



УДК 678.84

DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-8-3-3

**ОКСИД-ОКСИДНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ
ДЛЯ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ (ОБЗОР)**

Н.М. Варрик

Ю.А. Ивахненко

В.Г. Максимов

Август 2014

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

Н.М. Варрик¹, Ю.А. Ивахненко¹, В.Г. Максимов¹

ОКСИД-ОКСИДНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ (ОБЗОР)

Керамические композиционные материалы на основе оксидных матриц привлекают внимание разработчиков для использования в таких условиях, где металлические материалы проявляют склонность к ползучести и окислению. В последние пятнадцать лет высокотемпературные керамоматричные композиты, способы их получения и свойства получаемых материалов являются объектом особого внимания на международных конференциях и конгрессах по керамике.

Оксид алюминия – один из наиболее перспективных керамических материалов для широкого спектра применения в экстремальных условиях эксплуатации благодаря сочетанию высокой твердости, термостойкости, химической инертности при его доступности и экономичности. Однако использование материалов на основе алюмооксидной матрицы в теплонагруженных условиях ограничено низкой ударной вязкостью, свойственной керамике. Быстрое распространение трещин при ударных нагрузках снижает надежность материалов, поэтому их разработчики проводят исследования механизмов распространения трещин, предлагают множество различных упрочнителей для оксидных матриц и методов обработки, способствующих повышению прочности при изгибе и ударной вязкости материалов.

Приведен обзор научной литературы в области высокотемпературных конструкционных композиционных материалов на основе оксидных матриц, предназначенных для камер сгорания газотурбинных двигателей.

Ключевые слова: *высокотемпературные керамические материалы, оксидная керамика, оксид алюминия, муллит, оксид-оксидные композиты, газотурбинные установки.*

N.M. Varrik, Yu.A. Ivakhnenko, V.G. Maksimov

OXIDE-OXIDE COMPOSITES FOR GAS-TURBINE ENGINES

Ceramic composite oxide-based materials attract the attention of the developers for use in environments where metal materials exhibit a tendency to creep and oxidation.

High-temperature ceramic composites, methods of obtaining and properties of the resulting materials are the object of special attention at international conferences and congresses on ceramics in the last fifteen years.

Aluminum oxide is one of the most promising ceramic materials for a wide range of applications in extreme conditions thanks to its combination of high hardness, heat resistance, chemical inertness, with its accessibility and efficiency. However, the use of alumina-based materials in loaded conditions is limited for the low impact resistance, typical for ceramics. Rapid crack propagation under shock loads reduces the reliability of the materials, so the material engineers, conduct research mechanisms of crack propagation, offer many different additives for oxide matrices and processing methods, contributing to the strength increase at a bend and impact strength materials.

The paper contains a review of high-temperature structural composite materials with oxide matrices for combustion chambers of gas-turbine engines.

Keywords: *high-temperature ceramic materials, oxide ceramic, alumina, mullite, oxide-oxide composites, gas turbine power plant.*

¹ Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

Оксид алюминия вот уже несколько десятилетий является объектом внимания разработчиков новых материалов [1–14]. Его исключительно высокая термостойкость и химическая инертность – весьма привлекательные свойства, открывающие возможности использования оксидных материалов в условиях высоких температур или агрессивных сред, или того и другого одновременно. Возможность синтеза алюмооксидной керамики из легкодоступных и дешевых сырьевых материалов способствует ее широкому применению, например, в качестве высокоскоростных режущих инструментов, имплантов и протезов, электро- и теплоизоляции, износостойких деталей, покрытий и др. Тем не менее применение керамических материалов в целом ряде областей современной техники ограничено недостаточным уровнем их механических свойств.

Высокая твердость, химическая инертность, высокая прочность при сжатии, высокие теплоизоляционные свойства делают оксид алюминия потенциальным кандидатом для использования в качестве конструкционного материала для высокотемпературных условий, однако основным препятствием его использования в этом качестве является свойственная керамике хрупкость, обусловленная низкой ударной вязкостью и низкой прочностью при изгибе [15, 16]. Быстрое распространение трещин при ударной нагруз-

ке – даже если ударная нагрузка ниже предела прочности материала – снижает надежность керамики ответственного назначения. Поэтому разработчиками керамических материалов уделяется большое внимание изучению механизмов распространения трещин и упрочнению алюмооксидной керамики такими компонентами, которые позволяют активизировать упрочняющие механизмы и повысить ударную вязкость материала. При этом важно, чтобы материал сохранял свои прочностные характеристики (или терял их незначительно) при высоких рабочих температурах.

Технологические приемы повышения прочности монокристаллической оксидной керамики основаны на двух главных подходах: измельчении микроструктуры, способствующем снижению ползучести за счет обеспечения исходного размера дефектов, сравнимого с размером зерна, и введении упрочняющих добавок, обеспечивающих умеренную (не катастрофическую) реакцию на имеющиеся или возникающие дефекты.

Мелкозернистая структура обеспечивает высокую прочность и твердость, однако только крупное зерно и высокое аспектное отношение зерен (отношение длины зерна к его поперечному размеру) может улучшить ударную вязкость. Более длинные и крупные частицы могут связывать и отражать трещины более эффективно. Тем не менее улучшение ударной вязкости путем удлинения и укрупнения зерна представляет собой некоторый компромисс, так как приводит к потерям твердости и прочности, поэтому необходимо добиваться активации иных упрочняющих механизмов путем создания композиционной керамики.

В настоящее время разработано огромное количество композитов на основе оксида алюминия, содержащих различные упрочняющие фазы, такие как металлы, интерметаллиды, керамические волокна и порошковые материалы.

Согласно литературным источникам большое количество композиционных материалов на основе оксидной матрицы содержат металлические упрочняющие частицы. Металлические фазы обладают пластичностью, которой нет у керамики, поэтому в металлокерамических композиционных материалах может быть активирована энергия пластической деформации, когда трещина, распространяющаяся в керамической матрице, достигнет частицы металла. Часть энергии распространения трещины поглощается пластической деформацией, а оставшейся энергии уже не хватает для дальнейшего распространения трещины. Кроме того, деформированные частицы могут соединять трещины, тем самым замыкая напряжения друг на друга и снижая интенсивность распространения трещины.

