

Д. т. н. А. Л. Юрков (✉), к. х. н. А. П. Малахо, д. х. н. В. В. Авдеев

ФГБОУ ВО «Московский государственный университет  
имени М. В. Ломоносова», Москва, Россия

УДК 666.762.85.043.1.017:620.193]:621.357.13

## КОРРОЗИЯ И ОКИСЛЕНИЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ НА НИТРИДНОЙ СВЯЗКЕ В БОРТОВОЙ ФУТЕРОВКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ

Основной вопрос для понимания коррозии бортовой футеровки из карбида кремния на нитридкремневой связке — предшествует ли коррозия материала  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$  газами (и, в частности, окисление) коррозии расплавом электролита или коррозия расплавом электролита играет собственную роль в деградации материала при службе. Более вероятно, что реакции  $\text{SiC}$  и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  с расплавом криолита проходят через стадию предокисления. Расчеты показывают, что большинство возможных реакций  $\text{SiC}$  и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  с кислородом и моно- и диоксидом углерода имеют положительный объемный эффект, что уменьшает пористость материала, но может вызвать в нем появление трещин. Образующийся при этом оксид кремния растворяется в расплаве электролита, а также может реагировать с компонентами электролита в газовой фазе.

**Ключевые слова:** карбид кремния, нитридкремневая связка, коррозия бортовой футеровки, алюминиевый электролизер.

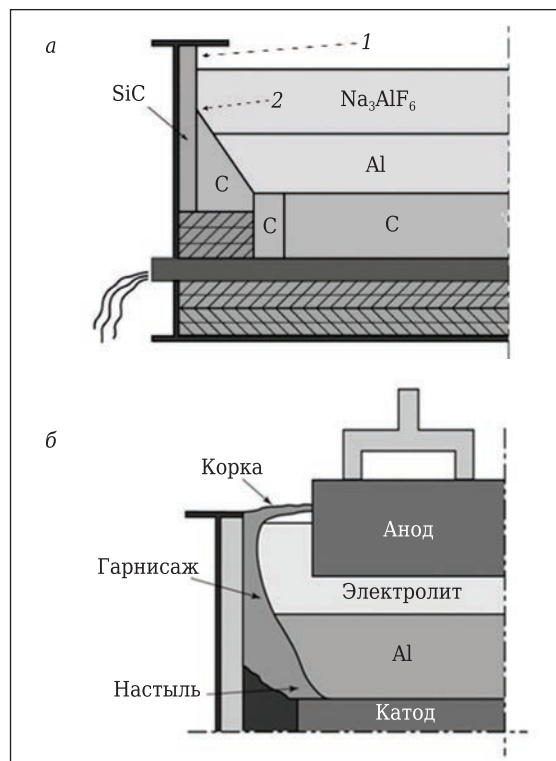
**К**оррозия — очень сложное явление, при анализе которого следует принимать во внимание различные процессы и механизмы деградации материала. В общем коррозию  $\text{SiC}$  в алюминиевых электролизерах можно разделить на коррозию газами и коррозию расплавами [1, 2]. Бортовая футеровка электролизера из  $\text{SiC}$  на связке из  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (рис. 1) должна выдерживать:

- химическое взаимодействие с расплавом электролита (состоящего в основном из криолита (рис. 2));
- окисление верхней части бортовой футеровки (выше расплава) в сложной окислительно-восстановительной среде, обогащенной моно- и диоксидом углерода, в присутствии паров фтористых солей и соединений натрия;
- эрозию циркулирующим металлом и электролитом с частицами глинозема.

Вероятно, основным в понимании процесса коррозии  $\text{SiC}$ -футеровки на нитридкремневой связке является вопрос — предшествует ли коррозия газами (и окисление, в частности) процессу коррозии расплавами или коррозия расплавами играет собственную роль в деградации материала при службе.

Обычно карбидкремневая бортовая футеровка в электролизерах покрыта слоем гарни-

сажа — замерзшего электролита с частицами глинозема (см. рис. 1, б), но при пуске электролизера или при перегреве бортовая футеровка находится в прямом контакте с расплавленным



**Рис. 1.** Конструкция бортовой футеровки электролизера: а — ванна без гарнисажа (1 — участок бортовой футеровки выше расплава электролита; 2 — граница между расплавами электролита и алюминия); б — ванна с нормальным гарнисажем



А. Л. Юрков  
E-mail: and-yur@mail.ru

электролитом (см. рис. 1, а). Гарнисаж проникает для газов. Взаимодействие SiC и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  с кислородом, моно- и диоксидом углерода в присутствии летучих соединений натрия и фтористых солей начинается с начала работы электролизера и продолжается в течение всего срока его службы. Наиболее интенсивная коррозия SiC и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  происходит на границе раздела электролит

