

Влияние термоотжига и условий охлаждения кристаллов n -Si<P> на температурные зависимости подвижности носителей заряда в области примесного рассеяния

Г. П. Гайдар

Институт ядерных исследований НАН Украины,
пр. Науки, 47, г. Киев, 03680, Украина, e-mail: gaydar@kinr.kiev.ua

Исследованы изменения температурных зависимостей подвижности носителей заряда в монокристаллах n -Si<P>, выращенных методом Чохральского, которые отжигались и охлаждались при различных условиях. Кристаллы с удельным сопротивлением $\rho_{300\text{K}} = 0,3$ и $4,4$ Ом·см отжигались при 1200 и 500°C в течение двух часов. Отжиг сопровождался быстрым ($\sim 1000^\circ\text{C}/\text{мин}$) или медленным ($\sim 1^\circ\text{C}/\text{мин}$) охлаждением. Показано, что подвижность свободных носителей заряда в случае примесного рассеяния определяется не только условиями термоотжига, но и скоростью охлаждения.

Ключевые слова: кремний, примесное рассеяние, подвижность носителей заряда, термоотжиг, условия охлаждения.

УДК 621.315.592

ВВЕДЕНИЕ

Основным материалом для производства наиболее широкого класса электронных приборов в полупроводниковой электронике был и остается кремний благодаря своим уникальным свойствам и достаточным природным запасам исходного сырья [1]. Приборы, изготовленные на его основе, широко используются в наукоемких отраслях, промышленности, медицине, бытовой и компьютерной технике, средствах телекоммуникаций. К ним относятся фотодиоды и фотоэлементы, силовые и высокочастотные диоды, интегральные микросхемы различного назначения, солнечные батареи, тензодатчики, транзисторы и многие другие [2].

Проблема управления физическими свойствами полупроводников посредством различных обработок особенно актуальна относительно кремния в связи с разработкой новых технологических материалов и приложений [3–8]. Монокристаллы кремния, используемые в микроэлектронике и приборостроении, существенно изменяют свои физические характеристики под влиянием различных физических воздействий [9]. Их всестороннее использование в таких условиях как большие нагрузки, быстро меняющиеся температурные режимы, значительные электрические, магнитные и радиационные поля, требует детального изучения свойств кремния, что создаст в дальнейшем предпосылки для учета указанных влияний при конструировании полупроводниковых приборов с целью повышения их надежности и продления срока службы.

Так, в работах [10, 11] предлагается использование тензорезистивного эффекта в n -Si и p -Si

для повышения подвижности носителей тока в каналах МОП-транзисторов (металл-окисел-полупроводник) n - и p -типа. В [11] исследовано влияние сильной одноосной деформации на свойства не только n -Si, но и кремния с изovalентной примесью германия. Показано, что для упруго деформированных образцов вдоль кристаллографического направления [100] характерной особенностью температурных зависимостей $I_{gr} = f(\lg T)$ есть переход от наклона $1,68$ до $1,83$, что объясняется активным вкладом g -переходов в междолинное рассеяние при $T > 330$ К. При этом снимаются f -переходы из междолинного рассеяния и подвижность электронов растет, что может быть использовано для повышения подвижности носителей тока в каналах n -МОП транзисторов, поскольку подвижность определяет такие важные параметры транзисторов, как крутизна вольт-амперных характеристик и предельная частота их переключения.

Известно [12, 13], что фирма Intel Corporation использует в 65 нм технологии изготовления электронных приборов на основе кремния направленную (одноосную) деформацию канала n -МОП транзисторов. Технология одноосно деформированного кремния позволяет получить при комнатной температуре значительное увеличение подвижности носителей тока: порядка 40% – для дырок в p -МОП транзисторах и $\sim 200\%$ – для электронов в n -МОП транзисторах при значениях давления ($600 \div 700$) МПа, тогда как ни биаксиальная деформация, ни гидростатическое давление не приводят к ощутимым изменениям подвижности. Подобная технология одноосной деформации каналов МОП-транзисторов используется также в структурах полупро-

водник на изоляторе [14].

