

Влияние примесных комплексов на электрофизические свойства германия

Г. П. Гайдар

Институт ядерных исследований НАН Украины,
г. Киев, 03028, Украина, e-mail: g.gaidar@gmail.com

Поступила в редакцию 07.02.2024

После доработки 18.04.2024

Принята к публикации 25.04.2024

Изучены образцы германия *n*-типа с примесью кислорода и без. В качестве метода исследования для выявления взаимодействия кислорода в кристаллах *n*-Ge с примесями As, Sb, и Bi был избран весьма чувствительный к наличию комплексов в кристалле эффект поперечного магнетосопротивления. Показано, что в образцах германия, легированных сурьмой и висмутом, низкотемпературный отжиг приводит к образованию электрически активных примесных комплексов, влияющих как на величину, так и на вид зависимости поперечного магнетосопротивления $\Delta\rho_{\perp}/\rho_0$ от напряженности магнитного поля *H*. Выявлена слабая чувствительность обогащенных кислородом кристаллов германия с примесью мышьяка (в отличие от сопутствующих примесей сурьмы и висмута) к низкотемпературному термическому отжигу. Показано, что использование в низкоомных кристаллах *n*-Ge (при практически равной концентрации носителей заряда) примеси с большим значением тетраэдрического радиуса сопровождается не только снижением тензосопротивления ρ_X/ρ_0 в области насыщения, но также и снижением темпа увеличения ρ_X/ρ_0 с повышением давления, что находит свое проявление в уменьшении наклона кривых $\rho_X/\rho_0 = f(X)$.

Ключевые слова: германий, низкотемпературный отжиг, примесные комплексы, легирующие примеси, тетраэдрические радиусы

УДК 621.315.592

<https://doi.org/10.52577/eom.2024.60.3.34>

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день полупроводниковые структуры на основе германия составляют элементную базу микро- и нанoeлектроники [1]. Германий был и остается перспективным материалом для использования в оптических приборах инфракрасного диапазона, изготовления дозиметрических устройств, создания прецизионных детекторов ядерных излучений, квантовых генераторов субмиллиметрового диапазона, маломощных диодов и усилителей СВЧ диапазона, датчиков давления, магнитного поля, температуры [2–5]. Напряженные слои германия применяют в технологиях создания электрооптических модуляторов, лазеров на гетеропереходах, каналов МОП-транзисторов. На основе кремний-германиевых псевдоморфных напряженных гетероструктур с совмещенной решеткой реализованы быстродействующие транзисторы с временем переключения, близким к соответствующим значениям для приборов на основе арсенида галлия [6]. Необходимым материалом при изготовлении актюаторов, сенсоров и микросистем становятся гетерокомпозиции, созданные на базе германия, кремния и их твердых растворов, что обусловлено совместимостью их технологий с кремниевой технологией и сопряжением с кремниевыми интегральными схемами [5, 6].

Разноплановое использование электронных приборов, созданных на основе германия, требует надежных знаний о характеристиках материала, а следовательно, и детального изучения радиационно-, магнито-, термически- и деформационно-индуцированных эффектов (например, тензорезистивного эффекта, эффекта Холла, магниторезистивного эффекта и др.) [7]. Хотя магниторезистивный эффект исследуется давно, тем не менее интерес к явлению магнетосопротивления радикально возродился, когда уровень развития технологии позволил получать гетерогенные многофазные материалы с масштабом неоднородностей от единиц до десятков нанометров. Некоторые виды магнетосопротивления (анизотропное, гигантское, туннельное) в настоящее время незаменимы в современной технологии хранения данных. На основе эффекта туннельного магнетосопротивления создана магниторезистивная оперативная память [8]. Анизотропный магниторезистивный эффект активно использовался в магнитных сенсорах до открытия эффекта гигантского магнитного сопротивления [9, 10].

В наше время неуклонно растет интерес к разработке устройств спинтроники [11]. Магнетосопротивление и выпрямление являются двумя фундаментальными физическими свойствами гетеропереходов и, соответственно, имеют широкое применение в устройствах спинтроники [12]. Эффект двухконтактного локального

магнетосопротивления наблюдается при комнатной температуре в латеральных спин-вентильных устройствах на основе германия *n*-типа [13].

Следует отметить, что на свойства полупроводниковых материалов (в том числе и германия) существенное влияние оказывают структурные неоднородности и точечные дефекты. Так, для создания современных эффективных фотоэлектрических преобразователей на основе эпитаксиальных соединений необходимы бездислокационные германиевые подложки [14], а высокое магнетосопротивление при 300 К обуславливается неоднородностями объемного заряда в контактных областях индий-германиевых гетероструктур [15]. После отжига при 300–400 К наблюдается повышение температурной стабильности оптических характеристик материалов на основе германия, что объясняется трансформацией дефектов, связанной с наличием в исходном материале примеси кислорода [16].

