

## Литература

1. Кундас С.П. Компьютерное моделирование процессов термической обработки сталей. - Мн.: Бестпринт, 2005. - 313 с.
2. Кундас С.П., Иванов Д.Г., Гишкелюк И.А. Совместное решение электромагнитной и тепловой задач при моделировании индукционного нагрева // Известия Белорусской инженерной академии. - 2005. - № 1(19)/2. - с. 51-53.
3. Демидович В.Б., Чмиленко Ф.В., Кундас С.П., Иванов Д.Г., Лемзиков А.В. Комплексная математическая модель индукционной закалки осесимметричных деталей с учетом напряженно-деформированного состояния и фазовых превращений // Сборник трудов конференции «Актуальные проблемы энергосберегающих электротехнологий». - 2006. - с. 149-153.
4. Кундас С.П., Гишкелюк И.А., Тонконогов Б.А., Лемзиков А.В., Иванов Д.Г. Моделирование напряженно-деформированного состояния стальных деталей при закалке // Деформация и разрушение материалов - 2005. - Т. 5. - с. 37-47.
5. Seong-Hoon Kang, Young-Taek Im Three-dimensional thermo-elastic-plastic finite element modeling of quenching process of plain-carbon steel in couple with phase transformation // International journal of mechanical sciences - 2007. - 49. - p. 423-439.
6. Y.V.L.N Murthy, G. Venkata Rao, P.Krishna Iyer Numerical simulation of welding and quenching processes using transient thermal and thermo-elasto-plastic formulations // Computers & Structures - 1996. - v. 60, 1 - p. 131-154.
7. Zienkiewicz O.C., Taylor R.L. The Finite Element Method. Volume II. Solid mechanics. 5th Edition. - Butterworth-Heinemann - 2000. - 476 p.
8. Edited by E. Steck, R. Ritter, U. Peil, A. Ziegenbein. Plasticity of Metals: Experiments, Models, Computation. - Wiley-VCH Verlag GmbH, 2001 - 398 p.
9. Kurek K., Dolega D. Modeling of Induction Hardening. // International Scientific Colloquium "Modeling for Electromagnetic Processing" - Hannover - 2003. - p. 125-130
10. Reti T., Fried Z., Felde I. Computer simulation of steel quenching process using a multi-phase transformation model // Computational Materials Science - 2001. - p. 261-278.
11. Bhadeshia H. Bainite in steels (2nd Edition). London: IOM Communications Ltd. - 2001. - 454 p.
12. Saunders N., Miodownik A. CALPHAD - Calculation of Phase Diagrams (Vol. 1). (R. Cahn, Ed.) Oxford: Elsevier Science. - 1991. - 132 p.

УДК 536.46:534.29:539.26

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ СИНТЕЗА И ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СИСТЕМЫ ТИТАН - БОР ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

*Клубович В.В., Кулак М.М., Платонов Л.Л.*

*Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск*

Возрастающим комплексным интенсивным нагрузкам на поверхности узлов и механизмов современного машиностроения наиболее полно могут противостоять новые материалы с уникальными физико-механическими, электрофизическими, физико-химическими или многофункциональными свойствами. Боридные соединения находят все большее применение в качестве материала для износостойких покрытий.

Перспективным направлением, позволяющим достаточно просто синтезировать новые материалы, является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). С помощью СВС решаются задачи по созданию новых композиционных материалов (новые марки твердых сплавов, литая керамика и т.д.). Успешное и перспективное

применение метода СВС в технологии неорганических материалов стало возможным благодаря специфическим особенностям процесса. Главная из них - это быстрый внутренний саморазогрев за счет высвобождения химической энергии, который позволяет одновременно и синтезировать материал, и подготовить его для высокотемпературной обработки. Это достоинство СВС создает уникальные возможности для изготовления изделий, и поэтому необходимо проводить дальнейшие исследования структурно-динамических аспектов процесса СВС, касающихся механизма формирования структуры конечных продуктов в волне горения и приемов тонкого регулирования процесса.

Исследованию влияния ультразвуковых колебаний (УЗК) на процесс СВС посвящен ряд работ. В работе [1] изучено влияние ультразвуковых колебаний (УЗК) на процесс горения системы титан-кремний, где установлено, что температура разогрева образцов и скорость её нарастания зависят как от амплитуды подводимых колебаний, так и от состава исходной смеси. Скорость и температура разогрева образцов при наложении на них УЗК тем выше, чем большее количество неметалла (кремния) находится в смеси. Сделан вывод, что при синтезе с наложением УЗК процесс протекает при постоянной начальной температуре. Установлено, что независимо от соотношения компонентов в исходной смеси воздействие ультразвука приводит к изменению скорости и максимальной температуры горения, причём характер изменения одинаков: при снижении скорости горения одновременно понижается максимальная температура.