Кроме того, следует принимать во внимание, что в технологии одноосно-деформированных каналов транзисторов применяются технологии эпитаксии. Фактически можно считать, что вся нанотехнология одноосно-деформированного кремния построена на эпитаксии, которая позволяет получать совершенные слои полупроводниковых материалов, их сплавов и структур.

Неотъемлемым звеном технологии изготовления твердотельных электронных приборов с распределенными параметрами на основе кристаллов кремния является их термообработка в различных условиях [15–22]. При разработке и обосновании последовательности необходимых термоотжигов обычно основное внимание уделяется выбору температур отжига ($T_{отж}$), при которых они осуществляются, и неоправданно мало внимания – отработке смены режимов термоотжигов или (что почти то же самое) выбору оптимальных условий охлаждения.

Взаимодействие легирующих примесей с дефектами решетки и остаточными примесями в объеме полупроводниковых кристаллов имеет место, в принципе, при любой температуре $T \neq 0$, с той лишь разницей, что при более высоких температурах эти процессы протекают быстрее, а при пониженных T – медленнее. Поскольку при повышенных температурах одновременно с образованием комплексов происходит их распад, скорость охлаждения $v_{охл}$ кристаллов (наряду с температурой $T_{отж}$ и временем t их отжига) существенно влияет, как известно [23], на электрофизические свойства достаточно высокоомных кристаллов кремния.

Представляет научный и практический интерес выяснение степени существенности изменений электрофизических свойств кристаллов кремния, содержащих значительную концентрацию примеси фосфора ($\sim 10^{16} \text{ см}^{-3}$), под влиянием термоотжига и различных скоростей охлаждения, чему и посвящена данная работа.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Ниже приводятся результаты опытов, проведенных с кристаллами $n\text{-Si}\langle\text{P}\rangle$ с удельным сопротивлением $\rho_{300\text{K}} \approx 0,3 \text{ Ом}\cdot\text{см}$, выращенными в направлении [001] в атмосфере азота методом Чохральского. Цель выполненных экспериментов – выявление влияния термоотжига и условий охлаждения на подвижность носителей заряда μ в интервале температур $20 \leq T \leq 300 \text{ К}$, который перекрывал (при заданном уровне легирования кристалла) диапазон от области преимущественно примесного до области преимущественно фоновонного рассеяния. В работе были использованы

высокотемпературный (ВТ) ($T_{отж} = 1200^\circ\text{C}$, $t = 2 \text{ ч}$) и низкотемпературный (НТ) ($T_{отж} = 500^\circ\text{C}$, $t = 2 \text{ ч}$) отжиги. Кристаллы охлаждались от $T_{отж}$ до $T = 300 \text{ К}$ в различных режимах: со скоростью $\sim 1000^\circ\text{C}/\text{мин}$ (быстрое охлаждение) и $\sim 1^\circ\text{C}/\text{мин}$ (медленное охлаждение).

Основные параметры исходного и термически обработанных кристаллов кремния представлены в табл. 1. Из таблицы видно, что как после высокотемпературной, так и после низкотемпературной обработки кристаллов (при двух исследованных скоростях охлаждения) значения удельного сопротивления ρ и концентрации носителей заряда n_e достаточно близки к исходным данным.

На кристаллах в исходном состоянии, а также после названных термоотжигов (с соответствующими скоростями охлаждения от температур $T_{отж}$) были проведены измерения электропроводности и эффекта Холла. Вычисленные по данным холловских измерений зависимости подвижности носителей заряда от температуры $\lg\mu = f(\lg T)$ для всех этих случаев изображены соответствующими кривыми на рис. 1 (для кристаллов, которые отжигались при 1200°C) и рис. 2 (для кристаллов, отожженных при 500°C).

