

Окончательное выражение для функции тепловыделения принимает вид

$$\Phi = \begin{cases} -Q_p \rho u \frac{dr_p}{dx}, & r_p > 0, \quad c(R_0, x) < c_1, \\ -Q_p \rho u \frac{dr_p}{dx} - Q_k \rho u c_0 \frac{dr_1}{dx}, & r_p > 0, \quad c(R_0, x) > c_1, \\ Q_k c_0 \rho u \frac{d}{dx} (r_1 - r_2), & r_p = 0, \quad c(0, x) < c_3, \quad c(R_0, x) > c_1, \end{cases} \quad (6)$$

где  $Q_p$ ,  $Q_k$  — тепловые эффекты растворения и кристаллизации в расчете на единицу массы тугоплавкого компонента.

Задача (1)–(6) решалась численно на ЭВМ в безразмерных переменных:  $\Theta = \frac{E}{RT_*^2} (T - T_*)$ ,  $z = r/R_0$ ,  $z_p = r_p/R_0$ ,  $z_i = r_i/R_0$ ,  $q = d\Theta/d\xi$ ,

$\xi = xu/a$ ,  $\omega = u/u_*$ ,  $u_*^2 = aD(T_*)/R_0^2$ ,  $D(\Theta) = \exp(\Theta/4 + \beta\Theta)$  при  $Q = Q_k/Q_p = 0,33$  и  $\alpha = -0,58$ . Значение  $E = 25$  ккал/моль, использовавшееся в расчетах, соответствует среднему уровню энергии активации диффузии активных металлов IV–VIII группы в жидком алюминии [12–15]. Выбранной величине энергии активации отвечают следующие значения параметров задачи:  $\Theta_{s1} = 9$ ,  $\Theta_n = 13$ ;  $\Theta_0 = -10,4$ ;  $\beta = 0,07$ ;  $\gamma = RT_*^2 \times \times c_V / (Q_p E \rho) = E^{-1} c_0 (1 + Q) RT_*^2 / 4 (T_k - T_0) = 0,018$  при  $c_0 = 0,31$  (в расчете на  $ZrAl_3$ ),  $T_k = 1850$  К [6],  $T_* = 933$  К и  $T_0 = 300$  К. Линии ликвидуса аппроксимировались следующим образом:

$$c_1(\Theta) = \begin{cases} 0,13\Theta/\Theta_{s1}, & \Theta \leq \Theta_{s1}, \\ 1 - (1 + (7,14 - \Theta)/7,63)^{1/2}, & \Theta_{s1} < \Theta \leq \Theta_n, \end{cases}$$