Эффективными упрочнителями керамики являются также интерметаллиды – TiAl, Ni₃Al, Fe₃Al, NbAl и др. Помимо механизма пластической деформации и механизма соединения трещин, в таких композитах активизируется также механизм остаточных напряжений благодаря существенной разнице значений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) оксида алюминия и алюминида. На рис. 1 (СЭМ) видна пластичная частица Nb–Al, соединившая поверхность трещин в композиционном керамическом материале Nb₈₄Al₁₆–54 (% объемн.) Al₂O₃ [17].

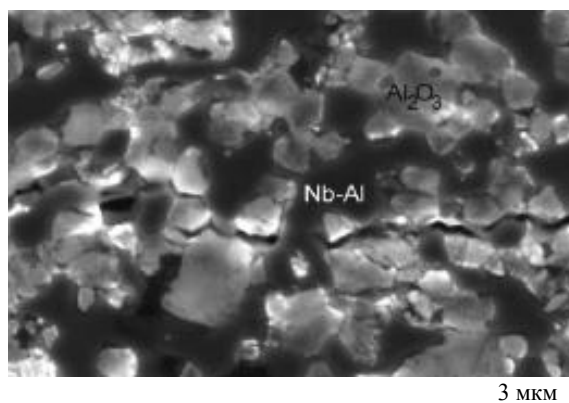


Рисунок 1. Пластичная частица Nb–Al, соединившая поверхности трещин в композиционном керамическом материале Nb₈₄Al₁₆–54 (% объемн.) Al₂O₃

Разработаны также керамо-керамические композиты, обладающие наивысшей твердостью из всех композитов с алюмооксидной матрицей. Однако большинство керамических упрочнителей, используемых в качестве второй фазы для повышения твердости и прочности, лишь незначительно повышают прочность при изгибе и ударную вязкость.

Эффективный для металлов механизм – пластическая деформация – не работает из-за отсутствия пластичности у керамик. Наиболее распространенный механизм для хрупких материалов – соединение и отражение трещин. Другие механизмы могут начинать действовать в зависимости от свойств материала и технологии его изготовления. Среди наиболее распространенных вторых фаз для алюмооксидной керамики – SiC, TiC, ZrO₂ и др. [18–20].

Введение наночастиц оксида алюминия в матрицу оксида алюминия [21, 22] также повышает прочность и ударную вязкость керамики благодаря сжимающим напряжениям, возникающим из-за различия тепловых свойств между наночастицами и более крупными частицами системы. Использование же только наноразмерного порошка оксида алюминия значительно повышает прочность, но ударная вязкость повышается незначительно. Это происходит из-за того, что наночастицы образуют более мелкую структуру с упрочненными границами зерен, что повышает прочность керамики; а

ударная вязкость повышается за счет крупных зерен или зерен с высоким аспектным отношением, чего нет у наночастиц. Однако если наночастицы оксида алюминия вводить как модифицирующую добавку, они могут повысить ударную вязкость материала.

Оксид циркония обладает рекордно высокими для оксидных материалов прочностью при изгибе и ударной вязкостью благодаря способности превращения тетрагональной фазы ZrO_2 в моноклинную. Это превращение называют в научной литературе $t-m$ переходом. Так как моноклинная фаза занимает больший объем, чем тетрагональная, в матрице возникают сжимающие напряжения при активизации этого перехода (например, за счет внешнего напряжения). Сжимающие напряжения действуют как запирающие, закрывая поверхность трещин, тем самым снижая интенсивность их распространения. С открытием трансформационного упрочнения появилось огромное количество исследований керамических материалов системы $Al_2O_3-ZrO_2$ и способов их получения. Степень трансформационного упрочнения зависит от количества способного к превращению материала. Если оксид циркония полностью стабилизирован, то способность к переходу утрачивается, и механизм упрочнения не активируется, несмотря на присутствие ZrO_2 в композите. Частично стабилизированный диоксид циркония (ЧСДЦ) используют для получения керамических материалов с повышенной прочностью при изгибе и трещиностойкостью [23–27]. Такие материалы находят промышленное применение для создания высокопрочной износостойкой керамики, работающей при умеренных температурах.

Существуют попытки создать на их основе высоконагруженные изделия для работы при высоких температурах, в частности, можно отметить работы по созданию на основе подобного материала диска газовой турбины [28].

Однако особенностью поведения этих материалов при температурах, превышающих температуру $t-m$ перехода, являются резкое падение прочности и трещиностойкости и вероятность появления склонности к высокотемпературной ползучести, что ограничивает рабочую температуру этих материалов 800–1000°C. Следует также отметить относительно высокие значения ТКЛР подобных материалов: $\alpha=8 \cdot 10^5 \text{ K}^{-1}$, что ограничивает их стойкость к термоциклическим нагрузкам.

В то же время материалы подобного типа, созданные на основе муллита, при содержании ЧСДЦ менее 20% (объемн.) способны в течение длительного времени сохранять прочность при температурах до 1350°C и имеют ТКЛР не более $4,5 \cdot 10^5 \text{ K}^{-1}$. При этом их прочность растет при уменьшении размера зерна, а высокотемпературная стабильность – при его увеличении. Прочность материалов «муллит–оксид циркония»

максимальна при 1250–1350°C. Высокопрочные варианты таких материалов могут обладать прочностью от 400 (при 20°C) до 600 МПа (при 1300°C), а высокоресурсные – от 140 (при 20°C) до 170 МПа (при 1350°C) [29–35].

Несмотря на то что материалы на основе плотного муллита обладают хорошей высокотемпературной прочностью, стойкостью к коррозии и эрозии, а также термостабильностью, они имеют худшие показатели по термостойкости и теплопроводности и в ряде случаев малотехнологичны при изготовлении изделий больших размеров и сложной формы, поэтому их применение в качестве высокотемпературной теплоизоляции камер сгорания ГТД весьма проблематично.

Широкое применение получила керамика эвтектических составов $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$, упрочняемая за счет эффекта торможения трещины на границе раздела взаимно инертных фаз. По литературным данным подобные материалы могут сохранять свои прочностные свойства до 1200–1300°C. Однако особенностью эвтектических структур на основе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2$ является вероятность возникновения ползучести при этих температурах, возникающая при незначительных изменениях структуры материала вследствие отклонения от оптимальных параметров технологического процесса, либо от воздействия эксплуатационных факторов.