В работе [2] показано, что усиление теплоотвода с поверхности горящего образца под действием УЗК, по-видимому, является одним из механизмов, ответственных за снижение скорости горения при действии УЗК, т.е. изменение условий образования конечного продукта. Поэтому следует ожидать существенного влияния УЗК при протекании СВС-синтеза на структуру конечных продуктов синтеза, фазовый состав, параметры кристаллических решёток (КР) синтезированных фаз.

В работе [3] изучен фазовый состав, измерены параметры кристаллических решёток синтезированных фаз  $Ti_5Si_3$  и  $TiSi_2$  систем титан-кремний в зависимости от амплитуды накладываемых УЗК и состава исходной шихты. Система титан-кремний характеризуется тем, что температура горения смеси выше температур плавления реагентов, т.е. оба компонента реагируют в жидкой фазе. Это приводит к тому, что при наложении УЗК синтез может иметь особенности, обусловленные взаимной растворимостью реагентов и агрегатным состоянием конечных продуктов синтеза.

Свойства получаемых продуктов зависят от условий синтеза, в частности, от внешних воздействий на процесс СВС. В работе рассматривается влияние ультразвуковых колебаний (УЗК) на процесс горения системы титан - бор и результаты рентгеновских измерений фазового состава и параметров кристаллических решеток синтезированных фаз. Данная статья является логическим продолжением работ по исследованию системы титан-кремний.

Конечные продукты синтеза исследовали методами рентгеноструктурного и рентгенофазового анализов на автоматизированном дифрактометрическом комплексе. Установлено, что в исследованных пределах изменения соотношения исходных компонентов в шихте в процессе горения формируются все фазы, известные по диаграмме состояния.

С целью установления закономерностей процесса синтеза тугоплавких неорганических соединений при воздействии ультразвуковых колебаний была создана установка, позволяющая изучать влияние колебаний на параметры волны горения: скорость, максимальную температуру горения и ее распределение по волне горения при изменении интенсивности подводимых УЗ-колебаний и варьировании соотношения компонентов в исходной смеси. Блок-схема установки описана в [4]. Синтез исследуемого образца про-

водили в среде аргона при давлении 1 МПа. Изменение давления газа в реакционном сосуде, возникающее вследствие газовой выделении при горении образца, измеряли индукционным датчиком давления с последующей регистрацией на светолучевом осциллографе. Ультразвуковые колебания создавали при помощи магнитострикционного преобразователя, усиливали коническим концентратором. Во время проведения экспериментов проводили контроль амплитуды колебаний.

В работе использовали порошки полидисперсного титана с размером частиц  $\mu\text{т} < 50$  мкм и бор аморфный (уд. пов.  $16,5 \text{ м}^2/\text{г}$ ).

Скорость горения определяли двумя методами: фотографическим и по газовыделению. Погрешность измерения скорости горения - 5%.

Измерение температуры в волне горения проводили термодарным и оптическим методами. Относительная погрешность измерения температуры не выше 5%.

Измерение температуры в волне горения проводили методом спектрального отношения в двух длинах волн 0,400 и 0,538 мкм.

Цветовую температуру определяли по формуле:

$$1/T_{\text{ц}} = [1/\lambda_2 T_{\lambda_2} - 1/\lambda_1 T_{\lambda_1}] \times [1/(1/\lambda_1 - 1/\lambda_2)] \quad [5],$$

где  $\lambda_1, \lambda_2$  - рабочие длины волн,  $T_{\lambda_1}, T_{\lambda_2}$  - яркостные температуры в тех же длинах волн.

Изучение влияния УЗК на уровень скоростей и максимальных температур горения смесей Ti+βВ (β - стехиометрический коэффициент) проводили при варьировании исходного состава шихты и амплитуды ультразвуковых колебаний. Были исследованы составы с  $\beta = 0,75; 1,0; 1,5$ .

Экспериментально полученные зависимости температуры и скорости горения смеси титан-бор с различным соотношением компонентов от амплитуды подводимых ультразвуковых колебаний приведены на рис. 1 и 2.

