ДНУ
вхідний № 86-572-247
"19" 06 2017 р.

ВІДГУК
офіційного опонента на дисертаційну роботу

РЯБЦЕВА Сергія Івановича
подану на здобуття наукового ступеня доктора фізико-математичних наук за спеціальністю 01.04.07. – фізика твердого тіла

Дисертація Рябцева С.І присвячена важливому науковому і практичному питанню: вивченню закономірностей, які впливають на формування нанокристалічних, аморфних і квазікристалічних структур в умовах гартування з рідини або пари. Такі дослідження є актуальними не тільки з погляду поглиблення існуючих уявлень щодо закономірностей формування і фазових перетворень у нерівноважних умовах, але і для оптимізації режимів гартування розплавів і іонно-плазмового розпилення з метою підвищення рівня фізичних властивостей швидкоохолоджених матеріалів, плівок і покриттів. Тому питання, які вирішуються у роботі і які пов'язані із з'ясуванням та порівнянням механізмів кристалізації при гартуванні з рідкого та пароподібного станів, структури і фазового складу швидкоохолоджених зразків, вивчення їх поведінки за різних режимів термообробки й умов отримання, визначення рівня експлуатаційних характеристик, і обумовлюють **актуальність** виконаної роботи. Вирішення означених питань крім того має науковий інтерес у плані подальшого розвитку теорії і практики нерівноважної кристалізації та створення сучасних плівкових матеріалів з підвищеними характеристиками.

Здобувач у своїй роботі вирішував наступні задачі: 1) виконати теоретичний аналіз впливу температури підкладки, умов напилення на процес формування, структуру та властивості плівок модельних металів Ni, Mn, Bi; 2) проаналізувати вплив методу й особливостей формування при нерівноважній кристалізації на термічну стійкість аморфних та мікрокристалічних фаз у надвисоковуглецевих плівках систем C-(Fe, Ni, Co) та їх фізичні властивості; 3) проаналізувати вплив швидкостей релаксації енергії атомів, що осаджуються при гартуванні з пари, на особливості формування і стійкість метастабільних станів у плівках нового класу незмішуваних систем бінарних сплавів Pb-Al, Pb-Co, W-Ba, Ni-Ba, та бінарних сплавів Al-Ta, Al-Nb із сильно відмінними температурами плавлення компонентів; 4) визначити умови одержання, кристалічну будову, кінетику формування і розпаду метастабільних станів у плівках на основі феромагнетиків (Fe, Co, Ni) з діамагнетиками (Ag, Bi) та парамагнетиками (Mg, Pt), які не змішуються в рідкому стані, із застосуванням методу модернізованого іонно-плазмового розпилення; 5) розробити аналітичні підходи до теоретичного визначення координат куполів розшаровування у незмішуваних рідких системах Ag-Mn, Bi-Mn, Ni-Pb; проаналізувати вплив особливостей нерівноважної кристалізації на термічну стійкість і фізичні властивості аморфних і мікрокристалічних фаз у сплавах Ag-Mn, Bi-Mn, Ni-Pb при гартуванні з рідкого стану; 5) дослідити та проаналізувати ефективність методу модернізованого іонно-плазмового розпилення сплавів, як методу формування метастабільних структур із поліпшеними магнітними й електричними властивостями, у плівках багатокомпонентних сплавів системи Fe-Nd-B з домішками Nb і Cu та потрійних сплавів систем AlCuCo, AlCoNi і AlCuFe із квазікристалічними фазами.

Отримані автором результати мають високу наукову новизну і практичну значимість. Зміст роботи відповідає Пріоритетному напряму наукових досліджень згідно Постанові Кабінету Міністрів від 07.09.2011р., № 942: фундаментальні проблеми сучасного матеріалознавства.

Дисертаційна робота складається із анотацій, вступу, 8 розділів, загальних висновків, списку використаних джерел з 296 найменувань і додатка.