Примесь кислорода в кристаллах германия занимает особое место, находясь в решетке не только в виде электрически нейтральных атомов, но и (при определенных условиях) в электрически активном состоянии [17]. Переход кислорода из атомарно-диспергированного (электрически пассивного) в электрически активное состояние сопровождается образованием кислородных комплексов донорного типа (термодоноров) с различной глубиной залегания, определяемой в первую очередь термическими условиями их образования [18]. Термодонорный комплекс может включать от 16 до 19 атомов кислорода согласно оценкам, основанным на исследовании методом ИК-абсорбционной спектроскопии обогащенного кислородом германия, термообработанного при 300–450 К [19].

Кислород, в отличие от других примесей внедрения, образует достаточно сильную химическую связь с атомами германия в кристаллической решетке. Находясь в объеме кристалла Ge (при выполнении некоторых условий), он может эффективно взаимодействовать с дефектами структуры и с электрически активными примесями, например индия, меди, лития и др., что проявляется в образовании кислородно-примесных комплексов.

Наличие примесей и их комплексов влияет на характер рассеяния носителей заряда, что сказывается на явлении электронного переноса в кристаллах германия [20]. Примесные атомы в германии (как дефекты кристаллической решетки) оказывают существенное влияние и на другие его физические, химические, оптические, магнитные свойства, а также активно взаимодей-

ствуют с дефектами как технологического, так и радиационного происхождения. Такие процессы приводят к изменению энергетического спектра примесных состояний в запрещенной зоне германия.

Характерные особенности физических свойств многодолинных полупроводников определяются симметрией кристаллической решетки и характером межатомного взаимодействия. Применение для исследования кристаллов германия одноосных упругих деформаций, обуславливающих изменение не только межатомных расстояний, но и симметрии решетки, приводит к значительным изменениям их энергетического спектра [21]. Это, в свою очередь, определяет соответствующие изменения их электронных свойств, исследование особенностей которых дает ценную информацию об изучаемых объектах [22].

Цель данной работы – установление особенностей влияния: а) кислородных и кислородно-примесных комплексов, созданных в процессе термической обработки, на магнеторезистивные свойства кристаллов германия *n*-типа, легированных мышьяком, сурьмой и висмутом; б) физико-химической индивидуальности указанных легирующих примесей на тензорезистивные свойства кристаллов низкого *n*-германия.

ЭКСПЕРИМЕНТ

Качественная оценка роли примеси в процессе образования электрически активных комплексов в кислородсодержащем *n*-Ge может быть получена в экспериментах при использовании различных легирующих примесей, задающих исходное удельное сопротивление ρ исследуемых кристаллов. Для выявления взаимодействия кислорода в кристаллах *n*-Ge с примесями сурьмы (Sb), мышьяка (As) и висмута (Bi) в качестве метода исследования был избран весьма чувствительный к наличию комплексов в кристалле эффект поперечного магнетосопротивления. За реакцией эффекта комплексообразования на присутствие электрически активной примеси (задающей ρ исходного кристалла) решено было следить по тем изменениям, которые могут возникать из-за различных локальных микронапряжений в его решетке при использовании примесей, тетраэдрические радиусы которых существенно различны.

Экспериментальное определение содержания кислорода в атомарно-дисперсном (электрически пассивном) состоянии проводили на Фурье-спектрометре IFS-113v по общепринятой методике ИК-Фурье-спектроскопии [16, 23]. Импульсное магнитное поле создавалось разрядом конденсатора емкостью 1800 мкФ на

соленоид из бериллиевой бронзы (с внутренним диаметром 8 мм и длиной 40 мм), аналогичный описанным в [24, 25]. Для измерений при 77 К образец устанавливался в стеклянный криостат и помещался внутрь соленоида. Измерения напряженности импульсного магнитного поля проводили по широко распространенной методике [26] с использованием измерительной катушки, помещенной внутрь соленоида. Измеренные значения сигналов рассчитывались в точках экстремума магнитного поля ($dH/dt = 0$). Измерения выполняли для двух (противоположных) направлений магнитного поля и тока образца.

Для измерения концентрации носителей заряда n_e по методу Холла использовали цифровой генератор тока и мультиметры. Удельное сопротивление определяли по величине напряжения между омическими контактами, расположенными вдоль образца, к торцевым контактам которого подавался стабилизированный постоянный ток. Для измерения амплитуды и формы импульсных сигналов использовали цифровой запоминающий осциллограф. Оцифрованные данные передавались на компьютер для визуализации и дальнейшей обработки. Основные параметры исследуемых образцов n -Ge с примесью кислорода и без приведены в таблице.

