



<http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2024-22-1-5-12>

Оригинальная статья  
Original paper

УДК 539.25; 538.91; 538.97

## УПРАВЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ В ПЛЕНКАХ $\text{SiN}_x$ ПРИ ОСАЖДЕНИИ ИЗ СМЕСИ $\text{SiH}_4\text{-NH}_3\text{-He}$ В ИНДУКТИВНО-СВЯЗАННОЙ ПЛАЗМЕ

Н. С. КОВАЛЬЧУК<sup>1</sup>, С. А. ДЕМИДОВИЧ<sup>1</sup>, Л. А. ВЛАСУКОВА<sup>2</sup>, И. Н. ПАРХОМЕНКО<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ОАО «ИНТЕГРАЛ» – управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ» (г. Минск, Республика Беларусь)

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет (г. Минск, Республика Беларусь)

Поступила в редакцию 16.10.2023

© Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, 2024  
Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, 2024

**Аннотация.** Исследованы остаточные механические напряжения в пленках  $\text{SiN}_x$ , осажденных на кремниевые подложки из смеси газов  $\text{SiH}_4\text{-NH}_3\text{-He}$  в реакторе индуктивно связанной плазмы при температуре 150 °С. Показано, что величиной и знаком остаточных механических напряжений можно управлять за счет изменения условий осаждения пленок. Варьируя соотношением расходов реагирующих газов, мощностью плазменного источника и давлением в реакционной камере, можно получать пленки  $\text{SiN}_x$  с растягивающими или сжимающими остаточными напряжениями. Оценен дрейф напряжений в течение четырех недель после осаждения пленок. Отмечено, что для нитридных пленок с остаточными напряжениями, изначально близкими к нулю, при хранении наблюдается рост уровня сжимающих напряжений до (–300) МПа.

**Ключевые слова:** нитрид кремния, осаждение из газовой фазы, плазма высокой плотности, механическое напряжение, показатель преломления.

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

**Благодарность.** Работа выполнена при поддержке Государственной программы научных исследований «Фотоника и электроника для инноваций» (грант 3.8.1, № ГР20212595).

**Для цитирования.** Управление механическими напряжениями в пленках  $\text{SiN}_x$  при осаждении из смеси  $\text{SiH}_4\text{-NH}_3\text{-He}$  в индуктивно-связанной плазме / Н. С. Ковальчук [и др.] // Доклады БГУИР. 2024. Т. 22, № 1. С. 5–12. <http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2024-22-1-5-12>.

## DEPOSITION OF $\text{SiN}_x$ FILMS WITH CONTROLLED RESIDUAL STRESS FROM $\text{SiH}_4\text{-NH}_3\text{-He}$ GASEOUS MIXTURE IN INDUCTIVELY COUPLED PLASMA

NATALIA S. KOVAL'CHUK<sup>1</sup>, SERGEY A. DEMIDOVICH<sup>1</sup>, LIUDMILA A. VLASUKOVA<sup>2</sup>,  
IRINA N. PARKHOMENKO<sup>2</sup>

<sup>1</sup>JSC “INTEGRAL” – Manager Holding Company “INTEGRAL” (Minsk, Republic of Belarus)

<sup>2</sup>Belarusian State University (Minsk, Republic of Belarus)

Submitted 16.10.2023

**Abstract.** We have studied residual mechanical stresses of  $\text{SiN}_x$  films deposited on silicon substrates from a  $\text{SiH}_4\text{-NH}_3\text{-He}$  gaseous mixture in an inductively coupled plasma reactor at a deposition temperature of 150 °C. By varying the flow rate ratio of the reacting gases, the power of the plasma source and the pressure in the reaction chamber, it is possible to obtain  $\text{SiN}_x$  films with tensile or compressive residual stresses. The stress drift was

estimated within four weeks after film deposition. It has been shown that for nitride films with residual stresses initially close to zero, an increase in the level of compressive stresses to (–300) MPa is observed during storage.

**Keywords:** silicon nitride, vapor deposition, high-density plasma, mechanical stress, refractive index.

**Conflict of interests.** The authors declare no conflict of interests.

**Gratitude.** This work was supported by the State Scientific Research Program “Photonics and Electronics for Innovations” (project 3.8.1, SR No 20212595).