Еще одним решением задачи повышения прочности при изгибе и ударной вязкости алюмооксидной керамики является создание слоистых структур, содержащих материалы различного состава в чередующихся слоях. После спекания внутри структуры возникают остаточные напряжения, вызванные различием значений модулей упругости и ТКЛР прилегающих слоев, что приводит к повышению вязкости и прочности на макроуровне [36–38].

На рис. 2 представлена структура слоистого оксидного композиционного материала [36] с высокими прочностью и трещиностойкостью. Композит имеет повторяющуюся четырехслойную структуру:

- слой фосфата металла (например, YPO_4);
- первый слой оксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия (Y--ZrO_2);
- слой «оксид алюминия–оксид циркония, стабилизированный оксидом иттрия» (30% (Y--ZrO_2)–70% Al_2O_3);
- второй слой оксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия Y--ZrO_2 .

Три последних слоя образуют трехслойную керамическую матрицу, которая чередуется со слоями фосфата металла, образуя в результате композит с четырехслойной

конфигурацией. На границе фаз фосфата иттрия и оксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия, образуются слои интерфазы $YPO_4/(Y-ZrO_2)$.

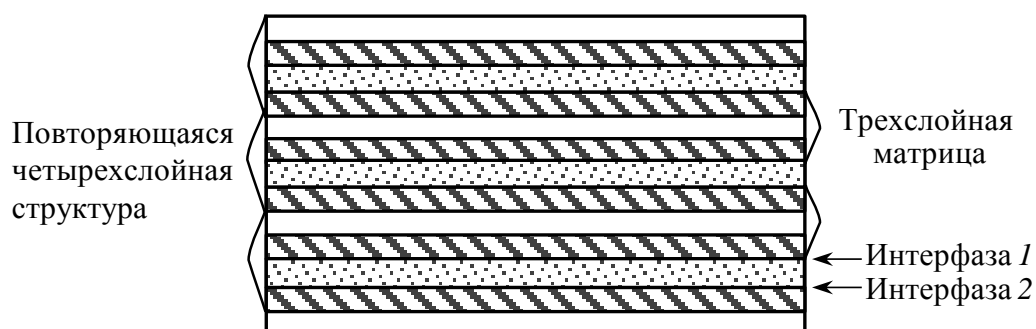


Рисунок 2. Структура слоистого оксидного композиционного материала [35] с высокими прочностью и трещиностойкостью: YPO_4 ; $Y-ZrO_2$; $30\% (Y-ZrO_2)-70\% Al_2O_3$; — интерфаза $YPO_4(Y-ZrO_2)$

На рис. 3 (СЭМ) видно распространение поверхностной трещины после испытаний на четырехточечный изгиб керамического композиционного материала [35].

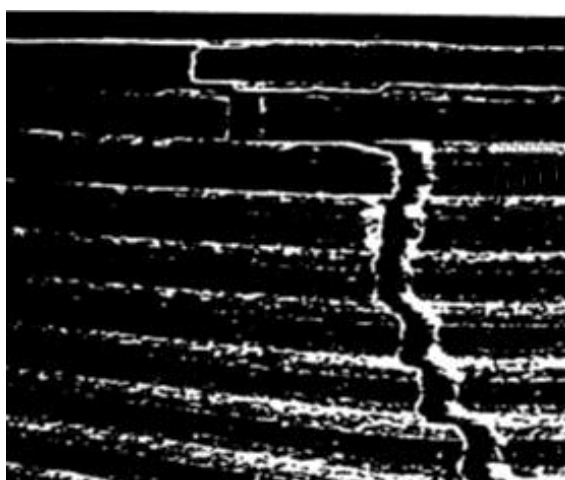


Рисунок 3. Распространение поверхностной трещины после испытаний на четырехточечный изгиб керамического композиционного материала

Особое место среди оксид-оксидных материалов, предназначенных для использования в газотурбинных двигателях, занимает материал, разработанный фирмой General Electric Company (США) на основе непрерывных оксидных волокон Nextel и оксидной керамической матрицы [39, 40].

В настоящее время материал производится в нескольких вариантах – с различными матрицами и различными марками волокна, с волокном, имеющим покрытие, и без него. Большое количество публикаций посвящено исследованию этих материалов [41, 42].

При производстве материала этого вида существуют две концепции. Первая основана на идее слабой интерфазы, как и для остальных традиционных керамических композиционных материалов, упрочненных непрерывными волокнами, такими как угле-

родные или SiC. По этой теории слои волокон имеют пористые или плотные покрытия с достаточно низкой ударной вязкостью, чтобы образовать слабую интерфазу, которая позволит реализовать гибкие свойства волокон при изгибающих нагрузках [43]. Такими покрытиями могут быть монациты (LaPO_4), шеелиты (CaWO_4), отмечено также сообщение о новом фосфатном покрытии AlPO_4 . Разработки таких материалов пока находятся на ранних стадиях.

На рис. 4 и 5 представлены волокно Nextel 610 с мелкозернистой структурой, это же волокно с монацитовым покрытием LaPO_4 на поверхности, материал $\text{N610/LaPO}_4/\text{Al}_2\text{O}_3$, состоящий из чередующихся слоев из ткани Nextel 610 с монацитовым покрытием и порошковой керамики Al_2O_3 , а также поверхность излома образцов после испытаний на разрыв и на ползучесть при 1100°C [41].