Полученные результаты показали, что существенную чувствительность к условиям термообработки кристаллов $n\text{-Si}\langle\text{P}\rangle$ проявляет подвижность носителей заряда, измеряемая в области преимущественно примесного рассеяния (то есть в области низких температур). Причем как высокотемпературный (при 1200°C), так и низкотемпературный (при 500°C) отжиги приводят только к снижению подвижности носителей заряда μ в этой области (см. рис. 1 и 2). Однако, как оказалось, эффективность снижения подвижности μ зависит не столько от температуры отжига кристаллов (от которой они охлаждаются – 1200 или 500°C), сколько от условий охлаждения, а точнее – от скорости снижения температуры от $T_{отж}$ до комнатной.

Необходимо отметить, что за изменения подвижности носителей μ от скорости охлаждения ответственными оказались только высокотемпературные отжиги кристаллов, то есть когда охлаждение происходило от 1200°C , так как при термоотжиге при 500°C результаты снижения μ практически (в пределах выдержанной точности в измерениях коэффициента Холла R и удельного сопротивления ρ , необходимых для получения μ) от скорости охлаждения кристаллов не зависели (рис. 2).

И если по отношению к кривым рис. 1 можно сказать, что аннигиляция (или отжиг) первичных дефектов, занижающих значение μ в области примесного рассеяния, проходит тем эффектив-

Таблица 1. Основные параметры исходного и термически обработанных кристаллов $n\text{-Si}\langle\text{P}\rangle$

Условия термообработки		Измеряемые параметры						№ кривой на рис. 1–3
		300 К			77 К			
Отжиг	$\nu_{\text{охл}}$, °С/мин	ρ , Ом·см	$n_e \cdot 10^{-16}$, см ⁻³	μ , см ² /(В·с)	ρ , Ом·см	$n_e \cdot 10^{-15}$, см ⁻³	μ , см ² /(В·с)	
ВТ $T_{\text{отж}} = 1200^\circ\text{C}$ $t = 2$ ч	1000	0,318	1,56	1260	0,175	4,98	7170	3
	1	0,314	1,54	1290	0,170	4,84	7540	2
НТ $T_{\text{отж}} = 500^\circ\text{C}$ $t = 2$ ч	1000	0,341	1,49	1230	0,183	4,86	7020	3
	1	0,331	1,48	1270	0,168	4,96	7500	2
Исходный кристалл		0,334	1,47	1270	0,173	4,77	7590	1

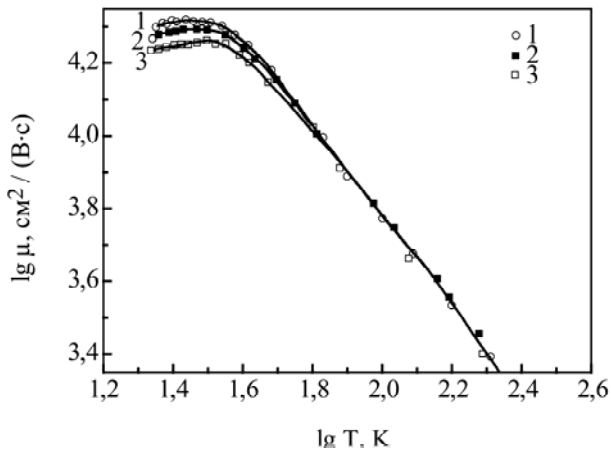


Рис. 1. Температурные зависимости подвижности носителей заряда $\lg \mu = f(\lg T)$ для образцов $n\text{-Si}\langle\text{P}\rangle$ ($\rho_{300\text{K}} \approx 0,3$ Ом·см): 1 – в исходном состоянии; после высокотемпературного отжига при 1200°C и охлаждения: 2 – медленного ($\sim 1^\circ\text{C}/\text{мин}$); 3 – быстрого ($\sim 1000^\circ\text{C}/\text{мин}$).

нее, чем медленнее идет процесс охлаждения, то результаты низкотемпературного отжига (то есть кривые на рис. 2) требуют более детального обсуждения.

