

## Исследование механизма и закономерностей азотирования комплексного ферросплава – ферросиликоалюминия в режиме СВС

© 2016 г. **К.А. Болгару, Л.Н. Чухломина, Ю.М. Максимов**

Томский научный центр (ТНЦ) СО РАН

Статья поступила в редакцию 19.05.16 г., доработана 22.06.16 г., подписана в печать 24.06.16 г.

Представлены результаты исследования механизма азотирования комплексного сплава – ферросиликоалюминия – в изотермических и неизотермических условиях. Показано, что процесс азотирования ферросиликоалюминия является сложным и многостадийным. Установлено, что при азотировании ферросплава первичным продуктом является AlN, затем синтезируется  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и образуются твердые растворы на основе  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Изучено влияние основных параметров самораспространяющегося высокотемпературного синтеза на скорость и степень азотирования ферросиликоалюминия. Выявлены критические параметры процесса горения.

**Ключевые слова:** азотирование, ферросиликоалюминий, нитриды, самораспространяющийся высокотемпературный синтез.

**Болгару К.А.** – канд. техн. наук, мл. науч. сотр. отдела структурной макрокинетики (ОСМ) ТНЦ СО РАН (634021, г. Томск, пр-т Академический, 10/3). Тел.: (3822) 492-294. E-mail: kbolgaru2008@yandex.ru.

**Чухломина Л.Н.** – докт. техн. наук, вед. науч. сотр. ОСМ ТНЦ СО РАН. Тел.: (3822) 492-294. E-mail: liudnik@yandex.ru.

**Максимов Ю.М.** – докт. техн. наук, рук-ль ОСМ ТНЦ СО РАН. Тел.: (3822) 492-702. E-mail: combustion2005@yandex.ru.

**Для цитирования:** Болгару К.А., Чухломина Л.Н., Максимов Ю.М. Исследование механизма и закономерностей азотирования комплексного ферросплава – ферросиликоалюминия в режиме СВС // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2016. No. 4. С. 34–40. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-4-34-40.

*Bolgaru K.A., Chukhlomina Lu.N., Maksimov Yu.M.*

### **Study of regularities for the nitriding of complex ferrosilicoaluminum ferroalloy during SHS**

The article presents the results of studying the complex alloy (ferrosilicoaluminum) nitriding under isothermal and non-isothermal conditions. The paper demonstrates that the ferrosilicoaluminum nitriding is a complex and multistage process. It is found that the ferroalloy nitriding produces AlN as a primary product with the subsequent  $\text{Si}_3\text{N}_4$  synthesis resulting in the formation of  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -based solid solutions. The rate and degree of the ferrosilicoaluminum nitriding are studied versus the main parameters of SHS. The paper also identifies critical parameters of the combustion process.

**Keywords:** nitriding, ferrosilicoaluminum, nitrides, SHS.

**Bolgaru K.A.** – Cand. Sci. (Tech.), junior research scientist, Department for structural macrokinetics, Tomsk Scientific Centre (TSC) SB RAS (634021, Russia, Tomsk, Akademicheskii pr., 10/3). E-mail: kbolgaru2008@yandex.ru.

**Chukhlomina Lu.N.** – Dr. Sci. (Tech.), leading research scientist, Department for structural macrokinetics TSC SB RAS. E-mail: liudnik@yandex.ru.

**Maksimov Yu.M.** – Dr. Sci. (Tech.), head of the Department for structural macrokinetics TSC SB RAS. E-mail: combustion2005@yandex.ru.

**Citation:** Bolgaru K.A., Chukhlomina Lu.N., Maksimov Yu.M. Issledovanie mekhanizma i zakonomernostei azotirovaniya kompleksnogo ferrosplava – ferrosilikoaliuminiya v rezhime SVS. Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya. 2016. No. 4. С. 34–40. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-4-34-40.

## Введение

В настоящее время нитриды являются одними из самых востребованных материалов и применяются практически во всех отраслях современной промышленности [1–3]. Как правило, при получении нитридов и материалов на их основе

используются дорогостоящие высокодисперсные порошки [4, 5]. В связи с этим возникает задача по поиску более экономичного сырья для получения нитридов и нитридсодержащих композиционных материалов. Применение промышленных ферро-

сплавов как более дешевых реагентов позволяет значительно снизить себестоимость нитридов и материалов на их основе. В работах [6, 7] показана возможность изготовления силановой керамики из промышленного сплава ферросилиция и оксида алюминия методом реакционного спекания. Однако такой способ получения технологически не выгоден, поскольку исходные реагенты нуждаются в предварительной пробоподготовке: измельчении в планетарной мельнице, брикетировании, холодном изостатическом прессовании.

