

УДК 621.382

ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ АЗОТА НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОДЗАТВОРНОГО ДИЭЛЕКТРИКА СИЛОВЫХ МОП-ТРАНЗИСТОРОВ

В. Б. ОДЖАЕВ¹⁾, А. К. ПАНФИЛЕНКО²⁾, А. Н. ПЕТЛИЦКИЙ²⁾, В. С. ПРОСОЛОВИЧ¹⁾,
Н. С. КОВАЛЬЧУК²⁾, Я. А. СОЛОВЬЕВ²⁾, В. А. ФИЛИПЕНЯ²⁾, Д. В. ШЕСТОВСКИЙ²⁾

¹⁾Белорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, 220030, г. Минск, Беларусь

²⁾«Интеграл» – управляющая компания холдинга «Интеграл»,
ул. Казинца, 121А, 220108, г. Минск, Беларусь

Исследованы силовые МОП-транзисторы с вертикальной структурой. В ряд приборов дополнительно производилась ионная имплантация азота с энергиями 20 и 40 кэВ в диапазоне доз $1 \cdot 10^{13}$ – $5 \cdot 10^{14}$ см⁻² через защитный оксид толщиной 20 нм. Для одной группы пластин сначала выполнялся быстрый термический отжиг, затем осуществлялось снятие оксида (прямой порядок), для другой группы – в противоположной последовательности (обратный порядок). Установлено, что при дополнительном внедрении ионов азота дозами $1 \cdot 10^{13}$ – $5 \cdot 10^{13}$ см⁻² с энергией 20 кэВ наблюдается увеличение заряда пробоя подзатворного диэлектрика для прямого порядка отжига. Максимальный эффект имел место для образцов при дозе ионов азота $1 \cdot 10^{13}$ см⁻² и прямом порядке термообработки. Это обусловлено взаимодействием в процессе отжига атомов азота с оборванными связями границы раздела Si – SiO₂, в результате чего образуются прочные химические связи, препятствующие накоплению заряда на поверхности границы раздела Si – SiO₂. Предположено, что основной вклад в ток утечки затвора вносит туннелирование носителей заряда через ловушки.

Ключевые слова: подзатворный диэлектрик; ионная имплантация; ионы азота; силовые МОП-транзисторы.

Образец цитирования:

Оджаев ВБ, Панфиленко АК, Петлицкий АН, Просолович ВС, Ковальчук НС, Соловьев ЯА, Филипня ВА, Шестовский ДВ. Влияние ионной имплантации азота на электрофизические свойства подзатворного диэлектрика силовых МОП-транзисторов. *Журнал Белорусского государственного университета. Физика.* 2020;3:55–64.
<https://doi.org/10.33581/2520-2243-2020-3-55-64>

For citation:

Odzaev VB, Panfilenko AK, Pyatlitski AN, Prasalovich US, Kovalchuk NS, Soloviev YaA, Filipenia VA, Shestovski DV. Influence of nitrogen ion implantation on the electrophysical properties of the gate dielectric of power MOSFETs. *Journal of the Belarusian State University. Physics.* 2020;3:55–64. Russian.
<https://doi.org/10.33581/2520-2243-2020-3-55-64>

INFLUENCE OF NITROGEN ION IMPLANTATION ON THE ELECTROPHYSICAL PROPERTIES OF THE GATE DIELECTRIC OF POWER MOSFETs

V. B. ODZAEV^a, A. K. PANFILENKA^b, A. N. PYATLITSKI^b, U. S. PRASALOVICH^a,
N. S. KOVALCHUK^b, Ya. A. SOLOVIEV^b, V. A. FILIPENIA^b, D. V. SHESTOVSKI^b

^aBelarusian State University, 4 Niezaliežnasci Avenue, Minsk 220030, Belarus

^b«Integral» – Holding Management Company, 121A Kazinka Street, Minsk 220108, Belarus

Corresponding author: U. S. Prasalovich (prosolovich@bsu.by)

Power MOS-transistors with vertical structure are investigated. Additionally, in some devices, ion implantation of nitrogen with energies of 20 and 40 keV was carried out in a dose range of $1 \cdot 10^{13}$ – $5 \cdot 10^{14}$ cm⁻² through a sacrificial oxide 20 nm thick. For one group of wafers, rapid thermal annealing was first carried out, then oxide removal (forward order), for the other group – in the opposite sequence (reverse order). It was found that with the additional doping of nitrogen ions in doses of $1 \cdot 10^{13}$ – $5 \cdot 10^{13}$ cm⁻² with energy of 20 keV, an increasing of gate dielectric charge to breakdown for both types of annealing is observed. The maximum effect occurred for the samples at a dose of nitrogen ions of $1 \cdot 10^{13}$ cm⁻² with the forward heat treatment order. This is due to the interaction of nitrogen atoms with dangling bonds of the Si – SiO₂ interface during annealing, as a result of which strong chemical bonds are formed that prevent charge accumulation on the surface of the Si – SiO₂ interface. It is assumed that the main contribution to the gate leakage current is made by the tunneling of charge carriers through traps.

Keywords: gate dielectric; ion implantation; nitrogen ions; power MOS-transistors.

Введение

Ключевым элементом, определяющим стабильность параметров МОП-транзисторов, является подзатворный диэлектрик, от качества которого в значительной мере зависят электрофизические характеристики приборов [1; 2]. Наличие дополнительного встроенного заряда в диэлектрике, а также быстрых поверхностных состояний на границе раздела Si – SiO₂ может приводить к существенному снижению эксплуатационных характеристик. Одним из способов устранения указанной проблемы является модификация структуры полупроводниковых приборов, однако применение данного метода затруднено тем, что любое улучшение одного параметра, как правило, негативно отражается на других [3]. В работах [1; 4] предложены способы улучшения эксплуатационных характеристик (величина заряда пробоя, ток насыщения, ток утечки затвора и т. д.) управляющих МОП-транзисторов СБИС путем азотирования подзатворного диэлектрика или его границ раздела с монокристаллическим кремнием методами нитрирования, ионной имплантации (ИИ) или посредством плазмостимулированных процессов. Обычно введение атомов азота в подзатворный оксид производится при выполнении термообработок из газовой фазы, содержащей азот, однако в данном случае сложно контролировать количество вводимого азота. Перспективным в этом плане является применение ИИ, позволяющей прецизионно вводить заданную концентрацию примесных атомов.