Магнетосопротивление материала характеризует изменение его удельного сопротивления ρ при приложении магнитного поля напряженностью H . Значения магнетосопротивления $\Delta\rho/\rho_0$ определяются по формуле $\Delta\rho/\rho_0 = (\rho_H - \rho_0)/\rho_0$, где ρ_0 , ρ_H – удельное сопротивление образца в магнитном поле соответственно $H = 0$ и $H \neq 0$. Изучали полевые зависимости поперечного магнетосопротивления $\Delta\rho_H^\perp/\rho_0 \equiv \Delta\rho_\perp/\rho_0 = f(H)$ (при $\vec{j} \perp H$) и продольного $\Delta\rho_H^\parallel/\rho_0 \equiv \Delta\rho^\parallel/\rho_0 = \phi(H)$ (при $\vec{j} \parallel H$). Полевые зависимости магнетосопротивления $\Delta\rho/\rho_0$ измеряли в широком диапазоне магнитных полей H (до 350 кЭ) при температуре $T = 77$ К до и после термоотжига при $T_{\text{отж}} = 350$ °С в течение 60 ч.

Изучали также особенности изменений удельного сопротивления под влиянием направленных упругих деформаций сжатия монокристаллов низкоомного германия, легированных разными примесями (As, Sb и Bi), но имеющих примерно одинаковый уровень легирования. При проведении исследований использовали установку, которая прошла многолетнюю апробацию [7, 20] и которая позволяла плавно устанавливать и снимать механическое напряжение в диапазоне $0 \leq X \leq 1,2$ ГПа на образцах, имевших форму

параллелепипеда с размерами $1 \times 1 \times 10$ мм. Ориентирование образцов по отношению к кристаллографическим осям выполняли с помощью рентгеновской аппаратуры. Погрешность определения кристаллографической ориентации образцов не превышала 15'. Особое внимание уделяли соблюдению плоскопараллельности противоположных граней образца, в частности, для торцов образца, к которым прикладывали нагрузку, отклонение не превышало 3'. Тензосопротивление кристаллов измеряли при 77 К с использованием генератора тока. Стабилизированный постоянный ток подавался на торцевые контакты, а с омических контактов, размещенных вдоль образца, снимали падение напряжения, по величине которого определяли удельное сопротивление.

Перед пайкой токовых контактов и контактов к измерительным зондам образцы шлифовали и травили в течение 2 мин в кипящей 30% перекиси водорода, затем промывали дистиллированной водой. Контакты подпайвали с помощью чистого олова, а после пайки образцы вновь подвергали травлению. Перед измерением токовые контакты проверяли на омичность при значениях токов, которые в несколько раз превышали те значения, которые использовали в эксперименте.

Продольное тензосопротивление измеряли на образцах с выведенной кристаллографической ориентацией $[111]$ в условиях $X \parallel \vec{j} [111]$, $0 \leq X \leq 0,8$ ГПа при $T = 77$ К (X – механическое напряжение сжатия; j – ток через образец).

ВЛИЯНИЕ КИСЛОРОДНЫХ И КИСЛОРОДНО-ПРИМЕСНЫХ КОМПЛЕКСОВ НА МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА n -Ge, ЛЕГИРОВАННОГО As, Sb И Bi

Эксперименты с n -Ge, содержащим примесь кислорода и мышьяка (см. таблицу, образец 2), показали, что полевые зависимости $\Delta\rho_\perp/\rho_0$ как до низкотемпературного отжига (рис. 1, кривая 2), так и после него (кривая 2') мало отличались от кривой, измеренной на образце 1 (с близким содержанием n_e и низким содержанием кислорода), и практически совпадали между собой (см. рис. 1). Этот факт может быть объяснен недостаточно эффективной генерацией кислородных комплексов в процессе применявшегося термоотжига из-за относительно низкой концентрации кислорода и мышьяка в кристалле.

Однако практически полное совпадение кривых 2 и 2' (рис. 1) вполне объяснимо и в другом, диаметрально противоположном случае, когда в присутствии мышьяка (а возможно, и при некотором его участии) образование

Таблица. Параметры исследованных образцов *n*-Ge, легированных разными примесями донорного типа, без и с примесью кислорода

Номер образца <i>n</i> -Ge	Примесь	До и после ТО (350 °С, 60 ч)	$N_{O_i} \times 10^{-16}, \text{см}^{-3}$	$T = 77 \text{ К}$	
				$n_e, \text{см}^{-3}$	$\rho, \text{Ом}\cdot\text{см}$
1	Sb	до после	–	$5,0 \times 10^{14}$	0,48
2	As	до	1,0	$3,36 \times 10^{14}$	0,70
		после		$3,88 \times 10^{14}$	0,63
3	As	до	7,0	$0,98 \times 10^{15}$	0,29
		после		$1,84 \times 10^{15}$	0,18
4	Bi	до	10,0	$1,78 \times 10^{15}$	0,17
		после		$3,69 \times 10^{15}$	0,09
5	Sb	до	1,0	$2,68 \times 10^{14}$	0,72
		после		$2,66 \times 10^{14}$	0,73
6	Sb	до	9,0	$3,68 \times 10^{14}$	0,55
		после		$2,51 \times 10^{15}$	0,16
7	Sb	до	11,0	$4,29 \times 10^{14}$	0,46
		после		$3,54 \times 10^{15}$	0,11

Примечание: N_{O_i} – концентрация атомарного (электрически пассивного) кислорода; n_e – концентрация носителей заряда; ρ – удельное сопротивление образца.

