УДК 621: 547

МОДЕЛЬ СТРУКТУРНО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОЛИКОМПОНЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В.Ю. Костыря, Ю.В. Голобурда, Г.В. Кокашинская

Национальная металлургическая академия Украины

К числу технологических приемов, позволяющих управлять структурой и свойствами сплавов, можно также отнести параметры исходной экзотермической смеси (плотность шихтового брикета, дисперсность и морфология порошков, время смешения, насыпная плотность); параметры, определяющие температуру и скорость волны СВС (начальная температура процесса, размеры брикета, условия конвекции с окружающей средой), а также режимы СВС-компактирования (время задержки прессования от момента инициирования реакции СВС, время выдержки под давлением прессования, компактирующее давление).

Условия приготовления материалов с минимальной пористостью во многом определяются правильностью подбора режимов компактирования: таких, как время задержки прессования и время выдержки под давлением. Определяемое время задержки (как правило, эмпирически) должно находиться из условия полного завершения реакции горения, максимально возможной температуры начала прессования и наиболее полного удаления из объема сгоревшей заготовки адсорбированных на поверхности исходных порошков газов и растворимых примесей. Оптимальное время выдержки под давлением сгоревшей заготовки определяется скоростью ее охлаждения и соответствует временнóму интервалу, в котором сохраняется достаточная пластичность. Сверху временнóй интервал ограничен моментом перехода материала из пластичного в упругое состояние, а нижний предел соответствует времени завершения основных стадий процессов диффузионного ”залечивания” пор и вязкого течения [1, 6].

Таким образом, очевидна не только взаимосвязь параметров СВС-процесса со структурой получаемых продуктов, но и возможность получения композиционных материалов с заданными структурой и свойствами в результате использования конкретных путей управления процессом СВС. Пластическая деформация, наряду с температурой, является одним из основных факторов структурного регулирования материалов с металлической матрицей. В СВС-материалах взаимное сочетание высоких температур синтеза, хронального быстродействия и пластической деформации (от активации шихты до финишного формообразования) позволяет ”программировать” структуру композита энергетической информацией высокотемпературной области, придавая ей стабильность и конструктивную прочность.

При установлении предельного компактного состояния СВС- материалов важную роль играет начальная стадия диаграммы деформирования, когда упругие и пластические свойства материала столь тесно взаимосвязаны, что различить их чрезвычайно трудно, так как смена упругих свойств с преобладанием пластических происходит в некоторой весьма малой области. Естественно, судить об этой области можно только приближенно, используя допуски на остаточную деформацию.

Общепринято в качестве условного предела текучести в испытаниях на растяжение и сжатие принимать такое напряжение, при котором остаточная деформация составляет

$$\delta_p = \delta_c = = 0{,}002 = 0{,}2\%. \qquad (1)$$

Тогда условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ можно рассматривать как результат, вызвавший определенную пластическую деформацию безразлично каким образом: простым растяжением, посредством операций обработки давлением или термообработки. Основное назначение допуска - соблюдение таких условий, которые позволили бы сравнивать между собой характеристики материала при различных напряженных состояниях.

Случаи растяжения и сжатия отличаются равномерным распределением напряжений в пределах выделенных сечений, а в большинстве случаев это условие не выполняется, например при изгибе и кручении. При изгибе в принципе можно воспользоваться допуском (1) на деформации наиболее удаленных от нейтральной плоскости слоев. При кручении же задача усложняется. Выходом из этого положения, видимо, является установление равноэффективной (эквивалентной) деформации, осуществимое на основе теории. Р. Людвиг [1], исходя из представлений об эквивалентности напряжений при равных величинах $\tau_{\max}$, вывел зависимость

$$\delta_{кр} = 1{,}5\delta_p = 0{,}004 = 0{,}4\%. \qquad (2)$$

Н. Н. Давиденков, обратив внимание на ошибку Р. Людвига, исправил допуск на кручение [1]:

$$\delta_{кр} = 1{,}5\delta_p = 0{,}003 = 0{,}3\ \%. \qquad (3)$$

Допуск при кручении не является единственным, так как, используя, например, гипотезу о равенстве октаэдрических касательных напряжений, можно получить

$$\delta_{кр} = 0{,}0035 = 0{,}35\%. \qquad (4)$$

Следовательно, выбор допуска на остаточную деформацию при установлении предела текучести существенно зависит от критерия эквивалентности деформаций. Выработка методики определения предела текучести при различных условиях нагружекия имеет первостепенное значение в механике некомпактных сред как с теоретической, так и с практической точки зрения. В качестве критерия эквивалентности деформаций пористых тел можно принять условие

$$f_\sigma = 3J_2' + \alpha J_1^2 - \beta\sigma_T^2 = 0, \qquad (5)$$

$$f_\sigma = \frac{3}{2}S_{ij}Sij + \alpha\sigma_{RR}\sigma_{ll} - \beta\sigma_T^2 = 0 \qquad (6)$$