Одним из наиболее эффективных методов получения нитридов является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), поскольку процесс связан с использованием химического тепловыделения, высокими значениями скоростей и температур горения. К настоящему времени опубликовано достаточное количество работ, посвященных изготовлению различной силановой керамики методом СВС с применением в качестве исходных реагентов химически чистых порошков [8–12].

В работе [3] показана возможность использования простых промышленных ферросплавов, содержащих один нитридообразующий элемент, для получения нитридов методом СВС. Механизм взаимодействия порошков простых сплавов с азотом, а также основные факторы, влияющие на образование конечных продуктов реакции, достаточно хорошо изучены в работе [4]. Особенно привлекательно в научном и прикладном аспекте применение сложных ферросплавов, содержащих несколько нитридообразующих элементов [4].

Целью настоящей работы является изучение закономерностей и механизма азотирования ферросиликоалюминия. Интерес к данному сплаву обусловлен тем, что он содержит в своем составе два нитридообразующих элемента — Si и Al, которые образуют интерметаллические соединения или твердые растворы.

## Объект исследования и методика эксперимента

В качестве объекта исследования был выбран промышленный ферросплав — ферросиликоалюминий (ФСА) марки ФС65А15, содержащий, согласно химическому анализу, 60,1 % кремния, 13,3 % алюминия, остальное железо. По результатам рентгенофазового анализа (РФА) исходный ферросплав представляет собой двухфазный ма-

териал, состоящий из кремния и высокотемпературного лебита. Алюминий в свободном виде не обнаруживается. С помощью микрорентгено-спектрального анализа исходного ФСА установлено, что алюминий находится в составе твердого раствора на основе  $\text{FeSi}_2$ , образуя две фазы с различным соотношением кремния и алюминия:  $\text{FeSi}_{2,2}\text{Al}_{0,4}$  и  $\text{FeSi}_{1,6}\text{Al}_{2,2}$ . Кроме того, алюминий входит в состав примесных фаз —  $\text{Al}_{0,5}\text{Fe}_{0,5}$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Перед проведением процесса СВС исходные порошки подвергали сушке в вакуумном сушильном шкафу при температуре 150–200 °С для удаления влаги и летучих примесей. СВ-синтез осуществляли в установках постоянного давления. Приготовленную шихту засыпали в газопроницаемые цилиндрические трубки диаметром от 20 до 60 мм и сжигали в установке постоянного давления от 1 до 6 МПа. Воспламенение образцов осуществлялось от порошкообразной поджигающей смеси с помощью вольфрамовой спирали, через которую пропускали электрический ток. После прохождения волны горения образец выдерживался в установке до полного остывания в течение 30 мин, затем извлекался для дальнейших исследований.

Фазовый состав образцов исследовали с помощью РФА на дифрактометре XRD-6000 (Япония) (Cu-излучение). Были использованы базы данных PCPDFWIN и JCPDS, а также программы полного профильного анализа POWDER CELL.

Термический анализ проводили на приборе «STA 449 F3 Jupiter» (Германия), представляющем собой совмещенный ДСК—ДТА—ТГ—ДТГ-анализатор.

Исследование процесса азотирования ФСА в изотермических условиях осуществляли в трубчатой печи сопротивления в токе азота в диапазоне  $t = 800 \div 1250$  °С. Порошок ФСА насыпали в корундовые лодочки, помещали в предварительно нагретую до заданной температуры печь и выдерживали в течение 1 ч. Определение общего содержания азота и кислорода проводили на приборе LECO-ONH836 Том ЦКП (США). Принцип действия анализаторов основан на восстановительном плавлении образца в импульсной печи сопротивления в токе инертного газа и последующем определении содержания газообразных азота, кислорода и водорода методом инфракрасной спектроскопии и методом сравнения теплопроводностей газов.

## Результаты и их обсуждение

### Закономерности горения ферросиликоалюминия в азоте

В условиях фильтрационного горения важными факторами, влияющими на протекание процесса азотирования, являются плотность шихты ( $\rho$ ), давление азота ( $P$ ), диаметр образца ( $d$ ), а также дисперсность ( $r$ ) исходного порошка.