В настоящей работе проанализировано влияние азотирования подзатворного оксида методом ИИ на электрофизические характеристики подзатворного диэлектрика силовых МОП-транзисторов, а также определены оптимальные режимы ИИ азота, окисления и постимплантационного отжига.

Методика эксперимента

Исследовались силовые МОП-транзисторы с вертикальной структурой, полученные на основе метода двойной диффузии (DMOSFET). Приборы создавались на кремниевых пластинах проводимостью *p*-типа с удельным сопротивлением $\rho = 0,005$ Ом · см ориентацией (100) с эпитаксиальным слоем *p*-типа ($\rho = 2$ Ом · см). Области базы транзисторов формировались ИИ фосфора с энергией 80 кэВ дозой $5 \cdot 10^{14}$ см⁻². Азот имплантировался в активную область структуры прибора через защитный оксид толщиной 20 нм с энергиями 20 и 40 кэВ в диапазоне доз $1 \cdot 10^{13}$ – $5 \cdot 10^{14}$ см⁻² в одну половину кремниевой пластины. Далее пластины подвергались быстрому термическому отжигу (БТО) в атмосфере азота при температуре 900 или 1000 °С в течение 15 с и химическому травлению защитного оксида до полного его удаления (для каждой дозы имплантации и каждого режима БТО использовались отдельные пластины). Для одной группы пластин сперва проводился БТО, после выполнялось снятие оксида (прямой порядок, или *F*), для другой группы – сначала снятие оксида, а потом БТО (обратный порядок, или *B*). Затем

осуществлялось выращивание оксида затвора толщиной 42 нм и последующие операции по формированию прибора. Параллельно исследовались контрольные образцы, изготовленные на второй половине той же кремниевой пластины, прошедшие все этапы формирования прибора, но без ИИ азота (W/O).

Вольт-амперные характеристики (ВАХ) и вольт-фарадные характеристики (ВФХ) регистрировались на измерителе параметров полупроводниковых приборов Agilent B1500A (*Agilent Technologies*, США) с зондовой станцией Cascade Summit 11000B-AP (*Cascade Microtech*, США) по 10 приборам как для каждого режима азотирования, так и для соответствующих им контрольных образцов на этой же пластине. ВАХ измерялись в режиме ограничения тока $I_{\max} = 1$ А. Погрешность измерения тока утечки сток – затвор ($I_{cз}$) была не хуже $\pm 0,1$ %. ВФХ регистрировались в диапазоне напряжений от -10 до $+10$ В на частоте 1 МГц. Контроль параметров времязависимого пробоя диэлектрических слоев проводился автоматизированным измерительным комплексом HP4061 A (*Hewlett-Packard*, США) по 20 приборам на каждой пластине (10 – для азотированной части и 10 – для контрольных образцов). Данный тип тестирования выполняется при высоких стрессовых воздействиях на тестовые структуры в составе пластин и измеряет деградацию параметров при стрессовых нагрузках [5]. Его суть заключается в воздействии на структуру экспоненциально возрастающим током. Основным параметром, получаемым в ходе данного теста, является заряд пробоя, который сильнее зависит от дефектности диэлектрика, чем напряжение пробоя. Плотность дефектов определяется по величине накопленного количества заряда, инжектированного в диэлектрик до момента его пробоя. Профиль и распределения атомов азота по глубине после проведения ИИ рассчитывались программой TRIM-2013.

Результаты и их обсуждение

Установлено, что в интервале напряжений на затворе (V_3) от -10 до $+10$ В при замкнутых на землю стоке ($V_c = 0$) и истоке ($V_n = 0$) дополнительная имплантация азота при использовании прямого порядка БТО позволяет снизить разброс токов утечки подзатворного оксида от пластины к пластине по сравнению с контрольными структурами (рис. 1). Это указывает на улучшение воспроизводимости данного параметра, что является следствием положительного влияния азотирования диэлектрика на качество изготавливаемой МОП-структуры. Стоит отметить, что для прямого процесса отжига при энергии ионов азота 40 кэВ для дозы $2 \cdot 10^{13}$ см $^{-2}$ имеет место существенное снижение токов утечки затвора, что, вероятно, обусловлено более глубоким проникновением имплантированного азота в кремний, чем при энергии N^+ 20 кэВ. Вследствие этого происходит локализация большей концентрации атомов азота в области нестехиометрической части границы раздела Si – SiO $_2$. Исходя из структуры силового DMOSFET-транзистора, можно утверждать, что для случая $V_3 \neq 0$ при $V_c = 0$, $V_n = 0$ основной вклад в проводимость будет вносить ток утечки затвор – сток ($I_{зс}$). Это обусловлено тем, что толщина пассивирующего слоя превосходит толщину подзатворного оксида, а площадь границ раздела между затвором и p^+ -областью истока существенно меньше площади границ раздела подзатворного оксида между затвором и стоком.

Основными механизмами проводимости диэлектриков являются эмиссия Шоттки, омическая проводимость, прямое туннелирование, туннелирование Фаулера – Нордгейма, прыжковая проводимость, ток, ограниченный пространственным зарядом, ионная проводимость [6; 7]. Ток эмиссии Шоттки зависит от высоты барьера и толщины оксида [7]. Поскольку SiO $_2$ – материал с широкой запрещенной зоной ($E_g = 9$ эВ), а применяемый в наших экспериментах подзатворный оксид не является ультратонким (42 нм), данный механизм не вносит существенного вклада в проводимость подзатворного диэлектрика [8]. Омическая проводимость имеет линейную зависимость, прямое туннелирование характерно для тонких диэлектрических пленок (менее 7 нм), как и туннелирование Фаулера – Нордгейма [6]. Ток, ограниченный пространственным зарядом, свойствен диэлектрикам толщиной около 10 мкм, а ионная проводимость вносит пренебрежимо малый вклад вследствие низкой подвижности ионов диэлектрика при комнатной температуре [6; 7]. Таким образом, основной вклад в проводимость в нашем случае, вероятнее всего, вносит туннелирование через ловушки. Этот механизм утечки начинает проявляться при слабых электрических полях. Ток туннелирования через ловушки (J_H) имеет экспоненциальную зависимость [6]:

$$J_H = qanv \exp \left[\frac{qaV_o}{d_{ок}kT} - \frac{E_a}{kT} \right],$$

где a – расстояние между ловушками; n – концентрация носителей заряда в диэлектрике; v – частота тепловых колебаний электронов на ловушках; $d_{ок}$ – толщина подзатворного диэлектрика; E_a – положение ловушек в запрещенной зоне диэлектрика. В рассматриваемом нами случае также имеем экспоненциальную зависимость тока утечки затвора от напряжения на затворе (рис. 2). Термически активированный