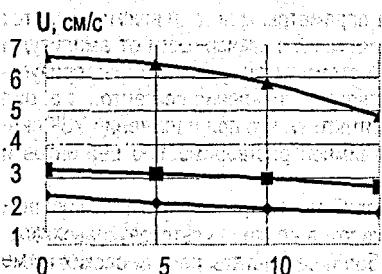


Рис. 1. Зависимости скорости горения системы титан-бор от амплитуды ультразвуковых колебаний для смесей с различным соотношением компонентов: ♦ - 0,75; ■ - 1; ▲ - 1,5

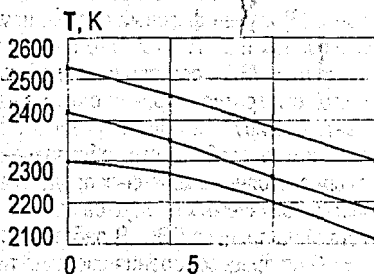


Рис. 2. Зависимости температуры горения системы титан-бор от амплитуды ультразвуковых колебаний для смесей с различным соотношением компонентов: ♦ - 0,75; ■ - 1; ▲ - 1,5

Анализ рисунков 1 и 2 показывает, что наложение ультразвуковых колебаний приводит к уменьшению максимальной скорости и температуры горения системы титан-бор.

Полученные методом СВС с наложением УЗК образцы исследовали методом рентгенографического анализа. При исследовании неразмототых образцов (образец, подготовленный к металлографическим исследованиям) было замечено, что имеется текстура, образующаяся в процессе синтеза. Поэтому для рентгенографических измерений приготавливали образцы в виде порошков путем размолва [6].

Рентгеноструктурный анализ конечных продуктов синтеза титан-бор проводили на дифрактометрическом комплексе D8 ADVANCE фирмы "BRUKER" Германия в  $\text{CuK}\alpha$  излучении в автоматическом режиме съемки. Напряжение на рентгеновской трубке составляло 50 кВг; ток 20 мА. Съемки проведены в сканирующем режиме: - интервал сканирования  $2\theta$  составлял 20 - 120 градусов, шаг сканирования 0,1 градуса, выдержка на точке сканирования 1,8 секунды, образец вращался со скоростью 15 оборотов в минуту. В качестве монохроматора использовали пиролитический графит. Регистрацию рентгеновского излучения осуществляли сцинтилляционным счетчиком. Предварительно исследуемая смесь порошка была насыпана в углубление ковчег, разглажена шпателем до уровня кюветы и закреплена на предметном столике гониометра.

Фазовый анализ дифрактограмм выполнен в программном обеспечении "EVA" в объеме картотеки PDF-2 (Powder Diffraction File) International Centre for Diffraction Data.

В таблице 1 приведены результаты исследования фазового анализа продуктов горения системы Ti+ $\beta$ B для различных значений величины стехиометрического коэффициента.

Таблица 1. Фазовый состав продуктов горения системы Ti+ $\beta$ B

$\beta = 0,75$	$\beta = 1,0$	$\beta = 1,5$	$\beta = 2,0$	$\beta = 2,25$
Ti+ TiB+ TiB <sub>2</sub>	Ti+ TiB+ TiB <sub>2</sub>	Ti+ TiB+ TiB <sub>2</sub>	TiB <sub>2</sub>	TiB <sub>2</sub>

Из анализа данных таблицы 1 видно, что в исследованных пределах изменения соотношения исходных компонентов в шихте в процессе горения синтезируются все фазы, достоверно известные по диаграмме состояний [7].

Рентгеноструктурный анализ дифрактограмм выполнен в программном обеспечении "EVA" и "TOPAS" дифрактометрического комплекса дифрактометра D8 ADVANCE.

Определение параметров кристаллической решетки, размеров кристаллитов выполнено в программном обеспечении "TOPAS".

Алгоритм программы "TOPAS" предусматривает введение начальных параметров, которые описывают:

- конфигурацию условий съемки на дифрактометре - размер первичной и вторичной щели, радиус гониометра, угол расходимости щелей Соллера, материал монохроматора и угол установки, длину волны рентгеновского излучения, отражательную площадь образца;
- начальные параметры структурного состояния анализируемого вещества - пространственную группу вещества, приблизительные параметры решетки.

Используя начальные условия программное обеспечение "TOPAS" выполняет уточнение (расчет) параметров кристаллической решетки выбранной фазы с учетом инструментальных функций, вызывающих искажения профиля дифракционных пиков. Одновременно выполняется определение индексов интерференции всех дифракционных максимумов на рентгенограмме выбранной фазы и размер кристаллитов этой фазы в крупинках порошка.