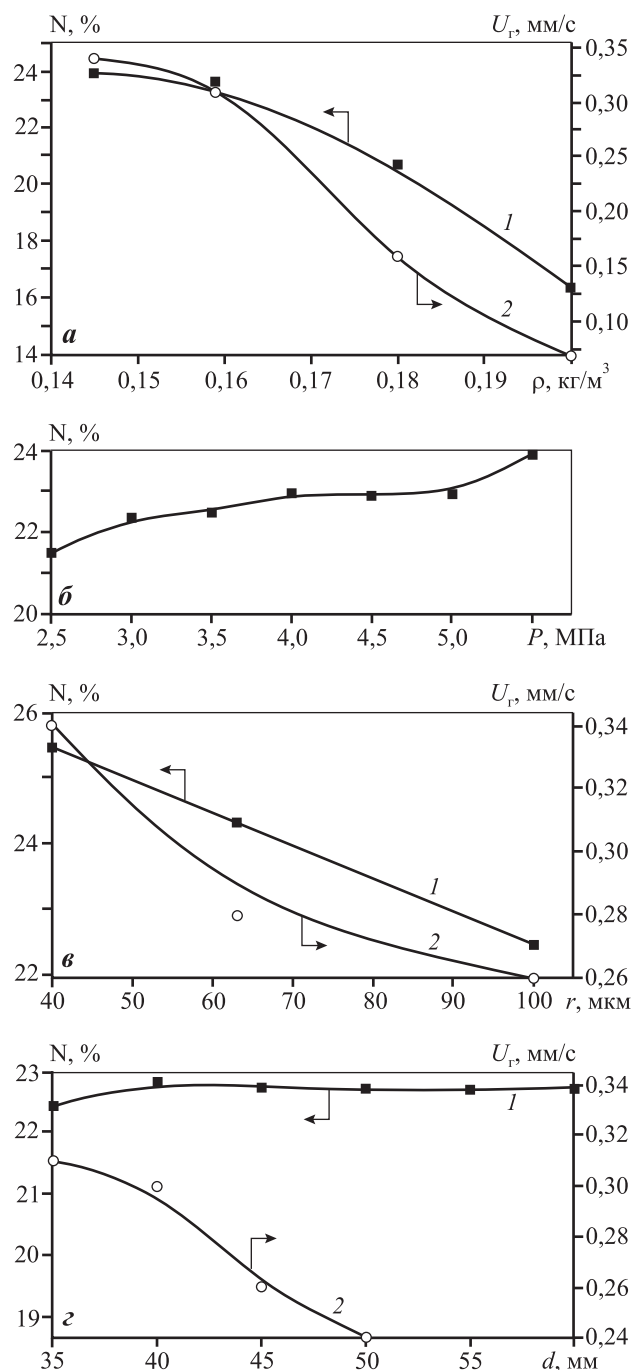
**Влияние плотности исходной шихты.** Как показали исследования, с увеличением плотности шихты количество поглощаемого азота в образцах, а также скорость горения ( $U_r$ ) постепенно уменьшаются (рис. 1, а). Это связано с тем, что с повышением величины  $\rho$  нарастают фильтрационные затруднения азота к зоне реакции. При  $\rho > 0,2 \text{ кг/м}^3$  образцы не удастся азотировать в режиме СВС. Для получения продуктов с высоким содержанием азота в экспериментах использовались образцы насыпной плотности ( $0,146 \text{ кг/м}^3$ ).

**Влияние давления азота.** При горении ферросиликоалюминия повышение давления азота приводит к незначительному увеличению содержания азота в продуктах горения (рис. 1, б). Это, вероятно, обусловлено поверхностным режимом горения, при котором происходит азотирование ферросплава. Инициировать процесс горения при  $P < 2 \text{ МПа}$  не удастся.

**Влияние размера частиц.** Зависимость скорости горения и количества поглощенного в результате реакции азота от дисперсности исходного порошка представлена на рис. 1, в. Видно, что с уменьшением размера частиц сплава исследуемые показатели возрастают, поскольку скорость химической реакции в общем случае является функцией концентрации реагирующих веществ. Чем меньше величина  $r$ , тем больше площадь реагирующей поверхности.