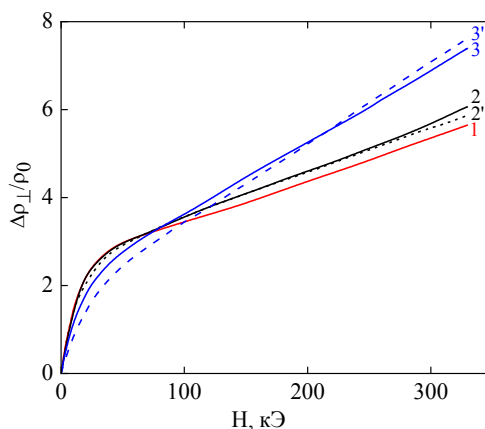


Рис. 1. Полевые зависимости $\Delta\rho_{\perp}/\rho_0 = f(H)$ для образцов *n*-Ge (при $H \parallel [110]$, $\vec{j} \parallel [111]$, $T = 77 \text{ К}$): 1, 2, 3, – исходные образцы; 2', 3' – отожженные при $T_{\text{отж}} = 350 \text{ °С}$ в течение $t = 60 \text{ ч}$. Номера кривых соответствуют номерам образцов в таблице.

кислородных комплексов в процессе выращивания кристалла идет настолько эффективно, что последующий термоотжиг не приносит заметных изменений. Это подтверждается экспериментом на неотожженном образце 3 с повышенным содержанием кислорода и мышьяка (см. таблицу). Гораздо больший наклон прямолинейного участка кривой 3 по сравнению с соответствующим наклоном кривой 1 (см. рис. 1) свидетельствует о том, что кислородные комплексы в объеме образца 3 существуют уже в исходном состоянии, то есть возникли еще в процессе выращивания кристалла. А отсутствие заметного смещения кривой 3', полученной после отжига, по отношению к исходной кривой 3 лишь дополнительно обосновывает сделанное заключение.

Активное образование кислородных комплексов, включающих мышьяк, уже в

процессе роста кристаллов может быть следствием повышенного содержания несвязанных вакансий в таких кристаллах, поскольку образование ассоциатов вакансий с «малыми» атомами As, тетраэдрический радиус которого составляет $1,17 \text{ \AA}$ [27], энергетически менее выгодно, чем с «большими» атомами Sb (тетраэдрический радиус $1,36 \text{ \AA}$), как было ранее показано в работе [28]. Можно предположить, что примесь, тетраэдрические радиусы атомов которой (в отличие от примеси As) будут превосходить тетраэдрические радиусы атомов германия ($1,22 \text{ \AA}$), в кинетике образования кислородных комплексов и в других проявлениях, связанных с ними, будет вести себя подобно примеси Sb.

Результаты экспериментов по изучению поперечного (рис. 2а, кривые 4, 4') и продольного (рис. 2а, кривые 4*, 4** на вставке) магнетосопротивлений, полученные для сопут-