Действительно, хотя кристалл, использованный в этих опытах (как выращенный по методу Чохральского), и был обогащен примесью кислорода в пределах $(7\text{--}10) \cdot 10^{17}$ см⁻³, однако время термоотжига при 500°C было столь незначительным (2 часа), что известные данные [24] по кинетике накопления термодоноров-1 в кристаллах Si с различным содержанием межзельного кислорода $[\text{O}_i]$ и замещающего углерода $[\text{C}_s]$, а также основной легирующей примеси, априори исключали возможность ощутимого изменения общей концентрации носителей тока в отожженных образцах за счет термодоноров-1. Это обстоятельство и нашло свое подтверждение в холловских измерениях, выполненных с точностью 3–4% при комнатной температуре на всех образцах до и после указанных термоотжигов. В такой ситуации оставалось предположить, что обнаруженные в этих опытах изменения подвижности (одинаковые при низкотемпературном отжиге для быстрого и медленного охлаждения, см. рис. 2)

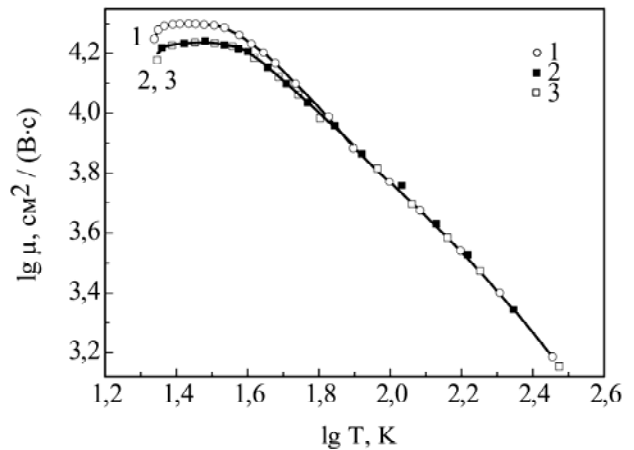


Рис. 2. Температурные зависимости подвижности носителей заряда $\lg \mu = f(\lg T)$ для образцов $n\text{-Si}\langle\text{P}\rangle$ ($\rho_{300\text{K}} \approx 0,3$ Ом·см): 1 – в исходном состоянии; после отжига при 500°C и охлаждения: 2 – медленного ($\sim 1^\circ\text{C}/\text{мин}$); 3 – быстрого ($\sim 1000^\circ\text{C}/\text{мин}$).

могут возникать в результате определенных изменений в окружении атомов легирующей примеси. Такие изменения способны (через локальные механические напряжения и пространственную перегруппировку межзельных атомов) незначительно изменять как эффективность рассеяния, так и глубину залегания энергетических уровней в запрещенной зоне.

Проанализировав полученные результаты, можно заключить, что двухчасовой низкотемпературный отжиг кристаллов несколько уменьшает глубину залегания примесных центров в запрещенной зоне. Это должно приводить к снижению эффективности деионизации примеси в отожженных (при 500°C) кристаллах со снижением температуры до предыдущих значений. Поэтому количество положительно заряженных рассеивателей будет более высоким в отожженных кристаллах по сравнению с неотожженными, что и обеспечит определенное снижение подвижности, которое и наблюдается в этих опытах (рис. 2).

Результаты по пьезосопротивлению, полученные на тех же образцах $n\text{-Si}\langle\text{P}\rangle$ ($n_{e300\text{K}} = 1,47 \cdot 10^{16}$ см⁻³) в исходном и термообра-