Установлено, что ФСА с размером частиц более  $40 \text{ мкм}$ , т.е. в отсутствие мелкой фракции, не азотируется в режиме СВС. Необходимо отметить, что при изучаемых режимах горения инициировать реакцию горения механической смеси элементарных порошков ( $\text{Fe} + \text{Si} + \text{Al}$ ) в стехиометрии сплава не удалось.

**Влияние диаметра образца.** Горение простых ферросплавов в азоте существенно различается для различных диаметров образцов. Так, для наиболее близкого по составу ферросплава — ферросилиция — с увеличением  $d$  поглощение азота снижается, что связано с уменьшением теплотер, оплавлением образца и нарастанием фильтрационных затруднений [15].



**Рис. 1.** Влияние плотности шихты (а), давления азота (б), дисперсности порошка ФСА (в) и диаметра образца ФСА (г) на количество поглощенного продуктами горения азота (1) и скорость горения (2) ферросиликоалюминия

оплавлением образца и нарастанием фильтрационных затруднений [15].

При азотировании ферросиликоалюминия с увеличением диаметра образца содержание азота в продуктах горения практически не изменяется

(рис. 1, з). Скорость горения с возрастанием диаметра уменьшается, что не типично для процессов фильтрационного горения ферросилиция.

Установленное замедление процесса с ростом диаметра образца для ФСА, вероятно, связано с поверхностным режимом горения, при котором горение начинается с поверхности образца. При этом выделяющееся тепло расходуется не только на излучение в объем реактора, но и на прогрев внутреннего объема образца, масса которого растет с увеличением диаметра. Минимальный диаметр образца, при котором реализуется процесс горения, составляет 30 мм.

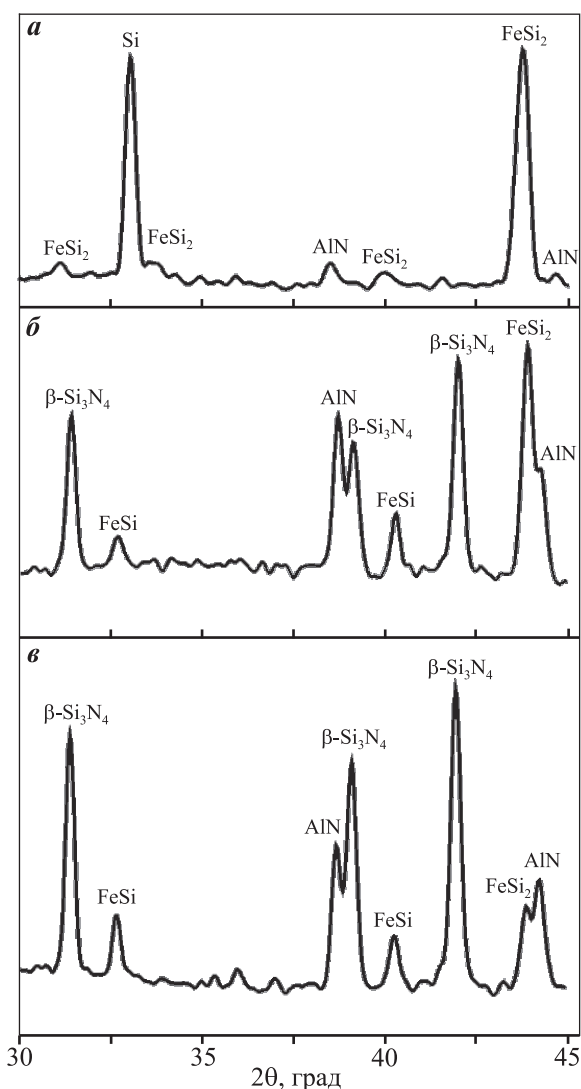
### Механизм азотирования ферросиликоалюминия в азоте

Механизм азотирования наиболее близкого по составу простого ферросплава — ферросилиция — в режиме горения достаточно хорошо изучен [15]. В отличие от него в состав ферросиликоалюминия помимо кремния входит алюминий — второй нитридообразующий элемент, который, как отмечено выше, в свободном виде не обнаруживается.

Для детального изучения физико-химических превращений, протекающих при взаимодействии ФСА с азотом, процесс азотирования сплава в трубчатой печи был исследован при заданных температурах, а также методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК).

