

Научная статья

УДК 666.3

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-104-120

## ОБЗОР КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ИЗ ПОЛИМЕРОВ (PDC)\* Часть 2. Свойства керамики и влияние наполнителей на них

Н.М. Паращенко<sup>1, 2</sup>, А.С. Тупиков<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Российский химико-технологический университет имени Д.И. Менделеева», Москва, Россия; pochta@muctr.ru

**Аннотация.** Рассмотрены классификация и влияние наполнителей на свойства керамических материалов, полученных из предкерамических полимеров (PDC), а также их функциональные характеристики. Проанализированы химическая стойкость, тепловые, диэлектрические, магнитные, оптические и механические свойства PDC-материалов. Особое внимание уделено методам минимизации усадки и пористости при пиролизе, а также перспективам применения PDC-материалов в высокотехнологичных областях.

**Ключевые слова:** PDC-керамика, наполнители, пиролиз, термическая стабильность, функциональные свойства, композиционные материалы

**Для цитирования:** Паращенко Н.М., Тупиков А.С. Обзор керамических материалов, получаемых из полимеров (PDC). Часть 2. Свойства керамики и влияние наполнителей на них // Труды ВИАМ. 2026. № 4 (158). С. 104–120. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-104-120.

Scientific article

## REVIEW OF POLYMER-DERIVED CERAMICS (PDC) Part 2. Properties of ceramics and the effect of fillers on them

N.M. Parashchenko<sup>1, 2</sup>, A.S. Tupikov<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

<sup>2</sup>Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education «D.I. Mendeleev Russian University of Chemical Technology», Moscow, Russia; pochta@muctr.ru

**Abstract.** This article examines the classification and influence of fillers on the properties of PDC (polymer-derived ceramics) materials, along with their functional characteristics. The study analyzes chemical resistance, thermal, dielectric, magnetic, optical and mechanical properties of PDC materials. Particular attention is given to methods for minimizing shrinkage and porosity during pyrolysis, as well as potential applications of PDC materials in high-tech industries.

**Keywords:** PDC ceramics, fillers, pyrolysis, thermal stability, functional properties, composite materials

**For citation:** Parashchenko N.M., Tupikov A.S. Review of polymer-derived ceramics (PDC). Part 2. Properties of ceramics and the effect of fillers on them. *Trudy VIAM*, 2026, no. 4 (158), pp. 104–120. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-104-120.

---

\* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 8 (150), 2025.

## Введение

Современное материаловедение демонстрирует возрастающий интерес к керамике из полимерных прекурсоров (Polymer-Derived Ceramics (PDC)). Технология заключается в превращении предкерамических полимеров в керамические материалы путем контролируемого пиролиза.

Особую ценность PDC-материалам придает уникальное сочетание технологических и эксплуатационных характеристик. С одной стороны, они сохраняют все преимущества полимерных технологий обработки, включая возможность формования сложных изделий методами литья или экструзии [1], с другой – после термической обработки приобретают свойства, характерные для традиционной керамики (исключительная термостойкость, химическая инертность и механическая прочность) [2].

Однако процесс преобразования полимера в керамику сопровождается рядом технологических сложностей. Наиболее существенными из них являются значительная усадка материала и образование пор в ходе пиролиза. Эти факторы не только ограничивают точность изготовления изделий, но и могут негативно влиять на их конечные эксплуатационные характеристики [3].

Одним из наиболее эффективных подходов к решению указанных проблем является использование различных типов наполнителей. Их введение в полимерную матрицу позволяет не только минимизировать негативные эффекты, связанные с усадкой, но и целенаправленно модифицировать свойства получаемой керамики. При этом выбор типа наполнителя, его концентрации и дисперсности открывает широкие возможности для проектирования материалов с заданным комплексом характеристик.

В первой части статьи описаны основные классы предкерамических полимеров и стадии производства PDC-материалов [4]. Данная работа представляет собой вторую часть обзорной статьи по керамическим материалам, получаемым из полимеров. В ней рассмотрены классификация и влияние различных наполнителей на свойства PDC-материалов. Третья часть сфокусирована на анализе микроструктуры PDC-материалов и сферах их применения, в частности в высокотемпературных приложениях.

## Наполнители для керамических материалов

Использование наполнителей предполагает альтернативный способ контроля усадки и снижения пористости, а также позволяет изменять микроструктуру и конечные характеристики керамики [5]. Их добавляют перед этапом формования для получения:

- относительно плотной керамики без трещин и дефектов;
- керамики с определенной пористостью;
- керамики с желаемыми функциональными свойствами.

Наполнители представляют собой различные типы порошков, которые характеризуются разными размерами и формами [6].

Содержание вводимых наполнителей является переменной величиной. Существуют разного рода композиции (слабо и высоко наполненные), в которых полимер выступает в качестве связующего. В итоге получается композиционный материал, состоящий из фазы, полученной в результате пиролиза предкерамического полимера, и одной или нескольких вторичных фаз, связанных с включением наполнителей.

### *Пассивные наполнители*

Особенность пассивных наполнителей заключается в их инертности. Это означает, что исходный состав, масса и размер частиц остаются неизменными в процессе превращения полимера в керамику. Типичными примерами пассивных наполнителей являются такие керамические материалы, как SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, ZrO<sub>2</sub>, TiO<sub>2</sub>, BN, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и SiO<sub>2</sub>. Эти наполнители формируют жесткую скелетную структуру с меньшим количеством макродефектов, способствуя лучшему выходу газов, образующихся при пиролизе, по

сравнению с керамикой без наполнителей. Однако некоторые наполнители остаются инертными только при определенных условиях, таких как неокислительная атмосфера или пониженная температура. С точки зрения функций уменьшение усадки связано с тем, что добавление наполнителя снижает объемную долю усадочной фазы – предкерамического полимера, что приводит к макроскопическому уменьшению размеров, следовательно, при использовании пассивных наполнителей, особенно в средних и высоких объемных долях, присутствует остаточная пористость (обычно <10 % (объемн.)).

### Активные наполнители

Активные наполнители, также называемые реактивными, обладают способностью реагировать с углеродсодержащими газами, которые образуются в процессе превращения полимера в керамику, а также со средой и керамическими остатками [6]. Подходящими активными наполнителями являются металлические (Ti, Cr, V, Mo) и интерметаллидные ( $\text{MoSi}_2$ ,  $\text{CrSi}_2$ ) частицы, которые способствуют образованию карбидов, нитридов или силицидов металлов в процессе пиролиза через реакцию восстановления. Наполнители могут также использоваться для образования новых фаз в системе, изменяя ее функциональность и характеристики, или для создания совершенно новых материалов. Схематически действие активного наполнителя представлено на рис. 1. Керамика, для изготовления которой использовался активный наполнитель, обладает улучшенными магнитными свойствами, электропроводностью, температурным коэффициентом линейного расширения, а также более высоким уровнем механических свойств и твердости.

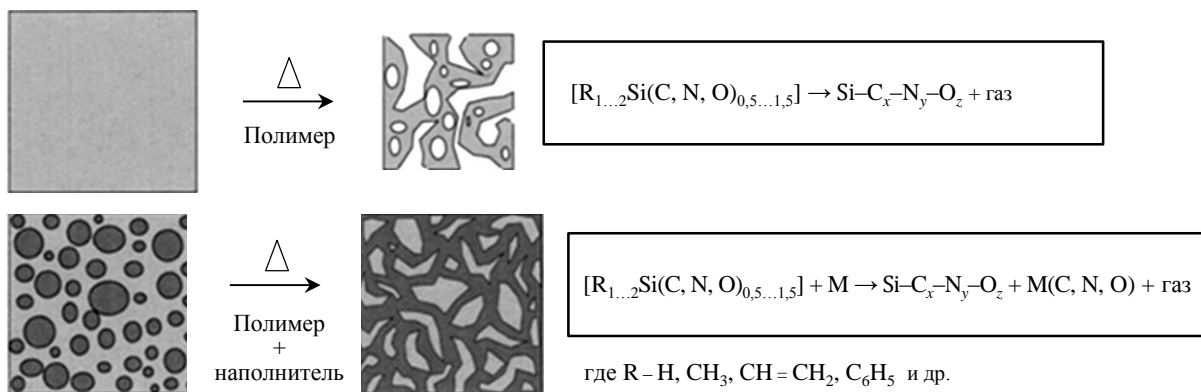


Рис. 1. Принцип действия активного наполнителя при пиролизе PDC-материалов (M – наполнитель)

### Расплавляемые наполнители

Расплавляемые наполнители обычно представляют собой стекла, способные плавиться или размягчаться на стадии пиролиза, что позволяет запечатывать пористость и уплотнять керамику, обеспечивая защиту от коррозии и окисления. При высоких температурах расплавляемые наполнители также способствуют релаксации термомеханических напряжений, возникающих из-за разницы в тепловом расширении между фазами наполнителя и керамики.

