

КРИСТАЛІЗАЦІЯ АМОРФНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ In-Te

Наведено результати досліджень кристалізації аморфних сплавів системи In-Te, проведених методами диференціально-термічного і рентгеноструктурного аналізу. Виявлено дві нових метастабільних фази з примітивною кубічною ґраткою і параметрами: $7,37 \pm 0,04 \text{ \AA}$ та $10,4 \text{ \AA}$.

Represented outcomes of a research crystallization of amorphous alloys of a system In-Te, conducted by methods is differential-thermal and X-ray structural analysis. Two new metastable phases with a primitive cubic lattice and parameters: $7,37 \pm 0,04 \text{ \AA}$ and $10,4 \text{ \AA}$ was determined.

Протягом кількох останніх десятиріч інтенсивно розвивається новий напрямок отримання метастабільних металевих і напівпровідникових матеріалів шляхом створення умов для надвисоких швидкостей (більше 10^5 K/c) охолодження розплавів. Досягнення великих переохолоджень розплавів і забезпечення інтенсивного відводу тепла від фронту кристалізації призводить до суттєвих структурних змін, підвищує хімічну однорідність сплавів і покращує їх фізико-механічні властивості. Це дозволяє створювати матеріали на принципово новій технологічній основі [1,2].

Сполуки групи $A^{III}B^{VI}$ перспективні як матеріали для електронної техніки, а також як легуючі добавки до вузькозонних напівпровідників групи $A^{IV}B^{VI}$, розширюючи діапазон їх властивостей [3].

Дана робота присвячена дослідженню кінетики кристалізації сплавів системи In-Te, отриманих при швидкостях охолодження розплавів 10^5 - 10^6 K/c . Синтез сплавів із вмістом In 15; 20; 25; 28,57 (стехіометрія In_2Te_5) ат.% та проведення їх гартування здійснювалося аналогічно [4]. Для визначення температур кристалізації T_k проводився диференціально-термічний аналіз (ДТА).

Як видно з результуючих кривих ДТА (рис.1) кінетика кристалізації даних сплавів відрізняється від типових (одно- і двостадійний процес для бінарних сплавів: одночасна кристалізація халькогена і сполуки чи першочергове виділення халькогена і виділення сполуки при вищих температурах). Крім того, виявлено, що температури останнього екзоефекту залежать від виду подрібнення зразка. Якщо для проведення ДТА використовувати "ломані" стрічки, то отримані значення складають $\sim 583 \text{ K}$. Коли ж стрічки попередньо

розтиралися в порошок, то ефект відбувався при нижчих температурах, причому пониження температури складало постійну величину $29 \pm 1^\circ$. Температури інших ефектів, в межах похибки експерименту, не змінювались.

Проведений рентгенофазовий аналіз (MoK_α і CuK_α випромінювання) матеріалів, відпалених в околі температур екзоефектів засвідчив, що в процесі кристалізації сплавів із вмістом In 15 та 20 ат.%, в першу чергу виділяється Te. В сплавах із вмістом 25 та 28,57 ат.% In-фаза, яка задовільно описується примітивною кубічною ґраткою з $a=7,37 \pm 0,04 \text{ \AA}$. Ця ж фаза виділяється у $\text{In}_{20}\text{Te}_{80}$ відразу ж після виділення Te (метастабільна фаза – МФ1).

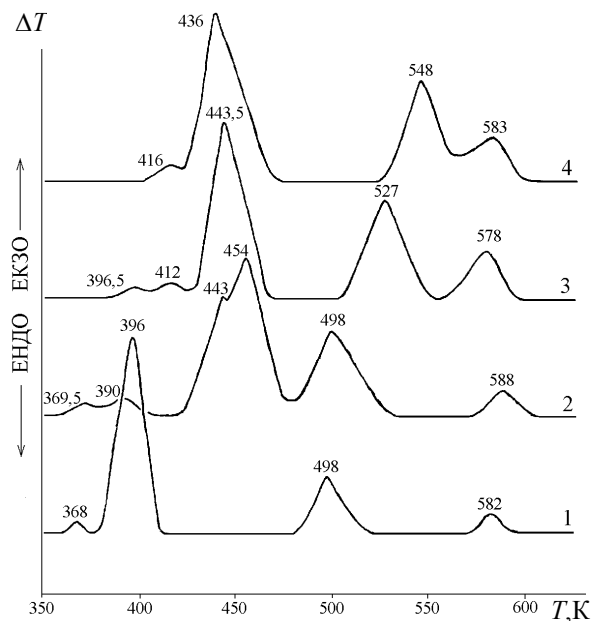


Рис.1. Криві ДТА аморфних сплавів $\text{In}_x\text{Te}_{100-x}$ 15 (1), 20 (2), 25 (3), 28,57 (4) ат.% In.