С использованием ассоциированного с условием (5) или (6) закона течения

$$d\varepsilon_{ij}^p = \frac{3}{2}\frac{d\varepsilon_{ЭКВ}^p}{\sigma_{ЭКВ}}\left[\sigma_{ij} - \frac{1-2\alpha}{3}\sigma_{RR}\sigma_{ll}\right] \qquad (i,l = 1,2,3).$$

Рассмотрим случай линейного растяжения:

$$\sigma_1 = \sigma_p^T; \quad \sigma_2 = \sigma_3 = 0, \tag{7}$$

где σ_P^T - предел текучести при растяжении. Тогда величина допуска составит

$$\delta_P = \frac{3}{2}\frac{d\varepsilon_{ЭКВ}^p}{\sigma_{ЭКВ}}\left[\sigma_1 - (1-2\alpha)\frac{\sigma_1}{3}\right] \tag{8}$$

Или с учетом [7]

$$\delta_P = \frac{d\varepsilon_{ЭКВ}^p}{\sigma_{ЭКВ}}(1+\alpha)\sigma_P^T. \tag{9}$$

При сдвиге (кручении), когда $\sigma_1 = -\sigma_3$, $\sigma_2 = 0$, допуск на остаточную деформацию можно выразить как

$$2\delta\gamma = d\varepsilon_1^P - d\varepsilon_3^P = \frac{3}{2}\frac{d\varepsilon_{ЭКВ}^p}{\sigma_{ЭКВ}}(\sigma_1 - \sigma_3), \tag{10}$$

или

$$2\delta\gamma = \frac{3}{2}\frac{d\varepsilon_{ЭКВ}^p}{\sigma_{ЭКВ}}2\tau_T. \tag{11}$$

Воспользовавшись выражением (8), допуск при сдвиге запишем в форме

$$\delta\gamma = \frac{3}{2}\frac{\delta_P}{1+\alpha}\frac{\tau_T}{\sigma_P^T}. \tag{13}$$

Таким образом, допуск на сдвиг оказался зависимым от соотношения пределов текучести при сдвиге и растяжении, которое можно установить из условия предельного состояния

$$S_U^2 + \alpha\sigma_0^2 = \beta\sigma_T^2. \tag{14}$$

Отсюда с учетом того, что при сдвиге $\sigma_0 = 0$, найдем

$$\frac{\tau_T}{\sigma_P^T} = \sqrt{\beta}. \tag{15}$$

Итак, допуск при сдвиге связан с допуском при растяжении зависимостью

$$\delta\gamma = \frac{3}{2}\frac{\delta_P}{1+\alpha}\sqrt{\beta}. \tag{16}$$

Если обратиться к компактным металлам (α = 0; β=1), то придем к соотношению, установленному Н. Н. Давиденковым:

$$\delta\gamma = 1{,}5\delta_P. \tag{17}$$

Следовательно, рассматриваемый подход к установлению допусков представляет собой естественное обобщение методики, принятой для компактных металлов и сплавов. В приложении к СВС – материалам допуски на остаточную деформацию зависят от параметра некомпактности, так как функции α и β зависят от пористости: $\alpha = \alpha(\Theta)$, $\beta = \beta(\Theta)$. Аналогично можно установить соотношение между допусками при всестороннем равномерном сжатии и сдвиге или растяжении:

$$\delta\varepsilon_\upsilon = 9\alpha \frac{d\varepsilon^p_{ЭКВ}}{\sigma_{ЭКВ}} P \cdot \tag{18}$$

С учетом зависимости (11) связь между допусками при сдвиге и гидростатическом сжатии представим в виде

$$\delta\varepsilon_\upsilon = 3\alpha \frac{P_T}{\tau_T}\delta\gamma \tag{19}$$

или, воспользовавшись условием предельного состояния при гидростатическом сжатии, получим

$$\delta\varepsilon_\upsilon = \frac{4,5}{\sqrt{\alpha}}\delta\gamma_P \cdot \tag{20}$$