Расплавляемые наполнители иногда могут вести себя как реактивные, что приводит к реакции с другими компонентами системы. Однако существуют недостатки, связанные с типом используемого стекла: при низких температурах неверно подобранный наполнитель может оставаться пассивным и не размягчаться, а при высоких температурах его добавление может привести к снижению вязкости расплава предкерамического полимера или его кристаллизации и разложению [5].

### *Жертвенные наполнители*

К жертвенным наполнителям в основном относятся органические соединения [5]. Они способны после добавления в прекурсор растворяться в растворителе или разлагаться при повышенных температурах, создавая пористость после удаления из системы. Такой метод позволяет контролировать напряжения, возникающие внутри изделия, и пористость керамики.

Однако форма, количество, размер и распределение пор могут варьироваться в зависимости от размера и формы частиц наполнителя.

### **Свойства керамических материалов, полученных из полимеров-прекурсоров** *Тепловые свойства*

Тепловые свойства определяют возможность применения керамических материалов при высоких и сверхвысоких температурах. К основным тепловым параметрам керамики относятся теплопроводность, температурный коэффициент линейного расширения, удельная теплоемкость, скорость тепловой диффузии и сопротивление тепловому удару.

Теплопроводность является важнейшим фактором, поэтому необходимо учитывать микроструктуру материалов, включая наличие примесей, кристалличность, границы зерен, микротрещины и микропоры, так как они значительно влияют на рассеяние данных частиц [7]. Например, добавление нанотрубок нитрида бора (BNNT) увеличивает теплопроводность PDC-материалов пропорционально их количеству. Когда содержание BNNT превышает порог перколяции (36 % (объемн.)), формируется перколяционная сеть, что приводит к резкому увеличению теплопроводности [7, 8].

### *Диэлектрические и проводящие свойства*

В настоящее время научно-техническая литература, посвященная диэлектрическим свойствам керамических материалов из полимеров, охватывает системы SiCN [9] и SiCO. Электропроводность керамики на основе предкерамических полимеров при комнатной температуре варьируется на 15 порядков (обычно в диапазоне от  $10^{-10}$ – $10^{-8}$  до 1 См/см) и зависит от вида прекурсора, температуры и состава среды, в которой проходит пиролиз. При пониженной температуре (<600 °С) пиролиза PDC-материалы можно рассматривать как изоляционные с электропроводностью  $<10^{-10}$  См/см. Электропроводность аморфных материалов, полученных при температуре пиролиза  $>800$  °С, повышается с увеличением температуры согласно классической полупроводниковой картине. Металлоподобная (электронная) проводимость, достигающая 0,1–1,0 См/см, наблюдается в системе SiCO, полученной из  $\text{CH}_3\text{SiO}_{1,5}$  и пиролизованной при высоких температурах ( $>1400$  °С), когда формируется перколяционная сеть.

Электропроводность керамического изделия из PDC также можно изменить путем добавления частиц наполнителя в предкерамическую матрицу. Например, добавление  $\text{MoSi}_2$  к метилсодержащим силоксанам приводит к резкому увеличению (до 14 порядков) электропроводности композитов  $\text{MoSi}_2/\text{SiCO}$  благодаря образованию перколяционных дорожек через частицы  $\text{MoSi}_2$  [10]. В более поздних исследованиях показано равномерное распределение многостенных углеродных нанотрубок в изолирующем карбонитриде кремния SiCN, приводящее к увеличению электропроводности до 7 порядков при доле нанотрубок  $<1$  % (объемн.) [11].

Сверхвысокая пьезорезистивность, представляющая собой изменение удельного электрического сопротивления под воздействием внешнего напряжения, является относительно новым открытием для аморфных керамических материалов [12]. Пьезорезистивность выявлена в керамике SiCO, полученной из метилсодержащего полисилоксана,

пиролизованного при температуре 1400 °С [13]. В отличие от системы SiCN, для керамики SiCO наблюдается увеличение электрического сопротивления при приложении сжимающего напряжения. На рис. 2 представлено поведение пьезорезистивности керамики на основе SiCO.

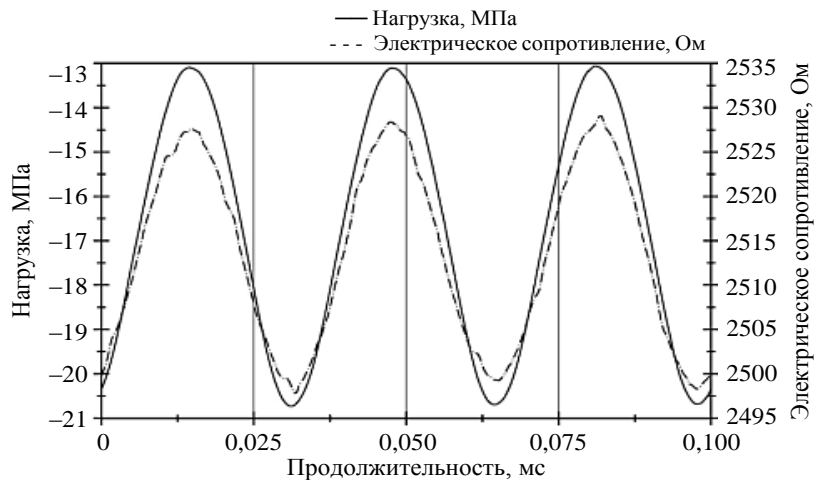


Рис. 2. Пьезорезистивность керамики SiCO [6]

Изменяемые электрические свойства, высокая пьезорезистивность, возможность производства компонентов микрометрового масштаба, отличные тепловые и механические характеристики при высоких температурах делают полимеры SiCN и SiCO превосходными материалами для высокотемпературных датчиков и керамических микроэлектромеханических систем, предназначенных для работы в условиях высоких температур или агрессивной среды, микросвечей накаливания и электродных материалов для литий-ионных батарей [14].

### *Магнитные свойства*

В научно-технической литературе описаны железосодержащие PDC-материалы с магнитными свойствами. Получены композиты, состоящие из диспергированных в SiCN частиц  $\alpha$ -железа, путем включения порошка  $Fe_3O_4$  в жидкий полисилазановый прекурсор с последующим восстановлением графитом или порошком железа [15] и отжигом при температуре 1100 °С в аргоне [16]. В последнем случае получен мягкий ферромагнитный композит на основе железа и SiCN.

Другой подход к получению PDC-материалов с магнитными свойствами заключается во включении металлических атомов железа в основу полимерного прекурсора. Ферроцен является ярким примером металлоорганического соединения, которое можно использовать для данных целей. Авторы работы [17] сообщили об успешной полимеризации путем раскрытия цикла напряженных силаферроценофанов с получением растворимых высокомолекулярных полиферроценилсиланов, которые можно пиролизовать при температуре 1000 °С в атмосфере азота для синтеза керамического материала с ферромагнитными кристаллитами  $\alpha$ -Fe, встроенными в матрицу SiC или SiN.