прыжок от одного дефекта к другому происходит в диэлектриках, богатых ловушками [9] (для нашего диэлектрика плотность фиксированного заряда в подзатворном оксиде $Q_{ss} \approx 7 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$). Это позволяет предположить, что основной вклад в ток утечки затвора действительно вносит туннелирование носителей заряда через ловушки.

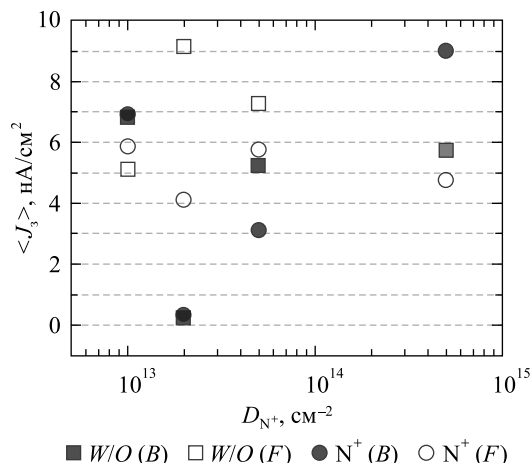


Рис. 1. Зависимость средней величины плотности тока утечки затвора транзистора ($\langle J_3 \rangle$) от дозы ИИ азота (D_{N^+}) при обратном (B) и прямом (F) порядке термообработки для образцов, имплантированных N^+ , и для контрольных образцов (W/O). Энергия имплантации для доз $1 \cdot 10^{13}$; $5 \cdot 10^{13}$; $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ – 20 кэВ, для дозы $2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ – 40 кэВ

Fig. 1. Dependence of the average leakage current density of the transistor gate ($\langle J_3 \rangle$) on the dose of nitrogen ion implantation (D_{N^+}) for the reverse (B) and forward (F) heat treatment samples implanted by N^+ and control samples (W/O). Implantation energy for doses of $1 \cdot 10^{13}$; $5 \cdot 10^{13}$; $5 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ – 20 keV, for a dose of $2 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ – 40 keV

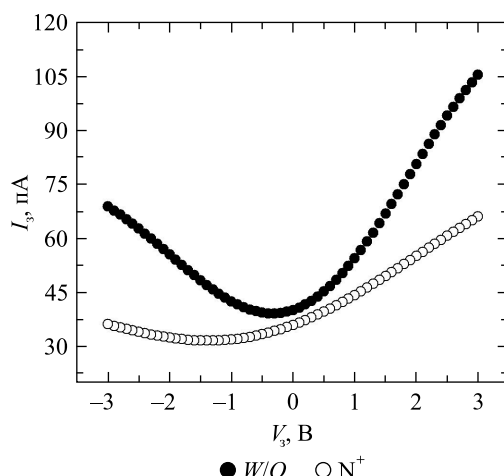


Рис. 2. Зависимость тока утечки затвора (I_3) от напряжения на затворе (V_3) для образцов, имплантированных ионами азота (N^+) дозой $2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ с энергией 40 кэВ (прямой процесс отжига), и соответствующих контрольных образцов (W/O)

Fig. 2. Dependence of the gate leakage current (I_3) on the gate voltage (V_3) for samples implanted by nitrogen ions (N^+) with a dose of $2 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ by energy of 40 keV (forward annealing order), and corresponding control samples (W/O)

Следует отметить, что напряжение пробоя для всех исследовавшихся транзисторов практически не зависело от технологии их изготовления. Однако величина заряда пробоя (Q_{BD}) у ряда приборов, создаваемых с дополнительной операцией легирования ионами азота, существенно отличается от аналогичного параметра контрольных образцов. На рис. 3 приведены дозовые зависимости отклонения средней величины удельного заряда пробоя ($\Delta \langle Q_{BD} \rangle$) при обратном (B) и прямом (F) порядке термообработки для образцов, имплантированных N^+ , от соответствующей величины для контрольных образцов. Эффект возрастания значения $\langle Q_{BD} \rangle$ наблюдается у приборов, имплантированных ионами азота с энергией 20 кэВ при дозе $1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ (для обоих режимов отжига), а также при дозах имплантации $2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ (B) и $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ (F).

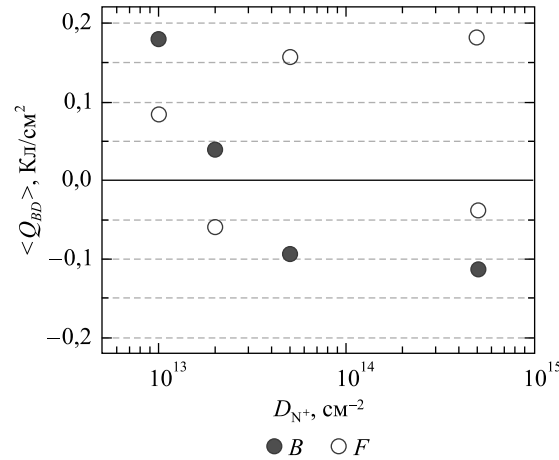


Рис. 3. Дозовая зависимость отклонения средней величины заряда пробоя для образцов, имплантированных N^+ , от аналогичной величины для контрольных образцов при обратном (B) и прямом (F) порядке термообработки.