**For citations.** Koval’chuk N. S., Demidovich S. A., Vlasukova L. A., Parkhomenko I. N. (2024) Deposition of  $\text{SiN}_x$  Films with Controlled Residual Stress from  $\text{SiH}_4\text{-NH}_3\text{-He}$  Gaseous Mixture in Inductively Coupled Plasma. *Doklady BGUIR*. 22 (1), 5–12. <http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2024-22-1-5-12> (in Russian).

## Введение

Нитрид кремния ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) в виде тонких аморфных пленок – один из основных диэлектриков кремниевой микроэлектроники. Поскольку состав пленок нитрида кремния может существенно отличаться от стехиометрического  $\text{Si}_3\text{N}_4$  в зависимости от метода и режимов выращивания, принято использовать формулу  $\text{SiN}_x$ . Благодаря высоким механическим характеристикам (твердости, износоустойчивости) пленки нитрида кремния широко применяются при производстве микроэлектромеханических систем (МЭМС) в качестве функциональных элементов в форме ключов, мостиков и мембран [1, 2]. Для их производства нужны прочные диэлектрические и полупроводниковые пленки с малыми остаточными напряжениями [3].

Для пленок  $\text{SiN}_x$ , получаемых химическим осаждением из газовой фазы при пониженном давлении (LPCVD-метод), характерен высокий уровень растягивающих напряжений (до нескольких гигапаскалей [4]). По данным [5, 6], снизить напряжения в LPCVD-пленках можно путем обогащения кремнием или увеличения температуры осаждения. В пленках, полученных плазмохимическим осаждением из газовой фазы (PECVD), значения напряжений варьируют в широком диапазоне от сжимающих (со знаком «–») до растягивающих (со знаком «+») в зависимости от состава реагентов, параметров плазменного разряда, температуры и т. д. Например, в [7] показано, что остаточные напряжения в пленках  $\text{SiN}_x$  могут изменяться от растягивающих (300 МПа) до сжимающих (–800 МПа) при использовании двух типов реакторов: обычного реактора емкостно-связанной плазмы и реактора электронно-циклотронного резонанса. В сравнении с другими PECVD-метод предоставляет гораздо больше возможностей модификации остаточных напряжений и других физических параметров (например, показателя преломления) для тонких пленок  $\text{SiN}_x$ . Совершенствование PECVD-метода в основном связано с использованием плазмы высокой плотности в реакторах с индуктивно-связанной плазмой и реакторах электронно-циклотронного резонанса. Осаждение в плазме высокой плотности обеспечивает получение более плотных, близких по составу к стехиометрическому  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , нитридных пленок при существенно сниженной температуре (вплоть до комнатной) и позволяет эффективнее управлять их параметрами [8].

Цель исследований – оценка возможности контроля остаточных механических напряжений в пленках  $\text{SiN}_x$ , синтезированных в реакторе индуктивно-связанной плазмы, путем изменения условий осаждения.

## Методика эксперимента

Пленки  $\text{SiN}_x$  осаждались из смеси газов  $\text{SiH}_4\text{-NH}_3\text{-He}$  в реакторе индуктивно-связанной плазмы (Inductively Coupled Plasma, ICP) на установке STE ICP200D (SemiTEq, Санкт-Петербург). Исходные пластины кремния КДБ-10 диаметром 100 мм обрабатывали в смесях КАРО и ПАР-5 с дополнительной очисткой в реакторе в аргоне при мощности ICP-источника 300 Вт в течение 120 с. Скорость потока моносилана (100 %  $\text{SiH}_4$ ) в реакционной камере поддерживалась на уровне 40 станд. см<sup>3</sup>/мин, скорость потока аммиака  $\text{NH}_3$  варьировалась в пределах 60–70 станд. см<sup>3</sup>/мин. В качестве газа-носителя использовали He, скорость потока которого варьировалась от 10 до 120 станд. см<sup>3</sup>/мин. Давление в камере изменялось от 2,5 до 4,2 Па, рабочая мощность ICP-электрода – от 400 до 1000 Вт при частоте 13,56 МГц. Температура подложкодержателя составляла 150 °С. Контролировали механические напряжения, показатель преломления, толщину пленки. Измерения проводили для пленок толщиной 120–135 нм.