### *Оптические свойства*

Оптические свойства керамических материалов, полученных из полимеров, часто остаются без должного внимания, так как они обычно имеют черный цвет. Эта особенность тройной системы SiCO привлекла интерес исследователей, в результате чего

стекла из оксикарида кремния стали известны как «черные стекла» [18]. Черный цвет PDC-материалов обычно объясняется наличием в керамической структуре атомов углерода в  $sp^2$ -гибридизации, которые формируют поглощающие графеновые слои. Из-за этого оптические свойства данных керамических материалов практически не применяются, так как поглощение видимого света делает невозможным их использование для создания оптических устройств. Однако авторы работ [19, 20] исследовали возможность тщательного контроля химического состава стекол SiCO с целью минимизации содержания свободного углерода для получения прозрачного материала, используя предкерамические полимеры с группами SiH, влияние которых двойственно: они способствуют снижению содержания углерода, с одной стороны, и обеспечивают реакционную способность при пиролизе – с другой, что позволяет интегрировать углерод в неорганическую сеть с образованием новых связей Si–C.

Авторы работы [21] изучили процесс синтеза тонких пленок керамики SiCO, содержащих нанокластеры Si, SiC и C. Низкие температуры пиролиза (800–1000 °C) приводят к люминесценции в синей ультрафиолетовой области спектра, в то время как высокие температуры способствуют смещению люминесценции в зелено-желтую область. Для пленок SiCO с высоким содержанием кремния зафиксирована интенсивная белая люминесценция с широким спектром излучения – от 430 до 900 нм (рис. 3). Пленки SiCO, богатые углеродом, не проявляли заметной люминесценции из-за поглощения углеродными кластерами. Кроме того, представлена информация о синтезе и люминесцентных характеристиках керамических порошков на основе полимеров SiCNO и SiCN [22]. В обоих случаях максимальная интенсивность люминесценции зафиксирована при температурах пиролиза в диапазоне 500–600 °C.

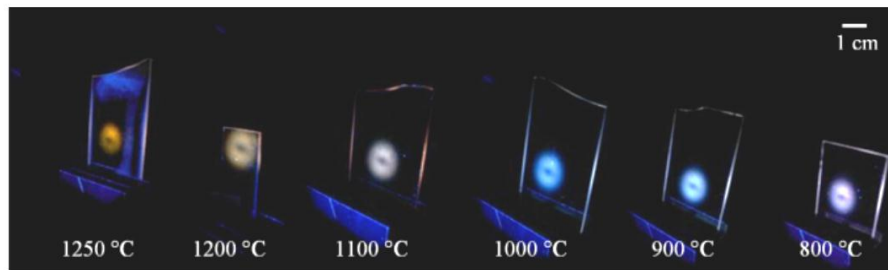


Рис. 3. Фотографии пленок из керамики SiCO, пиролизованной под воздействием ультрафиолетового лазера при температурах от 800 до 1250 °C [21]

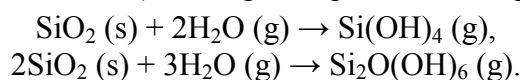
### *Химические свойства*

#### *Стойкость к окислению*

Большое количество исследований окислительной стойкости полимерной керамики объясняется ее предназначением для работы при высоких температурах [23]. Характер окисления такой керамики часто является параболическим [24], а научные работы подтверждают образование плотного защитного оксидного слоя. Интересно, что кинетика этого процесса для PDC-материалов совпадает с кинетикой для чистых кристаллических фаз [24]. Однако ключевое различие раскрывается при изучении влияния свободного углерода: его повышенное содержание ускоряет окисление, но при этом его активность в материале оказывается ниже ожидаемой. Это явление объясняют calorиметрические данные, которые свидетельствуют об отрицательной энтальпии образования стекол SiCO [25] и SiCNO [26] по сравнению с механической смесью кристаллов. Предполагается, что причина повышенной стабильности PDC-материалов заключается в наличии смешанных связей и частиц  $SiC_xO_{4-x}$ . Важно отметить, что эта

стабильность не абсолютна: для некоторых систем, например SiCN, энтальпия образования может быть близка к нулю [27], что еще раз подчеркивает определяющее влияние атомной структуры и смешанных связей на свойства материала.

В работе [28] для оценки защитной способности покрытий из PDC-материалов проведены испытания на статическое окисление, при этом в качестве эталонного материала выбрана сталь AISI 441 без покрытия. Образцы с покрытиями (C2c и D4) и без них помещали в горизонтальную трубчатую печь и нагревали до заданной температуры со скоростью 5 °С/мин в проточной атмосфере. Образцы подвергали воздействию как синтетического воздуха, так и воздуха, насыщенного водяным паром (равновесная температура 80 °С), при температурах 900, 950 и 1000 °С и продолжительности выдержки 24 и 96 ч (табл. 1). При всех условиях наблюдали значительное увеличение массы стальных подложек без покрытия за счет образования оксидных продуктов на их поверхности. Скорость увеличения массы образца из стали после испытаний на окисление возрастает с повышением температуры. Проведен также анализ методом рентгеновской рефрактометрии. Отсутствие пиков, относящихся к SiO<sub>2</sub>, в покрытиях, испытанных в водяном паре, объясняется включением SiO<sub>2</sub> в другие кристаллические/аморфные фазы или реакцией SiO<sub>2</sub> с водяным паром и последующим выделением летучих продуктов, что согласуется с измеренными значениями потери массы при небольшой продолжительности окисления. Возможная реакция SiO<sub>2</sub> с водяным паром может быть описана уравнениями (где s и g – твердое и газообразное состояния):



Изучено также влияние дополнительных элементов на окислительное поведение керамики SiCN. Введение Al в керамику SiCNO приводит к непараболическому характеру окисления при температуре 1000 °С, интенсивность которого со временем достигает настолько малого уровня, что им можно пренебречь [29]. Стационарную параболическую скорость окисления можно наблюдать при температуре ≥1400 °С и продолжительности >420 ч, когда параболические константы в ~10 раз меньше, чем у образцов керамики SiCN без добавления Al.

Таблица 1

**Изменение массы покрытий C2c и D4 в ходе окислительных тестов в синтетическом воздухе и водяном паре**

Образец	Продолжительность воздействия, ч	Изменение удельной массы в ходе окислительных тестов, мг/см <sup>2</sup> , при температуре, °С					
		900	950	1000	900	950	1000
		в синтетическом воздухе			в водяном паре		
Без покрытия	24	0,21	0,44	0,72	0,21	0,38	0,70
	96	0,45	0,77	1,21	0,48	0,80	15,46
С покрытием C2c	24	-0,11	-1,33	-4,95	-0,24	-0,20	-0,13
	96	-0,14	-5,06	-5,48	-0,10	0,12	13,33
С покрытием D4	24	-0,07	-0,03	0,03	-0,11	-0,14	-0,01
	96	0	0,15	0,27	-0,05	0	0,56

#### Химическая стойкость

Как установили авторы работы [30], химическая стойкость керамики SiCO в концентрированных кислотах и щелочах превосходит стойкость кварцевого стекла.

Однако ее снижение наблюдается после высокотемпературного пиролиза ( $\geq 1200$  °C), вызывающего фазовое разделение материала на  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{SiC}$  и углерод и делающего диоксид кремния уязвимым для выщелачивания. Однако данный процесс можно использовать для синтеза новых материалов: продолжительное травление (до 6 ч) в 20%-ном фтороводороде приводит к полному удалению фазы  $\text{SiO}_2$ . Результатом является формирование высокопористой структуры оксикарида кремния с исключительно высокими значениями удельной поверхности (до  $700 \text{ м}^2/\text{г}$ ) и удельного объема пор (до  $1,2 \text{ см}^3/\text{г}$ ) [31].

### *Механические свойства*

При превращении полимера в PDC-материале выделяется значительное количество низкомолекулярных газов, таких как  $\text{CH}_4$ ,  $\text{H}_2$ ,  $\text{CO}$  и  $\text{CO}_2$ , при пиролизе приводящих к образованию пористости и усадке, из-за чего полученная керамика обладает худшими механическими свойствами по сравнению с традиционными материалами. Этот недостаток существенно ограничивает применение данных материалов в таких областях, как аэрокосмическая промышленность и производство турбин, что создает необходимость в их совершенствовании. Кроме того, исследование механических свойств затрудняется необходимостью изготовления подходящих образцов для испытаний.