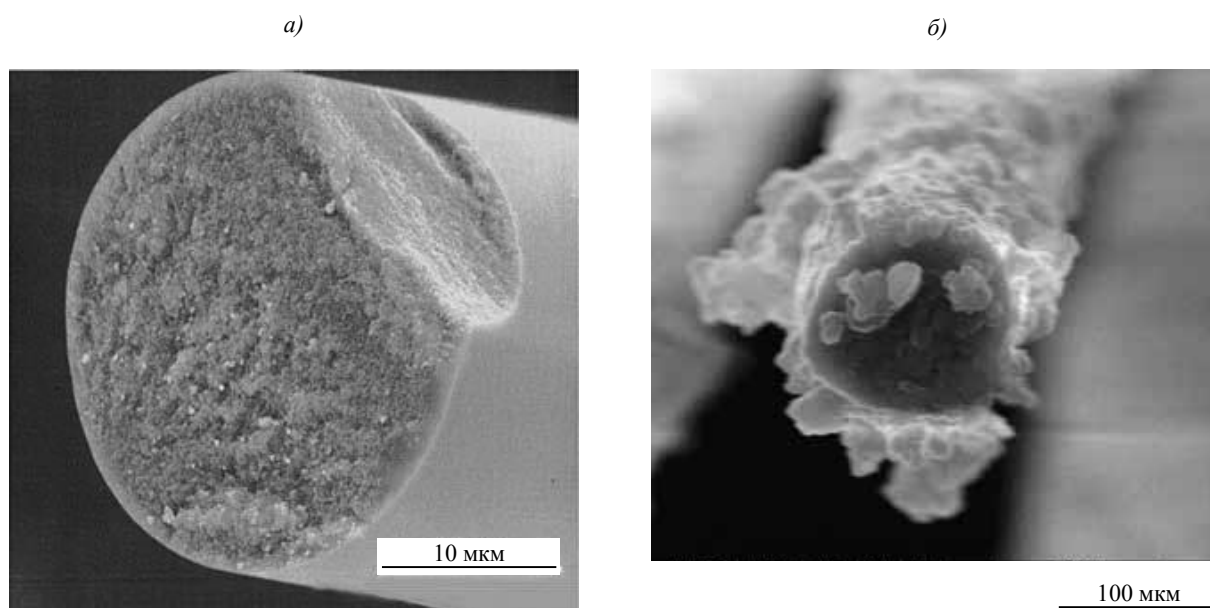


Рисунок 4. Волокно на основе оксида алюминия Nextel 610 без покрытия (a) и с монацитовым покрытием (б)

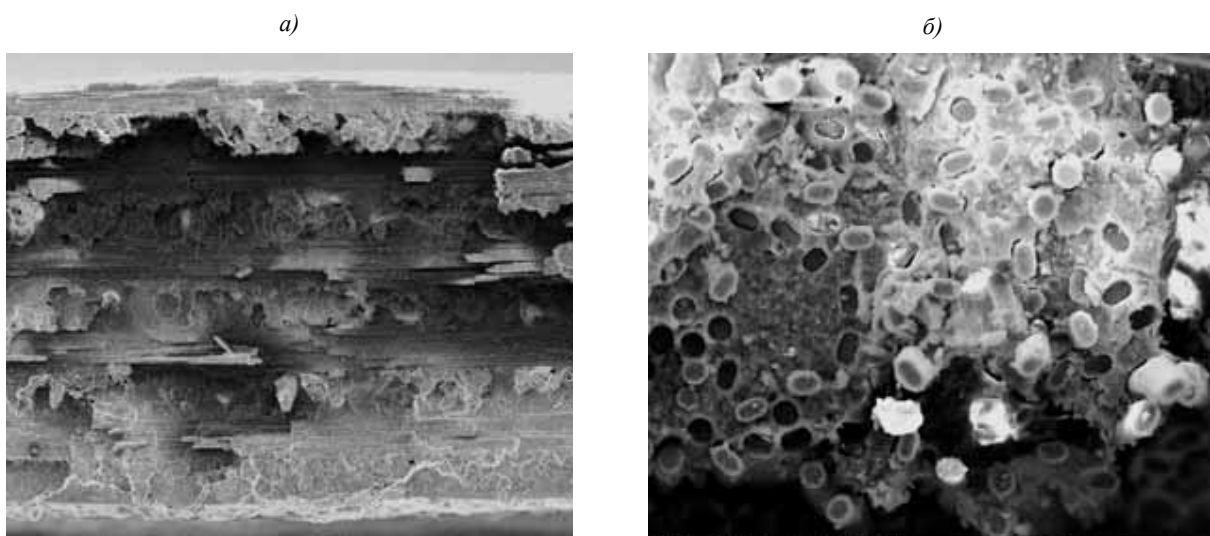


Рисунок 5. Волокнистый композиционный материал N610/LaPO₄/Al₂O₃ (а) и поверхность излома этого материала (б)

Вторая концепция предполагает прочное соединение волокна и матрицы, которую делают намеренно слабой, с большим количеством пор и микротрещин (по примеру дерева, обладающего высокой ударной вязкостью). Процесс получения этого композита проще, так как не требует нанесения покрытия на волокно. Пористость матрицы достигается с помощью золь-гель пропитки ткани. Вместо механизма отражения трещин и скольжения вдоль интерфейса «волокно–матрица» используется механизм рассеивания энергии излома путем рассеивания трещины в пористой матрице с большим количеством микротрещин. Впервые такой материал марки GEN IV был получен фирмой General Electric Company в 1988 году. В качестве матрицы используют в основном алюмосиликатную керамику, из волокон – в основном волокна марок Nextel 480, 610 и 720 от компании 3М как наиболее стойкие при высоких температурах.

Ученые Air Force Research Laboratory's Materials and Manufacturing Directorate (США) оценили четыре варианта материала данного типа. Два из них были произведены компанией General Electric Aircraft Engines, один – компанией 3М и один – фирмой Composite Optics Inc. (COI Ceramics). Все четыре композита имели алюмосиликатную матрицу, а в качестве упрочнителя – либо волокно Nextel 610, либо – Nextel 720 [44]. Установлено, что материалы имеют низкую прочность в поперечном направлении и необходима их доработка. Матрица должна быть пористой настолько, чтобы рассеивать трещины, но в то же время достаточно плотной, чтобы обеспечить требуемые свойства при сжатии и растяжении в поперечном направлении.

Защищенные технические решения материалов, предназначенных для подобного использования, отмечены у фирмы Siemens Power Generation и The Boeing Company [45–49].

Немецкая компания Siemens производит газовые турбины для производства энергии, которые используют в различных областях промышленности – от производства тепла и энергии до транспортировки нефти и газа.