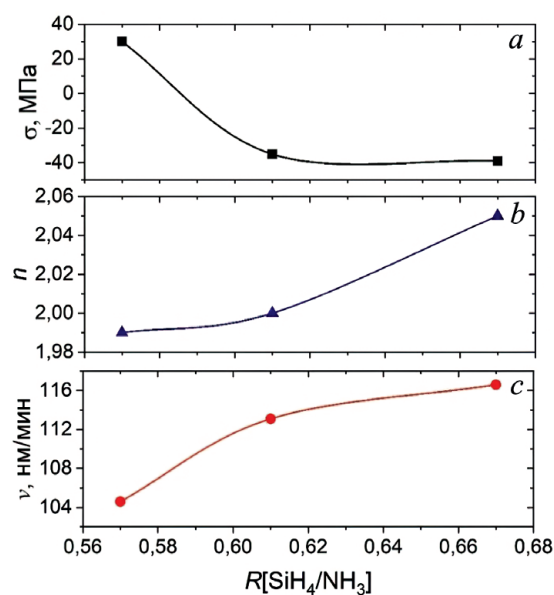
Детально процедура измерений описана в [9]. Толщину измеряли на оптическом тонкопленочном рефлектометре FTR, показатель преломления – на лазерном эллипсометре ЛЭФ-3 М1. Механические напряжения  $\sigma$ , МПа, оценивали на хроматическом датчике белого света CWL. Измеряли радиус кривизны пластины до и после осаждения нитрида кремния. Для расчета напряжений использовали формулу Стоуни [10]

$$\sigma = \frac{1}{6R} \cdot \frac{E}{1-\nu} \cdot \frac{t_s^2}{t_f},$$

где  $R$  – радиус кривизны;  $E$  – модуль эластичности (модуль Юнга) пластины (в расчетах принимали  $E = 164$  ГПа);  $\nu$  – коэффициент Пуассона подложки,  $\nu = 0,224$ ;  $t_s$  – толщина подложки;  $t_f$  – толщина пленки.

### Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1–3 приведены графики изменения механических напряжений  $\sigma$ , показателя преломления  $n$  и скорости роста  $v$  пленок  $\text{SiN}_x$  при варьировании режимов осаждения. Как видно из рисунков, полученные пленки характеризуются низкими значениями остаточных напряжений, причем знак их может меняться при изменении соотношения расходов реагирующих газов  $R = [\text{SiH}_4]/[\text{NH}_3]$ , мощности ИСР-источника и давления в реакционной камере. Для пленок, выращенных в условиях дефицита моносилана в газовой смеси (малые  $R$ ), характерны растягивающие напряжения (рис. 1), которые с ростом  $R$  уменьшаются с последующим переходом к сжимающим напряжениям. Зависимости, представленные на рис. 1, получены для пленок, осажденных при  $[\text{He}] = 120$  станд.  $\text{см}^3/\text{мин}$ , мощности ИСР-источника 600 Вт и давлении в камере 2,5 Па.



**Рис. 1.** Остаточные механические напряжения (a), показатель преломления (b) и скорость осаждения (c) пленок в зависимости от соотношения расходов реагирующих газов  $R = [\text{SiH}_4]/[\text{NH}_3]$

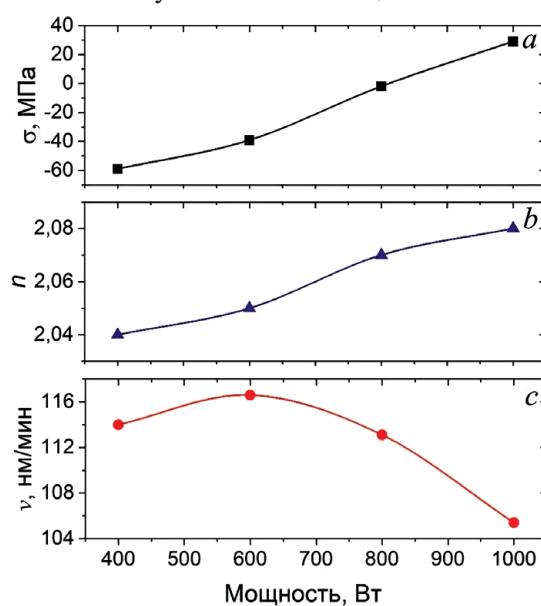
**Fig. 1.** Residual mechanical stresses (a), refractive index (b) and deposition rate (c) of films depending on the ratio of flow rates of reacting gases  $R = [\text{SiH}_4]/[\text{NH}_3]$