Для изучения предельного состояния пористых тел иногда целесообразно установить соотношение между допусками при гидростатическом сжатии и растяжении (или сжатии):

$$\delta\varepsilon_\upsilon 6,75\sqrt{\frac{\beta}{\alpha}}\frac{\delta_P}{1+\alpha} \cdot \tag{21}$$

Подводя итог сказанному, заметим, что независимо от вида напряженного состояния как допуски на остаточные деформации, так и пределы текучести существенно зависят от параметра некомпактности. Для конкретизации значений допусков в зависимости от пористости могут быть использованы различные аналитические выражения функций $\alpha(\Theta)$ и $\beta(\Theta)$, например Р. Грина [2]:

$$\beta(\Theta) = 3\frac{1+\Theta^{\frac{1}{2}}}{3+2\Theta^{\frac{1}{4}}}, \tag{22}$$

$$\alpha(\Theta) = \frac{3}{2|\ln\Theta|}\beta(\Theta). \tag{23}$$

В последние годы широкое распространение получили расчеты с использованием α и β виде [3]

$$\alpha = \alpha\Theta^m;\ \beta = (1-\Theta)^{2n}. \tag{24}$$

Принимая во внимание их, допуски при сдвиге и гидростатическом сжатии представим следующим образом:

$$\delta\gamma = \frac{3}{2}\delta_P\frac{(1-\Theta)^n}{1+\alpha\Theta^m}, \tag{25}$$

$$\delta\varepsilon_\upsilon = 6,75\delta_P\frac{(1-\Theta)^n}{(1+\alpha\Theta^m)\alpha\Theta^{\frac{m}{2}}}, \tag{26}$$

откуда вытекает соотношение между допусками при сдвиге и гидростатическом сжатии:

$$\delta\varepsilon_{\upsilon} = \frac{4{,}5}{\sqrt{\alpha\Theta^{m}}}\delta\gamma \tag{27}$$

Рассмотрим поведение под давлением СВС – материалов с матрицей из железа, упрочнённого неизометрическими монокристаллами алюмомагнезиальной шпинели, можно отметить, что их течение контролируется механизмом дислокационного крипа, характеризующегося увеличением его скорости на начальной стадии, а также механизмом, приводящим к линейному или степенному закону Введем обозначения

$$\left.\begin{aligned} &f_1(\rho) := \left(\dot{\bar{\varepsilon}}\right)^{\frac{1}{m+1}},\ f_4(\rho) := \left(\bar{\varepsilon}\right)^{\frac{1}{m+1}},\\ &f_2(\rho) := \left(\dot{\bar{\varepsilon}}\right)^{\frac{1}{n}},\ \alpha := \left(\frac{A}{2}\right)^{\frac{1}{n}},\\ &f_3(\rho) := \left(\frac{\rho\chi}{2}\right)^{\frac{1}{2}},\ \beta := \left(\frac{B\alpha}{2}\right)^{\frac{1}{m+1}}, \end{aligned}\right\}, \tag{28}$$

И запишем указанное равенство в виде

$$\frac{f_1(\rho)}{\beta f_4(\rho)} + \frac{f_2(\rho)}{\alpha} = \frac{P}{f_3(\rho)}, \tag{29}$$

Что позволит упростить его исследование. Решая уравнение (29) относительно β получим

$$\beta = \frac{f_1(\rho)}{f_4(\rho)\left[\frac{P}{f_3(\rho)} - \frac{f_2(\rho)}{\alpha}\right]}. \tag{30}$$

Полагая, что при постоянных температуре и давлении величина β остается постоянной, путем приравнивания правых частей уравнения (30) при различных значениях относительной плотности ρ_1 и ρ_2 одной и той же экспериментальной зависимости приходим к соотношению

$$\frac{f_1(\rho_1)}{f_4(\rho_1)\left[\frac{P}{f_3(\rho_1)} - \frac{f_2(\rho_1)}{\alpha}\right]} = \frac{f_1(\rho_2)}{f_4(\rho_2)\left[\frac{P}{f_3(\rho_2)} - \frac{f_2(\rho_2)}{\alpha}\right]}. \tag{31}$$