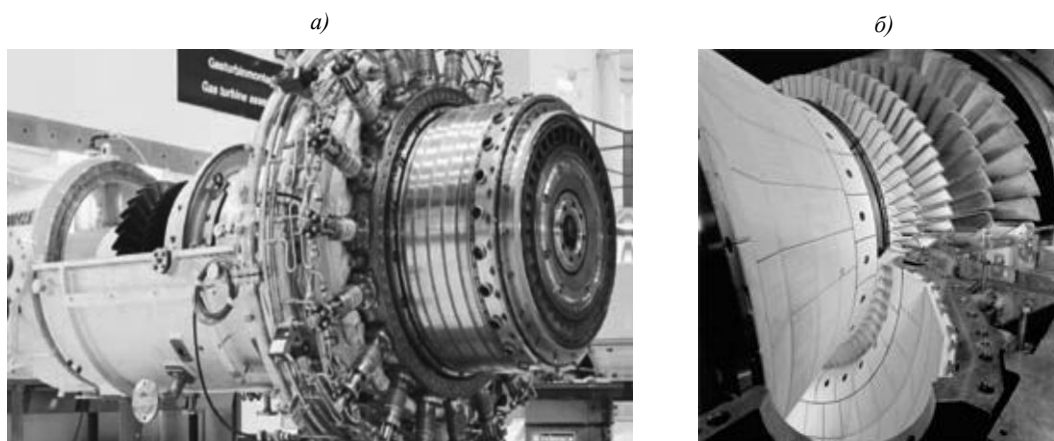


Рисунок 6. Общий вид стационарной газовой турбины SGT5-2000 (а) и керамическая футеровка камеры сгорания (б)

В настоящее время компания Siemens AG серийно использует керамические плитки на основе алюмосиликатной матрицы, упрочненной волокнами Nextel, для футеровки камер сгорания нескольких видов газотурбинных двигателей. На рис. 6 представлены общий вид стационарной газовой турбины SGT5-2000 и керамическая футеровка камеры сгорания [50]. Это решение, по заявлению компании, вносит свой вклад в достижение весьма высокой экономичности для газотурбинных установок. Однако высокая пористость подобных материалов повышает их восприимчивость к коррозии в золе топлива и эрозии под воздействием пыли, присутствующей в поступающем в двигатель воздухе. Вследствие этого применение подобных материалов ограничено стационарными установками, имеющими качественные воздушные фильтры и работающими на беззольном топливе (в качестве штатного топлива для двигателей с подобной футеровкой рекомендован природный газ). Кроме того, низкая механическая прочность и высокая склонность к впитыванию жидкостей (в том числе пролива топлива) повышают трудоемкость монтажа футеровки и увеличивают риск ее механических повреждений при техническом обслуживании, эксплуатации и ремонте. Известно о деградации свойств выпускаемых в настоящее время оксидных волокон при температурах $>1200^{\circ}\text{C}$, что ограничивает реальную рабочую температуру подобных материалов.

Попытки повышения надежности оксидной керамики предпринимаются весьма активно, однако воспроизводимость полученных результатов пока неудовлетворительная. Очевидно, что сложные композиты имеют свойства лучше, чем монолитная керамика, тем не менее широкий разброс свойств свидетельствует о необходимости проведения подробных исследований для определения оптимального состава композита и условий процесса его получения. Производимые в настоящее время керамические композиционные материалы, предназначенные для теплоизоляции камер сгорания современных газотурбинных двигателей, имеют ряд недостатков: температура их использования не превышает 1200°C , пористые волокнистые композиты чувствительны к монтажным повреждениям и адсорбции расплавленных частиц пыли и золы топлива. Кроме того, при резких скачках давления в камере сгорания возможно появление напряжений, связанных с «сжатием–расширением» газа, находящегося в порах материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
2. Турченков В.А., Баранов Д.Е., Гагарин М.В., Шишкин М.Д. Методический подход к проведению экспертизы материалов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №1. С. 47–53.
3. Гращенков Д.В., Щетанов Б.В., Тинякова Е.В., Щеглова Т.М. О возможности использования кварцевого волокна в качестве связующего при получении легковесного теплозащитного материала на основе волокон Al_2O_3 //Авиационные материалы и технологии. 2011. №4. С. 8–14.
4. Ивахненко Ю.А., Бабашов В.Г., Зимичев А.М., Тинякова Е.В. Высокотемпературные теплоизоляционные и теплозащитные материалы на основе волокон тугоплавких соединений //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 380–385.
5. Зимичев А.М., Варрик Н.М. Термогравиметрические исследования нитей на основе оксида алюминия //Труды ВИАМ. 2014. №6. Ст. 06 (viam-works.ru).
6. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Ивахненко Ю.А., Балинова Ю.А. Перспективные армирующие высокотемпературные волокна для металлических и керамических композиционных материалов //Труды ВИАМ. 2013. №2. Ст. 05 (viam-works.ru).
7. Каблов Е.Н., Гращенков Д.В., Исаева Н.В., Солнцев С.С., Севастьянов В.Г. Перспективные высокотемпературные керамические композиционные материалы //Российский химический журнал. 2010. Т.LIV. №1. С. 20–24.
8. Grashchenkov D.V., Balinova Yu.A., Tinyakova E.V. Aluminum Oxide Ceramic Fibers and Materials Based on them //Glass and Ceramics. 2012. V. 69. №3–4. P. 130–133.
9. Basargin O.V., Shcheglova T.M., Kolyshev S.G., Nikitina V.Yu., Maksimov V.G., Babashov V.G. Determination of the high-temperature strength of ceramic oxide materials //Glass and Ceramics. 2013. V. 70. №1–2. P. 43–46.
10. Papilin N.M., Kapitanov A.F., Babashov V.G., Varrik N.M. Basis for the Formula for the Fibre Suspension //Fibre Chemistry. 2009. V. 41. №5. P. 314–316.
11. Милейко С.Т., Кийко В.М., Колчин А.А., Новохатская Н.И., Ван К.В., Базылева О.А., Бондаренко Ю.А. Ползучесть оксид-никелевых композитов //Композиты и наноструктуры. 2009. №4. С. 5–18.
12. Tanaka R. Research and Development of Ultra-High Temperature Materials in Japan //Materials at High Temperatures. 2000. V. 17. №4. С. 457–464.

