

ДОСЛІДЖЕННЯ РЕЛАКСАЦІЙНИХ ПРОЦЕСІВ У ХАЛЬКОГЕНІДНИХ СКЛОВИДНИХ НАПІВПРОВІДНИКАХ МЕТОДОМ ВНУТРІШНЬОГО ТЕРТЯ

В.С. Біланич

Ужгородський національний університет, 88000, Ужгород, Україна, вул. Волошина, 54

Описано особливості застосування методу інфранизькочастотного внутрішнього тертя для дослідження дисипативних процесів у халькогенідних стеклах. Наведено результати досліджень процесів механічної релаксації в стеклах As_xSe_{100-x} на інфранизьких частотах. Виділено окремі складові релаксаційного спектру даних матеріалів. Показано, що спектр внутрішнього тертя халькогенідних скловидних напівпровідників містить релаксаційні максимуми, обумовлені α -, β -, γ -релаксацією, а також піки внутрішнього тертя не релаксаційної природи, пов'язані з кристалізаційними, мікролікваційними процесами.

Серед широкого класу явищ, які спостерігаються у некристалічних твердих тілах і визначають фізико-технічні характеристики пристроїв на їх основі, важливе місце займають релаксаційні явища. В залежності від природи зовнішнього впливу розрізняють різні види релаксації: механічну, теплову, електричну, магнітну та інші. Дослідження окремого виду релаксаційних явищ є ефективним методом досліджень для певного класу матеріалів, оскільки реакція їх структурних підсистем буде залежати від природи зовнішнього збуджувачого поля. Найбільш універсальним є механічне зовнішнє поле, оскільки воно ефективно збуджує структурні підсистеми різних матеріалів. У зв'язку з цим високою інформативністю при вивченні структурних процесів, зокрема, релаксаційних явищ, характеризуються методи динамічного механічного аналізу. Вони дозволяють проводити температуро- і частотно-залежні вимірювання пружних модулів, коефіцієнта затухання, в'язко-пружних властивостей матеріалу прикладаючи до досліджуваного зразка динамічно змінні чи статичні механічні навантаження. Такі методи дають інформацію про зміни механічних характеристик матеріалів при зміні температури, частоти та амплітуди деформування на основі чого можна визначити характерні температурні точки та інтерва-

ли, а також інші їх фізичні параметри, зокрема температури склування, плавлення, кристалізації; температури та інтервали релаксаційних та структурних переходів; ступінь кристалічності та параметри фізичного старіння.

Для отримання такої інформації про об'єкт досліджень необхідно технічно реалізувати вимірювання деформації зразка ϵ , яка утворюється в результаті дії на нього зовнішньої сили, тобто є відкликом системи на зовнішній вплив. Найбільш ефективно такі дослідження можна здійснити за допомогою створення у зразку динамічно змінної деформації кручення, яка виникає під дією синусоїдальної механічної напруги σ певної частоти f :

$$\sigma = \sigma_0 \sin \omega t \quad (1)$$

де σ – механічна напруга в момент часу t , σ_0 – максимальна механічна напруга, $\omega=2\pi f$ – циклічна частота коливань. Реакція зразка (деформація) на синусоїдальний зовнішній вплив також описується синусоїдальною функцією.

В загальному випадку закон деформування твердого тіла можна записати у вигляді [1]:

$$\sum_{i=0}^{\infty} a_i \cdot \frac{d^i \sigma}{dt^i} = \sum_{i=0}^{\infty} b_i \cdot \frac{d^i \epsilon}{dt^i} \quad (2)$$

де a і b_i – коефіцієнти.