Введя обозначение

$$q_p := \frac{f_1(\rho_1)\, f_4(\rho_2)}{f_1(\rho_2)\, f_4(\rho_1)} = \left[\frac{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_1)}{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_2)} \frac{\bar{\varepsilon}(\rho_2)}{\bar{\varepsilon}(\rho 1)}\right]^{\frac{1}{m+1}}, \tag{32}$$

после преобразования запишем

$$\alpha = \frac{f_2(\rho_1) - q_p f_2(\rho_2)}{P\left[\frac{1}{f_3(\rho_1)} - \frac{q_p}{f_3(\rho_2)}\right]}. \tag{33}$$

Из полученного выражения следует, что величина α положительна в двух случаях, а именно: когда и числитель, и знаменатель либо положительны, либо отрицательны. Что касается знаменателя, при $\rho_2 > \rho_1$ он всегда положителен. Следовательно,

$$\frac{f_3(\rho_2)}{f_3(\rho_1)} = \left[\frac{\rho_2 \chi(\rho_2)}{\rho_1 \chi(\rho_1)}\right]^{\frac{1}{2}} > q_p = \left[\frac{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_1)}{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_2)} \frac{\bar{\varepsilon}(\rho_2)}{\bar{\varepsilon}(\rho 1)}\right]^{\frac{1}{m+1}} \tag{34}$$

$$q_p > 1, \tag{35}$$

поскольку $\bar{\varepsilon}(\rho_2) > \bar{\varepsilon}(\rho_1)$. Из условия положительного значения числителя поскольку в выражении (6) следует

$$\frac{f_2(\rho_1)}{f_2(\rho_2)} = \left[\frac{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_1)}{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_2)}\right]^{\frac{1}{n}} > \left[\frac{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_1)}{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_2)} \frac{\bar{\varepsilon}(\rho_2)}{\bar{\varepsilon}(\rho 1)}\right]^{\frac{1}{m+1}}, \tag{36}$$

$$\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_1) > \bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_2). \tag{37}$$

В то же время $\beta = \left(\frac{1}{2} B\alpha\right)^{\frac{1}{m+1}} > 0$, если

$$A^{\frac{1}{n}} > \frac{\left[\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho)\right]^{\frac{1}{n}} (\rho\chi)^{\frac{1}{2}}}{2^{\frac{n-2}{2n}} P} > 0 \tag{38}$$

Неравенство (34) показывает, что величина $m+1$ должна быть достаточно большой, чтобы при выполнении условия (38) соблюдалось и условие (36), а это значит, что

$$m+1 > n.$$

Приведенные выше неравенства образуют довольно жесткую систему условий параллельного соединения механизмов течения. Вне этих условий действует лишь один механизм. Невыполнение условия (36) позволяет однозначно выделить случай действия_на начальной стадииуплотнения только механизма Хаазена, когда $\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_1) < \bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_2)$. Условие (38) выполняется всегда при уплотнении пористых металлических по-; ликристаллов, а также в случае совместного действия двух механизмов течения пористых ковалентных поликристаллов при соблюдении остальных условий. Эти условия легко проверяются по экспериментально определенным значениям ρ_1 и ρ_2, а также вычисленным значениям $\bar{\varepsilon}(\rho_1)$, $\bar{\varepsilon}(\rho_2)$, $\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_1)$, $\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_2)$, $\left[\rho_1\chi(\rho_1)\right]^{\frac{1}{2}}$, $\left[\rho_2\chi(\rho_2)\right]^{\frac{1}{2}}$ путем задания значений *m* и *n* при известной величине *P*.

Для оценки значений лапласовского давления следует взять отношение давлений и соответствующих им величин средних квадратичных скоростей деформации $\bar{\dot{\varepsilon}}$ при постоянной относительной плотности. ρ =const.

$$\frac{P_h+P_L}{P_i+P_L}=\frac{\left(\frac{2\bar{\dot{\varepsilon}}}{A}\right)_R^{\frac{1}{n}}+\left(\frac{2\bar{\dot{\varepsilon}}}{B\alpha\bar{\varepsilon}}\right)_R^{\frac{1}{m+1}}}{\left(\frac{2\bar{\dot{\varepsilon}}}{A}\right)_i^{\frac{1}{n}}+\left(\frac{2\bar{\dot{\varepsilon}}}{B\alpha\bar{\varepsilon}}\right)_i^{\frac{1}{m+1}}}, \tag{39}$$

