

УДК 544.016, 621.793

Обзорная статья

<https://doi.org/10.32603/2071-8985-2024-17-10-5-16>

## Исследование влияния элементного состава покрытий системы Al-Si-N на их механические и оптические свойства

У Шаша, С. П. Бычков✉

Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана, Москва, Россия

✉ bychkov@bmstu.ru

**Аннотация.** Рассмотрены закономерности формирования нанокompозитной структуры  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN}$  и твердого раствора  $\text{Al}_{1-x}\text{Si}_x\text{N}$  в диаграмме состояния покрытий системы Al-Si-N. Представлен литературный обзор по определению элементного состава покрытий системы Al-Si-N, имеющих отличные механические и оптические характеристики. Полученные данные о прозрачных упрочняющих покрытиях системы Al-Si-N сопоставлены с диаграммой состояния. Определены интересные интервалы концентрации компонентов покрытий для экспериментов, цель которых заключается в воспроизводимом получении высококачественных покрытий системы Al-Si-N с заданными высокими прочностью и прозрачностью.

**Ключевые слова:** диаграмма состояния, покрытия системы Al-Si-N, нанокompозитная структура, твердый раствор  $\text{Al}_{1-x}\text{Si}_x\text{N}$

**Для цитирования:** Шаша У, Бычков С. П. Исследование влияния элементного состава покрытий системы Al-Si-N на их механические и оптические свойства // Изв. СПбГЭТУ «ЛЭТИ». 2024. Т. 17, № 10. С. 5–16. doi: 10.32603/2071-8985-2024-17-10-5-16.

**Конфликт интересов.** Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Review article

## Investigation of the Influence of Elemental Composition of Al-Si-N Coatings System on Their Mechanical and Optical Properties

U Shasha, S. P. Bychkov ✉

Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia

✉ bychkov@bmstu.ru

**Abstract.** The regularities of formation of nanocomposite structures  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN}$  and  $\text{Al}_{1-x}\text{Si}_x\text{N}$  solid solutions in the state diagram of the Al-Si-N coating system were considered. A literature review on determining the elemental composition of Al-Si-N coatings system with excellent mechanical and optical properties was presented. The obtained data on transparent hardening coatings of Al-Si-N system were compared with the state diagram. The concentration range of the coating composition for experiment with the aim of reproducibly obtaining high-quality Al-Si-N coatings with specified strength and transparency were determined.

**Keywords:** state diagram, Al-Si-N system coatings, nanocomposite structure, solid solution  $\text{Al}_{1-x}\text{Si}_x\text{N}$

**For citation:** Shasha U, Bychkov S. P. Investigation of the Influence of Elemental Composition of Al-Si-N Coatings System on Their Mechanical and Optical Properties // LETI Transactions on Electrical Engineering & Computer Science. 2024. Vol. 17, no. 10. P. 5–16. doi: 10.32603/2071-8985-2024-17-10-5-16.

**Conflict of interest.** The authors declare no conflicts of interest.

**Введение.** На сегодняшний день нанокompозитные упрочненные покрытия системы Me–Si–N (Me = переходные металлы Ti, Cr, Zr и т. д.), образованные нанозернами MeN, окруженными аморфной матрицей Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, привлекают большой исследовательский интерес благодаря своим превосходным механическим свойствам и становятся одним из актуальных направлений дальнейшего развития в области защитных покрытий, которые широко применяются во многих отраслях промышленности. При этом покрытия системы Al–Si–N привлекают особое внимание благодаря своим уникальным оптическим свойствам. Покрытия системы Al–Si–N демонстрируют уникальное сочетание высокой твердости и термостойкости, оптической прозрачности в видимом диапазоне длин волн и одновременно высокой отражающей способности в инфракрасном диапазоне. Это обеспечивает возможность их широкого применения в различных областях, включая солнечные батареи, излучающие устройства (плоскопанельные дисплеи и светоизлучающие диоды), низкоэмиссионные прозрачные тепловые зеркала, оборудования для литографии, устойчивые к окислению и царапинам поверхности, окна автомобилей и др.

Для получения покрытий Al–Si–N с качественными характеристиками важно определение стехиометрического соотношения алюминия, кремния и азота, которое обеспечит максимальную твердость и оптическую прозрачность покрытия.

При определении требуемого соотношения химических элементов в структуре покрытия существенную помощь оказывают диаграммы состояния. Они визуализируют специфические фазы и их относительные количества, которые могут образовываться при определенных температурах и соотношениях исходных компонентов.

**Диаграмма состояния системы Al–Si–N.** При изучении диаграммы состояния системы Al–Si–N было обнаружено, что существуют два различных подхода к описанию фазового состояния данной системы. Согласно первому подходу, на равновесной фазовой диаграмме присутствуют две не смешивающиеся смеси AlN и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> без каких-либо тройных соединений или твердых растворов, альтернативная точка зрения утверждает, что образуется твердый раствор Al<sub>1-x</sub>Si<sub>x</sub>N.

В [1] с помощью модели идеального жидкофазного раствора предсказали фазовую диаграмму системы Al–Si–N на основе известных свойств

чистого Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN. Рассчитано, что эвтектическая температура системы Al–Si–N составляет 1996 °С, при этом молярная доля AlN – 64.3 %. Предотвратить сублимационный распад эвтектической жидкости можно только при давлении газа выше 6.7 бар, т. е. при атмосферном давлении не существует эвтектических жидкостей Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–AlN. При интересующих температурах от комнатной до ~1000 °С для получения покрытий системы Al–Si–N и атмосферном давлении AlN и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> практически не смешиваются и удовлетворяют основным условиям образования нанокompозитных материалов. В [2] были получены аналогичные результаты изучения диаграммы состояния тройной системы Al–Si–N, которые показали, что в данной системе не существует ни тройных соединений, ни твердых растворов. При наличии достаточного количества азота образуется смесь AlN и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, что можно объяснить тем, что исследования проводились в специфических условиях, обеспечивающих заданную стехиометрию азота и низкое содержание примесей, поэтому в условиях, близких к равновесным, синтезированный материал обычно представляет собой смесь этих двух фаз. Данные результаты согласуются с более ранней публикацией 1978 г. [3], в которой тонкие покрытия двухфазных смесей AlN и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> были осаждены методом химического осаждения из паровой фазы (CVD) при температурах 600...1100 °С. Ненгу и соавторы [4] в 1993 г. тоже получили соосаждение Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–AlN методом химического осаждения из паровой фазы при низком давлении (LPCVD) и температуре 980...1100 °С. В [5] применили схожий метод LPCVD для осаждения тонких покрытий Al–Si–N на поверхности SiC при 1000...1320 °С и тоже обнаружили, что полученный продукт представляет собой смесь кристаллического AlN и аморфного Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

На рис. 1 показана диаграмма состояния системы Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–AlN при давлении 1 бар, рассчитанная с учетом параметров газовой фазы [1]. Термодинамические характеристики показывают, что из нитрида кремния с высокой степенью превращения образуется нитрид алюминия и твердый кремний при реакции с расплавом алюминия по реакционной формуле: Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> + 4Al = 4AlN + 3Si. Однако образовавшийся тонкий слой AlN выступает в качестве сильного диффузионного барьера, что затрудняет достижение термодинамического равновесия. При высокой температуре и доста-