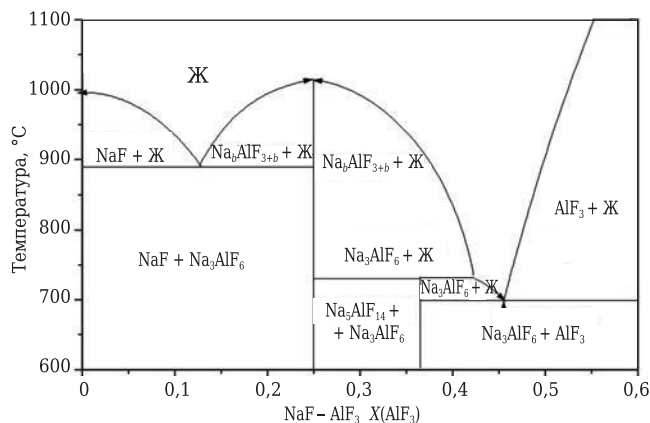


Рис. 2. Диаграмма состояния системы NaF–AlF<sub>3</sub> [3–5]

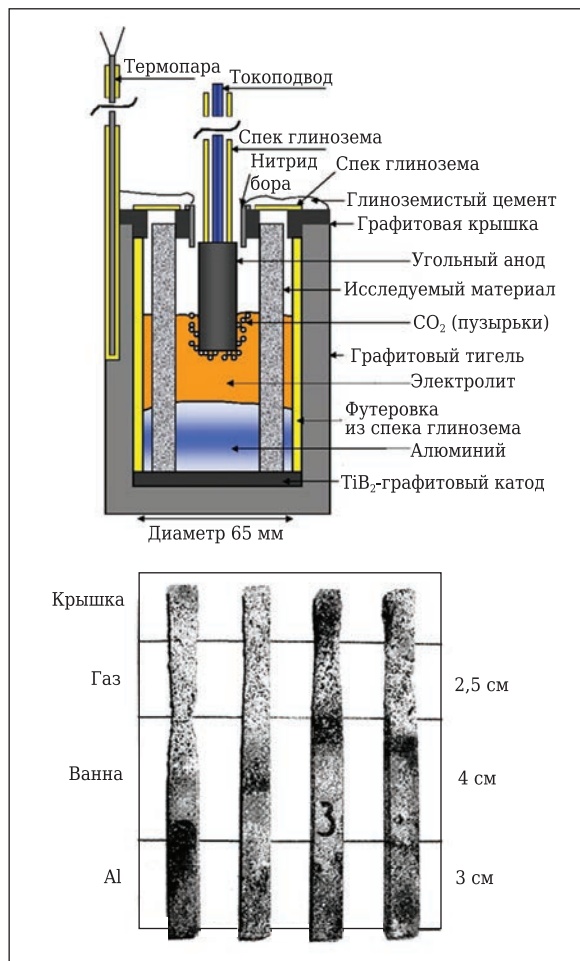


Рис. 3. Схема лабораторного электролизера для испытаний образцов SiC на связке из  $\text{Si}_3\text{N}_4$  в институте SINTEF [6, 7] (а) и стержни из материала  $\text{Si}_3\text{N}_4$ –SiC после испытаний на коррозионную стойкость [13, 14] (б)

– алюминий (см. рис. 1). Качество материала футеровки весьма критично для срока ее службы. В алюминиевой промышленности в качестве лабораторного испытания принят стержневой тест на коррозионную стойкость [6–12]. Цель настоящего исследования — обобщение результатов по коррозионной и окислительной стойкости SiC на связке из  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , полученных А. Л. Юрковым [13–16] ранее, а также результатов лабораторных и промышленных испытаний [6–12, 17–24].

Материалы для исследования были изготовлены из коммерчески доступного порошка  $\alpha$ -SiC (SiC > 98 %, Fe < 0,3 %, C < 0,4 %) и порошка кремния (Si > 98 %, Fe < 0,5 %, Al < 0,4 %, Ca < 0,4 %). Пористость и плотность материалов определяли по ISO 5017:2013–01, пределы прочности при сжатии и изгибе — по ISO 10059-2:2003 и ISO 5014–97. Пористость материалов составляла 16–17 %, предел прочности при сжатии 150–160 МПа, при изгибе 30–35 МПа. Структуру образцов после лабораторных и промышленных испытаний анализировали на микроскопе X-max MIRA3 (Tescan) с энергодисперсионным микроанализатором Oxford Instruments. Состав определяли методами химического титрования и рентгенофазовым анализом на приборе Thermo ARLX-TRA (Cu K $\alpha$ -излучение,  $\lambda$  = 1,5418 Å, скорость съемки 0,2 град/мин). Лабораторные тесты на коррозионную стойкость [13–16] проведены в институте SINTEF, Норвегия (рис. 3, а), коррозионную стойкость определяли по изменению объема образцов в виде стержней (рис. 3, б).