У **першому розділі**, що є оглядом науково-технічної літератури з предмету дослідження, критично проаналізовано великий обсяг фактичного матеріалу, наведено узагальнені дані щодо формування структури й отримання нерівноважних фаз та некристалічних станів у металевих матеріалах при надшвидкому охолодженні (гартуванні з рідкого стану) та наднерівноважному осадженні з пароподібного стану. Значну увагу в огляді приділено особливостям формування аморфних, нанокристалічних і аморфно-кристалічних плівок під час гартування з пари. Наведено дані про вплив розмірних ефектів на особливості структуроутворення, параметри кристалічної решітки та температуру початку структурних і фазових перетворень у плівкових зразках.

У підрозділах літературного огляду, які присвячені сучасним напрямкам отримання плівок шляхом випаровування та розпилювання, обговорено основні структурно-визначальні параметри умов одержання зразків окремо для кожного методу, а також їх переваги та недоліки. Розглянуто перспективні напрямки впровадження у виробництво функціональних матеріалів з широким діапазоном фізичних властивостей, отриманих за різних нерівноважних умов. Значну увагу приділено сучасним методам гартування з рідини та пари, за допомогою яких було отримано зразки, що в подальшому досліджені у дисертаційній роботі. Порівняно структури та фізичні властивості плівок і об'ємних зразків, отриманих гартуванням з рідини та пари.

На підставі ретельного аналізу літературних джерел, загальний перелік яких налічує близько трьох сотень позицій, автор формулює основні завдання теоретичного та експериментального дослідження вибраних груп швидкозагартованих сплавів.

У кінці огляду зроблено висновок щодо необхідності подальшого теоретичного і експериментального дослідження найпочаткових стадій зародкоутворення і подальшого росту зародків, впливу методу й особливостей формування при нерівноважної кристалізації на термічну стійкість аморфних та мікрокристалічних фаз для цілеспрямованого формування оптимальної структури і отримання заданих властивостей загартованих з рідини або пари плівок. Важливо, що автор відзначив, що низка питань, яка стосується фізичних властивостей досліджуваних матеріалів, також залишається слабко дослідженою і, що дисертаційна робота спрямована на заповнення існуючих прогалин.

У **2-му розділі «Матеріали і методи дослідження»** наведені сучасні методи фізичних досліджень: рентгеноструктурний аналіз (РСА), фотометрування і модернізоване обчислення рентгенограм, растрова електронна мікроскопія (РЕМ) трансмісійна електронна мікроскопія (ТЕМ), спектральний аналіз, методи магнітних, резистивних випробувань, застосовані в роботі; та розрахунків енергії активації початку структурних змін, а також умов проведення експериментів з отримання загартованих з рідини або пари плівок.

3-й розділ «Фазовий склад плівок при іонно-плазмовому напиленні модельних систем на основі Ni, Mn та Bi» присвячено як теоретичним дослідженням початкових стадій процесу кристалізації при осадженні високоенергетичних атомів з пари, так і отриманню реальних плівок методом модернізованого іонно-плазмового розпилення (МІПР). Чисельний експеримент візуально показав, що при малих потоках (менших ніж $0{,}8\cdot10^{20}$ ат/см^2·хв), на підкладці фіксується один адсорбований атом (ад-атом), зрідка два. Зародки, менші, ніж 4 атоми, часто розпадалися. Більшість адсорбованих атомів приєднується до центрів, коли ті стають достатньо великими. У цей час порівняно велика крапля ще знаходиться у рідкому стані, оскільки вона часто «деформується» в результаті хаотичного коливання поверхні підкладки після ударів атомів, що осаджуються. Тобто тут підтверджується виникнення зародків за механізмом «пар – рідина – твердий стан». Зміна взаємодії атомів Ni з атомами Na і Cl (шляхом збільшення або зменшення у 2 рази), дозволило дослідити рівноважну форму центрів, на яких проходить конденсація, при різній енергії адсорбції. Модельні дослідження перерізів крапель, які показані на рис. 3.4 (а і с) показали утворення центрів кристалізації в їх центральній частині. Встановлено, час очікування виникнення кристалічного зародка залежить від форми краплі. Показано, що у