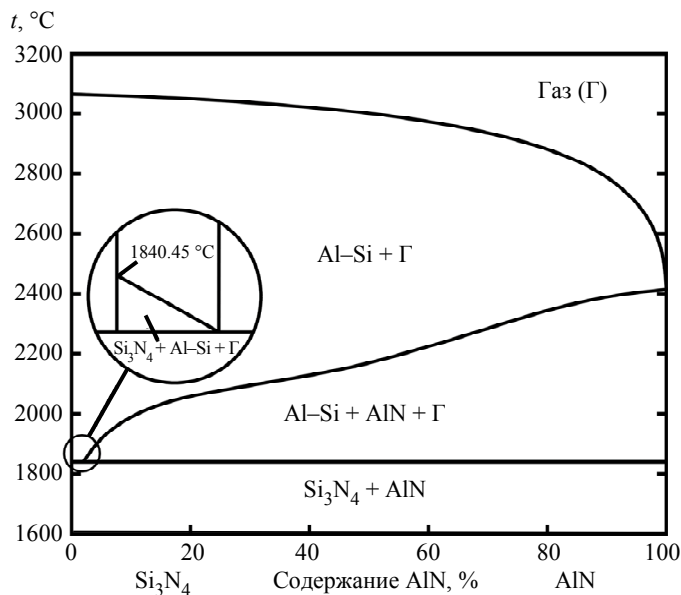
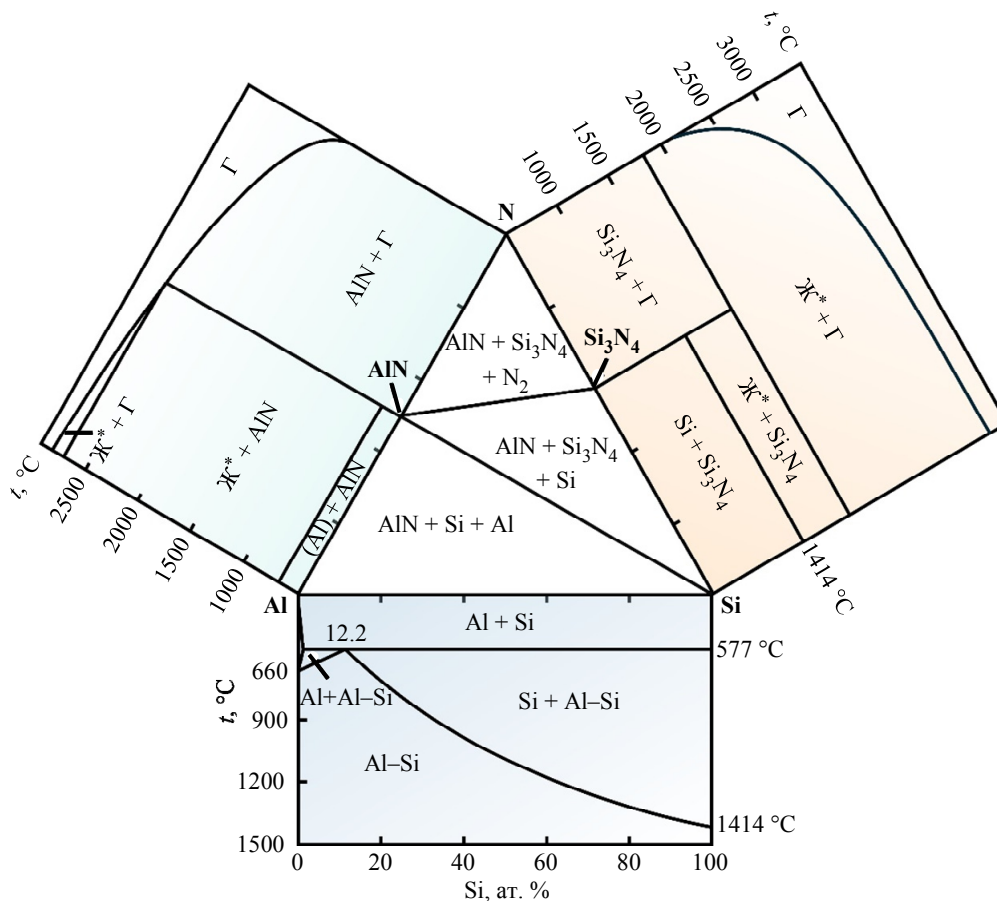


Рис. 1. Диаграмма состояния  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN}$  [1]

Fig. 1. State diagram of  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN}$  [1]



\* Ж – жидкое состояние

Рис. 2. Изотермическое сечение диаграммы состояния тройной системы Al-Si-N при 500 °C и диаграммы состояния каждой бинарной системы [1], [7]–[9]

Fig. 2. Isothermal cross section of the Al-Si-N ternary system at 500 °C and state diagrams of each binary system [1], [7]–[9]

точно низком давлении азота  $\text{Si}_3\text{N}_4$  может диссоциировать на  $\text{N}_2$  и твердый Si, а образованный твердый Si также может растворяться в жидком

Al с образованием металлических жидкостей Al-Si [6]. На рис. 2 показано изотермическое сечение диаграммы тройной системы Al-Si-N при 500 °C

Табл. 1. Характеристики твердых фаз в системе Al-Si-N  
Tab. 1. Characteristics of solid phases in Al-Si-N system

Фаза	Символ Пирсона	Пространственная группа	Параметры решетки (т. е. размеры ребер элементарной ячейки), нм	Длина связей, нм	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Источники
Вюрцит-AlN	hP4	P6 <sub>3</sub> mc (186)	a = 0.311 c = 0.498	Al-N 0.189, 0.192	3.261	Карточка JCPDS-ICDD № 25-1133 [10]
α-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	hP28	P31c (159)	a = 0.776 c = 0.562	Si-N 0.172...0.176	3.190	Карточка JCPDS-ICDD № 9-250 [11]
β-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	hP14	P6 <sub>3</sub> /m (176)	a = 0.760 c = 0.291	Si-N 0.173	3.190	Карточка JCPDS-ICDD № 33-1160 [12]
Al	cF4	Fm $\bar{3}$ m (225)	a = 0.405	Al-Al 0.279	2.697	Карточка JCPDS-ICDD № 4-787 [13]
Si	cF8	Fd $\bar{3}$ m (227)	a = 0.543	Si-Si 0.235	2.330	Карточка JCPDS-ICDD № 5-565 [13]

и диаграммы состояния каждой из бинарных систем Al-N, Al-Si и Si-N. В табл. 1 приведены стабильные твердые фазы в системе Al-Si-N с указанием характеристик кристаллической структуры для каждой фазы.