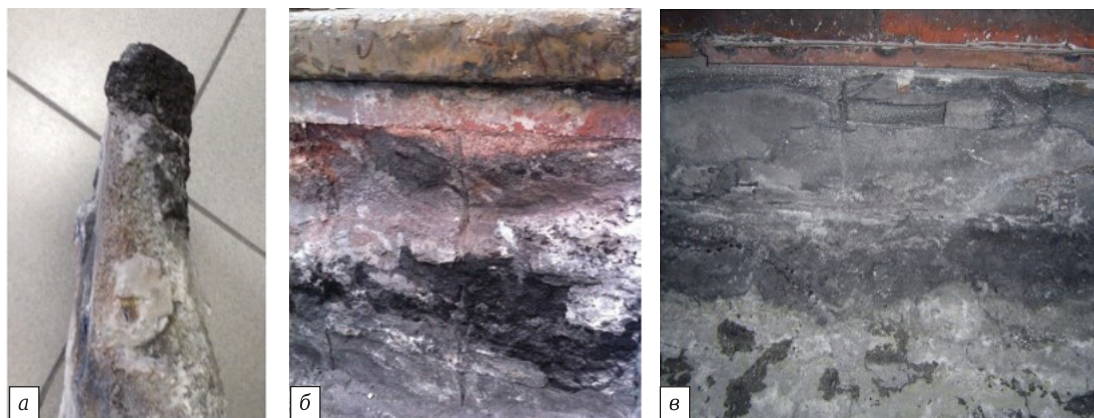
Средний срок службы электролизеров составляет 60–72 мес, при службе в бортовой футеровке из SiC на связке из  $\text{Si}_3\text{N}_4$  происходят изменения на микро- и макроуровне (табл. 1, рис. 4). Бортовая футеровка может частично растворяться на границе электролит – воздух (рис. 4, а), может становиться более тонкой (рис. 4, б) и растрескиваться (рис. 4, в). Уменьшение толщины и растрескивание футеровки происходят на участках выше уровня электролита.

В серии статей группы авторов [17–19], положивших начало изучению физико-химических превращений в SiC-футеровке на связке из  $\text{Si}_3\text{N}_4$  при службе в алюминиевых электролизерах, описана обобщенная картина роста содержания  $\text{SiO}_2$  в материале  $\text{Si}_3\text{N}_4$ –SiC в течение времени; зависимость приводится без деталей и концентраций. В соответствии с этими данными после относительно короткого периода времени кон-

Таблица 1. Изменение пористости и плотности\* бортовой футеровки  $\text{Si}_3\text{N}_4$ –SiC при службе [13]

№ п/п	Кажущаяся плотность, г/см <sup>3</sup>	Открытая пористость, %
1	2,68/2,75	15,8/10,4
2	2,68/2,77	15,6/7,5

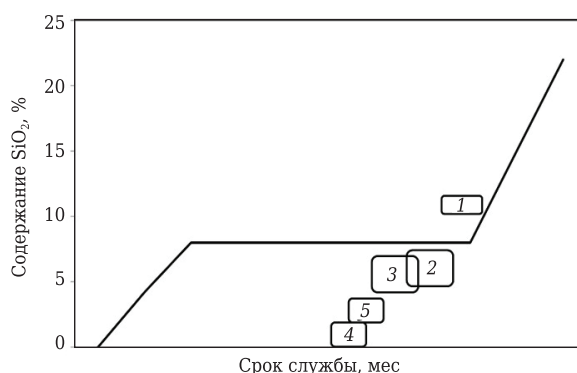
\* В числителе — исходная, в знаменателе — после 180 сут службы.