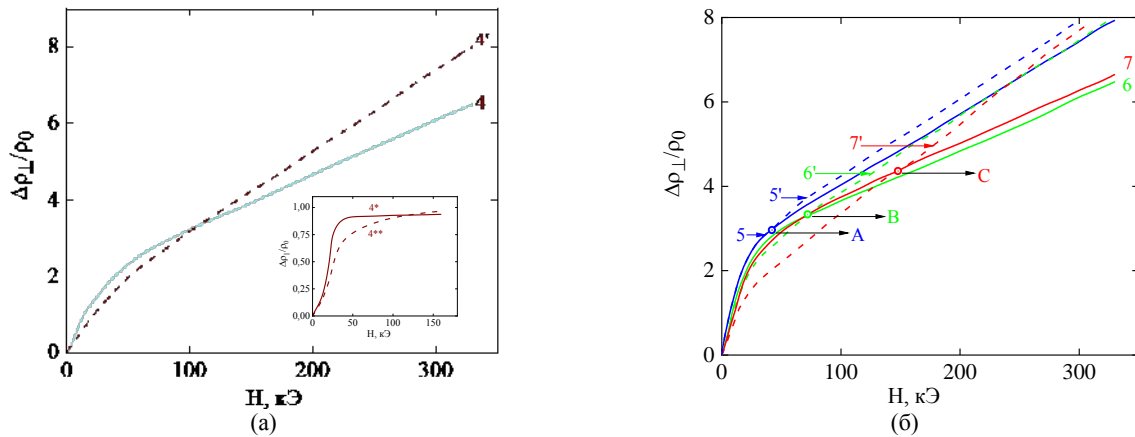


Рис. 2. Полевые зависимости $\Delta\rho_{\perp}/\rho_0 = f(H)$ для образцов n -Ge (при $\vec{j} \parallel [111]$, $H \parallel [110]$, $T = 77$ К), легированных Bi (а) и Sb (б) с различным содержанием кислорода: 4–7 – исходные образцы; 4'–7' – отожженные при $T_{\text{отж}} = 350$ °С в течение $t = 60$ ч. А, В, С – точки пересечения зависимостей $\Delta\rho_{\perp}/\rho_0 = f(H)$ до и после термоотжига для образцов 5, 6, 7 соответственно. На вставке – зависимости $\Delta\rho_{\parallel}/\rho_0 = \varphi(H)$ для образца 4 до (4*) и после (4**) термоотжига (при $\vec{j} \parallel [111]$, $H \parallel [111]$, $T = 77$ К). Номера кривых соответствуют номерам образцов в таблице.

ствующей примеси Bi (тетраэдрический радиус которого составляет 1,46 Å) в Ge, насыщенном кислородом, полностью это подтверждают и находятся в соответствии с результатами, полученными в экспериментах с кислородсодержащими образцами Ge, легированными Sb (рис. 2б, кривые 5, 5'–7, 7').

Таким образом, проанализировав результаты, представленные на рис. 1 и 2, можно заключить, что: а) низкотемпературный термический отжиг (при $T = 350$ °С в течение $t = 60$ ч) кислородсодержащих кристаллов n -Ge, легированных Sb и Bi, приводит к увеличению наклона (при заданном значении H) полевых зависимостей поперечного магнетосопротивления в области классически сильных ($\mu H/c \gg 1$) и квантующих ($H > 100$ кЭ) магнитных полей по сравнению с аналогичными зависимостями, измеренными на исходных (неотожженных) кристаллах, вследствие образования при термообработке кислородно-примесных комплексов, которые играют роль статистически распределенных неоднородностей; б) обогащенные кислородом кристаллы германия с примесью As практически нечувствительны к низкотемпературному термоотжигу, в отличие от легирующих примесей Sb и Bi; в) усиление изменений $\Delta\rho_{\perp}/\rho_0$ в отожженных кристаллах, легированных Sb, соответствует последовательному увеличению концентрации кислорода в их объеме; г) при изменении концентрации кислорода в кристаллах Ge с примесью Sb сдвигается положение точки пересечения кривых до и после термоотжига по оси H (точки $A \rightarrow B \rightarrow C$); д) имеет место линейность изменения $\Delta\rho_{\perp}/\rho_0$ с H (на которую накладывается аналогичная зависимость для ориентации $H \parallel [110]$, обусловленная эффектами квантования при $H > 100$ кЭ [29]).

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ ПРИМЕСЕЙ ДОНОРНОГО ТИПА НА ТЕНЗОРЕЗИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ n -Ge БЛИЗКОГО УРОВНЯ ЛЕГИРОВАНИЯ

Изучая изменение удельного сопротивления низкоомных кристаллов n -Ge под влиянием направленной упругой деформации X и выводя функцию $\rho = \rho(X)$ на насыщение (ρ_{∞}/ρ_0), можно получить значение параметра анизотропии подвижности K в отдельно взятом изоэнергетическом эллипсоиде, пользуясь соотношением [20]:

$$K = \frac{\mu_{\perp}}{\mu_{\parallel}} = \frac{3}{2} \frac{\rho_{\infty}^{[111]}}{\rho_0} - \frac{1}{2}, \quad (1)$$

где μ_{\parallel} , μ_{\perp} – подвижности носителей заряда вдоль и поперек длинной оси изоэнергетического эллипсоида соответственно; ρ_0 , ρ_{∞} – удельное сопротивление недеформированного $\rho(X=0) \equiv \rho_0$ и одноосно упруго деформированного $\rho(X \rightarrow \infty) \equiv \rho_{\infty}$, соответствующего области насыщения $\rho = \rho(X)$, кристаллов в кристаллографическом направлении [111] (то есть при условии $X \parallel \vec{j} \parallel [111]$, где X – механическая нагрузка; j – ток через образец).