Энергия имплантации для доз $1 \cdot 10^{13}$; $5 \cdot 10^{13}$; $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ – 20 кэВ, для дозы $2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ – 40 кэВ

Fig. 3. Dose dependence of the average charge to breakdown deviation for samples implanted by N^+ from the same value for control samples in the reverse (B) and forward (F) heat treatment order.

Implantation energy for doses of $1 \cdot 10^{13}$; $5 \cdot 10^{13}$; $5 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ – 20 keV, for a dose of $2 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ – 40 keV

Наиболее существенное различие получено для образцов, имплантированных ионами азота дозой $1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$, при прямом режиме отжига. Для этих образцов значение $\langle Q_{BD} \rangle$ возросло на 15 % по сравнению с аналогичной величиной для контрольных образцов, удельный заряд пробоя $0,853 \text{ Кл/см}^2$ выдерживало около 60 % приборов, тогда как среди контрольных образцов – не более 20 %. При удельном заряде пробоя до $0,3 \text{ мКл/см}^2$ пробивалось около 10 % контрольных образцов, в то время как из числа приборов, созданных с дополнительной операцией легирования ионами азота, ни один не был пробит. Это свидетельствует о том, что присутствие атомов азота в слое диэлектрика и на его границах оказывает существенное воздействие на устойчивость сформированного устройства к процессам образования поверхностных состояний, которые непосредственно влияют на величину Q_{BD} .

Для образцов, имплантированных ионами азота дозой $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$, при обратном режиме термообработки значение $\langle Q_{BD} \rangle$ меньше, чем при прямом режиме. Вероятно, это обусловлено тем, что при проведении отжига после удаления защитного оксида (обратный порядок) атомы азота легко выходят наружу, покидая диэлектрик. Вследствие этого радиационные дефекты, образовавшиеся после дополнительной ИИ азота и последующего БТО, имеют меньше центров аннигиляции и стока, что сказывается на значении Q_{BD} .

При увеличении дозы ИИ азота до $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ и повышении энергии ИИ до 40 кэВ значение $\langle Q_{BD} \rangle$ становится ниже, чем для контрольных образцов, независимо от режима термообработки, что, вероятнее всего, обусловлено возрастанием числа постимплантационных дефектов вследствие дополнительного ионного внедрения азота. Если доза имплантации азота превышает $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$, в кремниевой подложке в процессе отжига формируются дислокационные петли, снижающие надежность оксида затвора [10; 11].

Однако для образцов, имплантированных ионами азота с энергией 40 кэВ дозой $2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$, при обратном порядке термообработки наблюдается также небольшое увеличение средней величины заряда пробоя по сравнению с аналогичной величиной для контрольных образцов. Вероятно, это объясняется тем, что отсутствие защитного оксида при БТО позволяет образовавшимся точечным дефектам частично аннигилировать на поверхности благодаря наличию на ней атомов азота, не формируя более крупных устойчивых структурных дефектов типа дислокаций и дислокационных петель. При энергии имплантации 40 кэВ в кремнии будет задерживаться большее количество имплантированных атомов азота вследствие их более глубокой локализации, чем при энергии имплантации 20 кэВ (проецированный пробег ионов, согласно расчетам программы TRIM-2013, составляет 110 и 60 нм соответственно). Таким образом, малое количество постимплантационных дефектов при дозах ионов азота до $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ (энергия 20 кэВ) и отсутствие испарения атомов азота с поверхности в реактор при прямом порядке термообработки позволяют повысить величину заряда пробоя подзатворного оксида полевых транзисторов.

Полученные результаты хорошо согласуются со значениями плотности фиксированного заряда (Q_{SS}). С увеличением дозы ИИ до $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ возрастает значение Q_{SS} (для прямого порядка отжига – на 20,3 %, для обратного – на 10,3 %).

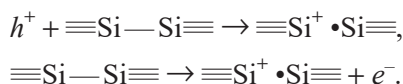
для обратного – на 2,4 %), что свидетельствует о возникновении дефектов внутри формируемого диэлектрика. Вероятно, при обратном порядке отжига часть возникающих при ИИ азота дефектов, в том числе и сами имплантируемые атомы азота, находят места для стока на поверхности кремния, не оказывая влияния на характеристики азотированного оксида. Этот эффект не наблюдается при прямом порядке отжига ввиду наличия слоя защитного оксида на поверхности Si при проведении БТО. Можно заключить, что присутствие атомов азота уменьшает дефектность кристаллической структуры имплантированной подложки, границы раздела Si – SiO₂ и формируемого оксида, что проявляется в снижении значений Q_{SS} для образцов, дополнительно имплантированных ионами азота, по сравнению с контрольными образцами.

Следовательно, проведение дополнительной операции ИИ азота при изготовлении силовых МОП-транзисторов с вертикальной структурой оказывает существенное влияние на дефектность подзатворного диэлектрика. Действительно, в момент приложения стрессового воздействия к структуре при измерениях времязависимого пробоя в подзатворном диэлектрике протекает преимущественно туннельный ток Фаулера – Нордгейма [5], под действием которого имеет место генерация так называемых внутренних дефектов, обусловленных наличием структурных нарушений в диэлектрике, возникающих в процессе его формирования. Достигнув критической плотности, они вызывают образование в диэлектрике проводящего канала и пробой. При увеличении приложенного потенциала происходит инжекция носителей заряда в оксид, что приводит к разрыву ковалентных связей атомов, вследствие чего в оксиде и на его границе раздела формируются ловушки. Пробой диэлектрика возникает при перекрытии ловушек и образовании проводящего канала от затвора до проводящего канала транзистора. Меньшая концентрация ловушек, упрочнение связей на границе раздела Si – SiO₂ и в слое оксида у образцов, дополнительно имплантированных N⁺, увеличивают электрическую прочность диэлектрика.

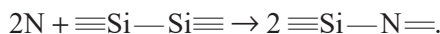
Наряду с генерированной дефектностью за счет приложенного поля в диэлектрике могут существовать так называемые внешние дефекты, привнесенные в него в процессе производства: загрязнения, механические напряжения, вакансии. При приложении электрического поля к диэлектрику с такими дефектами проводящий путь в нем формируется быстрее, и пробой диэлектрика происходит при более низких значениях напряжения. Плотность «внешних» дефектов напрямую связана с условиями производства. Учитывая, что формирование силовых МОП-транзисторов, дополнительно легированных ИИ азота, и контрольных образцов проводилось на разных половинах одной и той же кремниевой пластины, можно предположить, что количество «внешних» дефектов в обоих видах исследовавшихся приборов существенно не различалось.

