

Львівський державний університет ім. Івана Франка
Київський університет ім. Тараса Шевченка
Інститут фізики конденсованих систем АН України
Інститут металофізики АН України

**СТРУКТУРА І ФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ
НЕВПОРЯДКОВАНИХ СИСТЕМ**
(Тези доповідей I Української конференції)

ЧАСТИНА II

Розділ 3

Розділ 4

*Присвячується 60-річчю доктора фізико-
математичних наук, лауреата державної премії
України, професора Я.Дутчака*

ЛЬВІВ-1993

РОЗДІЛ ІІІ

Аморфні сплави

ТЕРМОДИНАМІЧНІ АСПЕКТИ ФОРМУВАННЯ АМОРФНИХ ФАЗ

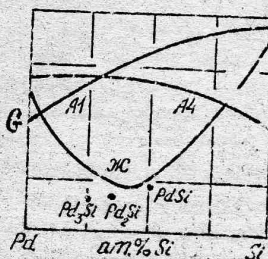
/огляд/

Мірошніченко І.С.

Дніпропетровський університет, пр. Гагаріна, 72,
320625, Дніпропетровськ, Україна

Основним критерієм схильності сплавів по переходу їх із рідкого в твердий аморфний стан є стримання процесів зародження і росту кристалів. При використанні інших методів одержання аморфних фаз /осадження із газової фази на холодну підкладку, механічне сплавлення, зпромінення/ указаний кінетичний підхід не може бути використаний. Як показують дослідження, найбільш ефективним став метод побудови діаграм метастабільної рівноваги, в основі яких лежить розрахунок кривих вільної енергії всіх конкуруючих фаз при низьких температурах. Аналіз таких кривих показує, що при температурі переходу рідини в заморожений стан її вільна енергія може стати нижче вільної енергії суміші первинних твердих розчинів. В такому разі формування аморфної фази стає термодинамічно більш вигідним. Обговорюються особливості побудови кривих вільної енергії в дуже широкому інтервалі температур, аж до кімнатної.

Проведені розрахунки зрівнюються з експериментальними даними по утворенню метастабільних кристалічних і аморфних структур. На рисунку показано відносне розташування кривих вільної енергії рідких і твердих фаз в системі $Pd - Si$ при 300K. Видно, що тільки затримується кристалізація проміжних фаз, то формування аморфної фази стає термодинамічно вигідним в широкому інтервалі концентрації, що і спостерігається в експерименті.



ДИСПИПАЦІЯ ЕНЕРГІЇ І ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПРИ ШВИДКІСНІЙ КРИСТАЛІЗАЦІЇ МЕТАЛУ.

Прохоренко В.Я.

Державний університет "Львівська політехніка"

Львів, вул.Ст.Бандери, 12, Україна, 290646.

Попередня пластична деформація максимально створює структуру, а внесена енергія накопичується в просторових дефектах. Послідує оплавлення, що супроводжується руйнуванням дальнього порядку, забезпечує умови для видалення акумульованої в просторових дефектах енергії. При цьому створюється система додаткових локальних джерел теплової енергії. Концентрація теплових джерел досить висока і відповідає числу дислокацій в околі температурі плавлення.

Локальні теплові збурення, спричинені релаксацийними процесами, в умовах лабільної структури розплаву провокують мікропроцеси масопереносу, що, в свою чергу, руйнує кластери. Точніше кажучи, відбувається подрібнення кластерів, які мали би стати предтечею зародків кристалізації. Оскільки часи релаксації співмірні з довжиною лазерного імпульсу, то в процесі послідуєчого швидкісного твердіння (зі значним переохолодженням) зародки кристалізації не встигають досягнути критичних розмірів. В результаті можливі два варіанти або утворення супердисперсної кристалічної (так званої рентгеноаморфної), або аморфної структури. Останньому варіанту сприяє наявність в розплаві домішок аморфізатора.

Комплексне дослідження методами частотної терморезистометрії, магнітометрії, термо-е.р.с. та рентгеноструктурного аналізу свідчать, що двофазна трьохступенева обробка металу з максимальним акумулюванням внутрішньої енергії та фінальним лазерним оплавленням є запорукою максимальної дисперсності структури, або її аморфізації.

Постульовану нами фізичну модель підтверджено експериментально на технічному залізі (армо). Можливість управління ступенем дисперсності відкриє нові шляхи оптимізації експлуатаційних властивостей промислових сплавів. Можливості підвищення зносостійкості та корозійної стійкості суттєво розширюються при поверхневому легуванні та іонній імплантації. Експериментальне виведення кристалічного металу зі стану термодинамічної рівноваги полегшує умови його дисперсії при швидкісній кристалізації після лазерного оплавлення. За цих умов необхідна швидкість охолодження стає промислово досяжною, а отже і аморфізація стає можливою на поверхні широкого класу сталей.

ВПЛИВ ВИСОКОЕНЕРГЕТИЧНОГО ЕЛЕКТРОННОГО
ОПРОМІНЕННЯ НА ЕЛЕКТРИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ АМОРФНИХ ПЛІВОК

Кеслер Л.Г., Савченко М.Д., Довгошей М.І., Парлап В.О.
Ужгородський університет, вул. Підгірна, 46
294000, Ужгород, Україна

Вивчено вплив високоенергетичного 3,5 МеВ опромінення потоком електронів 10^{16} см^{-2} на температурні 300–500 К залежності провідності, фотопровідності та струму термостимульованої деполяризації в аморфних плівках Ge-Sb-Se , одержаних дискретним термічним випаровуванням стекол. Встановлено, що розходження величини провідності для плівок та стекол різного складу зменшується при зменшенні густини. Радіаційна стійкість плівок, одержаних із стекол на основі склаців з меншою густиною, вища.

Між провідністю σ_i / плівок різного складу, визначеною при $T=300 \text{ К}$, і енергією активації провідності E_i / справедливе співвідношення виду $\sigma_i = C \exp(-E_i/kT)$, де $C=300 \text{ Ом}^{-1} \text{ см}^{-1}$. Після опромінення електронами величина E_i збільшується, а коефіцієнт C залишається постійним. Між енергією активації провідності E_i / і енергією активації фотопровідності E_f / для плівок різного складу встановлено зв'язок, який визначається співвідношенням $E_i = aE_f + b$, де $a=1,82$, $b=-0,23$ для неопромінених та $a=2,14$, $b=0,26$ для опромінених плівок. В результаті електронного опромінення зміна енергії активації E_i та E_f приблизно рівні по величині, але протилежні по знаку, що, відповідно, приводить до зменшення σ_i та збільшення фотопровідності.

Глибина залягання локальних рівнів, які відповідають високо-температурному 330–380 К піку струму деполяризації після електронного опромінення зменшується в залежності від складу плівок на 0,01–0,06 еВ, в той час як енергетичне положення рівнів, які відповідають температурному інтервалу 220–240 К, практично залишається постійним.

Оцінені параметри, які використовуються в моделі вілліх в'язків. Розглянуті питання вибору радіаційно стійких матеріалів та можливість застосування електронного опромінення для керування властивостями аморфних плівок на основі халькогенідних матеріалів.

ОПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ЕЛЕКТРОННА СТРУКТУРА АМОРФНИХ
МЕТАЛЕВИХ СПЛАВІВ

Білий М.У., Поперенко Л.В., Шайкевич І.А.

Київський університет, вул. Володимирська, 60
252017 Київ-17, Україна

В фізиці аморфного стану актуальним є визначення того, як при сплавленні змінюється розподіл густини електронних станів по всій ширі і валентної суги d -подібної матриці та ступінь їх локалізації поблизу рівня Фермі і в чому відмінність цих змін при аморфізації сплава, а також пошук взаємозв'язку подібних змін із складом, формуючою здатністю та термостійкістю структури.

Встановлено, що в металоподібних аморфних сплавах на основі заліза, легованих елементами з початку $3d$ -перехідного ряду, в спектрах оптичної провідності спостерігається характерний максимум, який знаходиться при енергіях фотонів між 1 та 2 еВ. Останнє пов'язане з тим, що рівень Фермі в цих сплавах потрапляє в так званий псевдощільну локалізованих станів і в електронному спектрі мінімізується їх густина, тобто спостерігаються ефекти андерсонівської локалізації. Проведені за узагальненою формулою Ку^с-Грінвуда теоретичні розрахунки оптичної провідності досліджених сплавів добре узгоджуються з експериментом. Таким чином, показано, що згідно критерію Нагеля-Гаука можна прогнозувати температуру кристалізації аморфного сплава з тією чи іншою $3d$ -домішкою у різних концентраціях, та досягти максимальної термічної стабільності при виготовленні аморфних стрічок.

Додатковий внесок у ковалентний зв'язок ефектами андерсонівської локалізації відзначається і в одержаних для цих сплавів спектрах відбивання світла у далекій інфрачервоній ділянці оптичного діапазону. Частотні залежності коефіцієнту відбивання відрізняються від друдівських, які характерні для типових металів, а мають дуже виразний максимум у ділянці $100-200 \text{ см}^{-1}$, що характерно для слабководяних середовищ (з втратами). При цьому добре виконується співвідношення Кався-Мотта, яке враховує локалізацію електронних станів у неупорядкованих сплавах і дає спадання оптичної провідності при зменшенні енергії фотонів.

РОЛЬ ПРОЦЕСІВ КООРДИНАЦІЙНОГО ДЕФЕКТООБРАЗОВАННЯ У ФОРМУВАННІ
РАДІАЦІЙНО-ФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ХАЛЬКОГЕННИХ СКЛОПОДІБНИХ
НАПІВПРОВІДНИКІВ

Дуцяк І.С.*, Шпотак О.Й., Веремейчук М.С., Макарєнко С.В.,
Ковальський П.М.**

Львівський НДІ матеріалів, вул. Стрийська, 208

290 031, Львів, Україна

* Львівський університет, вул. Ломоносова, 8

290 005, Львів, Україна

** Дрогобицький педінститут, вул. І.Франка, 34

293 720, Дрогобич, Україна

Розглянуто особливості процесів і ціаційно-індукованого координаційного дефектоутворення в аморфних напівпровідниках (АН) на основі халькогенідів мис'яку та германію. Показано, що відносно відальними за оптичні та фотоелектричні властивості опромінені зразки виявляють пари заряджених дефектних центрів, які виникають під дією високоенергетичних іонізуючих випромінювань за рахунок розпаду електронних (механізм з електронно-коливного нестабільності) та електростатичних збуджень [1]. Параметричні особливості цих дефектів стабільні при низьких температурах ($T < 200$ К), коли продукти деструкції хімічних зв'язків АН не релаксують шляхом відновлення ковалентної пов'язаності атомів полімерного каркасу. У випадку направленої дії радіації, наприклад потоку прискорених електронів з енергією не менше 1 МеВ, створені дефекти характеризуються переважною орієнтацією вздовж вектору опромінення, що приводить в кінцевому випадку до виникнення радіаційно-індукованого двоазломення та дихроїзму. Досліджені полікристали і зв'язки порівнюються з фотостимульованими векторними ефектами.

Проаналізовано схеми деструкційно-полімеризаційних перетворень, що відповідають координаційному дефектоутворенню в АН.

1. Клингер М.И. Мягкие атомные конфигурации и механизмы фотостимулированных и радиационных процессов в стеклообразных системах // Изв. АН Латв.ССР. Сер. физ. и техн. наук. - 1986. - №1. - С. 58-63.

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І КРИСТАЛІЗАЦІЇ
АМОРФНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Ge-Te

Вентренович Р. Д., Лопатнюк І. О., Стасик М. О., Ткачова С. Д.
Чернівецький державний університет, вул. Коцюбинського, 2
274012, Чернівці, Україна

Приведені результати експериментальних досліджень впливу високих швидкостей охолодження ($\dot{T} \sim 10^6$ К/с) на формування структури аморфних сплавів Ge-Te в широкому інтервалі концентрацій. Аморфні стрічки отримували методом спінінгування розплав, в атмосфері аргону. Виконані рентгенофазні, диференціально-термічні та мікроскопічні дослідження показали, що при швидкостях охолодження $\dot{T} \sim 10^6$ К/с в аморфному стані отримуються сплави Ge_xTe_{1-x} в інтервалі концентрацій $0,06 \leq x \leq 0,29$. Показано також, що характер кристалізації аморфних сплавів залежить від швидкості гартування, ізотермічної обробки та швидкості нагріву в процесі запису ДТА. При зйомці кривих нагріву ДТА аморфних сплавів Ge_xTe_{1-x} з $0,06 \leq x \leq 0,25$, а швидкістю 10 град/хв процес кристалізації проходить в одну стадію, характеризується одним піком, температура якого T_x зростає із збільшенням x .

Зменшення швидкості нагріву в процесі запису ДТА до 1 град/хв приводить до зміни характеру кристалізації аморфних сплавів. На кривих ДТА, за виключенням сплавів з $x=0,2$ та $x=0,25$, присутні два розділені екзотермічних піки. Причому, температура першого T_{x1} із них залежить від складу, збільшуючись з ростом x . Температура другого T_{x2} , в межах точності вимірювання T , залишається постійною. Аналогічний двостадійний характер кристалізації сплавів спостерігається і в випадку нагріву їх із швидкістю 10 град/хв, але при цьому, що сплави отримані при швидкостях гартування $\dot{T} < 10^6$ К/с і представляють собою суміш аморфної та кристалічної фаз. Двостадійний процес перетворення аморфних сплавів, що супроводжується двома піками на кривих нагріву ДТА, може мати місце як в випадку первинної кристалізації, так і в випадку, коли початкова однорідна аморфна матриця (AM) може розпадатися на дві різні аморфні фази (АФ1 і АФ2), кожна із яких потім кристалізується окремо. Непрямим підтвердженням можливості механізму фазового розпаду аморфної матриці є те, що ізотермічна витримка аморфних сплавів при температурах на 10-20 К нижчих від T_x на протязі 10 год. змінює характер їх кристалізації. На кривих ДТА цих сплавів, записаних при швидкості нагріву 10 град/хв присутні два екзотермічних піки, як і в випадку менших швидкостей нагріву та гартування.

ИЗМЕНЕНИЕ ОПТИЧЕСКОЙ ПЛОТНОСТИ АМОРФНЫХ ПЛЕНОК $A^I-B^IV(B^V)-C^VI$ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ОКСИДА АЗОТА

В. А. Базакуца, П. И. Гнидаш, А. Л. Рясчун, Н. Л. Дьяченко
Политехнический институт, г. Харьков

Адсорбирование атмосферных примесей некоторыми стеклообразными халькогенидными полупроводниками способно влиять на их физико-химические свойства. Интерес представляют соединения тройных халькогенидов, которые обладают высокой чувствительностью к адсорбционному воздействию.

Исследуемые образцы представляли собой тонкие пленки соединений типа $A^I-B^IV(B^V)-C^VI$, сконденсированные на стеклянные подложки в сверхвысоковакуумной установке.

Подбирая параметры процесса конденсации, удалось получить пленки, обладающие большой сорбционной емкостью. Структура исследовалась электронно-микроскопическими методами. Состав полученных образцов контролировался методом лазерной масс-спектрометрии, а изменения в поверхностном слое — методом масс-спектрометрии вторичных ионов.

Кинетические исследования проводились в адсорбционной установке со встроенным монополюсным масс-спектрометром. Исследуемые пленки в качестве пассивных адсорбентов подвергались воздействию смеси воздуха с оксидом азота. Концентрация компонента устанавливалась $C = 1 \text{ мг/м}^3$.

Было обнаружено, что наличие в атмосфере оксида азота приводит к изменению оптической плотности пленок, что проявляется в увеличении фактора оптического пропускания в видимой области.

Изменение оптических характеристик можно объяснить облегчением диффузионных процессов в результате разрушения компонентами поверхностной окисной пленки. Интенсивная диффузия приводит к распространению окисления вглубь и по поверхности образца. Электронно-микроскопические изображения демонстрируют увеличение окисленных участков тонких пленок.

Проведенные исследования позволяют предложить использовать исследованные пленки халькогенидов типа $A^I-B^IV(B^V)-C^VI$ под воздействием оксида азота для создания чувствительных датчиков, определяющих содержание вредного газа в окружающей среде.

СТРУКТУРА НЕВПОРЯДКОВАНИХ ПРИПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ ТВЕРГІХ ТІЛ
 О.Б.Бондарчук, С.М.Гойса, І.П.Коваль, П.В.Мельник, М.Г.Находкін
 Київський університет ім. Тараса Шевченка

Пропонується досліджувати структуру тонких приповерхневих неупорядкованих шарів (до 10 Å) за енергетичною залежністю кількості пружно розсіяних електронів - далі спектр пружно розсіяних електронів (ПРЕ), на які виявлено осцилюючу складову - далі тонка структура (ТС), в області енергій електронів до ~3000 еВ. Для реєстрації спектрів ПРЕ при різних кутах розсіювання розроблений та виготовлений аналізатор гальмівного типу з вузьким тілесним кутом збору електронів. Обробка ТС в рамках кінематичної теорії дифракції [1] дозволяє визначати міжатомні відстані на поверхні цілого ряду практично важливих матеріалів ($\text{Si}+\text{Ar}^+$, $\text{Ge}+\text{Ar}^+$, $\alpha\text{-Ge}$, $\text{Si}+\text{O}_2^+$, $\text{Ge}+\text{O}_2^+$, $\text{GaAs}+\text{Ar}^+$, $\text{GaP}+\text{Ar}^+$, а також полікристалічних фольг Ni , Nb та Fe). При дослідженні металічних зразків вдається встановити міжплощинні відстані та симетрію ближнього порядку. Для визначення координаційних чисел та середніх квадратичних змішень пропонується використовувати ТС на фон пружно, але некогерентно розсіяних електронів, що дозволяє уникнути впливу енергетичної залежності первинного струму, ефективного поперечника пружного розсіювання та функції пропускання аналізатора на амплітуду осциляцій ТС. Для коректної реєстрації струму некогерентно розсіяних електронів застосовано модуляцію всього потоку пружно розсіяних електронів. Запропонована методика була застосована до систем зі схемним ближнім порядком: $\text{Si}+\text{Ar}^+$, $\text{Ge}+\text{Ar}^+$, $\alpha\text{-Ge}$, $\text{GaAs}+\text{Ar}^+$, а також полікристалічних фольг Ni , Nb та Fe . У всіх випадках були отримані значення середніх квадратичних змішень атомів, які виявились у хорошій відповідності з відомими значеннями. Визначені в такий спосіб числа найближчих сусідів, розходяться з відомими величинами. Обговорюються причини такого розходження.

Резюме: метод спектроскопії ПРЕ дозволяє: 1. аналізувати структуру шару товщиною до 10 Å, що є недосяжним для більшості відомих методів структурного аналізу; 2. метод може бути реалізованим на стандартному електронноспектроскопічному устаткуванні

I. A. B. Bondarchuk, S. N. Goyza, I. F. Koval, P. V. Mel'nik and
 M. G. Nakhodkin. Surface Science, 1991. V. 258. P. 239-246

Магнітні властивості аморфних сплавів на основі металів групи заліза

Вережак А. С., Куницький Ю. А., Корлик В. Н., Полюшко В. В., Гришаєнко Р. І., Київський політехнічний інститут

Досліджені магнітні характеристики б'є, б'г, μ_0 , μ_r та T_c бінарних та багатокомпонентних аморфних сплавів систем Fe-B, Fe-Ni-B, Fe-Cr-P-C, Co-Fe-Ni-Si-B, Fe-Co-Mo-B та Fe-Ni-Mo-B-Si, вивчено вплив режимів ізотермічного відпаду на їх локальні та інтегровані магнітні параметри.

Встановлено, що низькотемпературний відпад (500 K) не підійде з магнетом'яких характеристик для даних сплавів. Аморфний стан характеризується меншими значеннями коефіцієнта сили H_0 в порівнянні з кристалічними. Ізотермічний відпад при $T < T_c$ призводить до збільшення залишкової індукції B_r в 3-10 разів. Термоциклічний нагрів у магнітному полі збільшує намагніченість насичення на 30%, а для систем Fe-Co-Mo-B та Fe-Ni-B зменшує на 15%. Термомагнітна обробка підвищує магнітну проникливість μ_0 у 3-7 разів. Для поліпшення магнетом'яких характеристик рекомендується ізотермічний відпад в кристалізаційному інтервалі температур, а для системи Fe-B термомагнітна обробка при $T < T_c$. Термоциклічний нагрів у магнітному полі фіксує зміщення точок Кюрі на 60-200 K у бік більш високих температур, що пов'язано з композиційним упорядкуванням. При зменшенні швидкості загартування фазовий перехід ферромагнітний - парамагнітний стан протікає у більш широкому інтервалі температур. Структурні флуктуації, що викликають флуктуації обмінної взаємодії, призводять до відхилень від закону Блоха, який виконується у температурній області $T < 1/2 T_c$.

Встановлено, що більший перегрів розплаву сприяє формуванню більш гомогенної структури та зменшенню коерцитивної сили H_0 . При малих перегрівах мікроструктура сплаву є гетерогенною, елекційний відпад проходить з більшою швидкістю і ріст кристалів починається при більш низьких температурах.

При плазменому нагріванні температура стабільність магнітних параметрів зростає з швидкістю загартування, із зменшенням якої відбувається частковий релаксційний відпад попередніх варів при нагріванні наступних.

Кореляційний аналіз стохастичної магнітної структури
аморфних ферромагнетиків

Верезак А. О., Куницький Ю. А., Міхорт Б. А., Полотняк В. В.,
Блісєєв В. Е., Київський політехнічний інститут

Для аморфних сплавів на основі металів групи заліза визначені радіус кореляції флуктуації осей анізотропії r_c , локальне поле магнітної анізотропії H_a та вивчена їх залежність від умов отримання, режимів ізотермічного відпалу та термомагнітної обробки.

Умови отримання визначають неоднорідність локальних магнітних параметрів, магнітну анізотропію та специфіку процесів перемагнічення аморфних та мікрокристалічних сплавів. На орієнтацію вектора спонтанної намагніченості γ в локальних мікроб'ємах сплаву через магнітострикційний ефект здійснюють вплив внутрішні напруження та характер їх розподілу. На локальних ділянках сплаву процеси перемагнічування зумовлені наявністю виділень в аморфній матриці в різній кількості металоїдів та анізотропією локальних магнітострикційних деформацій.

При низькотемпературних відпалах анізотропія, зв'язана з магнітострикційними напруженнями зменшується за рахунок теплової флуктуації та зрушення атомів у локальних деформаційних полях, а в кристалізаційному інтервалі температур виникають нові деформаційні поля, обумовлені утворенням та ростом зародків кристалізації.