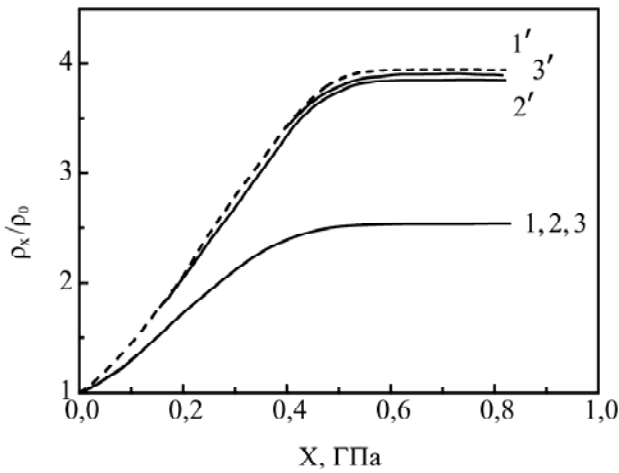


Рис. 3. Зависимости пьезосопротивления ρ_X/ρ_0 от величины одноосного упругого механического напряжения сжатия X при $T = 85$ К, $X // J // [001]$ (J – ток) для кристаллов n -Si₃P₅ в исходном (1, 1') и термообработанных состояниях: 1, 2, 3 – $n_{e300K} = 1,47 \cdot 10^{16}$ см⁻³, $T_{отж} = 1200$ и 500°C ; 1', 2', 3' – $n_{e300K} = 1,9 \cdot 10^{13}$ см⁻³, $T_{отж} = 1200^\circ\text{C}$. Номера кривых соответствуют определенным режимам отжига и охлаждения (см. табл. 1).

ботанных состояниях (при 1200 и 500°C и двух скоростях охлаждения), выражены единственной зависимостью (рис. 3, кривые 1–3). Это свидетельствует о недостаточной разрешающей способности данного метода для выявления различий, обусловленных изменениями в условиях термообработки.

Как показывает эксперимент, для образцов кремния с концентрацией носителей тока $n_{e300K} = 1,9 \cdot 10^{13}$ см⁻³ высокотемпературный отжиг ($T = 1200^\circ\text{C}$) при обеих скоростях охлаждения (~ 1000 и $\sim 1^\circ\text{C}/\text{мин}$) (рис. 3, кривые 1'–3') все же оказывает влияние (но довольно слабое) на пьезосопротивление $\rho_X/\rho_0 = f(X)$.

Исходя из предложенного объяснения результатов низкотемпературного отжига и принимая во внимание:

а) существенную зависимость структуры и глубины залегания электрически активных центров от примесной «начинки» и условий выращивания кристаллов [25, 26];

б) почти полную независимость результатов низкотемпературного отжига от скорости охлаждения кристаллов (см. рис. 2),

можно предположить, что даже в кристаллах, выращенных по одной и той же технологии (например, методом Чохральского), при максимально возможной близости параметров в области рассеяния на решетке, между ними практически неизбежно будет появляться какой-то сдвиг (в значении подвижности) с переходом из области решеточного в область примесного рассеяния. Обоснованность такой постановки опытов базируется на том, что любое (даже самое незначительное) отступление от тождества в исходной «начинке» и/или в условиях выращивания

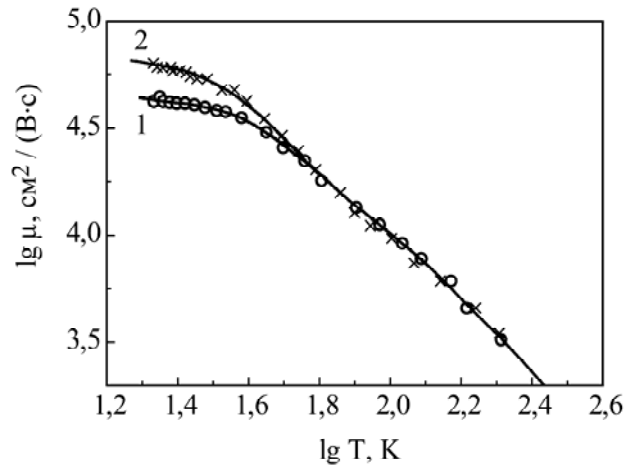


Рис. 4. Зависимости $\lg \mu = f(\lg T)$ для двух кристаллов n -Si₃P₅, выращенных методом Чохральского из двух разных загрузок (1 и 2). Кристаллы характеризовались близостью основных параметров (по ρ , R и μ) при комнатной температуре (табл. 2).