Однако существует ряд исследований, которые не согласуются с приведенной равновесной диаграммой состояния Al-Si-N. В [14], [15] исследовали систему Al-Si-N в виде легированного кремнием AlN и показали, что при добавлении Si в AlN атомы Al постепенно замещаются Si в участках решетки AlN с образованием твердого раствора Al<sub>1-x</sub>Si<sub>x</sub>N, который проявляет характеристики кристаллической структуры AlN и достигает предела растворимости при содержании Si до 6 ат. %. После этого атомы Si больше не легируются в решетку AlN, а сегрегируют на границах зерен с образованием аморфного слоя Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, и тогда тонкопленочный материал проявляет себя как нанокompозитный материал Al<sub>0.88</sub>Si<sub>0.12</sub>N/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. При дальнейшем увеличении содержания Si он постепенно трансформируется в аморфную структуру с преобладающей фазой Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Обнаружено [14], что замещение атомов Si в решетке AlN сопровождается уменьшением параметров решетки и длин связей. Согласно результатам рентгеновского дифракционного анализа, дифракционный пик AlN постепенно смещается к более высоким углам 2θ с увеличением содержания Si, что свидетельствует о линейном уменьшении параметра решетки и длины связей Al-N в решетке AlN, и стабилизируется при до-

стижении содержания Si до 6 ат. %. Возможные связи, образованные атомами Si в тройной системе Al-Si-N, включают связи Si-Al (0.243 нм [16]), Si-N (~0.173 нм) и Si-Si (0.235 нм), из которых только связь Si-N короче связи Al-N (0.189 и 0.192 нм), что следует из табл. 1. Кроме того, не обнаружено никаких признаков образования связей Si-Si и Al-Si, поэтому уменьшение длин связей происходит в основном за счет перехода от связей Al-N к связям Si-N, что свидетельствует о замещении атомов Al в участках решетки AlN атомами Si с образованием твердого раствора Al<sub>1-x</sub>Si<sub>x</sub>N. Длины связей по содержанию Si также были оценены с помощью линейной интерполяции между связями Al-N и Si-N [14], т. е. по закону Вегарда [17], который представляет собой эмпирическое приближение, предполагающее линейную зависимость между параметрами кристаллической решетки сплава и концентрацией составляющих элементов при постоянной температуре, и подходит только для элементов с малой разницей в размерах атомов. Учитывая, что атомные радиусы алюминия лишь немного больше, чем кремния (0.125 и 0.110 нм [18] соответственно), продемонстрировано, что закон Вегарда целесообразно использовать для оценки средних длин связей твердого раствора Al<sub>1-x</sub>Si<sub>x</sub>N. Было установлено, что результаты расчетов Pelisson и др. хорошо согласуются с законом Вегарда, что подкрепляет утверждение об образовании твердого раствора Al<sub>1-x</sub>Si<sub>x</sub>N. Также было обнаружено, что условия осаждения практически не влияют на предел рас-

творимости Si, который составляет 6 ат. % для всех образцов, осажденных методом несбалансированного реактивного магнетронного распыления при температуре осаждения 200...500 °С.

В [19] показано, что легирование атомов Si в решетку AlN приводит к искажению и усадке решетки, в основном из-за разницы в размерах атомов Si и Al и специфики их связей с атомами N. Атомный радиус Al немного больше, чем у Si, и при замещении Al атомом Si пространство внутри замещенной области становится более плотным, в то время как связи Si–N короче и более ковалентны по своей природе, что может привести к усадке решетки и увеличению напряжений внутри нее. Кроме того, в системах AlN Al обычно обладает степенью окисления  $3^+$ , а N – в состоянии окисления  $3^-$ . Если атомы Al заменены атомами Si (общая степень окисления которых равна  $4^+$ ), то это приводит к увеличению плотности локального заряда, поскольку атомам Si требуется дополнительный электрон для достижения электронной конфигурации, удовлетворяющей их степени окисления  $4^+$ . По механизму компенсации зарядов заряженные дефекты в кристалле действуют как акцепторы, уравнивая общий заряд решетки за счет компенсации избыточного заряда, приносимого Si, что влияет на силы взаимодействия между атомами, дополнительно способствуя регулированию и сжатию параметров решетки. В [19] также отмечается, что растворимость Si в AlN относительно низка (до 6 ат. %) из-за отсутствия стабильных кристаллических форм, которые могли бы разумно разместить промежуточные компоненты Al–Si–N. За пределом указанной растворимости невозможно включить больше атомов Si по механизму твердого раствора без разрушения кристаллической симметрии AlN, так как при этом появятся значительные искажения и произойдет фазовое разделение.

Данный факт подтверждается исследованием [20], где легированные Si слои AlN были выращены на подложке SiC методом металлоорганической паровозной эпитаксии (MOVPE) низкого давления при температуре 900 °С. Результаты Оже-электронной спектроскопии показывают, что по сравнению с недопированным AlN содержание азота в Si-допированном AlN остается неизменным, а молярная доля Si быстро увеличивается на 4 %, в то время как содержание Al уменьшается на те же 4 %, что можно объяснить замещением атомов Al атомами Si в решетке AlN. Это под-

тверждает образование твердого раствора тройного сплава  $Al_{1-x}Si_xN$ , при этом предел растворимости достигается при увеличении молярной доли Si до 12 % (6 ат. % Si).

В [21] вырастили покрытия AlN, легированные Si, на сапфировых подложках методом плазменной молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) при температуре 860 °С. Было показано, что выращивание легированного Si–AlN в условиях, богатых азотом, позволяет легче легировать Si. Напротив, при условиях, богатых Al, что препятствует легированию Si, атомы Si будут стремиться к поляризации на поверхности AlN. В этой же публикации показано, что равномерно легированные кремнием слои AlN были получены при концентрациях до  $5.23 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$  (5.4 ат. %) в условиях роста, богатых азотом, однако во всем диапазоне концентраций не было обнаружено признаков насыщения кремнием, и поэтому вышеуказанные концентрации не были определены как предел растворимости. Данный результат не согласуется с равновесной диаграммой, что, вероятно, связано с тем, что реальный процесс роста при молекулярно-лучевой эпитаксии, как правило, происходит в неравновесных условиях.

В [22] нанокompозитные покрытия (Al, Si)N были получены методом радиочастотного магнетронного распыления при температуре 250 °С и показано, что с увеличением содержания Si рентгеновские дифракционные пики AlN постепенно смещаются к более высоким углам  $2\theta$ , что может четко свидетельствовать о замещении атомов Si в решетке AlN. Линейное сужение решетки было подтверждено линейной аппроксимацией, но в отличие от [14] линейное сужение решетки AlN было устойчивым во всем диапазоне исследованного содержания Si (0...35 ат. %), и поэтому не удалось предсказать предел растворимости Si, что по мнению авторов требует более детальных микроструктурных исследований и точного локального анализа состава.

Таким образом, на основании проанализированных исследований, представляется возможным сделать вывод о том, что результаты образования тройных твердых растворов за счет растворения низкого содержания Si в AlN достоверны, поскольку во время реальных осадений материалы обычно растут вдали от условий теплового равновесия и, следовательно, могут появляться фазы, отличные от ожидаемых по опубликованной идеальной диаграмме.

**Корреляция диаграммы состояния системы Al–Si–N с элементными составами.** С увеличением содержания Si покрытия Al–Si–N трансформируются из кристаллической структуры в рентгеноаморфную. При определенном содержании Si формируется плотная нанокompозитная структура, образованная нанокристаллическими зернами достаточно малого размера, окруженными аморфной матрицей Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> толщиной от одно до двухатомных слоев, при этом покрытие проявляет более высокие механические свойства, чем однофазные материалы, что можно интерпретировать как упрочнение границ зерен, вызванное уменьшением размера зерна в соответствии с соотношением Холла–Петча, и упрочнение нанокompозитных структур. Однако при высоком содержании Si формируются структуры с преобладанием аморфной фазы, что приводит к снижению механических свойств. Поэтому важно определить интервал концентраций Si в тройной системе Al–Si–N, эффективный для получения оптимальных свойств, и исключить неэффективные участки при более высоких и низких концентрациях. Содержание N в покрытии – также важный фактор, влияющий на его свойства. Согласно диаграмме состояния Al–Si–N (рис. 2), с увеличением содержания азота покрытие постепенно превращается из богатой Al и Si структуры в нанокompозитную, поэтому для обеспечения полного азотирования с образованием нитридов необходимо обеспечить содержание N ~50 ат. % или выше в системе Al–Si–N. Однако следует иметь в виду, что высокое содержание азота может привести к ухудшению свойств из-за деградации структуры покрытия до аморфной вследствие окислительной коррозии, поэтому следует следить за тем, чтобы не перегружать покрытие слишком большим количеством N.

