

УДК 621.075.8

Серда Б. П.
Белоконь Ю. А.
Серда Д. Б.

УСТАНОВЛЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ СТАДИЙНОСТИ СВС-ПРЕССОВАНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ С РАЗЛИЧНЫМ ФАЗОВЫМ СОСТОЯНИЕМ

Эффективность ответственных деталей авиакосмических двигателей возрастает с повышением рабочих температур. Более высокий уровень температур, может быть, достигнут путем создания новых жаропрочных сплавов, работающих при более высоких температурах, нежели никелевые суперсплавы и титановые сплавы, более легких и жаростойких. Тугоплавкие металлы и сплавы являются слишком тяжелыми для авиации, а традиционные сплавы на основе хрома недостаточно прочны при температурах выше 1 100 °С [1].

Материалом, не имеющим вышеперечисленных недостатков, является алюминид титана. Высокая температура плавления, низкая плотность, высокие модули упругости, возрастание предела текучести (для γ -TiAl) с повышением температуры, стойкость к окислению и возгоранию, высокое отношение прочность/плотность, жаропрочность – все это создает благоприятные условия для применения этого материала в качестве конструкционного для авиакосмических двигателей нового поколения.

Традиционные методы для получения алюминидов титана (печная металлургия) имеет ряд трудностей, вызванных высокой химической активностью исходных компонентов при повышенных температурах, разностью температур плавления, испарения и плотности исходных компонентов. Существующая технология их производства очень сложна и многостадийна [2]. Поэтому разработка новых, недорогостоящих технологий получения алюминидов титана является актуальной задачей.

Одним из наиболее прогрессивных методов для синтеза интерметаллидов, на данный момент, является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). СВС является эффективным методом получения широкого класса материалов и представляет собой сильно экзотермическое взаимодействие химических реагентов в конденсированной фазе, протекающее в режиме горения [3]. Одним из вариантов проведения СВС-процесса является нагрев с заданной скоростью до такой высокой температуры, при которой начинается объемный саморазогрев системы за счет химической реакции, и СВС проходит в режиме объемного теплового взрыва. Этим способом синтезировано наибольшее число материалов, в первую очередь, это интерметаллиды (в основном алюминиды металлов). Однако с учетом значительного отличия нового метода от традиционного способа горячего прессования и сложности составов материалов большой интерес представляет исследование процесса образования компактного материала из высокопористых продуктов синтеза.

Цель работы – изучить процесс СВС-прессования на примере γ -TiAl интерметаллидных сплавах и установить модель формирования структуры и фазового состава в зависимости от стадий уплотнения.

Объектом исследования является интерметаллидная система Ti-Al. В качестве исходных материалов применяли металлические порошки титана и алюминия дисперсностью 100–250 мкм. Перед смешиванием порошки просушивали при температуре 75–120 °С в течении 3 часов. Смешивание порошков проводили в стальных шаровых мельницах в течении 2 часов. Соотношение компонентов выбиралось из стехиометрических расчетов для получения интерметаллидной фазы TiAl. Подготовленную таким образом, смешенную реакционную смесь взвешивали на электронных весах и засыпали в реактор. Для СВС-прессования заготовок использовали гидравлический пресс, развивающий усилие до 1,25 МН.

По экспериментальным данным, были получены зависимости (рис. 1) изменения плотности структуры в процессе нагружения (кривые уплотнения) и определены углы наклона касательных к кривой уплотнения в характерных точках (зонах).