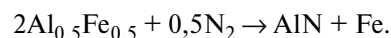
**Исследование процесса азотирования ФСА в трубчатой печи в изотермических условиях (800—1250 °С).** Анализ зависимости количества азота, поглощенного образцом, от температуры показал, что с ростом  $t$  содержание азота в образцах увеличивается. При азотировании сплава в изотермических условиях установлено, что при  $t > 800$  °С в продуктах синтеза, согласно результатам РФА, обнаруживается фаза нитрида алюминия AlN (рис. 2, а).

В области  $t = 800\div 900$  °С отмечены уширение и раздвоение пиков FeSi<sub>2</sub>. Данный факт, вероятно, связан с перестройкой кристаллической решетки лебоита за счет взаимодействия алюминия с азотом с образованием нитрида алюминия. При этом местоположение рефлексов той части лебоита, которая не проазотировалась с образованием нитрида алюминия, совпадает с местоположением рефлексов исходного ферросиликоалюминия. Параметры кристаллической решетки лебоита, вступившего в реакцию азотирования, сдвинуты в сторону больших углов и совпадают с табличными значениями лебоита. Кроме того, в продуктах



**Рис. 2.** Фрагмент рентгенограммы продукта азотирования ферросиликоалюминия в изотермических условиях при температурах 800 (а), 1000 (б) и 1250 (в) °С

горения выявлены отсутствие фазы Al<sub>0,5</sub>Fe<sub>0,5</sub> и наличие фаз AlN и α-Fe, что свидетельствует о протекании следующей реакции:



Согласно результатам рентгенофазового и химического анализов, в диапазоне  $t = 800\div 950$  °С в продуктах реакции нитрид кремния не обнаружен.

По данным РФА, образование β-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> начинается при  $t = 1000$  °С (рис. 2, б). Кремний в сплаве находится в двух состояниях: в свободном виде — как самостоятельная фаза, и в связанном — в виде лебоита.

В соответствии с диаграммой состояния при  $t = 900\div 1000$  °С α-лебоит претерпевает фазовый

переход из высокотемпературной модификации в низкотемпературную с выделением кремния. Выделившийся в результате распада кремний взаимодействует с азотом с образованием нитрида кремния по твердофазному механизму. Одновременно происходит взаимодействие свободного кремния с азотом, о чем свидетельствует некоторое уменьшение рефлексов кремния в продуктах реакции. Из рентгенограммы видно, что одновременно с образованием нитрида кремния продолжается образование нитрида алюминия.

При дальнейшем повышении температуры в промежутке  $t = 1200\div1300$  °С наблюдается значительный рост интенсивности пиков нитрида кремния при одновременном уменьшении количества фазы  $\text{FeSi}_2$  (рис. 2, в). Это связано с тем, что в области температур  $1200\text{—}1300$  °С существует ряд следующих фазовых переходов: при  $t = 1206$  °С плавится эвтектика  $\text{FeSi}_2\text{—Si}$ , испаряющийся кремний реагирует с азотом в газовой фазе, образуя нитрид кремния. При  $t = 1212$  °С происходит плавление эвтектики  $\text{FeSi}_2\text{—FeSi}$ , которое также сопровождается выделением кремния с последующим его азотированием и образованием  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ .

Таким образом, согласно результатам исследований процесса нитридообразования в изотермических условиях, показано, что азотирование ФСА начинается с образования  $\text{AlN}$  в интервале температур  $800\text{—}900$  °С, а нитрид кремния появляется при  $t = 1100$  °С, что коррелирует с теплотами образования нитридов алюминия и кремния.

**Изучение процесса азотирования ФСА методом комплексного термического анализа.** Результаты данного исследования, представленные на рис. 3,

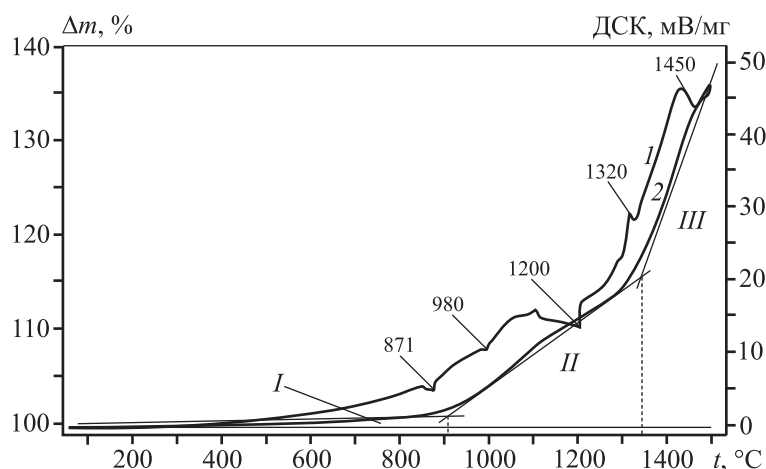


Рис. 3. Кривые ТГ (1) и ДСК (2) комплексного термического анализа ферросиликоалюминия в азоте