Научно-исследовательская группа из г. Томска (Россия) провела множество детальных исследований покрытий системы Al–Si–N. В [23] покрытия Al–Si–N были осаждены методом импульсного магнетронного распыления (PMS) при температуре 360 °C и установлено, что покрытия с высоким содержанием Al (10.7 ат. % Si, 36 ат. % Al и 53.5 ат. % N) значительно повышают твердость стеклянной подложки (в 3.6 раза с 8.27 до 29.41 ГПа), в то время как покрытия с низким содержанием Al (61.2 ат. % Si, 3 ат. % Al и 35.8 ат. % N) демонстрируют меньшее повышение (до 16.3 ГПа), что, очевидно, связано с нанокompозитной и аморфной структурами соответ-

ственно. В [24] получили подобную максимальную твердость 27.3 ГПа для покрытий Al–Si–N элементного состава: 13 ат. % Si, 34 ат. % Al и 53 ат. % N, нанесенных методом PMS при температуре 390 °C. В [25] с помощью метода PMS при температуре 297 °C сформировали на кварцевых подложках покрытия Si–Al–N и показали, что покрытия с элементным составом 10.6 ат. % Si, 36.6 ат. % Al и 52,8 ат. % N имеют нанокompозитную структуру с твердостью 31.2 ГПа. В [26] нанокompозитные покрытия Al–Si–N с химическим составом 9 ат. % Si, 25 ат. % Al и 66 ат. % N были осаждены на подложку кварцевого стекла методом PMS при температуре 287 °C, при этом получена максимальная твердость 30 ГПа. Похожие результаты подтверждаются в [27], где нанокompозитное покрытие Al–Si–N с химическим составом 12 ат. % Si, 39 ат. % Al и 49 ат. % N с максимальной твердостью 30 ГПа было нанесено на стеклянную подложку методом PMS при температуре 290 °C.

В [14] получили Al–Si–N-покрытия с содержанием Si до 23 ат. % и постоянным содержанием азота 50 ± 2 ат. % методом магнетронного распыления постоянного тока (DCMS) при температурах 200 и 500 °C, при этом температура осаждения не оказала существенного влияния на механические свойства покрытий, а максимальная твердость 30 ГПа была получена в покрытиях Al–Si–N с содержанием Si порядка 10 ат. %. При более высоком Si толщина слоя Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> увеличивается, покрытия становятся рентгеноаморфными, химические и механические свойства покрытий постепенно приближаются к свойствам чистого Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

В [28] осаждали покрытия Al<sub>x</sub>Si<sub>1-x</sub>N на медные подложки методом импульсного DCMS при температуре 350 °C и обнаружили, что покрытия Al<sub>0.74</sub>Si<sub>0.26</sub>N (т. е. 13 ат. % Si, 37 ат. % Al и 50 ат. % N) обладают твердостью 24,6 ГПа, которая превосходит твердость покрытий с высоким содержанием Si (Al<sub>0.11</sub>Si<sub>0.89</sub>N с твердостью 20.2 ГПа) и с низким содержанием Si (Al<sub>0.88</sub>Si<sub>0.12</sub>N с твердостью 10.9 ГПа), так как они демонстрируют двухфазную структуру нанокристаллов Al<sub>x</sub>Si<sub>1-x</sub>N, внедренных в фазу организации Si<sub>x</sub>N<sub>y</sub>, аморфную структуру с преобладанием фазы Si<sub>x</sub>N<sub>y</sub> и структуру твердого раствора с растворенным в AlN кремнием при низком Si соответственно.

Исследование Lewin и его сотрудников [29] показало похожие результаты: покрытия Al–Si–N, полученные методом импульсного магнетронного распыления высокой мощности (HiPIMS) при

температуре 200 °С, приобретают максимальную твердость 27.5 ГПа при элементном составе 7.1 ат. % Si, 39.4 ат. % Al и 53.5 ат. % N.

В [30] провели исследование свойств покрытий Al–Si–N с содержанием Si до 9.2 вес. % (6.5 ат. %), осажденных методом DCMS при температуре 400 °С, и установили, что твердость чистого покрытия AlN составляет 14.3 ГПа, при содержании 4.5 ат. % Si и 56.8 ат. % N твердость резко возрастает до максимального значения 27.7 ГПа за счет образования нанокompозитных структур, а затем при дальнейшем увеличении содержания Si до 6.5 ат. % снижается на 21 ГПа несмотря на то, что покрытия с таким содержанием компонентов все еще сохраняют мелкозернистую нанокристаллическую структуру в аморфной матрице. Более низкая твердость в данном случае может объясняться тем, что твердость является комбинированной функцией количества кристаллических и тканевых фаз, причем уплотнение тканевой фазы приводит к ухудшению твердости.

В исследовании [31] было показано, что твердость 31 ГПа была получена для покрытий Al–Si–N

с элементным составом 23.2 ат. % Si и 63 ат. % N, осажденных реактивным магнетронным распылением радиочастотного тока (RFMS) при 250 °С, что объясняется механизмом упрочнения нанокompозитных структур с более мелкими зернами и плотными границами зерен, которые препятствуют движению дислокаций и расширению трещин. Данное компонентное содержание находится в верхней части диаграммы состояния системы Al–Si–N (рис. 2), что соответствует образованию композитных фаз AlN и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

Таким образом, предельное значение содержания Si для получения высоких значений твердости покрытий варьируется в разных работах. Это различие может быть связано с различием в способах и режимах осаждения покрытий. При этом структура покрытия, полученная при заданном содержании состава, должна представлять собой нанокompозитную структуру, состоящую из нанокристаллической и тонкой аморфной фаз, т. е. находиться в средневерхней части диаграммы состояния, как показано на рис. 3. Рисунок построен посредством совмещения концентраций компонен-

Табл. 2. Элементный состав и механические свойства покрытий Al-Si-N в литературных источниках  
Tab. 2. Elemental composition and mechanical properties of Al-Si-N coatings in literature sources