Ізотермічний відпал не впливає на радіус кореляції флуктуації осей анізотропії та локальне поле магнітної анізотропії для сплаву Fe-B. В системах Fe-Ni-B та Fe-Cr-P-C при збільшенні температури відпалу зменшується кореляційний радіус від 30 до 13 нм та від 28 до 15 нм відповідно, що пов'язано з особливостями кристалізації даних сплавів.

ОДЕРЖАННЯ ОБ'ЄМНИХ АМОРФНИХ ТА МІКРОКРИСТАЛІЧНИХ СПЛАВІВ ШЛЯХОМ БАРОТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ РОЗПЛАВІВ.

С. М. Костюченко

Політехнічний інститут, м. Київ

Досліджувалась можливість одержання об'ємних аморфних та мікрокристалічних сплавів шляхом гартування їх розплавів при високому тиску. Для експериментів були вибрані як модельні (Fe-B, Ni-Nb, Fe-Ni-P-B), так і традиційні промислові аморфні сплави (84НСП - $\text{Co}_{6\%} \text{Si}_{15} \text{B}_{12} \text{Cr}_3 \text{Fe}_3$, 2НСП - $\text{Fe}_{76} \text{B}_{13} \text{Si}_{8,6} \text{C}_{0,10} \text{Ni}_{2,5}$, Fe-Nd-Nb-B).

Вихідний порошок цих сплавів з частинками розмірами 100-200 мкм виготовляли шляхом механічного подрібнення, а тім ним заповнювали реакційний об'єм камери високого тиску типу "тороїд" і проводили баричну обробку до тисків 5.6-9.7 ГПа на пресі із зусиллям стискування 630 т. Тиск передавався за допомогою таблеток із хімічно чистого NaCl. Будова камери забезпечувала квазігідростатичність умов стискування. У процесі баричної обробки зразки розплавляли (при температурах до 2000°C), витримували для гомогенізування розплаву 5-10 хв. і гартували із швидкістю охолодження 200-400 К/хв. Зразки були одержані у вигляді циліндрів трьох типів з розмірами 5х5, 10х15, 10х8 мм.

Структурні дослідження показали, що одержані об'єкти зразки вибраних сплавів мають або мікрокристалічну, або аморфно-мікрокристалеву будову з високими ізотропними фізичними властивостями, питомим опором та зносостійкістю. Було виявлено, що найбільший вплив кожного тиску на формування цієї будови спостерігається у певному інтервалі, який є характерним для кожного типу сплавів і, як правило, лежить у межах 3.0-5.0 ГПа.

Висуваються різні тлумачення цього факту, що базуються на конкурентних процесах, які є наслідками кінетичних та термодинамічних умов тверднення.

Таким чином показано, що баротермічна обробка є ефективним методом одержання об'ємних аморфних і мікрокристалічних сплавів та модифікування їх структури.

НЕКРИСТАЛІЧНІ МАТЕРІАЛИ ТА ФОРМУВАННЯ
ДИСПАТИВНИХ СТРУКТУР

Мар'ян М. І., Мишак О. О., Кукічеші О. О.
Ужгородський держуніверситет, м. Ужгород

Основні тенденції фундаментальних досліджень некристалічних твердих тіл базуються на аналогії з добре вивченими структурою та властивостями кристалічних або рідких тіл, а некристалічні матеріали розглядаються як неупорядковані системи. Разом з тим при значних відхиленнях системи від стану рівноваги або значних зовнішніх полях визначальну роль відіграють нелінійні ефекти та механізм трансформації енергії. З цієї точки зору утворення некристалічних твердих тіл є самоорганізованим процесом, який супроводжується формуванням дисипативних структур. Дисипативні структури відображають складну організацію елементів (атомів або їх груп) та характер зв'язку між ними в сильно нерівноважних умовах.

Досліджена біфуркаційна діаграма процесу переходу в некристалічний твердий стан, розгалуження розв'язків системи нелінійних диференціальних рівнянь для долі атомів в "м'яких" конфігураціях, середніх квадратичних зміщень атомів по мірі відхилення від стану рівноваги. Розглянуто поведінку системи в околі біфуркаційних параметрів та еволюцію до нерівноважних стаціонарних станів з утворенням дисипативних структур, які визначають спосіб організації системи. Зокрема показано, що при значних відхиленнях системи від стану рівноваги відбувається біфуркація розв'язку, який належить рівноважному стану. Вивчено вплив початкових та граничних умов, закону зміни з часом керуючого параметра на формування дисипативних структур та час їх життя. Розглянуто модельні об'єкти з неорганічних стекел та полімерів.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ НЕРАВНОВЕСНЫХ
СОСТОЯНИЙ ХОЛОДНООСАЖДЕННЫХ ПЛЕНОК ИНДИЯ С ПРИМЕСЯМИ ВОДОРОДА ПРИ
ТЕМПЕРАТУРАХ НИЖЕ 5 К

Белевцев Б. И., Комни: Ю. Ф., Яцук Л. А.
Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина
Академии наук Украины, г. Харьков

Проведено электронографическое исследование структурного состояния холодноосажденных поликристаллических пленок индия с примесями водорода. Пленки (толщиной 30-140 Å) были сконденсированы в атмосфере водорода (при давлении водорода $p_H \approx 1,2 \cdot 10^{-4}$ тор) на подложке, охлажденной жидким гелием до $\approx 2,5$ К, со скоростью 3-5 Å/сек. Полученные таким способом пленки обладали неравновесно высокой концентрацией водорода (до ~ 15 ат. %), а их состояние было лабильным. Показано, что при переходе пленок к более равновесное состояние (при выдержке во времени, а также при нагреве в температурной области $2,5 \text{ К} \leq T \leq 5 \text{ К}$) имеют место значительные перемещения примесей водорода. Соответствующая этому структурная релаксация пленок происходит в виде чередований процессов увеличения и уменьшения параметров решетки кристаллитов. Амплитуда этих изменений весьма велика (до $\Delta a/a \approx 1,5$ %). Этим процессам сопутствует возникновение больших неоднородных деформаций кристаллитов. Наблюдаемые процессы релаксации неравновесного состояния свидетельствуют об образовании неоднородной по концентрации водорода структуры пленок и о спинодальном характере наблюдаемого распада. При этом, однако, обнаружены существенные отличия от особенностей спинодального распада, свойственных массивным системам металл-водород. Эти отличия заключаются, прежде всего, в немоности изменений структурных параметров при переходе в более равновесное состояние. Это может быть связано с влиянием двумерности и структурной неоднородности (гранулированности) на особенности распада неравновесного состояния исследованных пленок. Большое влияние может оказать также жесткое сцепление пленок с подложкой. В частности появляющиеся в процессе распада неоднородные внутренние напряжения препятствуют протеканию спинодального распада и могут быть причиной наблюдаемых немонотонных температурных и временных изменений структурных параметров.

МЕХАНІЗМ ФОРМУВАННЯ І ТЕРМОДИНАМІЧНІ УМОВИ УТВОРЕННЯ
АМОРФНИХ СТРУКТУР (АС)

Доценко Ф.Ф.

Дніпропетровський університет, пр. Гагаріна, 72
320625, Дніпропетровськ Україна

В поданім підході за основу механізму переходу атомної системи в новий фазовий стан з новою густиною покладені такі головні положення: 1) хаотичність руху атомів приводить до утворення неоднорідностей з надлишком і з недостатком концентрації (додатні і від'ємні неоднорідності); 2) на об'єм неоднорідності (V) і число атомів в ньому (N), а також його густина (n) накладається обмеження довжини вільного пробігу атома (l); 3) неоднорідності різних знаків заповнюють весь об'єм; 4) утворення неоднорідностей проходить по флюктуаційному механізму, форма неоднорідності (її головний параметр) є випадкова величина і задається функцією її розподілу; 5) умовами переходу системи до нового однорідного стану з новою густиною стають критичні значення енергетичного рівняння об'ємної та поверхневої енергії неоднорідності, які визначають ймовірність переходу її в стан зародка нової фази.

З перерахованих положень стримана система рівнянь, яка визначає концентрацію зародків нової фази, їх атомну концентрацію і кількість атомів в їх системі. Система рівнянь дає можливість визначити три головні фактори, які сприяють утворенню АС. Приведемо їх в аналітичному вигляді:

$$1) \sigma_n \rightarrow \infty ; 2) \left(\frac{1}{n} \sigma_p - S \sigma_T \right) \rightarrow 0 ; 3) \frac{T_p}{T} \rightarrow \infty ;$$

$\sigma_n, \sigma_p, \sigma_T$ - швидкість зміни густини, тиску і температури.
 T_p - температура випаровування.

Ці умови підтверджуються експериментом. Так, за допомогою спеціального трискорівача енергія конденсованих атомів збільшується, і в адгезійному полі підложки буде зростати σ_n , що приводить до аморфізації навіть сплаві з високою додатною теплотою утворення. Ентропія таких сплавів низька по відношенню до інших систем, що затрудняє їх аморфізацію і підтверджується другою умовою. Речовини з високою температурою випаровування (W, Nb) аморфізуються набагато краще ніж речовини з нижньою температурою випаровування (Ca, Pb), що випливає з третьої умови сприяння утворенню АС.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ
ПЕРЕХОДЕ ОТ АМОРФНОГО К КРИСТАЛЛИЧЕСКОМУ СОСТОЯНИЮ

Бровко А.П., Власенко Л.Е., Романова А.В.

Институт металлофизики, Вернадского 36,
252142 Киев, Украина

Рентгенодифракционным методом исследована атомная структура аморфных, аморфно-кристаллических и кристаллических порошков сплавов $Fe_{85}V_{15}$ и $Fe_{40}Ni_{40}V_{20}$ в широкой области расстояний до 3 нм в рамках единого подхода с использованием метода корреляционных функций. Подход обосновывается на примере мелкокристаллических порошков Al и α -Fe. Для исследованных модельных систем при изменении соотношения аморфно- и кристаллической составляющих в основном сохраняются положения дифракционных отражений и максимумов корреляционных функций. Ярко выраженные для преимущественно кристаллических смесей максимумы "сглаживаются" при увеличении аморфной составляющей, но тем не менее, наблюдаются и для аморфного состояния. Таким образом, установлена сложная форма всех максимумов дифракционных и парных корреляционных функций, а не только вторых, как известно из литературы. При переходе к аморфному состоянию максимумы корреляционных функций "размываются" неодинаково, наиболее сильно в области средних расстояний /0,3 - 1,5 нм/. Исследованные сплавы микронезоднородны, классификацию ближнего порядка аморфного состояния в определенном приближении предлагается проводить по типу упаковки атомов металла в основной структурной составляющей /для $Fe_{85}V_{15}$, она ближе к ОЦК - прототипу для $Fe_{40}Ni_{40}V_{20}$ - к ГЦК/ и минимальным радиусам областей ближнего упорядочения /1,8 нм и 1,5 нм соответственно/. Наблюдаемые для модельных аморфно-кристаллических порошковых смесей закономерности изменения дифракционной картины при переходе от кристаллического состояния к аморфному явились основой предлагаемого нового подхода для моделирования аморфного состояния на базе кристаллического путем "размытия" экспериментальной дифракционной кривой.

ЕЛЕКТРИЧНІ ТА НАДПРОВІДНІ ВЛАСТИВОСТІ НЕВПОРЯДКОВАНИХ СУЦІЛЬНИХ КОНДЕНСАТІВ БЕРИЛІЮ

Семененко О.Б., Тутов В.І.

Харківський фізико-технічний інститут, вул. Академічна, 1,
ЗІСК, Харків, Україна.

Досліджувалися електричні та надпровідні властивості неспорядкованих суцільних плівок берилію. Невпорядкованість в прошарках утворювалась тош цпеннями в металічних ґрат при конденсації металу на охолодженій рідким гелієм скляній підкладці в вакуумі крадим за 10^{-10} Па.

Холоднопосаджені плівки являють унікальний об'єкт, в якому порівняно легко без зміни товщини чи складу, а тільки відпадом можна варіювати ступінь неспорядкованості в дуже широкому діапазоні. Мірою неспорядкованості може бути легко вимірювана величина R_a ($R_a = R \frac{w}{L}$, де R, w, L - опір, ширина, та довжина плівки, відповідно). У свіжосконденсованих плівках неспорядкованість зростає зі зменшенням товщини і найбільша неспорядкованість (аморфна структура) досягається у прошарків ≤ 10 Å.

Вивчалися неспорядковані суцільні плівки двох типів: плівки, одержані на підкладці з повністю видаленими газами (плівки першого типу), та на підкладці з моношаром залишкових газів на ній (плівки другого типу). Електричні та надпровідні властивості та можливість регулювати ступенем неспорядкованості у них суттєво відрізняються. В плівках першого типу гранична неспорядкованість (тобто аморфний стан) край не стійка до відпаду. При відпаді легко утворюються кристалічні зародки, число яких подальше, з підняттям температури відпаду, зростає, що призводить до появи та посиленню надпровідності. Температурний хід електричного опору при відпаді змінюється від експоненціального до логарифмічного. Величина R_a при відпаді до 200 К зменшується від 10^5 до 10^3 Ом.

У плівок другого типу відпад у тому ж інтервалі температур призводить тільки до незначних змін ступеню неспорядкованості, величина R_a змінюється на кілька процентів, плівки залишаються в аморфному і тому в ненадпровідному стані. Аморфний стан стабілізується газопими домішками.

МЕХАНИЗМ ПЕРЕСТРОЙКИ БЛИЖНЕГО ПОРЯДКА АМОРФИЗОВАННОГО ЖЕЛЕЗА
Г.С.Юрьев
Институт неорганической химии СО РАН, г.Новосибирск, Россия

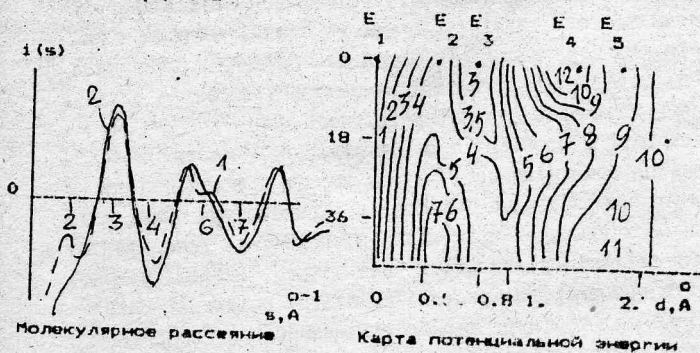
Рентгенографически изучена структура железа аморфизованно бором. Сразу отметим, что по функции радиального распределения атомов $\rho(r)$ невозможно однозначно сделать вывод о ближнем порядке железа, т.к. он практически с точностью ошибок дифракционного эксперимента и фурье-преобразования может удовлетворять либо порядку кубической решетки или икосаэдрическому с учетом незначительного разупорядочения (отклонения атомов от их местоположений в решетке). На основании машинных расчетов теоретических дифракционных картин сделан вывод о икосаэдрическом ближнем порядке. Различия структуры ближнего порядка неотожженного и отожженного аморфизованного железа удалось понять с энергетических позиций.

Рассчитывалась конфигурационная (потенциальная) энергия кластера - икосаэдра из 12 атомов с взаимодействием атомов по типу Ленарда-Джонса $LJ(6-12)$, поскольку структура ближнего порядка формируется энергией взаимодействия на ближайших межатомных расстояниях:

$$E = \sum_{N, i, j} \varphi(r_{ij}); \quad \varphi(r) = \left[\left(\frac{r_0}{r} \right)^{12} - 2 \left(\frac{r_0}{r} \right)^6 \right].$$

Энергия рассчитывалась для различных кластеров со сдвигом верхней его части относительно нижней с шагом $r = 0.02 d$, где d - значение ближайшего межатомного расстояния. Сдвиг осуде телялся всякий раз в различных экваториальных направлениях с шагом по экватору 2 град. В итоге рассчитана поверхность потенциальной энергии для сдвиговой деформации икосаэдра как функции двух параметров - величины сдвига и направления. На этой поверхности кроме глобального минимума $E_0 = -2.79$ /атом, существует устойчивый локальный минимум $E_2 = -2.52$ /атом и кратчайший путь между ними проходит через седловую точку $E_1 = -2.39$ /атом. Следовательно, при значении $\Sigma = 3170$ К (для железа [1]) величина потенциального барьера равна $\Delta = (E_2 - E_1)/kT = 0.13 \Sigma = 400$ К. На энергетической поверхности точки E_0 и E_1 соответствуют ближним порядкам икосаэдра (i(s) - 2-отожж.) и икосаэдра (i(s) - 1-неотожж.) со смещением.

[1] Г.С.Юрьев "12 European crystallographic Meeting". Moscow, 1989, v.3, p.316



МАГНІТОМЕТРИЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ АМОРФНИХ СПЛАВІВ ТА ПОКРИТЬ
НА ОСНОВІ ЗАЛІЗАЗахаренко М.І., Бабич М.Г., Рево С.Л., Дашевський М.М.,
Цвєткова Т.М.Київський університет ім. Тараса Шевченка, вул. Володимирська, 64,
252617, Київ, Україна

Методом магнітометрії досліджено вплив часткового заміщення атомів заліза атомами перехідних металів (ПМ) в аморфних сплавах Fe-B на їх магнітні характеристики, інтервали температурно-часової стабільності і особливості переходу "аморфний стан - кристал". Утворення аморфного стану супроводжується посиленням ролі антіферомагнітних кореляцій у загальній картині обмінних взаємодій системи d-електронів. За даними оптичних досліджень, проведених раніше, при такому заміщенні суттєво змінюється густина станів на рівні фермі, а в ряді випадків проявляються ефекти локалізації електронів. Саме цими факторами і визначається спосередня залежність температури Кюрі від атомного номера ПМ. Заміщення заліза ПМ, які мають більший атомний об'єм і суттєво відрізняються від нього електронною будовою, розширює інтервал термічної стабільності аморфних сплавів Fe-ПМ-B, при цьому енергія активації їх кристалізації зростає. Досліджено також вплив вмісту бора у вказаних сплавах на характер процесу кристалізації. В цілому закономірності зміни температури кристалізації при зміні складу узгоджуються з загальноприйнятими уявленнями про стабільність аморфного стану, зокрема з критерієм Нагеля-Таука. Показано, що в подібних сплавах (наприклад, системи Fe-Cr-B) магнітні властивості зумовлені утворенням стійких неоднорідностей - кластерів антиферомагнітного типу.

Плазмові покриття, одержані з порошку $Fe_{90}B_{10}$, мають закономірно вищі значення намагніченості, ніж у аморфній фользі того ж складу, у всьому температурному інтервалі. Температури Кюрі та кристалізації в обох випадках практично співпадають, хоча фазові перетворення для покриття проявляються менш чітко. Вказані закономірності свідчать про аморфно-кристалічну будову останніх. Виявлено кореляцію між особливостями технології нанесення покриття та вмістом в них кристалічних фаз.

Магнитная структура и магнитные свойства
аморфных микропроводов.

С.А.Баранов, Х.Кирияк, В.С.Ларин, А.В.Торкунов.

Молдова г.Кишинёв, Румыния Ясы.

В работе рассмотрены вопросы исследования магнитных структур аморфных микропроводов в стеклянной изоляции. Изучены условия формирования доменной структуры тонких цилиндрических объектов в поле механических напряжений. Экспериментально и теоретически показано, что при радиусе микропровода больше критического, зависящего от намагниченности материала жилы, магнитную структуру и свойства определяет соотношение анизотропий формы и магнитоупругой. Методом порошковых фигур выявлены структуры возникающие при различных соотношениях анизотропий. При большой отрицательной магнитострикции, когда вектор магнитоупругой анизотропии перпендикулярен оси микропровода наблюдали структуры типа геликоидальной. Перемагничивание образца осуществляется поворотом вектора намагниченности и носит безгистерезисный характер. При положительной магнитострикции перемагничивание осуществляется одним или несколькими скачками Баркгаузена. Магнитная структура выявляется только на дефектах аморфной структуры и вблизи их.

Сложную доменную структуру наблюдали в условиях компенсации анизотропий. В этом случае получены максимальные значения магнитной проницаемости (20000Гс/э), и минимальной H_c (порядка $0,05\text{э}$).

Высокие значения магнитной проницаемости сохраняются на частотах до 10МГц . При более высоких частотах ($4\text{--}10\text{ГГц}$) наблюдали естественный ферромагнитный резонанс.

Положение по частоте, значения комплексной магнитной проницаемости, полуширина резонанса зависит от материала жилы, а также от упругих напряжений, возникающих в результате разности коэффициентов термического расширения материала жилы и стеклянной оболочки.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ ЛЕНТ МЕТАЛЛ-МЕТАЛЛОИД В
РЕЗУЛЬТАТЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ И ПРОЯВЛЕНИЕ АНОМАЛЬНОЙ
ВЗАИМОСВЯЗИ НЕКОТОРЫХ ПАРАМЕТРОВ

Зелинская Г.М., Власенко Л.Е.

Институт металлофизики, Вернадского 36,
252142, Киев, Украина

Рентгенодифракционным методом в излучении K_{α} Mo исследовано изменение структуры аморфных лент под влиянием различных воздействий - всестороннего давления 4 Кбар ($Fe_{85}V_{15}$; $Co_{70}Fe_{5}Si_{15}Ti_{10}$; $Co_{72,5}Fe_{5,5}Si_{6,4}B_{3,6}$; $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$), длительного низкотемпературного отжига ($T < T_g$) ($Fe_{85}V_{15}$; $Co_{50}Fe_{28}Si_{9}V_{13}$; $Co_{39}B_{28}Si_{11}V_{9}V_{13}$; $(Fe_{99}Me_1)_{85}V_{15}$, где Me-Co, Ni, Ni, Si), облучения γ -квантами с энергией 1,2 МэВ (доза 10^{-9} Р) ($Fe_{85}V_{15}$; $(Fe_{90}Co_{10})_{85}V_{15}$).

Рассчитаны структурные факторы $\zeta(S)$ и функции радиального распределения атомов, определены параметры структуры. Показано, что реальные быстрозакаленные сплавы могут содержать небольшое количество мелких кристалликов, наличие которых не изменяет общий рентгеноаморфный характер дифракционной картины. Однако при этом меняется высота $\zeta_1(S)$ первого дифракционного максимума и его полуширина ΔS . Под влиянием внешних воздействий структурные изменения преимущественно обусловлены изменением доли атомов, образующих кристаллики.