На дифрактограмах від зразків $\text{In}_{15}\text{Te}_{85}$, відпалених при 498 К, лінії Te стають досить чіткими і проявляються лінії $\beta\text{-In}_2\text{Te}_3$. Крім того, проявляються 3 лінії, ідентифікувати які як одну з можливих сполук не вдалося [5,6]. Такі самі лінії проявляються і на решті складів. Нехтуючи лінією з $d_{hkl} \approx 4,02 \text{ \AA}$ ($h^2+k^2+l^2=7!$), можна вважати, що це друга метастабільна фаза (МФ2) з примітивною кубічною ґраткою і $a=10,7 \text{ \AA}$. Подібні фази спостерігалися при кристалізації аморфних плівок In_2Te_3 [5,6], однак їх утворення пояснюється ревіпаруванням Te ($\text{In}_{2+x}\text{Te}_3$).

На дифрактограмах від зразків, відпалених при температурах останнього екзоефекту, відсутні лінії $\beta\text{-In}_2\text{Te}_3$ і проявляються лінії, ідентифіковані як In_2Te_5 . МФ2 зберігається.

Дифракційна картина від зразків $\text{In}_{20}\text{Te}_{80}$, відпалених при 454 К дещо відрізняється від аналогічних $\text{In}_{15}\text{Te}_{85}$. Тут поряд з $\beta\text{-In}_2\text{Te}_3$ виділяється також In_2Te_5 . Серії ліній МФ2 не виявлено, однак присутня лінія з $d_{hkl}=4,02 \text{ \AA}$. Після відпалу при температурах останнього екзоефекту кількість ліній $\beta\text{-In}_2\text{Te}_3$ зменшується, а кількість МФ2 і In_2Te_5 зростає.

Як уже зазначалося вище, в процесі першої кристалізації в $\text{In}_{25}\text{Te}_{75}$ виділяється МФ1. Крім того, спостерігаються рефлекси Te і МФ2. Наступний етап кристалізації – виділення $\beta\text{-In}_2\text{Te}_3$ і In_2Te_5 . При температурах останнього екзоефекту дифракційна картина практично не змінюється, лише збільшується кількість ліній МФ2.

В $\text{In}_{28,57}\text{Te}_{71,43}$ також спочатку виділяється МФ1. Картини дифракції від зразків, відпалених при температурах другого і третього екзоефектів практично ідентичні. Однак коректну ідентифікацію фаз, існуючих після відпалу при температурах другого екзоефекту, провести не вдається. Віднести знайдені міжплощинні відстані до тієї чи іншої сполуки можна лише досить наближено. Серію рефлексів від зразків, відпалених при температурах третього екзоефекту, можна приписати In_2Te_5 , інші віднести до МФ2. Виходячи з цих фактів, можна припустити, що при 548 К активується процес розпаду МФ1. Сильна асиметрія другого піка ДТА в бік більших температур і проявлення третього піка ДТА у вигляді напливу на правому схилі, також може служити підтвердженням зробленого припущення.

Відпал зразків при температурі, більшій за $T_3=685 \text{ К}$ впродовж 30 годин, крім появи двох додаткових ліній МФ2, привів лише до більш чіткої картини дифракції на великих кутах розсіяння (In_2Te_5).

Резюмуючи вищесказане, можна стверджувати, що діаграма стану системи In-Te в дійсності складніша за наведені в [5,6]. Можливо, поява таких фаз зумовлена саме специфікою отримання: кристалізацією (виділення) зі склоподібного стану.

Додатково зауважимо, що оскільки положення дифракційних максимумів МФ1 добре узгоджується з положенням напливів на структурних факторах даних сплавів [4] при 1,75; 2,4; 6,0 \AA^{-1} , то не виключена можливість існування мікробластей з впорядкуванням атомів типу МФ1 в аморфному стані.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. *Мирошниченко И.С.* Закалка из жидкого состояния. - М.: Металлургия, 1982.
2. *Александров Л.Н.* Кинетика кристаллизации и перекристаллизации полупроводниковых пленок. - Новосибирск: Наука, 1985.
3. *Буданова Н.Ю., Скасырская Е.Я.* О фазовой диаграмме системы индий-теллур // Неорганические материалы. - 1998. - **34**, № 3. - С.288-289.
4. *Цалій В.З., Венгреневич Р.Д.* Структура аморфних сплавів системи $\text{In}_x\text{Te}_{100-x}$ // Науковий вісник ЧДУ. Вип. 50: Фізика. - Чернівці: ЧДУ, 1999. - С.39-40.
5. *Вол А.Е.* Строение и свойства двойных металлических систем: в 3т. - М.: Наука. - 1976. Т.3.
6. *Эллиот Р.П.* Структуры двойных сплавов. - М.: Металлургия. - 1970. Т.2.
7. *Семилетов С.А., Власов В.А.* Электронографическое исследование фаз в системе галлий-теллур // Кристаллография. - 1963. - **8**, №6. - С.877-883.
8. *Сокол Л.А., Косевич В.М., Барвинок А.Д.* Структура и фазовый состав плёнок In_2Te_3 , полученных лазерным испарением // Физика и химия обработки материалов. - 1982, №3. - С.25-29.