Согласно работе [12] связи Si₃—N на границе раздела являются стабильными и выдерживают высокую температуру термообработки, что способствует накоплению атомов азота на границе раздела Si – SiO₂. Это согласуется с различием величин ковалентных радиусов азота (0,7 Å) и кремния (1,175 Å). Имплантированные атомы азота, находящиеся в узлах [13], вызывают механические напряжения кристаллической решетки и после отжига покидают их, переходя в междоузлия. Экспериментальными наблюдениями рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии установлено, что любой атом азота, который достигает поверхности кремниевой подложки, накапливается на границе Si – SiO₂ [4; 13]. Диффузия азота к поверхности обусловлена градиентом его концентрации и возникшими упругими напряжениями в кристаллической решетке.

Граница раздела представляет собой тонкий переходный слой нестехиометрического состава SiO_x, в котором кремний имеет степени окисления Si⁺, Si²⁺ и Si³⁺ и образует свойственные только границе группировки атомов: поверхностные состояния, дефекты, возникшие вследствие несоответствия периодов решеток, парамагнитные P_{b0} -центры ($\equiv\text{Si}_3\text{Si}\cdot$) с одной нескомпенсированной ковалентной связью атома кремния (рис. 4) и E' -центры ($\cdot\text{Si}\equiv\text{O}_3$) [14; 15]. Наибольшая концентрация дефектов (слои атомов кремния – P_{b0} -центры) находится вблизи границы раздела Si – SiO₂ на примыкающей к ней поверхности со стороны подложки и на тонком переходном слое нестехиометрического состава SiO_x (E' -центры) [15]. Согласно работам [16–18] к образованию P_{b0} -центра и положительно заряженного E' -центра также может приводить захват дырок на нейтральный диамагнитный Si—Si-дефект либо высвобождение электрона:



При формировании слоя азотированного оксида в случае, когда атомы азота взаимодействуют в том числе и с напряженными Si—Si-связями, что приводит к образованию новых Si—N-связей [10; 19], наиболее вероятным будет протекание реакции



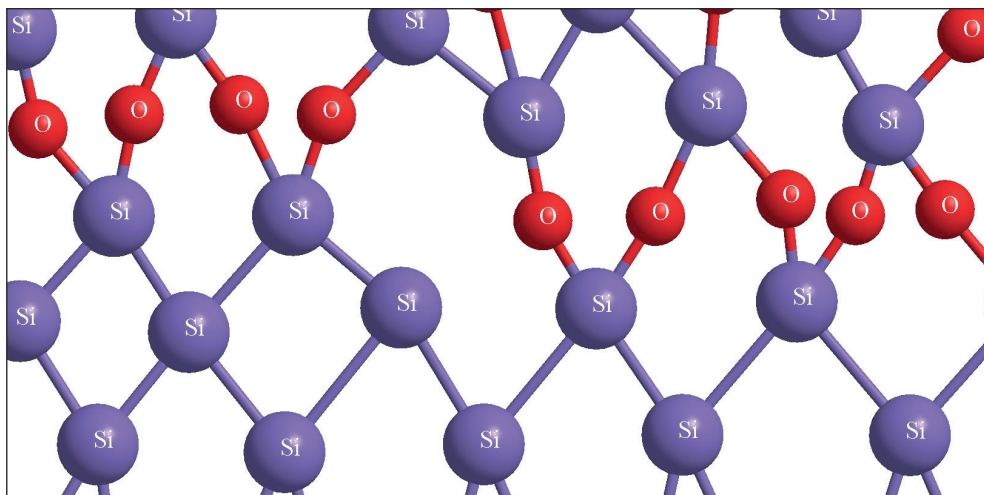


Рис. 4. P_{b0} -центр на границе Si – SiO₂

Fig. 4. P_{b0} -center at the Si – SiO₂ interface

Азот вступает в химическое взаимодействие также и с P_{b0} -центрами, происходит образование Si—N-связей (рис. 5) [10; 19], в результате чего плотность поверхностных состояний на границе кремний – оксинитрид кремния будет уменьшаться:

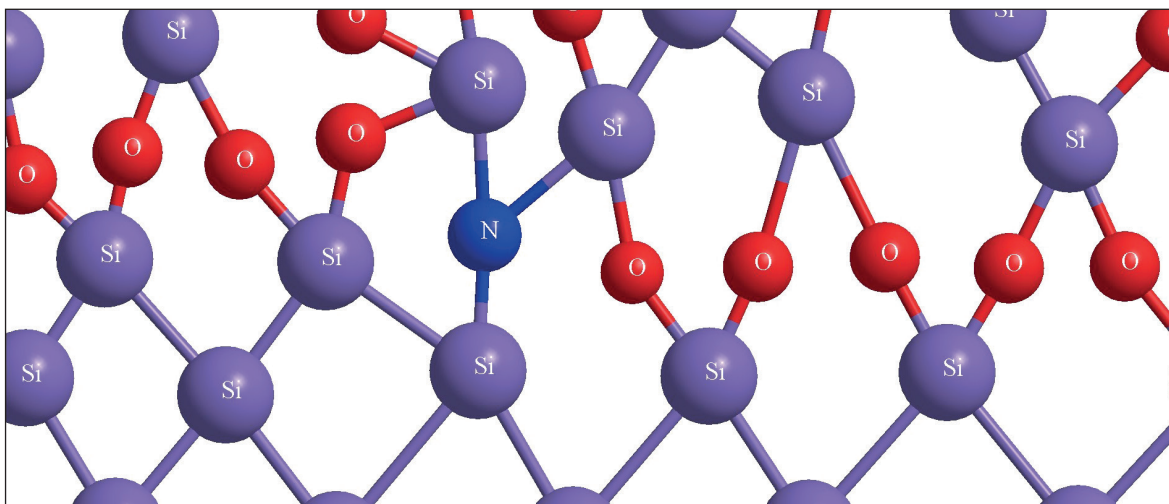
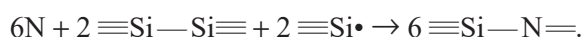