При прочих неизменных условиях осаждения остаточные напряжения при варьировании  $R$  изменялись от (–30) до 40 МПа. Показатель преломления возрастал от 1,99 при  $R = 0,57$  до 2,05 при  $R = 0,67$ . Для стехиометрического материала  $n = (2,02 \pm 0,02)$ . Более высокие значения  $n$  соответствуют обогащению пленки кремнием, меньшие значения обычно приписывают обогащению пленки атомами азота и/или водорода [4]. Источником водорода являются реагенты  $\text{SiH}_4$  и  $\text{NH}_3$ . Пленки  $\text{SiN}_x$ , выращенные при низких температурах, как в рассматриваемом эксперименте, обычно характеризуются высоким содержанием водорода, образующего два типа химических связей: Si-H и N-H. Существует обратная зависимость плотности пленки от концентрации водорода [11].

Подтвержденные сведения о корреляции знака и уровня напряжений с концентрацией водорода в  $\text{SiN}_x$  в литературе отсутствуют. Однако в [12] отмечается, что при уменьшении содержания водорода в нитридных пленках от 12 до 7 ат.% наблюдается изменение уровня напряжений от 400 до (-400) МПа. По мнению авторов, это связано со снижением доли N-H-связей в нитридной пленке.

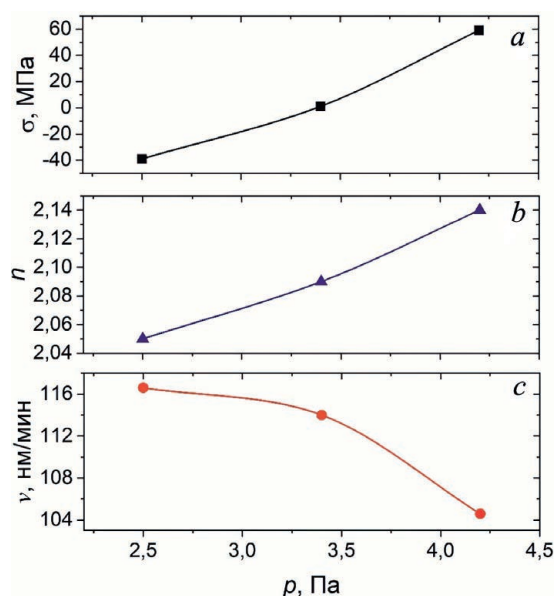
С учетом результатов [12] можно объяснить тенденцию снижения растягивающих напряжений и переход к сжимающим напряжениям с ростом содержания  $\text{SiH}_4$  следующим образом. В условиях рассматриваемого эксперимента доля N-H-связей больше в нитридной пленке, выращенной при дефиците  $\text{SiH}_4$  (малые  $R$ , показатель преломления менее 2,0), в сравнении с пленками, выращенными в условиях более высокой концентрации моносилана в газовой смеси. Соответственно пленки, выращенные в условиях дефицита моносилана, характеризуются растягивающими напряжениями. Возрастание  $[\text{SiH}_4]$  приводит к уменьшению доли N-H-связей и трансформации напряжений с изменением их знака. Скорость роста нитрида с увеличением содержания моносилана в смеси также возрастает (от 104 нм/мин при  $R = 0,57$  до 117 нм/мин при  $R = 0,67$ ). Варьирование потока гелия заметно не влияло на величины напряжений, показатель преломления и скорость осаждения пленок  $\text{SiN}_x$ .

При малых мощностях ICP-источника пленки характеризуются сжимающими напряжениями. В случае возрастания мощности уровень сжимающих напряжений уменьшается с последующим переходом к растягивающим напряжениям (рис. 2). На рис. 2 представлены зависимости, полученные для пленок  $\text{SiN}_x$ , осажденных при  $R = 0,67$ ,  $[\text{He}] = 120$  станд. см<sup>3</sup>/мин и давлении в камере 2,5 Па. При прочих неизменных условиях диапазон изменения  $\sigma$  при варьировании мощности ICP-источника от 400 до 1000 Вт составлял (-60)–40 МПа. Показатель преломления возрастал от 2,04 при мощности источника 400 Вт до 2,08 при 1000 Вт. Наблюдалась тенденция уменьшения скорости роста пленки с увеличением мощности источника.