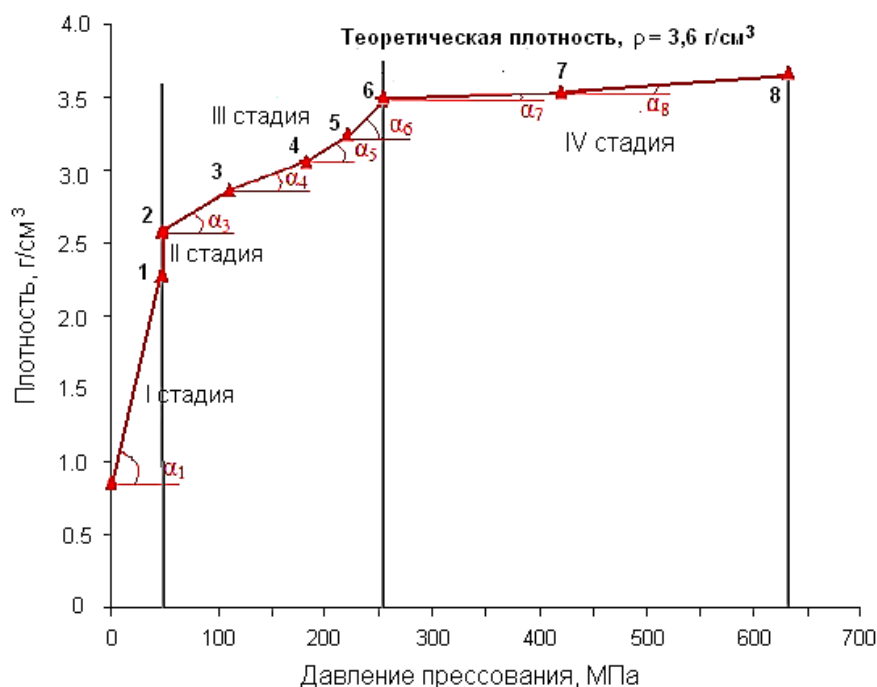


Рис. 1. Экспериментальная кривая уплотнения γ -TiAl сплава при СВС-прессовании

Угол наклона касательной к кривой уплотнения в характерных точках (зонах) определялся из соотношения:

$$\operatorname{tg} \alpha_i = \frac{\rho_{i+1} - \rho_i}{q_{i+1} - q_i} \quad (1)$$

откуда

$$\alpha_i = \operatorname{arctg} \frac{(\rho_{i+1} - \rho_i)}{(q_{i+1} - q_i)} \quad (2)$$

где ρ – плотность интерметаллида, г/см³;

q – давление прессования, МПа.

Вместе с тем, необходимо отметить, что характер кривой (рис. 1): I – IV на участке, соответствующем прикладываемому давлению от 0 до 650 МПа – однотипен: монотонно возрастающие; имеющие некоторый перегиб, соответствующий изменению угла наклона касательным (в диапазоне прикладываемых давлений от 0 до 100 МПа – угол $\alpha > 50^\circ$ (от 58 до 73°); при тепловом самовоспламенении – угол α резко увеличивается до 90° , происходит самоуплотнение продукта синтеза за счет прохождения химических реакций; при давлении 100–250 МПа – угол α уменьшается (от 90 до 15°); при 250–650 МПа – угол α незначительно уменьшается и находится в пределах (от 15 до 5°). Изменения угла наклона носят общий характер для представленной кривой, находящихся в одном диапазоне величин и, очевидно, узловые точки перегибов определяют границы стадий уплотнения в данном диапазоне давлений. Резкий характер изменения наклона кривой синтезированного интерметаллидного сплава с жидкой фазой на участке давлений, находящихся в диапазоне давления 50 МПа, – угол α имеет величину 90° , – позволяет сделать вывод о некотором самоуплотнении синтезированного продукта во время прохождения теплового самовоспламенения (на 10–15 %) [5]. При достижении давления прессования более 250 МПа отмечено изменение наклона кривых, характер их – монотонен, возрастающий (угол α имеет небольшое значение величины).

По результатам анализа изменения кривых уплотнения предложен метод фиксирования характерных этапов структурообразования при различных давлениях (рис. 2), являющийся, на наш взгляд, корректным и информативным.