Основные методы улучшения механических свойств включают легирование и уплотнение. Легирование подразумевает использование в качестве второй фазы твердых частиц, которая усиливает и упрочняет материал за счет отклонения трещин, обхода, разветвления, питтинга и других эффектов. Чаще всего используются соли алюминия, циркония и титана. Уплотнение как метод улучшения свойств керамических материалов включает три различных процесса: пиролиз полимерной пропитки, химическую паровую инфильтрацию и инфильтрацию жидким кремнием. Хотя эти процессы различаются по механизмам действия, все они направлены на заполнение таких дефектов, как поры и трещины. Важным аспектом является содержание кислорода, которое существенно влияет на механические свойства, особенно при высоких температурах. С увеличением содержания кислорода наблюдается снижение плотности получаемой аморфной керамики. При слишком высоком уровне кислорода ускоряется реакция карботермического восстановления, что приводит к выделению большого количества низкомолекулярных газов и затрудняет достижение необходимой плотности матрицы.

### *Волокна*

Интерес к пиролизу полимеров для получения усовершенствованной керамики возник благодаря стремлению найти керамические волокна с выдающимися термомеханическими свойствами [32]. Последующие работы привели к созданию волокон  $\text{SiC}$  (Nicalon) с прочностью при разрыве до 6,2 ГПа и модулем упругости до 440 ГПа (табл. 2). Однако из-за кислородного отверждения (до 12 %  $\text{O}_2$ ) первое поколение волокон, по сути, являлось  $\text{SiCO}$ -материалом. Наличие кислорода негативно сказывалось на термостабильности: при температурах  $>1200$  °C фаза оксикарида разлагалась, что вело к деградации свойств [33]. Для решения этой проблемы разработан подход, основанный на легировании: введение титана в форме алкоксида позволило получить волокна  $\text{SiTiCO}$  с повышенной термостойкостью ( $>1200$  °C) и хорошими механическими характеристиками (прочность при разрыве 3 ГПа, модуль упругости 220 ГПа). Данная стратегия оказалась успешной и для других элементов, таких как алюминий и цирконий. Наиболее впечатляющих результатов удалось достичь для волокон  $\text{SiAlCO}$ , которые сохраняют прочность при разрыве 2,5 ГПа и модуль упругости 300 ГПа даже после воздействия температур  $\sim 1900$  °C [34].

Прочность при разрыве, модуль упругости и плотность волокон из PDC-материалов

Система	Прекурсор	Прочность при разрыве, ГПа	Модуль упругости, ГПа	Плотность, г/см <sup>3</sup>
SiCO	Поликарбосилан	3	200	2,55
SiC	Поликарбосилан	2,5	400	3,05
SiTiCO	Полититанокарбосилан	3	220	2,35
SiAlCO	Полиалюмокарбосилан	3	300	3
SiBCN	Бор-модифицированный полисилазан	1,3	170	–
BN	Поли(метиламино)боразан	1,48	365	1,95
SiAlNO	Полиалюмокарбосилан	1,75	–	2,6

### Объемные образцы

Исследование механических свойств PDC-материалов долгое время было ограничено сложностью изготовления объемных образцов, пригодных для испытаний. Для создания небольших монолитных образцов разработаны два основных метода: порошковый – горячее прессование частично сшитых полимеров с последующим пиролизом для получения плотных образцов без трещин [35]; жидкостный – литье жидкого прекурсора с последующим отверждением и пиролизом, позволяющее получать стержни и пластины для испытаний на изгиб и определения характеристик разрушения [36]. Наиболее изученными системами являются SiCO (из золь-гель прекурсоров или силоксановых смол) и SiCN (из полиуреаметилвинилсилазана [37] и других полисилазанов). Хотя свойства этих систем измеряли после пиролиза при разных температурах, систематическое изучение влияния именно химического состава проведено лишь для керамики SiCO.

### Упругость и плотность

Модули упругости керамик SiCN и SiCO находятся в диапазонах 80–155 и 57–113 ГПа соответственно. Значения модуля упругости для кристаллических форм SiC и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> значительно выше, чем для PDC-материалов, что связано с их более плотной структурой. Низкая плотность аморфных материалов SiCN и SiCO, находящаяся в диапазоне от 1,85 до 2,35 г/см<sup>3</sup>, подтверждается не только экспериментально, но и результатами компьютерного моделирования. Наблюдаемая зависимость увеличения модуля упругости и плотности от температуры пиролиза объясняется процессом дальнейшего уплотнения и сшивания структуры, который происходит благодаря удалению водорода из оставшихся связей C–H [38].

### Коэффициент Пуассона

Коэффициент Пуассона получен для ограниченного количества керамических материалов, и его значения, как правило, довольно низкие. Коэффициент Пуассона демонстрирует значительную разницу между системами: для SiCN он находится в диапазоне 0,21–0,24, тогда как для SiCO получено аномально низкое значение (0,11) не только для стекол, но и для всей поликристаллической керамики в целом. Основная причина такого поведения заключается в специфической атомной структуре стекол оксикарида кремния, для которой характерны одновременно низкая плотность упаковки атомов и очень высокая степень сшивки.

### Твердость

Твердость по Виккерсу аморфной системы SiCO находится в диапазоне 5–9 ГПа и обнаруживает зависимость от двух ключевых параметров: она увеличивается с повышением температуры пиролиза и количества углерода, введенного в структуру (рис. 4). Схожая зависимость от температуры наблюдается и у керамик SiCN и SiCO, твердость (8–15 ГПа) которых больше, чем у керамики SiCO [39]. Низкая плотность и открытая структура этих материалов определяют их механический отклик: деформация под индентором происходит преимущественно за счет механизма объемного уплотнения, что инициирует образование конических трещин Герца. Уникальным свойством керамики SiCN является значительное увеличение твердости с повышением прилагаемой нагрузки при вдавливании [40]. Это деформационное упрочнение является следствием того, что прогрессирующее уплотнение в зоне пластической деформации постепенно уменьшает возможность дальнейшего уплотнения материала.

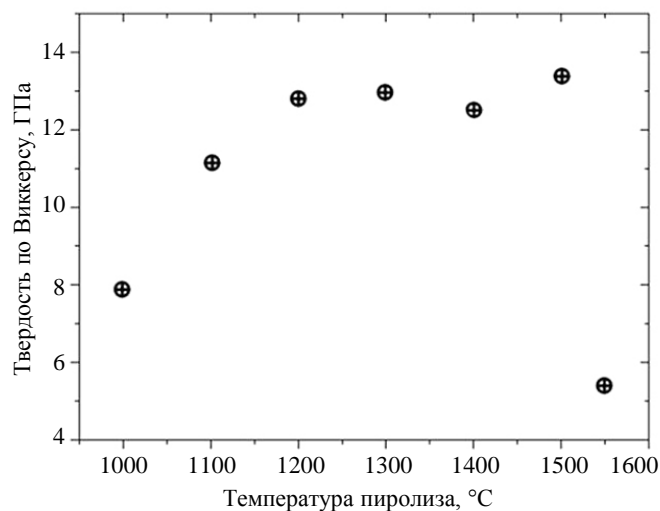


Рис. 4. Зависимость твердости по Виккерсу полисилазана от температуры [41]

### Вязкость разрушения

Вязкость разрушения измерена для керамик SiCN и SiCO, изготовленных как жидкостным, так и порошковым методом. Получены значения от 0,56 до 3,00 МПа $\sqrt{м}$  [42]. Более высокие значения (2–3 МПа $\sqrt{м}$ ) наблюдаются для керамик SiCN и SiCO, полученных порошковым методом. Наблюдаемый разброс значений объясняется микроструктурными особенностями, которые напрямую зависят от применяемого метода синтеза. В частности, PDC-материал, изготовленный жидкостным способом, демонстрирует значительно более низкие значения вязкости разрушения, которые варьируются в пределах от 0,56 до 1,30 МПа $\sqrt{м}$ .

### Вязкость, вязкоупругость и ползучесть

Керамические материалы на основе кремния обладают исключительной стойкостью к ползучести, которая сохраняется до температур 1300 и 1550 °C для систем SiCO и SiBCN соответственно.