Якщо тверде тіло є ідеально пружним (відсутні всі складові деформації, крім пружної), тоді його деформація під дією сталої зовнішньої сили не змінюється і $\frac{d^i}{dt^i} = 0$. Тоді рівняння (2) буде мати вид $a_0 \sigma = b_0 \varepsilon$ або $\sigma = E \varepsilon$ (закон Гука, где $E = \frac{b_0}{a_0}$). В цьому випадку з урахуванням

(1) деформація зразка буде описуватися рівнянням :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \sin \omega t \quad (3)$$

Якщо при $i=1$ $\frac{d^i}{dt^i} \neq 0$, а при $i \geq 2$

$\frac{d^i}{dt^i} = 0$ то рівняння (2) матиме вид:

$$a_0 \sigma + a_1 \frac{d\sigma}{dt} = b_0 \varepsilon + b_1 \frac{d\varepsilon}{dt} \quad (4)$$

Розв'язок цього диференціального рівняння (при $\sigma = \text{const}$) має вид:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{M_R} + \left(\varepsilon_0 - \frac{\sigma_0}{M_R} \right) \cdot e^{-\frac{t}{\tau_\sigma}} \quad (5)$$

де $\tau_\sigma = \frac{b_1}{b_0}$ - час релаксації деформації,

M_r - зрелаксований пружний модуль, ε_0 – пружна деформація, яка встановлюється у зразку в момент миттєвого прикладання механічної напруги σ_0 . Час релаксації залежить від температури по закону:

$$\tau_\sigma = \tau_0 \cdot e^{\frac{U}{kT}} \quad (6)$$

де U – енергія активації релаксаційного процесу, τ_0 – граничний час релаксації.

Якщо на тіло, закон деформування якого описується рівнянням (4), подіяти зовнішньою механічною напругою (1), то його деформація буде запізнюватися в часі і буде спостерігатися фазовий зсув δ між прикладеною механічною напругою і деформацією. Тоді:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \sin(\omega t + \delta) \quad (7)$$

Чим більший фазовий зсув, тим сильніше проявляються в'язкі властивості зраз-

ка. Тому, можливі три випадки: а) $\delta = 0^\circ$ – механічна напруга і деформація співпадають по фазі, тоді зразок є абсолютно пружним (наприклад: сталевий пружина, резина у високоеластичному стані) (рис. 1); б) $\delta = 90^\circ$ – механічна напруга і деформація у протифазі, тоді зразок є абсолютно в'язким (наприклад: гліцерин при кімнатній температурі); в) $0^\circ < \delta < 90^\circ$ – тіло поєднує в'язкі і пружні властивості, тобто є в'язкопружним.

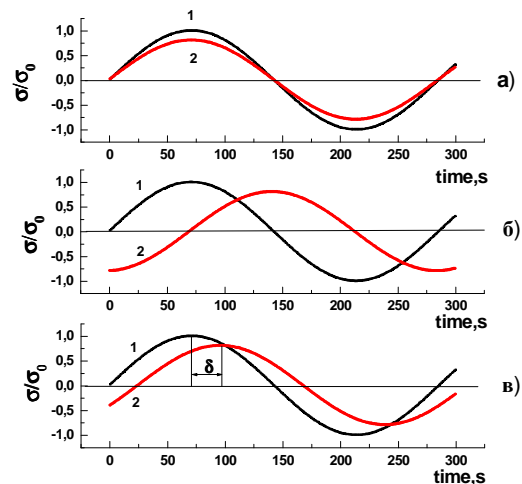


Рис. 1. Залежність механічної напруги (1) і деформації (2) від часу для різних фазових зсувів δ [2].

Вираз (7) можна записати:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \{ \sin(\omega t) \cos \delta + \cos(\omega t) \sin \delta \} \quad (8)$$

Звідси слідує, що деформація може бути представлена сумою двох компонент:

$\varepsilon = \varepsilon_0 \sin \delta$ – компонента, яка співпадає по фазі з прикладеною до зразка механічною напругою (пружна компонента), і $\varepsilon = \varepsilon_0 \cos(\delta)$ – компонента, яка зсунута на 90° відносно механічної напруги (в'язка компонента).

Векторна сума цих компонент дає комплексну деформацію зразка:

$$\varepsilon^* = \varepsilon' + i\varepsilon'' \quad (9)$$

де i – уявна одиниця.

Відповідно модуль E є комплексною величиною (рис. 2):

$$E^* = E' + iE'' \quad (10)$$

де $E' = \frac{\sigma_0}{\epsilon_0} \cos \delta$ – модуль пружності, а

$E'' = \frac{\sigma_0}{\epsilon_0} \sin \delta$ – модуль в'язкості.