Если определить изменение высоты первого максимума структурного фактора $\delta(\zeta_1) = \zeta_1^K - \zeta_1^H$ после внешнего воздействия (ζ_1^K) относительно исходного состояния (ζ_1^H), а также аналогично относительное изменение ширины $\delta(\Delta S)$, то для всех воздействий эти величины оказываются одного знака. Произведение $K = \delta(\zeta_1) \delta(\Delta S)$ имеет отрицательное значение при структурных изменениях в однородных системах, например при изменении размеров кристалликов однофазной системы. Экспериментально обнаруженная аномальная взаимосвязь ($K \geq 0$) для исследованных сплавов металл-металлоид свидетельствует об их микронеоднородности и возможных релаксационных преобразованиях в пределах аморфного состояния наряду с изменением доли кристаллической фазы.

ПРИРОДА ФОТОСТИМУЛЬОВАНИХ СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ В ХСН

М.І.Клінгер*, Д.І.Шпінар**, І.І.Ясковец**
 *Фізико-технічний інститут ім. А.Ф.Іоффе РАН, м. С-т Петербург
 **Інститут фізики АНУ; **Інститут радієкології УААН, м. Київ

Розглядається механізм утворення метастабільних дефектів, який визначається електрон-кваліальною нестійкістю в м"яких конфігураціях і відповідає переходам між адиабатичними потенціалами основного і збудженого станів електронної пари, автолокалізованої на м"яких атомних конфігураціях. Такий механізм утворення дефектів реалізується коли електронне збудження в достатній мірі локалізоване і існують взаємодіючі локальні та квазілокальні моди збудження Q_e та реакції Q_d , час життя яких $\tau_e(Q_e), \tau_d(Q_d) \gg \tau_d \gg \omega_b^{-1}$, де τ_d - час реакції утворення дефектів, а $Q_e = Q_d$.

В розглядуваній моделі згадувані переходи виключають Франк-Кондоновські /вертикальні/ переходи при поглинанні фотона з енергією $\hbar\Omega$ із основного в збуджений стан /з ймовірністю $W(\Omega \rightarrow *)$ / і атомні переходи із збудженого двочастинкового в основний двочастинковий /з ймовірністю $W(* \rightarrow 2)$ / і збуджений одночастинковий /з ймовірністю $W(x \rightarrow 1)$ /, що відповідає видаленню одного із електронів, тан

Ефективне дефектоутворення /с структурне перетворення/ має місце при дії щільного світла з енергією $\hbar\Omega$ поблизу ε_g в енергетичному інтервалі $\Delta E \sim \frac{1}{4} \varepsilon_g / \varepsilon_g$ - ширина щілини по рухливості/.

Теорія передбачає наступні залежності швидкості дефектоутворення індукованого щільним світлом $\hbar\Omega \approx \varepsilon_g$. Ймовірність $D(\hbar\Omega, T)$ найбільша при $T=0$ при $\hbar\Omega \approx \varepsilon_g$ і майже не залежить від $\hbar\Omega$. В області $\hbar\Omega < \varepsilon_g - \Delta E$ ймовірність дефектоутворення мала і визначається атомними тунельними переходами. При $\varepsilon_g - \Delta E < \hbar\Omega < \varepsilon_g$ $D \neq 0$ і зростає з ростом температури. При $\hbar\Omega \approx \varepsilon_g$ D слабо залежить від $\hbar\Omega$ і T .

Розглядуваний ефект фотоіндукованого дефектоутворення - прояв загального зв'язку між аномальними низькоенергетичними збудженнями, низькотемпературними тепловими явищами і локалізованими електронними станами та явищами в склоподібних напівпровідниках. Обговорювані фотоструктурні перетворення призводять, зокрема, до появи додаткових локалізованих електронних станів в щілині по рухливості, а відтак - зменшення ширини оптичної щілини, що узгоджується з експериментом.

З точки зору запропонованого механізму обговорюється особливість дефектоутворення в ХСН при дії радіації.

РОЗПАД ПЕРЕСИЧЕНОГО РОЗЧИНУ ЗАМІЩЕННЯ ТА
ДИФУЗІЯ ДОМІШОК ПРИ ІМПУЛЬСНІЙ ОБРОБЦІ НАПІВПРОВІДНИКА.
Монастирський Л. С., Сарапін Я. М.

Розвиток імплантаційних методів впровадження домішки створив реальні передумови для практичного одержання та використання пересичених розчинів заміщення в тонких шарах напівпровідникових кристалів, що відкриває нові напрямки в створенні приладів [1].

В ділянці напівпровідникового кристалу, де проходить розпад, число положень заміщення, заповнених домішковими атомами, приймає до значення, що відповідає рівноважній розчинності при даній температурі. Потік домішкових атомів містить дві компоненти: нерівноважні швидкодифундуючі міжвузельні атоми N^i та домішкові атоми в позиціях заміщення, що дифундують з участю вакансій N^V . Зв'язальна концентрація домішки рівна сумі концентрацій компонент $N = N^i + N^V$. Якщо прийняти, що концентрація міжвузельних атомів визначається кінетикою розкладу пересиченого розчину

$$N^i = (N - N^r) * (1 - \exp(-t/\tau)),$$

(N^r - рівноважна розчинність, τ - час релаксації пересиченого стану), та врахувати дію внутрішніх силових полів та міграцію домішкових атомів і анігіляцію нерівноважних міжвузельних атомів домішки з рівноважними вакансіями, одержимо узагальнене рівняння дифузії домішки в умовах розпаду пересиченого нею розчину. Вигляд рівняння спрощується, якщо врахувати співвідношення, які практично завжди виконуються: $D^V \ll D^i$, $F^V \ll F^i$ де D^i , F^i - коефіцієнт дифузії та внутрішні сили, що діють на домішкові атоми у вузлах та міжвузлях.

Розклад пересиченого розчину і зв'язана з цим дія нерівноважних факторів закінчується, коли концентрація домішки опускається до рівня рівноважної розчинності. При заданій температурі це відповідає часу $t \gg \tau$.

В роботі проведені чисельні розрахунки, що моделюють поведінку імплантованих в кадмій-ртуть-телур та кремній домішки заміщення при імпульсній їх термообробці. В основі застосованої моделі - врахування дії внутрішніх електричних та пружних полів на вищезгадані процеси.

1. Дауреченский А. Б., Качурин Г. А., Нидаев Е. В., Смирнов Л. С. Импульсный отжиг полупроводниковых материалов. М., 1982. - 208с.

ОСОБЛИВОСТІ СПЕКТРУ ЛОКАЛЬНИХ СТАНІВ В ПЛІВКАХ
ТВЕРДИХ РОЗЧИНІВ $CdSe_xTe_{1-x}$

С.В.Макаренко, О.Г.Миколайчук, М.М.Бурак*,
В.В.Макаренко**

Львівський держуніверситет ім. Т.Франка,

*НБ "Іскра", м.Львів.

**Львівський політ нічний інститут

Напівпровідникові плівки твердих розчинів системи $CdSe_xTe_{1-x}$ характеризуються рядом особливостей електрофізичних, оптичних та фотоелектричних властивостей. На даний час причини, які обумовлюють ці особливості до кінця не виявлені і можуть бути пояснені специфікою формування забороненої зони з'єднань 1^1-1^1 системи. Для детального вивчення спектру локальних станів були вибрані методи виміру струмів термостимульованої деполаризації темного та фотоелектричного стану (ТСД та ТСДФЕС).

Досліджувалися плівкові сендвіч-структури на основі термічно напильного $CdSe_xTe_{1-x}$ ($0 < x < 1$). Товщина плівок складала 0,07-0,7 мкм, в якості електродів використовували SnO_2 , ... , In.

На кривих струмів ТСД та ТСДФЕС спостерігалось до трьох максимумів, величина і область висвічування котрих суттєво залежала від складу напівпровідникового шару та температури його віддіалу. Оскільки всі максимуми струму обумовлені звільненням нерівноважно заповнених центрів захоплення, були проведені розрахунки їх основних параметрів (глибини залягання E_t , концентрація захоплених n_{t0} та вивільнених n_t носіїв заряду).

В більшості зразків були виявлені низькотемпературні рівні захоплення біля 120 К з глибиною залягання порядку 0,14 еВ від дна зони провідності та високотемпературні (біля 280 К) - 0,42 еВ. Концентрація електронів на рівні захоплення E_{120} знаходилась в межах $10^{17} \dots 10^{18} \text{ м}^{-3}$, а на рівні E_{280} - не більше 10^{19} м^{-3} . Кількість центрів захоплення знаходилась в межах $10^{19} \dots 10^{22} \text{ м}^{-3}$.

На основі цих даних зроблений висновок про складний спектр локальних станів в забороненій зоні, який обумовлює особливості фізичних властивостей полікристалічних плівок та рідких розчинів $CdSe_xTe_{1-x}$.

ПРОЦЕСИ "ВПОРЯДКУВАННЯ" В АМОРФНИХ ПЛІВКАХ ХАЛЬКОГЕНІДІВ Ge ТА Sn .

О.М.Когун, В.І.Ковальчук, О.Й.Мельник, О.Г.Миколайчук

Львівський держуніверситет, фізичний факультет,
290005, Україна, Львів, вул.Ломоносова, 8.

Досліджувалися аморфні плівки, що утворюються в перерізах $GeSe-GeTe$ та $GeSe-SnSe$. Відомо, що телурид та селенід германію, отримані в тонкоплівковому стаці методом термічного напылення, мають аморфну структуру. Однак, незважаючи на тотожність хімічних зв'язків між атомами $Ge-Te$ та $Ge-Se$, фізичні властивості аморфної фази $GeTe$ сильно відрізняються від $GeSe$. По-перше, є багато температурних даних про те, що перші координаційні числа $GeSe$ сильно відрізняються від отриманих для $GeTe$, по-друге, аморфний стан $GeTe$ має всі ознаки фази, в той час як перехід аморфна-кристалічна фаза для $GeSe$ розтягнутий в температурному інтервалі і, на противагу до $GeTe$, має ендотермічний характер.

Плівки $SnSe$, осаджені на підкладки при 300 К, є кристалічними.

У зв'язку з вищевказаним виникає питання про структуру плівок, в яких має місце заміщення атомів халькогенів та атомів металоїдів. За основу було взято сполуку $GeSe$ і отримано серію плівок складу $GeSe_xTe_{1-x}$ та Ge_xSn_xSe . Вивчався температурний хід провідності отриманих конденсатів та мікроструктура плівок.

Результати зводяться до наступного:

1. Для $x \leq 0,4$ виявлено електроннографічно аморфну структуру Ge_xSn_xSe . Опір плівок має напівпровідникову залежність від температури і не змінюється при термоциклуванні.
2. Існує температура початку необоротного процесу перетворення конденсату в кристалічну фазу. В області плівки досить довго співіснують дві структури - аморфна та дрібнодисперсна кристалічна. Підвищення T на 20-30 К викликає швидкі рекристалізаційні процеси.
3. Для свіжих плівок складу $GeSe_xTe_{1-x}$ / $0,42 < x < 0,7$ / на залежності $\ln \sigma(T)$ чітко виділяються дві області з $\Delta E = 1,0$ еВ та $\Delta E = 0,6$ еВ. Температурна область кристалізації дещо ширша, ніж у $GeTe$ / ± 5 К / і значення $T_{кр}$ в області 180±200 °С залежить від складу.
4. Термоциклування супроводжується зростанням опору майже на порядок. Після відпаду залежність $\ln \sigma(T)$ строго лінійна і фазовий перехід в кристалічний стан проходить при сталій температурі.

ВОПРОСЫ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ И ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕПОЛНОВАЛЕНТНЫХ ХАЛЬКОГЕНИДНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

Базакуца В.А., Якуша В.К.

Харьковский политехнический институт,
ул. Фрунзе, 21, 310002, Харьков, Украина

Полупроводниковые соединения $TlB^5C_2^6$ ($B^5 - As, Sb, Br$; $C^6 - S, Se, Te$), относящиеся к классу несплошнвалентных соединений, отличающиеся большим разнообразием физических свойств и четко выраженной тенденцией к разупорядочению структуры, существенно зависящей от вида атомов B^5 и C^6 .

Анализ характера химических связей и экспериментальных результатов по изучению структуры и физических свойств позволил выявить особенности ближнего порядка и установить закономерности изменения свойств при вариации состава и условий приготовления образцов. Применение метода аннигиляции позитронов дало возможность судить об изменении дефектов структуры при переходе из стеклообразного состояния в кристаллическое и их зависимости от условий синтеза.

Систематическое исследование температурной зависимости электропроводности, термостимулированных токов, вольт-амперных и люксамперных характеристик, кинетики фотопроводимости позволило выяснить природу локализованных состояний и характер их распределения в квазизазоре и тем самым определить специфику механизма фотопроводимости.

Рассмотрение кинетики установления стационарного фототока и зависимости времен релаксации от энергии фотонов позволило установить характер возбужденных фотоносителей. Высказано предположение о характере распределения плотности состояний, связанных с существованием двух типов центров в пленках: структурных дефектов (атомов с нарушенной координацией) и центров связанных с 2-х уровневыми колебаниями систем, взаимодействующих с валентной зоной.

Эти предположения находятся в хорошем согласии с данными о зависимости термостимулированных токов от дозы облучения.

СТРУКТУРА СКЛОПОДІБНОГО TeO_2

В.А.Шовеський, А.К.Дорощ, В.П.Казіміров, В.Е.Сокольський

/Київський політехнічний інститут,
Київський державний університет/

Методом рентгеноструктурного аналізу проведено дослідження будови склоподібного TeO_2 з добавкою 0,761 моля Al_2O_3 . Експериментальні результати одержані в MoK_{α} -випромінюванні, монохроматизованому диференціальним фільтром. Нормована крива інтенсивності (K_{α}) характеризується значною асиметрією першого максимуму в області малих значень вектора розсіювання S . Перший та другий максимуми локалізуються відповідно при $S = 19,1$ і $34,4 \text{ nm}^{-1}$. Розрахована функція радіального розподілення атомів $\langle RPR \rangle$, що характеризується значними амплітудними коливаннями, дозволяє зробити висновок про високий ступінь упорядкування в склоподібному TeO_2 . Положення її максимумів $\langle RPR \rangle$ відповідає 0,199; 0,274; 0,358; 0,447 та 0,528 нм, однак третій максимум виражений не чітко.

Ідентифікація максимумів $\langle RPR \rangle$ проведена розрахуванням координаційних чисел та міжатомних відстаней для моделі парателурита. Так, положення першого максимуму $\langle RPR \rangle$ співпадає з середнім значенням відстані $Te-O$ в парателуриті $0,1993 \text{ нм}$. Розраховане значення координаційного числа телура за киснем Z_{Te-O} з урахуванням частково вкладу в площину першого максимуму відстані $Al-O \approx 0,184 \text{ нм}$ дорівнює 4,0. Таким чином, як і в парателуриті, основною структурною одиницею склоподібного TeO_2 являється біпіраміда (TeO_4) . Другий максимум $\langle RPR \rangle$ відповідає спільному вкладу від п'яти відстаней $O-O$ в біпіраміді TeO_4 $0,2776 \text{ нм}$ та двом вкладам від відстані $Te-O$ в сусідніх біпірамідах $0,282 \text{ нм}$. Розбіжність визначених величин пов'язується із зменшенням кута зв'язку $Te-O-Te$ та відстані $Te-O$ при переході до склоподібного стану.

Третій та інші максимуми не піддаються однозначній інтерпретації. Так, в третій максимум $\langle RPR \rangle$ вносять частку відстані $Te-Te$, $O-O$, $Te-O$ між сусідніми біпірамідами. Набір міжатомних відстаней, близьких за величиною, обумовлюють пічком кривої $\langle RPR \rangle$ в районі третього та четвертого максимумів.

Отже, при переході в склоподібний стан будова TeO_2 зберігає характерні ознаки біпірамідальної структури (TeO_4) кристалічного парателурита.

КРИСТАЛІЗАЦІЯ α -Ge ЧЕРЕЗ АНІЗОТРОПНЕ ПОШИРЮВАННЯ
ФРОНТУ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

М.Г.Находкін, О.Ф.Бардамід, Ю.О.Барабаненков*
Київський університет ім.Тараса Шевченка
Інститут кристалографії РАН

При вивченні процесу кристалізації в α -Ge виявлений новий тип кристалізації - через анізотропне поширення фронту. Кристали мають черв'якоподібну форму і були названі вермикулярними кристалітами (ВК). В роботі подаються результати досліджень структури ВК та обговорюються можливі механізми їх формування і росту. Використовуються методики електронографії, просвічуючої електронної мікроскопії (ПЕМ), мікроскопії з високою роздільною здатністю та in-situ запис процесу на відеоплівку в ПЕМ.

ВК складається з краплеподібної голівки та тіла з поперечними розмірами $\sim 15 - 25$ нм. Швидкість переміщення фронту кристалізації дорівнює $10^3 - 10^4$ нм/с у використаних нами межах температури та енергії. В голівці ВК були виявлені ризиточні смуги з періодом 0,228 нм, які відповідають площинам (111) гексагонального Ge. Тіло ВК звичайно має алмазо-подібну структуру, однак, на деяких ділянках були знайдені решітки смуг з кутами між ними, які відповідають гексагональній фазі Ge. Найвірогіднішою причиною появи ВК можуть бути домішки і, зокрема, кисню, утворення евтектики Ge-GeO₂, а ріст обумовлений механізмом, аналогічним зонній плавці. Але проти такої інтерпретації існують декілька аргументів. Наприклад: 1) під час руху ВК спостерігалась переміна дифракційного контрасту деяких голівок, що не є типовим для рідкої фази; 2) розмір голівки залиш вся незмінним, якщо ВК ділився навпіл. Результати свідчать про те, що значну роль також відіграє густина енергії, яка вводиться в плівку. Так, при кристалізації плівки під дією електронного пучка в ПЕМ можна спостерігати кристалізовану площу у вигляді кільця з ВК, в середині якого плівка залишається аморфною. Або ж, якщо електронний пучок несе більшу енергію, то фронт кристалізації поширюється хвилеподібно: до центру прилягає крупнозернистий полікристал, який далі переходить у мілкозернистий, потім хвиля з ВК і, нарешті, аморфна фаза. Таким чином, градієнт енергії в площині плівки також має значення: для появи ВК потрібна певна енергія активації, вище якої процес кристалізації проходить стандартно.

РАДІАЦІЙНО-ІНДУКОВАНІ ЯВИЩА В АМОРФНИХ
ХАЛЬКОГЕНІДНИХ НАПІВПРОВІДНИКАХ

Шпотик О.Й., Савицький І.В., Матковський А.О., Ваків М.М.

Львівський НДІ матеріалів, вул. Стрийська, 202
290 031, Львів, Україна

Проаналізовано фізичні закономірності та механізми нових фізичних явищ в аморфних халькогенідних напівпровідниках, індукованих дією високоенергетичних іонізуючих випромінювань, - гамма-квантів радіонукліду Co^{60} , прискорених електронів, протонів, реакторних нейтронів тощо.

Явище радіаційної сенсибілізації полягає в збільшенні амплітуди модуляції фотоіндукованих змін тонких плівок халькогенідів мши'яку після попередньої їх обробки потоком гамма-квантів. Представлено дозові та композиційні залежності даного ефекту. Показано, що його природа зумовлена процесами переключення координаційних дефектів різного типу. Наведено кількісні характеристики радіаційної сенсибілізації в тонкоплівковому трисульфіді мши'яку.

Явище селективної радіаційної стійкості - незмінність оптичних властивостей тонких плівок халькогенідних сполук при дії іонізуючих випромінювань після деяких критичних режимів радіаційної обробки. Це явище зумовлене конкуренцією двох протилежних електронно-дефектних процесів - перезарядки і анігіляції координаційних заряджених центрів.

Явище радіаційно-індукованого дихроїзму, або, іншими словами, залежність коефіцієнту поглинання монолітного сульфїду мши'яку (та деяких інших стекол в системі мши'як-сірка, мши'як-сірка-сурма, мши'як-сірка-талій) після його опромінення напрямленим потоком прискорених електронів від положення площини поляризації зондувочого випромінювання. Ефект спостерігається лише в області краю власного поглинання, де його величина майже на порядок більша в порівнянні з фотоіндукованим дихроїзмом. Розглянуто особливості механізму даного явища. Приведено топологічні реакції переключення хімічних зв'язків, які відповідають стабілізації індукованого поляризаційного стану досліджуваних зразків.

ЕЛЕКТРОІЗІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МАГНЕТРОНИХ ПЛІВОК a-Si:H

Бойко Б.Т., Лебедева М.В., Хридунов Г.С., Усенко М.Ю., Суботін С.О.

Харківський політехнічний інститут, вул.Фрунзе 21,
310002, Харків, Україна

Проведені комплексні дослідження конденсованих плівок a-Si:H, виготовлених магнетронним розпиленням мішені. Вивчено вплив технологічних параметрів процесу виготовлення (парціального тиску водню, потужності розряду, хімічного складу мішені) на інтегральні та спектральні характеристики фотоелектричних процесів. Показано, що підвищення концентрації водню у газовій суміші з 2 до 20 % знижують питому темнову провідність з 10^{-8} до 10^{-11} Ом $^{-1}$ см $^{-1}$. Така ж тенденція чітко виявляється і при збільшенні питомого опору мішені, що свідчить про можливість легування конденсату використанням мішені відповідного складу. Вимірні значення енергії активації темної провідності лежать у межах 0,6 - 0,9 еВ.

Методом струмів, обмежених просторовим зарядом, знайдена густина станів в щільні рухомості, яка поблизу рівня Фермі складає 10^{17} - 10^{18} еВ $^{-1}$ см $^{-3}$.

Дослідження фотопровідних властивостей показує, що при освітленні із збільшенням парціального тиску водню fotocутливість зростає від 10^2 до 10^5 . Найбільша інтегральна фотопровідність (10^{-4} - $5 \cdot 10^{-5}$ Ом $^{-1}$ см $^{-1}$) була у плівок, виготовлених при потужності розряду 50 Вт і концентрації водню у газовій суміші 5-10%.

Вивчена спектральна залежність fotocутливості. Показано, що спектральний інтервал fotocутливості у всіх досліджених плівках достатньо широкий і дорівнює 0,35 - 0,70 мкм. При збільшенні концентрації водню максимум fotocутливості зміщується у короткохвильову область. Оптична щільність для всіх досліджених плівок знаходилась у межах 1,6 - 1,9 еВ.