свидетельствуют о том, что процесс азотирования ФСА имеет 3 характерные стадии, отличающиеся скоростью.

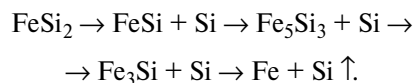
В области I (до  $850$  °С) наблюдается медленное увеличение массы образца, не превышающее  $1\%$ , обусловленное процессами сорбции и хемосорбции азота поверхностью образца. В диапазоне  $t = 850\div1330$  °С (II на рис. 3) процесс азотирования значительно ускоряется, а увеличение массы образца составляет  $\sim 15\%$ . На кривой ДСК регистрируются 3 эндотермических эффекта с максимумами при  $t = 871, 980$  и  $1200$  °С. В целом скорость азотирования нарастает с повышением температуры.

Первый эндотермический эффект, наблюдаемый при  $t = 871$  °С, соответствует частичной диссоциации  $\alpha$ -лебоита с выделением алюминия. При этом выделившийся алюминий взаимодействует с азотом с образованием нитрида алюминия и выделением тепла, что приводит к ускорению процесса азотирования. Резкое изменение скорости процесса при  $t = 850$  °С может служить указанием о смене механизма реакции.

Следующий эндоэффект, регистрируемый при  $t = 980$  °С, обусловлен эвтектическим разложением высокотемпературного  $\alpha$ -лебоита до низкотемпературного  $\beta$ -лебоита с выделением кремния. На этой стадии выделившийся кремний реагирует с азотом с образованием нитрида кремния, что приводит к дальнейшему росту кривой ДСК.

Широкий эндотермический максимум при  $t \sim 1200$  °С вызван плавлением эвтектики  $\text{FeSi}_2\text{—Si}$  и плавлением лебоита, что согласуется с диаграммой состояния. Образование железокремниевого расплава ускоряет процесс азотирования, поскольку скорость нитридообразования при взаимодействии «жидкость—газ» выше, чем скорость азотирования по механизму «твердое—газ».

В области  $t = 1320\div1450$  °С (III на рис. 3) на кривой ДСК регистрируются два эндотермических эффекта с максимумами при  $t = 1320$  и  $1450$  °С. Первый соответствует диссоциации силицидов железа по схеме



Второй максимум отвечает плавлению и испарению кремния. Оба про-

цесса способствуют ускоренному развитию реакции нитридообразования, в том числе в газовой фазе, что приводит к ускорению процесса. Изменение массы образца в этой области III составляет 20 %.

Таким образом, механизм нитридообразования ферросплава, содержащего два нитридообразующих элемента, можно представить следующим образом:

$t = 800\div 900\text{ }^{\circ}\text{C}$  — происходит взаимодействие азота с алюминием, входящим в состав лебонита, и алюминием, входящим в состав фазы  $\text{Al}_{0,5}\text{Fe}_{0,5}$ , с образованием нитрида алюминия;

$t = 900\div 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  — фазовый переход высокотемпературного  $\alpha$ -лебонита с выделением кремния, твердофазное азотирование кремния;

$t = 1200\div 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$  — образование силицидных расплавов и синтез нитрида кремния преимущественно по механизму «жидкость—газ»;

$t = 1350\div 1500\text{ }^{\circ}\text{C}$  — диссоциация силицидов железа с выделением кремния, взаимодействие выделяющегося кремния с азотом с формированием нитрида кремния. В этом температурном интервале кремний испаряется из эвтектического расплава и образует нитрид кремния в газовой фазе по реакции



В высокотемпературной области возможна диссоциация нитрида кремния. Однако растворение  $\text{AlN}$  в  $\text{Si}_3\text{N}_4$  с получением твердого раствора на основе  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , а также образование  $\beta$ -сиалона состава  $\text{Si}_3\text{Al}_3\text{O}_3\text{N}_5$  повышают термическую устойчивость  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

## Заключение

Установлено влияние давления азота, диаметра и плотности образца, а также дисперсности исходного порошка на процесс горения ферросиликоалюминия в азоте. Выявлены условия инициации реакции горения. Показано, что при давлении  $\leq 2$  МПа и диаметре образца  $< 30$  мм горение сплава организовать не удастся. Порошок ФСА с размером частиц  $> 40$  мкм, т.е. в отсутствие мелкой фракции, не азотируется в режиме СВС.