Вимірявши фазовий кут можна визначити коефіцієнт затухання механічних коливань, який характеризує співвідношення між в'язкою і пружною компонентами (рис. 2):

$$\operatorname{tg} \delta = \frac{\sin \delta}{\cos \delta} = \frac{E''}{E'} = \frac{E''}{E'} \quad (11)$$

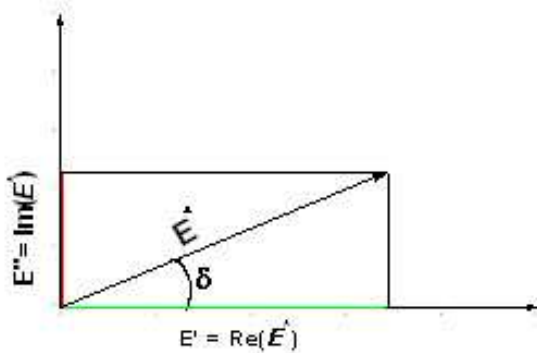


Рис. 2. Дійсна (Re) і уявна (Im) складові комплексного модуля для в'язкопружного тіла [2].

Для реальних пружних матеріалів $\operatorname{tg} \delta$ дуже малий, тому модуль пружності виражається як відношення механічної напруги до деформації. Для в'язких матеріалів $\operatorname{tg} \delta$ буде великий внаслідок значних втрат енергії на внутрішній рух і на внутрішнє тертя. Величина внутрішнього тертя (Q^{-1}) характеризує відношення поглинутої енергії за один цикл деформування до повної механічної енергії, затраченої на деформування зразка.

Для дослідження структурних процесів вимірюють указані параметри в широкому температурному та частотному інтервалах. При цьому на температурних залежностях внутрішнього тертя проявляються особливості у вигляді максимумів, стрибків та інших аномалій, пов'язаних із зміною пружності структурного каркасу та зміною рухливості окремих структурних елементів.

Найбільш інтенсивні ефекти внутрішнього тертя спостерігаються в полімерних матеріалах і стеклах. На залежностях $Q^{-1}(T)$ спостерігаються як монотонно зростаючий фон механічних втрат, так і максимуми, які на нього накладаються [3]. Виникнення максимуму на залежностях $Q^{-1}(T)$ при деякій температурі T_m обумовлене збігом частоти зовнішнього збуджуючого механічного поля з частотою коливань деякої кінетичної частинки - релаксатора. Частота таких коливань залежить від температури і зменшується експоненціально при зростанні T . Умова виникнення такого максимуму: $\omega\tau = 1$. При цьому відбувається резонансне поглинання енергії зовнішнього поля. Якщо у структурі досліджуваного матеріалу є декілька структурних підсистем, то при активації рухливості кожної з них будуть виникати максимуми $Q^{-1}(T)$ (рис. 3) на загальному фоні механічних втрат, обумовленому розм'якшенням основної структурної підсистеми [4].

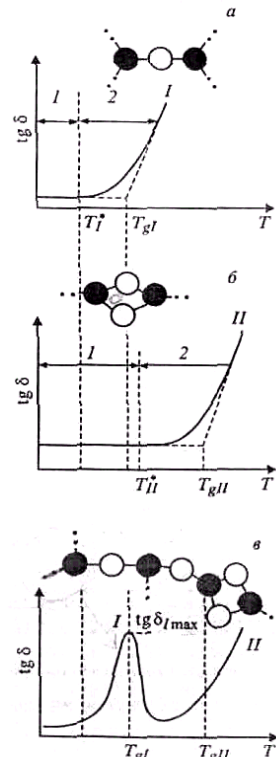


Рис. 3. Температурна залежність тангенса кута механічних втрат для різних конфігурацій структурних підсистем (а, б) та скловидного матеріалу з двома структурними підсистемами (в) [4].