Таким чином, у рамках використаної технології відповідним підбором параметрів одержані плівки призьорної якост., які мають такі ж характеристики, як і силанові, і можуть бути використані як базові шари для фотоперетворювачів.

СТРУКТУРНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАГНЕТРОННИХ ПЛІВОК $a\text{-Si:H}$

Бойко Б.І., Лебедева М.В., Моріна В.Ф., Усенко М.Д., Суботін С.О.

Харківський політехнічний інститут, вул. Фрунзе 21,
310002, Харків, Україна

Проведені комплексні дослідження структурних характеристик магнетронних плівок $a\text{-Si:H}$, виготовлених магнетронним розділенням мішені. Конденсація плівок провадилась у магнетронній планарній системі на постійній струмі при потужності розряду 50–100 Вт та тиску аргону 0,3–0,4 Па. Концентрація водню в системі була від 1 до 10 %.

Для дослідження характеристик близького порядку використовувались методи електронної мікроскопії, електронного парамагнітного резонансу (ЕПР), інфрачервоної спектроскопії, мас-спектрометрії, що дозволило мати інформацію про топологію досліджуваних шарів, їх хімічний склад та ступінь структурного упорядкування.

Дослідження локальних характеристик близького порядку свідчать, що при цьому засобі виготовлення плівок обірвані зв'язки-найбільш характерний дефект цього матеріалу, не виявляються. Сигнал ЕПР в таких плівках відсутній, інфрачервона спектроскопія виявляє в них до 10 % водню, який створює з кремнієм переважно моногідридні групи. Аналіз хімічного складу показав, що плівки мають деякі домішки: до одного відсотка вуглецю, десяти долі відсотка кисню та сліди аргону.

За електронно-мікроскопічним вивченням виготовлені плівки були достатньо однорідними. На рівні дозволу електронного мікроскопу мікропоруватість навіть при товщині плівки менш ніж 100 нм не виявляється. Але разом з тим, досліджені плівки мають виразну мікроструктуру – складаються з компактних областей з розміром 5–20 нм, розділених сіткою матеріалу з пониженою електронною густиною.

Досліджена температурна стабільність плівок. Встановлено, що дегідрогенізація їх має місце при температурах відпаду вище 350°C. При природньому старінні на протязі року структурні характеристики не змінювались.

ПЕРЕХІДНИЙ ШАР В СТРУКТУРАХ КРЕМНІЙ /АРСЕНІД ГАЛІЙ/
АМОРФНА ПЛІВКА ТИПУ Ge-As-Se

Довгошей М.І., Качер І.Е., Кеслер Л.Г., Світлинець В.П.
Ужгородський університет, вул. Підгірна, 46
294000, Ужгород, Україна

В даній роботі проведено комплексне дослідження впливу технологічних умов одержання плівок на формування перехідного шару в структурах підкладка-плівка. Плівки одержувались на підкладках з монокристалічних кремнію і арсеніду галію методами дискретного термічного напilenня /ДДН/ та імпульсного лазерного розпilenня /режим вільної генерації ВГ та гігантських імпульсів ГІ/, що дозволило керувати в широких межах величиною перехідного шару на границі плівка-підкладка. В результаті квантово-механічних розрахунків взаємодії атомів Ge, As, Se з атомами та міжвузлями підкладки Si, проведених розширеним методом Хюккеля, встановлено високу ефективність і міцність зв'язки атомів Ge і As / $E_{зв} = 3,5 \text{ eV}$ / з Si та відносно "слабкі" зв'язки / $E_{зв} = -1,6 \text{ eV}$ / з локалізацією Ge, As, Se в міжвузля Si. Ріст товщини шару при лазерних методах розпilenня обумовлений інтердифузією Ge по міжвузлях підкладки Si. Встановлено, що адгезійна міцність плівок зростає з збільшенням кінетичної енергії пару, що характерно для лазерних методів випаровування.

Вияв. но розмірний ефект, обумовлений зміною відносного вкладу структурної складової мікронапруг в перехідному шарові на величину адгезійної міцності вказаних плівок на підкладці Si. По даних аналізу, одержани методом Оже-спектроскопії, величина перехідних шарів в залежності від методу напilenня змінюється від 30-40 нм /ГІ/, 40 нм /ДДН/ до 60-70 нм /ВГ/, що вказує на пряму залежність від енергії налітаючих частинок.

Показано, що можливість задавати величину перехідного шару на границі плівка-підкладка, дозволяє керувати параметрами одержуваних плівкових структур.

ПЕРЕХІД АНДЕРСОНА В АМОРФНІЙ СУРМІ

Кузьменко Б.М., Владичкин О.М., Навоженко Ю.В.

Харківський фізико-технічний інститут, вул. Академічна, 1
310108, Харків, Україна

Досліджена електропровідність (σ) аморфних плівок сурми, сконденсованих в надвисокому вакуумі на охолодженні рідким гелієм підкладки. Знайдено, що в аморфних конденсатах Sb поряд з напівпровідниковим станом ($a-Sb$), що утворюється, наприклад, при використанні скляних підкладок, може бути реалізований і металевий стан (a_m-Sb) - в випадку конденсації Sb на аморфну плівку вісмуту. Усереднена провідність шару a_m-Sb завтовшки ~ 20 нм при $T=20$ К приблизно на шість порядків перевищує значення σ для $a-Sb$. На відміну від залежності $\lg \sigma = A - BT^{-1/4}$, що властива $a-Sb$, в випадку a_m-Sb при $T < 70$ К спостерігається лінійна залежність σ від $A_T + B_T T$. В міру віддалення від вісмутної підкладки пошаровий (наприклад, через кожні 2 нм) питомий електроопір (ρ) Sb швидко зростає. При $d_{sb} > 20$ нм поверхневий шар сурми формується вже в напівпровідниковому стані.

Увляється, що в випадку конденсації сурми на шар аморфного Bi , останній "нав'язує" конденсату Sb свій ближній порядок (відповідно з природою псевдоморфізму), що схожий з ближнім порядком рідкої сурми, яка є металом. В результаті аморфний шар Sb замість напівпровідникової поведінки, коли $\rho \rightarrow \infty$ при $T \rightarrow 0$, проявляє металевий характер, коли ρ простує до скінченної величини. Таким чином, ми спостерігаємо типовий перехід Андерсона, який відбувається, якщо положення рівня Фермі E_F або г рога рухливості E_c (або обох) змінюється таким чином, що величина $E_c - E_F$ змінює знак; тобто для a_m-Sb реалізується нерівність $E_F > E_c$, на відміну від $a-Sb$, де $E_F < E_c$ /1/.

Література

1. Мотт Н., Девис Э. Электронные процессы в некристаллических веществах. - М.: Мир, 1982. - 664 с.

ВПЛИВ ЗМІНИ СПЕКТРУ КОЛИВАЛЬНИХ СТАНІВ НА ТЕМПЕРАТУРНУ ЗАЛЕЖНІСТЬ ТЕПЛОЕМНОСТІ АМОРФНИХ ПОЛІМЕРІВ

З.П.Привалко, В.П.Азаренков, О.В.Байбак

Інститут хімії високомолекулярних сполук АН України, Харківське шосе
48, 253160, Київ, Україна

Методом прецизійної адіабатної калориметрії в температурному інтервалі 4,2–300 К вивчено питому теплоємність C_p кількох рядів лінійних і зшитих полімерів в аморфному (склоподібному) стані. Побудова графіків температурної залежності C_p в подвійних логарифмічних координатах дозволила визначити декілька інтервалів, які відрізняються показником ступеня α в співвідношенні $C_p \sim T^\alpha$:

1. В інтервалі $T < 8$ К для білості полімерів $2 < \alpha < 3$, що відповідає домінуючому внеску міжмолекулярних збуджень до довгохвильових акустичних коливань в неупорядкованій структурі. Для деяких зшитих полімерів спостерігається наявність максимуму C_p поблизу 6 К, що збігається з уявами про універсальну низькотемпературну поведінку неупорядкованих систем незалежно від їх хімічної будови.

2. В інтервалі 8 К $< T < 25$ К отримано $\alpha \approx 5/3$, що відповідає теоретичним завбаченням про кросовер до фрактоноподібного режиму акустичних коливань (локалізовані збудження на фрактальній структурі). Як було передбачено теорією, абсолютні значення C_p виявляють тенденцію до зниження при збільшенні молекулярної маси ланки ланцюга, що повторюється.

3. В інтервалі $T > 40$ К для всіх полімерів в склоподібному стані $\alpha \approx 0.9$, що відповідає домінуючому внеску внутрішньомолекулярних (квазі-одномірних) збуджень в загальний спектр коливань.

Таким чином, прецизійні дослідження питомої теплоємності в широкому інтервалі температур дозволили отримати інформацію про характерні зміни спектру коливальних станів аморфних полімерів.

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНОГО МИКРОПРОВОДА

С.А. Баранов, В.С. Ларин, А.В. Торкунов

Приднестровский университет. г. Тирасполь

Литой микропровод является уникальным объектом для экспериментального изучения магнитных свойств аморфных материалов, а также для проверки теоретических расчетов в модели бесконечного цилиндра (в теории микромагнетизма).

Магнитные свойства микропровода существенно зависят от магнитной структуры, которая, в частности, определяется двумя факторами: магнитоупругой анизотропией и анизотропией формы. В случае положительной магнитострикции наиболее вероятны магнитные домены, стенки которых ориентированы вдоль оси провода. Это экспериментально подтверждается формой петли гистерезиса, зависимостью коэрцитивной силы от магнитострикции и намагниченности, а также характеристикой магнитных потерь. Главное направление магнитного момента подтверждается также экспериментами по естественному ферромагнитному резонансу.

При большой отрицательной магнитострикции возникают попеременные домены, с вектором намагниченности, перпендикулярным оси провода. Перемагничивание осуществляется путем поворота магнитных моментов доменов, что проявляется на кривой гистерезиса и характерной зависимостью магнитной проницаемости и магнитных потерь. Максимальное значение магнитной проницаемости достигается при компенсации основных анизотропий.

Большой интерес представляет и бездоменная структура, когда радиус микропровода меньше толщины доменной стенки. Ее магнитные свойства характеризуются также и стохастическими свойствами магнитной структуры.

ОДЕРЖАННЯ РЕНТГЕНОАМОРФНИХ ПОКРИТЬ ІЗ
ЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ $Fe-Mn-C-B$

М.І.Пашечко*, І.І.Марголич**

м.Львів

*Фізико-механічний інститут АН України, Наукова, 5
290601, Львів, Україна

**Львівський державний університет ім.І.Франка,
Ломоносова, 8а, 290005, Львів, Україна

В основу розробки евтектичних порошкових сплавів покладено дослідження фазових рівноваг та перетворень в сплавах системи $Fe-Mn-C-B$ з метою виявлення концентраційних областей існування евтектик. Рентгеноструктурними металографічними та термографічними дослідженнями встановлено, що в системі існує дві евтектичні області $Fe-Mn-C$ та $Fe-B-C$ з фазовим складом відповідно $(Fe, Mn)_{23}(C, B)_6 + \delta(Fe, Mn) + d(Fe, Mn)$ і $Fe_3(C, B) + \gamma(Fe, Mn) + d(Fe, Mn)$.

Показано перспективність примінення метастабільних евтектичних порошкових сплавів для формування аморфізованих покриттів імпульсними методами газотермічного напилення. Рентгеноструктурними дослідженнями підтверджено, що аморфізація в більшій степені реалізується при нанесенні покриття методом імпульсно-плазмового напилення в порівнянні з детоніційно газовим напиленням.

Одержана можливість легування базової евтектичної системи більшістю металічних елементів Періодичної системи. Це дозволяє цілцю напрямлено через структуру, фазовий і хімічний склад управляти фізико-механічними властивостями і експлуатаційними характеристиками покриттів.

Література

1. Голубец В.М., Пашечко М.И. Износостойкие покрытия из эвтектики на основе системы $Fe-Mn-C-B$. - Киев: Наукова думка, 1989. - 160 с.
2. Пашечко М.И., Голубец В.М., Чернец М.В. Формирование и трибологическая стойкость эвтектических покрытий. - Киев: Наукова думка, 1993. - 343 с.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ КРИСТАЛІЗАЦІЇ АМОРФНОГО СПЛАВУ
 $\text{Co}_{83,85}\text{Fe}_{5,7}\text{Si}_{7,85}\text{B}_{2,6}$ ДИЛАТОМЕТРИЧНИМ МЕТОДОМ

Є.Й.Харьков, В.І.Лисов, Т.Л.Цареградська.

Київський університет, фізичний факультет,
 проспект Глушко а 6, 252127, Київ, УКРАЇНА.

За допомогою високочутливої дилатометричної методики проведено дослідження процесу кристалізації аморфного сплаву $\text{Co}_{83,85}\text{Fe}_{5,7}\text{Si}_{7,85}\text{B}_{2,6}$ при безперервному нагріванні, а також в процесі ізотермічного відпалу. Температура найбільш інтенсивної кристалізації для даного сплаву складає 360°C . Ефект зменшення об'єму при охолодженні до кімнатної температури складає $\Delta V/V = 0,45\%$. Визначені значення коефіцієнту лінійного розширення сплаву $\text{Co}_{83,85}\text{Fe}_{5,7}\text{Si}_{7,85}\text{B}_{2,6}$ в аморфному стані $\alpha_{\text{ам}} = 5,68 \cdot 10^{-6} \text{град}^{-1}$ і в кристалічному стані $\alpha_{\text{кр}} = 8,0 \cdot 10^{-6} \text{град}^{-1}$. Досліджена залежність від часу об'ємної доли фазі, що закристалізувалась при ізотермічному відпалі в області температур $250 - 370^\circ\text{C}$. В районі кристалізації з ростом температури ізотермічного відпалу суттєво зростає швидкість утворення кристалічної фази. Так, наприклад, при фіксованому часі ізотермічного відпалу $t = 30$ хвилин доля фази, що закристалізувалась $X = \Delta V_{\text{ф}}/V$ складає при температурі $T = 250^\circ\text{C}$ - $X = 0,37$; при $T = 300^\circ\text{C}$ - $X = 0,6$; при $T = 350^\circ\text{C}$ - $X = 0,82$; при $T = 370^\circ\text{C}$ - $X = 1$.

В межах теорії гомогенної кристалізації для багатокомпонентних систем [1] були виконані розрахунки процесу ізотермічного росту нової фази і отримано задовільне узгодження з експериментальними результатами.

Література.

1. Харьков Е.И., Цареградская Т.Л. Теоретический анализ процесса аморфизации в сплавах системы Fe-B. //Металлофизика, 1992, 14, 8, с.42-51.

РОЗРАХУНОК ЧАСОВОЇ ЗАЛЕЖНОСТІ ПРОЦЕСУ КРИСТАЛІЗАЦІЇ МЕТАЛІЧНИХ СТЕКОЛ І ПОРІВНЯННЯ З ДАНИМИ ДИЛАТОМЕТРИЧНИХ ВИМІРЮВАНЬ

Цареградська Т.Л., Лисов В.І., Урцьков Є.І., Руденко А.Г.,
Оглобля В.І.

Київський університет, фізичний факультет,
проспект Глушкова 6, -252127, Київ, Україна

Проведено дослідження процесу кристалізації аморфних сплавів $\text{Fe}_{82}\text{Ni}_{10}\text{V}_3\text{Si}_5$, $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{16}\text{B}_4$ та $\text{Co}_{84}\text{Fe}_5\text{Zr}_3\text{Si}_{8,5}\text{B}_{2,2}$ при ізотермічному відпалі за допомогою високочутливої дилатометричної методики. Стримано часові залежності об'ємної долі $x(t)$ фази, що закристалізувалася для ланих сплавів. В області найбільш інтенсивної кристалізації, тобто при $T = 350-370$ °C повна кристалізація досліджуваних сплавів відбувається за 7-10 хв. Отримані експериментальні результати проаналізовано в межах теорії гомогенної кристалізації бінарних сплавів. Проведено розрахунок часової залежності об'ємної долі $x(t)$ фази, що закристалізувалася, за рівняннями, що описують процес гомогенного зародкоутворення в бінарному сплаві з урахуванням роботи, обумовленої флуктуацією концентрації.

При розрахунках дані системи подані у вигляді квазібінарних. Розраховані криві $x(t)$ задовільно описують основні закономірності кристалізації металічних стекел в процесі ізотермічного відпалу. Виявлене розходження теорії з експериментом пояснюється розщепленням гомогенної аморфної матриці на дві аморфні фази з різним вмістом компонентів сплаву, яке спостерігається при вивченні структури даних систем електронномікроскопічними дослідженнями.

л і т е р а т у р а

І. Харьков Е.И., Цареградская Т.Л. Теоретический анализ процесса аморфизации в сплавах системы Fe-V. // Металлофизика, 1992, 14, 8, с.42-51.

СТРУКТУРНА РЕЛАКСАЦІЯ І ТЕРМО Е.Р.С. АМОРФНИХ СПЛАВІВ НА
ОСНОВІ ПЕРЕХІДНИХ МЕТАЛІВ З ФОСФОРОМ ТА КРЕМНІЄМ ПИ ТЕР-
МОЦИКЛУВАННІ

Рєво С.Л., Дашевський М.М., Захаренко М.І., Копань В.С.

Київський університет, вул.Володимирська, 64
252017, Київ, Україна

Методом термо е.р.с. досліджено процеси структурної релаксації аморфних фольг, одержаних методом спінінгування розплавів слідувочого складу: $Ti_{48}Cu_{45}Ni_5P_2$ (№1), $Ti_{46}Cu_{45}Ni_5P_2Si_2$ (№2), $Ti_{60}Ni_{36}P_2Si_2$ (№3) і $Ti_{62}Cu_{33}P_5$ (№4). Термо е.р.с. (E_T) вимірювали в термопарі, утвореній із вихідної та відпаленої фольг при температурах (Т) "гарячого" та "холодного" спаїв $75^\circ C$ та $25^\circ C$ відповідно. Відпал проводили у вакуумі ~ 1 Па, охолодження - на повітрі.

Встановлено, що для температур відпалу, близьких до $0,75 T_K$ (де T_K - температура початку інтенсивної кристалізації) залежності E_T від часу (τ) циклічного відпалу виходять на насичення на протязі однієї стадії. При цьому, час структурної релаксації, відповідно до даної температури відпалу, залежить від дискретності термоцикування і зменшується при його збільшенні.

При температурах відпалу, що перевищують $0,75 T_K$, зміна величини E_T відбувалася в дві стадії. Вказані стадії відокремлені в часі відпалу деяким проміжком часу $\Delta\tau$ під час якого E_T практично не змінювалось. Особливо це характерно для зразків №1 і №2. Цікаво, що на другій стадії E_T сягає значних величин і становить, наприклад, $E_T=10,2$ мкВ/К і $14,9$ мкВ/К для сплавів №1 і №2 відповідно. В той же час, значні зміни E_T , що відповідають рівню другої стадії, але для більшого часу відпалу, ($\tau > 10$ годин) виявлені і для $T < 0,75 T_K$. На основі залежності часу початку другої стадії від Т відпалу зроблено висновки про структурну та механічну стійкість розглянутих аморфних сплавів. Встановлено також наявність взаємозв'язку між процесами локального впорядкування відповідального І стадії зміння E_T і процесами окрихчення приповерхневих шарів фольг.

Кристаллохимические особенности аморфизации сплавов
фазы состав $Fe_{14}-Nd_2-B$.

Борковских В.А. Осадчий С.В. Савин В.В.

Запорожский Госуниверситет, кафедра физики твердого тела
330600, Запорожье, Жуковского 66, телефон 0612-641641.

В настоящей работе проанализированы особенности структурной кристаллической решетки фазы $Fe_{14}-Nd_2-B$. методом моделирования структурной аморфного сплава через разжатие решетки показано, что характерные особенности аморфной структуры сплава заложены в структуре выделенных полиэдров. Они образованы двумя атомами Nd (вершины полиэдра) и тринадцатью атомами Fe. Внутри объема элементарной ячейки фазы попадают четыре полиэдра полностью и четыре частично. Релаксация полиэдров до правильной формы (равенство ребер симметричных граней) не нарушает особенностей аморфной структуры.

Проведенные расчеты позволяют сделать следующие выводы:

- 1 В каждом полиэдре содержится четыре поры с большим размером (около $0,36 \text{ \AA}$) приближающимся к размеру атома Н ($0,50$).
- 2 Эти поры неравноценны по химическому составу образующих их атомов. Две поры в одной из вершин содержат атомы неодайма, обладающих повышенным сродством к водороду.
- 3 Центры пор формируют поверхность, средняя нормаль к которой наклонена по отношению к оси "с".
- 4 Вершины трех полиэдров, из атома Nd и один атом Fe образуют пору размером около $0,44 \text{ \AA}$. Вершины двух полиэдров, из атомов Nd и двух атомов Fe образуют пору размером около $0,39 \text{ \AA}$.
- 5 Первоначальное заполнение Nd-пор большего размера вызывает расширение решетки и "активизацию" пор меньшего размера, что может объяснять ступенчатый характер процесса наводороживания сплава.
- 6 Из-за неравного наклона поверхности центров пор по отношению к осям "а" и "с" расширение решетки в указанных направлениях неодинаковое.

Геликоидальная магнитная анизотропия
в аморфной ленте с нулевой магнитострикцией

Гметко Д.Н., Кубрак А.М.

Запорожский Государственный Университет
330000 Г.Запорожье, ул.Кувовского 66

Высокая восприимчивость аморфной ленты с нулевой магнитострикцией /сплав 84КХСР/ к термомагнитной обработке позволяет реализовать в ней геликоидальное распределение намагниченности в соответствии с геликоидальным характером магнитного поля, полученного при термомагнитной обработке.

Термомагнитную обработку аморфной ленты проводили при 250°C во взаимно перпендикулярных полях, одно из которых продольное и однородное $H = I_z$, другое - поперечное циркулярное поле тока, пропускаемого через ленту $\langle H \rangle = I_z$. Перемагничивание ленты в продольном магнитном поле, прошедшей такую термомагнитную обработку, сопровождается возникновением ЭДС между её концами, пропорциональной длине ленты и частоте перемагничивания. При навивке из ленты магнитопровода ЭДС между концами ленты сохраняется. Сравнение зависимости ЭДС между концами ленты, свитой в кольцевой магнитопровод, и амплитуды индукции от амплитуды перемагничивающего поля показывает, что при малых полях процесс перемагничивания охватывает, в основном, только тонкий срединный слой магнитной ленты. По мере роста амплитуды поля толщина этого слоя увеличивается, и постепенно процесс перемагничивания охватывает всю толщину ленты. Зависимость ЭДС между концами ленты от частоты, при постоянной амплитуде перемагничивающего поля, имеет резонансный характер, что обусловлено ростом толщины экранированного срединного слоя ленты с увеличением частоты. Особые электромагнитные характеристики ленты обусловлены геликоидальным характером индуцированной в ленте магнитной анизотропии.