разі осадження Ni на підкладку NaCl спостерігається острівцевий механізм Folmer-Veber, що співпадає з експериментальними роботами для багатьох металів, осаджених на галоїдах. Абсолютно інший механізм конденсації спостерігається у разі осадження атомів Ni на підкладку Fe. На рис. 3.5 показані осаджені плівки Ni з різною кінетичною енергією. Тут більшість атомів Ni займають стаціонарні положення відразу або після невеликого пересування дифузії на поверхні. Чисельний експеримент показав, при високій кінетичній енергії (рис. 3.5, b) ~13 еВ (що відповідає температурі ~150000 K) приблизно 6% від загальної кількості атомів, що осаджуються, відбиваються від поверхні. При цьому спостерігаються також атоми Fe, які вибиваються з підкладки (співвідношення відбитих і вибитих атомів складає в середньому 10 до 1). Достатньо цікавим результатом чисельного експерименту є висновок, що із самого початку напилений нікель зберігає ОЦК структуру, а після осадження 5-6 шарів з'являється ГЦК атомна структура. При цьому не зафіксовано формування саме зародка ГЦК фази. У процесі осадження структура змінюється поступово. Навіть у порівняно товстій плівці структура областей зовні нагадує спотворену структуру ОЦК, хоча локальна парна функція розподілу однозначно відповідає ГЦК структурі.

Проведені експерименти по отриманню плівок Mn, Bi, Ni при розпиленні методом МІПР підтвердили формування ГЦК–Ni в плівках товщиною більш 120 нм та суміші ГЦК та ГЩУ–Ni у плівках товщиною <80 нм при зменшенні енергії атомів, що осаджуються. Це не збігається з висновком чисельного експерименту щодо формування у тонких плівках ОЦК–Ni. Показано, що зміна умов розпилення модернізованим іонно-плазмовим методом Mn, Bi, Ni змінює у широких межах структуру та властивості плівок

Зауваження до розділу 3:

1) виникає запитання, наскільки правильним є висновок з чисельного експерименту, що із самого початку напилений нікель зберігає ОЦК структуру; а після осадження 5-6 шарів з'являється ГЦК атомна структура, якщо реальний експеримент демонструє формування суміш з дисперсного ГЦК α-Ni та слідів ГЩУ β-Ni;

2) результати чисельного експерименту по осадженню Ni не зовсім зв’язані з дослідженнями метастабільних станів у загартованих з пари сплавах і незмішуваних системах;

3) не зрозуміло, чому після нагріву до 720 К (табл. 3.2) зберігається β-Mn і чому при гартуванні з рідкого стану ця фаза не формується.

У **4-му розділі «Кристалізація сильно пересичених твердих розчинів і метастабільних фаз у сплавах перехідний метал-металоїд»** розглядаються особливості формування, фізичні властивості та термічна стійкість аморфних і мікрокристалічних фаз у надвисоковуглецевих (30-84 ат.%) плівках систем Co-C, Fe-C, Ni-C у процесі формування плівок в умовах, де ефективні швидкості зниження енергії при конденсації атомів з пароподібного стану за різними теоретичними оцінками на 5-7 порядків перевищують максимальні швидкості охолодження зразків, які можна отримати при гартуванні з рідкого стану.