**Рис. 4.** Бортовая футеровка  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$  после службы в электролизере: а — после службы 60 мес; б — уменьшение толщины в верхней части бортовой футеровки после службы 45 мес; в — растрескивание и скалывание в верхней части футеровки после службы 24 мес

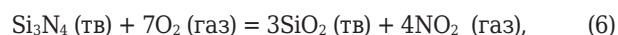
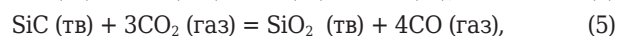
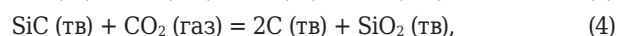
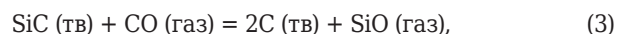
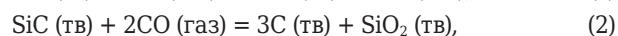
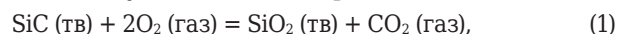
центрация  $\text{SiO}_2$  в материале достигает 7–8 %, после чего становится примерно постоянной (рис. 5) в течение некоторого времени, и далее рост содержания  $\text{SiO}_2$  тормозится. По данным лабораторных испытаний (см. рис. 3, а), стержни из  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$  теряют часть своего объема выше уровня электролита, на границе раздела воздух – электролит и ниже уровня электролита. В соответствии с данными [13–16] потери объема могут составлять от 2 до 20 %.

Сведения по содержанию  $\text{SiO}_2$  в карбидкремневой бортовой футеровке весьма ограничены. На рис. 5 помимо обобщенной зависимости концентрации  $\text{SiO}_2$  от времени [17–19] указаны данные А. В. Прошкина [20], а также другие данные о концентрации  $\text{SiO}_2$  в реальных условиях [17–19]. Содержание  $\text{SiO}_2$  может колебаться от 1,65 до 7–11 % (табл. 2). В материале  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$  крупные зерна  $\text{SiC}$  окружены мелкими зернами  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (рис. 6). В огнеупорах до службы кристаллы имеют четко выраженные грани, что особенно четко видно на крупных зернах  $\alpha\text{-SiC}$  (см. рис. 6, б). Считается, что  $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$  кристаллизуется преимущественно в форме нитевидных кристаллов (см. рис. 6, а), кристаллы  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  более изометричны (см. рис. 6, б). При окислении (см. рис. 6, в) кристаллы  $\text{SiO}_2$  становятся более округлыми, кристаллы  $\text{SiC}$  теряют четкость граней, и оксид кремния появляется на закругленных поверхностях кристаллов  $\text{SiC}$  (см. рис. 6, г). При взаимодействии с криолитом кристаллы  $\text{Si}_3\text{N}_4$  растворяются; остаются заметными округлые зерна кристаллов  $\text{SiC}$  (см. рис. 6, д).



**Рис. 5.** Зависимость содержания  $\text{SiO}_2$  в бортовой футеровке  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$  по данным [17–19] и экспериментальным данным: 1 — по данным А. В. Прошкина [20], гарнисаж слабый, бортовая футеровка перегрета; 2 — гарнисаж слабый, срок службы 39 мес, верхняя часть футеровки; 3 — гарнисаж слабый, срок службы 39 мес, нижняя часть футеровки; 4 — гарнисаж хороший, срок службы 36 мес, нижняя часть футеровки; 5 — гарнисаж хороший, срок службы 36 мес, верхняя часть футеровки

В бортовой футеровке  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$  электролизера выше уровня электролита  $\text{SiC}$  и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  взаимодействуют с газами по реакциям (1)–(8):