Таким максимумам внутрішнього тертя відповідають зміни на температурних залежностях модуля зсуву $G(T)$ у вигляді стрибків вверх чи вниз з глибиною стрибка $\Delta G/G$. Разом з тим такі ефекти мають різну природу як для різних матеріалів так і для одного й того ж матеріалу у різних температурних діапазонах. Особливий інтерес представляють ефекти внутрішнього тертя, які проявляють частотну або (і) амплітудну залежність і є загальними для цілого класу матеріалів. Наявність частотної залежності є ознакою релаксаційного процесу. Встановлення повного числа релаксаційних переходів, ідентифікація і визначення їх механізмів для певного класу речовин дає можливість встановити повний релаксаційний спектр та визначити межі деформаційних станів. Ефективним методом для вирішення таких задач є метод інфранизькочастотного внутрішнього тертя, реалізований на основі створення вимушених крутильних коливань зразка, у процесі яких записується петля механічного гістерезису (рис. 4).

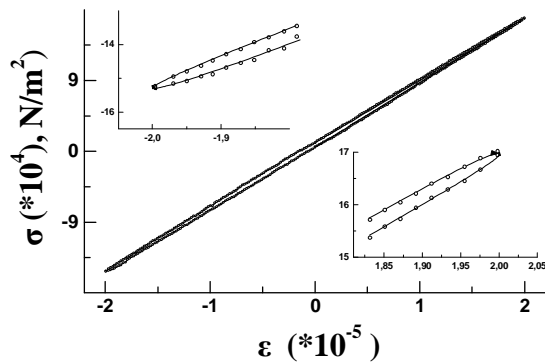


Рис. 4. Типова крива механічного гістерезису стекел As_xSe_{100-x} при $T=300$ К, $\epsilon_{max}=2 \cdot 10^{-5}$, $f=0.01$ Гц та її апроксимація з допомогою еліпса.

Для вивчення особливостей механічної релаксації та встановлення повного релаксаційного спектру були вибрані скловидні матеріали системи As-Se. Склоутворювач Se являє собою одномірний полімер, структура якого містить кільця і ланцюжки Se_n . Їх довжина залежить від умов синтезу. Атоми в ланцюжку селена зв'язані ковалентно (всередині ланцюжка зв'язки є насиче-

ними), між ланцюжками діють вандерваальсові зв'язки. На кінцях ланцюжків селену є ненасичені зв'язки, обумовлені тем, що два p -електрони кінцевих атомів ланцюжка селену не приймають участі в утворенні зв'язку [5].

Зразки стекел As_xSe_{100-x} для досліджень були виготовлені у вигляді паралелепіпедів з розмірами $2 \times 2 \times 20$ мм³. Для визначення числових значень Q^{-1} і G петлі механічного гістерезису записувалися в координатах " $\epsilon - M_t$ ", де ϵ – поточна відносна деформація, M_t – поточний крутильний момент. Всі петлі механічного гістерезису записувалися при максимальній амплітуді відносної деформації $\epsilon_{max}=2 \cdot 10^{-5}$. При такій величині деформації внутрішнє тертя халькогенідних стекел не залежить від величини ϵ_{max} (зокрема в інтервалі $\epsilon_{max}=1 \cdot 10^{-5} - 5 \cdot 10^{-5}$), тому в досліджуваному діапазоні температур при записі петлі гістерезису у зразку не виникають пластичні деформації. Похибка підтримування сталої амплітуди деформації не перевищувала 1%. Величина крутильного моменту визначала максимальну механічну напругу, яка виникала в зразку при його деформуванні. Для всіх досліджених халькогенідних стекел при $\epsilon_{max}=2 \cdot 10^{-5}$ записані петлі механічного гістерезису мали форму еліпса (рис. 4). Із відповідних параметрів цього еліпса визначалися числові значення Q^{-1} і G за формулами:

$$Q^{-1} = \text{tg} \delta = \frac{\sin \delta}{\sqrt{1 - \sin^2 \delta}}, \quad \sin \delta = \frac{\Delta \epsilon}{\epsilon_{max}};$$

$$G = A * \frac{M_{t,max}}{\epsilon_{max}} \quad (12)$$

де $\Delta \epsilon$ - залишкова деформація в момент часу, коли крутильний момент M_t рівний нулю; ϵ_{max} - максимальне значення деформації; $M_{t,max}$ - максимальне значення крутильного моменту; δ – кут механічних втрат, A - коефіцієнт, який визначається геометричними параметрами досліджуваного зразка. Для визначення температурних інтервалів релаксаційних переходів вимірювання залежностей $Q^{-1}(T)$ і $G(T)$ проводились на одній частоті (10 мHz). Для встановлення закономірностей та ви-