$$c_2(\Theta) = 0,78 + 0,22(\Theta - \Theta_{s1})/(\Theta_n - \Theta_{s1}),$$

$$c_3(\Theta) = 0,35 - 0,04(\Theta - \Theta_{s2})/(\Theta_n - \Theta_{s2}),$$

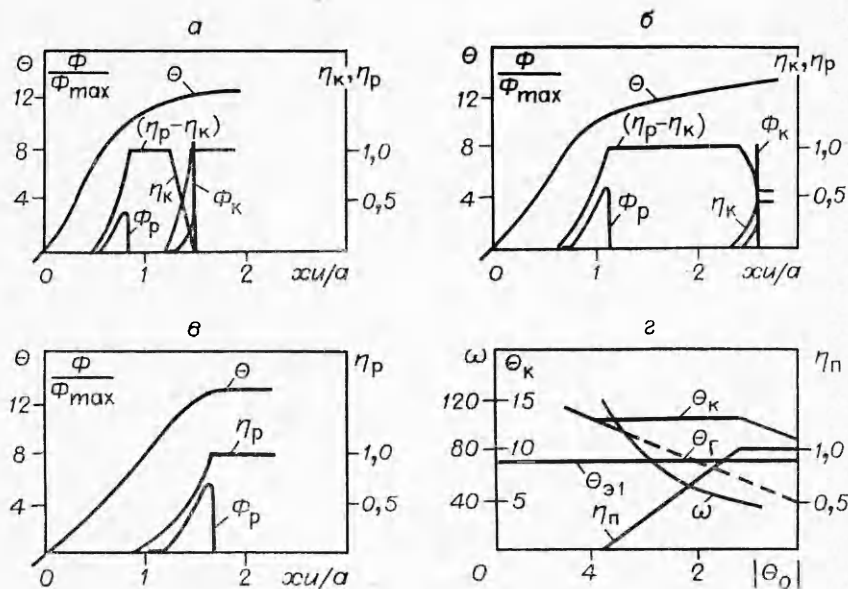


Рис. 3.

где  $\Theta_{\text{пл}} = 18$ ;  $\Theta_{\text{э2}} = 11,5$  — соответственно температуры плавления тугоплавкого металла и второй эвтектики.

Первый интеграл уравнений (1)–(6), определяющий конечную температуру в волне горения, имеет вид

$$\Theta_{\kappa} = \Theta_0 + c_0/\gamma + Q \cdot c_0/\gamma \cdot \eta_{\pi}. \quad (7)$$

Здесь второе и третье слагаемые отражают вклад тепловыделения от растворения и кристаллизации в общий разогрев. Конечное значение глубины кристаллизации во фронте реакции  $\eta_{\pi}$  зависит от соотношения между  $\Theta_0$ ,  $\Theta_{\kappa}$  и  $\Theta_{\pi}$ .

**Результаты расчетов.** Для состава  $c_0 = 0,31$  в отсутствии подогрева исходной смеси ведущей стадией процесса распространения волны горения является кристаллизация соединения  $\text{ZrAl}_3$  (рис. 3, а). Полное растворение металла возможно лишь при  $\Theta > \Theta_{\text{э1}}$ , поскольку именно при таких температурах растворимость металла в расплаве  $c_{\kappa}$  выше исходного соотношения компонентов  $c_0$  и определяется линией  $c_2(T)$  (см. рис. 1). Поскольку тепла, которое может выделиться в стадии растворения (ее температура горения  $\Theta_{\Gamma} = \Theta_0 + c_0/\gamma$  (7)) при заданной  $\Theta_0$ , недостаточно для разогрева выше  $\Theta_{\text{э1}}$ , то основная доля  $\text{Zr}$  растворяется за счет теплового потока из зоны кристаллизации, расположенной на некотором расстоянии от зоны, где протекает растворение. Глубина кристаллизации во фронте  $\eta_{\pi} = 1$ , поскольку  $\Theta_{\kappa} = 12,8 < \Theta_{\pi}$ . Таким образом, рассматриваемый случай характеризуется своеобразной стадийностью, заключающейся в том, что ведущая высокотемпературная стадия начинается спустя некоторое время после окончания быстрой низкотемпературной стадии. Разделение стадий происходит в результате того, что для данного исходного состава растворение заканчивается раньше, чем происходит пересыщение раствора (см. рис. 2, в).

Безразмерная величина скорости горения, соответствующая составу  $c_0 = 0,31$  и  $\Theta_0 = -10,1$ , равна 36,3 (в размерных переменных при следующих параметрах:  $a \approx 10^{-1}$  см<sup>2</sup>/с,  $D \approx 3 \times 10^{-6}$  см<sup>2</sup>/с [12–15],  $r_0 \approx 5 \times 10^{-4}$  см,  $u \approx 1,3$  см/с). Экспериментальное значение скорости горения смеси  $\text{Zr} + 3\text{Al}$  с таким же размером частиц и  $T_0 = 300$  К равно 0,8 см/с

[6]. Однако приведенная размерная оценка скорости горения носит иллюстративный характер и только показывает, что при разумных значениях определяющих параметров расчет на основе фазовой диаграммы дает разумные значения скорости распространения волны горения.