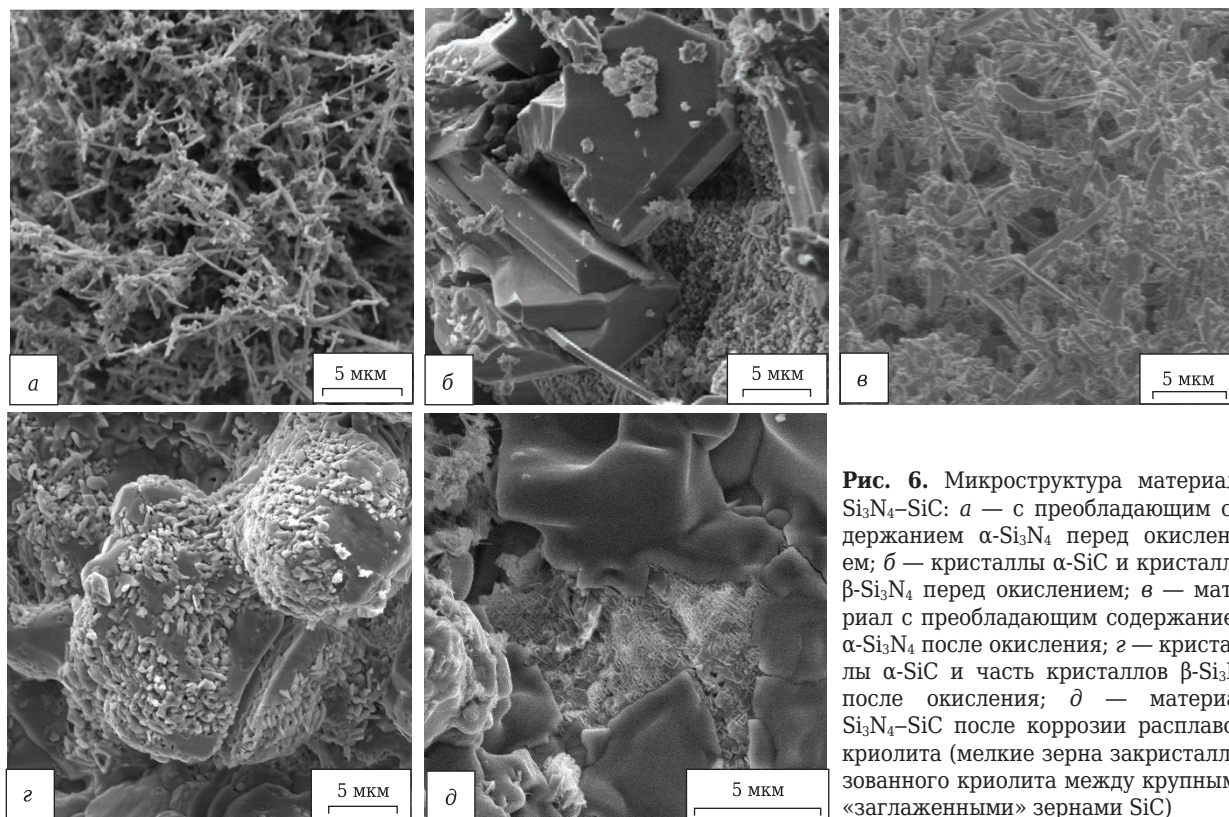


**Таблица 2. Химический состав бортовой футеровки  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$  после службы в реальных условиях**

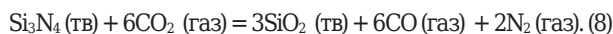
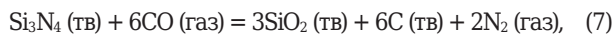
Условия службы (см. рис. 5)	Содержание, мас. %					Срок службы, мес	Часть бортовой футеровки*
	SiC	$\text{Si}_3\text{N}_4$	$\text{SiO}_2$	Si	оксиды, включая $\text{Na}_2\text{SiO}_3$		
1 [20]	50,7	16,62	11,10	—	21,58	46	—
2	73,1	15,40	7,30	—	2,20	39	Верхняя
3	68,1	18,20	7,20	—	6,50	39	Нижняя
4	73,7	23,30	1,65	0,34	0,98	36	Нижняя
5	71,0	25,30	2,30	0,30	1,10	36	Верхняя

\* Верхняя часть бортовой футеровки — над слоем электролита, нижняя — ниже границы раздела электролит – воздух.





**Рис. 6.** Микроструктура материала  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$ : а — с преобладающим содержанием  $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$  перед окислением; б — кристаллы  $\alpha\text{-SiC}$  и кристаллы  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  перед окислением; в — материал с преобладающим содержанием  $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$  после окисления; г — кристаллы  $\alpha\text{-SiC}$  и часть кристаллов  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  после окисления; д — материал  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$  после коррозии расплавом криолита (мелкие зерна закристаллизованного криолита между крупными «заглаженными» зернами SiC)



SiC превращается в  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4$  тоже превращается в  $\text{SiO}_2$  (хоть возможно появление промежуточного продукта — оксинитрида кремния [7]). Окисление может происходить при взаимодействии с кислородом, а также с монооксидом углерода и диоксидом углерода. Большая часть реакций окисления (1), (2), (4)–(6) и (8) проходит с положительным объемным эффектом. Продукты реакции занимают больше места, чем исходные соединения. Объемный эффект реакций (1) и (5) составляет  $\Delta V/V = +112\%$ , реакций (6) и (8)  $\Delta V/V = 80\%$ , реакции (2) может варьироваться от +308 до +344 %. Неопределенность в расчете точного значения объемного эффекта возникает из-за недостатка знаний, в какой модификации появляются в процессе реакции оксид кремния (кварцевое стекло, кварц, кристобалит, тридимит) и углерод (графит, кокс). Объемный эффект реакции (4) может колебаться от +103 до +124 %. Объемный эффект реакций (3) и (7) отрицательный (–15 и –27,9 %). Положительный объемный эффект реакций может играть важную роль для увеличения срока службы, поскольку появляющийся  $\text{SiO}_2$  может заполнять поры и уменьшать пористость материала (см. табл. 1). Уменьшение пористости препятствует проникновению газов и расплава внутрь огнеупора. Однако положительный объемный эффект означает, что появляющийся в порах  $\text{SiO}_2$  может вызывать

