

UDC 548:539.3, 534.222.2
PACS: 43.25.DC, 61.80.BA

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ, УЛЬТРАЗВУКУ, ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ НА НЕПРУЖНО-ПРУЖНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ, РЕЛАКСАЦІЙНІ ПРОЦЕСИ В Ge-Si ТА SiO₂

А. П. Онанко, О. В. Ляшенко, Г. Т. Продайвода, С. А. Вижва, Ю. А. Онанко

Київський дослідницький національний університет імені Тараса Шевченка,
вул. Володимирська, 64, Київ, 01601,
E-mail: onanko@univ.kiev.ua

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ, УЛЬТРАЗВУКУ, ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ НА НЕПРУЖНО-ПРУЖНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ, РЕЛАКСАЦІЙНІ ПРОЦЕСИ В Ge-Si ТА SiO₂

А. П. Онанко, О. В. Ляшенко, Г. Т. Продайвода, С. А. Вижва, Ю. А. Онанко

Анотація. Розглянуто вплив постійного та змінного електричного струму при одночасній дії ультразвукової деформації на внутрішнє тертя і модуль пружності монокристалу твердого розчину *GeSi* орієнтації [111] після різки та шліфування. Встановлено зменшення модуля пружності та ріст внутрішнього тертя при досягненні критичної величини електричного струму. Встановлено вплив релаксаційних процесів структурних дефектів кристалічної решітки на температурний спектр внутрішнього тертя та модуля пружності (вказівної поверхні непружно-пружного тіла) *GeSi* при тепловому та ультразвуковому впливі.

Ключові слова: ультразвук, електричний струм, технологічний відпал, внутрішнє тертя, модуль пружності, релаксаційні процеси, дислокації

INFLUENCE OF TEMPERATURE, ULTRASOUND, ELECTRICAL CURRENT ON INELASTIC-ELASTIC CHARACTERISTICS, RELAXATION PROCESSES IN GeSi AND SiO₂

A. P. Onanko, O. V. Lyashenko, G. T. Prodayvoda, S. A. Vyzhva, Ya. A. Onanko

Abstract. The results of influencing of direct and variable electrical current at simultaneous influence of ultrasonic deformation on internal friction and the elastic module of crystal solid solution *GeSi* with orientation [111] after cutting and polishing were studied. The decreasing of elastic module and the raise of internal friction was obtained under condition when the critical value of the electrical current is exceeded. The results of examinations of the relaxation processes in a crystalline lattice at thermal and ultrasonic processing on the temperature spectrum of internal friction and elastic module (indicatory surface of inelasticity-elasticity body) of *GeSi* are presented.

Keywords: ultrasound, electrical current, technological annealing, internal friction, elastic module, relaxation processes, dislocations

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ, УЛЬТРАЗВУКА, ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА НЕУПРУГО-УПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ, РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В Ge-Si И SiO₂

А. П. Онанко, О. В. Ляшенко, Г. Т. Продайвода, С. А. Вижва, Ю. А. Онанко

Аннотация. Рассмотрено влияние постоянного и переменного электрического тока при одновременном воздействии ультразвуковой деформации на внутреннее трение и модуль упругости монокристалла твердого раствора *GeSi* ориентации [111] после резки и шлифов-

ки. Обнаружено уменьшение модуля упругости и рост внутреннего трения при достижении критической величины электрического тока. Представлено влияние релаксационных процессов структурных дефектов кристаллической решетки на температурный спектр внутреннего трения и модуля упругости (указательной поверхности неупруго-упругого тела) *GeSi* при тепловом и ультразвуковом воздействии.

Ключевые слова: ультразвук, электрический ток, технологический отжиг, внутреннее трение, модуль упругости, релаксационные процессы, дислокации

1. Вступ

Особливістю твердих розчинів *GeSi* є достатньо висока фоточутливість в інфрачервоній області. При цьому, при зміні складу розчину на набору легуючих акцепторних і донорних домішок, відбувається зміна довгохвильової границі та форми кривої спектральної фоточутливості в області $10 \div 15$ мкм [1–4]. Достатньо низька енергія іонізації домішок свідчить на можливу достатньо значну чутливість параметрів кристалів цих твердих розчинів до механічних напруг σ , у тому числі локальних σ_i та, зокрема — ультразвукових $\sigma_{уз}$ [5–9]. Навіть при відносно невеликій амплітуді ультразвукових напруг через їх неоднорідність та локальну неоднорідність складу, типову для твердих розчинів *GeSi*, залишкова деформація окремих локальних областей може накопичуватися в реальних кристалах, суттєво змінюючи їх інтегральні, зокрема — електрофізичні характеристики.

Тобто локальні неоднорідності є чинником, що посилює вплив постійного струму I на стан домішки в розчині *GeSi* [10,11]. Відомо, що в металах наслідком взаємодії дислокацій з електронами [12] є електронно-пластичний ефект. Ця ж взаємодія впливає на процес термоактивованого подолання перешкод при русі дислокацій, а також на процес пластичної деформації [13,14]. Зважаючи на достатньо високі типові щільність дислокацій $N_D \approx 10^8$ м⁻² та домішкову електропровідність твердих розчинів *GeSi* актуальним є дослідження термоактивованого руху дислокацій та впливу струму та локальної ультразвукової пластичної деформації (у тому числі її післядії) на механічні (пружно-непружні) характеристики розчинів *GeSi*.