кристаллов (а они никогда тождественными быть не могут) неизбежно приведет к некоторым различиям в междефектном взаимодействии (см., например, [27–30]). Эти различия в свою очередь будут обеспечивать некоторые различия в эффективности рассеивания носителей тока, а также в глубине залегания (по шкале энергий) электрически активных центров, а следовательно, и в степени их ионизации со всеми вытекающими отсюда последствиями. Такие последствия убедительно иллюстрируются данными рис. 4 и табл. 2.

Таблица 2. Данные для кристаллов n -Si₃P₅, температурные зависимости подвижности которых представлены соответствующими номерами на рис. 4

№ кристалла	290 К			78 К	21 К
	R , см ³ /Кл	ρ , Ом·см	μ , см ² /(В·с)	μ , см ² /(В·с)	μ , см ² /(В·с)
1	$8,06 \cdot 10^3$	4,40	1830	14400	44300
2	$8,10 \cdot 10^3$	4,37	1850	12700	62200

Не следует, однако, считать, что вторая серия опытов (рис. 4) является контрольной по отношению к экспериментам с образцами, которые подвергались различным видам термообработки (рис. 1 и 2). Но эти опыты дали дополнительную информацию, однозначно свидетельствующую о том, что химический состав, концентрация легирующих и остаточных примесей (особенно таких, как углерод и кислород), а также термическая предыстория образцов, включающая в себя не только режимы отжигов, но также и условия их роста и охлаждения, существенно влияют на параметры кристаллов. Это обстоятельство должно сдерживать инженеров-технологов от не

всегда обоснованного предсказания свойств кристаллов в области криогенных температур по данным, полученным на тех же кристаллах в области комнатной температуры.

Необходимо заметить, что те изменения, которые возникают в результате как высокотемпературных (при 1200°C), так и низкотемпературных термоотжигов (при 500°C) в кристаллах *n*-Si, легированных до достижения $\rho_{300\text{K}} \approx 0,3$ Ом·см, проявляют высокую устойчивость не только во времени, но также и при наличии внешних воздействий, связанных с измерениями температурных зависимостей различных характеристик исследуемых образцов (в частности, зависимости подвижности носителей заряда μ от температуры). Об этом свидетельствует отсутствие изменений в зависимостях $\mu = \mu(T)$ в использованном в экспериментах интервале температур при повторных измерениях.

И наконец, полученные в данной работе результаты следует принимать во внимание как при разработке и обосновании технологии изготовления полупроводниковых приборов, так и при определении качества исходных материалов, на основе которых они создаются.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что в области преимущественно примесного рассеяния характер изменений подвижности носителей заряда $\mu = \mu(T)$ кристаллов *n*-Si<P>, выращенных методом Чохральского, при охлаждении с различными скоростями (~ 1000 и ~ 1°C/мин) от температур термоотжига (1200 и 500°C) существенно зависит, прежде всего от того, при каких значениях температуры отжигался кристалл кремния, который в дальнейшем подвергался охлаждению. Во-вторых, зависимости $\mu = \mu(T)$ в области преимущественно примесной проводимости отожженных кристаллов *n*-Si при высоких температурах (1200°C) оказываются более чувствительными к характеру охлаждения образцов от температуры отжига, чем образцы, отожженные при более низких (500°C) температурах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Герасименко Н.Н., Пархоменко Ю.Н. *Кремний – материал нанoeлектроники*. М.: Техносфера, 2007. 352 с.
2. Мильвидский М.Г. Полупроводниковый кремний на пороге XXI века. *Известия ВУЗов. Материалы электронной техники*. 2000, (1), 1–14.
3. McHugo S.A., Hieslmair H., Weber E.R. Gettering of Metallic Impurities in Photovoltaic Silicon. *Appl Phys A*. 1997, **64**(2), 127–137.
4. Mohammed-Brahim T., Kis-Sion K., Briand D., Sarret M., Bonnaud O., Kleider J.P., Longeaud C., Lam-