Источник	Метод осаждения покрытий	Подложка/ температура, °С	Элементный состав покрытий		Механические свойства
			ат. %	масс. доля, %	
[31]	RFMS	Стекло/250	Si <sub>23.2</sub> Al <sub>13.8</sub> N <sub>63</sub>	Si <sub>34.2</sub> Al <sub>19.5</sub> N <sub>46.3</sub>	*H <sub>max</sub> = 31 ГПа, E = 177 ГПа, We = 92.5 %
[30]	DCMS	Si и стекло/400	Si <sub>4.5</sub> Al <sub>38.7</sub> N <sub>56.8</sub>	Si <sub>6.4</sub> Al <sub>53.1</sub> N <sub>40.5</sub>	*H <sub>max</sub> = 27.7 ГПа, E = 317 ГПа, We = 50 %
[28]	Импульсный DCMS	Cu/77	Si <sub>13</sub> Al <sub>37</sub> N <sub>50</sub>	Si <sub>17.7</sub> Al <sub>48.4</sub> N <sub>33.9</sub>	H <sub>max</sub> = 24.6 ± 2.1 ГПа, E = 228 ± 11 ГПа
[27]	PMS	Стекло/290 ± 10	Si <sub>12</sub> Al <sub>39</sub> N <sub>49</sub>	Si <sub>16.2</sub> Al <sub>50.7</sub> N <sub>33.1</sub>	H <sub>max</sub> = 30 ГПа, We = 70 %
[25]	PMS	Кварцевое стекло/297 ± 10	Si <sub>10.6</sub> Al <sub>36.6</sub> N <sub>52.8</sub>	Si <sub>14.7</sub> Al <sub>48.8</sub> N <sub>36.5</sub>	H <sub>max</sub> = 31.2 ± 2.4 ГПа, E = 258.1 ± 3.2 ГПа, We = 88 %
[26]	PMS	Стекло/287 ± 15	Si <sub>9</sub> Al <sub>25</sub> N <sub>66</sub>	Si <sub>13.7</sub> Al <sub>36.4</sub> N <sub>49.9</sub>	H <sub>max</sub> = 30 ГПа, E = 246 ГПа, We = 73 %
[23]	PMS	Кварцевое стекло/360	Si <sub>10.7</sub> Al <sub>36</sub> N <sub>53.5</sub>	Si <sub>14.9</sub> Al <sub>48.1</sub> N <sub>37.1</sub>	H <sub>max</sub> = 29.41 ± 0.98 ГПа, E = 247.01 ± 4.25 ГПа, We = 76 %
[24]	PMS	Кварцевое стекло/390	Si <sub>13</sub> Al <sub>34</sub> N <sub>53</sub>	Si <sub>18</sub> Al <sub>45.3</sub> N <sub>36.7</sub>	H <sub>max</sub> = 27.3 ± 0.7 ГПа, We = 78 %
[29]	HiPIMS	Кварцевое стекло/200	Si <sub>7.1</sub> Al <sub>39.4</sub> N <sub>53.5</sub>	Si <sub>9.9</sub> Al <sub>52.8</sub> N <sub>37.3</sub>	H <sub>max</sub> = 27.5 ± 1.7 ГПа, E = 202 ± 8 ГПа
[14]	DCMS	Si/200 и 500	Si <sub>10.4</sub> Al <sub>37.5</sub> N <sub>52.1</sub>	Si <sub>14.4</sub> Al <sub>49.8</sub> N <sub>35.9</sub>	H <sub>max</sub> = 30 ГПа, E = 300 ГПа

\* H<sub>max</sub> – максимальное значение твердости; E – модуль упругости; We – упругое восстановление.

тов, обеспечивших оптимальные значения твердости в ряде публикаций, перечисленных в табл. 2, с диаграммой состояния Al–Si–N (см. рис. 2).

Таким образом, исходя из данных, представленных в табл. 2 и на рис. 3, следует отметить, что в большинстве исследований максимальные механические свойства покрытий системы Al–Si–N были получены в составах выделенной области, обозначенной на рис. 3, которая расположена в средневверхней части диаграммы состояния, где низкое содержание кремния (4–23 ат. %) и умеренно высокое количество азота (49–66 ат. %) достаточно для полного азотирования с формированием двухфазной композитной структуры из AlN и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. При повышении содержания кремния и недостаточном количестве азота происходит образование большего количества мономеров кремния и покрытия ведут себя, как аморфная структура, что ухудшает механические свойства покрытий.

При создании перспективных прозрачных защитных покрытий следует также учитывать влияние элементного состава покрытий системы Al–Si–N на их оптические свойства. Томские ученые в [23] отметили, что спектры светопропускания покрытий Al–Si–N толщиной ~3 мкм, осажденных на подложки кварцевого стекла при различном элементном составе, существенно различаются. Покрытия с высоким содержанием Al в

кристаллическом состоянии (10,7 ат. % Si, 36 ат. % Al) характеризуются высоким средним значением прозрачности ~80 % в видимой области при длинах волн 380...780 нм, тогда как покрытия с низким содержанием Al в аморфном состоянии (61,2 ат. % Si, 3 ат. % Al) значительно менее прозрачны, среднее значение пропускания составляет всего ~45 % из-за чрезмерного содержания мономеров Si. Однако в ряде других статей было показано, что светопропускание покрытия не зависит от количества кремния. В [14] показали, что средний коэффициент пропускания покрытий толщиной ~1 мкм при содержании Si от 2,5 до 18 ат. % был постоянным на уровне ~80 % на видимых длинах волн более 300...330 нм, и не наблюдалось никакого влияния состава на поведение поглощения. Аналогично, в [29] было отмечено, что покрытия толщиной 0,4...1,2 мкм, полученные различными методами осаждения (DCMS и HiPIMS) при различном содержании Si (3...16 ат. %), демонстрируют одинаково высокий коэффициент пропускания >80 % в видимом диапазоне длин волн выше 300 нм. В [30] пропускание покрытия чистого AlN в видимом диапазоне составляет около 85 %, а с добавлением Si до 6,5 ат. % (при толщине ~3 мкм) наблюдается незначительное снижение до ~80 %, но также практически не зависит от содержания Si.

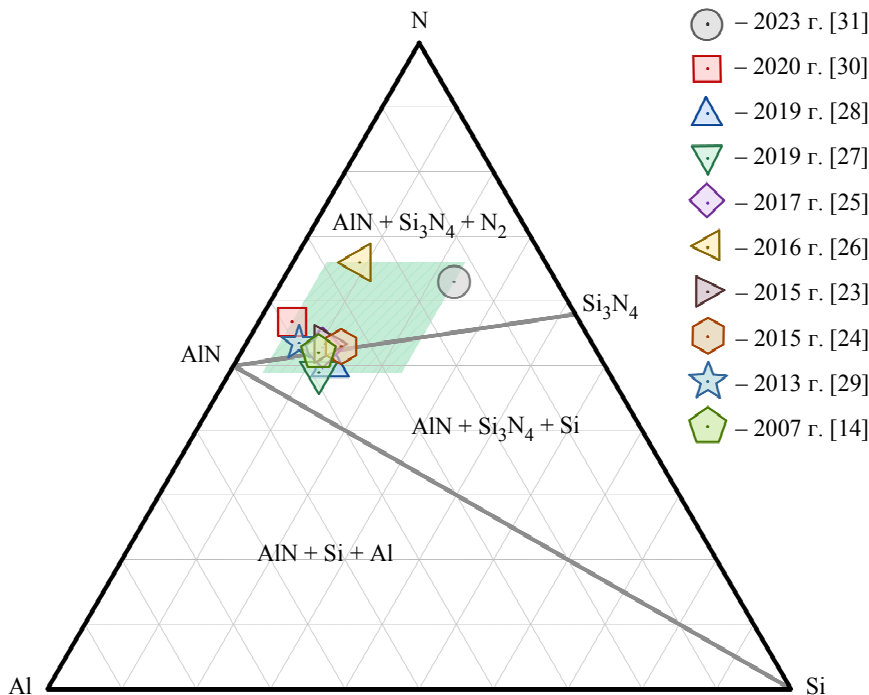


Рис. 3. Элементный состав покрытий Al–Si–N на диаграмме состояния (по литературным источникам)  
Fig. 3. Elemental composition of Al–Si–N coatings on the status diagram (according to literature sources)