где $P_R>P_i$, $R>i$, а индексы R и i соответствуют приложенным давлениям P_R+P_L и P_L+P_i. После преобразований из (39) получим

$$\left(\frac{2}{A}\right)^{\frac{1}{n}}\left[\left(\bar{\dot{\varepsilon}}\right)_R^{\frac{1}{n}}-\frac{P_R+P_L}{P_i+P_L}\left(\dot{\varepsilon}\right)_i^{\frac{-1}{n}}\right]=$$

$$=\left(\frac{2}{B\alpha\bar{\varepsilon}}\right)^{\frac{1}{m+1}}\left[\frac{P_R+P_L}{P_i+P_L}\left(\dot{\varepsilon}\right)_i^{\frac{1}{m+1}}-\left(\dot{\varepsilon}\right)_R^{\frac{1}{m+1}}\right]$$

Из левой части уравнения (31) следует

$$\left[\frac{\bar{\dot{\varepsilon}}_P=P_R+P_L}{\bar{\dot{\varepsilon}}_P=P_i+P_L}\right]^{\frac{1}{n}}=:s>\frac{P_R+P_L}{P_i+P_L} \tag{40}$$

или

$$P_L>\frac{P_R-P_i s}{s-1}. \tag{41}$$

Поэтому в качестве оценки P_L следует взять значение, лишь несколько превышающее величину левой части неравенства (40). После того как эта оценка сделана, проверяются условия (7)-(10), а затем по соотношениям (6) и (39) определяются значения $\alpha=\left(\frac{A}{2}\right)^{\frac{1}{n}}$ и $\beta=\left(\frac{B\alpha}{2}\right)^{\frac{1}{m+1}}$. Дальнейший анализ заключается в уточнении значений $\bar{\varepsilon}+\varepsilon_0$, для чего в соответствии с уравнением (40) из [1] вычисляем

$$\frac{\bar{\dot{\varepsilon}}}{\left[\frac{(P_a+P_L)\sqrt{2}}{(\rho\chi)^{\frac{1}{2}}}-\left(\frac{2\bar{\dot{\varepsilon}}}{A}\right)^{\frac{1}{n}}\right]^{m+1}} \tag{42}$$

Анализ кинетики уплотнения модельных, для СВС - систем пористых металлических поликристаллов, вызванной действием двух параллельно соединенных механизмов течения, несколько упрощается ввиду того, что $f_4(\rho)=(\bar{\varepsilon})^{\frac{1}{m+1}}=1$, следует записать

$$\left(\frac{2\bar{\dot{\varepsilon}}}{A_1}\right)^{\frac{1}{n_1}}+\left(\frac{2\bar{\dot{\varepsilon}}}{A_2}\right)^{\frac{1}{n_2}}=\frac{P\sqrt{2}}{\sqrt{\rho\chi}}. \tag{42}$$

При $\alpha:=\left(\frac{A_1}{2}\right)^{\frac{1}{n_1}}$=const из (42) имеем

$$\alpha_2=\left(\frac{A_2}{2}\right)^{\frac{1}{n_2}}=\frac{\left[\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_1)\right]^{\frac{1}{n_2}}-r\left[\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_2)\right]^{\frac{1}{n_2}}}{P\sqrt{2}\left[\frac{1}{\sqrt{\rho_1\chi(\rho_1)}}-\frac{r}{\sqrt{\rho_2\chi(\rho_2)}}\right]}, \tag{43}$$

$$r:=\left[\frac{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_1)}{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_2)}\right]^{\frac{1}{n_1}}>1 \tag{44}$$

Из (44) следует

$$\left[\frac{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_1)}{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_2)}\right]^{\frac{1}{n_2}}>\left[\frac{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_1)}{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_2)}\right]^{\frac{1}{n_1}}, \tag{45}$$

$$\left[\frac{\rho_2\chi(\rho_2)}{\rho_1\chi(\rho_1)}\right]^{\frac{1}{2}}>\left[\frac{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_1)}{\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho_2)}\right]^{\frac{1}{n_1}}, \tag{46}$$

$$n_1>n_2, \tag{47}$$

$$\alpha_1>0, \quad \alpha_2>\frac{\left(\bar{\dot{\varepsilon}}\right)^{\frac{1}{n_2}}\sqrt{\rho\chi}}{P\sqrt{2}}>0. \tag{48}$$

Для исследования уплотнения СВС – материалов, как и в случае уплотнения пористых ковалентных кристаллов, так и в случае уплотнения металлических поликристаллических тел предполагается, что коэффициент р, и коэффициент A_1 определяемый соотношением

$$A_1=\frac{2\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho)}{\left\{\frac{P\sqrt{2}}{\sqrt{\rho\chi}}-\frac{\left[\bar{\dot{\varepsilon}}(\rho)\right]^{\frac{1}{n_2}}}{\alpha_2}\right\}^{n_1}}$$

не зависят от времени.