13. Krenkel W., Lamon J. High-Temperature Ceramic Materials and Composites 7-th International Conference on High-Temperature Ceramic Matrix Composites (HT-CMC 7). Bayreuth: 2010. 938 p.
14. Bender B., Pan M. Selection of a Toughened Mullite for a Miniature Gas Turbine Engine //Ceram. Eng. and Sci. Proc. 2009. T. 30. №2. P. 167–175.
15. Strength, Fracture Toughness and Slow Crack Growth of Zirconia /Alumina Composites at Elevated Temperature, NASA/TM-2003-212108 www.nasa.gov.
16. Chokshi A. Densification and High Temperature Deformation on Oxide Ceramics //Key Engineering Materials. 2009. V. 395. P. 39–54.
17. Günther R., Klassen T., Dickau B., Gärtner F., Bartels A., Bormann R. Advanced Alumina Composites Reinforced with Ti-based Alloy //Journal of the American Ceramic Society. 2001. V. 84. №7. P. 1509–1513.
18. Керамический композиционный материал и способ его получения: пат. 1802522 Рос. Федерация; опубл. 20.07.2006.
19. Способ получения керамического композита: пат. 5482673 США; опубл. 09.01.1996.
20. Получение высокотемпературных материалов методом экзотермического синтеза и последующего динамического уплотнения: пат. 5129801 США; опубл. 14.07.1992.
21. Способ изготовления изделий из корундовой керамики: пат. 2379257 Рос. Федерация; опубл. 20.01.2010.
22. Xinying Tenga, Hanlian Liu, Chuanzhen Huang. Effect of Al₂O₃ Particle Size on the Mechanical Properties of Alumina-based Ceramics //Mater. Sci. Eng. A. 2007. V. 452–453. P. 545–551.
23. Ceramic Material for High-Temperature Service: pat. 7723249 US; опубл. 25.05.2010.
24. Анциферов В.Н., Порозова С.Е., Кульметьева В.Б., Крохалева Е.Г. Керамический материал на основе нанокристаллического порошка ZrO₂, стабилизированного концентратом РЗЭ //Огнеупоры и техническая керамика. 2011. №3. С. 3–9.
25. Состав шихты для изготовления керамического материала зернистого строения из диоксида циркония: пат. 2249570 Рос. Федерация; опубл. 20.01.2004.
26. Композиционный керамический материал: пат. 2341494 Рос. Федерация; опубл. 20.12.2008.

27. Heyi Ge, Jianye Liu, Xianqin Hou. Effects of ZrO₂ Fibers on the Mechanical Properties of Nano ZrO₂/Al₂O Ceramic Composites //Advanced Materials Research. 2012. V. 455–456. P. 645–649.
28. Superplastic Extrusion of Ultra Fine-grained 3Y–ZrO₂/Al₂O₃ Ceramic for Turbine Disk Materials //Science Forum. 2007. V. 551–552. P. 501–506.
29. Лукин Е.С. Получение наноструктурированных порошков частично стабилизированного диоксида циркония для керамики с высокой механической прочностью //Стекло и керамика. 2010. №4. С. 18–21.
30. Asadi S., Abdizadeh H., Vahidshad Y. Effect of Crystalline Size on the Structure of Copper Doped Zirconia Nanoparticles Synthesized via Sol-Gel //Journal of Nanostructures. 2012. V. 2. P. 205–212.
31. Chang-Ju Ho, Wei-Hsing Tuan. Phase stability and Microstructure Evolution of Ytria-stabilized Zirconia during Firing in a Reducing Atmosphere //Ceramics International. 2011. V. 37. P. 1401–1407.
32. Материал оксид алюминия – муллит – оксид циркония и его получение: пат. 9514492 Корея; опубл. 02.12.1995.
33. Низкотемпературное формование муллита с использованием алкоксидов кремния и алюминия: пат. 4687652 США; опубл. 18.08.1987.
34. Способ получения порошка керамического композиционного материала: пат. 2292320 Рос. Федерация; опубл. 27.01.2007.
35. Высокопрочное стойкое к изменению температуры керамическое изделие из муллита и способ его получения: пат. 4421861 Германия; опубл. 20.12.1983.
36. Высокопрочный трещиностойкий оксидный керамический композит: пат. 5948516, США; опубл. 07.09.1999.
37. Многослойные наноструктуры, детали и способы их получения: пат. 2005/079370 США; опубл. 14.04.2005.
38. Krishnamurthy R., Rankin J., Sheldon B.W. Effect of Oxidation on Crack Deflection in SiC/Al₂O₃ Laminated Ceramic Composites //Journal of the American Ceramic Society. 2005. V. 88. №5. P. 1362–1365.
39. Упрочненный волокнами керамоматричный композиционный элемент и способ его получения: пат. 5601674 США; опубл. 11.02.1997.
40. Способ получения керамоматричного композита: пат. 7153379 США; опубл. 26.12.2006.

41. Ruggles-Wrenn M.B., Laffey P.D. Creep Behavior in Interlaminar Shear of Nextel 720/alumina Ceramic Composite at Elevated Temperature in Air and in Steam //Composites Science and Technology. 2008. V. 68. №10–11. P. 2260–2266.
42. Mall S., Ahn J.-M. Frequency Effects on Fatigue Behavior of Nextel 720/alumina at Room Temperature //Journal of the European Ceramic Society. 2008. V. 28. №14. P. 2783–2789.
43. Tomaszewski H., Weglarz H., Wajler A. Multilayer Ceramic Composites with High Failure Resistance //Journal of the European Ceramic Society. 2007. V. 27. №23. P. 1373–1377.
44. Hay R.S., Zawada L., Cinibulk M., Zelina J. Evaluation of Oxide-Oxide Composites in a Novel Combustor Wall Application //International Journal of Applied Ceramic Technology. 2005. V. 2. №2. P. 122–132.
45. Высокотемпературная керамоматричная теплоизоляция: пат. 6287511 США; опубл. 11.09.2001.
46. Гибридный керамический материал, состоящий из изоляционного и конструкционного керамических слоев: пат. 6733907 США; опубл. 11.05.2004.
47. Керамический материал, имеющий керамоматричный композитный слой, и способ его получения: пат. 7291407 США; опубл. 06.11.2007.
48. Огнеупорная керамическая волокнистая изоляция и способ ее получения: пат. 6183852 США; опубл. 06.02.2001.
49. Керамическая изоляция: пат. 6417125 США; опубл. 09.07.2002.
50. www.siemens.com.