Пружна та електрична взаємодії характеризуються ефективною енергією взаємодії $U(\xi)$ дислокацій з домішковими атомами. Цю енергію $U(\xi)$ можна визначити, досліджуючи внутрішнього тертя (ВТ), залежне від амплітуди деформації $Q^{-1}(\varepsilon)$. Процес відриву від точок за-

кріплення і збільшення дислокаційних сегментів L_C , здатних здійснювати коливання, може пояснити перехід від амплітудо-незалежного внутрішнього тертя (АНЗВТ) до амплітудо-залежного ВТ (АЗВТ). При напруженнях τ , що не призводять до відриву дислокацій від точкових дефектів, маємо АНЗВТ, зумовлене резонансним затуханням. Гістерезисне затухання призводить до АЗВТ, яке спостерігається при досягненні напружень, при яких дислокації відриваються від точкових дефектів. Експериментальні результати свідчать, що виміри АЗВТ є чутливим засобом контролю пластичної деформації не тільки пластичних металів, але і крихких напівпровідникових кристалів *GeSi*. Вимірювання АЗВТ можна використовувати як високочутливий метод контролю пластичної деформації *GeSi*. Вимірювання АЗВТ дозволяє фіксувати момент відриву дислокаційних сегментів L_C від стопорів.

Тому метою даної роботи було вивчення методами амплітудо-незалежного та амплітудо-залежного ВТ впливу електричного струму I на відрив дислокаційних сегментів L_C від стопорів при одночасній ультразвуковій деформації $\sigma_{уз}$ монокристалів твердого розчину $Ge_{0.963}Si_{0.037}$ орієнтації [111] після різки та шліфування.

2. Експеримент

Використовувалися методики чотирьох-складового п'єзоелектричного вібратора при знакомінній механічній деформації $\varepsilon \approx 10^{-6}$, аналогічні [15,16]. Експериментально одночасно вимірювалися температурні залежності ВТ $Q^{-1}(T)$ та модуля пружності $E(T)$, що дозволило точніше [17–20] визначати критичну амплітуду деформації $\varepsilon_{кр}^*$, при якій дислокаційні сегменти усередненої довжини \bar{L}_C відриваються від стопорів — точкових дефектів. Зразками були монокристали твердого розчину $Ge_{0.96}Si_{0.04}$ орієнтації [111] з густиною дислокацій $N_D \approx 10^8$ м⁻²

розмірами 2x2x16 мм³ після механічного різання і шліфування як у [15,16]. Динамічні методи мають деякі переваги, зокрема ці методи при малих змінних деформаціях ε виключають вплив пластичної деформації при високих температурах *T*. Визначання пружних властивостей статичними методами, що вимагають великих деформацій, внаслідок крихкості *GeSi* є важким. Висока точність визначення пружного модуля *E*, особливо його відносної зміни, обумовлюється високою точністю вимірювання резонансної частоти *f* коливань зразка.

3. Основний матеріал та результати

В рамках дислокаційного механізму загасання пружних коливань в напівпровідниках вплив зовнішніх полів (електричного та магнітного) на ВТ можна пояснити, моделюючи рух заряджених дислокацій *GeSi* у цих полях. Розглянемо кристал *GeSi* орієнтації [111], до якого прикладена періодична механічна напруга $\tau = \tau_0 e^{i\omega_0 t}$, та який знаходиться під комбінованим впливом зовнішнього електричного поля напруженості *E* та зовнішнього магнітного поля з індукцією *B*. Якщо дислокаційний сегмент $\xi(x, y)$, що коливається під дією напруги τ , є зарядженим, то діючі на нього додаткові сили

$$F_e = e\rho(\xi)E, \quad (1)$$

$$F_m = e\rho(\xi)\left[-\frac{\partial \xi}{\partial t}, B\right], \quad (2)$$

де $\rho(\xi)$ — функція розподілу густини електричного заряду по дислокаційному сегменту. Врахувавши, що коефіцієнт Пуассона

$$\mu = \frac{\left(\frac{1}{2}V_{\downarrow}^2 - V_{\leftrightarrow}^2\right)}{\left(V_{\downarrow}^2 - V_{\leftrightarrow}^2\right)}, \quad (3)$$

де V_{\downarrow} — поздовжня швидкість ультразвуку, V_{\leftrightarrow} — поперечна швидкість ультразвуку. Отримаємо в рамках струнної моделі дислокації систему рівнянь, що описує рух зарядженої дислокації під впливом механічного, електричного *E* та магнітного *B* полів у наступному вигляді:

$$M \frac{\partial^2 \xi}{\partial t^2} = V_d \frac{\partial^2 \xi}{\partial x^2} - Q \frac{\partial \xi}{\partial t} + b\tau - b\tau_a - N_j \frac{\partial U}{\partial \xi} + e\rho(\xi)E + e\rho(\xi)\left[-\frac{\partial \xi}{\partial t}, B\right], \quad (4)$$

$$\frac{\partial^2 \tau}{\partial y^2} - \frac{\rho}{G} \frac{\partial^2 \tau}{\partial t^2} = \rho b \frac{\partial^2}{\partial t^2} < \int_0^\infty \left[\int_0^l \xi(x) dx \right] N(l) dl >, \quad (5)$$