Аморфная лента с геликоидальной магнитной анизотропией может быть использована для создания датчиков переменных магнитных полей, приборов для измерения высокочастотных токов, магнитопроводов специальных трансформаторов.

ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И УСЛОВИЙ
ПЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ Р.З. № - АЕ

Якунин А.А.

Днепропетровский университет, ул. Гагарина, 72
320625, Днепропетровск, Украина

Методом закалки из жидкого состояния со скоростью охлаждения 10^6 К/с в сплавах $Pz-Ae$, $La-Ae$, $Se-Ae$ см. введены некристаллические фазы. Область обнаружения некристаллических фаз при увеличении скорости охлаждения асимметрично расширяется в обе стороны от эвтектического состава. Отсутствие заметной растворимости компонентов и наличие на диаграмме состояния инконгруэнтно плавящейся фазы облегчает процесс аморфизации. Дифрактограммы некристаллических фаз для всех сплавов содержат лишь три диффузных максимума с монотонно убывающей интенсивностью и плечом на втором из них. Относительные положения всех максимумов и субпиков составляют характерный для типичных металлических стекол ряд. Выполненный интегральный анализ кривых интенсивностей позволил построить парные функции распределения атомов и проследить за характером изменения относительных положений и высот пиков при варьировании исходного состава и скорости охлаждения. Проведенные измерения плотности быстро охлажденных фольг показали, что для металлических стекол РЗМ-АЕ характерны высокие коэффициенты упаковки, которые лишь на 1-2% ниже чем для тех же образцов в кристаллическом состоянии.

Показано, что лучше всего, выявленные экспериментально особенности структуры и свойств данных металлических стекол, воспроизводит разработанная нами релаксированная модель осциллирующих мягких атомов для двухкомпонентных сплавов. Обсужден алгоритм построения, релаксации и анализа данной модели. Проведено сравнение с результатами применения других моделей. Выяснили влияние на свойства модели различных особенностей реализации алгоритма. Показана эффективность введения осцилляций атомов на стадии вращивания модели и последующей ее релаксации подходящим межатомным потенциалом на снижение внутренней энергии модели, повышения ее плотности и изотропности. На основе выведенного кинетического уравнения кристаллизации введено моделирование условий получения аморфных фаз.

ВПЛИВ БАРИЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І КІНЕТИКУ
ПЕРЕТВОРЕНЬ У АМОРФНОМУ СПЛАВІ $Fe_{40}Ni_{40}P_{10}B_6$.

Костюченко С. М. (*), Бялік О. М. (*), Ігнат'єва І. Ю. (**),
Лимановський О. І. (***) , Ткач В. І. (***) .

(*) Політехнічний інститут, м. Київ; (**) Інститут над-
твердих матеріалів АН України, м. Київ; (***) Фізико-
технічний інститут АН України, м. Донецьк.

Проведені дослідження впливу баричної обробки (статичний тиск до 7.1 ГПа, квазігідростатичні умови стиснення) на структуру і кінетику перетворень при неперервному нагріві у аморфних стрічках сплава $Fe_{40}Ni_{40}P_{10}B_6$, які були виготовлені із швидкостями охолодження від $1.7 \cdot 10^4$ до $3.0 \cdot 10^5$ К/с. Барична обробка здійснювалась у камері високого тиску типу "тороїд" розміром 9x12 мм на пресі із зусиллям стискування 630 т. Структура одержаних зразків досліджувалась методами рентгівської дифрактометрії, а кінетика структурних перетворень -- за допомогою термометрії питомого опору при неперервному нагріванні із швидкостями від 5 до 40 К/хв.

Барична обробка призводить до виникнення на дифрактограмах поряд з характерним для цього сплава гало під кутом $\sin\theta/\lambda = 0.245$ гало при більш малих кутах $\sin\theta/\lambda = 0.1$. Ріст тиску та часу обробки призводять до збільшення інтенсивності розсіювання у області малих кутів з одночасним зменшенням інтенсивності головного гало, практично не змінює їх кутового розташування і півширини. При цьому найкоротша міжатомна відстань, що була обчислена за формулою Еренфеста для гало при малих кутах лежить у межах 2.41-2.57 Å, що характерно для пар метал-метал, тоді як ця відстань для головного гало має значення, що є характерним для пар метал-металоїд. Барична обробка збільшує температуру початку кристалізації на 4-5°C, а ТКО у 2.0-2.5 рази. При цьому найбільш значні ефекти спостерігались у зразків, що були одержані з найменшою швидкістю охолодження. Таким чином, у аморфному сплаві $Fe_{40}Ni_{40}P_{10}B_6$ барична обробка призводить до формування аморфної структури, яка зберігається при нормальній тисковій і є метастабільною по відношенню до головної аморфної структури.

ОСОБЛИВОСТІ МОРИДЖУВАННЯ В КВАЗІАМОРФНИХ ПЛІВКАХ ОЛОВА

В.П.Майборода, Г.О.Максімов, О.К.Сінель Іченко, С.М.Рєво,
В.Г.Іменинник, О.А.Приходько.

Інститут проблем матеріалознавства АН України
вул.Кржижанівського, 3, 252142, Київ, Україна

Вивчені умови отримання квазіаморфних плівок з високочистого олова (99,999 мас. %), а також будова та морфологія фаз після затвердіння.

Проведена комплексна обробка розплаву методом спінінгування на центрифугі, що обертається зі швидкістю 1000 об/хв., і наступною локальною термообробкою с'яваної стрічки пучком світла газорозрядної ксенонкової лампи безлінійного горіння.

Одержано олово, яке має в окремих місцях квазіаморфну будову. Експериментально показано, що "аморфна" фаза виникає при плавленні тонкого зразка, який попередньо був підданий сильній витяжці шляхом розтікання у квазірідинному або рідинному стані. При цьому для металу характерна пластична будова.

Після локального плавлення і затвердіння у тонких місцях спостерігається "аморфна" фаза у вигляді тонких плівок товщиною до 3 нм. Дифракційні кільця на електроннограмі розширені (близькі до гало), однак розташування дифракційних максимумів описується рівнянням Вульфа-Брегга для тетрагональної решітки типу T4. Дрібна кристалічна фаза (до 50 нм) має тетрагональну решітку типу T3. Масивний метал має решітку сірого олова II. Глибина окислення за даними оже-мікроспектру не перевищує 1,6 нм. Після витримки зразка на протязі трьох міс. див (при температурі 0,6 T_{пл.}) в дрібнокристалічній фазі частково відновлюється решітка типу II. "Аморфна" фаза зберігає свою будову (14) і, очевидно, складається із блоків дисперсністю 8-10 Å.

ПРИНЦИПИ СТВОРЕННЯ АМОРФНИХ ПОКРИТТІВ ШЛЯХОМ
ДИФУЗІЙНОГО ПЕРФІЗУВАННЯ БАГАТОШАРОВИХ ПЛІВОК
С. М. Костюченко, В. А. Мохорт
Політехнічний інститут, Київ

Розроблені теоретичні та практичні вимоги для створення покриттів в товщинами, що лежать у межах від 1 до 15 мкм, за методикою твердофазного аморфізування багатощарових плівок шляхом дифузійного перемішування. Ці вимоги такі (для пар елементів):

- 1) елементи повинні створювати дифузійну пару, тобто взаємна дифузія при низьких температурах повинна протікати настільки швидко, щоб не встигали формуватись кристалічні фази;
- 2) взаємна розчинність елементів повинна бути настільки мала, щоб не формувався твердий розчин;
- 3) пара елементів повинна мати велику від'ємну теплоту змішування і для концентраційного інтервалу аморфізування характеризуватись мінімумом вільної енергії.

Досліджувались також інші параметри твердофазного аморфізування, такі як температура протікання реакції, товщина шару, що аморфізується, градієнт концентрації, наявність міжфазних границь, поверхневий натяг і т. і.

Були проаналізовані 442 пари (17 елементів у якості основні і 26 -- як дифундуючі) елементів, найбільш скільних до реакції твердофазного аморфізування. Якщо прийняти за границю коефіцієнту дифузії $D^{20} < 10^{-11}$ м²/с і критерій розчинності $c < 0.1\%$, то можна зробити такі висновки:

- 1) для систем на основі Cr, Fe, Ni, W твердофазне аморфізування або утруднене, або взагалі неможливе;
- 2) для систем на основі Ti, Cu, Mo -- можливе тільки у декількох елементних парах (Ti-Y, Cu-C, Cu-Y, Mo-Sc, Mo-In);
- 3) найбільш перспективними є елементні пари на основі Zr у поєднанні з перехідними металами.

Незважаючи на досить великі обмеження розроблений метод може бути застосований для одержання аморфних покриттів в товщинами, що є недоступні для інших традиційних методів.

ДОСЛІДЖЕННЯ РЕАКЦІЙ ТВЕРДОФАЗНОГО
АМОРФІЗУВАННЯ БАГАТОШАРОВИХ ПОКРИТТІВ.
С. М. Костюченко, В. А. Мохорт
Політехнічний інститут, м. Київ.

Багатошарові покриття Zr-Cu і Zr-Co виготовлялись шляхом контрольованого випаровування елементів на підкладку із SiO_2 або полікору у установці УВН-74П-3. Початковий вакуум перед випаровуванням був $(5-8) \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. Для випаровування Zr використовувався опірний випаровувач, виготовлений у вигляді сітки із 4 вольфрамових прутків із товщинами по 1.5 мм; Cu і Co випаровувались із молібденового тигля з нагрівачем у вигляді кільцевого катоду. Випаровування проводилось по черзі. Підкладки розмірами 6x8 мм розташовувались у спеціальному бар'єбані з тримачами. Швидкість напилювання була для Cu: 0.5 мкм/хв.; Co: 0.1 мкм/хв.; Zr: близько 0.01-0.03 мкм/хв. Товщини шарів змінювались у діапазоні від 0.1 до 0.1 мкм, а самих покриттів -- від 0.5 до 10 мкм.

Реакції твердофазного аморфізування здійснювали шляхом відпаду одержаних зразків в умовах високого вакууму при температурах у інтервалі 180-210°C на протязі 2-8 годин, що забезпечувало повне дифузійне гомогенізування покриттів. Температура відпаду дотримувалась за допомогою ЕРТ-3 з точністю до +0.5°C. С ідує відмітити, що незначне збільшення температури відпаду до 200°C (Zr-Cu) і 230°C (Zr-Co) приводило до повного затамування реакцій твердофазного аморфізування.

Структурні дослідження здійснювались за допомогою рентгенівських дифрактометрів ДРОН-2.0, ДРОН-3М у відфільтрованому випромінюванні FeK_α і CuK_α .

Внаслідок протікання реакції твердофазного аморфізування на дифрактограмах формувалось гало, що є характерним для аморфних сплавів, у сполученні із піками кристалевих фаз елементів покриття.

Таким чином стан, що був одержаний, може бути охарактеризований як аморфно-кристалевий.

МАССОПЕРЕНОС С ПОВЕРХНОСТИ ВРАЩАЮЩЕГОСЯ ДИСКА
В ПРИСУТСТВИИ ОСЕВОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

Бескачко В.П.

Челябинский государственный технический университет,
пр. Ленина 76, Челябинск, 454080, Россия

В работе Соифера Л.М. (Научн. сообщ. IV Всес. конф. по строению и свойствам металлических и шлаковых расплавов ч. II, Свердловск, 1980, с.286-88) методом вращающегося диска были выполнены эксперименты по влиянию магнитного поля (МП) на скорость растворения никеля в сплаве В1-Рв. Обнаружено, что константа скорости растворения изменяется в 5-6 раз в полях с индукцией 0.3-0.4 Тл. В настоящей работе делается попытка количественной интерпретации наблюдаемого эффекта с магнитогидродинамической (МГД) точки зрения.

В отсутствие МП поля известно точное решение задачи о течении вязкой несжимаемой жидкости, индуцируемом вращающимся диском (Карман Т., 1921). Термин "точное" здесь означает, что исходная задача может быть редуцирована до системы уравнений в обыкновенных производных. Это решение было использовано Левичем В.Г. (1952 г) для расчета массопереноса с поверхности диска, что и составило методическую основу обсуждаемого экспериментального метода. В настоящей работе показывается, что точное в указанном смысле решение существует и для МГД-варианта задачи, когда внешнее (статическое и однородное) МП сонаправлено с осью вращения диска. Если в качестве параметров задачи выбрать таковые, свойственные металлическим расплавам, то соответствующая редуцированная система уравнений оказывается жесткой. Поэтому распределения скорости жидкости и магнитного поля имеют явно выраженные пограничные слои, локализованные у поверхности диска. Толщина гидродинамического слоя существенно зависит от индукции МП и не зависит от выбора точки на поверхности диска. Последнее означает, что в присутствии МП свойство поверхности диска быть равнодоступной сохраняется. Тогда рассуждения, аналогичные выполненным Левичем, позволяют легко установить вид полевой зависимости плотности диффузионного потока (ПДП) с поверхности диска. Показано, что для типичных условий экспериментов над металлическими расплавами ПДП может изменяться на порядок и более уже в полях порядка тех, что применялись в работе Соифера.

ЗАЛЕЖНІСТЬ ТЕМПЕРАТУРИ НАДПРОВІДНОГО ПЕРЕХОДУ ВІД СТРУКТУРНОЇ НЕВПОРЯДКОВАНОСТІ І АМОРФНИХ МЕТАЛІВ.

Тесіс В.О.

Одеський технологічний Інститут харчової промисловості,
вул. Свердлова 112, 270039, Одеса, Україна.

Експериментальне вивчення аморфних металів виявляє, що температура переходу у надпровідний стан T_c аморфних металів відрізняється від T_c кристалічних. Це пов'язано зі змінням як структури металу та його фононного спектра, так і електронного спектра, тобто зі змінням форми /іноді і топології/ поверхні Фермі і густоти електронних станів.

У ряді теоретичних досліджень запропонована модель, яка враховує вплив на T_c металу /при переході з кристалічного стану в аморфний/ тільки зміння структури і фононного спектра. У поточній роботі ця модель використовується і в розрахунку температури T_c переходу у надпровідний стан деяких аморфних металів, для яких подібні розрахунки раніше не проводились, а існують лише експериментальні значення цих температур.

Константа електрон-фононної взаємодії λ розраховувалася у рамках квазіфононної моделі металічних стекел. При її розрахунку для простих металів використовувався однопараметричний псевдопотенціал Ашкрофта з параметром, визначеним за даними про електропровідність. За структурний фактор вибирався структурний фактор системи твердих сфер у наближенні Перкуса-Ієвіка.

Зіставлення результатів розрахунків із експериментальними даними показує, що при переході металу з кристалічного стану в аморфний зростає λ . Побільшення λ викликано тим, що у аморфних металах внаслідок порушення далекого порядку фононний спектр пом'якшується і з'являється дифузне розсіювання електронів. Показано, що зі збільшенням λ , як правило, зростає T_c . Різниця між обчисленнями і експериментальними даними, можливо, пов'язана зі зробленими наближеннями, а саме з використанням модельного структурного фактора, найпростішого однопараметричного псевдопотенціалу, наближених формул для T_c тощо.

ANNEALING EFFECT OF EQUIATOMIC CoPt ALLOY FILMS

R. GONTARZ,^a T. LUCINSKI,^a L. UBA,^b S. UBA^b
and Yu.V. KUDRYAVTSEV^c

- (a) Institute of Molecular Physics PAS,
Smoluchowskiego 17, 60-179 Poznań, Poland
(b) Institute of Physics, Warsaw University Branch
in Białystok, Lipowa 41, Poland
(c) Institute of Metal Physics, 36 Vernadsky St.,
252142 Kiev, Ukraine

Polycrystalline equiatomic compounds Co-Pt alloy films were prepared by DC face to face sputtering. As-sputtered films were characterized by disordered face centered cubic (fcc(d)) structure with preferred texture along [111] direction perpendicular to the film plane. Isothermal annealing the films up to 700°C under a vacuum of 10^{-6} Torr resulted in phase transformation to ordered face centered tetragonal (fct(o)) structure with $c/a = 0.98$. This ordered fct structure of AuCuI type is built with Co and Pt periodic monolayers in the tetragonal c direction.

In the bulk form the CoPt ordered structure shows hard magnetic properties: (i) uniaxial magnetocrystalline anisotropy ($\approx 4 \times 10^7$ erg/cc), (ii) high coercivity (≈ 5 kOe) and (iii) relatively large saturation magnetization (≈ 800 emu/cc).

In the present study magnetic properties were deduced from polar and longitudinal Kerr effect, anomalous Hall effect and torque magnetometry. The transformation of the structure of the CoPt films was investigated by X-ray diffractometry.

The main results from characteristics of our annealed CoPt films are:

- (i) structural transformation fcc(d) \rightarrow fct(o) upon annealing at 600°C,
- (ii) high magnetic anisotropy with the easy axis off the film plane,
- (iii) both longitudinal and polar hysteresis loops revealed high coercivity (2 + 5 kOe).

The hard magnetic properties of the CoPt films induced by annealing the sample at 600°C do not differ much from the bulk ordered CoPt alloys except for anisotropy.

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ СПИННИНГОВАНИЯ РАС- ПЛАВА: СТЕКЛООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА

Козюхин С.А.

ИОНХ РАН, Ленинский пр. 31

117907, Москва, Россия

Халькогенидные стекла на основе двойной системы $As-Te$ и тройной системы $Sb-Bi-S$ были получены методом спиннингования расплава. Суть метода заключается в выливании расплава на вращающийся металлический барабан и его затвердевании в виде фольги либо слоёв с геометрич. эких размеров: толщина 10-50 мкм, ширина 1-3 мм и несколько см длиной.

Вследствие высокой скорости охлаждения (по оценкам $\approx 10^4 \div 10^5$ К/сек) удалось расширить области стеклообразования в изученных системах. Для идентификации полученных образцов использовались методы рентгеновской дифракции, термографии (ДСК) и ИК-спектроскопии. Результаты исследований показали, что получены новые составы в виде стекол и установить для них такой характеристический параметр как температура размягчения (T_g).

В работе были изучены электрические свойства стекол: проводимость на постоянном токе в интервале 300-400 К, термо-ЭДС, холловская подвижность и фотопроводимость. У всех стекол установлен полупроводниковый характер проводимости, осуществляемой носителями Р-типа. Интересной особенностью является очень высокая подвижность носителей, например, в системе $As-Te$ $\approx 10^2$ см²/в.сек. Полученные результаты обсуждаются с точки зрения существования в этих материалах различных энергетических уровней в доли подвижности.

ДЕТЕКТОУТЬОРЕННЯ І СТРУКТУРНЕ РОЗПОРЯДКУВАННЯ У СПОЛУКАХ $A^{IV}B^{VI}$
ПРИ РАДІАЦІЙНІЙ ДІЇ

Д.М. Фреїк, Л.Й. Межиловська, Я.П. Салій, Р.В. Лутчин
Прикарпатський університет, вул. Шевченка, 57
284000, Івано-Франківськ, Україна

Властивості халькогенідів свинцю у значній мірі визначають - ся природою власних точкових дефектів. В залежності від умов ви - рощування і наступної радіаційної дії матеріал змінює як тип , т... і концентрацію дефектів. У роботі на основі порівняння экс - периментальних даних і результатів теоретичного розрахунку за - лежностей концентрації носіїв заряду і параметра елементарної комірки селеніду свинцю п- і р-типу від дози опромінення альфа- частинками уточнена природа радіаційних дефектів.

Показано, що експериментальні залежності концентрації но - сіїв заряду від дози опромінення можна пояснити утворенням окре - мих дефектів даного типу /свинець у міжвузлях Pb_i^+ , вакансії селена V_{Se}^{2+} , дефектів селена $V_{Se}^{2+} - Se_c^0$, так і пар Френ - келя в обидвох підгратках: $Pb_c^+ - V_{Pb}^{2-}$, $Se_c^0 - V_{Se}^{2+}$. Зменшен - ня постійної ґратки із збільшенням дози опромінення пов'язане тільки з утворенням вакансій. Оскільки вакансії повинні обумов - лювати донорну дію, то таким у селеніді свинцю є вакансії селе - на.

Якщо ж припустити, що при радіаційному опроміненні утворю - ються пари Френкеля, тоді концентрація міжвузельного свинцю по - винна залишатися незмінною або ж зменшуватись. Одним із можл - вих механізмів зменшення концентрації радіаційноопромінених атомів свинцю у міжвузлях є його дифузія як до границь зе - рен, так і до поверхні плівки і наступну взаємодію з атмос - ферним киснем і утворення оксидів свинцю.

КРИСТАЛІЗАЦІЯ ТА ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ АМОРФНИХ СПЛАВІВ Si-Te

Р. Д. Венгреневич, І. О. Їпатнюк, М. О. Стасиш, С. А. Подолянчук, С. Д. Ткачова
Чернівецький держуніверситет, вул. Коцюбинського, 2
274012, Чернівці, Україна

Методом спінігування розплаву, модифікованим стосовно напів-провідників, о римані аморфні сплави Si_xTe_{1-x} , де $0,06 < x < 0,33$. Методами ДТА, рентгенофазового аналізу та вимірюваннями електропровідності вивчені закономірності кристалізації аморфних сплавів в широкому інтервалі концентрацій. Показано, що, за виключенням двох складів з $x=0,1$, $x=0,33$, процес кристалізації протікає в дві стадії, характеризується двома екзотермічними піками на кривих ДТА при температурах T_{x1} і T_{x2} . Температура T_{x1} міняє своє значення по лінійному закону в залежності від концент. грації x : від 370 К для сплаву з $x=0,06$ до 690 К для сплаву з $x=0,3$. Температура T_{x2} від складу не залежить і, в межах похибки вимірювання T , складає 558 К.