Рис. 5. Образование химических связей атома азота с атомами кремния на границе Si – SiO₂

Fig. 5. Chemical bonds formation of a nitrogen atom with silicon atoms at the Si – SiO₂ interface

Таким образом, атомы азота, взаимодействуя с оборванными связями, заменяя нескомпенсированные или напряженные связи на более устойчивые (ввиду высокой электроотрицательности азота), могут интегрироваться на границе, образуя более прочные связи, чем в объеме Si. Устранение дефектов на границе оксида, имплантированного азотом, улучшает такую его характеристику, как заряд пробоя, способствует уменьшению процессов деградации, вызванных горячими электронами [10; 20].

Полученные результаты не могут быть объяснены замедлением скорости роста оксида, содержащего атомы азота. При использованных дозах ИИ азота значения толщин подзатворных оксидов приборов, полученные на основании измерений ВФХ, не отличались более чем на 5 %. Вероятно, это обусловлено тем, что в процессе окисления и отжига большая часть атомов азота сдвигается к границе раздела Si – SiO₂, образуя вблизи нее слой с повышенной концентрацией азота. Именно окисление этого слоя может замедлить общую кинетику, но только на начальных этапах процесса формирования оксида. Впоследствии оставшаяся в кремниевой подложке часть атомов азота более низкой концентрации не сможет существенно повлиять на кинетику роста толстых оксидных слоев. Наши предположения согласуются с данными работ [10; 21; 22]. Так, в исследовании [21] наблюдалось снижение скорости

роста оксида, начиная с доз имплантации $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ при толщине полученного слоя подзатворного оксида 2–4 нм. Однако в работе [22] показано, что существует некоторый период времени, в течение которого происходит замедление скорости роста оксида, но впоследствии скорость окисления становится практически такой же, как и для не имплантированного азотом кремния. Также в статье [22] отмечено, что ощутимое влияние на скорость роста оксида толщиной около 70 нм будут оказывать только дозы имплантации азота не менее чем $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$.

Заключение

Установлено, что для ряда силовых МОП-транзисторов с вертикальной структурой, созданных с применением дополнительной операции имплантации ионов азота дозами $1 \cdot 10^{13}$ – $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ с энергией 20 кэВ, наблюдается рост средней величины заряда пробоя подзатворного диэлектрика для прямого порядка постимплантационного БТО, а также уменьшение плотности фиксированного заряда Q_{SS} . Максимальный эффект имеет место для образцов с азотированным оксидом, полученным ИИ азота дозой $1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$, при прямом порядке термообработки. Для данных образцов значение $\langle Q_{BD} \rangle$ возросло на 15 %, удельный заряд пробоя $0,853 \text{ Кл/см}^2$ выдерживало около 60 % приборов. Это обусловлено тем, что в процессе отжига азот взаимодействует с оборванными связями атомных слоев границы раздела Si – SiO₂, где оксид кремния имеет нестехиометрический состав SiO_x. В результате этого образуются более прочные химические связи, препятствующие накоплению заряда на поверхности границы раздела Si – SiO₂. С увеличением дозы ИИ азота до $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ значение $\langle Q_{BD} \rangle$ становится ниже, чем для образцов без дополнительной ИИ азота, что обусловлено возрастающим влиянием постимплантационных дефектов.

Дополнительная имплантация азота при использовании прямого порядка БТО позволяет снизить разброс токов утечки подзатворного оксида от пластины к пластине по сравнению с контрольными структурами, что указывает на улучшение диэлектрических свойств оксида и его границ в МОП-структуре. Для прямого процесса отжига при энергии ионов азота 40 кэВ для дозы $2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ имеет место существенное снижение токов утечки затвора, что, вероятно, обусловлено более глубоким проникновением имплантированного азота в кремний, чем при энергии N⁺ 20 кэВ. Вследствие этого при БТО происходит локализация большей концентрации атомов азота в области нестехиометрической части границы раздела Si – SiO₂ и ее более эффективная пассивация. Предположено, что основной вклад в ток утечки затвора вносит туннелирование носителей заряда через ловушки.

Библиографические ссылки

1. Красников ГЯ. *Конструктивно-технологические особенности субмикронных МОП-транзисторов*. 2-е издание, исправленное. Москва: Техносфера; 2011. 800 с.
2. Оджаев ВБ, Петлицкий АН, Просолович ВС, Турцевич АС, Шведов СВ, Филипеня ВА и др. Влияние технологических примесей на электрофизические параметры МОП-транзистора. *Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук*. 2014;4:14–17.
3. Baliga BJ. *Advanced power MOSFET concepts*. New York: Springer Science + Business Media; 2010. 578 p. DOI: 10.1007/978-1-4419-5917-1.
4. Adam LS, Bowen C, Law ME. On implant-based multiple gate oxide schemes for system-on-chip integration. *IEEE Transactions on Electron Devices*. 2003;50(3):589–600. DOI: 10.1109/TED.2003.810473.
5. Dumin DJ, editor. *Oxide reliability: a summary of silicon oxide wearout, breakdown, and reliability*. Singapore: World Scientific; 2002. 280 p. (Selected topics in electronics and systems; volume 23). DOI: 10.1142/4880.
6. Chiu F-C. A review on conduction mechanisms in dielectric films. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2014;2014: 578168. DOI: 10.1155/2014/578168.
7. Sze SM, Lee MK. *Semiconductor devices: physics and technology*. 3rd edition. [S. l.]: John Wiley & Sons; 2012. 592 p.
8. Robertson J. High dielectric constant gate oxides for metal oxide Si transistors. *Reports on Progress in Physics*. 2005;69(2): 327–396. DOI: 10.1088/0034-4885/69/2/R02.
9. Khanin SD. Hopping electronic conduction in metal oxide films and their insulating properties. In: *Proceedings of the 4th International conference on conduction and breakdown in solid dielectrics; 1992 June 22–25; Sestri Levante, Italy*. [S. l.]: Institute of Electrical and Electronics Engineers; 1992. p. 57–61. DOI: 10.1109/ICSD.1992.224960.
10. Nam I-H, Hong S-I, Sim J-S, Park B-G, Lee JD. 열처리 효과가 질소이온주입후에 성장시킨 산화막의 Q_{BD} 특성에 미치는 영향 [Annealing effects on QBD of ultra-thin gate oxide grown on nitrogen implanted silicon]. *Journal of the Institute of Electronics Engineers of Korea SD*. 2000;37(3):6–13. Korean.
11. Nam I-H, Sim JS, Hong SI, Park B-G, Lee JD, Lee S-W, et al. Ultrathin gate oxide grown on nitrogen-implanted silicon for deep submicron CMOS transistors. *IEEE Transactions on Electron Devices*. 2001;48(10):2310–2316. DOI: 10.1109/16.954470.
12. Takasaki K, Irino K, Aoyama T, Momiyama Y, Nakanishi T, Tamura Y, et al. Impact of nitrogen profile in gate nitrided-oxide on deep-submicron CMOS performance and reliability. *Fujitsu Scientific and Technical Journal*. 2003;39(1):40–51.