Исходя из приведенных ранее литературных данных, следует, что покрытие системы Al–Si–N высокопрозрачное (>80 %) в видимом диапазоне длин волн. При добавлении Si светопропускание AlN-покрытия незначительно снижается. Более того, можно утверждать, что небольшие изменения содержания Si не влияют на оптические характеристики покрытия значимым образом, т. е. состояние структуры покрытий несущественно влияет на светопропускание в широком интервале соотношений элементов. Однако при крайне высоком содержании Si точка элементного состава покрытий уже располагается в правой части диаграммы состояния системы Al–Si–N (рис. 3), что приводит к увеличению содержания мономеров Si в покрытии и, соответственно, к ухудшению оптических свойств. Кроме того, необходимо обеспечить достаточное количество азота для образования полностью азотированной фазы, т. е. фазы с отсутствующими свободными (непрореа-

гировавшими) атомами, которые могут повлиять на оптическую прозрачность системы покрытий.

**Заключение.** Для получения покрытий Al–Si–N с качественными характеристиками необходимо обеспечить низкое содержание в них кремния и достаточно высокое – азота. Для уточнения результатов предполагается провести более детальные экспериментальные исследования, взяв интервалы концентраций в пределах содержания кремния 4...23 ат. % (в большинстве источников рекомендуется в интервале 7...13 ат. %) и азота 49...66 ат. % (главным образом, в интервале 49...53 ат. %) в покрытии Al–Si–N для определения предела растворения Si в AlN при малых концентрациях кремния, воспроизводимого определения состава и соответствующей ему прочности образуемых покрытий, выяснения других закономерностей изменения структуры и свойств покрытий в зависимости от элементного состава.

#### Список литературы

- Hillert M., Jonsson S. Prediction of the Al-Si-N System // CALPHAD. 1992. Vol. 4. P. 199–205. doi: 10.1016/0364-5916(92)90008-L.
- Phase equilibria and structural chemistry in the ternary systems M–Si–N and M–B–N (M = Al, Cu, Zn, Ag, Cd, In, Sn, Sb, Au, Tl, Pb, Bi) / F. Weitzer, K. Remschmig, J. C. Schuster, P. Rogl // J. of Materials Research. 1990. Vol. 5(10). P. 2152–2159. doi: 10.1557/JMR.1990.2152.
- Zirinsky S., Irene E. A. Selective studies of chemical vapor-deposited Aluminum nitride-silicon nitride mixture films // J. of the Electrochem. Society. 1978. Vol. 125(2). P. 305–14. doi: 10.1149/1.2131433.
- A study of AlN-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> codeposits using the LPCVD technique / F. Henry, B. Armas, M. Balat, R. Berjoan, C. Combescure // Le J. de Physique IV. 1993. Vol. 3(C3). P. C3-519–C3-526. doi: 10.1051/jp4:1993372.
- Nanostructure and local chemical composition of AlN-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> layers grown by LPCVD / A. Mazel, P. Marti, F. Henry, B. Armas, R. Bonnet, M. Loubradou // Thin Solid Films. 1997. Vol. 304(1-2). P. 256–266. doi: 10.1016/s0040-6090(97)00221-6.
- Corrosion of technical ceramics by molten aluminium / U. Schwabe, L. R. Wolff, F. J. J. Van Loo, G. Ziegler // J. of the Eur. Ceramic Society. 1992. Vol. 9(6). P. 407–415. doi: 10.1016/0955-2219(92)90101-i.
- Wriedt H. A. The Al–N (Aluminum-Nitrogen) system // Bull. of Alloy Phase Diagrams. 1986. Vol. 7(4). P. 329–333. doi: 10.1007/BF02873001.
- Thermodynamic assessment of the Si–N system / X. Ma, C. Li, F. Wang, W. Zhang // Calphad. 2003. Vol. 27(4). P. 383–388. doi: 10.1016/j.calphad.2003.12.005.
- Murray J. L., McAlister A. J. The Al-Si (Aluminum-Silicon) system // Bull. of Alloy Phase Diagrams 1984. Vol. 5(1). P. 74–84. doi: 10.1007/BF02868729.
- Morphological properties of AlN piezoelectric thin films deposited by DC reactive magnetron sputtering / X. H. Xu, H. S. Wu, C. J. Zhang, Z. H. Jin // Thin Solid Films. 2001. Vol. 388(1-2). P. 62–67. doi: 10.1016/S0040-6090(00)01914-3.
- X-Ray powder data for α-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> / D. A. Norris, M. A. Rodriguez, S. K. Fukuda, R. L. Snyder // Powder Diffraction. 1990. Vol. 5(4). P. 225–226. doi: 10.1017/S0885715600015876.
- Grün R. The crystal structure of β-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>: structural and stability considerations between α- and β-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> // Acta Crystallographica Section B: Structural Crystallography and Crystal Chem. 1979. Vol. 35(4). P. 800–804. doi: 10.1107/S0567740879004933.
- Rogl P., Schuster J. C. Boron nitride and silicon nitride systems // Inst. Phys. Chem. Univ. Vienna Austria. 1991. P. 79–86.
- Microstructure and mechanical properties of Al–Si–N transparent hard coatings deposited by magnetron sputtering / A. Pélisson, M. Parlinska-Wojtan, H. J. Hug, J. Patscheider // Surface and Coatings Technol. 2007. Vol. 202(4-7). P. 884–889. doi: 10.1016/j.surfcoat.2007.05.094.
- Pélisson A., Hug H. J., Patscheider J. Morphology, microstructure evolution and optical properties of Al–Si–N nanocomposite coatings // Surface and Coatings Technol. 2014. Vol. 257. P. 114–120. doi: 10.1016/j.surfcoat.2014.08.053.
- Ponce F. A., Van de Walle C. G., Northrup J. E. Atomic arrangement at the AlN/SiC interface // Phys. Rev. B. 1996. Vol. 53(11). P. 7473. doi: 10.1103/PhysRevB.53.7473.
- Denton A. R., Ashcroft N. W. Vegard's law // Phys. Rev. A. 1991. Vol. 43(6). P. 3161. doi: 10.1103/PhysRevA.43.3161.