**Рис. 2.** Остаточные механические напряжения (a), коэффициент преломления (b) и скорость осаждения (c) пленок в зависимости от мощности ICP-источника  
**Fig. 2.** Residual mechanical stresses (a), refractive index (b) and deposition rate (c) of films depending on the power of the ICP source

Увеличение давления в камере также приводило к трансформации остаточных напряжений из сжимающих в растягивающие, повышению показателя преломления и уменьшению скорости роста пленки (рис. 3). Зависимости, представленные на рис. 3, получены для пленок  $\text{SiN}_x$ , осажденных при  $R = 0,67$ ,  $[\text{He}] = 120$  станд. см<sup>3</sup>/мин и мощности ICP-источника 600 Вт. Следует отметить, что диапазон изменения показателя преломления (от 2,04 до 2,14) при варьировании давления в камере был максимальным, что позволяло получить пленки с повышенным содержанием кремния в сравнении со стехиометрией.



**Рис. 3.** Остаточные механические напряжения (a), коэффициент преломления (b) и скорость осаждения (c) пленок в зависимости от давления в камере  
**Fig. 3.** Residual mechanical stresses (a), refractive index (b) and deposition rate (c) of films depending on the pressure in the chamber

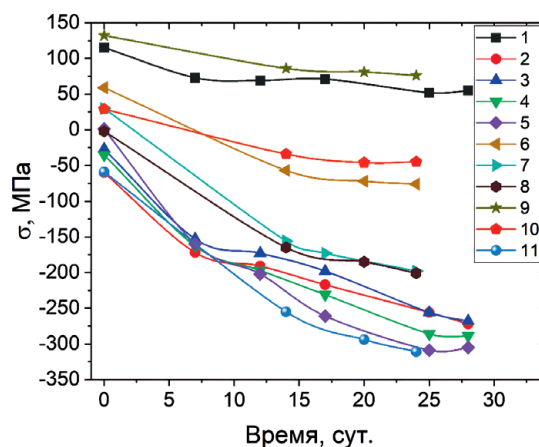
Как видно из полученных зависимостей на рис. 1–3, факторами, определяющими уровень напряжений и состав нитридных пленок (опосредованно оцениваемый через показатель преломления), являются соотношение расходов реагирующих газов  $R = [\text{SiH}_4]/[\text{NH}_3]$ , мощность ИСР-источника и давление в реакционной камере. Для оценки темпорального дрейфа уровня остаточных напряжений проводили измерения  $\sigma$  в течение четырех недель после осаждения образцов, полученных в различных условиях. Режимы осаждения пленок приведены в табл. 1. В промежутках между измерениями образцы хранились на воздухе при комнатной температуре. Изменения остаточных напряжений  $\sigma$  с течением времени показаны на рис. 4, где номера на вставке соответствуют номерам режимов из табл. 1.

**Таблица 1.** Условия осаждения пленок нитрида кремния, для которых проводились измерения остаточных напряжений при хранении в течение четырех недель  
**Table 1.** Conditions for deposition of silicon nitride films for which residual stress measurements were carried out during storage for four weeks

Номер режима / Mode number	$\text{NH}_3$ , станд. $\text{см}^3/\text{мин}$ / $\text{NH}_3$ , sccm	He, станд. $\text{см}^3/\text{мин}$ / He, sccm	$p$ , Па / $p$ , Pa	ИСР, Вт / ICP, W
1	60	120	4,2	800
2	60	60	2,5	600
3	60	10	2,5	600
4	65	120	2,5	600
5	60	120	3,4	600
6	60	120	4,2	600
7	70	120	2,5	600
8	60	120	2,5	800
9	70	120	4,2	600
10	60	120	2,5	1000
11	60	120	2,5	400

*Примечание* – Для всех режимов расход моносилана, температура подложкодержателя и время осаждения пленок составляли 40 станд.  $\text{см}^3/\text{мин}$ , 150 °С и 70 с соответственно.