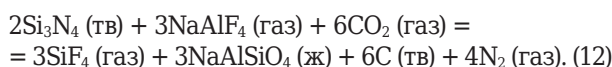
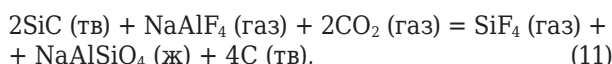
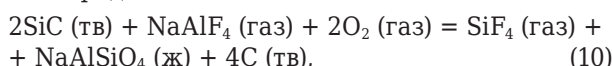
механические напряжения и, соответственно, образование трещин и сколов (см. рис. 4, в) [13].

Обычно температура 800–900 °С (выше этого интервала температура бортовой футеровки не поднимается) не считается критической для окисления SiC и  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Однако в присутствии фтористых солей и соединений натрия может изменяться механизм окисления футеровки — от пассивного окисления с образованием защитной пленки  $\text{SiO}_2$  на поверхности зерен к активному окислению, когда газообразные продукты реакции удаляются с поверхности футеровки. Окисление — не единственный путь к деградации бортовой футеровки из SiC на связке из  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Согласно расчетам [24], прямые реакции SiC и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  с криолитом термодинамически мало вероятны. Однако возможны прямые реакции SiC и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  с соединениями фтора и натрия в газовой фазе в присутствии кислорода [20].

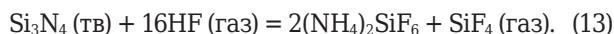
Газообразный  $\text{NaAlF}_4$  (газ) появляется по реакции



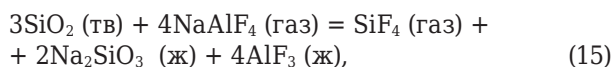
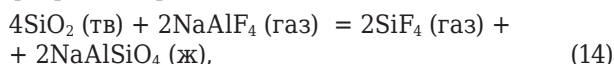
и взаимодействует с  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и SiC в присутствии кислорода:



Газообразный HF также может взаимодействовать с  $\text{Si}_3\text{N}_4$  [24, 25] по реакции



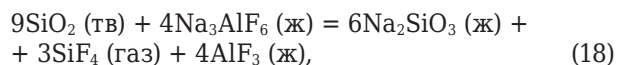
Образующийся как по реакциям (1)–(8), так и по другим реакциям  $\text{SiO}_2$  тоже может взаимодействовать с газообразными соединениями фтора и натрия:



Реакции (10)–(17) дают, по крайней мере, один газообразный продукт, который испаряется, и плиты из  $\text{Si}_3\text{N}_4$ –SiC в верхней части бортовой футеровки электролизера становятся тоньше. Уменьшение толщины плиты (рис. 4, б) может составлять 20–25 мм. По данным А. В. Прошкина [20], изменение толщины верхней части бортовой футеровки составляет примерно такие же величины. Схожая картина наблюдается и при лабораторных испытаниях на коррозионную стойкость (см. рис. 3, б). Стержни  $\text{Si}_3\text{N}_4$ –SiC теряют объем в основном в районе границы раздела электролит – воздух и выше, хотя некоторое уменьшение объема наблюдается и на участках, погруженных в электролит. Можно предположить, что этот процесс происходит вследствие реакций с участием газовой фазы.

При пуске электролизера карбидкремневая бортовая футеровка находится в прямом контакте с расплавом электролита. Гарнисаж на бортовой футеровке образуется в течение примерно 1,0–1,5 мес. Обычно заметных следов взаимодействия электролита и последствий взаимодействия электролита, SiC и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  нет. Изобарно-изотермический потенциал реакций SiC и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  при 900 °C положителен ( $\Delta G = 500$  кДж/моль) [24], т. е. термодинамически реакций быть не должно. Однако, по данным лабораторного теста SINTEF [24], при прямом контакте криолита, SiC и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  уменьшение объема стержней составляет от 2 до 20 % [6, 7, 23, 24]; при этом, по крайней мере, часть материала, в котором произошло растворение, находится в расплаве электролита (см. рис. 3, б). Можно предположить, что SiC и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  не могут взаимодействовать с криолитом, но могут окисляться анодными газами CO и  $\text{CO}_2$ , присутствующими

в расплаве криолита при электролизе по реакциям (2), (4)–(8). Образующийся  $\text{SiO}_2$  взаимодействует с компонентами криолита в жидкой фазе по реакциям [1, 2]:



Таким образом, наиболее вероятным механизмом деградации SiC на связке из  $\text{Si}_3\text{N}_4$  является предокисление с появлением  $\text{SiO}_2$  и последующим взаимодействием  $\text{SiO}_2$  в газовой или жидкой фазе с последующим испарением или растворением.