Процесс азотирования ферросиликоалюминия начинается со взаимодействия с азотом алюминийсодержащих фаз ( $\alpha$ - $\text{FeSi}_2\text{Al}$  и  $\text{Al}_{0,5}\text{Fe}_{0,5}$ ) и образования нитрида алюминия. Одновременно с увеличением температуры в зоне реакции до  $90$ —

$1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  происходит синтез  $\text{Si}_3\text{N}_4$  при взаимодействии  $\text{Si}$  с  $\text{N}_2$ . В дальнейшем наблюдаются растворение  $\text{AlN}$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в  $\text{Si}_3\text{N}_4$  с образованием твердого раствора на основе  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и возникновение  $\beta$ -сиалона состава  $\text{Si}_3\text{Al}_3\text{O}_3\text{N}_5$  путем замещения  $\text{Si}$  на  $\text{Al}$  и  $\text{N}$  на  $\text{O}$ .

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 16-03-00635 А).

## Литература

1. Jack K.H. SiAlON: ceramics alloys for the engineering applications // Ceramic: toward the 21st century / Eds. N. Soga, A. Kato. Tokyo: The Ceramic Society of Japan, 1991. P. 465—482.
2. Exstrom T. SiAlON ceramics // J. Am. Ceram. Soc. 1992. Vol. 75. Iss 2. P. 259—276.
3. Борщ В.Н., Жук С.Я., Вакин Н.А. Сиалон как новый класс носителей катализаторов окисления // Докл. акад. наук. 2008. Т. 420. No. 4. С. 496—499.
4. Krestan J. Corrosion of  $\beta$ -SiAlON — based ceramic by molten steel // J. Eur. Ceram. Soc. 2007. Vol. 27. Iss. 5. P. 2137—2143.
5. Noaman M., Lences Z., Gabrisova Z. Comparison of two SiAlON ceramics prepared from synthesis and natural raw materials // Acta Chim. Slovaca. 2009. Vol. 2. No. 2. P. 3—13.
6. Стрелов К.К. Теоретические основы технологии огнеупорных материалов: Учеб. пос. для вузов. 2-е изд.: М.: Металлургия, 1996.
7. Yang Jing-Zhou, Huang Zhou-Hui, Fang Ming-Hao. Reaction sintered Fe—SiAlON ceramic composite: processing, characterization and high temperature erosion wear behavior. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jascer.2013.05.001> (дата обращения: 26.09.13).
8. Боровинская И.П., Смирнов К.Л. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез сиалонной керамики // Наука — пр-ву. 1998. No. 8 (10). С. 39—44.
9. Смирнов К.Л., Боровинская И.П. Синтез горением керамических композитов на основе сиалонов // Порошк. металлургия. 2003. No. 11/12. С. 64—72.
10. Shahien M., Radwan M., Kihara S. Combustion synthesis of single-phase  $\beta$ -SiAlON ( $z = 2\div 4$ ) // J. Eur. Ceram. Soc. 2010. Vol. 30. Iss. 9. P. 1925—1930.
11. Yeh C.L. Effect of  $\alpha$ - and  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  as precursors on combustion synthesis of  $(\alpha+\beta)$ -SiAlON composites // J. Alloys Compd. 2011. Vol. 509. Iss. 9. P. 3985—3990.
12. Yeh C.L. Effect of  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  and  $\text{AlN}$  additional on formation of  $\alpha$ -SiAlON by combustion synthesis // J. Alloys Compd. 2011. Vol. 509. Iss. 2. P. 529—534.