**Рис. 4.** Временные изменения остаточных напряжений для пленок, полученных в различных режимах  
**Fig. 4.** Temporal changes in residual stresses for films obtained in different modes

Варьируя соотношение расходов реагентов, мощность ИСР-источника и давление в реакционной камере (табл. 1), можно получить нитридные пленки с остаточными механическими напряжениями в диапазоне от 130 до (–60) МПа. Следует отметить, что в случае пленок с изначально низким уровнем остаточных напряжений со временем может наблюдаться их заметный рост. Так, для пленок, полученных в режимах 2–5, 11 (табл. 1), наблюдался рост сжимающих напряжений до (–300) МПа в первые пять-семь дней хранения. В то же время для пленок, полученных в режимах 1 и 9 при давлении в камере 4,2 МПа, временные изменения незначительны. Минимальный дрейф механических напряжений со временем наблюдался для пленок, полученных в режимах 1, 9, 10. Эти режимы характеризуются повышенным рабочим давлением (режим 9), повышенным значением мощности ИСР (10) или совокупностью этих двух параметров (1). Пленки, полученные в режиме 10, характеризуются минимальными значениями и минимальным временным дрейфом остаточных напряжений (от 25 до (–25) МПа). Показатель преломления со временем изменялся незначительно – в пределах 0,02.

### Заключение

1. Из газовой смеси  $\text{SiH}_4\text{-NH}_3\text{-He}$  при активации процесса осаждения индуктивно-связанной плазмой синтезированы пленки  $\text{SiN}_x$  с остаточными механическими напряжениями в диапазоне от 130 до (–60) МПа. Знак и величину напряжений можно контролировать, изменяя условия осаждения пленок.

2. Уровень остаточных напряжений и состав нитридных пленок (опосредованно оцениваемый через показатель преломления) определяют следующие параметры осаждения: соотношение расходов моносилана и аммиака  $R$ , мощность плазменного источника и давление в реакционной камере. Переход от сжимающих к растягивающим напряжениям наблюдается при уменьшении  $R$ , увеличении мощности плазменного источника и давления в реакционной камере. При возрастании мощности источника и давления в камере наблюдается рост показателя преломления.

3. При некоторых неизменных условиях осаждения получены пленки с повышенным содержанием кремния ( $n = 2,14$ ) при давлении в камере 4,2 Па. Минимальным показателем преломления ( $n = 1,99$ ) характеризовались пленки, полученные в условиях дефицита моносилана.

4. Для пленок  $\text{SiN}_x$  с уровнем напряжений, изначально близким к нулю, отмечался дрейф  $\sigma$  в сторону сжимающих напряжений до (–300) МПа. Для пленок с растягивающими напряжениями, выращенных при высоком давлении в камере и/или большой мощности ИСР-источника, дрейф напряжений после четырех недель хранения не превышал 75 МПа.

### Список литературы

1. Gan, Zh. Material Structure and Mechanical Properties of Silicon Nitride and Silicon Oxynitride Thin Films Deposited by Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition / Zh. Gan, Ch. Wang, Zh. Chen // Surfaces. 2018. Vol. 1, No 1. P. 59–72. <https://doi.org/10.3390/surfaces1010006>.