де $(M \cdot \partial^2 \xi / \partial t^2)$ — інерційна сила, $M \approx \rho b^2$ — ефективна маса одиниці довжини дислокації, ρ — густина кристалу, b — вектор Бюргерсу, t — час, $(V_d \cdot \partial^2 \xi / \partial x^2)$ — сила, що обумовлена ефективним натягом зогнутої дислокаційної лінії, при цьому $V_d \approx G b^2$ для гвинтових дислокацій та $V_d \approx G b^2(1-\mu)$ для крайових, G — модуль зсуву, $(Q \cdot \partial \xi / \partial t)$ — сила в'язкого гальмування, Q — постійна демпфування, тобто коефіцієнт в'язкого гальмування, $b\tau$ — зовнішня сила, яка діє на одиницю довжини дислокації, $b\tau_a$ — сила, яка діє на одиницю довжини дислокації і обумовлена напругами, які виникають внаслідок потенційного рельєфу кристалічної ґратки, $(N_j \cdot \partial U / \partial \xi)$ — сила, що діє на одиницю довжини дислокації з боку точкових дефектів, розташованих на дислокаційній лінії з густиною $N_j(x)$, які взаємодіють з дислокацією, $U(\xi)$ — потенційна енергія взаємодії, l — довжина дислокаційного сегменту, $N(l)$ — функція розподілу дислокаційних сегментів по довжинам, яка обумовлена $N_j(x)$.

Практично цікавими є випадки, коли, поперше зовнішні електричне та (або) магнітне поля є періодичними, тобто: $E = E_0 e^{i\omega_e t}$, $B = B_0 e^{i\omega_m t}$. По-друге — коли частота щільності змінного електричного струму J^- співпадає з частотою ультразвукових (УЗ) коливань $\omega_j = \omega_{y3}$. Проводилися також дослідження впливу величини J^- на ВТ $Q^{-1}(J^-)$ на рис. 1 та модуль пружності $E(J^-)$ на рис. 2.

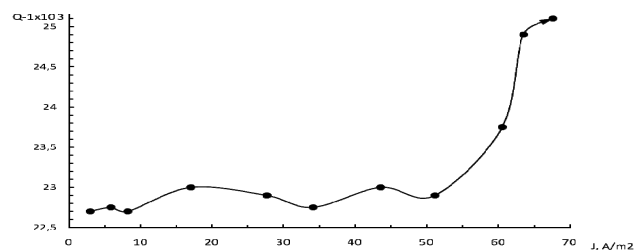


Рис. 1. Струмова залежність внутрішнього тертя $Q^{-1}(J)$ монокристалу твердого розчину $Ge_{0.96}Si_{0.04}$ орієнтації [111] з густиною дислокацій $N_d \approx 10^8 \text{ м}^{-2}$ після різки та шліфування від щільності змінного електричного струму тієї ж частоти, що УЗ $\omega_j = \omega_{y3}$ при $T = 296 \text{ К}$ і сталої амплітуди ультразвукової деформації $\varepsilon_{y3} \approx 2 \cdot 10^{-6}$

Для отримання змінного електричного струму, що проходить через зразок, у фазі з напругою, що подається на п'єзоелектричний вібра-

тор, який створює ультразвукову деформацію ϵ_{ω_3} , використовувався один генератор сигналів.

Як видно з рис. 3, для змінного струму J при досягненні критичного значення щільності струму $J_{кр}^* \approx 60 \cdot 10^3 \text{ A/m}^2$ спостерігається зростання ВТ $Q^{-1}(J)$ з одночасним зменшенням величини модуля пружності $E(J)$ при подальшому збільшенні густини струму.

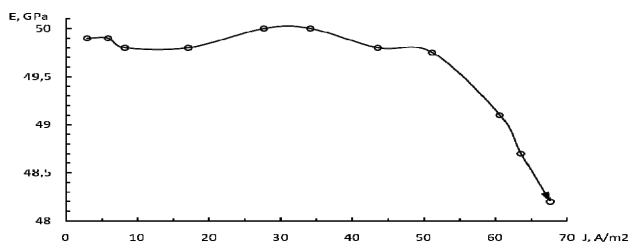


Рис. 2. Струмова залежність модуля пружності $E_{111}(J)$ монокристалу твердого розчину $Ge_{0.96}Si_{0.04}$ орієнтації [111] з густиною дислокацій $N_d \approx 10^8 \text{ м}^{-2}$ після різки та шліфування від щільності змінного електричного струму тієї ж частоти, що УЗ $\omega_J = \omega_{\omega_3}$ при $T = 296 \text{ К}$