значення їх енергій активації залежності $Q^{-1}(T)$ і $G(T)$ на декількох частотах вимірювалися одночасно за один цикл нагріву. Відносні похибки вимірювань Q^{-1} і G склали 10 % і 2 % відповідно. Залежності $Q^{-1}(T)$ і $G(T)$ вимірювали в процесі нагрівання стекл з постійною швидкістю зміни температури $v_{\text{нагр.}}=35$ K/h.

На рис. 5 наведено залежності $Q^{-1}(T)$ і $G'(T)$ на частоті 0,01 Гц для склоподібного селена. Із приведених залежностей видно, що в досліджуваному температурному інтервалі на спектрі внутрішнього тертя спостерігаються три максимуми різної інтенсивності, які супроводжуються відповідними змінами модуля зсуву.

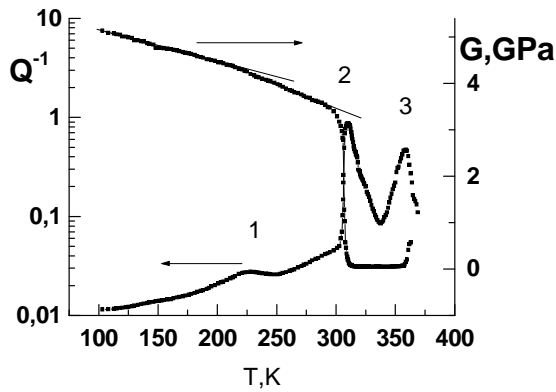


Рис. 5. Температурні залежності внутрішнього тертя і модуля зсуву склоподібного селена на частоті 10 МГц.

Температурні положення першого і другого максимумів (на частоті деформування 0,01 Гц) $T_1=226$ К, $T_2=310$ К є частотно залежними, що вказує на їх релаксаційну природу. В областях цих максимумів проходить релаксаційне зменшення модуля зсуву G . Частотні положення цих максимумів у координатах $\lg f - 1000/T$ в області досліджуваних частот добре екстраполюються прямими лініями. По їх нахилу були визначені енергії активації і частотний фактор $E_1 = 55$ кДж/моль, $\lg \tau_0 = -15.8$ і $E_2 = 385$ кДж/моль, $\lg \tau_0 = -65$. Релаксаційний процес при 200К-250К супроводжується відносним зменшенням модуля зсуву $\Delta G/G=0,10\pm 0,02$. Оскільки при зменшенні частоти деформування релаксаційні мак-

симуми зсуваються в область більш низьких температур можна вважати, що максимум з $T_M=226$ К (рис. 5) є першим при $T < T_g$. Згідно прийнятої класифікації, а також виходячи з величини релаксаційних параметрів, даний процес слід вважати β -процесом механічної релаксації.

В стеклах As_xSe_{100-x} на температурних залежностях $Q^{-1}(T)$ спостерігаються аналогічні релаксаційні максимуми внутрішнього тертя: низькотемпературний – в області 200К–250К (Q_{β}^{-1}) та високотемпературний – в області $T_g - T_g + 50$ К (Q_{α}^{-1}). При зміні концентрації As температурне положення Q_{β}^{-1} не змінюється. Величина Q_{β}^{-1} суттєво залежить від хімічного складу скла і змінюється від 0 ($x \geq 40$ ат.% As) до $18 \cdot 10^{-3}$ (при $x=10$ ат.% As). На рис. 6 зображено залежність $Q^{-1}(T)$ для скла $As_{10}Se_{90}$, на вставці показано концентраційну залежність величини максимуму внутрішнього тертя (Q_{β}^{-1}) в області 200К-250К.