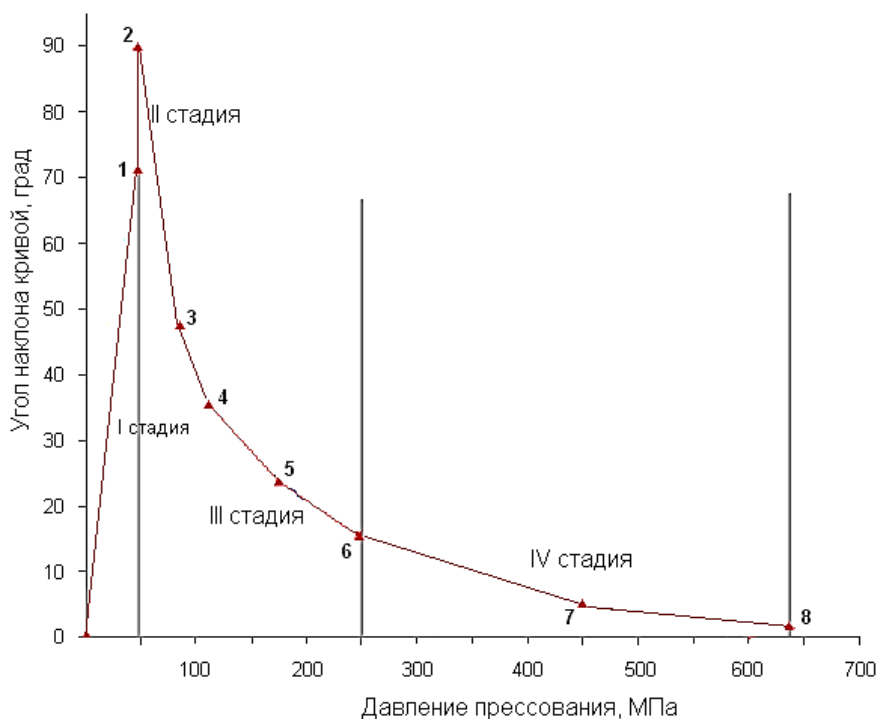
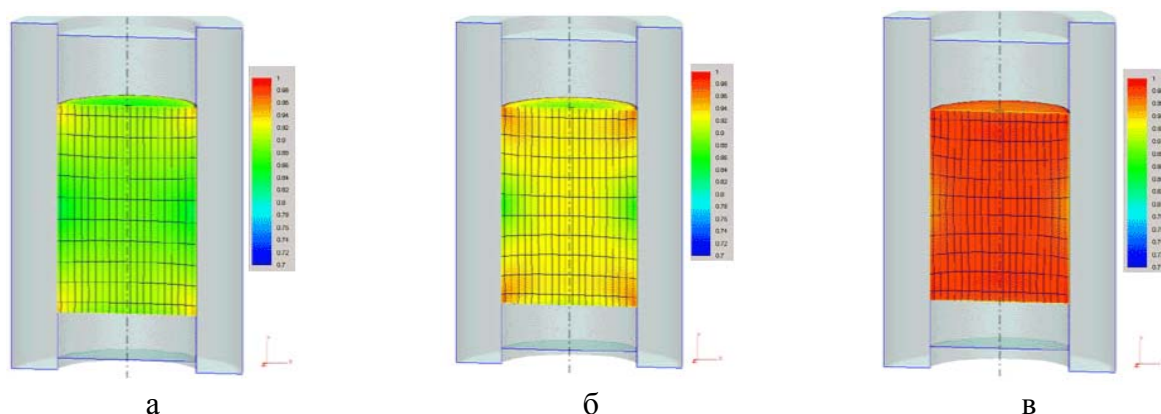


Рис. 2. Угол наклона касательной к кривой уплотнения

При давлении прессования, соответствующем 650 МПа, установлена величина относительной плотности, соответствующая порядка 0,98 (от теоретической). При этом следует отметить, что механизм уплотнения на последней стадии – установившийся, заключающийся в разрушении замкнутых пор, транспортировании заполняющей фазы в межструментальный зазор и их захлопывании, что позволяет сделать вывод о возможности получения беспоровой структуры ($Q \rightarrow 0$) при дальнейшем увеличении давления без образования перепрессовочных трещин.