Активация шихтовых ингредиентов СВС-материала (преимущественно порошков матрицы и ”активатора” синтеза) может осуществляться при различных видах деформации за счет суммарного действия ряда факторов, в частности: механического измельчения частиц; накопления в них деформационных дефектов; разрушения частиц по плоскостям спайности кристаллов чистым сколом; введения активных источников подвижных дислокаций, что способствует повышению пластичности шихтовых ингредиентов после приложения компактирующей нагрузки. Развитие пластической деформации в процессе собственно компактирования активирует в остывающем композите процессы диффузионно-вязкого течения , что способствует формированию высокоплотных состояний.

Термодинамическую иерархию структурообразования в подобном случае можно рассматривать, с точки зрения синергетики, как кооперативное протекание дискретных процессов.

1. Переход системы от структурного состояния ”1” к состоянию ”2”. При этом энтропия системы (композита) остается постоянной: зарождение первичных кристаллов матрицы происходит по перитектическому механизму в условиях трехфазного контакта (”жидкость–металл–оксид”) и диффузии активного компонента через жидкость. Следует отметить, что после прохождения волны синтеза и приложения компактирующей деформации рост каркасно-матричных дендритов в течение некоторого инкубационного периода происходит автономно, по реакции:

Ж + оксид → {металлоид + оксид} + Жост.

2. Линейные, чисто диссипативные, атермические процессы структурной самоорганизации, происходящие при *tсистемы = const*, в минимальный временно́й промежуток, – это процессы размерного ”равновесия” зерен матрицы композитов и формирования мгновенно закаленных структурных зон в поверхностных слоях компактов, охлажденных пресс-формой.

3. ”Неконтролируемые” процессы, проходящие преимущественно в зонах межфазного взаимодействия: рост, стабилизация и частичная деструктуризация непрерывных твердых растворов типа $\{Me_{Ix}\cdot(Me_{IIy}O_z)_n\}$, образование которых инициируется остаточным тепловым эффектом компакта (стимулирующим диффузию в остывающем материале). Основным диссипирующим структурным элементом данных процессов является поверхность диффузионного раздела, на которой под воздействием внешней пластической деформации (прессования) происходит зарождение дополнительных центров структурообразования из-за необратимой структурной самоорганизации дислокационных структур.

4. Эволюционные процессы финишного структурообразования, в результате которых происходит термодинамическая хрональная стабилизация матричной структуры остывающего компакта. При этом уменьшается ”внутренняя энтропия” композитов как ”открытых” систем.

Следует отметить, что деформационноуправляемое структурообразование в медно- и железоматричных СВС-композитах протекает по аналогичным механизмам, с образованием структурной самоорганизации кластерного типа.

При этом формообразующая пластическая деформация и ”мгновенная” кристаллизация матрицы (по механизму ”порошок + Q^T → твердый раствор (зерна + кристаллы) + жидкостьmin + Q” вызывает сваривание в ассоциаты или сетчатые структуры.

Механическая активация процессов структурообразования способствует аннигиляции и захлопыванию пор. При этом отдельные частицы оксидной фазы под действием пластической деформации сдвигаются и поворачиваются относительно друг друга путем скольжения по межфазным границам. Кроме того, возможно деформационное разрушение отдельных частиц упрочняющей фазы.

Матрица СВС-материала представлена железом (ферритом), восстановившимся из оксида в процессе СВС:

$$2FeO + Q \rightarrow 2Fe + O_2\uparrow$$
$$2\,Fe_2O_3 + Q \rightarrow 4Fe + 3O_2$$
$$Fe_3O_4 + Q \rightarrow 3Fe + 2O_2\uparrow$$

Можно допустить также, что при протекании твердофазных реакций происходит (наряду с выгоранием сопутствующих элементов: S, P, Sb) легирование феррита металлоидными фазами. Так на поверхности зерен матрицы, независимо от знака отклонения от закона Рауля, начинают формироваться выделения легированной фазы.