Вивчення кінетики кристалізації аморфних сплавів показало, що процеси перетворення сплавів з $x > 0,2$ і $x < 0,2$ відрізняються. В сплавах з $x < 0,2$ при T_{x1} з аморфної матриці виділяється кристалічний Te. При T_{x2} виділяється фаза, яка краще всього індексується в ромбоєдричну ґратку з параметрами $a=2,55 \text{ \AA}$ і $\angle=93^\circ$. На складі з $x=0,2$ процес кристалізації проходить в одну стадію, коли з аморфної матриці виділяється пересичений твердий розчин кремнію в телурі. Збільшення часу витримки при температурі перетворення приводить до розпаду твердого розчину і виділенню з нього ромбоєдричного Si_2Te_3 . В сплавах з $x > 0,2$ ступінь пересичення кремнію в телурі при T_{x1} зменшується, а другою фазою, що виділяється при T_{x2} , є гексагональний Si_2Te_3 . Наявність в структурі закристалізованих сплавів к-Si $_2$ Te $_3$ у вигляді двох кристалічних модіфікацій (ромбоєдричної та гексагональної), напевне, пов'язана з різними механізмами виділення к-Si $_2$ Te $_3$ з аморфної матриці або неточністю діаграми стану системи Si-Te, так як в структурі вихідних сплавів спостерігається аналогічна картина.

Вимірювання електропровідності аморфних сплавів системи Si-Te показали, що при $x=0,2$ спостерігається локальний мінімум провідності. Можна стверджувати, що кристалізація аморфних сплавів при $x=0,2$ в одну стадію не пов'язана з швидкістю охолодження чи іншими особливостями методики експерименту. Мають аномалії, що спостерігаються на складі $x=0,2$ пов'язані з більш глибокими змінами структури; зумовленими зміною характеру сил зв'язку і утворенням α -SiTe $_4$.

Ближня і далека тонка структура рентгенівських спектрів
поглинання в аморфних матеріалах.

Стоць І.Н., Цибух Ю.Д., Самслюк О.О., Поліщук В.В.

Львівський держуніверситет ім. І.Франка
Львів, 290005, вул. Ломоносова 8а

На рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3М з допомогою спеціальної приставки з високою роздільною здатністю, яка дозволяє змінювати радіус згину кристала-аналізатора отримано ближню та далеку структуру спектрів поглинання Fe та Ge в ряді сполук в аморфному та кристалічному станах. Спектри отримано при кімнатній температурі з використанням неперервного спектру $M\alpha$ трубки. В якості кристала-аналізатора було використано кварцеву пластину з відбиваючою площиною 1340 ($2d=2,34013 \text{ \AA}$).

На основі отриманих даних досліджувався ближня структура оточення поглинаючого атома. Функція радіального розподілу атомів $\rho(r)$ отримувалася фур'є перетворенням експериментального EXAFS-спектру. При цьому вирішувалася проблема вибору E_0 (потенціал іонізації), фонового поглинання та вибору форми вікна. Добрі результати отримуються при виборі вікна типу Гауса.

Для відновлення параметрів структури використовувалося також моделювання. При цьому моделювання виділеної $\chi(k)$ ведеться шляхом підбору параметрів R_i , N_i , E_0 і т.п. В задачі оптимізації використовувався метод Пауела.

Результати даної роботи співставляються з даними, отриманими іншими методами.

На основі проведених досліджень зроблено висновки про реальну структуру аморфних зразків.

ЕЛЕКТРОФОТОГРАФІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ
АМОРФНОГО СЕЛЕНУ, ЛЕГОВАНОГО КИСНЕМ

Шулаєв В.М., Савченко О.В.

НДКІ "Вакууммаш", вул. Чайковського 18, к. 69.
310024, м. Харків, Україна

Кисень – одна з небагатьох домішок, відчутно впливаючих на властивості аморфного селену, але одностайної думки щодо механізму такого впливу не існує.

Мета роботи – пояснити вплив кисню на електрофотографічні (ЕФГ) властивості аморфного селену шляхом визначення механізму легування α -Se киснем.

Зразки виготовляли з селену марок ОСЧ-22-4 та СТ-1 методом вакуумної конденсації. Завершальна стадія осадження відбувалась в атмосфері кисню при тиску $1 \cdot 10^{-4}$ Па. Концентрація кисню в поверхневому шарі зразків становила 0.12 атг.

Встановлено, що легування киснем дещо знижує потенціал зарядження шару, можливо, завдяки зниженню електроопору. Фоточутливість легованих зразків дещо вища, ніж нелегованих; при цьому для селену марки СТ-1 (з збільшеним вмістом домішок) ефект більш помітний. Введення кисню знижує залишковий потенціал та втому селенових ЕФГ шарів, і це також більш помітно на зразках з технічного селену.

Виявлені явища пов'язані, ймовірно, з тим, що при легуванні селену киснем відбуваються два основні процеси. В першу чергу кисень реагує з домішками, що містяться в селені, утворюючи окиси та потрійні сполуки $Me-O-Se$, які не відіграють активної ролі у фізичних процесах, що відбуваються в α -Se. В даному випадку вплив кисню на властивості α -Se відбувається шляхом усунення впливу наявних в селені домішок, тобто відбувається ефективне очищення селену. Невелика частина кисню у вигляді іонів O_2^+ сполучається з кінцями селенових ланцюгів, утворюючи мілкі уловлювачі. В цьому разі кисень впливає на властивості α -Se шляхом зміни розподілу локалізованих станів в забороненій зоні.

КРИСТАЛІЗАЦІЯ АМОРФНОГО СЕЛЕНУ З ДОМІШКАМИ.

Дутчак З.А.

Львівський політехнічний інститут, вул.С. Бандери, 12
290013, Львів, Україна.

Електронно-мікроскопічні дослідження виконані на сплавах систем $Al(Zn, Cd) - Se$, склад яких відповідає ділянкам діаграм стану $Se - Al_2Se_3$, $Se - Zn_2Se_3$, $Se - CdSe$.

Досліджувані аморфні плівки товщиною біля 500 Å одержані методом дискретного напilenня в вакуумі.

Аморфні плівки системи $Zn - Se$ за морфологічними особливостями і особливостями малокутової дифракції в залежності від складу можна віднести до однієї з двох форм: перша реалізується в інтервалі концентрацій 0 - 3 ат. % Zn , а друга - 3 - 10 ат. % Zn . Перша аморфна форма характерна тим, що в режимі неперервного нагріву плівки не кристалізуються, а випаровуються. В системах $Al - Se$, $Cd - Se$ аморфні плівки також формуються в першій аморфній формі, тобто в режимі неперервного нагріву вони не кристалізуються, а випаровуються.

Кристалізація аморфних плівок систем $Al(Zn, Cd) - Se$ у всьому концентраційному інтервалі відбувається лише в режимі тривалого відпаду. При низькотемпературному відпаді 320 К кристалізація починається в основному від домішкових центрів випаданням α -моноклінної модифікації селену, проходить проміжні фази і закінчується двофазними кристалами: гексагональний селен + сполуки: Al_2Se_3 , Zn_2Se_3 , $CdSe$.

При високотемпературному відпаді 420 - 450 К у всіх досліджуваних системах спостерігається спонтанне зародження і радіальний ріст кристалографічної фази у всьому об'ємі плівки. При цьому кристалізація починається з α -моноклінної модифікації селену, яка з часом переходить у гексагональну. Al , Zn , Cd у сплавах з селеном при тривалому відпаді у чистому виді не кристалізуються, а лише у виді сполук Al_2Se_3 , Zn_2Se_3 , $CdSe$.

Таким чином, в аморфних сплавах, збагачених домішковими атомами, ближній порядок реалізується на базі евтектики чистий гексагональний селен + сполука.

СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В СКЛОПОДІВНОМУ
 $\text{As}_2\text{Se}_3\text{V}_x$. ІНДУКОВАНІ ГАМА-ОПРОМІНЕННЯМ

Ковальський А.П., Шпотюк О.Й.

Львівський НДІ матеріалів, вул. Стритеська, 202
 290 031, Львів, Україна

Методом фотоелектричної спектроскопії досліджено процеси утворення і ангільгції координаційних дефектів в аморфних халькогенідних напівпровідниках (АХН) системи $\text{As}_2\text{Se}_3\text{V}_x$, індуковані дією гама-опромінення від джерела Co^{60} (ізотопна установка УКП-250000, потужність експозиційної дози - понад 2000 Р/с, середня енергія гама-потіку - 1,25 МеВ, діапазон експозиційних доз для всіх зразків - від 10^7 до 10^9 Р).

Отримані результати розглянуто в трьох різних концентраційних діапазонах досліджуваної системи.

- Область $0 \leq x \leq 0,002$. Мають місце два конкуруючих процеси:
- 1) утворення додаткової кількості координаційних дефектів внаслідок виникнення пірамідальних комплексів $\text{VSe}_{3/2}$, несумісних з домінуючими комплексами $\text{AsSe}_{3/2}$;
 - 2) утворення комплексів $\text{AsSe}_{2/2}$, що помітно знижують енергетичний бар'єр метастабільного дефектного стану.

Другий процес значно інтенсивніший, внаслідок чого концентрація координаційних дефектів різко падає. Гама-опромінення зразків з даної області спричиняє радіаційно-стимульоване дефектоутворення при всіх рівнях нагрітості доз.

Область $0,002 \leq x \leq 0,006$. Мікронеоднорідність структури скла наростає внаслідок збільшення вмісту структурних одиниць $\text{VSe}_{3/2}$. При опроміненні зразків, що характеризуються значенням $x \geq 0,0035$, домінуючими стають процеси радіаційно-стимульованої ангільгції координаційних дефектів.

Область $x > 0,006$. Виникають структурні одиниці $\text{VSe}_{2/2}$. Зв'язана концентрація дефектів зменшується і досягає значення, характерного для псевдобінарних систем А.Н. Радіаційно-стимульоване дефектоутворення слабеє, оскільки ефективно проявляється донорно-акцепторна функція атомів Ві, тобто здатність подавлення деструкційно-полімеризаційних перетворень.

ТЕРМІЧНА СТІЙКІСТЬ ТА КІНЕТИКА КРИСТАЛІЗАЦІЇ
АМОРФНИХ ПЛІВОК СИСТЕМИ $InSb-Ge$

С.М.М.Сальман, Н.Ю.Луцик

Львівський університет

Використання всього багатоманіття фізичних властивостей плівок складних аморфних напівпровідників в кінцевому випадку зводиться до стабілізації їх структури на достатньо тривалий час. Тому важливим є пошук факторів, які приводять до ослаблення кінетичних стимулів кристалізації аморфних плівок, особливо, на початкових бездифузійних етапах.

Метою роботи була побудова температурно-концентраційних і кінетичних тонкоплівкових діаграм аморфного стану системи $InSb-Ge$ а також вивчення структурних особливостей плівок з області переходу "аморфний-кристалічний стан" /АК/ при зміні лише одного технологічного параметра - температури підкладки $T_{п}$.

Плівки товщиною 500 Å одержували методом дискретного випаровування у вакуумі. Кристалізація аморфних плівок, одержаних при кімнатних $T_{п}$ вивчалась безпосереднім нагрівом в колоні електронного мікроскопа УЕМВ-100К з використанням приставки ПРОН-2.

Плівки всіх складів системи $InSb-Ge$, одержаних при кімнатній $T_{п}$ мають аморфну структуру. Виявлено, що в процесі нагріву таких плівок безпосередньо в колоні електронного мікроскопа первинною фазою кристалізації є кристаліти $InSb$, а процес кристалізації завершується формуванням двофазних полікристалічних плівок. Значно складніші структурні перетворення проходять при формуванні плівок в області переходу АК. В плівках проміжних складів перехід АК розтягнутий в деякому температурному інтервалі і в залежності від складу плівок проходить при температурах на 20-60 К нижчих температур кристалізації, знайдених в результаті безпосереднього нагріву в колоні електронного мікроскопа. Первинною фазою кристалізації в цьому випадку є кристаліти твердого розчину $(InSb)_x(Ge_{2-x})$ збагачені $InSb$, а залишкова аморфна фаза, відповідно, збагачена Ge . Побудовано залежності складу сформованих твердих розчинів від складу розпилюваної сировини та $T_{п}$, а також концентраційні залежності розпаду твердих розчинів.

МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ РОСТА АМОРФНЫХ ПЛЕНОК
С УЧЕТОМ ДИНАМИЧЕСКОЙ НЕЛИНЕЙНОСТИ
И ФЛУКТУАЦИИ СКОРОСТИ РОСТА

Бахрушин В.Е., Добровольский Г.А.
330600 г. Запорожье, ГСП-41, ул. Жуковского 56, Запорожский
госуниверситет, физический факультет, кафедра ФТТ.

В работе процесс роста описывался с помощью модельного уравнения [1]

$$\frac{\partial h}{\partial t} = \nu \bar{v}^2 h + \frac{\partial}{\partial x} (\bar{v} h)^2 + v_0 + \zeta$$

где h - толщина пленки, ν - поверхностное натяжение, \bar{v} - средняя скорость роста, ζ - ее флуктуации

Данная модель предполагает: 1. Сильное взаимное влияние только близких точек поверхности. 2. Аморфность пленки или наличие оси 4-го порядка и центра инверсии. 3. Малость высоты флуктуации по сравнению с их горизонтальными размерами.

Как нетрудно заметить, величина $\bar{v} = -\lambda \bar{v} h$ удовлетворяет уравнению Навье-Стокса для несжимаемой жидкости. Это позволяет использовать методы теории турбулентности. В частности, развитый одним из авторов подход позволяет получить на основе системы уравнений Кармана-Ховарта замкнутое интегральное уравнение типа Дайсона для фурье-образа парного коррелятора $\langle \bar{v}(k_1) \bar{v}(k_2) \rangle$. Массовый оператор является бесконечным рядом по степеням коррелятора внешнего воздействия $f(k)$.

$$f(k) = -i\lambda \bar{v} \nu(k), \quad \langle f_i(\vec{k}_1) f_j(\vec{k}_2) \rangle = \delta_{ij} \delta(\vec{k}_1 + \vec{k}_2) \mathcal{D}_i k_i^2$$

Выбранная зависимость соответствует равновесному процессу.

В ходе решения естественным образом возникает эффективная "вязкость" (эффективное поверхностное натяжение). Зависимость $\langle (\bar{v}(k))^2 \rangle = \lambda^2 k^2 \langle |v(\vec{k})|^2 \rangle$ найдена в низшем приближении теории возмущений численно.

ЛИТЕРАТУРА

1. M. Karim // Phys. Rev. Lett. V55, N 26 (1985) p. 2923
2. Воробьев В.М., Добровольский Г.А. Изв. АН России сер. Физика атмосферы и океана (в печати)

АНОМАЛЬНАЯ ДИФФУЗИЯ В СИСТЕМАХ С БЕСПОРЯДКОМ ТВЕРДОТЕЛЬНОГО ТИПА
В.В. Свиридов, Е.В. Саталкина.

Горнежский государственный педагогический институт
Россия, 394611, Воронеж

Отличительным признаком неупорядоченной системы твердотельного типа является макроскопическая однородность в среднем, что математически формулируется как стационарность случайного потенциального поля, в котором движутся частицы. Диффузия в такой системе, будучи обычно нормальной в термодинамическом пределе /то есть в бесконечно больших масштабах длины и времени/, оказывается аномальной в масштабах, не превышающих некоторой зависящей от температуры длины L в том смысле, что флуктуации среднеквадратичного смещения блуждающей частицы не малы по сравнению с ним самим и, таким образом, коэффициент диффузии оказывается плохо определенной величиной. Понижение температуры до точки, в которой L превосходит размер образца, будет воспринято экспериментатором как переход от нормальной к аномальной диффузии. Ниже этой точки образец является мезоскопичным по отношению к диффузионным экспериментам.

Описанная картина следует из рассмотрения уравнения Фоккера-Планка для случайных блужданий в одномерном случайном стационарном потенциале. Получено аналитическое решение этого уравнения с помощью разложения по спектральному параметру. Решение является динамическим /пригодным на каждой отдельной реализации потенциала/ и, следовательно, нечувствительным к деталям статистики принимаемых потенциалом значений. Получены явные выражения для L и других характерных величин. Выполнена оценка температуры квазиперехода к аномальной диффузии. Предполагается, что решение, полученное для одномерного случая, правильно описывает критическое поведение систем более высокой размерности, поскольку с понижением температуры движение блуждающей частицы локализуется вдоль единственного пути, на котором приходится преодолевать наименьшие потенциальные барьеры. В качестве иллюстрации полученных результатов приводятся данные компьютерного моделирования случайных блужданий в системе, в которой при конечной температуре происходит переход к диффузии, аномальной и в термодинамическом пределе.

NONLINEAR DYNAMICS OF MAGNETICS WITH TOTALLY BROKEN SYMMETRY

Isayev A.A.

*Kharkov Institute of Society Nourishment,
Mathematical Subfaculty*

Magnetic systems with totally broken symmetry with respect to spin rotations has been considered. As known [1], for adequate description of thermodynamics and kinetics of systems with spontaneously broken symmetry it is necessary to introduce to the theory additional thermodynamic parameters which were not connected with conservation laws but caused by the physical nature of researched phase state. In the case of magnetic systems with total broken symmetry under spin rotations such dynamical quantities are rotation angles φ_α realizing parameterization of three-dimensional rotation group of spin space or connected with them real orthogonal rotation matrix $a(\varphi)$. Another dynamical variable which necessary to introduce to the theory is the average density $s_\alpha(x)$ of sublattice spines. Spin density $s_\alpha(x)$, determined as generator of local rotations of magnetic. From transformations that leave invariant the kinematic part of Lagrangian the Poisson brackets for dynamical variables, which obey to Jacobi identity, are obtained. On the basis of derived Poisson brackets the nonlinear Hamiltonian dynamics of magnetics with totally broken symmetry are constructed.

References

1. M. Yu. Kovalevsky, S. V. Peletminsky, A. L. Shishkin // Ukr. J. Phys. - 1991. - 36, N2. - P. 245.

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ТОНКИХ ПЛІВОК РЕНІЯ

Пугачов А.Т., Северін В.М., Чуракова Н.П.

Харківський політехнічний Інститут, вул.Фрунзе, 21
310002, Харків, Україна

Електронооптичними методами досліджена структура, фазовий склад і фізичні властивості тонких конденсованих в вакуумі плівок ренія в аморфному / А / та кристалічному / К / стані. Побудована діаграма існування аморфної фази в залежності від товщини плівок і температури конденсації. Структуру аморфних плівок, як показали електронографічні дослідження, можна описати в рамках моделі рідких твердих сфер. Визначені також параметри близького порядку.

Питомий електричний опір ρ / ρ / аморфних плівок в десятки разів вище величини ρ масивного металу, а температурний коефіцієнт електричного опору / т.к.о. / має від'ємне значення. Величина ρ і т.к.о. змінюється під час відпалу аморфних плівок. За даними електронографічних та електрономікроскопічних досліджень плівки залишалися аморфними. Це свідчить про структурні зміни в межах аморфного стану. Як показали *in situ* електрономікроскопічні дослідження, перехід із А в К стан здійснюється вибуховою кристалізацією. Величина ρ зменшується стрибком, а т.к.о. стає додатнім. Нульове значення т.к.о. мають двофазні плівки, які складаються із А і К областей.

Досліджена температурна залежність теплопровідності λ / λ / в інтервалі 80–300 К. Величина λ аморфних і кристалічних плівок зростає з підвищенням температури. При А \rightarrow К переході стрибок теплопровідності не виявлено, що свідчить про істотний внесок фононної складової в загальну теплопровідність.

По експериментально одержаним значенням λ та ρ визначено число Лоренца в законі Відемана-Франца. Число Лоренца плівок в декілька разів перевищує класичну величину. При переході плівок із аморфного в кристалічний стан число Лоренца зменшується в міру зміни електричного опору.

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ АМОРФНЫХ КОНДЕНСАТОВ А.А. ЛЕГИРОВАННЫХ КИСЛОРОДОМ

Батмут А.Г., Косевич В.М.

Харьковский политехнический институт, ул. Фрунзе, 2Г
310002, Харьков, Украина

Исследована зависимость структуры, фазового состава и электропроводности пленок золота от парциального давления кислорода $P(O_2)$ в испарительной камере. Золото распыляли импульсами лазерного излучения с частотой следования 50 с^{-1} и плотностью мощности порядка $10^9 \text{ Вт} \cdot \text{см}^{-2}$. Продукты лазерной эрозии конденсировали на различные подложки при комнатной температуре в интервале давлений от 10^{-3} до 120 Па . Структуру и фазовый состав контролировали методами электронографии и электронной микроскопии.

Показано, что при $P(O_2)$ выше 90 Па формируется аморфный газонасыщенный слой, структура и свойства которого иные по сравнению с кристаллическими пленками. Анализ функций радиального распределения атомов золота в таких пленках дал следующие значения координационных сфер R_k и координационных чисел N_k : $R_1 = 2,64$; $R_2 = 3,55 \text{ \AA}$; $N_1 = 4$ и $N_2 = 12$. На основании этих данных сделано заключение, что структурными единицами являются неупорядоченно расположенные тетраэдры, подобно тому, как это имеет место в аморфных конденсатах кремния и германия.

Нагрев пленок в вакууме сопровождался перестройкой ближнего порядка и восстановлением ГЦК структуры. По данным электронографических исследований этот процесс протекает при температурах $\sim 105^\circ\text{C}$, что хорошо согласуется с температурой резкого падения электропроводности пленки ($\sim 90^\circ\text{C}$).

Методом полного внешнего отражения рентгеновских лучей определена плотность материала аморфных конденсатов, которая оказалась на 2% ниже табличного значения для плотности золота. Установлено, что уменьшение плотности и структурные изменения таких пленок обусловлены захватом газовых примесей, в частности кислорода. По данным метода Резерфордского обратного рассеяния протонов содержание кислорода в аморфных конденсатах достигает $16 \text{ ат.}\%$.

ВИВЧЕННЯ ФАЗОВИХ ДІАГРАМ БІНАРНИХ СПЛАВІВ
В КОНДЕНСОВАНИХ ПЛІВКАХ

М. Т. Гладких

Харківський університет, пл. Свободи, 4,
310077, Харків, Україна

Для раціонального використання сплавів, у тому числі і в тонких, конденсованих в вакуумі плівках, необхідне знання відповідних фазових діаграм. Для більшості бінарних сплавів фазові діаграми досліджені, але в тонких плівках можливі відхилення від відомих фазових діаграм, обумовлені як кінетикою конденсації, так і малою товщиною плівок.

Нами розроблено новий метод побудови фазових діаграм двокомпонентних сплавів з використанням плівок змінного складу та змінного стану, які виготовляються в вакуумі шляхом одночасної або послідовної конденсації на підкладці відповідних компонентів при випаровуванні їх із незалежних лінійчатих джерел з наступним створенням вздовж підкладки градієнту температури в необхідному інтервалі. В результаті при безперервній зміні складу по ширині підкладки вздовж неї безперервно змінюється стан плівки досліджуваної системи.