Математическое моделирование процесса осуществляли в специализированной компьютерной программе. При решении термомеханической задачи СВС-прессования интерметаллидных сплавов при двухстороннем уплотнении в компьютерную программу были интегрированы реологические свойства синтезированного интерметаллидного γ -TiAl сплава $\sigma = f(\epsilon, u, T)$, полученные экспериментально на современном пластометре. Результаты моделирования распределения плотности по объему синтезированного продукта представлены на рис. 3. Согласно полученным результатам видно, что наиболее уплотненной является центральная часть заготовки, а зоны, прилегающие к торцевым и боковым поверхностям заготовки, являются зонами затрудненной деформации и имеют минимальную плотность. Схема напряжений на заключительной стадии процесса максимально приближается к всестороннему сжатию, что препятствует росту величины интенсивности сдвиговых деформаций и соответствующей ей конечной плотности. Увеличение интенсивности деформаций возможно только с использованием схемы всестороннего неравномерного сжатия на всех стадиях процесса, что положительно сказывается на росте плотности изделий.

Таким образом, экспериментальные кривые уплотнения и результаты моделирования прессования синтезированного продукта (рис. 1–3) позволяют зафиксировать четыре отчетливо выраженных зоны, определяющих стадийность структурообразования при СВС-прессовании:



а

б

в

Рис. 3. Моделирование процесса уплотнения синтезированного интерметаллидного продукта при СВС-прессовании:

а – первая стадия; б – вторая стадия; в – третья стадия

Первая стадия прессования – от насыпной плотности (характеристика исходного материала) до плотности порового уровня, характеризуется преимущественно структурной деформацией, переукладкой частиц, изменением порового пространства. Уплотнение порошковой смеси происходит за счет уменьшения объемов воздушных включений в материале и закрытия макропор. Наличие этой стадии обусловлено свойствами сжимаемости порошкового материала. Плотность образца также играет важную роль в возможности осуществления режима теплового самовоспламенения. Режим объемного теплового взрыва наблюдается только для образцов высокой плотности 55–70 %.

Вторая стадия – стадия теплового самовоспламенения – отмечается скачкообразный рост относительной плотности, что свидетельствует о некотором самоуплотнении γ -TiAl сплава в процессе синтеза, по-видимому, под действием сил поверхностного натяжения. Происходит начальная стадия структурообразования алюминидов титана – плавление алюминия, вызванное тепловым импульсом, и его дальнейшее растекание по каналам капиллярно-пористой среды. Дальнейшая диффузия атомов алюминия в решетку частиц титана приводит к зарождению в диффузионной зоне интерметаллидных соединений $TiAl_3$.

Третья стадия – уплотнения характеризуется структурной деформацией. Пороговая плотность стадии 85–92 %. В системе, содержащей 39,6 % масс. Al, слой, ранее образовавшийся ограничивает перемещения атомов алюминия в титановый материал. При этом происходит наращивание слоя $TiAl_3$, что приводит к обиднению алюминиевой массы и последующего зарождения моноалюминидов титана. При распространении процесса вглубь титановой массы концентрация алюминия уменьшится, что станет причиной зарождения интерметаллида $TiAl$ (рис. 4).

Четвертая стадия – заключительная стадия структурообразования станет выравнивание состава интерметаллидных слоев, в первую очередь благодаря перекристаллизации $TiAl_3$ в $TiAl$ и вторичному структурообразованию Ti_3Al в результате растворения внутреннего титанового ядра [4]. В последней стадии уплотнения, плотность прессовки достигает 98–99 % от теоретической, что соответствует требованиям, предъявляемым к сильно нагруженным деталям. Остаточная пористость интерметаллида составляет 1–3 %.