REFERENCES LIST

1. Kablov E.N. Strategicheskie napravlenija razvitija materialov i tehnologij ih pererabotki na period do 2030 goda [Strategic directions of development of materials and technologies to process them for the period up to 2030] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 7–17.
2. Turchenkov V.A., Baranov D.E., Gagarin M.V., Shishkin M.D. Metodicheskij podhod k provedeniju jekspertizy materialov [Methodical approach to the examination of materials] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №1. S. 47–53.
3. Grashhenkov D.V., Shhetanov B.V., Tinjakova E.V., Shheglova T.M. O vozmozhnosti ispol'zovaniya kvarcevogo volokna v kachestve svjazujushhego pri poluchenii legkovesnogo teplozashhitnogo materiala na osnove volokon Al₂O₃ [The possibility of

- using a silica fiber as a binder in the preparation of a lightweight heat-fiber-based material Al_2O_3] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2011. №4. S. 8–14.
4. Ivahnenko Ju.A., Babashov V.G., Zimichev A.M., Tinjakova E.V. Vysokotemperaturnye teploizoljacionnye i teplozashhitnye materialy na osnove volokon tugoplavkih soedinenij [High-temperature and heat-insulating materials based on fibers of refractory compounds] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №5. S. 380–385.
 5. Zimichev A.M., Varrik N.M. Termogravimetricheskie issledovaniya nitej na osnove oksida aljuminija [Thermogravimetric studies yarns based on alumina] //Trudy VIAM. 2014. №6. St. 06 (viam-works.ru).
 6. Kablov E.N., Shhetanov B.V., Ivahnenko Ju.A., Balinova Ju.A. Perspektivnye armirujushhie vysokotemperaturnye volokna dlja metallicheskih i keramicheskikh kompozicionnyh materialov [Prospective reinforcing fiber for high temperature ceramic composites and metal materials] //Trudy VIAM. 2013. №2. St. 05 (viam.works.ru).
 7. Kablov E.N., Grashhenkov D.V., Isaeva N.V., Solncev S.S., Sevast'janov V.G. Perspektivnye vysokotemperaturnye keramicheskie kompozicionnye materialy [Promising high-temperature ceramic composites] //Rossijskij himicheskij zhurnal. 2010. T. LIV. №1. S. 20–24.
 8. Grashchenkov D.V., Balinova Yu.A., Tinyakova E.V. Aluminum Oxide Ceramic Fibers and Materials Based on them //Glass and Ceramics. 2012. V. 69. №3–4. P. 130–133.
 9. Basargin O.V., Shcheglova T.M., Kolyshev S.G., Nikitina V.Yu., Maksimov V.G., Babashov V.G. Determination of the high-temperature strength of ceramic oxide materials //Glass and Ceramics. 2013. V. 70. №1–2. P. 43–46.
 10. Papilin N.M., Kapitanov A.F., Babashov V.G., Varrik N.M. Basis for the Formula for the Fibre Suspension //Fibre Chemistry. 2009. V. 41. №5. P. 314–316.
 11. Milejko S.T., Kijko V.M., Kolchin A.A., Novohatskaja N.I., Van K.V., Bazyleva O.A., Bondarenko Ju.A. Polzuchest' oksid-nikelevyh kompozitov [Creep-nickel oxide composites] //Kompozity i nanostruktury. 2009. №4. S. 5–18.
 12. Tanaka R. Research and Development of Ultra-High Temperature Materials in Japan //Materials at High Temperatures. 2000. V. 17. №4. P. 457–464.
 13. Krenkel W., Lamon J. High-Temperature Ceramic Materials and Composites 7-th International Conference on High-Temperature Ceramic Matrix Composites (HT-CMC 7). Bayreuth: 2010. 938 p.
 14. Bender B., Pan M. Selection of a Toughened Mullite for a Miniature Gas Turbine Engine //Ceram. Eng. and Sci. Proc. 2009. T. 30. №2. P. 167–175.

15. Strength, Fracture Toughness and Slow Crack Growth of Zirconia /Alumina Composites at Elevated Temperature, NASA/TM-2003-212108 www.nasa.gov.
16. Chokshi A. Densification and High Temperature Deformation on Oxide Ceramics //Key Engineering Materials. 2009. V. 395. P. 39–54.
17. Günther R., Klassen T., Dickau B., Gärtner F., Bartels A., Bormann R. Advanced Alumina Composites Reinforced with Ti-based Alloy //Journal of the American Ceramic Society. 2001. V. 84. №7. P. 1509–1513.
18. Keramicheskiy kompozicionnyj material i sposob ego poluchenija [The ceramic composite material and method for its preparation]: pat. 1802522 Ros. Federacija; opubl. 20.07.2006.
19. Sposob poluchenija keramicheskogo kompozita [A method for producing ceramic composite]: pat. 5482673 SShA; opubl. 09.01.1996.
20. Poluchenie vysokotemperaturnyh materialov metodom jekzotermicheskogo sinteza i posledujushhego dinamicheskogo uplotnenija [Preparation of high-temperature materials by exothermic synthesis and subsequent dynamic compaction]: pat. 5129801 SShA; opubl. 14.07.1992.
21. Sposob izgotovlenija izdelij iz korundovoj keramiki [Method of manufacture of alumina ceramics]: pat. 2379257 Ros. Federacija; opubl. 20.01.2010.
22. Xinying Tenga, Hanlian Liu, Chuanzhen Huang. Effect of Al₂O₃ Particle Size on the Mechanical Properties of Alumina-based Ceramics //Mater. Sci. Eng. A. 2007. V. 452–453. P. 545–551.
23. Ceramic Material for High-Temperature Service: pat. 7723249 US; opubl. 25.05.2010.
24. Anciferov V.N., Porozova S.E., Kul'met'eva V.B., Krohaleva E.G. Keramicheskiy material na osnove nanokristallicheskogo poroshka ZrO₂, stabilizirovannogo koncentratom RZJe [Ceramic material based on nanocrystalline powder ZrO₂, stabilized with lanthanide concentrate] //Ogneupory i tehničeskaja keramika. 2011. №3. S. 3–9.
25. Sostav shihty dlja izgotovlenija keramicheskogo materiala zernistogo stroenija iz dioksida cirkonija [Composition of the charge for the manufacture of ceramic granular structure of zirconia]: pat. 2249570 Ros. Federacija; opubl. 20.01.2004.
26. Kompozicionnyj keramicheskiy material [The composite ceramic material]: pat. 2341494 Ros. Federacija; opubl. 20.12.2008.
27. Heyi Ge, Jianye Liu, Xianqin Hou. Effects of ZrO₂ Fibers on the Mechanical Properties of Nano ZrO₂/Al₂O₃ Ceramic Composites //Advanced Materials Research. 2012. V. 455–456. P. 645–649.