З використанням розробленого методу були досліджені бінарні системи $\text{Bi} - \text{Sb}$, $\text{Bi} - \text{In}$, $\text{Bi} - \text{Pb}$, $\text{Bi} - \text{Sn}$, $\text{Bi} - \text{Au}$, $\text{Pb} - \text{Sn}$, $\text{Sn} - \text{Au}$, $\text{In} - \text{Pb}$ з фазовими діаграмами різних типів. При цьому було отримано ряд нових даних, головним чином про діаграмах плавлення, і кількісні дані про розмірну залежність характерних температур на діаграмах плавлення. При обґрунтуванні цих результатів використані запропоновані в свій час Я. Дутчаком з учнями класифікація бінарних фазових діаграм та їх трансформація при переході до тонких плівок.

Виконагі дослідження показали, що розроблений метод вперше в практиці вивчення фазових діаграм дозволяє на одному зразку візуалізувати всю або необхідну частину фазової діаграми та простежити за її зміною в залежності від товщини плівок. Метод є особливо ефективним для з'ясування загальних контурів фазових діаграм і дає можливість виявляти такі тонкі температурні ефекти на діаграмах плавлення, які звичайними методами на зразках постійного складу практично неможливо виявити.

ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ ТА ТЕРМОЕРС ПЛІВОК ХРОМУ,
ПАЛАДІЮ ТА ЗАЛІЗА.

Довбуш М.С., Лопатинський А.І., Мельничук В.Л., Стасюк З.В.

Львівський університет, вул. Драгоманова, 50
290005, Львів, Україна.

Досліджено вплив поверхневого та зернограничного розсіювання носіїв струму на питомий опір ρ та абсолютну диференціальну термоерс S плівок хрому, паладію та заліза. Діпарування та дослідження плівок проведено в умовах надвисокого вакууму (тиск залишкових газів 10^{-7} - 10^{-8} Па) у відданих окляних приладах.

Досліджувалися дрібнокристалічні плівки, при чому середній лінійний розмір зерна $D \approx 8-10$ нм не залежав від товщини плівки. Відлог дна структура плівок забезпечувалась використанням такої технології: пара металу конденсується з швидкістю $0,1 - 0,2$ нм/с на охолоджену до 78К скляну пластинку, а стабілізація структури та електричних параметрів плівки досягається в допомозю низькотемпературного віддалу при 370К.

Вивчено залежності ρ та S плівок від їхньої товщини d . Для пояснення результатів експерименту використано модифіковані модельні уявлення Майадаса-Шацкеса та Тельє-Госе-Пішара, припускають адитивність впливу процесів ос'ємного, поверхневого та зернограничного розсіювання носіїв струму на перенос заряду по електронних та діркових траєкторіях. З експериментальних даних обчислено параметри переносу заряду по електронних та діркових траєкторіях. Показано, що поверхнеге розсіювання носіїв практично дифузне. Зернограничне розсіювання більш суттєво впливає на перенос заряду по діркових траєкторіях, ніж на перенос по електронних траєкторіях.

ДЕСОРБЦИЯ КОМПОНЕНТОВ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА, СТИМУЛИРОВАННАЯ
ПЕРЕХОДОМ ИЗ АМОРФНОГО СОСТОЯНИЯ В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ

Привалова Т.П., Пастухов Д.В., Алексеева Т.О., Чудаков А.Е.

Челябинский технический университет, пр. Ленина, 76
454007, Челябинск, Россия

В температурном интервале 300...1700 К, с переходом сплава $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_{1,2}\text{Si}_{8,5}\text{B}_{13,3}$ из аморфного состояния в кристаллическое, а затем в жидкое, в режиме температурно-программируемой десорбции измеряли потоки десорбции примесных атомов X и Cu , компонентов сплава Fe , Ni , B и молекул B_2O_3 . В интервале температур кристаллизации аморфного металла (выше 600 К) потоки десорбции атомов B , K и Cu резко возрастают, а после протекания фазового перехода наблюдается быстрое снижение скорости десорбции этих частиц, что приводит к появлению максимума на кривых десорбции в этой низкотемпературной области. Измеренные потоки десорбции атомов на 3-4 порядка больше их потоков термодесорбции в данном температурном интервале, что позволяет говорить о стимулированной десорбции частиц при образовании кристаллической структуры металла.

Процесс структурного упорядочения сопровождается миграцией в объеме сплава атомов B , которые при плавлении металла выходят на поверхность. Из анализа кривых десорбции следует, что после кристаллизации АМС на поверхности сплава присутствуют микрогруппировки (островки) атомов B и молекул B_2O_3 , что согласуется с результатами оже-электронной спектроскопии.

Рассмотренное явление стимулированной десорбции частиц дает возможность исследовать процессы атомной перестройки при переходе АМС в кристаллическое состояние и позволяет следить за миграцией атомов сеткообразующего элемента B , для которого интенсивность пика десорбции, по-видимому, зависит от степени кристаллизации АМС. Наличие пиков на кривых стимулированной десорбции частиц может отражать характер последовательных стадий образования структуры кристалла.

ОСОБЕННОСТИ МАКРО- И МИКРОСТРУКТУРЫ ЗЖС СПЛАВА $Ni_{58}Nb_{42-x}V_x$
Савин В. В.

Запорожский госуниверситет, кафедра физики твёрдого тела,
330600, Запорожье, Жуковского 66, телефон 64-16-41.

В работе исследованы быстрозакалённые ЗЖС аморфные (АС) и кристаллические сплавы $Ni_{58}Nb_{42-x}V_x$, где $x=0, 10, 21, 32$. ЗЖС получены индукционным переплавом во взвешенном состоянии прессовок из порошков Ni (99.98), Nb (99.96), V (99.96) и спланированием расплава вращающимся (6000 об/мин) медным барабаном ($\phi=225$ мм) из свободно падающей капли в атмосфере гелия при избыточном давлении 1,02 атм. ЗЖС сплавы представляли ленты чешуйки с толщиной 0,1+100 мкм и шириной 0,1+10 мм.

По данным диффузного рассеяния АС монокроматического Mo-K α рентгеновского излучения рассчитывались структурный фактор $A(S)$ и средневзвешенная функция радиального распределения g . Методом рентгеноспектрального микроанализа оценивалось различие химического состава вблизи контактной и свободной поверхностей ЗЖС лент. Рентгенографически анализировались неоднородности фазного состава, формирующиеся при отжиге или уже в процессе ЗЖС на свободной и контактных поверхностях лент.

По результатам работы сделаны следующие обобщения:

1. Легирование сплава $Ni_{58}Nb_{42}$ ванадием, практически не изменяет параметр ближнего порядка в АС: $R_1=(2,62\pm 0,01)A$, $R_2=(4,45\pm 0,01)A$, $N_1=(12,2\pm 0,1)$.
2. Параметры структуры АС удовлетворительно описываются в рамках модели размытия кристаллической решётки фазы типа Eg_2 , имеющей стехиометрию состава сплава и период 1,120 нм.
3. По толщине АС ЗЖС лент обнаруживается химическая неоднородность состава. Свободная поверхность ленты на 1+2 ат% обогащена ниобием.
4. Различие химического состава на контактной поверхности влияет на фазовую неоднородность при кристаллизации АС или переохлаждённого расплава.
5. Такое различие вызвано особенностями взаимодействия расплава - закалочной средой на контактной и свободной поверхностях ленты, а также особенностями тепло- и массопереноса в расплаве при ЗЖС.

ФОРМИРОВАНИЕ АМОРФНЫХ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР.
В СПЛАВАХ С БОЛЬШОЙ ПОЛОЖИТЕЛЬНОЙ ТЕПЛОТОЙ ОБРАЗОВАНИЯ

Башев В.ф., Доценко ф.ф., Мирсаниченко И.С., Пасальский В.М.

Днепропетровский университет, пр. Гагарина, 72
320625, Днепропетровск, Украина

Методами рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии и изучения электрических свойств исследовано влияние 3-х электродного ионно-плазменного распыления наборных мишеней с оригинальным ускоряющим блоком на образование метастабильных фаз в серии несмешивавшихся даже в жидком состоянии систем: блтгородный металл (БМ) — вольфрам, тугоплавкий металл (ТМ) — свинец, обладающих аномально высокими положительными значениями теплоты образования. Для сплавов БМ — вольфрам установлена корреляция между размерами концентрационных интервалов обнаружения аморфной структуры (АС), склонностью систем к аморфизации и значениями положительных теплот образования фаз в сплавах, рассчитанных в рамках модели

Miedema. В напыленных сплавах со стороны чистых компонентов наблюдалось изменение периодов кристаллических решеток, обусловленного в одних случаях образованием сильнопересыщенных однофазных твердых растворов, а в других, когда возникало противоречие между величиной периода размерами атомов элементов, влиянием в аморфно-кристаллической структуре упругих напряжений на кристаллическую решетку со стороны аморфной матрицы.

Эффективность действия ускоряющего низкоэнергетического блока заключена в возможности получения ряда чистых тугоплавких элементов в аморфном состоянии на подложках, находившихся при комнатной температуре. Процесс осаждения из пара в методе ионно-плазменного распыления сопровождается реализацией сверхвысоких скоростей охлаждения индивидуальных распыленных атомов на подложке и достижением таким образом значительных переохлаждений, что позволило в полиморфном металле (Со) зафиксировать непосредственно при закалке из пара его низкотемпературную модификацию. Модернизированный метод распыления позволяет значительно расширить число аморфизирующихся систем.

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ БЫСТРООХЛАЖДЕННЫХ
СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe-Nd-B

Брехаря Г.П., Неможкаленко В.В., Рябцев С.И., Куцева Н.А.,
Пасальский В.М.

Днепропетровский госуниверситет, пр. Гагарина, 72,
320628, Днепропетровск, Украина.
Институт металлофизики А. Украины пр. Вернадского, 6,
252680 Киев, Украина

Исследовались сложнелегированные сплавы на основе системы Fe-Nd-B, полученные методом распыления и охлаждения в газовой струе (закалкой из жидкого состояния - ЗЖС) и ионно-плазменным распылением составных мишеней (закалкой из парообразного состояния - ЗПС). Установлено, что ЗЖС сплавы характеризуются структурой смеси α -Fe и фазы $Fe_{14}Nd_2B$. Причем, с повышением скорости охлаждения (уменьшением размера гранул от 270 до 40 мкм) интенсивность линии (110) α -Fe ослабевает. В спеченных порошках интенсивность линии (110) α -Fe значительно возрастает. Сплавы Fe-Nd-B-(Zn, Ga), полученные ЗПС, характеризуются структурой смеси аморфной фазы (АФ) и микрокристаллических выделений фазы $Fe_{14}Nd_2B$ и метастабильной ОЦК фазы (размеры частиц не превышают 47 нм). Введение до 23 ат. % Pb в исследуемый сплав приводит к замене в более закаленных пленках мелкодисперсных выделений ОЦК фазы на более крупные выделения свинца (до 100 нм), уменьшению интегральной ширины диффузных гало АФ. Распад АФ в сплавах Fe-Nd-B-(Zn, Ga) полученных ЗПС, начинается при $T \geq 340$ °C. Увеличение толщины пленки и увеличение энергии осаждающихся атомов приводят к расширению температурного интервала превращения АФ до 540 °C, что в 2 раза больше по сравнению с "мягким" режимом испарения. В пленках с малыми толщинами фиксируется высокотемпературное превращение метастабильной ОЦК фазы, в результате которого линии на рентгенограммах сдвигаются к меньшим углам. В "толстых" пленках это превращение выражено значительно слабее. Таким образом, в ЗПС пленках образуются АФ и кристаллики фазы $Fe_{14}Nd_2B$ ($d < 50$ нм), размеры которых сравнимы с размерами одномолекулярных частиц для этого сплава, что стимулирует интерес к изучению их магнитных свойств.

СТАРІННЯ АМОРФНИХ СПЛАВІВ

М. Ф. Гадзіра, В. І. Лисов, В. Б. Михайловський, Є. Й. Харьков,
Т. Л. Цареградська

Київський Університет, Фізичний факультет, Київ, 252601,
УКРАЇНА

Аморфні сплави це гетерогенні системи (аморфна матриця—"вморожені центри" кристалізації) які знаходяться у метастабільному стані, тому їх структура і властивості суттєво залежать від впливу зовнішніх умов, таких як температура та час ізотермічної витримки. Виходячи з цього, в роботі були проведені дослідження впливу ізотермічного відпалу, при різних температурах на структуру та температуру кристалізації аморфних сплавів. Контроль структурного стану і термодинамічної стабільності аморфних сплавів у вихідному стані та після обробки ізотермічним відпалом здійснювався з допомогою електронної мікроскопії високої роздільності, дилатометрії і резистометрії. Для зразків аморфного сплаву $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{13}\text{V}_{13}\text{B}_8$ були проведені експерименти з ізотермічної витримки при 20°C на протязі 6 років. Порівняння температури кристалізації вихідного зразка і після тривалої витримки показало, що вона знижується з 365°C до 315°C , тобто на 50°C . Електронномікроскопічні дослідження структури вихідних і витриманих зразків показали, що в останніх "вморожені" центри кристалізації мають середні розміри порядку $500\text{--}1000 \text{ \AA}$, тоді як у вихідних середні розміри кристалічних зародків не перевищували $50\text{--}100 \text{ \AA}$. Таким чином, за рахунок процесу дифузії у зразках витриманих на протязі 6 років середній діаметр кристалічних зародків виріс з $50\text{--}100 \text{ \AA}$ до $500\text{--}1000 \text{ \AA}$. Ці дані дозволили уточнити коефіцієнти дифузії і енергію активації в даному сплаві. Ізотермічний відпал, витриманих 6 років зразків при температурі 290°C на протязі 4 годин, призвів до суттєвого підвищення їхньої температури кристалізації, яка склала після обробки 380°C тобто підвищилась на 65°C . Електронномікроскопічні дослідження структури зразків після ізотермічного відпалу показали, що відбулося розшарування аморфної матриці на дві аморфні фази.

О КОРРЕЛЯЦИИ ТЕПЛОВЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛ $Fe-Cr-B$

Пан С.В.⁽¹⁾, Походня А.И.⁽²⁾

- (1) Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича АН Украины
(2) Институт металлофизики АН Украины

Поиск новых сочетаний физико-химических и механических свойств аморфных металлических сплавов (АМС) путем целенаправленной замены атомов основного металла в сплавах типа металл-неметалл атомами легирующего элемента, является одним из основных направлений исследований в этой области в последнее время. В настоящей работе было исследовано влияние увеличения содержания Cr от 5 до 15 ат. % в АМС $Fe_{85-x}Cr_xB_{15}$ на характеристики прочности и пластичности, закономерности деформации и разрушения, термическую стабильность и особенности протекания процессов кристаллизации в этих сплавах. В качестве исходного (нелегированного) был выбран АМС $Fe_{83}B_{17}$ близкого к эвтектическому составу, имеющий наиболее простой характер кристаллизации и хорошо исследованный (и описанный) с точки зрения механических свойств.

Показано, что постепенное увеличение содержания Cr приводит к плавному изменению исследованных свойств, обнаружена корреляция тепловых и механических характеристик исследованных АМС. При увеличении содержания Cr температура кристаллизации АМС по данным ДСК со скоростью нагрева $8.3 \cdot 10^{-2} Kc^{-1}$ растет и при $x=10$ достигает максимума, а затем несколько снижается. Аналогичные результаты дает исследование процессов кристаллизации методами дилатометрии и резистометрии, за исключением отдельных несовпадений в отношении стадийности кристаллизации сплава $Fe_{80}Cr_5B_{15}$, возможные причины которых обсуждаются в докладе.

Показано, что сплавы, имеющие более узкий интервал кристаллизации обладают более высокой твердостью при более низком уровне прочности и пластичности (вязкости разрушения). Для них характерна более высокая степень локализации деформации при неомогенном механизме течения и характер их разрушения носит более хрупкий характер.

РАДІАЦІЙНО-ІНДУКОВАНІ ПРОЦЕСИ В АМОРФНИХ ПЛІВКАХ
КАЛЬКОГЕНІДІВ-ГЕРМАНІЇ

І.С.Дуцяк, С.В.Макаренко, О.Г.Миколайчук, А.З.Павлишин,
О.И.Шпотюк*

Львівський держуніверситет ім. І.Франка,
*Львівський НДІ матеріалів

вивчення вплив гамма-випромінювання та електронних пучків на електрофізичні, оптичні та фотоелектричні властивості аморфних напівпровідникових плівок GeS, GeSe, GeTe, запропоновані ймовірний механізм радіаційного дефектоутворення.

Плівки отримували електронно-променевим та ВЧ-магнетронним іонно-плазменним методами на різносортих підкладках. В частину зразків були введені шляхом одночасного розпилення або безпосередньо в сідлав домішки рідкісноземельних елементів (РЗЕ) - Y, Gd, Tb. Плівки опромінювалися γ -квантами від джерела ^{60}Co (доза 10^6 Гр, потужність - 17 Гр/с) та в колоні електронного мікроскопу EM-9 розфокусованим пучком електронів.

Аналіз отриманих результатів показав, що максимальною чутливістю до опромінювання володіють аморфні плівки чистих калькогенідів германію (без домішок РЗЕ), отримані електронно-променевим методом. Причому, зміни фізичних властивостей, індуковані гамма-квантами, - зростання ел. провідності та фотопровідності, зменшення їхніх термічних енергій активації, зміщення в короткочислову область кривих фундаментального поглинання та спектральних залежностей фотопровідності, - на 2...3 порядки більші, ніж індуковані електронним пучком. Радіаційно-стимульовані зміни фізичних властивостей плівок пояснюються радіаційним дефектоутворенням, - в основному за рахунок розриву хімічних зв'язків. При вмісті РЗЕ в калькогенідах не менше 1 ат.% спостерігається значне послаблення та зниження радіаційно-стимульованих змін фізичних властивостей плівок, котре пояснюється зв'язуванням частини індукованих дефектів атомами домішки. РЗЕ сприяють таким трансформаціям аморфного каркасу, при яких власні координаційні дефекти калькогенідів германію набувають нормального оточення, яке відповідає їх валентності.

ФОТОЕЛЕКТРИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТРУКТУРНО НЕВПОРЯДКОВАНИХ
ПЛІВОК СИСТЕМИ $InSb-Ge$

С.В.Макаренко, І.С.Дуцяк, О.Г.Миколайчук, Р.Р.Ромашук

Львівський держуніверситет ім. І.Франка

Проведено дослідження температурних залежностей електропровідності і фотопровідності (ФП) та спектральних залежностей ФП напівгетероструктурних плівок системи $InSb-Ge$ від хімічного складу та температури підкладки T_{II} .

Плівки, товщиною 0,1-0,3 мкм отримували методом вибуху на силіконових підкладках, які знаходилися при температурі 300...500 К. Контактні площадки компланарної конфігурації напильовалися з міді.

Питоми опір плівок при кімнатній температурі знаходився в межах 2...20 Ом·см і збільшувався при пониженні температури. Енергія термічної активації електропровідності Γ_{II} плівок напильованих при $T_{II} = 300$ К була близько 0,12 еВ і збільшувалась до 0,16 еВ при збільшенні вмісту Ge в плівках до 50 ат.%. При підвищенні T_{II} до 500 К значення E_a зменшувалися до 0,05...0,03 еВ.

Було встановлено, що найбільш fotocутливими є плівки $InSb$ напильовані при $T_{II} = 500$ К. При збільшенні вмісту Ge та пониженні T_{II} fotocутливість плівок зменшувалась. Червона границя ФП у плівках всіх складів, напильованих при $T_{II} = 300$ К знаходилася в області 1,9 мкм, а при підвищенні T_{II} зміщувалася на 0,1...0,2 мкм в довгохвильову область. Спектральні характеристики ФП мали скінчену форму: положення максимумів зміщувалося в залежності від T_{II} та хімічного складу плівок. Форма температурних залежностей ФП плівок напильованих при $T_{II} < 400$ К була характерною для аморфних напівпровідників. При $T_{II} > 400$ К у температурних залежностях ФП домінуючими ставали ділянки температурного гасіння.

Робиться припущення, що внаслідок особливостей технологічних умов одержання, при $T_{II} = 300$ К плівки представляють собою аморфну фазу, яка складається з єдиного In_2Sb_2 та Ge нестехіометричного складу та продуктів їх реакції з адсорбованими чужорідними атомами. При 350 К $< T_{II} < 420$ К плівки по всій імовірності уявляють собою досить дрібнодисперсний стан суміші аморфної та полікристалічної фази In_2Sb_2 , які при більш високих T_{II} конденсуються в структурах полікристалів.

СТРУКТУРА ПЛІВОК СЕЛЕНІДУ СВИНЦЮ, ОДЕРЖАНИХ
ТЕРМІЧНИМ ВАКУУМНИМ НАПИЛЕННЯМ

Паливода І.П., Рудий І.О.

Політехнічний інститут, вул. С.Бандери, 12,
290646, Львів, Україна

Методами електроннографії та електронної мікроскопії виконані дослідження структури плівок селеніду свинцю, напилених в квазі-замкнутому об'ємі на монокристалічних і аморфних підкладках в інтервалі температур 300 ± 500 К.

Електроннографічні дослідження показали, що епітаксійний ріст плівок селеніду свинцю на свіжосколотих поверхнях NaCl відбувається вже при температурі підкладки 300 К, тоді як плівки осаджені в таких самих умовах на BaF_2 , скло і сапфір мають полікристалічну чи аморфну структуру. З підвищенням температури підкладок структурна досконалість плівок покращується. Крім цього ступінь структурної досконалості плівок залежить від стану поверхні підкладок. Так на свіжосколотих поверхнях BaF_2 плівки були текстуровані, а на цих самих підкладках, витриманих на повітрі з подальшою обробкою поверхні перед напиленням, мали полікристалічну та аморфну структуру.

З допомогою електронно - мікроскопічних досліджень в плівках селеніду свинцю виявлено виділення другої фази, обумовлене, очевидно дисоціацією молекул сполуки в процесі напилення.

Стан поверхні підкладки впливає не тільки на структуру плівок, але і на їх фізичні властивості; зокрема на питомий опір, концентрацію та рухливість носіїв і навіть тип провідності. Плівки напилени в ідентичних умовах на свіжосколоті поверхні NaCl і BaF_2 мали електронну провідність, а на поверхні витримані на повітрі - діркову провідність. В аморфних та полікристалічних плівках рухливість носіїв була невисокою і не перевищувала $100 \text{ cm}^2/\text{Vs}$, що можна пов'язати з розсіянням носіїв на границях зерен. З ростом структурної досконалості рухливість носіїв зростає і наближається до значень, характерних для монокристалів.