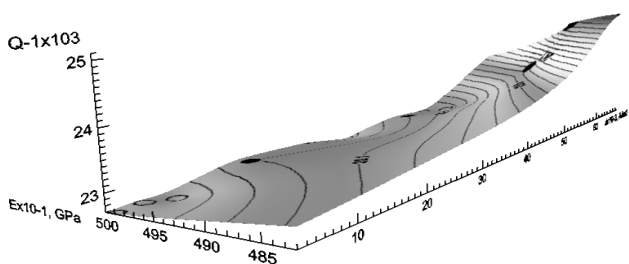


Рис. 3. Струмова залежність внутрішнього тертя $Q^{-1}(J)$ і модуля пружності $E_{111}(J)$ (вказівної поверхні непружно-пружного тіла) монокристалу твердого розчину $Ge_{0.96}Si_{0.04}$ орієнтації [111] з густиною дислокацій $N_d \approx 10^8 \text{ м}^{-2}$ після різки та шліфування від щільності змінного електричного струму тієї ж частоти, що УЗ $\omega_J = \omega_{\omega_3}$ при $T = 296 \text{ К}$ і сталої амплітуді ультразвукової деформації $\epsilon_{\omega_3} \approx 2 \cdot 10^{-6}$

Для пояснення кореляцій $Q^{-1}(J)$ і $E(J)$ розглянемо рівняння (4) і (5). Порівнюючи рівняння (4) і (5) з експериментальними результатами на рис. 1, рис. 2 і рис. 3 можна зробити висновок, що ефективність впливу електричного струму (поля) на ВТ $Q^{-1}(J)$ і модуль пружності $E(J)$ різко збільшується у випадку рівності частот УЗ та електричного впливу $\omega_J = \omega_{\omega_3}$.

Вузли перетину дислокацій є «сильними» стопорами, а домішкові атоми Si , вакансії V , їх комплекси $V-V-V$ — «слабкі» центри. При деформаціях ϵ , більших ніж критична амплітуда $\epsilon_{кр}^*$, виникає АЗВТ $Q^{-1}(\epsilon)$ унаслідок відриву від «слабких» стопорів дислокацій [17,19,20]:

$$Q_{AZ}^{-1} = \frac{L_N^3 n f B}{L_C \sigma F} e^{-\frac{\Omega}{\sigma}}, \quad (6)$$

де L_N — довжина петлі дислокації, що визначається відстанню між «сильними» стопорами закріплення, L_C — довжина дислокаційного сегменту, n — щільність дислокацій, σ — амплітуда напруги ультразвуку, B — стала, F — лінійний натяг дислокації, $\Omega = \frac{\pi F_o}{4bL_C}$ — ха-

рактеристичний рівень механічної напруги, F_o — максимальна сила зв'язку між дислокацією та стопором, b — вектор Бюргерсу.

По тангенсу кута нахилу прямої напівлогарифмічної залежності критичної амплітуди струму від зворотної температури $(\ln(J_{кр}^*) - 1/T)$ була визначена енергія взаємодії між дислокаціями і домішковими атомами $U \approx 0,1 \text{ eV}$. Мале значення енергії зв'язку U свідчить про взаємодію дислокацій з саме поодинокими домішковими атомами Si , а не з їх комплексами. Зменшення величини ВТ $Q^{-1}(\epsilon)$ обумовлене зменшенням «заметеної» дислокаційними сегментами L_C площі. При русі геометричних дислокаційних перегинів ця площа визначається сумарним переміщенням перегинів дислокаційних сегментів. Збільшення зовнішньої ультразвукової змінної напруги σ_{ω_3} призводить до зростання лінійного натягу дислокацій та ширини перегину, але середнє переміщення дислокаційних перегинів зменшується, що і обумовлює падіння ВТ. Зменшення величини ВТ SiO_2 , яке спостерігалось після тривалої ультразвукової деформації ϵ_{ω_3} протягом $t_{\omega_3} \approx 3,6 \cdot 10^3 \text{ сек}$ може бути також пов'язано з активацією домішок, котрі дифундують до дислокаційних сегментів, осаджуються і закріплюють їх, в результаті чого густина активних дислокаційних петель L_C зменшується, що і викликає зменшення величини ВТ $Q^{-1}(\epsilon)$.

Збільшення ВТ $Q^{-1}(J)$ пов'язано з тим, що електрони певної енергії взаємодіють з дислокаційними сегментами L_C , що коливаються під дією ультразвукової деформації ϵ_{ω_3} , і сприяють їх відриву від стопорів — точкових дефектів. Зміна абсолютного значення амплітуди ϵ_{ω_3} ультразвукової деформації не впливала на якісний хід залежності ВТ від електричного струму $Q^{-1}(J)$, хоча при цьому амплітуда ультразвукової деформації збільшувалась до $\epsilon_{\omega_3} \approx 4 \cdot 10^{-6}$, одночасно при температурах T до 470 К спостерігалось АНЗВТ. Зменшення кри-

тичної величини струму $J_{кр}^*$ при збільшенні температури свідчить про те, що із зростанням температури T зростають термофлуктуаційні коливання дислокаційних сегментів L_c , що в свою чергу дозволяє меншому потоку електронів відривати дислокації від стопорів. Власне зміна крутизни кривих залежності ВТ від струму $Q^{-1}(J)$ при постійній ультразвуковій деформації на рис. 1 може розглядатися як індикатор відриву-закріплення дислокацій. Збіг прямого і зворотного ходів залежності ВТ від струму $Q^{-1}(J)$ відображає відсутність необоротних змін дислокаційної структури в процесі вимірювань ВТ.