Для изучения влияния конкретной примеси на тензосопротивление и параметр анизотропии подвижности были отобраны монокристаллы Ge, выращенные методом зонной плавки и близкие между собой по уровню легирования ($\rho \approx 0,02$ – $0,03$ Ом·см), однако легированные примесями As, Sb и Bi, атомы которых имеют разные тетраэдрические радиусы. Так, например, для кристаллов Ge, одноосно упруго деформированных в кристаллографическом направлении

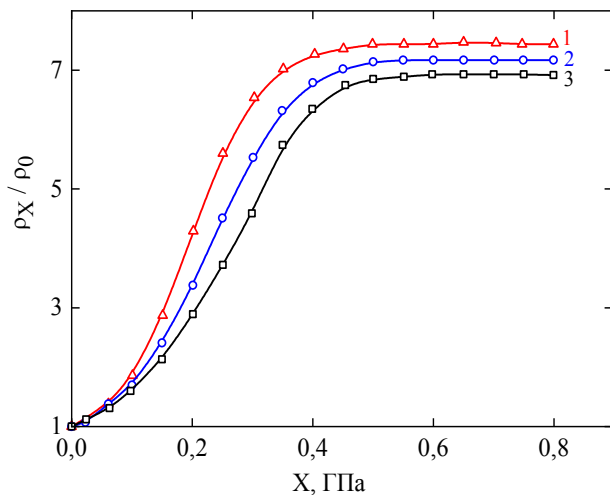


Рис. 3. Зависимости удельного сопротивления $\rho_X/\rho_0 = f(X)$ от механической нагрузки X (при условии $X \parallel \bar{j} \parallel [111]$), полученные при $T = 77$ К в экспериментах с монокристаллами n -Ge, легированными разными примесями: 1 – As; 2 – Sb; 3 – Bi.

[111] и легированных примесями As и Bi, тетраэдрические радиусы которых в 1,25 раза отличаются между собой, зависимость тензосопротивления ρ_X/ρ_0 от механической нагрузки X для образцов Ge (As) располагается заметно выше аналогичной зависимости для образцов Ge (Bi) (рис. 3).

Значения параметра анизотропии подвижности K , найденные по экспериментальным данным тензосопротивления и при использовании формулы (1) для кристаллов практически одинакового уровня легирования Ge (As), Ge (Sb) и Ge (Bi) оказались несколько отличными между собой, а именно $K_{\text{Ge (As)}} = 10,7 > K_{\text{Ge (Sb)}} = 10,2 > K_{\text{Ge (Bi)}} = 9,8$. Это обусловлено, в первую очередь, определяющим значением рассеяния носителей заряда на колебаниях кристаллической решетки кристалла кубической сингонии, к которой относятся кристаллы германия.

Характерно, что использование в кристаллах Ge примеси с более высоким значением тетраэдрического радиуса ($r_{\text{Bi}} = 1,46 \text{ \AA} > r_{\text{Sb}} = 1,36 \text{ \AA} > r_{\text{As}} = 1,17 \text{ \AA}$) сопровождается не только снижением тензосопротивления ρ_X/ρ_0 в области насыщения, но также и снижением темпа увеличения ρ_X/ρ_0 с повышением давления в области промежуточных X (между 0 и $X \rightarrow \infty$), что находит свое проявление в уменьшении наклона кривых 2 и 3 (рис. 3). А это обстоятельство, в свою очередь, характеризует различие взаимодействия между собой и с кристаллической решеткой примесных центров с разными тетраэдрическими радиусами, характерными для кривых 1–3 (рис. 3).

Таким образом, если сравнить тетраэдрические радиусы использованных примесей As, Sb и Bi с тетраэдрическим радиусом атомов матрицы Ge, то из рис. 3 видно, что, чем меньше радиус примеси, тем более высокие значения тензосопротивления в насыщении получим.

ВЫВОДЫ

1. Показано, что в кислородсодержащих кристаллах n -Ge, легированных сурьмой и висмутом, образующиеся при термообработке примесные комплексы играют роль статистически распределенных неоднородностей и вызывают увеличение поперечного магнетосопротивления $\Delta\rho_{\perp}/\rho_0$ в области классически сильных и квантовых магнитных полей.

2. Обнаружено, что усиление изменений $\Delta\rho_{\perp}/\rho_0 = f(H)$ в отожженных кристаллах германия, легированных сурьмой, соответствует последовательному увеличению концентрации кислорода в их объеме.

3. Выявлено, что обогащенные кислородом кристаллы n -Ge с примесью As индифферентны по отношению к низкотемпературному термоотжигу.

4. Установлено, что величина тензосопротивления кристаллов низкоомного Ge в широком интервале механических нагрузок X зависит не только от концентрации легирующей примеси, но и от ее физико-химической индивидуальности. Показано, что увеличение тетраэдрического радиуса используемой примеси в кристаллах германия приводит к уменьшению как значений тензосопротивления в области насыщения, так и наклона кривых $\rho_X/\rho_0 = f(X)$ с повышением давления в области промежуточных X .