13. Чухломина Л.Н. Закономерности синтеза нитрида кремния горением сплава железо—кремний в азоте // Журн. прикл. химии. 2007. Т. 80. No. 11. С. 1768—1772.
14. Максимов Ю.М., Чухломина Л.Н., Браверман Б.Ш., Смирнов Л.А. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез азотсодержащих сплавов для металлургии. Новосибирск: Наука, 2014.
15. Чухломина Л.Н. Синтез нитридов элементов III—VI групп и композиционных материалов на их основе азотированием ферросплавов в режиме горения: Дис. ... докт. техн. наук. Томск: ТПУ, 2009.
8. Borovinskaya I.P., Smirnov K.L. Samorasprostranyayushchiysya vysokotemperaturnyi sintez sialonovoi keramiki [Self-propagating high-temperature synthesis of ceramic composites based on sialons]. *Nauka — proizvodstvu*. 1998. No. 8 (10). P. 39—44.
9. Smirnov K.L., Borovinskaya I.P. Sintez gorenem keramicheskikh kompozitov na osnove sialonov [Combustion synthesis of sialon-based ceramic composites]. *Poroshkovaya metallurgiya*. 2003. No. 11/12. P. 64—72.
10. Shahien M., Radwan M., Kihara S. Combustion synthesis of single-phase  $\beta$ -SiAlON ( $z = 2+4$ ). *J. Eur. Ceram. Soc.* 2010. Vol. 30. Iss. 9. P. 1925—1930.
11. Yeh C.L. Effect of  $\alpha$ - and  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  as precursors on combustion synthesis of ( $\alpha+\beta$ )-SiAlON composites. *J. Alloys Compd.* 2011. Vol. 509. Iss. 9. P. 3985—3990.
12. Yeh C.L. Effect of  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  and AlN additional on formation of  $\alpha$ -SiAlON by combustion synthesis. *J. Alloys Compd.* 2011. Vol. 509. Iss. 2. P. 529—534.
13. Chukhlomina Lu.N. Zakonomernosti sinteza nitrida kremniya gorenem splava zhelezo—kremnii v azote [Fundamental aspects of silicon nitride synthesis by combustion of an iron—silicon alloy in nitrogen]. *Zhurnal prikladnoi khimii*. 2007. Vol. 80. No. 11. P. 1768—1772.
14. Maksimov Yu.M., Chukhlomina Lu.N., Braverman B.Sh., Smirnov L.A. Samorasprostranyayushchiysya vysokotemperaturnyi sintez azotsoderzhashchikh splovov dlya metallurgii [The self-propagating high-temperature synthesis of nitrogen-containing alloys for metallurgy]. Novosibirsk: Nauka, 2014.
15. Chukhlomina Lu.N. Sintez nitridov elementov III—VI grupp i kompozitsionnykh materialov na ikh osnove azotirovaniem ferrosplavov v rezhime goreniiya [The synthesis of nitrides of elements III—VI of groups and composite materials on their basis nitriding of ferroalloys in the burning mode]: Dissertation of Dr. Sci. (Tech.). Tomsk: TPU, 2009.
1. Jack K.H. SiAlON: ceramics alloys for the engineering applications. In: *Ceramic: toward the 21st century*. Eds. N. Soga, A. Kato. Tokyo: The Ceramic Society of Japan, 1991. P. 465—482.
2. Exstrom T. SiAlON ceramics. *J. Amer. Ceram. Soc.* 1992. Vol. 75. Iss. 2. P. 259—276.
3. Borshch V.N., Zhuk S.Ya., Vakin N.A. Sialon kak novyi klass nositelei katalizatorov okisleniya [Sialon as a new class of supports for oxidation catalysts]. *Doklady akademii nauk*. 2008. Vol. 420. No. 2. P. 121—124.
4. Krestan J. Corrosion of  $\beta$ -SiAlON — based ceramic by molten steel. *J. Europ. Ceram. Soc.* 2007. Vol. 27. Iss. 5. P. 2137—2143.
5. Noaman M., Lences Z., Gabrisova Z. Comparison of two SiAlON ceramics prepared from synthesis and natural raw materials. *Acta Chim. Slovaca*. 2009. Vol. 2. No. 2. P. 3—13.
6. Strelov K.K. Teoreticheskie osnovy tekhnologii огнеупорных материалов [Theoretical bases of technology of fire-resistant materials]. Moscow: Metallurgiya, 1996.
7. Yang Jing-Zhou, Huang Zhou-Hui, Fang Ming-Hao. Reaction sintered Fe—SiAlON ceramic composite: processing, characterization and high temperature erosion wear behavior. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jasc.2013.05.001> (accessed: 26.09.13).

## References