После прохождения СВС-реакции и окончания периода приложения формообразующей пластической деформации зоны межфазного взаимодействия ”цементируют” дисперсные частицы окислов с матричным твердым раствором, претерпевающим фазовые превращения под действием остаточного теплового эффекта синтеза. Так феррит при температуре выше A_{C1} превращается в аустенит, который, в свою очередь, при ускоренном охлаждении в интервале температур Мн–Мк испытывает мартенситное превращение. Кроме того, спорадическое снижение скорости охлаждения в локальных микрообъемах СВС-материалов приводит к формированию переходных структур бейнитного типа. По мере развития мартенситного превращения средняя плотность дислокаций как в матрице, так и в упрочняющей фазе увеличивается, что приводит к механическому упрочнению матрицы.

Неравномерность распределения линий действия деформации в СВС-компакте приводит к тому, что структура материала по мере его остывания самоорганизуется послойно, имея значительный потенциал напряженного состояния.

На начальных стадиях структурообразования структура композитов состоит из обособленных участков матричной фазы переменного состава на основе Fe(Cu), который зависит от хода неконтролируемых процессов структурообразования и частиц оксидной фазы. По мере остывания компакта и частичной термодинамической стабилизации в диффузионных контактных зонах, имеющих наследственно мелкозернистое строение, дисперсные частицы армирующей фазы группируются в ассоциаты, расположенные преимущественно в виде упорядоченного каркаса. Микропоры при этом залечиваются, а те, что остаются, распределяются как между частицами армирующей фазы, так и в их массиве (особенно при использовании дробленых зерен, а не монокристаллов). Игольчатые структуры ориентированы по линиям действия сил деформации. В процессе структурно-стабилизирующего отжига степень неупорядоченности структуры композитов нарушается. Возможно появление жидкофазных эвтектик, в объеме которых происходит дополнительное растворение (”разъедание”) частиц оксидной фазы.

Эффективный размер зерен матрицы композита может быть уменьшен за счет развития процессов их пластической фрагментации без нарушения сплошности, т.е. путем введения в матрицу из восстановившегося металла дефектов в виде различного типа частиц разориентации (с плавно изменяющейся разориентировкой границ ячеек и субзерен, а также двойников). Протекание внутрикристаллитных полиморфных превращений деформационного типа (в оксидсодержащих областях композита) с образованием промежуточных и конечных фаз в виде пластинок толщиной до 20 нм также способствует диспергированию зерен. Возникновение высокой концентрации таких границ в гетерофазных зернах, формирующихся при спекании, обычно характерно для материалов на основе алмазоподобных фаз.

Пластическая деформация, реализуемая при СВС – компактировании, как кристаллориентированный фазовый переход деформационного типа, может способствовать образованию внутренних напряжений в материале. Их появление будет определяться раздельным или совместным действием следующих факторов: объемный эффект превращения; размерное несоответствие параметров когерентно сопряженных решеток исходной, промежуточной и образующихся фаз; различие в коэффициентах термического расширения матрицы (металла) и упрочнителя (оксидной фазы). Пластическая деформация инициирует еще один структурообразующий процесс – ассоциирование частиц упрочняющей фазы. Наиболее четко подобный эффект прослеживается в локальных микрообъемах композита, содержащих от 0,01 до 0,15 % (об.) упрочняющих частиц. Это объясняется тем, что именно в областях малых концентрационных наполнений наиболее ярко проявляется влияние химической природы поверхности частиц на процессы их ассоциирования, а также равномерность распределения в матрице армирующего агента.

Анализ микроструктур композита показывает, что частицы упрочняющей оксидной фазы (как дробленые зерна – сферолиты, так и монокристаллы) распределены в матрице не как отдельные частицы, а в виде ассоциатов (”роев”) с различной морфологией упаковки. Причем расстояние между ассоциатами-кластерами (или элементами сетчатого каркаса) значительно превышает средние размеры ассоциатов-скоплений. Последовательный анализ характера распределения частиц оксидной фазы в матрице подтверждает ранее высказанную гипотезу о логарифмически-нормальном распределении частиц. Отклонение от такого распределения проявляется с увеличением числа частиц в элементарной ячейке микрообъема композита.