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Автор заявляет, что у нее нет конфликта интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Germanium-Based Technologies: From Materials to Devices*, Claeys, C., Simoen, E. (eds.), Elsevier Science Publishing Company, 2007. 480 p.
2. Kaplunov, I.A. and Rogalin, V.E., Optical properties and applications of germanium in photonics,

- Photonics*, 2019, vol. 13, no. 1, p. 88. <https://doi.org/10.22184/FRos.2019.13.1.88.106>
3. Аношин, К.Е., Гасанов, А.А., Наумов, А.В., Особенности современного рынка германия, *Цветная металлургия*, 2016, № 2, с. 67. http://infracrystal.ru/d/cm_2_2016statya_o_germanii.pdf
 4. Смирнов, Ю.М., Каплунов, И.А., Монокристаллы германия для инфракрасной техники, *Материаловедение*, 2004, т. 5, с. 48.
 5. Болховитянов, Ю.Б., Пчеляков, О.П., Соколов, Л.В., Чикичев, С.И., Искусственные подложки GeSi для гетероэпитаксии – достижения и проблемы. Обзор, *ФТП*, 2003, т. 37, № 5, с. 513. [https://www.isp.nsc.ru/16/Renew/pgs/Science/pdf/Yu_BB03.%20GeSi%20artificial%20substrates\(Review.%20Russian\).pdf](https://www.isp.nsc.ru/16/Renew/pgs/Science/pdf/Yu_BB03.%20GeSi%20artificial%20substrates(Review.%20Russian).pdf)
 6. Scott, S.A. and Lagally, M.G., Elastically strain-sharing nanomembranes: flexible and transferable strained silicon and silicon–germanium alloys, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 2007, vol. 40, no. 4, p. R75. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/40/4/R01>
 7. Беляев, О.С., Баранський, П.І., Гайдар, Г.П., *Радіаційно-, термічно- і деформаційно-індуковані ефекти в кремнії та германії*. Київ: Наукова думка, 2021. 318 с.
 8. Mooder, J.S., Kinder, L.R., Wong, T.M. and Meserve, R., Large magnetoresistance at room temperature in ferromagnetic thin film tunnel junctions, *Phys. Rev. Lett.*, 1995, vol. 74, no. 16, p. 3273. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.74.3273>
 9. Chappert, C., Fert, A. and Van Dau, F.N., The emergence of spin electronics in data storage, *Nature Materials*, 2007, vol. 6, p. 813. <https://doi.org/10.1038/nmat2024>
 10. Tsymbal, E.Y. and Pettifor, D.G., Perspectives of giant magnetoresistance, *Solid State Phys.*, 2001, vol. 56, p. 113. [https://doi.org/10.1016/S0081-1947\(01\)80019-9](https://doi.org/10.1016/S0081-1947(01)80019-9)
 11. Žutić, I., Fabian, J. and Das Sarma, S., Spintronic: fundamentals and applications, *Rev. Mod. Phys.*, 2004, vol. 76, no. 2, p. 323. <https://doi.org/10.1103/RevModPhys.76.323>
 12. Huang, Qi-kun, Yan, Yi, Zhang, K., Li, Huan-huan, et al., Room temperature electrically tunable rectification magnetoresistance in Ge-based Schottky devices, *Sci. Rep.*, 2016, vol. 6, art. ID 37748. <https://doi.org/10.1038/srep37748>
 13. Tsukahara, M., Yamada, M., Naito, T., Yamada, S., et al., Room-temperature local magnetoresistance effect in *n*-Ge devices with low-resistive Schottky-tunnel contacts, *Appl. Phys. Express*, 2019, vol. 12, art. ID 033002. <https://doi.org/10.7567/1882-0786/ab0252>
 14. Lee, K.H., Bao, S., Chong, G.Y., Tan, Y.H., et al., Defects reduction of Ge epitaxial film in a germanium-on-insulator wafer by annealing in oxygen ambient, *APL Materials*, 2015, vol. 3, no. 1, art. ID 016102. <https://doi.org/10.1063/1.4905487>
 15. Chen, J., Zhang, X., Luo, Z., Wang, J., et al., Large positive magnetoresistance in germanium, *J. Appl. Phys.*, 2014, vol. 116, no. 11, art. ID 114511. <https://doi.org/10.1063/1.4896173>
 16. Shimanskii, A.F., Pavluk, T.O., Kopytkova, S.A. and Gorodishcheva, A.N., Effect of oxygen dissolved in germanium on defect formation and optical properties of single crystals, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, 2019, vol. 467, art. ID 012005. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/467/1/012005>
 17. Gaidar, G.P., On the kinetics of electron processes in ⁶⁰Co γ -Irradiated *n*-Ge single crystals, *Semiconductors*, 2014, vol. 48, no. 9, p. 1141. <https://doi.org/10.1134/S1063782614090097>
 18. Семенюк, А.К., *Радіаційні ефекти в багатодолінних напівпровідниках*. Луцьк: Надстир'я, 2001. 323 с.
 19. Inoue, K., Taishi, T., Mura, Yu., Tokumoto, Yu., et al., Formation of thermal double donors in Ge, *JPS Conf. Proc.*, 2014, vol. 1, art. ID 012082. <https://doi.org/10.7566/JPSCP.1.012082>
 20. Баранський, П.І., Беляев, О.С., Гайдар, Г.П. Кінетичні ефекти в багатодолінних напівпровідниках. Київ: Наукова думка, 2019. 448 с.
 21. Kolomoets, V., Ermakov, V., Panasyuk, L., Fedosov, S., et al., Application of high uniaxial strain methods for semiconductor parameter determination, *Physica B: Condensed Matter*, 2013, vol. 417, p. 46. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2013.02.017>
 22. Будзуляк, С.І., Тензорезистивні ефекти в сильно деформованих кристалах *n*-Si та *n*-Ge, *Фізика і хімія твердого тіла*, 2012, т. 13, № 1, с. 34. <http://lib.pnu.edu.ua:8080/bitstream/123456789/13346/1/%211301-05.pdf>
 23. Khirunenko, L.I., Pomozov, Yu.V., Sosnin, M.G., Duvanskii, A.V., et al., Oxygen in Ge:Sn, *ФТП*, 2010, т. 44, № 10, с. 1297. <http://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/7235>
 24. Лагутин, А.С., Ожогин, В.И., *Сильные импульсные магнитные поля в физическом эксперименте*, Москва: Энергоатомиздат, 1988. 192 с.
 25. Казбекова, Б.К., Соленоид для получения сильных импульсных магнитных полей, *Доклады НАН Республики Казахстан*, 2007, № 5, с. 26. http://nblib.library.kz/elib/library.kz/jurnal/d_2007_5/Kazbekova0705.pdf
 26. Przybylski, M., Jankowski, B., Kapelski, D. and Ślusarek, B., Measurements of impulse magnetic fields, *Przegląd Elektrotechniczny*, 2015, vol. 91, no. 4, p. 48. <http://pe.org.pl/articles/2015/4/12.pdf>
 27. Pyykkö P., Refitted tetrahedral covalent radii for solids, *Phys. Rev. B*, 2012, vol. 85, no. 2, art. ID 024115. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.85.024115>
 28. Saito, H., Pigg, J.C. and Crawford, J.H., Jr., Annealing of ⁶⁰Co-gamma-irradiated germanium, *Phys. Rev.*, 1966, vol. 144, no. 2, p. 725. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.144.725>