- bert B. From Amorphous to Polycrystalline thin Films: Dependence on Annealing Time of Structural and Electronic Properties. *J Non-Cryst Solids*. 1998, **227–230**, Part 2, 962–966.
5. Koshka J., Ostapenko S., Ruf T., Zhang J.M. Activation of Luminescence in Polycrystalline Silicon thin Films by Ultrasound Treatment. *Appl Phys Lett*. 1996, **69**(17), 2537–2539.
6. Будзюляк С.І. Тензорезистивні ефекти в сильно деформованих кристалах *n*-Si та *n*-Ge. *Фізика і хімія твердого тіла*. 2012, **13**(1), 34–39.
7. Oda S. NeoSilicon Materials and Silicon Nanodevices. *Mat Sci Eng B*. 2003, **101**(1–3), 19–23.
8. Vanhellefont J., Simoen E. Brother Silicon, Sister Germanium. *J Electrochem Soc*. 2007, **154**(7), H572–H583.
9. Таланин В.М., Таланин И.Е. Микродефектная структура полупроводникового кремния. *Известия ВУЗов. Материалы электронной техники*. 2002, (4), 4–15.
10. Єрмаков В.М., Федосов А.В., Коломоець В.В., Горін А.Є. Використання тензорезистивного ефекту в *n*-Si і *p*-Si для підвищення рухливості носіїв струму в каналах *n*-МОП і *p*-МОП транзисторів. *Наук. вісн. КУЕИТУ*. 2008, (2), 48–51.
11. Федосов А.В., Луньов С.В., Федосов С.А., Місюк С.Я., Коровицький А.М. Підвищення рухливості носіїв струму в одночасно деформованих кристалах *n*-Si та *n*-Si з ізовалентною домішкою германію. *Сенсорна електроніка і мікросистемні технології*. 2010, **7**(3), 65–68.
12. Thompson S., Anand N., Armstrong M., Auth C., Arcot B., Alavi M., Bai P., Bielefeld J., Bigwood R., Brandenburg J., Buehler M., Cea S., Chikarmane V., Choi C., Frankovic R., Ghani T., Glass G., Han W., Hoffmann T., Hussein M., Jacob P., Jain A., Jan C., Joshi S., Kenyon C., Klaus J., Klopocic S., Luce J., Ma Z., Mcintyre B., Mistry K., Murthy A., Nguyen P., Pearson H., Sandford T., Schweinfurth R., Shaheed R., Sivakumar S., Taylor M., Tufts B., Wallace C., Wang P., Weber C., Bohr M. A 90 nm Logic Technology Featuring 50 nm Strained Silicon Channel Transistors, 7 Layers of Cu Interconnects, Low k ILD, and 1 μm^2 SRAM Cell. *International Electron Devices Meeting*. 8–11 Dec. 2002. IEDM'02. 2002, 61–64.
13. Ghani T., Armstrong M., Auth C., Bost M., Charvat P., Glass G., Hoffmann T., Johnson K., Kenyon C., Klaus J., McIntyre B., Mistry K., Murthy A., Sandford J., Silberstein M., Sivakumar S., Smith P., Zawadzki K., Thompson S., Bohr M. A 90 nm High Volume Manufacturing Logic Technology Featuring Novel 45 nm Gate Length Strained Silicon CMOS Transistors. *IEEE International Electron Devices Meeting*. 8–10 Dec. 2003. *IEDM'03 Technical Digest*. 2003, 11.6.1–11.6.3.
14. Urban C., Sandow C., Zhao Q. T., Mantl S. High Performance Schottky barrier MOSFETs on UTB SOI. *Proceedings of the 10th International Conference Ultimate Integration of Silicon*. 2009. (ULIS 2009),