Однорядний ланцюжок атомів домішки під екстраплощиною не може забезпечити повну релаксацію пружного поля дислокації σ_i . Домішкові атоми Si осідають в площинах, перпендикулярних до лінії дислокації, до повної компенсації її поля σ_i . Початок залежності ВТ $Q^{-1}(J, \varepsilon, T)$ від температури T відповідає виходу периферійних атомів Si з атмосфери стопора, що призводить до зниження ефекту закріплення дислокаційних сегментів L_c . При подальшому підвищенні температури T йде розсмоктування атмосфер навколо стопорів. Після завершення цього процесу починається збільшення відстані між стопорами — зростання середньої ефективної довжини дислокаційних сегментів L_c . Коли розсмоктування домішкових атмосфер біля стопорів закінчиться, спостерігається інтенсивне зменшення величини ВТ $Q^{-1}(J, \varepsilon, T)$ із зростанням температури. При температурі T , що відповідає повній відсутності закріплюючих центрів, значення критичної амплітуди деформації $\varepsilon_{кр}^*$ стабілізується. Дислокації, що забезпечують масоперенос у монокристалах, ковзають під дією ефективних напружень σ_i . Зменшення величин внутрішніх напружень σ_i з ростом температури T обумовлено температурною залежністю модулів пружності $E(T)$ та інтенсифікацією процесів релаксації внутрішніх напружень. Серед процесів, що приводять до різкого зменшення внутрішніх напружень σ_i — прорив меж блоків і їх руйнування дислокаціями застопорених скупчень. Скупчення малорухомих дислокацій, зокрема, у вигляді недобудованих дислокаційних стінок, які стопоряються біля меж блоків, при стрибкоподібному підвищенні зовнішніх напружень σ можуть увійти в ці межі блоків. Якщо, як це практично буває, у процесі роботи джерела

дислокацій виникають і рухаються в протилежних напрямках дислокації з антипаралельними векторами Бюргерсу \mathbf{b} , то при майже одночасному входженні меж, складених з таких дислокацій, у раніше сформовані межі відбувається переорієнтація областей монокристала, які обмежені такими межами, на декілька градусів. Переорієнтація областей кристала призводить до різкого зменшення внутрішніх напружень σ_i і у переорієнтованих областях дислокації в системах легкого ковзання можуть зароджуватися і ковзати. Ці обидва фактори приводять до збільшення швидкості деформації $\partial\varepsilon/\partial t$. Гвинтові дислокації мають змогу поперечно ковзати, що приводить до зменшення внутрішніх напружень σ_i , тобто до збільшення швидкості повзучості. Дислокації, які зароджуються і ковзають у новій системі ковзання, з одного боку, збільшують швидкість деформації $\partial\varepsilon/\partial t$ при тому же напруженні, а з іншого боку їх нагромадження спричинює більш швидке зміцнення.

Для максимуму ВТ Q^{-1}_M умова його існування записується у вигляді [17–19]:

$$\omega_M \tau_0 e^{\frac{H}{k_B T_M}} = 1, \quad (7)$$

де H — енергія активації максимуму ВТ, T_M — температура максимуму ВТ. Оскільки з (6) $H = k_B T_M \ln(1/f_M \tau_0)$, то враховуючи $\tau_0 = 1/f_0 = h/k_B T_M$, одержуємо формулу для визначення енергії активації H максимуму ВТ Q^{-1}_M :

$$H = k_B T_M \ln\left(\frac{k_B T_M}{h f_M}\right) + \Delta S, \quad (8)$$

де f_M — частота максимуму ВТ. Ентропійна добавка ΔS лежить в межах похибки експерименту; точність оцінки H залежить від точності підтримки температури нагріву зразка $\Delta T = \pm 2$ К ($\Delta T/T \approx 2\%$). Використання для визначення енергії активації H температури максимуму ВТ Q^{-1}_M T_M і частоти коливань зразка f_M не вимагає виконання особливих умов. При накладенні процесів релаксації температурне положення T_M кожного максимуму легко вимірюється, а частота f_M задається експериментально. Енергія активації H максимуму ВТ Q^{-1}_M оцінювалася за формулою (7). Була отримана величина енергії активації $H_3 = 0,8 \pm 0,1$ еВ. З умови існування релаксаційного максимуму ВТ Q^{-1}_M формули (4) $\omega \tau = 1$ визначена постійна часу релаксації $\tau_0 \approx 1,6 \cdot 10^{-12}$ сек, частотний фактор релаксації $f_0 \approx 6,3 \cdot 10^{11}$ Гц.