Здобувачем вперше отримано та досліджено однорідні, високовуглецеві, некристалічні плівки із вмістом вуглецю > 50 ат.% та вперше показано послідовність переходу аморфних і нанокристалічних фаз у рівноважний стан крізь проміжну метастабільну ГЩУ-фазу, яка змінює за вуглецем свій склад. Вперше визначені інтервали концентрації вуглецю при осадженні з пари високоенергетичних атомів при розпиленні сплавів Co-C, Ni-C, у межах яких в сплавах формуються сильнопересичені тверді розчини вуглецю у β-Co та Ni, рентгеноаморфна і нанокристалічна фази, метастабільні карбіди Co_3C, Co_2C і Ni_3C, які можна отримати тільки за штучних умов. Зроблено важливий висновок, з якого випливає, що закономірності процесу структуроутворення при осадженні з пари високоенергетичних атомів якісно описуються за допомогою добудованої діаграми метастабільної рівноваги в область переохолоджень, які

досягаються гартуванням з пароподібного стану через короткочасну рідку фазу. За рівнем електричних і магнітних властивостей отримані в роботі плівки систем Co-C, Fe-C, Ni-C перспективні для використання у пристроях мікроелектроніки в якості високоомних плівкових резисторів з низьким ТКО, а також магнітожорстких матеріалів для носіїв інформації.

Зауваження до розділу 4:

1) не зрозуміло, що таке термооброблений стан (табл. 4.1): це - нагрівання зі сталою швидкістю, ізохрональний відпал або витримка при постійній температурі;

2) на рис. 4.5 наведені петлі гістерезису у свіжонапиленому стані та після термообробки при 773 К, а у табл. 4.2 ці результати відсутні;

3) поняття «рівень метастабільності» (с. 129) правильніше було б визначати за термічними даними, як загальну теплоту фазових переходів з метастабільного до рівноважного стану; щодо електроопору - це структурно залежна величина, і є приклади, коли у процесі першої стадії кристалізації електроопір зростає, а ступінь метастабільності знижується.

5-й розділ «Формування метастабільних станів в системах з температурами плавлення компонентів, які сильно відрізняються: Pb-Al, Pb-Co, W-Ba, Ni-Ba, Ni-Ba-Mg, Al-Ta, Al-Nb» присвячено питанням формування метастабільних структур у плівкових системах Pb-Al, Pb-Co, W-Ba, Ni-Ba, Al-Ta, Al-Nb, що мають розшарування в рідкому стані, та температури плавлення компонентів яких сильно відрізняються.

Встановлено чітку кореляцію між підвищенням тиску плазмоутворюючого газу (Ar) у робочій камері та зменшенням швидкості гартування з пароподібного стану, про що свідчить, зокрема, незмінність величини періоду твердого розчину на базі Pb з підвищенням концентрації кобальту. Зниження тиску Ar призводить до збільшення швидкості гартування з пароподібного стану і підвищення ступеня пересичення твердого розчину на основі Pb. До збільшення швидкості гартування з пароподібного стану призводить також застосування металевих підкладок за рахунок меншого перегріву поверхні плівки при бомбардуванні атомами, що осаджуються. Встановлений вплив умов розпилення дозволив зафіксувати утворення однофазних сильнопересичених твердих розчинів на основі ГЦК решіток у плівках Pb-Al як з боку Al, так і - Pb; вперше спостерігати утворення однієї, або суміші двох аморфних фаз у незмішуваній системі W-Ba, в котрій обидва компоненти мають ОЦК-решітки, але атомний радіус барію у 1,6 рази перевищує атомний радіус вольфраму. За звичайних умов кристалізації реалізувати однорідний сплав у даній системі практично неможливо. Лише при використаному в роботі модернізованому іоно-плазмовому розпиленні потоки компонентів сплавів потрапляють на підкладку в умовах, коли вони взаємно перемішуються у потоці і конденсуються. Необхідне перемішування компонентів сплаву обумовлено тим, що атоми, які вилітають з високими енергіями (до 100-200 еВ), мають велику дисперсію імпульсу по величині і напряму. В умовах же звичайного іонно-плазмового розпилення ця енергія складає лише ~ 3% від енергії іона. Показано, що використання методу МІПР спільно з встановленими взаємозалежностями умов осадження високоенергетичних атомів і структурою плівок, дозволяє отримати плівки з корисними фізичними властивостями, такими як підвищена коерцитивна сила, прецизійні значення температурного коефіцієнту опору при широкому діапазоні номіналів, поліпшені емісійні властивості.