На рис. 3, б представлена структура фронта горения при  $\Theta_0 = -7,2$ . При таком подогреве температура, развиваемая стадией растворения  $\Theta_r$ , превышает температуру плавления эвтектики. Как видно из рис. 3, б, стадия кристаллизации расположена на значительном расстоянии от стадии растворения и практически не влияет на скорость горения. Ведущая роль в процессе горения принадлежит реакции растворения, заканчивающейся при  $\Theta_r = 10,4$ . Максимальная температура во фронте  $\Theta_k$  равна температуре плавления продукта, глубина кристаллизации  $\eta_k = 0,46$ . Конечное состояние системы в волне горения представляет собой твердую фазу  $ZrAl_3$ , находящуюся в равновесии с расплавом такого же состава. Образование остальной части конечного продукта происходит в ходе остывания образца.

Дальнейшее увеличение начальной температуры (см. рис. 3, в) приводит к тому, что температура горения стадии растворения становится выше температуры плавления продукта. В этом случае в волне горения идет только растворение металла, заканчивающееся образованием расплава переменной концентрации. В результате этого, если характерное время охлаждения образца меньше времени диффузии в ячейке, состав кристаллизующегося продукта может оказаться многофазным.

Характер перехода от режима кристаллизации к режиму растворения иллюстрируется рис. 3, г, на котором приведены зависимости  $\Theta_r$ ,  $\Theta_k$ ,  $\omega$ ,  $\eta_k$  от  $\Theta_0$ . Видно, что конечная температура во фронте, после достижения значения, равного  $\Theta_n$ , остается постоянной, пока температура, развиваемая стадией растворения, не сравняется с  $\Theta_n$ . Постоянство конечной температуры в интервале  $4,2 \leq |\Theta_0| \leq 9,9$  объясняется разделением стадий, в результате чего единственным источником тепловыделения в волне горения после растворения является кристаллизация, которая может идти только при температурах, меньших  $\Theta_n$ . Поэтому при подогреве сверх  $\Theta_0 = -9,9$  возрастет только температура горения стадии растворения, а конечная температура во фронте остается постоянной за счет уменьшения глубины кристаллизации  $\eta_k$  к моменту достижения  $\Theta_n$ . Так продолжается до тех пор, пока  $\Theta_r < \Theta_n$ . Скорость горения, как следует из рис. 3, г, несмотря на постоянство  $\Theta_k$ , продолжает расти, поскольку при  $\Theta_0 > -8$  ведущей стадией процесса является реакция растворения. Эта реакция ведущая и в случае, когда конечная температура в волне горения понижена до значений, меньших температуры плавления первой эвтектики  $\Theta_{e1}$ . При этом единственной фазой, которая может кристаллизоваться из образовавшегося раствора, является соединение  $ZrAl_3$  (см. рис. 1). Конечное состояние системы в волне горения при  $c_0 = c_1(\Theta_k)$  ( $\Theta_k \leq \Theta_{e1}$ ) представляет собой насыщенный раствор состава  $c_0$  (если  $c_0 > c_1(\Theta_k)$ ), в этом растворе имеются еще остатки нерастворившегося металла, выступающие в качестве добавки. Образование фазы  $ZrAl_3$  будет происходить за фронтом горения путем кристаллизации из остывающего раствора.

Как следует из рис. 1, максимальная эффективная растворимость металла в расплаве при  $\Theta_k = \Theta_{e1} = 9$  равна 0,12. Реализация этой температуры при  $c_0 = 0,12$  и  $\gamma = 0,018$  возможна только при подогреве исходной смеси до значений порядка 1000 К ( $\Theta_0 = +1,4$ ). При таком подогреве происходит вырождение стационарного фронта, поскольку нельзя пренебречь скоростью реакции в области начальных температур, что находится в соответствии с результатом [18].