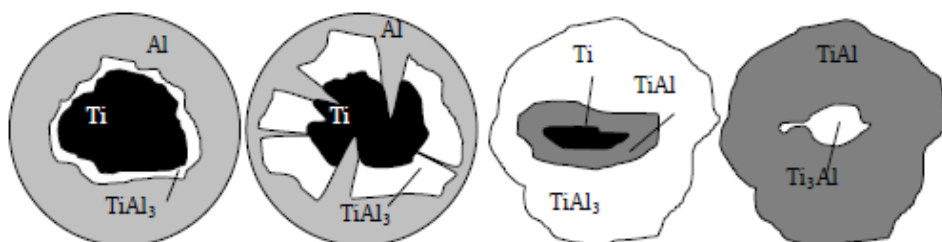


Рис. 4. Стадии структурообразования γ -TiAl сплава

ВЫВОДЫ

Экспериментально установлены общие закономерности постадийного уплотнения интерметаллидных сплавов при СВС-прессовании. Предложено рассматривать процесс уплотнения как четырехстадийный. Рассмотренная теоретическая концепция анализа позволяет установить величину давления на пуансоне, обеспечивающего формирование высокоплотных заготовок.

Установлено, что СВС-технологии теплового самовоспламенения и горячего прессования, в полную меру способные контролировать процесс структурообразования, обладают целым комплексом преимуществ и могут применяться для получения качественных алюминидов титана с заданными физическими свойствами.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Обробка металів тиском при нестационарних температурних умовах: монографія* / Б. П. Середа, І. В. Кругляк, О. А. Жеребцов, Ю. О. Белоконь. – Запоріжжя : ЗДІА, 2009. – 252 с.
2. Амосов А. П. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов / А. П. Амосов, И. П. Боровинская, А. Г. Мержанов. – М. : Машиностроение-1, 2007. – 567 с.
3. *The Influence of Deformation Process at Titan Aluminides Retrieving by SHS-compaction Technologies* / B. P. Sereda, I. Kruglyak, A. Zherebtsov, Y. Belokon' // *Metallurgical and Mining Industry*. – 2011. – Vol. 3. – №. 7. – P. 59–62.
4. *Sereda B. The Modeling and Processes Research of Titan Aluminides Structurization Received by SHS Technology* / B. Sereda, A. Zherebtsov, Y. Belokon' // *TMS 2010*. – Seattle. Washington USA, 2010. – P. 99–108.
5. Середа Б. П. Исследование процесса уплотнения синтезированных интерметаллидных сплавов при СВС-прессовании / Б. П. Середа, Ю. А. Белоконь, В. Е. Бабаченко // *Вісник НТУ «ХПІ»*. – 2014. – № 43 (1086) – С. 158–164.

REFERENCES

1. *Obrobka metaliv tiskom pri nestacionarnih temperaturnih umovah: monografija* / B. P. Sereda, I. V. Kruglyak, O. A. Zherebcov, Ju. O. Belokon'. – Zaporizhzhja : ZDIA, 2009. – 252 s.
2. Amosov A. P. *Poroshkovaja tehnologija samorasprostranjajushhegosja vysokotemperaturnogo sinteza materialov* / A. P. Amosov, I. P. Borovinskaja, A. G. Merzhanov. – M. : Mashinostroenie-1, 2007. – 567 s.
3. *The Influence of Deformation Process at Titan Aluminides Retrieving by SHS-compaction Technologies* / B. P. Sereda, I. Kruglyak, A. Zherebtsov, Y. Belokon' // *Metallurgical and Mining Industry*. – 2011. – Vol. 3. – №. 7. – P. 59–62.
4. *Sereda B. The Modeling and Processes Research of Titan Aluminides Structurization Received by SHS Technology* / B. Sereda, A. Zherebtsov, Y. Belokon' // *TMS 2010*. – Seattle. Washington USA, 2010. – P. 99–108.
5. *Sereda B. P. Issledovanie processa uplotnenija sintezirovannyh intermetallidnyh splavov pri SVS-pressovanii* / B. P. Sereda, Ju. A. Belokon', V. E. Babachenko // *Visnik NTU «HPI»*. – 2014. – № 43 (1086) – S. 158–164.

Середа Б. П. – д-р техн. наук, проф. ЗГИА
Белоконь Ю. А. – канд. техн. наук, докторант ЗГИА
Середа Д. Б. – аспирант ЗГИА

ЗГИА – Запорожская государственная инженерная академия, г. Запорожье.

E-mail: seredabp@rambler.ru; belokonura@rambler.ru