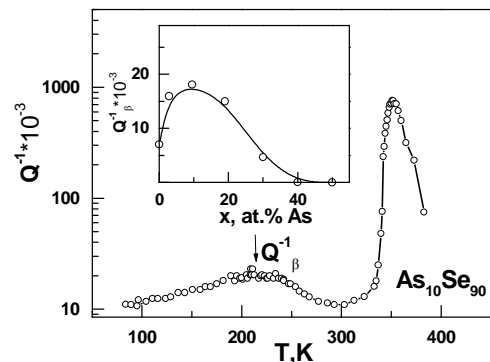


Рис. 6. Температурна залежність внутрішнього тертя скла $As_{10}Se_{90}$ на частоті 10 МГц та концентраційна залежність інтенсивності β -релаксації (Q_{β}^{-1}) для стекл As_xSe_{100-x} .

Причиною виникнення релаксаційного максимуму Q_{β}^{-1} у даних стеклах може бути релаксація їх структури в областях локального розупорядкування поблизу атомів селену з обірваними зв'язками, флуктуаційних мікропустот. В ланцюжково-кільцевій структурі склоподібного селену такі атоми існують, тому в ньому спостерігається процес β -релаксації невеликої інтенсивності. При введенні малих концентрацій As в

халькоген, миш'як утворює зв'язки з Se переважно шляхом розриву довгих ланцюжків або кілець. В цьому випадку імовірність "зшивання" обірваних зв'язків мала і їх відносна кількість в структурі збільшується. Пружність структурного каркасу дещо зменшується. Як наслідок, при $T=80\text{ K}$ G' для скла $\text{As}_2\text{Se}_{98}$ менший, ніж G' для Se. При дальшому зростанні концентрації миш'яку процес "зшивання" обірваних зв'язків атомів халькогену починає переважати над процесом розриву ланцюжків (кілець), починає утворюватися просторова (двомірна) структура з тригональних пірамід $\text{AsSe}_{3/2}$, а це в свою чергу обумовлює зменшення концентрації атомів з ненасиченими зв'язками, внаслідок чого інтенсивності аномалій Q^{-1}_β і G' в інтервалі 200-250 K зменшуються. Можна вважати, що при отриманні склоподібних сплавів в системах As-Se і поступовому зростанні вмісту миш'яку відбувається перехід від просторової структури, утвореної ланцюжками і кільцями халькогену до просторової структури, утвореної, в основному, тригональними пірамідами $\text{AsSe}_{3/2}$. Цей неперервний процес трансформації структури при монотонному зростанні середнього координаційного числа Z в досліджуваних стеклах можна порівняти з структурним переходом, який проявляється у вигляді максимуму на концентраційних залежностях висоти піка внутрішнього тертя Q^{-1}_β .

В області T_g на залежностях $Q^{-1}(T)$ спостерігається потужний релаксацийний процес, який супроводжується зменшенням модуля зсуву в 10^2 разів (рис. 5, 6). Даний процес обумовлений повним розморожуванням рухливості структурної сітки стеклок і є аналогічним до основного релаксацийного процесу полімерів, α -процесу механічної релаксації.

В області $T < 50\text{ K}$ на залежності $Q^{-1}(T)$ на частотах 35 кГц-90 МГц в скловидному селені спостерігається низькоенергетичний релаксацийний максимум з температурою піка $T_m = 12\text{ K}$ при $f = 35\text{ кГц}$ (рис. 7, [6]). Згідно класифікації таких процесів даний релаксацийний процес можна вважати γ -процесом релаксації. У температурній області даного максимуму

спостерігаються аномалії теплофізичних властивостей скловидного селену [7], обумовлені наявністю тунельних станів у атомних двоямних потенціалах. Тому можна допустити, що γ -процес релаксації в селені обумовлений термоактиваційною релаксацією дворівневих систем [8].