Из полученных данных рассчитывали объем элементарной ячейки (ОЭЯ). Так как кристаллическая решетка фазы Ti и TiB<sub>2</sub> имеет гексагональную сингонию, а фаза TiB орторомбическую, то объем элементарной ячейки для этих фаз рассчитывали по формулам:

$$\text{для фаз Ti, TiB}_2: V = a^2 \cdot c \cdot \sin 120^\circ,$$

$$\text{для фазы TiB: } V = a \cdot b \cdot c, [8],$$

где a, b, c - параметры кристаллической решетки.

В таблицах 2, 3, 4 приведены параметры и объемы кристаллических решеток синтезированных фаз системы титан-бор в зависимости от амплитуды ультразвуковых колебаний.

**Таблица 2.** Зависимость параметров и объема кристаллических решеток, синтезированных фаз Ti, TiB, TiB<sub>2</sub> от амплитуды УЗК для состава Ti + 0,75B

ξ, мкм	Ti			TiB				TiB <sub>2</sub>		
	a, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>	a, Å	b, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>	a, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>
0	2,9780	4,5310	34,7985	6,1159	3,0518	4,5595	85,1031	3,0202	3,2468	25,6474
5	2,9811	4,5263	34,8362	6,1227	3,0551	4,5643	85,3796	3,0224	3,2515	25,7223
10	2,9799	4,5230	34,7830	6,1174	3,0533	4,5611	85,1951	3,0213	3,2511	25,7001
a <sub>0</sub> =2,9505 Å, c <sub>0</sub> =4,6826 Å, V <sub>0</sub> =35,30 Å <sup>3</sup>			a <sub>0</sub> =6,12 Å, b <sub>0</sub> =3,06 Å, c <sub>0</sub> =4,56 Å, V <sub>0</sub> =85,40 Å <sup>3</sup>				a <sub>0</sub> =3,0280 Å, c <sub>0</sub> =3,2280 Å, V <sub>0</sub> =25,63 Å <sup>3</sup>			

**Таблица 3.** Зависимость параметров и объема кристаллических решеток, синтезированных фаз Ti, TiB от амплитуды УЗК для состава Ti + B

ξ, мкм	Ti			TiB				TiB <sub>2</sub>		
	a, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>	a, Å	b, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>	a, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>
0	2,9472	4,779	35,9479	6,1175	3,0532	4,5614	85,1993	3,0304	3,2315	25,7006
5	2,9385	4,6878	35,0545	6,1105	3,0449	4,5715	85,0566	3,0309	3,2335	25,7240
10	2,9951	4,6895	36,4321	6,1167	3,0501	4,5703	85,2685	3,0316	3,2341	25,7415
a <sub>0</sub> =2,9505 Å, c <sub>0</sub> =4,6826 Å, V <sub>0</sub> =35,30 Å <sup>3</sup>			a <sub>0</sub> =6,12 Å, b <sub>0</sub> =3,06 Å, c <sub>0</sub> =4,56 Å, V <sub>0</sub> =85,40 Å <sup>3</sup>				a <sub>0</sub> =3,0280 Å, c <sub>0</sub> =3,2280 Å, V <sub>0</sub> =25,63 Å <sup>3</sup>			

**Таблица 4.** Зависимость параметров и объема кристаллических решеток, синтезированных фаз Ti, TiB, TiB<sub>2</sub> от амплитуды УЗК для состава Ti + 1,5B

ξ, мкм	Ti			TiB				TiB <sub>2</sub>		
	a, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>	a, Å	b, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>	a, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>
0	2,9950	4,6918	36,4480	6,0812	3,0504	4,5802	84,9631	3,0329	3,2352	25,7633
5	2,9353	4,6916	35,0061	6,1289	3,0445	4,5904	85,6542	3,0322	3,23416	25,7510
10	2,9365	4,7060	35,1422	6,1196	3,0490	4,5766	85,3932	3,0325	3,2352	25,7662
a <sub>0</sub> =2,9505 Å, c <sub>0</sub> =4,6826 Å, V <sub>0</sub> =35,30 Å <sup>3</sup>			a <sub>0</sub> =6,12 Å, b <sub>0</sub> =3,06 Å, c <sub>0</sub> =4,56 Å, V <sub>0</sub> =85,40 Å <sup>3</sup>				a <sub>0</sub> =3,0280 Å, c <sub>0</sub> =3,2280 Å, V <sub>0</sub> =25,63 Å <sup>3</sup>			

Анализ таблиц 2, 3, 4 показывает, что наложение ультразвуковых колебаний во время синтеза приводит к изменению параметров и объема кристаллических решеток синтезированных фаз.