18. Slater J. C. Atomic radii in crystals // *The J. of Chem. Phys.* 1964. Vol. 41(10). P. 3199–3204. doi: 10.1063/1.1725697.
19. Role of negatively charged defects in the lattice contraction of Al-Si-N / C. A. Pignedoli, D. Passerone, H. J. Hug, A. Pélisson-Schecker, J. Patscheider // *Appl. Phys. Lett.* 2010. Vol. 96(7). doi: 10.1063/1.3323093.
20. Kasu M., Taniyasu Y., Kobayashi N. Formation of solid solution of  $Al_{1-x}Si_xN$  ( $0 < x \leq 12\%$ ) ternary alloy // *Japanese J. of Appl. Phys.* 2001. Vol. 40(10A). P. L1048. doi: 10.1143/JJAP.40.L1048.
21. Highly Si-doped AlN grown by plasma-assisted molecular-beam epitaxy / M. Hermann, F. Furtmayr, A. Bergmaier, G. Dollinger, M. Stutzmann, M. Eickhoff // *Appl. Phys. Lett.* 2005. Vol. 86(19). doi: 10.1063/1.1923180.
22. Characterization of (Al, Si) N films deposited by balanced magnetron sputtering / H. Liu, W. Tang, D. Hui, L. Hei, F. Lu // *Thin Solid Films.* 2009. Vol. 517(21). P. 5988–5993. doi: 10.1016/j.tsf.2009.03.173.
23. Рыбалко Е. В., Божко И. А., Калашников М. П. Влияние содержания алюминия на свойства покрытий на основе Al-Si-N // *Персп. разв. фонд. науч. сб. научн. тр. XII Междунар. конф. студ. и мол. уч. Томск: Изд-во ТПУ, 2015. С. 1088–1090.*
24. Рыбалко Е. В., Калашников М. П., Сергеев В. П. Влияние температуры осаждения нанокompозитных покрытий Al-Si-N на микротвердость и светопропускание кварцевого стекла // *Высокие технологии в современной науке и технике: сб. науч. тр. IV Междунар. науч.-техн. конф. мол. уч., асп. и студ. Томск: Изд-во ТПУ, 2015. С. 133–136.*
25. Magnetron sputtering of Si-Al-N nanocomposite coatings on quartz for protection against impacts of high speed microparticles / V. Sergeev, S. Psakhie, P. Chubik, A. Cherniavsky, V. Soloviev, V. Solntsev, Y. Khristenko // *Vacuum.* 2017. Vol. 143. P. 454–457. doi: 10.1016/j.vacuum.2017.06.018.
26. Microstructure and properties of nanocomposite Al-Si-N system coatings produced by magnetron sputtering / I. Bozhko, E. Rybalko, A. Pershukova, M. Fedorischeva, Y. Khristenko, V. Sergeev // *AIP Conf. Proc.* 2016. Vol. 1772(1). doi: 10.1063/1.4964552.
27. Исследование стойкости стекол К-208 с оптически прозрачными нанокompозитными покрытиями Al-Si-N к ударному воздействию высокоскоростных микрочастиц / И. А. Божко, Е. В. Сунгатулина, М. П. Калашников, М. В. Федорищева, В. П. Сергеев, Ю. Ф. Христенко // *Изв. вузов. Физика.* 2019. Т. 62(3). С. 9–14. doi: 10.17223/00213411/62/3/9.
28. Improvement of thermal cycling resistance of  $Al_xSi_{1-x}N$  coatings on Cu substrates by optimizing Al/Si Ratio / A. Panin, A. Shugurov, M. Kazachenok, V. Sergeev // *Materials.* 2019. Vol. 12(14). P. 2249. doi: 10.3390/ma12142249.
29. Comparison of Al-Si-N nanocomposite coatings deposited by HIPIMS and DC magnetron sputtering / E. Lewin, D. Loch, A. Montagne, A. P. Ehasarian, J. Patscheider // *Surface and Coatings Technology.* 2013. Vol. 232. P. 680–689. doi: 10.1016/j.surfcoat.2013.06.076.
30. Sharma S. K., Mishra S. K. The effect of Si content on structural, mechanical and optical behaviour of magnetron sputtered Al-Si-N nanocomposite thin films // *J. of Alloys and Compounds.* 2020. Vol. 831. P. 154686. doi: 10.1016/j.jallcom.2020.154686.
31. Anwar S., Sonali S., Anwar S. Microscopic studies on transparent AlSiN ternary hard coating // *Ceramics Intern.* 2023. Vol. 49(11). P. 16868–16878. doi: 10.1016/j.ceramint.2023.02.048.

#### Информация об авторах

**У Шаша** – аспирант кафедры «Электронные технологии в машиностроении», Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана, 2-я Бауманская ул., 5, 1, 105005, Москва, Россия.  
E-mail: ushasha1@outlook.com  
<https://orcid.org/0009-0005-9432-7729>

**Бычков Сергей Павлович** – канд. техн. наук, доцент кафедры «Электронные технологии в машиностроении», Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана, 2-я Бауманская ул., 5, 1, 105005, Москва, Россия.  
E-mail: bychkov@bmstu.ru  
<https://orcid.org/0009-0000-2195-5453>

#### References

1. Hillert M., Jonsson S. Prediction of the Al-Si-N System // *CALPHAD.* 1992. Vol. 4. P. 199–205. doi: 10.1016/0364-5916(92)90008-L.
2. Phase equilibria and structural chemistry in the ternary systems M-Si-N and M-B-N (M = Al, Cu, Zn, Ag, Cd, In, Sn, Sb, Au, Tl, Pb, Bi) / F. Weitzer, K. Remschnig, J. C. Schuster, P. Rogl // *J. of Materials Research.* 1990. Vol. 5(10). P. 2152–2159. doi: 10.1557/JMR.1990.2152.
3. Zirinsky S., Irene E. A. Selective studies of chemical vapor-deposited Aluminum nitride-silicon nitride mixture Films // *J. of the Electrochem. Society.* 1978. Vol. 125(2). P. 305–14. doi: 10.1149/1.2131433.
4. A study of AlN-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> codeposits using the LPCVD technique / F. Henry, B. Armas, M. Balat, R. Berjoan, C. Combescure // *Le J. de Physique IV.* 1993. Vol. 3(C3). P. C3-519–C3-526. doi: 10.1051/jp4:1993372.