13. Челябинский АР, Явид ВЮ, Венгерэк П. Накопление радиационных дефектов в кремнии при имплантации ионов азота. В: *Взаимодействие излучений с твердым телом. Материалы 5-й Международной научной конференции; 6–9 октября 2003 г.; Минск, Беларусь*. Минск: БГУ; 2003. с. 206–208.
14. Берченко НН, Медведев ЮВ. Химия границы раздела сложный полупроводник – собственный диэлектрик. *Успехи химии*. 1994;63(8):655–672.
15. Ryan JT, Lenahan PM, Grasser T, Enichlmair H. Recovery-free electron spin resonance observations of NBTI degradation. In: *2010 IEEE International reliability physics symposium; 2010 May 2–6; Anaheim, CA, USA*. [S. l.]: Institute of Electrical and Electronics Engineers; 2010. p. 43–49. DOI: 10.1109/IRPS.2010.5488854.
16. DiMaria DJ, Stasiak JW. Trap creation in silicon dioxide produced by hot electrons. *Journal of Applied Physics*. 1989;65(6):2342–2356. DOI: 10.1063/1.342824.
17. Гриценко ВА, Журавлев КС, Надолинный ВА. Квантование электронного спектра и локализация электронов и дырок в кремниевых квантовых точках. *Физика твердого тела*. 2011;53(4):803–806.
18. Li FM, Nathan A. *CCD image sensors in deep-ultraviolet: degradation behavior and damage mechanisms*. Berlin: Springer-Verlag; 2005. 231 p. DOI: 10.1007/b139047.
19. Гриценко ВА. Структура границ раздела кремний/оксид и нитрид/оксид. *Успехи физических наук*. 2009;179(9):921–930. DOI: 10.3367/UFNr.0179.200909a.0921.
20. Guarin FJ, Rauch SE, La Rosa G, Brelsford K. Improvement in hot carrier lifetime as a function of N2 ion implantation before gate oxide growth in deep submicron NMOS devices. *IEEE Electron Device Letters*. 1999;20(12):602–604. DOI: 10.1109/55.806098.
21. Liu CT, Lloyd EJ, Ma Y, Du M, Opila RL, Hillenius SF. High performance 0.2 μm CMOS with 25 Å gate oxide grown on nitrogen implanted Si substrates. In: *International electron devices meeting. Technical digest; 1996 December 8–11; San Francisco, CA, USA*. [S. l.]: Institute of Electrical and Electronics Engineers; 1996. p. 499–502. DOI: 10.1109/IEDM.1996.553849.
22. Josquin WJM. The application of nitrogen ion implantation in silicon technology. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*. 1983;209–210(part 2):581–587. DOI: 10.1016/0167-5087(83)90855-4.