СТРУКТУРНІ ОСОБЛИВОСТІ АМОРФНИХ ФАЗ
ПЕРЕОХОЛОДЖЕНИХ РІДКИХ КРИСТАЛІВ.Естрела-Льопіс І. Б., Кривінський В. М., Погорелов В. Є.
Київський університет імені Тараса Шевченка.

Молекулярна спектроскопія є зручним та ефективним методом дослідження багатомодового поліморфізму в переохолоджених рідких кристалах (РК), атестації твердих фаз, стеження за їх релаксаційною еволюцією та конформаційними змінами молекули, що її супроводжують.

Структурні особливості переохолоджених РК істотним чином залежать від термічної передісторії зразка. Вони специфічним чином виявляються в формі та розташуванні коливальних смуг в спектрах комбінаційного розсіяння (КР) та інфрачервоного поглинання.

У повідомленні представлено порівняльний аналіз температурних змін ширин та асувів коливальних смуг в молекулярних спектрах РК, охолоджених з ізотропної рідини. При подальшому нагріванні спостерігалась кореляція частотних асувів та ширин КР смуг переохолоджених та повільно охолоджених РК з температурами фазових переходів при поліморфних перетвореннях.

В роботі результати досліджень КР спектри порівнювались з даними диференційної скануючої калориметрії, ультрафіолетового поглинання, нейтронної дифракції та рентгенографічного методу. Було проаналізовано конформаційні трансформації при нагріванні переохолоджених РК.

КВАЗИКРИСТАЛЛЫ. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Усатенко О. В.

Харьковский государственный университет

Со времени Октябрьской 1984г. революции в физике твердого тела [1] - открытия квазикристаллов - прошло почти 10 лет. Что нового узнали мы за это время об этих удивительных объектах? Каковы перспективы технических приложений? Мы попытаемся дать ответ на эти вопросы в обзоре, содержащем следующие разделы:

1. История открытия.
2. Построение Пенроуза и гипотеза Маккея.
3. Построение квазипериодических (КП) покрытий методом проекций.
4. Дифрактограммы и фурье-образы квазикристаллических структур.
5. Спектры электронов и фононов 1-D квазикристаллов.
6. Распространение волновых пакетов в КП структурах.
7. Нелинейные свойства квазикристаллов.
8. Дефекты в квазикристаллах.
9. М. годы получения квазикристаллов.
10. Фазовые переходы жидкость-квазикристалл.
11. Существуют ли упорядочения промежуточные между квазикристаллическим и аморфным?
12. Квазипериодичность - новая концепция в физике? Квазипериодичность пространственная и временная.

Литература:

- [1] D. Shechtman, I. Blech, D. Gratias, J. W. Cahn. Metallic Phase with Long-Range Orientational Order and No Translational Symmetry. Phys. Rev. Lett., 53, November 1984, N 20, p.1951.

РЕНТГЕНОГРАФІЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНИХ ЗМІН
В ХАЛЬКОГЕНІДАХ СВИНЦЮ ПРИ РАДІАЦІЙНОМУ ОПРОМІНЕННІ.
Фрейк Д.М., Огородник Я.В., Перкатюк І.И., Кирста С.Д.

Прикарпатський університет, вул. Шевченка 57
284000, Івано-Франківськ, Україна.

Значний і стійкий інтерес проявляється до можливості зміни структури приповерхневих шарів при використанні іонних пучків. В даній роботі вивчено структурні зміни в плівках халькогенідів свинцю, підданих радіаційному опроміненню альфа-частинками, які можна використовувати як важливий технологічний фактор напрямленої зміни властивостей напівпровідникових матеріалів.

Досліджувані об'єкти зрощувались із парової фази методом гарячої стінки на монокристалах BaF_2 , орієнтованих по площині (111). Опромінення плівок проводили нефокусованим потоком альфа-частинок в енергію 5 MeV від джерела випромінювання ^{238}Pu при кімнатній температурі. Густина потоку частинок складала $5 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$, а дози опромінення доводились до значень $6,7 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

Загальними закономірностями аналізу дифракційних кривих рентгенівського відбивання (111) і (222) є: розширення дифракційних кривих відбивання як при ω так і θ -2 θ -скануванні, зменшення їх інтенсивності, області когерентного розсіювання, сталості ґратки, мікротвердості. Густина дислокацій на границі зерн значно перевищує густину в середині зерна. Деформації порушених приповерхневих шарів в інтервалі вказаних доз змінюються від 0,36 мкм до 1,2 мкм, відносна зміна міжплощинної віддалі в межах 0,87-0,94 %. Термовідпал радіаційно опромінених плівок приводить до повного відновлення структури і подальшої її стабільності протягом трьох років.

Отримані експериментальні результати пояснюються утворенням Френкелівських пар із переважним утворенням стабільних вакансій комплексів телуру.

СТРУКТУРА
ТА ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ
ТОНКИХ ПЛІВОК $C_xC_yO_z$
Лобойко В.І., Чіх В.І.

Львівський політехнічний інститут, вул. Ба.дери, 12
290018, Львів, Україна

В даній роботі основна увага була зосереджена на вивченні взаємозв'язку структури і електрофізичних властивостей тонких плівок $C_xC_yO_z$. Досліджувалась залежність структури і електропровідності тонких плівок $C_xC_yO_z$ від зміни одного технологічного параметру – температури підкладки, підтримуваної постійно у процесі осадження плівки. Плівки осаджували на склади монокристалів $NaCl$ та на лужно-силікатні скляні пластини іонно-плазмовим магнетронним розпиленням хромової мішені в атмосфері газів аргону і двоокису вуглецю при співвідношенні об'ємів цих газів 1:2 і тиску $1,4 \cdot 10^{-1}$ Па. Товщина плівок була ~ 50 нм.

Для вивчення структурно-залежних властивостей плівок поряд з електронною мікроскопією та електронографічним методами використовували резистометричний метод при дослідженні температурної залежності електропровідності.

Як показали електронографічні дослідження, плівки, що осаджені при температурах від 300 до 500 К, були аморфними. На електронограмах від таких плівок спостерігалися характерні для аморфного стану широкі дифузні "гало". Електропровідність плівок мала напівпровідниковий характер.

Дослідження проведені при безпосередньому нагріванні аморфних плівок у колоні електронного мікроскопа, виявили швидкі структурні перебудови в аморфній фазі у вузькому температурному інтервалі. При дальшому підвищенні температури кристалізація завершувалась формуванням суцільної полікристалічної плівки.

В результаті проведених досліджень встановлено, що підвищення як температури підкладки, так і температури відпаду плівок приводить до структурних перетворень в аморфній і кристалічній фазах та до зміни електропровідності тонких плівок $C_xC_yO_z$.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ ФЕРОШПІНЕЛІ ІЗ РЕНГЕНОАМОРФНИХ
ГІДРОКСИДІВ МЕТАЛІВ.

Возник П.О.*; Іваницький В.П., Пашкова О.В.

Київський технологічний інститут харчової промисловості,* м. Київ
Інститут геохімії, мінералогії і рудоутворення АН України, м. Київ

В використанні методів рентгеноструктурного аналізу, ефекту Мессбауера та магнітних вимірювань досліджені особливості процесу формування кристалічної і магнітної структур ферошпінелей із вмістом марганцю, які відрізняються великим значенням початкової магнітної проникності і малими значеннями магнітних втрат. Об'єктами дослідження були гідроксидні системи: $\alpha\text{-Mn}(\text{OH})_2$ - $\alpha\text{-FeOOH}$, $\alpha\text{-Mn}(\text{OH})_2$ - $\beta\text{-Co}(\text{OH})_2$ - $\alpha\text{-FeOOH}$ та продукти їх дегідратації. Зразки для досліджень отримували як сумішним, так і роздільним осадженням гідроксидів при заданих співвідношеннях компонентів.

Проведені дослідження показали, що всі сумішні осадки гідроксиди металів є рентгеноаморфні. Їх мессбауеровські спектри характерні для іонів Fe^{3+} у високоспінчому стані. Значне уширення ліній дублетів мессбауеровських спектрів свідчить про статистичний розподіл в катіонному оточенні та високу дисперсність осадів. Застосування гідроксидного методу синтезу феритів дозволяє підвищити гомогенність феритової шихти, зменшити температуру і тривалість термообробки. Так, наприклад, уже при кип'ятінні свіжоосаджених гідроксидів $\alpha\text{-Mn}(\text{OH})_2$ - $\alpha\text{-FeOOH}$ при феритному співвідношенні компонентів утворюється шпінельна фаза. 50% ферита утворюється уже протягом перших 5 хвилин кип'ятіння. Феритоутворення практично повністю завершується після 24 годин кип'ятіння. Роздільне осадження різко сповільнює цей процес. Однофазна шпінельна структура в прокип'ячених зразках спостерігається при співвідношенні катіонів $\text{Mn}:\text{Fe}=1:1$; $1:2$. При інших співвідношеннях утворюються додаткові фази. При прогріванні свіжоосаджених осадів даної системи на повітрі початок феритоутворення відбувається при температурі 870 К. Комплексні дослідження процесу формування ферошпінелі показують, що уже в момент співсаду гідроксидів металів починається їх взаємодія. При цьому утворюється деяка гідрополука полімерного типу, як "предструктура" шпінелі. Це сприяє більш швидкому проходженню процесу шпінелютворення при наступній термообробці осадів.

FRactal PROPERTIES OF SUPERCONDUCTING
PERCOLATING Sn-Ge FILMS

A. M. Glukhov (a), A. N. Grib (b), A. S. Pokhila (c)

(a) Research & Development Firm "Helium",
47 Lenin Avenue, Kharkov 310164, Ukraine

(b) Physical Department, Kharkov State University,
4 Svoboda sq., Kharkov 310077, Ukraine

(c) B. I. Verkin Institute for Low Temperature Physics and
Engineering of the Ukrainian Academy of Sciences,
47 Lenin Avenue, Kharkov 310164, Ukraine

It is known that dc-voltage (V_{dc}) appears on the sample when the ac-current and external magnetic field H in granular metal films in the vicinity of the percolation threshold under the temperature lower than critical are applied [1]. The dependence $V_{dc}(H)$ has the oscillation character and arise from the quantum interference phenomenon.

As the superconducting infinite cluster has the fractal structure, so to investigate the fractal dimensions of the $V_{dc}(H)$ dependences is of a certain interest.

dc-Voltage oscillations as a function of the magnetic field have been observed when the low-frequency ac-current was applied on a superconducting Sn-Ge films in the vicinity of their percolation threshold. Antisymmetry and orientational dependence of the oscillation structure in the magnetic field testifies the manifestation of the superconducting quantum interference.

Fourier-spectra of $V_{dc}(H)$ dependences have the "Flicker"-form and show the lack of clearly-seen oscillation periods.

The oscillation structure has been shown to be of fractal character. The fractal dimensions of infinite cluster and oscillation structure have been calculated. Cell $V_{dc}(H)$ dimension is in agreement with fractal dimension of cluster backbone.

[1] A. Gerber and G. Feitscher, Phys. Rev. Lett. **64**, 1585 (1990)

ДОСЛІДЖЕННЯ СКЛАДУ І СТАБІЛЬНОСТІ ПОВЕРХНІ ЕПІТАКСІАЛЬНИХ ШАРІВ $Cd_xHg_{1-x}Te$ ВИРОБЛЕНИХ МЕТОДОМ ХТР.

І.Ф.Віблий, Г.А.Ільчук, М.І.Дронюк, М.Д.Набитович, М.М.Романчук, С.П.Павлишин.

Львівський політехнічний інститут
290646, м. Львів, вул. Ст. Бандери, 12, Україна

Параметри приросту, а саме виготовляються на основі епітаксіальних шарів в великій мірі визначаються станом їх поверхні, її стехіометричність, реакційна здатність, стабільність її складу при тривалому збереженні у вакуумі або на повітрі. Нами був вивчений хімічний склад поверхні епітаксіальних шарів як безпосередньо після росту, так і після обробки в найбільш поширеному, тривалому розчиннику бром у метанолі. Склад поверхні визначався методом рентгенівської фотоелектронної спектроскопії для хімічного аналізу (РФСХА). Спектри знімалися на РСХА - спектрометрі НР-550 А. Збуджуюче випромінювання $h\nu = 1253,6$ еВ). Ідентифікація елементного складу проводилася співставленням енергій зв'язку в електронних спектрах з спектрами стандартних речовин Hg , Te , H_2O , TeO_2 . Ділячись на співвідношення між компонентами визначалося розрахунком по інтенсивності піків з врахуванням перерізу іонізації кожного елементу та порівнялям із свіжосколотою поверхнею монокрystalу $HgTe$, для якої воно приймалося за одиницю. досліджувалися шари складів $x \approx 0,28$ і концентрації дірок $S = 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, товщина шарів дорівнювала біля 50 нм. Висліджувалися шари з густиною дислокації 10^4 см^{-2} і нерівністю поверхні до 2 мкм.

Вивчення поверхні епітаксіальних шарів показало, що структурні дослідження підтвердили, що в умовах нашого експерименту йде епітаксіальне нарощування монокристалічних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$ на підкладках $CdTe$. При цьому кристалографічні орієнтації півток і підкладок співпадають. На кристалографічних гранях $\{111\}$ підкладок виростає епітаксіальний шар з тією ж орієнтацією поверхні, а на підкладках, які вирізані по площині $\{110\}$, осаджувалися і росли епітаксіальні шари у напрямку $\{110\}$. При цьому не було замічено переважання швидкості росту півток по яких-небудь кристалографічних напрямках в залежності від типу галогену, який використовувався як переносник.

АВТОМАТИЗОВАНИЙ КОМПЛЕКС ДЛЯ ПРЕЦИЗИЙНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ ТЕПЛОФІЗИЧНИХ
ВЛАСТИВОСТЕЙ АМОРФНИХ СИСТЕМ

В. П. Азаренков, О. В. Вайбак

Харківський Інженерно-будівельний Інститут, Сумська 40, 310002,
Харків, Україна

Відсутність мікроскопічної теорії неспорядкованих твердих тіл визначає нагальну необхідність систематичного нагромадження прецизійних експериментальних даних про їх теплофізичні властивості (ТФВ), особливо при низьких температурах. Для вирішення цієї проблеми нами було створено автоматизовану установку для комплексного вивчення ТФВ твердих тіл в температурному інтервалі 4,2-300 К.

Установка складається із таких блоків:

а). Блок вимірювання теплопровідності абсолютним методом повільного стаціонарного теплового потоку:

$$\lambda = W \cdot l / \Delta T \cdot S,$$

де W - потужність теплового потоку (Вт), l - довжина робочої ділянки (м), ΔT - різниця температур на робочій ділянці (К), S - площа поперечного перерізу (m^2). Похибка вимірювань не перевищує 3-4%.

б). Блок вимірювання теплоємності на базі адіабатного калориметра з дискретним введенням тепла:

$$C_p = \Delta Q / \Delta T,$$

$\Delta Q = I V t$ - кількість тепла, I і V - струм і напруга нагрівального пристрою, t - час нагрівання, ΔT - підвищення температури. Похибка вимірювань: 2% (4,2-15 К), 1% (15-80 К) і 0,5% (при більш високих температурах).

в). Блок вимірювання теплового розширення α на базі емсійного дилатометру з максимальною чутливістю $2,6 \cdot 10^{-10}$ см/тл і розв'язальною спроможністю $2 \cdot 10^{-5}$ см.

г). Рефрижератор розчинення He^3 в He^4 для дослідження ТФВ (головним чином теплового розширення) при температурах 0,05-1,2 К за допомогою СКВІД-дилатометра. Розв'язальна спроможність при вимірюванні α була $2 \cdot 10^{-22}$ нм.

Можливості комплексу проілюстровано експериментальними даними по ТФВ полімерних і неорганічних неспорядкованих твердих тіл.

ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ АМОРФНИХ ШАРІВ ТОНКИХ
ПЛІВОК $\text{Co}_x\text{Ge}_{1-x}$ / x 0,90; 0,95/.

Миколайчук О.Г., Байцар Г.С., Джубіньський М.Й.

Львівський держуніверситет ім. Ів.Франка
290005, Львів, вул.Домоносова, 8а.

В даній роботі приведені результати зміни електропровідності при ізохронному та ізотермічному відпалах точок шарів нег. орядкованих систем $\text{Co}_x\text{Ge}_{1-x}$ / x 0,90; 0,95/ в залежності від концентрації сплавних елементів та товщини плівок.

На основі експериментальних даних проаналізовано особливості зародження і утворення кристалічних фаз в плівках перехідний метал — напівпровідник різної товщини.

Плівки одержували методом дискретного термічного випаровування на підкладці при температурі 290 К. При ізохронному відпалі в певному температурний інтервал існування аморфної фази плівок даної товщини. З ростом вмісту Ge у сплавах Co-Ge з'являються з'єднання з напівпровідниковим характером провідності в інтервалі температур 290...420 К. Це зауважено, що стабільність аморфної фази спадає по мірі зростання вмісту металу в сплаві. При термоциклюванні в інтервалі докристалізаційних температур виявлено, що металічна фаза виділяється швидше, ніж відбувається перехід аморфний кристалічний стан для сплавів в цілому. Термічна енергія активації електропровідності становила 0,06...0,08 еВ при зменшенні концентрації металічної складової 95...90 ат.%. Термоциклювання загострено ваних плівок не змінює значення номінальної електропровідності плівок.

На основі результатів ізотермічного відпаду визначено значення сумарної енергії активації процесу кристалізації плівок. З ростом вмісту металічної складової ця величина змінюється від 3,27 до 2,25 ккал/моль.

Таким чином встановлено, що закристалізувати аморфні шари можна шляхом ізохронного або ізотермічного відпаду, а стабільність аморфної фази в значній мірі залежить від концентрації металічної складової в сплавах і від товщини плівок.

ПРОЯВИ ВИЯВЛЕННЯ ДРУГОЇ ФАЗИ В ТОНКИХ ШАРАХ $Zn_xHg_{1-x}Te$

Ковтун Р. М., Савицький В. Г.

Львівський державний університет ім. Ів. Франка

Львів, вул. Університетська 1, Україна

Дослідженню особливостей формування структури тонких шарів $Zn_xHg_{1-x}Te$ (ПРТ), одержаних методом ВЧ-напилення в ртутному тліочному розряді, дослідженню впливу умов росту на структуру, стехіометрію та фізичні властивості присвячене дане повідомлення. Зокрема, робиться висновок про визначальний вплив якості поверхні підкладки на властивості одержуваних шарів. Найбільш суттєвим ефектом, що спостерігається на поверхні підкладки, на наш погляд, є виділення другої фази.

З допомогою металографічних і мікроспектрометричних методів досліджувався вплив таких виділень на поверхні монокристалічної підкладки CdTe на властивості тонких шарів ПРТ. Використання металографічного мікроскопу Neofluor-21 з діапазоном збільшення $\times 100-1000$ разів, дозволило достатньо precizійно вести спостереження, а також аналізувати поверхню досліджуваного об'єкту. Нам вдалось спостерігати на поверхні монокристалічної підкладки CdTe характерні ділянки з різною густиною дислокацій, малокуткових (МКУ) включень, виході другої фази. Об'єкти включення другої фази мали форму шестикутників розміром 10-15 мкм ($\times 500$). Перед спостереженням, зразки CdTe (111) піддавались селективному травленню в спеціальному травнику. Без дислокаційного травлення CdTe, виділення другої фази візуально не спостерігалось.

На окремих тонких шарах ПРТ спостерігалось проростання малокуткових границь з поверхні підкладки CdTe, що приводило до появи окремих включень другої фази розмірами < 1 мкм. В окремих випадках ці включення утворювали дислокаційні розетки.

Вимірювання локальних спектрів відбивання на ділянках з виділенням другої фази < 1 мкм, показало, що максимуми E_1 і $E_1 + \Delta_1$ розмиті. Це свідчить про те що утворення не володіють кристалічною структурою, характерною для всього тонкого шару ПРТ. На відміну від CdTe, на поверхні плівки ПРТ, виділення другої фази з розмірами, достатніми для проведення мікроспектрометричних вимірювань від зерна, не спостерігалось.

ОТРИМАННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТЬ З АМОРФНОЮ ТА МІКРОКРИСТАЛІЧНОЮ БУДОВОЮ

Полішук М.О., Цех В.Г., Стасишин П.С., Федішин М.І., Салагай Б.М.,
Науково-дослідний і проєктний інститут сірчаної промисловості
Львів-29., вул.Стрийська, 98, Україна

В роботі проведено детальний аналіз структурних утворень, фізико-хімічних та механічних властивостей отриманих напыленням суміші металічних порошкоподібних матеріалів вихідного складу $20\%C + 4\%Ni + 18\%Co + C, Si, Fe, B, Al$ вагових. Отримані покриття такого складу мають досить велику твердість $150-63HRC$ і добру адгезію, внаслідок утворення металургійного зв'язку з підкладкою /металом деталі/ любого сортаменту.

Встановлено, що в випадку застосування масивних підкладок швидкість охолодження може досягти 10^5 °C/с. З допомогою мікродифракції зони поверхні поділу покриття-підкладка було визначено, що без застосування спеціально розроблених технологій і режимів нанесення покриття тільки первинні шари представляються аморфними. У наступних містяться елементи мікрокристалічної будови з утворенням нерівновалних проміжних фаз. Такі високотверді метастабільні структури мають особливий характер міжатомної взаємодії і принципово нові фізико-хімічні властивості. Аналіз процесу формування аморфного або мікрокристалічного матеріалу базується або на припущенні заданої швидкості охолодження, або на фіксації швидкості тепловідводу, хоча в дійсності вони змінюються як з часом, так і в просторі.

При аналізі електрофізичних властивостей сплавів в аморфному стані слід відмітити дві характерні особливості: по - перше, високий питомий опір в порівнянні з кристалічним; по - друге, малий або близький до нуля температурний коефіцієнт опору.

При кристалізації опір зменшується і залежність його від температури сильно зростає. Експериментальні дані свідчать, що перехід в стабільний стан здійснюється в дві стадії. Перехід з аморфної в кристалічну фазу обумовлений утворенням проміжних метастабільних фаз, що спричиняє складний характер кінетики кристалізації. Електричний опір сплавів за точкою Кюрі в кристалічному стані слабо залежить від температури, при плавленні збільшується стрибкоподібно і в рідкому стані майже не залежить від температури.