Имеются сведения [21–23], что  $\text{Si}_3\text{N}_4$  менее стоек к коррозии расплавом электролита, чем SiC. Существуют также предположения [21, 22], что  $\beta$ -модификация  $\text{Si}_3\text{N}_4$  менее стойка к коррозии криолитом, чем  $\alpha$ -модификация. Эти предположения сделаны на основании анализа материала  $\text{Si}_3\text{N}_4$ –SiC после контакта с расплавом криолита. С другой стороны, в соответствии с исследованиями авторов публикации [24],  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  менее подвержен коррозии, чем  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Вероятно, в данном случае играет роль кинетика реакций. Зерна SiC в материале  $\text{Si}_3\text{N}_4$ –SiC имеют размеры до 2–3 мм, в то время как размеры зерен  $\text{Si}_3\text{N}_4$  составляют 10 мкм и менее (см. рис. 6). Удельная поверхность мелких зерен  $\text{Si}_3\text{N}_4$  существенно выше, чем у зерен SiC. Мелкие зерна  $\text{Si}_3\text{N}_4$  растворяются, а крупные зерна SiC из-за коррозии становятся более округлыми. Из анализа структуры не удалось оценить разницу в сопротивлении коррозии расплавом криолита  $\alpha$ - и  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  (см. рис. 6, д). Разница в коррозионной стойкости крупных зерен SiC по сравнению с мелкими зернами  $\text{Si}_3\text{N}_4$  очевидна.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Коррозия SiC-футеровки на связке из  $\text{Si}_3\text{N}_4$  в алюминиевых электролизерах может происходить из-за реакций с участием газовой и жидкой фазы. Большинство реакций идут с положительным объемным эффектом.

2. Большая коррозионная стойкость SiC по отношению к расплаву криолита, чем у  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , связана с тем, что зерна SiC в материале  $\text{Si}_3\text{N}_4$ –SiC намного крупнее и имеют меньшую удельную поверхность.

3. Более вероятно, что реакции SiC и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  с криолитом идут через стадию предокисления.

## Библиографический список

1. *Sørli, M.* Cathodes in aluminium electrolysis ; 3rd ed. / M. Sørli, H. Øye. — Aluminium-Verlag, 2010. — 662 p.
2. *Yurkov, A.* Refractories for aluminium: electrolysis and the cast house / A. Yurkov. — Springer International Publishing AG, 2015. — 254 p.


3. *Thonstad, J.* Aluminium electrolysis. Fundamentals of the hall-heroult process / J. Thonstad, P. Fellner, G. Haarberg [et al.] — Aluminium-Verlag, 2001. — 359 p.
4. *Grjothheim, K.* Aluminium smelter technology ; 2nd ed. / K. Grjothheim, B. W. Welch. — Düsseldorf : Aluminium-Verlag, 1988. — 328 p.