Уникальным свойством аморфных PDC-материалов, отличающим их от всех известных керамических материалов, является чрезвычайно высокая вязкость. Она превышает вязкость стекловидного кремнезема на 2–3 порядка и характеризуется наивысшими

значениями, когда-либо зарегистрированными для стекол при высоких температурах. Эти данные получены в ходе экспериментов по определению ползучести при изгибе, внутреннего трения аморфных систем SiCN [43], SiAlCO и SiBCN [44], а также испытаний на ползучесть при сжатии. Вязкость материала SiCN близка к показателю керамики SiCO, в то время как система SiBCN демонстрирует более высокие значения [45].

Для оксикарбида кремния состава  $\text{SiO}_{1,39}\text{C}_{0,32}$ , синтезированного золь-гель методом, определена температура стеклования, равная 1350 °С. Это значение получено путем экстраполяции данных по вязкости в стандартный диапазон, соответствующий стеклованию ( $10^{12}$ – $10^{12,6}$  Па·с). Введение алюминия в состав с образованием стекол SiAlCO приводит к снижению вязкости. Предполагается, что процесс релаксации в этих материалах осуществляется посредством вязкого течения в обогащенных кислородом областях, имеющих атомную структуру, сходную с аморфным кремнеземом, через каналы между графеновыми сетями. Таким образом, неупругое поведение этих аморфных материалов связано с передачей нагрузки от кремнезема (который подвергается вязкому течению в данном температурном диапазоне) к графеновой сети. При снятии напряжения упругая энергия, накопленная в графеновых областях, способствует восстановлению деформации. Основные свойства PDC-материалов представлены на рис. 5.

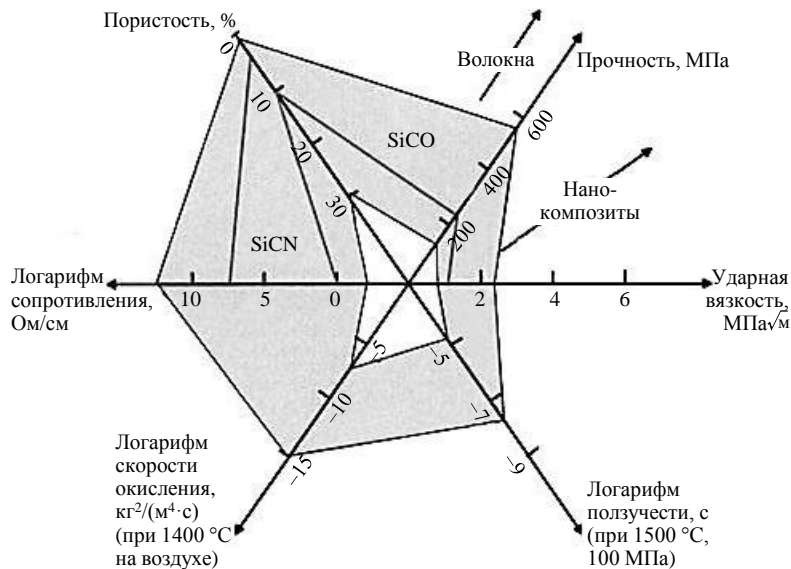


Рис. 5. Свойства PDC-материалов

### Заключения

Ключевым преимуществом PDC-материалов является возможность точного контроля состава и микроструктуры на молекулярном уровне, что открывает возможности для проектирования материалов с заданными свойствами [46, 47].

Особое значение имеют разработки в области модификации PDC-материалов различными типами наполнителей. Введение наполнителей позволяет не только минимизировать традиционные проблемы технологии (усадка при пиролизе и образование пор), но и регулировать функциональные характеристики получаемой керамики. При этом важно отметить, что свойства конечного материала определяются сложным взаимодействием между предкерамическим полимером, типом и количеством наполнителя, а также условиями термической обработки.

Уникальное сочетание технологичности процессов формования полимерных материалов и выдающихся эксплуатационных характеристик получаемой на их основе керамики открывают широкие возможности для их использования в таких высокотехнологичных областях, как аэрокосмическая промышленность, энергетика и микросистемная техника.

Особый научный и практический интерес представляют разработки многофункциональных PDC-материалов, интегрирующих несколько целевых свойств. Примером служат композиции, сочетающие высокую термостойкость с заданными электрическими характеристиками, что делает их перспективными для применения в производстве критически важных компонентов, таких как сопловые лопатки и камеры сгорания.

В настоящее время в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ создан значительный научно-технический задел в области разработки и получения непрерывных высокотемпературных волокон, нитей и текстильных материалов, рассчитанных на эксплуатацию при температурах до 1200 °С. Данный обзор описывает класс материалов, которые обладают значительным потенциалом для использования в качестве одного из видов сырья для производства перспективных высокотемпературных изделий в рамках исследовательских и опытно-конструкторских работ института.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

#### Список источников

1. Турченко М.В., Лебедева Ю.Е., Колмогоров А.Ю., Гулов Д.А., Чайникова А.С. Возможность применения технологии послойного наплавления (FDM) для получения керамических изделий // Труды ВИАМ. 2024. № 8 (138). С. 64–76. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.09.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-8-64-76.
2. Кузнецов Б.Ю., Сорокин О.Ю., Ваганова М.Л., Осин И.В. Синтез модельных высокотемпературных керамических матриц методом искрового плазменного спекания и изучение их свойств для получения композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 4 (53). С. 37–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-37-44.
3. Шестаков А.М. Керамика на основе кремнийорганических полимеров-прекурсоров: свойства и области применения (обзор) // Труды ВИАМ. 2023. № 2 (120). С. 113–131. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.08.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-113-131.
4. Парашенко Н.М., Тупиков А.С., Лыженков З.А., Головкин Д.С. Обзор керамических материалов, получаемых из полимеров (PDC). Часть 1. Предкерамические полимеры и производство PDC-материалов // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). С. 134–151. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.09.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-134-151.
5. Barroso G., Quan L., Rajendra K.B., Günter M. Polymeric and ceramic silicon-based coatings – a review // Journal of Materials Chemistry A. 2019. Vol. 7. No. 5. P. 1936–1963. DOI: 10.1039/C8TA09054H.
6. Colombo P., Mera G., Riedel R., Sorarù G.D. Polymer-Derived Ceramics: 40 Years of Research and Innovation in Advanced Ceramics // Journal of the American Ceramic Society. 2010. Vol. 93. No. 7. P. 1805–1837. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2010.03876.x.
7. Xia A., Yin J., Chen X. et al. Polymer-Derived Si-Based Ceramics: Recent Developments and Perspectives // Crystals. 2020. Vol. 10. No. 9. P. 824. DOI: 10.3390/cryst10090824.
8. Jia Y., Ajayi T.D., Morales J. et al. Thermal properties of polymer-derived ceramic reinforced with boron nitride nanotubes // Journal of the American Ceramic Society. 2019. Vol. 102. No. 12. P. 7584–7593. DOI: 10.1111/jace.16670.
9. Haluschka C., Engel C., Riedel R. Silicon carbonitride ceramics derived from polysilazanes. Part II. Investigation of electrical properties // Journal of the European Ceramic Society. 2000. Vol. 20. No. 9. P. 1365–1374. DOI: 10.1016/S0955-2219(00)00009-1.