29. Babich, V.M., Baranskii, P.I., Korolyuk, S.L., Samoilovich, A.G., et al., Transverse magnetoresistance of *n*-type Ge in quantizing magnetic fields, *Phys. Status Solidi B*, 1973, vol. 55, no. 1, p. 457.
<https://doi.org/10.1002/pssb.2220550148>

Summary

Samples of *n*-type germanium (doped with three different impurities) with and without an oxygen impurity have been studied. To reveal the interaction of oxygen in *n*-Ge crystals with As, Sb, and Bi impurities, the effect of transverse magnetoresistance (very sensitive to the presence of complexes in the crystal) was chosen as a research method. It was shown that in the germanium samples doped with antimony and bismuth, low-temperature annealing leads to the formation of electrically active impurity complexes that affect both the magnitude and the form of the dependence of the transverse magnetoresistance $\Delta\rho_{\perp}/\rho_0$ on the magnetic field strength *H*. The insensitivity of the oxygen-enriched

germanium crystals with an arsenic impurity (in contrast to the accompanying impurities of antimony and bismuth) to low-temperature thermal annealing has been revealed. This fact is of not only scientific but also practical interest since such annealing in many cases is one of the inalienable technological operations in the creation of a wide class of semiconductor devices, and the absence of oxygen in germanium (used for those purposes) is not always guaranteed by the supplying companies. It was shown that the use of impurity with a large tetrahedral radius in *n*-Ge crystals (at a practically equal concentration of charge carriers) is accompanied not only by a decrease in the tensor resistance ρ_X/ρ_0 in the saturation region but also by a decrease in the rate of an increase in ρ_X/ρ_0 with increasing pressure. The latter circumstance finds its manifestation in a decrease in the slope of the curves $\rho_X/\rho_0 = f(X)$.

Keywords: germanium, low-temperature annealing, impurity complexes, dopants, tetrahedral radii