5. **Борисоглебский, Ю. В.** Металлургия алюминия / Ю. В. Борисоглебский, Г. В. Галевский, Н. М. Кулагин. — Новосибирск : Наука, 1999. — 437 с.
6. **Skybakmoen, E.** Chemical resistance of sideling materials based on SiC and carbon in cryolitic melts — a laboratory study / E. Skybakmoen, H. Gudbransen, L. T. Stoen // *Light Metals*. — 1999. — Vol. 128. — P. 215–222.
7. **Skybakmoen, E.** Quality evaluation in nitride bonded silicon carbide sideling materials / E. Skybakmoen, L. Stoen, J. H. Kvello, O. Darrel // *Light Metals*. — 2005. — Vol. 134. — P. 773–778.
8. **Laucournet, R.** Chemical resistance of sideling refractory based on Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> bonded SiC / R. Laucournet, V. Laurent, D. Lombard // *Light Metals*. — 2008. — Vol. 137. — P. 961–966.
9. **Zhao, J.** Test method for resistance of SiC material to cryolite / J. Zhao, Z. Zhang, W. Wang, G. Liu // *Light Metals*. — 2006. — Vol. 135. — P. 663–666.
10. **Gao, B. L.** Corrosion tests and electrical resistivity measurement of SiC–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> refractory materials / B. L. Gao, Z. W. Wang, Z. X. Qiu // *Light Metals*. — 2004. — Vol. 133. — P. 419–424.
11. **Cao, C.** A new test method for evaluating Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiC bricks corrosion resistance to aluminium electrolyte and oxygen / C. Cao, B. Gao, Z. Wang, X. Hu, Z. Qui // *Light Metals*. — 2006. — Vol. 135. — P. 659–661.
12. **Прошкин, А. В.** Анализ состояния и динамики износа бортовой футеровки в катодах алюминиевых электролизеров / А. В. Прошкин, В. В. Пунгин, П. П. Поляков [и др.] // *Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии*. — 2013. — Т. 2, № 6. — С. 276–284.
13. **Yurkov, A.** Nitride bonded silicon carbide refractories: structure variations and corrosion resistance / A. Yurkov, O. Danilova, A. Dovgal // 13th Biennial worldwide congress on refractories UNITECR 2013, the Unified international conference on refractories, Sept. 10–13, 2013, Victoria, B. C., Canada. — P. 991–996.
14. **Yurkov, A.** N–SiC side lining — variations of materials structure / A. Yurkov, O. Danilova, A. Dovgal // *Light Metals*. — 2014, TMS (Minerals, Metals and Materials Society). — Vol. 143. — P. 1245–1249.
15. **Yurkov, A.** SiC side lining of reduction cells — aspects of physical chemistry in processing and degradation / A. Yurkov, O. Danilova, A. Dovgal // *Proceedings of 11th Australasian Aluminium Smelting Technology Conference, Dubai, UAE, 6–11 December 2014*.
16. **Yurkov, A.** Oxidation resistance and corrosion resistance of silicon carbide side lining / A. Yurkov // 33rd International Conference of ICSOBA «Global and Gulf Region Developments in Bauxite, Alumina and Aluminium Production», Travaux ICSOBA. — 2015. — Vol. 40, № 44. — AL 19.
17. **Schoenhahl, J.** Optimization of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> bonded SiC refractories for aluminium reduction cells / J. Schoenhahl, E. Jorge, O. Marguin, S. Kubiak, P. Temme // *Light Metals*. — 2001. — Vol. 130. — P. 251–255.
18. **Jorge, E.** Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> bonded SiC refractories for higher aluminium cell performance / E. Jorge, O. Marguin // *Aluminium Times*. — September 2004. — P. 47–50.
19. **Jorge, E.** The usage of N–SiC refractories for the increasing of productivity of aluminium reduction cells / E. Jorge, O. Marguin P. Temme // *Aluminium of Siberia*. — 2003. — Vol. 9. — P. 203–208.
20. **Etzion, R.** Factors affecting corrosion resistance of silicon nitride bonded silicon carbide refractory blocks / R. Etzion, J. B. Metson // *J. Am. Ceram. Soc.* — 2012. — Vol. 95. — P. 410–415.
21. **Metson, J.** Materials science constraints on the development of aluminium reduction cells. Advanced materials development and performance (AMDP2011) / J. Metson, G. McIntoch, R. Etzion // *Int. J. of Modern physics: Conference Series*. — 2012. — Vol. 6. — P. 25–30.
22. **Paulek, R.** SiC in electrolysis pots: an update / R. Paulek // *Light Metals*. — 2006. — Vol. 135. — P. 655–658.
23. **Wang, Zh.** Spent Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> bonded sideling materials in aluminium electrolysis cells / Zh. Wang, E. Skybakmoen, T. Grande // *Light Metals*. — 2009. — Vol. 138. — P. 353–358.
24. **Skybakmoen, E.** The influence of microstructure of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–SiC side-lining materials on chemical/oxidation resistance behavior tasted in laboratory scale / E. Skybakmoen, T. Grande, Zh. Wang // *Proceedings of 11th Australasian Aluminium Smelting Technology Conference, Dubai, UAE, 6–11 December 2014*. ■

Получено 18.09.18  
© А. Л. Юрков, А. П. Малахо,  
В. В. Авдеев, 2019 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

	<b>UzMetalMashExpo — 11-я Международная металлургическая выставка</b> 27–29 марта 2019 г.	г. Ташкент, Республика Узбекистан
	<p><b>Тематика</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>▸ Оборудование</li> <li>▸ Металлургия и металлообработка                         <ul style="list-style-type: none"> <li>- черная и цветная металлургия</li> <li>- порошковая металлургия</li> <li>- сырье для металлургической промышленности</li> <li>- оборудование, машины и технологии для металлургической промышленности</li> <li>- ковка, штамповка и литейное производство</li> <li>- сбор и переработка лома черных и цветных металлов</li> <li>- обработка листового металла и длинномерных изделий</li> </ul> </li> <li>▸ Сварочные материалы, оборудование и технологии</li> <li>▸ Продукты с высокой конверсией</li> <li>▸ Транспорт и логистика, IT, лизинг, страхование</li> </ul>	
<a href="http://www.ieg.uz">www.ieg.uz</a>		