С целью выяснения качественных особенностей распространения фронта при  $\Theta_k \leq \Theta_{e1}$  проведены модельные расчеты для  $\Theta_0 = -3$ ,  $\Theta_k = 9$ ,

$\gamma = 0,01$ ,  $c_0 = 0,12$ . Распространение волны горения в этом случае характеризуется широкой по температуре зоной реакции с максимумом тепловыделения, сосредоточенным вблизи температуры плавления легкоплавкого компонента  $\Theta = 0$  (рис. 4). Причина сильного кинетического торможения объясняется увеличением с ростом глубины растворения масштаба диффузии (от  $1 - z_0$  при  $\eta_p = 0$  до 1 при  $\eta_p = 1$ ) и температурной зависимостью растворимости, равной нулю при  $\Theta = 0$ . Как показали расчеты, кинетическая функция имеет примерно следующий вид:

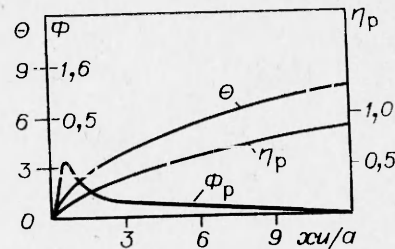


Рис. 4.

$$\varphi(\eta_p) \approx \begin{cases} 1/\eta_p, & \eta_p \rightarrow 0, \\ \Theta/\Theta_K - \eta_p, & \eta_p \rightarrow 1. \end{cases} \quad (8)$$

Из (8) видно, что начальные этапы взаимодействия описываются параболическим законом. С ростом глубины растворения автомодельный режим диффузии сменяется регулярным режимом, в котором кинетическое торможение реакции перекрывает ее температурное ускорение. Скорость горения  $\omega = 0,75$ .

Авторы благодарят К. Г. Шкадинского за помощь в составлении программы для ЭВМ.

Поступила в редакцию  
26 / II 1980

#### ЛИТЕРАТУРА

1. А. Г. Мержапов.— В сб.: Процессы горения в химической технологии и металлургии. Черноголовка, ОИХФ АН СССР, 1975.
2. Б. И. Хайкин.— В сб.: Горение и взрыв. М., Наука, 1977.
3. В. Зайт. Диффузия в металлах. М., ИЛ, 1959.
4. П. П. Будников, А. М. Гистлинг. Реакции в смесях твердых веществ. М., Стройиздат, 1971.
5. И. П. Боровинская.— В сб.: Горение и взрыв. М., Наука, 1977.
6. Ю. С. Найборожденко, Г. В. Лавреничук и др. Вторая Всесоюз. конф. по технологическому горению. Черноголовка, ОИХФ АН СССР, 1978.
7. Г. В. Самсонов, И. М. Виницкий. Тугоплавкие соединения. М., Металлургия, 1976.
8. Е. В. Околович, А. Г. Мержапов и др. ФГВ, 1977, 13, 3.
9. Е. А. Некрасов, Ю. М. Максимов и др. ФГВ, 1978, 14, 5.
10. А. П. Алдушин, Б. И. Хайкин. ФГВ, 1974, 10, 3.
11. А. П. Алдушин, Е. А. Некрасов, Ю. М. Максимов. Изв. АН СССР. Металлы, 1977, 2.
12. В. Г. Левич. Физико-химическая гидродинамика. М., Физматгиз, 1959.
13. Г. С. Ершов, А. А. Касаткин, А. А. Голубев. Изв. АН СССР. Металлы, 1979, 2.
14. Д. К. Белащенко. Явления переноса в жидких металлах и полупроводниках. М., Атомиздат, 1972.
15. В. И. Еременко, Я. В. Патанзон, В. П. Титов. Изв. АН СССР. Металлы, 1977, 2.
16. А. П. Алдушин, С. Г. Каспарян, К. Г. Шкадинский.— В сб.: Горение и взрыв. М., Наука, 1977.
17. Б. Я. Любков. Теория кристаллизации в больших объемах. М., Наука, 1975.
18. А. П. Алдушин, Б. В. Луговой и др. Докл. АН СССР, 1978, 243, 6.