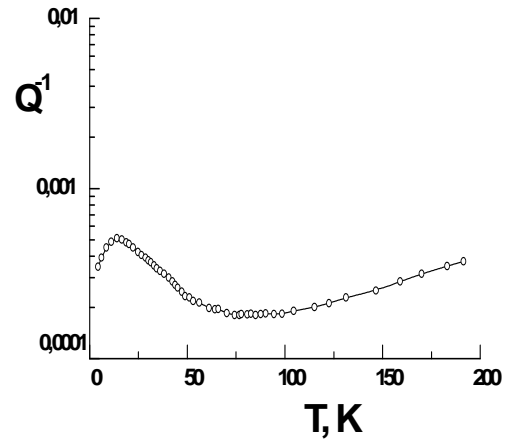


Рис. 7. Температурні залежності внутрішнього тертя склоподібного селену на частоті 35 кГц [6].

З рис. 5 видно, що в скловидному селені в області температур $T > T_g$ спостерігається пік внутрішнього тертя нерелаксацийної природи. Він супроводжується зростанням модуля зсуву при $T > 355\text{ K}$, що свідчить про зміцнення структури скла. Температурна область даного максимуму внутрішнього тертя і зростання модуля зсуву співпадає з інтервалом інтенсивного зростання швидкості кристалізації скловидного селену [5]. Тому можна стверджувати, що даний максимум внутрішнього тертя пов'язаний з утворенням кристалічних зародків, їх сегрегацією. Температура початку зростання модуля зсуву може бути прийнята за температуру кристалізації $T_{кр}$. Вона визначає температурну межу існування некристалічного стану і релаксацийних процесів у селені зокрема і в халькогенідних стеклах у цілому.

Крім максимумів внутрішнього тертя у ХСН спостерігається також дисипація механічної енергії в силу неідеальності структури даного матеріалу, наявності власних дефектів, некерованих домішок – фонові механічні втрати. Враховуючи наявність

фонових механічних втрат у спектрі внутрішнього тертя та проаналізувавши їх температурну залежність було встановлено, що у широкому інтервалі температур $T > 100\text{K}$ фон внутрішнього тертя описується виразом:

$$Q_f^{-1} = Q_o^{-1} \exp\left(-\frac{E_f}{kT}\right) \quad (13)$$

Виходячи з отриманих експериментальних результатів, розрахованих параметрів Q_α^{-1} , Q_β^{-1} , U_α , U_β , T_α , T_β , Q_0^{-1} , E_f халькогенідних стекел $\text{As}_x\text{Se}_{100-x}$, а також

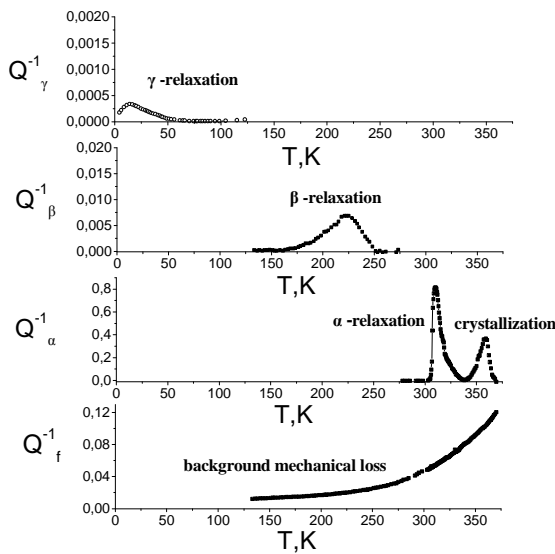


Рис. 8. Окремі складові спектру внутрішнього тертя халькогенідних стекел.

врахувавши дані роботи [6], було побудовано окремі складові спектру внутрішнього тертя (рис. 8). Можна стверджувати, що в області температур $T < T_{кр}$ релаксаційні явища в халькогенідних стеклах обумовлені такими процесами:

1) криогенним γ -процесом, пов'язаним з термічною активацією дворівневих систем в інтервалі температур 2K–40K з енергією активації ≈ 2 кДж/моль;

2) β -процесом, обумовленим релаксацією структури в областях локального розупорядкування з енергією активації 50–70 кДж/моль;

3) α -процесом, обумовленим повним розморожуванням рухливості структурних елементів в області розм'якшення з енергією активації 350–480 кДж/моль;

4) фоновими механічними втратами, обумовленими дисипацією механічної енергії структурними дефектами та руйнуванням структурної сітки скла при переході у в'язкотекучий стан.