Проаналізуємо можливі механізми зміни ΔE , які пов'язані з наявністю домішкових атомів. Порівнюючи розміри атомів Si $r_{Si} = 1,17$ Е, атомів B $r_B = 0,88$ Е і Sb $r_{Sb} = 1,36$ Е, бачимо їх геометричну нерівність. Виникає зміна параметра a_{Si} кристалічної ґратки Si при легуванні B або Sb . Зміна кристалічної ґратки Si призводить до зміни пружних констант C_{ik} , що зумовлено залежністю пружних констант від деформації ϵ . Вплив деформації ϵ на фононний спектр описується за допомогою константи Грюнаїзена γ . Зміна константи Грюнаїзена γ з'являється в явищах ангармонізму. Механізми прямого впливу домішкових атомів на фононі спектрі не в змозі пояснити виявлені зміни ΔE . Можливо, що відповідальними за цей ефект ΔE є вільні носії електричного заряду. Значне зростання їх концентрації викликає «ослаблення» ковалентних зв'язків, що впливає на ангармонічні ефекти. Величина ΔE може суттєво змінитися при легуванні сплаву електричними активними домішками, що призводить до зміни температурної залежності модуля пружності $E(T)$ $Ge_{0.96}Si_{0.04}$. На рис. 4 представлена температурна залежність ВТ $Q^{-1}(T)$ та модуля пружності $E_{111}(T)$ (вказівної поверхні непружно-пружного тіла) монокристалу твердого розчину $Ge_{0.96}Si_{0.04}$ орієнтації $[111]$ з густиною дислокацій $N_D \approx 10^8$ м⁻² після різки та шліфування.

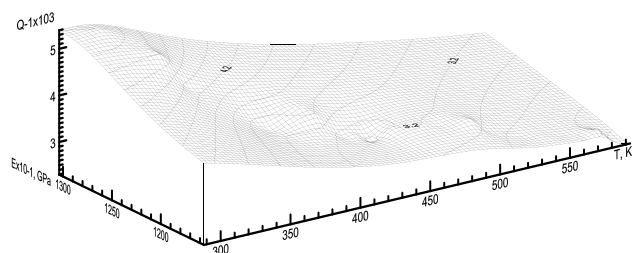


Рис. 4. Температурна залежність внутрішнього тертя $Q^{-1}(T)$ і модуля пружності $E_{111}(T)$ (вказівної поверхні непружно-пружного тіла) монокристалу твердого розчину $Ge_{0.96}Si_{0.04}$ орієнтації $[111]$ після різки та шліфування

Виявлені малі максимуми ВТ Q^{-1}_{M1} і Q^{-1}_{M2} в монокристалі $Ge_{0.96}Si_{0.04}$ орієнтації $[111]$ при $T_{M1} \approx 346$ К і $T_{M2} \approx 380$ К і домінуючий максимум ВТ Q^{-1}_{M3} при $T_{M3} \approx 510$ К на рис. 3. Спостерігалася мала величина фону ВТ SiO_2 $Q_{\phi}^{-1} \approx 2 \cdot 10^{-6}$ до $T \approx 385$ К. Для визначення температурного положення максимумів ВТ Q^{-1}_M по релаксації модуля пружності $\Delta E/E$ одночасно вимірювалась також температурна залежність $E(T)$. Динамічний модуль пружності E є більш чут-

ливою характеристикою релаксаційних процесів фізико-хімічної взаємодії, ніж ВТ. Модуль пружності E — відношення прикладеної напруги σ до сумарної деформації ϵ кристалу $E = \sigma/\epsilon$. Термопластичні напруги σ_i релаксують з утворенням дислокацій, які рухаються, що призводить до пластичної течії. При повторному нагріві спостерігалось збільшення абсолютних значень модуля пружності на $\Delta E/E_0 \approx 0,1$ %, що свідчило про зміцнення кристалу $Ge_{0.96}Si_{0.04}$. В області існування максимуму ВТ Q^{-1}_{M3} при $T \approx 480 \div 510$ К на рис. 4 спостерігалась релаксація модуля пружності $\Delta E/E$. Температурна залежність модуля пружності $E_{111}(T)$ монокристалу $Ge_{0.96}Si_{0.04}$ має спадний лінійний характер, що пояснюється теорією ангармонізму кристалів з врахуванням квадратичних членів [19]. При вимірюванні температурної залежності ВТ $Q^{-1}(T)$ було АНЗВТ, що свідчило про відсутність дислокаційного гістерезисного механізму при використуванні експериментальних ультразвукових деформаціях $\epsilon_{y3} \approx 10^{-6}$.

Ангармонічні ефекти вивчаються вимірюванням пружних характеристик кристалів, тому що пружні константи C_{ik} визначаються через другу похідну від енергії взаємодії між атомами кристалічної решітки F по деформації ϵ $\partial^2 F / \partial \epsilon^2$. При маленьких пружних деформаціях ϵ зсув сусідніх атомів ξ малий відносно відстані між ними a . При розкладанні потенційної енергії кристала F , яку можна вважати неперервною квадратичною функцією зсувів атомів від позиції рівноваги ξ . При високих температурах T і великих пружних деформаціях ϵ зсуви атомів від позиції рівноваги ξ вже великі. Тому повинні бути взяті до уваги вищі члени розкладання при підрахунках ангармонізму. Оскільки величина цих ефектів мала, необхідно вибирати високоточні вимірювальні методи, які дозволили б з'ясувати ці зміни. Вимірювальна точність пружної характеристики — модуля пружності E динамічними методами висока: похибка виміру відносної зміни модуля пружності дорівнювала $\Delta E/E_0 \approx 0,1$ %. У динамічних методах вимірювання виконуються в адіабатичних умовах, це дозволяє вимірювати адіабатичні пружні константи C_{ik} .