Таким образом, при СВС-компактировании (синтез с одновременной пластической деформацией) конечное структурное состояние композита определяется собирательной рекристаллизацией (наведенной пластической деформацией) и соотношением начальной и конечной температур реакции безгазового горения [6]. При повышенных начальных температурах СВС-реакции процессам собирательной рекристаллизации препятствуют процессы быстрого химического превращения. Вследствие этого наряду с крупными зернами в матрице композита формируются дисперсные участки. Уменьшение размера ингредиентов матрицы, в особенности в зонах межфазного взаимодействия, прежде всего, связано с разницей объемов оксида и металла (и различием их коэффициентов термического расширения), в результате чего и происходит локальное диспергирование конечного продукта СВС-реакции.

Следует заметить, что пластическая деформация является благоприятным фактором для мартенситных превращений, т.к. они осуществляются путем закономерной деформации решетки. Диффузионные (”нормальные”) превращения при СВС-компактировании развиваются тогда, когда закономерная кооперативная перестройка атомов невозможна. Метастабильные фазы (ингредиенты СВС-композитов) в зонах действия процессов пластической деформации (участков внешних поверхностей компакта и межфазных поверхностей раздела) образуются только по мартенситному механизму, т.к. создание условий, обеспечивающих протекание диффузионных процессов, приводящих к образованию стабильных структур, имеет значительное запаздывание по термо-хрональному фактору.

Выводы. На основании вышеизложенного можно сделать вывод о том, что при структурообразовании в мультифазных СВС-композитах пластическая деформация инициирует все возможные типы структурных превращений, известных в метастабильных системах:

– полиморфные переходы (в том числе и деформационного типа);
– стимуляцию структурных превращений (как твердо-, так и жидкофазных);
– накопление дефектов (дислокации, двойники, дефекты упаковки);
– деформационно-структурные перестройки (пластическая фрагментация зерен, фасетирование и расщепление границ, межзеренное проскальзывание).

Все эти процессы позволяют сформировать в композите метастабильную структуру со значительным накопленным энергетическим потенциалом и запасом конструктивной прочности.

ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Юхвид В.И. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез литых тугоплавких неорганических материалов и изделий: Автореф. дис. д-ра техн. наук: 01.04.17 / ИСМ АН СССР. – Черноголовка, 1990. – 31 с.
2. Епишин К.Л., Питюлин А.Н., Мержанов А.Г. Уплотнение материалов, образующихся при СВС//Порошковая металлургия.– 1992.– № 6.– С.14-19.
3. Юхвид В.И. Горение конденсированных двухкомпонентных систем с пространственно-разделенными компонентами// ФГВ.– 1982.– № 5.– С.26-32.
4. Питюлин А.Н., Терехова О.Г. Механизм нетепловой самоактивации процесса взаимодействия смесей твердых реагентов в волне горения // Докл. АН СССР. –1986.– № 5.–С.1153-1159.
5. Seeger S. Thermodynamics of open systems, selforganization and crystal plasticity//Strength Metals and Alloys:Proc.8 Int.Conf.–Tampa.–1988.– P.463-468.
6. Пилянкевич А.Н., Олейник Г.С., Бритун В.Ф. Роль полиморфных и политипных превращений в структурообразовании материалов на основе ковалентных веществ // VII конф. по порошковой металлургии. – Краков (Польша). – 1988. – Т.2. – С.521-530.
7. Амеличкина Т.Н., Хворов М.М., Желибо Е.П., Швец Т.М. Физические характеристики металлических композиций на основе эпоксидного олигомера ЭД-20 и модифицированного железа//Укр. хим. журн.–1985.–51, №5.–С.548-552.
8. Займан Дж. Модели беспорядка. – М.: Мир, 1982. – 595 с.
9. Бучацкий Л.М., Столин А.М., Худяев С.И. Уплотнение порошкового материала при неоднородном распределении плотности для различных режимов горячего прессования. – Черноголовка: Препринт ОИХФ АН СССР, 1986. – 34 с.
10. Ковальченко М. С. Совместное действие различных механизмов течения пористого поликристаллического тела при горячем прессовании. //Порошковая металлургия.—1991.—№ 7.—С. 37—43.
11. Shrinkage by particle sliding in sintering powder compacts/ W. Schatt, .I. Boiko, F. Friedrich//Рошс1ег Ме*. Ш.—, A. Scheiber//Powder Met. Int. -1984.—16, N 1,—P. 9—11.
12. Грабский М. В. Структурная сверхпластичность металлов / Пер. с пол.—М. : Металлургия, 1975.—269 с.