References

1. Krasnikov GYa. *Konstruktivno-tehnologicheskie osobennosti submikronnykh MOP-tranzistorov* [Design and technological features of submicron MOS-transistors]. 2nd edition, revised. Moscow: Tekhnosfera; 2011. 800 p. Russian.
2. Odzaev VB, Pyatlitski AN, Prasalovich VS, Turtsevich AS, Shvedau SV, Filipenia VA, et al. Influence of technological impurities on electrical parameters of MOS-transistor. *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*. 2014;4:14–17. Russian.
3. Baliga BJ. *Advanced power MOSFET concepts*. New York: Springer Science + Business Media; 2010. 578 p. DOI: 10.1007/978-1-4419-5917-1.
4. Adam LS, Bowen C, Law ME. On implant-based multiple gate oxide schemes for system-on-chip integration. *IEEE Transactions on Electron Devices*. 2003;50(3):589–600. DOI: 10.1109/TED.2003.810473.
5. Dumin DJ, editor. *Oxide reliability: a summary of silicon oxide wearout, breakdown, and reliability*. Singapore: World Scientific; 2002. 280 p. (Selected topics in electronics and systems; volume 23). DOI: 10.1142/4880.
6. Chiu F-C. A review on conduction mechanisms in dielectric films. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2014;2014:578168. DOI: 10.1155/2014/578168.
7. Sze SM, Lee MK. *Semiconductor devices: physics and technology*. 3rd edition. [S. l.]: John Wiley & Sons; 2012. 592 p.
8. Robertson J. High dielectric constant gate oxides for metal oxide Si transistors. *Reports on Progress in Physics*. 2005;69(2):327–396. DOI: 10.1088/0034-4885/69/2/R02.
9. Khanin SD. Hopping electronic conduction in metal oxide films and their insulating properties. In: *Proceedings of the 4th International conference on conduction and breakdown in solid dielectrics; 1992 June 22–25; Sestri Levante, Italy*. [S. l.]: Institute of Electrical and Electronics Engineers; 1992. p. 57–61. DOI: 10.1109/ICSD.1992.224960.
10. Nam I-H, Hong S-I, Sim J-S, Park B-G, Lee JD. 열처리 효과가 질소이온주입후에 성장시킨 산화막의 Q_{BD} 특성에 미치는 영향 [Annealing effects on QBD of ultra-thin gate oxide grown on nitrogen implanted silicon]. *Journal of the Institute of Electronics Engineers of Korea SD*. 2000;37(3):6–13. Korean.
11. Nam I-H, Sim JS, Hong SI, Park B-G, Lee JD, Lee S-W, et al. Ultrathin gate oxide grown on nitrogen-implanted silicon for deep submicron CMOS transistors. *IEEE Transactions on Electron Devices*. 2001;48(10):2310–2316. DOI: 10.1109/16.954470.
12. Takasaki K, Irino K, Aoyama T, Momiyama Y, Nakanishi T, Tamura Y, et al. Impact of nitrogen profile in gate nitrided-oxide on deep-submicron CMOS performance and reliability. *Fujitsu Scientific and Technical Journal*. 2003;39(1):40–51.
13. Chelyadinskii AR, Yavid VYu, Węgierek P. Accumulation of radiation defects in silicon implanted with nitrogen ions. In: *Vzaimodeistvie izlucheni s tverdyim telom. Materialy 5-i Mezhdunarodnoi nauchnoi konferentsii; 6–9 oktyabrya 2003 g.; Minsk, Belarus* [Interaction of radiation with solids. Proceedings of the 5th International scientific conference; 2003 October 6–9; Minsk, Belarus]. Minsk: Belarusian State University; 2003. p. 206–208. Russian.
14. Berchenko NN, Medvedev YuV. Chemistry of compound semiconductor – native dielectric interface. *Uspekhi khimii*. 1994;63(8):655–672. Russian.
15. Ryan JT, Lenahan PM, Grasser T, Enichlmair H. Recovery-free electron spin resonance observations of NBTI degradation. In: *2010 IEEE International reliability physics symposium; 2010 May 2–6; Anaheim, CA, USA*. [S. l.]: Institute of Electrical and Electronics Engineers; 2010. p. 43–49. DOI: 10.1109/IRPS.2010.5488854.
16. DiMaria DJ, Stasiak JW. Trap creation in silicon dioxide produced by hot electrons. *Journal of Applied Physics*. 1989;65(6):2342–2356. DOI: 10.1063/1.342824.
17. Gritsenko VA, Zhuravlev KS, Nadolnnyi VA. [Quantization of the electronic spectrum and localization of electrons and holes in silicon quantum dots]. *Fizika tverdogo tela*. 2011;53(4):803–806. Russian.
18. Li FM, Nathan A. *CCD image sensors in deep-ultraviolet: degradation behavior and damage mechanisms*. Berlin: Springer-Verlag; 2005. 231 p. DOI: 10.1007/b139047.

19. Gritsenko VA. [The structure of the silicon/oxide and nitride/oxide interface]. *Uspekhi fizicheskikh nauk*. 2009;179(9):921–930. Russian. DOI: 10.3367/UFNr.0179.200909a.0921.

20. Guarin FJ, Rauch SE, La Rosa G, Brelsford K. Improvement in hot carrier lifetime as a function of N₂ ion implantation before gate oxide growth in deep submicron NMOS devices. *IEEE Electron Device Letters*. 1999;20(12):602–604. DOI: 10.1109/55.806098.

21. Liu CT, Lloyd EJ, Ma Y, Du M, Opila RL, Hillenius SF. High performance 0.2 μ m CMOS with 25 Å gate oxide grown on nitrogen implanted Si substrates. In: *International electron devices meeting. Technical digest; 1996 December 8–11; San Francisco, CA, USA*. [S. l.]: Institute of Electrical and Electronics Engineers; 1996. p. 499–502. DOI: 10.1109/IEDM.1996.553849.

22. Josquin WJM. The application of nitrogen ion implantation in silicon technology. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*. 1983;209–210(part 2):581–587. DOI: 10.1016/0167-5087(83)90855-4.

Статья поступила в редакцию 07.04.2020.

Received by editorial board 07.04.2020.

Авторы:

Владимир Борисович Оджаев – доктор физико-математических наук, профессор; заведующий кафедрой физики полупроводников и нанoeлектроники физического факультета.

Анатолий Кузьмич Панфиленко – главный инженер.

Александр Николаевич Петлицкий – кандидат физико-математических наук; директор государственного центра «Бел-микроанализ» филиала НТЦ «Белмикросистемы».

Владислав Савельевич Просолович – кандидат физико-математических наук, доцент; заведующий научно-исследовательской лабораторией спектроскопии полупроводников кафедры физики полупроводников и нанoeлектроники физического факультета.

Наталья Станиславовна Ковальчук – кандидат технических наук, доцент; заместитель главного инженера.

Ярослав Александрович Соловьев – кандидат технических наук, доцент; заместитель директора филиала «Транзистор».

Виктор Анатольевич Филипеня – ведущий инженер государственного центра «Белмикроанализ» филиала НТЦ «Белмикросистемы».

Дмитрий Викторович Шестовский – инженер-технолог отдела перспективных технологических процессов.

Authors:

Vladimir B. Odzaev, doctor of science (physics and mathematics), full professor; head of the department of semiconductor physics and nanoelectronics, faculty of physics.

odzaev@bsu.by

Anatoli K. Panfilenko, chief engineer.

Aliaksandr N. Pyatlitski, PhD (physics and mathematics); director of the state center «Belmicroanalysis», branch STC «Belmicrosystems».

petan@tut.by

Uladislau S. Prasolovich, PhD (physics and mathematics), docent; head of the laboratory of semiconductor spectroscopy, department of semiconductor physics and nanoelectronics, faculty of physics.

prosolovich@bsu.by

Natalya S. Kovalchuk, PhD (engineering), docent; deputy chief engineer.

Yaroslav A. Soloviev, PhD (engineering), docent; deputy director of the branch «Transistor».

Viktar A. Filipenia, leading engineer at the state center «Belmicroanalysis», branch STC «Belmicrosystems».

Dmitry V. Shestovskii, engineer-technologist at the department of advanced technological processes.

dshestovski@integral.by

<https://orcid.org/0000-0002-4259-3276>