Додаткові піки внутрішнього тертя нерелаксаційної природи проявляються: а) в області температур $T > T_g$ в стеклах ХСН при їх кристалізації (пружний модуль підвищується) та мікроліквізації (пружний модуль зменшується [9]); б) при $T_\beta < T < T_\alpha$ в складних ХСН (наприклад, потрійних [10]) при наявності надлишкових атомів у порівнянні з стехіометричними сполуками.

Література

1. Механизмы релаксационных явлений в твердых телах /Под ред. Постникова В.С. - Каунасский политехнический институт, Каунас, 1974. – 364 с.
2. Физическая акустика. / Под ред. У. Мэзона. – т. 3, ч. А. "Влияние дефектов на свойства твёрдых тел". – М.: Мир, 1969. - 579 с.
3. Бартенев Г.М., Сандитов Д.С. Релаксационные процессы в стеклообразных системах. - Новосибирск: Наука, 1986. – 240 с.
4. Ломовской В.А. Квазинеzависимость диссипативных процессов в стеклообразующих системах //Физ. и Хим. Стекла, – 2000. – Т.26. – №2. – С. 161 – 176.
5. Физические свойства селена и селеновых приборов. – Баку: ЭЛМ, 1974, 213 с.
6. Duquesne J.Y., Bellessa G. Low energy activation processes in amorphous polymers-the case of selenium // Phys.Lett.A. – 1985. – V.107. – № 5. – P. 221-224.
7. Avogadro A., Aldrovandi S., Borsa F, Carini G. Specific-heat study of low-energy excitations in glasses // Philosophical Magazine B, – 1987. – V.56. – № 2 – P. 227-236.
8. Карпов В.Г., Клиггер М.И., Игнатьев Ф.И. Теория низкотемпературных тепловых свойств аморфных структур // ЖЭТФ. – 1983. – Т. 84. – № 2. – С. 760-775.

9. Биланич В.С., Горват А.А., Туряница И.Д. и др. Исследование процессов размягчения, ликвации и кристаллизации халькогенидных стекол методом внутреннего трения // 8 Всес. совещ. по физ.-хим. анализу, 17-19 сентября, г. Саратов. – 1991. – С. 153.

10. Биланич В.С., Макауз И.И., Мельниченко Т.Д., Ризак И.М., Ризак В.М. Релаксационные процессы в стеклах системы Ge-As-S // ФТТ. – 2006. – Т.48. – № 11 – С. 1942-1946.

INVESTIGATION OF RELAXATION PROCESSES IN GLASSY CHALCOGENIDE SEMICONDUCTORS BY INTERNAL FRICTION METHOD

V.S. Bilanych

Uzhhorod National University, 54 Voloshyna str., Uzhhorod, 88000

Describes the application of the infralow-frequency method of the internal friction for the investigation of dissipative processes in chalcogenide glasses. The results of investigation of the processes of mechanical relaxation in glasses As_xSe_{100-x} on infralow frequencies are presented. Are separated components of the spectrum of relaxation of these materials. Shown that the spectrum of internal friction of chalcogenide glasses contains the relaxation maxima, caused by α -, β -, γ -relaxations, as well as the peaks of internal friction is not relaxation type, which associated with processes of the Crystallisation or Microliquation.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В ХАЛЬКОГЕНИДНЫХ СТЕКЛООБРАЗНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКАХ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ

В.С. Биланич

Ужгородский национальный университет, ул. Волошина 54, 88000, Ужгород, Украина

Описаны особенности использования метода инфранизкочастотного внутреннего трения для исследования диссипативных процессов в халькогенидных стеклах. Представлены результаты исследований процессов механической релаксации в стеклах As_xSe_{100-x} на инфранизких частотах. Разделены отдельные составляющие релаксационного спектра данных материалов. Показано, что спектр внутреннего трения халькогенидных стеклообразных полупроводников содержит релаксационные максимумы, обусловленные α -, β -, γ -релаксацией, а также не релаксационные пики внутреннего трения, обусловленные кристаллизационными, микроликвационными процессами.