28. Superplastic Extrusion of Ultra Fine-grained 3Y-ZrO₂/Al₂O₃ Ceramic for Turbine Disk Materials //Science Forum. 2007. V. 551–552. P. 501–506.
29. Lukin E.S. Poluchenie nanostrukturirovannyh poroshkov chastichno stabilizirovannogo dioksida cirkonija dlja keramiki s vysokoj mehanicheskoj prochnost'ju [Preparation of nanostructured powders of partially stabilized zirconia ceramic with high mechanical strength] //Steklo i keramika. 2010. №4. S. 18–21.
30. Asadi S., Abdizadeh H., Vahidshad Y. Effect of Crystalline Size on the Structure of Copper Doped Zirconia Nanoparticles Synthesized via Sol-Gel //Journal of Nanostructures. 2012. V. 2. P. 205–212.
31. Chang-Ju Ho, Wei-Hsing Tuan. Phase stability and Microstructure Evolution of Ytria-stabilized Zirconia during Firing in a Reducing Atmosphere //Ceramics International. 2011. V. 37. P. 1401–1407.
32. Material oksid aluminija – mullit – oksid cirkonija i ego poluchenie [Material alumina – mullite – zirconia and acquisition]: pat. 9514492 Koreja; opubl. 02.12.1995.
33. Nizkotemperaturnoe formovanie mullita s ispol'zovaniem alkoksidov kremnija i aljuminija [The low-temperature molding of mullite using silicon alkoxides and aluminum]: pat. 4687652 SShA; opubl. 18.08.1987.
34. Sposob poluchenija poroshka keramicheskogo kompozicionnogo materiala [A method for producing ceramic composite powder]: pat. 2292320 Ros. Federacija; opubl. 27.01.2007.
35. Vysokoprochnoe stojkoe k izmeneniju temperatury keramicheskoe izdelie iz mullita i sposob ego poluchenija [High strength resistant to changes in temperature of the mullite ceramic article and a method for its preparation]: pat. 4421861 Germanija; opubl. 20.12.1983.
36. Vysokoprochnyj treshhinostojkij oksidnyj keramicheskij kompozit [Ductile crack resistant oxide ceramic composite]: pat. 5948516, SShA; opubl. 07.09.1999.
37. Mnogoslojnye nanostrukturny, detali i sposoby ih poluchenija [Multilayer nanostructures, parts and processes for their preparation]: pat. 2005/079370 SShA; opubl. 14.04.2005.
38. Krishnamurthy R., Rankin J., Sheldon B.W. Effect of Oxidation on Crack Deflection in SiC/Al₂O₃ Laminated Ceramic Composites //Journal of the American Ceramic Society. 2005. V. 88. №5. P. 1362–1365.

39. Uprochnennyj voloknami keramomatrichnyj kompozicionnyj jelement i sposob ego poluchenija [Fiber reinforced composite keramomatrichny element and manufacturing method thereof]: pat. 5601674 SShA; opubl. 11.02.1997.
40. Sposob poluchenija keramomatrichnogo kompozita [Method for producing a composite keramomatrichnogo]: pat. 7153379 SShA; opubl. 26.12.2006.
41. Ruggles-Wrenn M.B., Laffey P.D. Creep Behavior in Interlaminar Shear of Nextel 720/alumina Ceramic Composite at Elevated Temperature in Air and in Steam //Composites Science and Technology. 2008. V. 68. №10–11. P. 2260–2266.
42. Mall S., Ahn J.-M. Frequence Effects on Fatigue Behavior of Nextel 720/alumina at Room Temperature //Journal of the European Ceramic Society. 2008. V. 28. №14. P. 2783–2789.
43. Tomaszewski H., Weglarz H., Wajler A. Multilayer Ceramic Composites with High Failure Resistance //Journal of the European Ceramic Society. 2007. V. 27. №23. P. 1373–1377.
44. Hay R.S., Zawada L., Cinibulk M., Zelina J. Evaluation of Oxide-Oxide Composites in a Novel Combustor Wall Application //International Journal of Applied Ceramic Technology. 2005. V. 2. №2. P. 122–132.
45. Vysokotemperaturnaja keramomatrichnaja teploizoljacija [High temperature insulation keramomatrichnaja]: pat. 6287511 SShA; opubl. 11.09.2001.
46. Gibridnyj keramicheskij material, sostojashhij iz izoljacionnogo i konstrukcionnogo keramicheskikh sloev [Hybrid ceramic material consisting of insulating and structural ceramic layers]: pat. 6733907 SShA; opubl. 11.05.2004.
47. Keramicheskij material, imejushhij keramomatrichnyj kompozitnyj sloj, i sposob ego poluchenija [Ceramic material having keramomatrichny composite layer and its production method]: pat. 7291407 SShA; opubl. 06.11.2007.
48. Ogneupornaja keramicheskaja voloknistaja izoljacija i sposob ee poluchenija [Refractory ceramic fiber insulation and method thereof]: 6183852 SShA; opubl. 06.02.2001.
49. Keramicheskaja izoljacija [Ceramic insulation]: pat. 6417125 SShA; opubl. 09.07.2002.
50. www.siemens.com.