10. Plachký T., Lenčěš Z., Hric L. et al. Processing and mechanical properties of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  composites employing polymer-derived SiAlOC as sintering aid // *Journal of the European Ceramic Society*. 2010. Vol. 30. No. 3. P. 759–767. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2009.08.014.
11. Ionescu E., Francis A., Riedel R. Dispersion assessment and studies on AC percolative conductivity in polymer-derived Si–C–N/CNT ceramic nanocomposites // *Journal of Materials Science*. 2009. Vol. 44. No. 8. P. 2055–2062. DOI: 10.1007/s10853-009-3304-3.
12. Zhang L., Wang Y., Wei Y. et al. A Silicon Carbonitride Ceramic with Anomalously High Piezoresistivity // *Journal of the American Ceramic Society*. 2008. Vol. 91. No. 4. P. 1346–1349. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2008.02275.x.
13. Riedel R., Toma L., Janssen E. et al. Piezoresistive Effect in SiOC Ceramics for Integrated Pressure Sensors // *Journal of the American Ceramic Society*. 2010. Vol. 93. No. 4. P. 920–924. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2009.03496.x.
14. Xing W., Wilson A.M., Eguchi K. et al. Pyrolyzed Polysiloxanes for Use as Anode Materials in Lithium-Ion Batteries // *Journal of the Electrochemical Society*. 1997. Vol. 144. No. 7. P. 2410–2416. DOI: 10.1149/1.1837828.
15. Saha A., Shah S.R., Raj R., Russek S.E. Polymer-derived SiCN composites with magnetic properties // *Journal of Materials Research*. 2003. Vol. 18. No. 11. P. 2549–2551. DOI: 10.1557/JMR.2003.0356.
16. Hauser R., Francis A., Theismann R., Riedel R. Processing and magnetic properties of metal-containing SiCN ceramic micro- and nano-composites // *Journal of Materials Science*. 2008. Vol. 43. No. 12. P. 4042–4049. DOI: 10.1007/s10853-007-2143-3.
17. Tang B.-Z., Petersen R., Foucher D.A. et al. Novel ceramic and organometallic depolymerization products from poly(ferrocenylsilanes) via pyrolysis // *Journal of the Chemical Society Chemical Communications*. 1993. No. 6. P. 523. DOI: 10.1039/c39930000523.
18. MacLachlan M.J., Ginzburg M., Coombs N. et al. Shaped Ceramics with Tunable Magnetic Properties from Metal-Containing Polymers // *Science*. 2000. Vol. 287. No. 5457. P. 1460–1463. DOI: 10.1126/science.287.5457.1460.
19. Babonneau F., Soraru G.D., D'Andrea G. et al. Silicon Oxycarbide Glasses from Sol-Gel Precursors // *MRS Proceedings*. 1992. Vol. 271. P. 789. DOI: 10.1557/PROC-271-789.
20. Soraru G.D., D'Andrea G., Campostrini R. et al. Structural Characterization and High-Temperature Behavior of Silicon Oxycarbide Glasses Prepared from Sol-Gel Precursors Containing Si–H Bonds // *Journal of the American Ceramic Society*. 1995. Vol. 78. No. 2. P. 379–387. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1995.tb08811.x.
21. Karakuscu A., Guider R., Pavesi L., Soraru G.D. White Luminescence from Sol-Gel-Derived SiOC Thin Films // *Journal of the American Ceramic Society*. 2009. Vol. 92. No. 12. P. 2969–2974. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2009.03343.x.
22. Menapace I., Mera G., Riedel R. et al. Luminescence of heat-treated silicon-based polymers: promising materials for LED applications // *Journal of Materials Science*. 2008. Vol. 43. No. 17. P. 5790–5796. DOI: 10.1007/s10853-008-2882-9.
23. Chollon G. Oxidation behaviour of polymer-derived ceramics // *Polymer Derived Ceramics: From Nano-structure to Applications*. Lancaster: Destech Publication, 2010. P. 292–308.
24. Chollon G. Oxidation behaviour of ceramic fibres from the Si–C–N–O system and related sub-systems // *Journal of the European Ceramic Society*. 2000. Vol. 20. No. 12. P. 1959–1974. DOI: 10.1016/S0955-2219(00)00101-1.
25. Varga T., Navrotsky A., Moats J.L. et al. Thermodynamically Stable  $\text{Si}_x\text{O}_y\text{C}_z$  Polymer-Like Amorphous Ceramics // *Journal of the American Ceramic Society*. 2007. Vol. 90. No. 10. P. 3213–3219. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2007.01874.x.
26. Morcos R.M., Navrotsky A., Varga T. et al. Thermodynamically Stable  $\text{Si}_w\text{C}_x\text{N}_y\text{O}_z$  Polymer-Like, Amorphous Ceramics Made from Organic Precursors // *Journal of the American Ceramic Society*. 2008. Vol. 91. No. 7. P. 2391–2393. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2008.02427.x.
27. Morcos R.M., Mera G., Navrotsky A. et al. Enthalpy of Formation of Carbon-Rich Polymer-Derived Amorphous SiCN Ceramics // *Journal of the American Ceramic Society*. 2008. Vol. 91. No. 10. P. 3349–3354. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2008.02626.x.
28. Parchovianský M., Parchovianská I., Švančárek P. et al. High-Temperature Oxidation Resistance of PDC Coatings in Synthetic Air and Water Vapor Atmospheres // *Molecules*. 2021. Vol. 26. No. 8. P. 2388. DOI: 10.3390/molecules26082388.

29. Wang Y., Fan Y., Zhang L. et al. Polymer-derived SiAlCN ceramics resist oxidation at 1400 °C // *Scripta Materialia*. 2006. Vol. 55. No. 4. P. 295–297. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.05.004.
30. Sorarù G.D., Modena S., Guadagnino E. et al. Chemical Durability of Silicon Oxycarbide Glasses // *Journal of the American Ceramic Society*. 2002. Vol. 85. No. 6. P. 1529–1536. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2002.tb00308.x.
31. Wilson A.M., Zank G., Eguchi K. et al. Pore Creation in Silicon Oxycarbides by Rinsing in Dilute Hydrofluoric Acid // *Chemical Materials*. 1997. Vol. 9. No. 10. P. 2139–2144. DOI: 10.1021/cm970224p.
32. Production of shaped articles of homogeneous mixtures of silicon carbide and nitride: pat. 3853567 USA; appl. 02.04.73; publ. 10.12.74.
33. Hasegawa Y., Okamura K. Synthesis of continuous silicon carbide fibre: Part 3 Pyrolysis process of polycarbosilane and structure of the products // *Journal of Materials Science*. 1983. Vol. 18. No. 12. P. 3633–3648. DOI: 10.1007/BF00540736.
34. Yamamura T., Ishikawa T., Shibuya M. et al. Development of a new continuous Si–Ti–C–O fibre using an organometallic polymer precursor // *Journal of Materials Science*. 1988. Vol. 23. No. 7. P. 2589–2594. DOI: 10.1007/BF0111919.
35. Ishikawa T., Kohtoku Y., Kumagawa K. et al. High-strength alkali-resistant sintered SiC fibre stable to 2,200 °C // *Nature*. 1998. Vol. 391. No. 6669. P. 773–775. DOI: 10.1038/35820.
36. Bernard S., Ayadi K., Berthet M.P. et al. Evolution of structural features and mechanical properties during the conversion of poly[(methylamino)borazine] fibers into boron nitride fibers // *Journal of Solid State Chemistry*. 2004. Vol. 177. No. 6. P. 1803–1810. DOI: 10.1016/j.jssc.2004.01.004.
37. Sorarù G.D., Dallapiccola E., D’Andrea G. Mechanical Characterization of Sol-Gel-Derived Silicon Oxycarbide Glasses // *Journal of the American Ceramic Society*. 1996. Vol. 79. No. 8. P. 2074–2080. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1996.tb08939.x.
38. Janakiraman N., Aldinger F. Fabrication and characterization of fully dense Si–C–N ceramics from a poly(ureamethylvinyl)silazane precursor // *Journal of the European Ceramic Society*. 2009. Vol. 29. No. 1. P. 163–173. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2008.05.028.
39. Moraes K.V., Interrante L.V. Processing, Fracture Toughness, and Vickers Hardness of Allylhydridopolycarbosilane-Derived Silicon Carbide // *Journal of the American Ceramic Society*. 2003. Vol. 86. No. 2. P. 342–346. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2003.tb00020.x.
40. Janakiraman N., Aldinger F. Indentation analysis of elastic and plastic deformation of precursor-derived Si–C–N ceramics // *Journal of the European Ceramic Society*. 2010. Vol. 30. No. 3. P. 775–785. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2009.09.006.
41. Bechelany M.C., Proust V., Gervais C. et al. In Situ Controlled Growth of Titanium Nitride in Amorphous Silicon Nitride: A General Route Toward Bulk Nitride Nanocomposites with Very High Hardness // *Advanced Materials*. 2014. Vol. 26. No. 38. P. 6548–6553. DOI: 10.1002/adma.201402356.
42. Bauer A., Christ M., Zimmermann A., Aldinger F. Fracture Toughness of Amorphous Precursor-Derived Ceramics in the Silicon–Carbon–Nitrogen System // *Journal of the American Ceramic Society*. 2001. Vol. 84. No. 10. P. 2203–2207. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2001.tb00988.x.
43. Zimmermann A., Bauer A., Christ M., Cai Y. High-temperature deformation of amorphous Si–C–N and Si–B–C–N ceramics derived from polymers // *Acta Materialia*. 2002. Vol. 50. No. 5. P. 1187–1196. DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00420-7.
44. Riedel R., Mera G., Hauser R., Klonczynski A. Silicon-Based Polymer-Derived Ceramics: Synthesis Properties and Applications – A Review: Dedicated to Prof. Dr. Fritz Aldinger on the occasion of his 65th birthday // *Nippon Seramikkusu Kyokai gakujutsu ronbunshi*. 2006. Vol. 114. No. 1330. P. 425–444. DOI: 10.2109/jcersj.114.425.
45. Riedel R., Ruswisch L.M., An L., Raj R. Amorphous Silicoboron Carbonitride Ceramic with Very High Viscosity at Temperatures above 1500 °C // *Journal of the American Ceramic Society*. 1998. Vol. 81. No. 12. P. 3341–3344. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1998.tb02780.x.
46. Житнюк С.В., Медведев П.Н., Сорокин О.Ю., Качаев А.А. Формирование кристаллографической текстуры в поликристаллической керамике как способ повышения свойств (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2022. № 5 (111). С. 74–86. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.09.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-74-86.