- Hegedüs, N. Silicon Nitride and Hydrogenated Silicon Nitride Thin Films: A Review of Fabrication Methods and Applications / N. Hegedüs, K. Balázs, C. Balázs // *Materials*. 2021. Vol. 14, No 19. P. 5658. <https://doi.org/10.3390/ma14195658>.
- Huff, M. Review Paper: Residual Stresses in Deposited Thin-Film Material Layers for Micro- and Nano-Systems Manufacturing / M. Huff // *Micromachines*. 2022. Vol. 13, No 12. P. 2084. <https://doi.org/10.3390/mi13122084>.
- Васильев, В. Ю. Технология получения тонких пленок нитрида кремния для микроэлектроники и микросистемной техники. Ч. 1. Термически активированные процессы в проточных реакторах / В. Ю. Васильев // *Нано- и микросистемная техника*. 2018. Т. 20, № 5. С. 287–296. <https://doi.org/10.17587/nmst.20.287-296>.
- Residual Stress in Low Pressure Chemical Vapor Deposition SiN<sub>x</sub> Films Deposited from Silane and Ammonia / P. Temple-Boyer [et al.] // *Journal of Vacuum Science & Technology A*. 1998. Vol. 16, Iss. 4. P. 2003–2007. <https://doi.org/10.1116/1.581302>.
- Ковальчук, Н. С. Пленки нитрида кремния с низкими механическими напряжениями для микроэлектромеханических систем / Н. С. Ковальчук // *Доклады БГУИР*. 2008. № 4. С. 60–65.
- Strain Engineering in III–V Photonic Components Through Structuration of SiN<sub>x</sub> Films / B. Ahammou [et al.] // *Journal of Vacuum Science & Technology B*. 2022. Vol. 40. P. 012202. <https://doi.org/10.1116/6.0001352>.
- Васильев, В. Ю. Технология получения тонких пленок нитрида кремния для микроэлектроники и микросистемной техники. Ч. 4. Процессы в проточных реакторах с активацией плазмой высокой плотности / В. Ю. Васильев // *Нано- и микросистемная техника*. 2018. Т. 20, № 10. С. 585–595. <https://doi.org/10.17587/nmst.20.585-595>.
- Механические напряжения в пленках SiN<sub>x</sub> при химическом осаждении из газовой фазы в плазме высокой плотности / Н. С. Ковальчук [и др.] // *Неорганические материалы*. 2022. Т. 58, № 9. С. 938–944. <https://doi.org/10.31857/S0002337X2209007X>.
- Townsend, P. H. Elastic Relationships in Layered Composite Media with Approximation for the Case of Thin Films on a Thick Substrate / P. H. Townsend, D. M. Barnett, T. Brunner // *Journal of Applied Physics*. 1987. Vol. 62, No 11. P. 4438–4444. DOI: 10.1116/1.581302.
- Васильев, В. Ю. Технология получения тонких пленок нитрида кремния для микроэлектроники и микросистемной техники. Ч. 8. Влияние водорода в пленках на их свойства / В. Ю. Васильев // *Нано- и микросистемная техника*. 2019. Т. 21, № 6. С. 352–367. <https://doi.org/10.17587/nmst.21.352-367>.
- Colter, T. High Quality Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposited Silicon Nitride Films / T. Colter, J. Chapple-Sokol // *Journal of The Electrochemical Society*. 1993. Vol. 140. P. 2071–2075. <https://doi.org/10.1149/1.2220766>.

## References

- Gan Zh., Wang Ch., Chen Zh. (2018) Material Structure and Mechanical Properties of Silicon Nitride and Silicon Oxynitride Thin Films Deposited by Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition. *Surfaces*. 1 (1), 59–72. <https://doi.org/10.3390/surfaces1010006>.
- Hegedüs N., Balázs K., Balázs C. (2021) Silicon Nitride and Hydrogenated Silicon Nitride Thin Films: A Review of Fabrication Methods and Applications. *Materials*. 14 (19), 5658. <https://doi.org/10.3390/ma14195658>.
- Huff M. (2022) Review Paper: Residual Stresses in Deposited Thin-Film Material Layers for Micro- and Nano-Systems Manufacturing. *Micromachines*. 13 (12), 2084. <https://doi.org/10.3390/mi13122084>.
- Vasil'ev V. Yu. (2018) Silicon Nitride Thin Film Deposition for Microelectronics and Microsystem Technologies. Part 1. Processes in Flow Reactors with Thermal Activation. *Nano- and Mikrosistem Technology*. 20 (5), 287–296. <https://doi.org/10.17587/nmst.20.287-296> (in Russian).
- Temple-Boyer P., Rossi C., Saint-Etienne E., Scheid E. (1998) Residual Stress in Low Pressure Chemical Vapor Deposition SiN<sub>x</sub> Films Deposited from Silane and Ammonia. *Journal of Vacuum Science & Technology A*. 16 (4), 2003–2007. <https://doi.org/10.1116/1.581302>.
- Koval'chuk N. S. (2008) Silicon Nitride Films with Low Mechanical Stresses for Microelectromechanical Systems Applications. *Doklady BGUIR*. (4), 60–65 (in Russian).
- Ahammou B., Abdelal A., Landesman J.-P., Levallois Ch., Mascher P. (2022) Strain Engineering in III–V Photonic Components Through Structuration of SiN<sub>x</sub> Films. *Journal of Vacuum Science & Technology B*. 40, 012202. <https://doi.org/10.1116/6.0001352>.
- Vasilyev V. Yu. (2018) Silicon Nitride Thin Film Deposition for Microelectronics and Microsystem Technologies. Part 4. Processes in the Flow Reactors with High-Density Plasma Activation. *Nano- and Mikrosistem Technology*. 20 (10), 585–595. <https://doi.org/10.17587/nmst.20.585-595> (in Russian).
- Koval'chuk N. S., Demidovich S. A., Vlasukova L. A., Parkhomenko I. N., Komarov F. F. (2022) Mechanical Stresses in SiN<sub>x</sub> Films During Chemical Vapor Deposition in High-Density Plasma. *Inorganic Materials*. 58 (9), 938–944. <https://doi.org/10.1134/S00020168522090072> (in Russian).