5. Nanostructure and local chemical composition of  $\text{AlN}_3\text{Si}_4$  layers grown by LPCVD / A. Mazel, P. Marti, F. Henry, B. Armas, R. Bonnet, M. Loubradou // *Thin Solid Films*. 1997. Vol. 304(1-2). P. 256–266. doi: 10.1016/S0040-6090(97)00221-6.
6. Corrosion of technical ceramics by molten aluminium / U. Schwabe, L. R. Wolff, F. J. J. Van Loo, G. Ziegler // *J. of the Eur. Ceramic Society*. 1992. Vol. 9(6). P. 407–415. doi: 10.1016/0955-2219(92)90101-i.
7. Wriedt H. A. The Al–N (Aluminum-Nitrogen) system // *Bull. of Alloy Phase Diagrams*. 1986. Vol. 7(4). P. 329–333. doi: 10.1007/BF02873001.
8. Thermodynamic assessment of the Si–N system / X. Ma, C. Li, F. Wang, W. Zhang // *Calphad*. 2003. Vol. 27(4). P. 383–388. doi: 10.1016/j.calphad.2003.12.005.
9. Murray J. L., McAlister A. J. The Al–Si (Aluminum-Silicon) system // *Bull. of Alloy Phase Diagrams* 1984. Vol. 5(1). P. 74–84. doi: 10.1007/BF02868729.
10. Morphological properties of AlN piezoelectric thin films deposited by DC reactive magnetron sputtering / X. H. Xu, H. S. Wu, C. J. Zhang, Z. H. Jin // *Thin Solid Films*. 2001. Vol. 388(1-2). P. 62–67. doi: 10.1016/S0040-6090(00)01914-3.
11. X-Ray powder data for  $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$  / D. A. Norris, M. A. Rodriguez, S. K. Fukuda, R. L. Snyder // *Powder Diffraction*. 1990. Vol. 5(4). P. 225–226. doi: 10.1017/S0885715600015876.
12. Grün R. The crystal structure of  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ : structural and stability considerations between  $\alpha$ - and  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  // *Acta Crystallographica Section B: Structural Crystallography and Crystal Chem*. 1979. Vol. 35(4). P. 800–804. doi: 10.1107/S0567740879004933.
13. Rogl P., Schuster J. C. Boron nitride and silicon nitride systems // *Inst. Phys. Chem. Univ. Vienna Austria*. 1991. P. 79–86.
14. Microstructure and mechanical properties of Al–Si–N transparent hard coatings deposited by magnetron sputtering / A. Pélişson, M. Parlinska-Wojtan, H. J. Hug, J. Patscheider // *Surface and Coatings Technol*. 2007. Vol. 202(4-7). P. 884–889. doi: 10.1016/j.surfcoat.2007.05.094.
15. Pélişson A., Hug H. J., Patscheider J. Morphology, microstructure evolution and optical properties of Al–Si–N nanocomposite coatings // *Surface and Coatings Technol*. 2014. Vol. 257. P. 114–120. doi: 10.1016/j.surfcoat.2014.08.053.
16. Ponce F. A., Van de Walle C. G., Northrup J. E. Atomic arrangement at the AlN/SiC interface // *Phys. Rev. B*. 1996. Vol. 53(11). P. 7473. doi: 10.1103/PhysRevB.53.7473.
17. Denton A. R., Ashcroft N. W. Vegard's law // *Phys. Rev. A*. 1991. Vol. 43(6). P. 3161. doi: 10.1103/PhysRevA.43.3161.
18. Slater J. C. Atomic radii in crystals // *The J. of Chem. Phys*. 1964. Vol. 41(10). P. 3199–3204. doi: 10.1063/1.1725697.
19. Role of negatively charged defects in the lattice contraction of Al–Si–N / C. A. Pignedoli, D. Passerone, H. J. Hug, A. Pélişson-Schecker, J. Patscheider // *Appl. Phys. Lett*. 2010. Vol. 96(7). doi: 10.1063/1.3323093.
20. Kasu M., Taniyasu Y., Kobayashi N. Formation of Solid Solution of  $\text{Al}_{1-x}\text{Si}_x\text{N}$  ( $0 < x \leq 12\%$ ) Ternary Alloy // *Japanese J. of Appl. Phys*. 2001. Vol. 40(10A). P. L1048. doi: 10.1143/JJAP.40.L1048.
21. Highly Si-doped AlN grown by plasma-assisted molecular-beam epitaxy / M. Hermann, F. Furtmayr, A. Bergmaier, G. Dollinger, M. Stutzmann, M. Eickhoff // *Appl. Phys. Lett*. 2005. Vol. 86(19). doi: 10.1063/1.1923180.
22. Characterization of (Al, Si) N films deposited by balanced magnetron sputtering / H. Liu, W. Tang, D. Hui, L. Hei, F. Lu // *Thin Solid Films*. 2009. Vol. 517(21). P. 5988–5993. doi: 10.1016/j.tsf.2009.03.173.
23. Rybalko E. V., Bozhko I. A., Kalashnikov M. P. Vliyanie sodержaniya aljuminija na svojstva pokrytij na osno-ve Al-Si-N // *Persp. razv. fund. nauk: sb. nauch. tr. XII Mezhdunar. konf. stud. i mol. uch. Tomsk: Izd-vo TPU*, 2015. S. 1088–1090. (In Russ.).
24. Rybalko E. V., Kalashnikov M. P., Sergeev V. P. Vliyanie temperatury osazhdenija nanokompozitnyh pokrytij Al-Si-N na mikrotverdost' i svetopropuskanie kvarcevoogo stekla // *Vysokie tehnologii v sovremennoj nauke i tehnike: sb. nauch. tr. IV Mezhdunar. nauch.-tehn. konf. mol. uch., asp. i stud. Tomsk: Izd-vo TPU*, 2015. S. 133–136. (In Russ.).
25. Magnetron sputtering of Si–Al–N nanocomposite coatings on quartz for protection against impacts of high speed microparticles / V. Sergeev, S. Psakhie, P. Chubik, A. Cherniavsky, V. Soloviev, V. Solntsev, Y. Khristenko // *Vacuum*. 2017. Vol. 143. P. 454–457. doi: 10.1016/j.vacuum.2017.06.018.
26. Microstructure and properties of nanocomposite Al–Si–N system coatings produced by magnetron sputtering / I. Bozhko, E. Rybalko, A. Pershukova, M. Fedorischeva, Y. Khristenko, V. Sergeev // *AIP Conf. Proc*. 2016. Vol. 1772(1). doi: 10.1063/1.4964552.
27. Issledovanie stojkosti stekol K-208 s opticheskimi prozrachnymi nanokompozitnymi pokrytijami Al-Si-N k udarnomu vozdejstvu vysokoskorostnyh mikrochastic / I. A. Bozhko, E. V. Sungatulina, M. P. Kalashnikov, M. V. Fedorishheva, V. P. Sergeev, Ju. F. Hristenko // *Izv. vuzov. Fizika*. 2019. T. 62(3). S. 9–14. doi: 10.17223/00213411/62/3/9. (In Russ.).
28. Improvement of thermal cycling resistance of  $\text{Al}_x\text{Si}_{1-x}\text{N}$  coatings on Cu substrates by optimizing Al/Si Ratio / A. Panin, A. Shugurov, M. Kazachenok, V. Sergeev // *Materials*. 2019. Vol. 12(14). P. 2249. doi: 10.3390/ma12142249.
29. Comparison of Al–Si–N nanocomposite coatings deposited by HIPIMS and DC magnetron sputtering / E. Lewin, D. Loch, A. Montagne, A. P. Ehasarian, J. Patscheider // *Surface and Coatings Technol*. 2013. Vol. 232. P. 680–689. doi: 10.1016/j.surfcoat.2013.06.076.
30. Sharma S. K., Mishra S. K. The effect of Si content on structural, mechanical and optical behaviour of magnetron sputtered Al–Si–N nanocomposite thin films // *J. of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 831. P. 154686. doi: 10.1016/j.jallcom.2020.154686.
31. Anwar S., Sonali S., Anwar S. Microscopic studies on transparent AlSiN ternary hard coating // *Ceramics Intern*. 2023. Vol. 49(11). P. 16868–16878. doi: 10.1016/j.ceramint.2023.02.048.

Information about the authors

**U Shasha** – postgraduate student of the Department of Electronic Technologies in Mechanical Engineering Bauman Moscow State Technical University, 2<sup>nd</sup> Baumanskaya St., 5, p. 1, 105005, Moscow, Russia.

E-mail: [ushasha1@outlook.com](mailto:ushasha1@outlook.com)

<https://orcid.org/0009-0005-9432-7729>

**Sergey P. Bychkov** – Cand. Sci. (Eng), associate professor of the Department of Electronic Technologies in Mechanical Engineering Bauman Moscow State Technical University, 2<sup>nd</sup> Baumanskaya St., 5, p. 1, 105005, Moscow, Russia.

E-mail: [bychkov@bmstu.ru](mailto:bychkov@bmstu.ru)

<https://orcid.org/0009-0000-2195-5453>

Статья поступила в редакцию 01.07.2024; принята к публикации после рецензирования 30.10.2024; опубликована онлайн 25.12.2024.

Submitted 01.07.2024; accepted 30.10.2024; published online 25.12.2024.

---