- Aachen. Germany. 2009, 65–68.
15. Меженный М.В., Мильвидский М.Г., Павлов В.Ф., Резник В.Я. Динамические свойства дислокаций в термообработанных при низких температурах пластинах кремния. *ФТП*. 2001, **43**(1), 47–50.
 16. Wang Y.Q., Smirani R., Ross G.G. The Formation Mechanism of Si Nanocrystals in SiO₂. *J Cryst Growth*. 2006, **294**(2), 486–489.
 17. Xu J., Yang D., Li C., Ma X., Que D., Misiuk A. Transmission Electron Microscopy Investigation of Oxygen Precipitation in Czochralski Silicon Annealed under High Pressure. *Mat Sci Eng B*. 2003, **102** (1–3), 84–87.
 18. Murin L.I., Lindstrom J.L., Davies G., Markevich V.P. Evolution of Radiation-induced Carbon-oxygen-related Defects in Silicon Upon Annealing: LVM Studies. *Nucl Instrum Meth B*. 2006, **253**(1–2), 210–213.
 19. Lazanu I., Lazanu S. The Influence of Initial Impurities and Irradiation Conditions on Defect Production and Annealing in Silicon for Particle Detectors. *Nucl Instrum Meth B*. 2003, **201**(3), 491–502.
 20. Pintiliea I., Fretwurst E., Kramberger G., Lindstroem G., Lid Z., Stahl J. Second-order Generation of Point Defects in Highly Irradiated Float Zone Silicon-annealing Studies. *Physica B: Condensed Matter*. 2003, **340–342**, 578–582.
 21. Mikelsen M., Monakhov E.V., Alfieri G., Avset B.S., Härkönen J., Svensson B.G. Annealing of Defects in Irradiated Silicon Detector Materials with High Oxygen Content. *J Phys-Condens Mat*. 2005, **17** (8), S2247–2254.
 22. Akhmetov V., Kissinger G., von Ammon W. Interaction of Oxygen with Thermally Induced Vacancies in Czochralski Silicon. *Appl Phys Lett*. 2009, **94**(9), 092105–092107.
 23. Вавилов В.С., Киселев В.Ф., Мукашев Б.Н. *Дефекты в кремнии и на его поверхности*. Серия «Физика полупроводников и полупроводниковых приборов», М.: Наука, 1990. (34). 216 с.
 24. Бабич В.М., Блецкан Н.И., Венгер Е.Ф. *Кислород в монокристаллах кремния*. Киев: Интерпрес ЛТД, 1997. 240 с.
 25. Колковский И.И., Лукьяница В.В. Особенности накопления радиационных дефектов вакансионного и межузельного типов в бездислокационном кремнии с различным содержанием кислорода. *ФТП*. 1997, **31**(4), 405–409.
 26. Лугаков П.Ф., Лукьяница В.В. Радиационно-стимулированное образование термодоноров в зонном *n*-Si. *ФТП*. 1990, **24**(10), 1721–1725.
 27. Семенюк А.К. *Радіаційні ефекти в багатодлинних напівпровідниках*. Луцьк: Надстир'я, 2001. 324 с.
 28. Казакевич Л.А., Лугаков П.Ф. Влияние ростовых нарушений структуры на дефектообразование в кремнии при внешних воздействиях. *ФТП*. 1995, **29**(7), 1226–1230.
 29. Казакевич Л.А., Лугаков П.Ф. *Физика дефектов в облученном кремнии*. Бел. гос. аграр. техн. ун-т, 2004. 144 с.
 30. Баранський П.І., Федосов А.В., Гайдар Г.П. *Неоднорідності напівпровідників і актуальні задачі міждефектної взаємодії в радіаційній фізиці і нанотехнології*. Київ-Луцьк: Редакційно-видавничий відділ Луцького державного технічного університету. 2007. 316 с.

Поступила 05.11.12

После доработки 09.01.13

Summary

The changes of temperature dependences of charge carrier mobility in *n*-Si<P> single crystals, grown by the Czochralski method, annealed and cooled under various conditions, have been investigated. The crystals with resistivities $\rho_{300K} = 0.3$ and $4.4 \text{ Ohm}\cdot\text{cm}$ have been annealed at 1200 and 500°C, during 2 hours. The annealing has been accompanied by fast ($\sim 1000^\circ\text{C}/\text{min}$) or slow ($\sim 1^\circ\text{C}/\text{min}$) cooling. The mobility of free carriers in the case of impurity scattering is shown to be determined not only by thermal-annealing conditions but also by the rate of cooling.

Keywords: silicon, impurity scattering, charge carrier mobility, thermal-annealing, conditions of cooling.