47. Бутузов А.В., Семина А.В. Предкерамические полимеры для производства керамических изделий путем фотополимеризации в ванне. Часть 1. Способы получения и свойства // Труды ВИАМ. 2025. № 3 (145). С. 70–88. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.09.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-3-70-88.

### References

1. Turchenko M.V., Lebedeva Yu.E., Kolmogorov A.Yu., Gurov D.A., Chainikova A.S. Possibility of using layer-by-layer deposition technology (FDM) to produce ceramic products. *Trudy VIAM*, 2024, no. 8 (138), pp. 64–76. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 03, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-8-64-76.
2. Kuznetsov B.Yu., Sorokin O.Yu., Vaganova M.L., Osin I.V. Synthesis of model high-temperature ceramic matrices by the method of spark plasma sintering and the study of their properties for the production of composite materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 4 (53), pp. 37–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-37-44.
3. Shestakov A.M. Ceramics based on organo-silicon polymers-precursors: properties and applications (review). *Trudy VIAM*, 2023, no. 2 (120), pp. 113–131. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 03, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-113-131.
4. Parashchenko N.M., Tupikov A.S., Lyzhenkov Z.A., Golovko D.S. Review of Polymer-Derived Ceramics (PDC). Part 1. Preceramic polymers and production of PDC materials. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), pp. 134–151. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 07, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-134-151.
5. Barroso G., Quan L., Rajendra K.B., Günter M. Polymeric and ceramic silicon-based coatings – a review. *Journal of Materials Chemistry A*, 2019, vol. 7, no. 5, pp. 1936–1963. DOI: 10.1039/C8TA09054H.
6. Colombo P., Mera G., Riedel R., Sorarù G.D. Polymer-Derived Ceramics: 40 Years of Research and Innovation in Advanced Ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, vol. 93, no. 7, pp. 1805–1837. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2010.03876.x.
7. Xia A., Yin J., Chen X. et al. Polymer-Derived Si-Based Ceramics: Recent Developments and Perspectives. *Crystals*, 2020, vol. 10, no. 9, p. 824. DOI: 10.3390/cryst10090824.
8. Jia Y., Ajayi T.D., Morales J. et al. Thermal properties of polymer-derived ceramic reinforced with boron nitride nanotubes. *Journal of the American Ceramic Society*, 2019, vol. 102, no. 12, pp. 7584–7593. DOI: 10.1111/jace.16670.
9. Haluschka C., Engel C., Riedel R. Silicon carbonitride ceramics derived from polysilazanes. Part II. Investigation of electrical properties. *Journal of the European Ceramic Society*, 2000, vol. 20, no. 9, pp. 1365–1374. DOI: 10.1016/S0955-2219(00)00009-1.
10. Plachký T., Lenčěš Z., Hric L. et al. Processing and mechanical properties of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> composites employing polymer-derived SiAlOC as sintering aid. *Journal of the European Ceramic Society*, 2010, vol. 30, no. 3, pp. 759–767. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2009.08.014.
11. Ionescu E., Francis A., Riedel R. Dispersion assessment and studies on AC percolative conductivity in polymer-derived Si–C–N/CNT ceramic nanocomposites. *Journal of Materials Science*, 2009, vol. 44, no. 8, pp. 2055–2062. DOI: 10.1007/s10853-009-3304-3.
12. Zhang L., Wang Y., Wei Y. et al. A Silicon Carbonitride Ceramic with Anomalously High Piezoresistivity. *Journal of the American Ceramic Society*, 2008, vol. 91, no. 4, pp. 1346–1349. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2008.02275.x.
13. Riedel R., Toma L., Janssen E. et al. Piezoresistive Effect in SiOC Ceramics for Integrated Pressure Sensors. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, vol. 93, no. 4, pp. 920–924. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2009.03496.x.
14. Xing W., Wilson A.M., Eguchi K. et al. Pyrolyzed Polysiloxanes for Use as Anode Materials in Lithium-Ion Batteries. *Journal of the Electrochemical Society*, 1997, vol. 144, no. 7, pp. 2410–2416. DOI: 10.1149/1.1837828.
15. Saha A., Shah S.R., Raj R., Russek S.E. Polymer-derived SiCN composites with magnetic properties. *Journal of Materials Research*, 2003, vol. 18, no. 11, pp. 2549–2551. DOI: 10.1557/JMR.2003.0356.