#### Заключение

Экспериментальные исследования процесса СВС системы с многофазным конечным продуктом титан-бор показали, что воздействие ультразвуковых колебаний приводит к изменению скоростей и максимальных температур горения, причем характер изменения скорости и максимальной температуры горения однозначен: при увеличении амплитуды ультразвуковых колебаний скорость и максимальная температура горения уменьшаются, а изменение условий теплообмена из-за воздействия ультразвуковых колебаний может привести к изменению условий образования конечного продукта. Такой характер воздействия ультразвуковых колебаний на СВС-процесс связан с тем, что ультразвуковое воздействие приводит к изменению условий массопереноса в волне горения, конвективных потоков в газовой среде возле образца, а также сказывается на условиях растекания плавящихся реагентов и промежуточных продуктов синтеза. Результаты рентгеновских измерений показали, что воздействие ультразвуковых колебаний приводит к изменению фазового состава и кристаллической структуры конечных продуктов синтеза. Приведенные результаты позволяют сделать предположение, что наложение

ультразвука на образцы в процессе их синтеза приводит к изменению условий синтеза. Из анализа таблиц 2, 3, 4 видно, что увеличение амплитуды ультразвуковых колебаний приводит к увеличению объема кристаллической решетки синтезированных фаз, а параметры кристаллических решеток приближаются к эталонным значениям.

#### Литература

1. Клубович, В.В., Кулак, М.М., Мальцев, В.М. Исследование влияния ультразвуковых колебаний на процесс горения порошков титан-кремний // Доклады АН БССР. - 1991. - Т.35. №3. - С.231-234
2. Влияние ультразвука на процесс горения / В.В.Клубович, С.А.Кириллов, И.М.Котин, М.М.Кулак // Доклады АН Беларуси. - 1992. - Т. 36, № 9-10. - С. 731-734.
3. Клубович, В.В., Кулак, М.М., Чеботько, И.С. Рентгеноструктурные исследования силицидов титана, синтезированных при воздействии ультразвуковых колебаний // Весці АН Беларусі, сер. фіз.-тэхн. навук - 1991, № 1. - С. 67-70.
4. Клубович, В.В., Кулак, М.М., Хина, Б.Б. Ультразвук в процессах самораспространяющегося синтеза: монография / Мн.: БНТУ, 2006. - 279 с.
5. Гаррисон, Т.Р. Радиационная пирометрия. - М.: Мир, 1964. - 248 с.
6. Липсон, Л., Стипл, Г. Интерпретация порошковых рентгенограмм. - М.: Мир, 1972. - 384 с.
7. Самсонов, Г.В., Серебрякова, Т.И., Неронов, В.А. Бориды. - М.: Атомиздат, 1975. - 376 с.
8. Анищик, В.М., Гуманский, Г.А. Структурный анализ: (Элементы теории, задачи, лаб. работы). - Мн.: Изд-во БГУ, 1979. - 136 с.

УДК 621.793

### ОЦЕНКА ХИМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ГРАНИЦЕ «ПОКРЫТИЕ – ОСНОВА» ПРИ НАПЫЛЕНИИ ДИФфуЗИОННО-ЛЕГИРОВАННЫХ САМОФЛЮСУЮЩИХСЯ (ДЛС) ПОРОШКОВ

*В.М. Константинов, А.М. Авсевич*

*Белорусский национальный технический университет, г. Минск*

**Введение.** Образование прочной адгезионной связи между напыляемым материалом и основой определяется механическим и химическим взаимодействием на границе раздела фаз, вступающих в контакт при ударе частицы об основу. Традиционно принято считать, что для обычных порошков химическое взаимодействие происходит в очагах контакта. Количество таких очагов соответствует числу мест выхода дислокаций на поверхность металла. Оно обуславливается плотностью дислокаций в приповерхностном слое и степенью активации контактирующих поверхностей. Основными факторами, повышающими энергию атомов поверхностного слоя металлов, являются рост температуры основы и энергия удара напыляемой частицы об основу. Такой механизм формирования адгезии, согласно многочисленным исследованиям, является определяющим для всех видов напыляемых материалов.

Диффузионно-легируемые самофлюсующиеся (ДЛС) порошки на основе железа являются новым видом порошковых материалов, применяемым для газотермического напыления износостойких покрытий. Частицы ДЛС-порошка имеют композиционное строение и состоят из ядра и диффузионной оболочки, содержащей в высокой концентрации флюсующий элемент (бор или кремний). При диффузионном насыщении бором порошков черных металлов в центре частицы сохраняется структура исходной стали или чугуна, а поверхностный слой представляет собой боридную фазу, в основном FeB /1/. Концентрация бора в приповерхностном слое частиц максимальна, что повышает флюсующую способность порошка. Толщина боридного слоя и, соответственно, процентное со-