Енергетичний спектр електронів і дірок $GeSi$ залежить від кристалічної деформації ϵ . Вільна енергія F деформованого кристала залежить від міри населення енергетичних рівнів вільними носіями електричного заряду, концентрація

яких змінюється внаслідок легування і опромінення. Оскільки модуль пружності E визначається через другу похідну від свобідної енергії F взаємодії між атомами кристалічної решітки по деформації $E = (\partial^2 F / \partial \epsilon^2)$, тому зміну електронного вкладу в вільну енергія F і в ангармонізм кристалічної решітки можливо експериментально досліджувати по зміні модуля пружності ΔE сплавів $GeSi$ при їх легуванні і опроміненні.

Врахування ангармонізму важливо для пояснення залежностей пружних констант від температури і тиску $C_{ik}(T, P)$; теплового розширення $\Delta l/l_0$, поглинання ультразвуку δ , внутрішнього тертя Q^{-1} ; відмінностей і змін питомої теплоємності при постійному тиску C_p і температурі C_T і для практичного вивчення кристалів при високих температурах і високих тисках — в сильно деформованому стані. Вплив ангармонізму є тим сильнішим, чим слабшим є зв'язок атомів в кристалі і чим менша їх маса. Характерним значенням є відношення енергії зв'язку до енергії нульових коливань.

При механічному навантаженні реального кристалу повна деформація складається з пружної і непружної компонент $\epsilon_{\Sigma} = \epsilon_{II} + \epsilon_{III}$. Непружна деформація ϵ_{III} обумовлена рухом дислокацій. Пружна деформація ϵ_{II} відбувається «миттєво», а непружна деформація має часову залежність $\epsilon_{III}(t)$. Яку визначає час релаксації τ , який характеризується рухом кристалічних структурних дефектів. Є два максимальні значення модулів пружності: нерелаксаційний модуль пружності E_{HP} і релаксаційний модуль пружності E_p . При впливі зовнішньої періодичної напруги $\sigma(\omega)$ з частотою ω експериментальний модуль пружності приймає проміжне значення $E_p < E < E_{HP}$. $\Delta E/E = (E - E_p)/E_p = \Delta I/(1 + \omega^2 \tau^2)$, де максимальний дефект модуля пружності $\Delta = (E_{HP} - E_p)/E_{HP}$, E_{HP} — нерелаксаційний, E_p — релаксаційний модуль пружності. E_{HP} вимірювався у час прикладення напруги σ , коли непружний вклад у деформацію $\epsilon_{III} = 0$; E_p вимірювався після інтервалу часу $\Delta t \gg \tau$, коли непружна деформація максимальна $\epsilon_{III} = \max$. Значення Δ визначається кількістю мікрорелаксаторів різного типу і їх індивідуальним вкладом в непружну деформацію ϵ_{III} при даній температурі T . Має місце суперпозиція вкладів різних мікрорелаксаторів. При температурах, коли дефект модуля пружності $\Delta E/E$ різко зростає, на температурних залежностях спостерігаються релаксаційні максимуми ВТ Q^{-1}_M .

Значна ширина по температурі ΔT релаксації модуля пружності $\Delta E/E$ вказує на широкий розподіл активаційних параметрів ΔH відповідних релаксаційних процесів.

На рис. 5 представлена суміщена температурна залежність ВТ $Q^{-1}(T)$ та модуля пружності $E_{III}(T)$ (вказівної поверхні непружно-пружного тіла) монокристалу орієнтації [111] $Ge_{0.96}Si_{0.04}$ після механічної обробки та відпалу при $T_g \approx 750$ К на протязі $t_g \approx 3600$ сек. Як видно з рис. 5 взаємозв'язок двох основних залежностей механічних властивостей (непружної — ВТ $Q^{-1}(T)$ та пружної — модуля пружності $E(T)$) від температури T може бути представлений у вигляді «вказівної поверхні непружно-пружного тіла», яка несе додаткову інформацію о динаміці релаксаційних процесів. З співставлення рис. 2 та рис. 5 випливає, що вказівні поверхні непружно-пружного тіла $Ge_{0.96}Si_{0.04}$ відображають суттєві неоднорідності у динаміці релаксаційних механізмів ВТ, які не є очевидними із аналізу традиційних представлень $Q^{-1}(T)$ та $E(T)$.

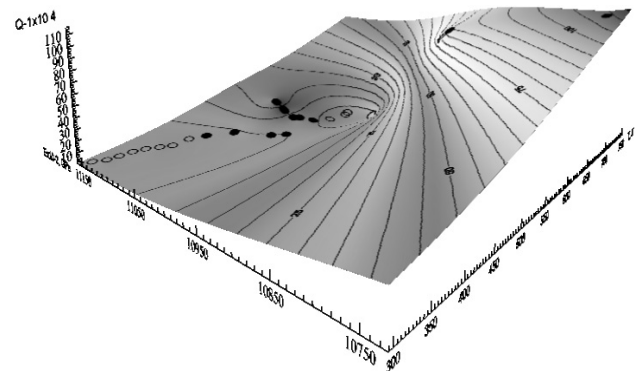


Рис. 5. Температурна залежність ВТ $Q^{-1}(T)$ і модуля пружності $E_{III}(T)$ (вказівної поверхні непружно-пружного тіла) монокристалу орієнтації [111] твердого розчину $Ge_{0.96}Si_{0.04}$ після механічної обробки та відпалу при $T_g \approx 750$ К на протязі $t_g \approx 3600$ сек.