16. Hauser R., Francis A., Theismann R., Riedel R. Processing and magnetic properties of metal-containing SiCN ceramic micro- and nano-composites. *Journal of Materials Science*, 2008, vol. 43, no. 12, pp. 4042–4049. DOI: 10.1007/s10853-007-2143-3.
17. Tang B.-Z., Petersen R., Foucher D.A. et al. Novel ceramic and organometallic depolymerization products from poly(ferrocenylsilanes) via pyrolysis. *Journal of the Chemical Society Chemical Communications*, 1993, no. 6, p. 523. DOI: 10.1039/c39930000523.
18. MacLachlan M.J., Ginzburg M., Coombs N. et al. Shaped Ceramics with Tunable Magnetic Properties from Metal-Containing Polymers. *Science*, 2000, vol. 287, no. 5457, pp. 1460–1463. DOI: 10.1126/science.287.5457.1460.
19. Babonneau F., Soraru G.D., D'Andrea G. et al. Silicon Oxycarbide Glasses from Sol-Gel Precursors. *MRS Proceedings*, 1992, vol. 271, p. 789. DOI: 10.1557/PROC-271-789.
20. Sorarù G.D., D'Andrea G., Camprostrini R. et al. Structural Characterization and High-Temperature Behavior of Silicon Oxycarbide Glasses Prepared from Sol-Gel Precursors Containing Si–H Bonds. *Journal of the American Ceramic Society*, 1995, vol. 78, no. 2, pp. 379–387. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1995.tb08811.x.
21. Karakuscu A., Guider R., Pavesi L., Sorarù G.D. White Luminescence from Sol-Gel-Derived SiOC Thin Films. *Journal of the American Ceramic Society*, 2009, vol. 92, no. 12, pp. 2969–2974. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2009.03343.x.
22. Menapace I., Mera G., Riedel R. et al. Luminescence of heat-treated silicon-based polymers: promising materials for LED applications. *Journal of Materials Science*, 2008, vol. 43, no. 17, pp. 5790–5796. DOI: 10.1007/s10853-008-2882-9.
23. Chollon G. Oxidation behaviour of polymer-derived ceramics. *Polymer Derived Ceramics: From Nano-structure to Applications*. Lancaster: Destech Publication, 2010, pp. 292–308.
24. Chollon G. Oxidation behaviour of ceramic fibres from the Si–C–N–O system and related sub-systems. *Journal of the European Ceramic Society*, 2000, vol. 20, no. 12, pp. 1959–1974. DOI: 10.1016/S0955-2219(00)00101-1.
25. Varga T., Navrotsky A., Moats J.L. et al. Thermodynamically Stable  $\text{Si}_x\text{O}_y\text{C}_z$  Polymer-Like Amorphous Ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 2007, vol. 90, no. 10, pp. 3213–3219. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2007.01874.x.
26. Morcos R.M., Navrotsky A., Varga T. et al. Thermodynamically Stable  $\text{Si}_w\text{C}_x\text{N}_y\text{O}_z$  Polymer-Like, Amorphous Ceramics Made from Organic Precursors. *Journal of the American Ceramic Society*, 2008, vol. 91, no. 7, pp. 2391–2393. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2008.02427.x.
27. Morcos R.M., Mera G., Navrotsky A. et al. Enthalpy of Formation of Carbon-Rich Polymer-Derived Amorphous SiCN Ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 2008, vol. 91, no. 10, pp. 3349–3354. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2008.02626.x.
28. Parchovianský M., Parchovianská I., Švančárek P. et al. High-Temperature Oxidation Resistance of PDC Coatings in Synthetic Air and Water Vapor Atmospheres. *Molecules*, 2021, vol. 26, no. 8, p. 2388. DOI: 10.3390/molecules26082388.
29. Wang Y., Fan Y., Zhang L. et al. Polymer-derived SiAlCN ceramics resist oxidation at 1400 °C. *Scripta Materialia*, 2006, vol. 55, no. 4, pp. 295–297. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.05.004.
30. Sorarù G.D., Modena S., Guadagnino E. et al. Chemical Durability of Silicon Oxycarbide Glasses. *Journal of the American Ceramic Society*, 2002, vol. 85, no. 6, pp. 1529–1536. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2002.tb00308.x.
31. Wilson A.M., Zank G., Eguchi K. et al. Pore Creation in Silicon Oxycarbides by Rinsing in Dilute Hydrofluoric Acid. *Chemical Materials*, 1997, vol. 9, no. 10, pp. 2139–2144. DOI: 10.1021/cm970224p.
32. *Production of shaped articles of homogeneous mixtures of silicon carbide and nitride*: pat. 3853567 USA; appl. 02.04.73; publ. 10.12.74.
33. Hasegawa Y., Okamura K. Synthesis of continuous silicon carbide fibre: Part 3 Pyrolysis process of polycarbosilane and structure of the products. *Journal of Materials Science*, 1983, vol. 18, no. 12, pp. 3633–3648. DOI: 10.1007/BF00540736.
34. Yamamura T., Ishikawa T., Shibuya M. et al. Development of a new continuous Si–Ti–C–O fibre using an organometallic polymer precursor. *Journal of Materials Science*, 1988, vol. 23, no. 7, pp. 2589–2594. DOI: 10.1007/BF01111919.

35. Ishikawa T., Kohtoku Y., Kumagawa K. et al. High-strength alkali-resistant sintered SiC fibre stable to 2,200 °C. *Nature*, 1998, vol. 391, no. 6669, pp. 773–775. DOI: 10.1038/35820.
36. Bernard S., Ayadi K., Berthet M.P. et al. Evolution of structural features and mechanical properties during the conversion of poly[(methylamino)borazine] fibers into boron nitride fibers. *Journal of Solid State Chemistry*, 2004, vol. 177, no. 6, pp. 1803–1810. DOI: 10.1016/j.jssc.2004.01.004.
37. Sorarù G.D., Dallapiccola E., D’Andrea G. Mechanical Characterization of Sol-Gel-Derived Silicon Oxycarbide Glasses. *Journal of the American Ceramic Society*, 1996, vol. 79, no. 8, pp. 2074–2080. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1996.tb08939.x.
38. Janakiraman N., Aldinger F. Fabrication and characterization of fully dense Si–C–N ceramics from a poly(ureamethylvinyl)silazane precursor. *Journal of the European Ceramic Society*, 2009, vol. 29, no. 1, pp. 163–173. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2008.05.028.
39. Moraes K.V., Interrante L.V. Processing, Fracture Toughness, and Vickers Hardness of Allylhydridopolycarbosilane-Derived Silicon Carbide. *Journal of the American Ceramic Society*, 2003, vol. 86, no. 2, pp. 342–346. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2003.tb00020.x.
40. Janakiraman N., Aldinger F. Indentation analysis of elastic and plastic deformation of precursor-derived Si–C–N ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, 2010, vol. 30, no. 3, pp. 775–785. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2009.09.006.
41. Bechelany M.C., Proust V., Gervais C. et al. In Situ Controlled Growth of Titanium Nitride in Amorphous Silicon Nitride: A General Route Toward Bulk Nitride Nanocomposites with Very High Hardness. *Advanced Materials*, 2014, vol. 26, no. 38, pp. 6548–6553. DOI: 10.1002/adma.201402356.
42. Bauer A., Christ M., Zimmermann A., Aldinger F. Fracture Toughness of Amorphous Precursor-Derived Ceramics in the Silicon–Carbon–Nitrogen System. *Journal of the American Ceramic Society*, 2001, vol. 84, no. 10, pp. 2203–2207. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2001.tb00988.x.
43. Zimmermann A., Bauer A., Christ M., Cai Y. High-temperature deformation of amorphous Si–C–N and Si–B–C–N ceramics derived from polymers. *Acta Materialia*, 2002, vol. 50, no. 5, pp. 1187–1196. DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00420-7.
44. Riedel R., Mera G., Hauser R., Kloneczynski A. Silicon-Based Polymer-Derived Ceramics: Synthesis Properties and Applications – A Review: Dedicated to Prof. Dr. Fritz Aldinger on the occasion of his 65th birthday. *Nippon Seramikkusu Kyokai gakujutsu ronbunshi*, 2006, vol. 114, no. 1330, pp. 425–444. DOI: 10.2109/jcersj.114.425.
45. Riedel R., Ruswisch L.M., An L., Raj R. Amorphous Silicoboron Carbonitride Ceramic with Very High Viscosity at Temperatures above 1500 °C. *Journal of the American Ceramic Society*, 1998, vol. 81, no. 12, pp. 3341–3344. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1998.tb02780.x.
46. Zhitnyuk S.V., Medvedev P.N., Sorokin O.Yu., Kachaev A.A. Formation of crystallographic texture in polycrystalline ceramics as a way to enhance properties (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 5 (111), pp. 74–86. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 07, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-74-86.
47. Butuzov A.V., Semina A.V. Preceramic polymers for the production of ceramic products by vat photopolymerization. Part 1. Methods of production and properties. *Trudy VIAM*, 2025, no. 3 (145), pp. 70–88. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 07, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-3-70-88.

#### Информация об авторах

**Парашенко Никита Макарович**, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru); студент, РХТУ им. Д.И. Менделеева, [pochta@muctr.ru](mailto:pochta@muctr.ru)  
**Тупиков Антон Сергеевич**, доцент, к.х.н., РХТУ им. Д.И. Менделеева, [pochta@muctr.ru](mailto:pochta@muctr.ru)

#### Information about the authors

**Nikita M. Parashchenko**, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru); Student, D.I. Mendeleev Russian State Technical University, [pochta@muctr.ru](mailto:pochta@muctr.ru)  
**Anton S. Tupikov**, Associate Professor, Candidate of Sciences (Chem.), D.I. Mendeleev Russian State Technical University, [pochta@muctr.ru](mailto:pochta@muctr.ru)

Статья поступила в редакцию 10.10.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.11.2025.  
The article was submitted 10.10.2025; approved and accepted for publication after reviewing 27.11.2025.