10. Townsend P. H., Barnett D. M., Brunner T. (1987) Elastic Relationships in Layered Composite Media with Approximation for the Case of Thin Films on a Thick Substrate. *Journal of Applied Physics*. 62 (11), 4438–4444. DOI: 10.1116/1.581302.
11. Vasilyev V. Yu. (2019) Silicon Nitride Thin Film Deposition for Microelectronics and Microsystems Technologies. Part 8. Hydrogen Influence on Basic Film Properties. *Nano- and Mikrosistem Technology*. 21 (6), 352–367. <https://doi.org/10.17587/nmst.21.352-367> (in Russian).
12. Colter T., Chapple-Sokol J. (1993) High Quality Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposited Silicon Nitride Films. *Journal of The Electrochemical Society*. 140, 2071–2075. <https://doi.org/10.1149/1.2220766>.

### Вклад авторов / Authors' contribution

Авторы внесли равный вклад в написание статьи / The authors contributed equally to the writing of the article.

### Сведения об авторах

**Ковальчук Н. С.**, канд. техн. наук, доц., зам. ген. дир. – гл. инж., ОАО «ИНТЕГРАЛ» – управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ»

**Демидович С. А.**, вед. инж. отрасл. лаб. новых технологий и материалов, ОАО «ИНТЕГРАЛ» – управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ»

**Власукова Л. А.**, канд. физ.-мат. наук, зав. НИЛ материалов и приборных структур микро- и нанoeлектроники факультета радиофизики и компьютерных технологий, Белорусский государственный университет

**Пархоменко И. Н.**, канд. физ.-мат. наук, вед. науч. сотр. НИЛ материалов и приборных структур микро- и нанoeлектроники факультета радиофизики и компьютерных технологий, Белорусский государственный университет

### Адрес для корреспонденции

220045, Республика Беларусь,  
г. Минск, ул. Курчатова, 5  
Белорусский государственный университет  
Тел.: +375 17 209-59-29  
E-mail: vlasukova@bsu.by  
Власукова Людмила Александровна

### Information about the authors

**Koval'chuk N. S.**, Cand. of Sci., Associate Professor, Deputy Director – Chief Engineer, JSC “INTEGRAL” – Manager Holding Company “INTEGRAL”

**Demidovich S. A.**, Leading Engineer at the Branch Laboratory of New Technologies and Materials, JSC “INTEGRAL” – Manager Holding Company “INTEGRAL”

**Vlasukova L. A.**, Cand. of Sci., Head of the Scientific Laboratory of Materials and Device Structure for Micro- and Nanoelectronics at the Faculty of Radiophysics and Computer Sciences, Belarusian State University

**Parkhomenko I. N.**, Cand. of Sci., Leading Researcher at Scientific Laboratory of Materials and Device Structures for Micro- and Nanoelectronics at the Faculty of Radiophysics and Computer Sciences, Belarusian State University

### Address for correspondence

220045, Republic of Belarus,  
Minsk, Kurchatova St., 5  
Belarusian State University  
Tel.: +375 17 209-59-29  
E-mail: vlasukova@bsu.by  
Vlasukova Liudmila Aleksandrovna