4. Висновки

Таким чином, в монокристалі орієнтації [111] твердого розчину $Ge_{0.963}Si_{0.037}$ виявлено вплив постійного J і змінного J електричного струму на зростання ВТ $Q^{-1}(J)$ і на одночасне зменшення абсолютної величини модуля пружності $E(J)$, обумовлені тим, що потік електронів сприяє відриву від стопорів дислокаційних сегментів L_C , які коливаються під дією ультразвукової деформації ϵ_{y3} . Одержано, що

при наявності змінного струму тієї ж частоти і фази, що і напруга, що приводить до ультразвукової деформації $\varepsilon_{уз}$, критичне значення змінного струму $J_{кр}^*$ майже на порядок менше, ніж у разі постійного струму $J_{кр}^*$, необхідного для спостереження зростання ВТ $Q^{-1}(J)$ при збільшенні постійного струму. Запропоновано високочутливий метод контролю мікропластичної деформації кристалів *GeSi* шляхом вимірювання АЗВТ. Результати оцінки динамічних характеристик міжвузельних атомів S_i , вакансійних $V-V-V$ і $O-V$ комплексів можуть бути застосовані з метою отримання оптимального технологічного відпалу для структурних дефектів в кристалах *GeSi*. При описі ВТ взаємозв'язок непружної Q^{-1} , пружної E величин та щільності змінного електричного струму J або температури T може бути представлений у вигляді поверхні («вказівної поверхні»), яка несе додаткову інформацію о динаміці структурних дефектів в кристалах *GeSi*.

Список літератури

- Куликовский В. Ю., Ворличек В., Богач П. и др., Механические свойства аморфных и нанокристаллических пленок кремния и карбида кремния // Наноструктурное материаловедение. — 2008. — № 1. — С. 42–51.
- Власкина С. И., Свечников Г. С., Смынтына В. А., Пленки карбида кремния. — Одесса: Астропринт, 2007. — 104 с.
- Кекуа М. Г., Хуцишвили Э. В., Твердые растворы полупроводниковой системы германий — кремний. — Тбилиси: Мецниереба, 1985. — 176 с.
- Хіврич В. І., Ефекти компенсації та проникаючої радіації в монокристалах CdTe. — Київ: Ін-т ядерних досл., 2010. — 122 с.
- Молодкин В. Б., Низкова А. И., Шпак А. П. и др., Дифрактометрия наноразмерных дефектов и гетерослоев кристаллов. — Киев: Академперіодика, 2005. — 364 с.
- Kravtsov M. V., Lyashenko O. V., Onanko A. P., Relaxation of defect structure in ultrasonic wave field and acoustic emission in LiF single crystals // Functional materials. — 2004. — V.11, № 2. — P. 353–355.
- Veleshchuk V. P., Lyashenko O. V., Myagchenko Y. A. et al., Evolution of the electroluminescence spectra and the acoustic emission of the epitaxial structures of GaAsP // J. Applied Spectroscopy. — 2004. — V.71. — P. 553–557.
- Вашпанов Ю. А., Смынтына В. А., Адсорбционная чувствительность полупроводников. — Одесса: Астропринт, 2005. — 216 с.
- Сминтина В. А., Фізико-хімічні явища на поверхні твердих тіл. — Одеса: Астропринт, 2009. — 192 с.
- Лось В. Ф., Репецкий С. П., Методы теории неупорядоченных систем. Электронные свойства сплавов. — Киев: Наукова думка, 1995. — 176 с.
- Примаченко В. Е., Кононец Я. Ф., Булах Б. М. и др., Электрофизический свойства пористого кремния, модифицированного нанокристаллами золота // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. — 2005. — Т.3, № 2. — С. 399–412.
- Lyashenko O. V., Onanko A. P., Influence of electrical current on elastic and unelastic properties of CdTe // Photoelectronics. — 2008. — № 19. — P. 78–80.
- Каназав Т., Неорганические фосфатные материалы. — Киев: Наукова думка, 1998. — 298 с.
- Шпак А. П., Куницкий Ю. А., Карбовский В. Л., Кластерные и наноструктурные материалы. — Киев: Академперіодика, 2001. — 588 с.
- Онанко А. П., Подолян А. А., Островский И. В., Влияние ультразвуковой обработки на внутреннее трение в кремнии // Письма в ЖТФ. — 2003. — Т.29, № 15. — С. 40–44.
- Lyashenko O. V., Onanko A. P., Veleshchuk V. P. et al., Structural defects relaxation during complex thermal and dynamical mechanic processing of CdTe // Photoelectronics. — 2008. — № 17. — P. 10–12.
- Александров Л. Н., Зотов М. И., Внутреннее трение и дефекты в полупроводниках. — Новосибирск: Наука, 1979. — 159 с.
- Новик А., Берри Б., Релаксационные явления в кристаллах. — М.: Атомиздат, 1975. — 472 с.
- Никаноров С. П., Кардашев Б. К., Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. — М.: Наука, 1985. — 253 с.
- Юркова А. И., Белоцкий А. В., Бякова А. В., Исследование механизма диспергирования железа при интенсивной пластической деформации трением // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. — 2006. — Т.4, № 2. — С. 483–500.