Зауваження до розділу 5:

1) про фазові переходи, тобто перетворення низькотемпературної модифікації Co з ГЩУ структурою у високотемпературну модифікацію ГЦК (стор. 143), свідчать різкі зміни (падіння) електроопору на залежностях від температури нагріву, а не перегини, як вказано в тексті дисертації;
2) не надано пояснення, як визначалась температурна стійкість плівок Al-Pb при твердженні про те, що підвищений вміст Pb у напилених плівках призводить до

падіння температурної стійкості сильнопересиченого твердого розчину на основі алюмінію (с. 149);

3) під час обговорення структурного складу напилених плівок W-Ba (табл. 5.3, стор.152) незрозуміло, звідки береться кисень в напилених плівках.

У **6-му розділі «Формування метастабільних станів у незмішуваних системах на основі феромагнетиків (Fe, Co) з парамагнетиками (Mg, Pt) і діамагнетиками (Ag, Bi), отриманих іонно-плазмовим напиленням»** розглядаються особливості формування нових металевих сплавів на базі незмішуваних систем Fe-Bi, Ag-Fe, Ag-Co, Fe-Co-Ag, Fe-Ag-Bi з використанням методу МІПР. У роботі встановлено склади й умови отримання плівок із низькими значеннями температурного коефіцієнту опору (~ 10^{-5} K^{-1}) та високою коерцитивною силою (≥ 150 кА/м) перспективні для використання їх як тонкоплівкових прецизійних резисторів і носіїв інформації з підвищеною магнітною пам'яттю, відповідно. Важливий новий результат у даному розділі міститься у виявленій залежності між позитивною енергією змішування компонентів та схильністю сплавів до аморфізації: зменшення енергії змішування сплавів на базі незмішуваних систем у низці Fe-Bi, Ag-Fe і Ag-Co від 94 до 52 кДж/моль знижує мінімальний розмір наномасштабних кристалітів від 9 до 3 нм.

Зауваження до розділу 6:

1) при аналізі структури свіжонапилених плівок і після термообробки вказані значення розмірів областей когерентного розсіювання, але не наведена похибка вимірювань. Слід зазначити, що використана формула Селякова-Шеррера, у даному випадку, може давати досить приблизні значення;

2) у наведених рисунках мікроструктури напилених плівок не зазначені виявлені фази;

3) спосіб подання результатів рентгенофазового аналізу на рис.6.26 – 6.31 у вигляді експериментальних дифракційних картин не дозволяє виділити із загального дифракційного спектра кількісні дані (міжплощинні відстані, індекси інтерференції, відносні інтенсивності максимумів), які відповідають окремим фазам.

7-й розділ «Формування метастабільних станів у незмішуваних системах Ag-Mn, Bi-Mn, Ni-Pb при гартуванні з рідкого стану» присвячено дослідженню можливості застосування аналітичного підходу до теоретичного визначення координат куполів розшарування у незмішуваних у рідкому стані системах Ag-Mn, Bi-Mn, Ni-Pb. Використовуючи запропоновані підходи, методом гартування з рідкого стану здобувачем отримані аморфні і мікрокристалічні фази в цих системах і проаналізований вплив особливостей їх формування на термічну стійкість і фізичні властивості. Методи кількісної оцінки положень максимумів областей незмішуваності у рідких сплавах Mn-Pb, Mn-Bi и Ag-Mn, Bi-Fe, Fe-Ag і Ni-Pb у рамках модернізованої субрегулярної моделі розчинів дозволили обирати швидкості і температури для гартування розплавів саме з однофазної області. Заслуговують на увагу нові результати щодо одержання швидкозагартованих плівок $Mn_{48}Bi_{52}$ з підвищеною до 400 кА/м коерцитивною силою з використанням визначених в роботі положень областей незмішуваності у рідких сплавах.

Зауваження до розділу 7:

1) при аналізі фазового складу загартованих з рідкого стану плівок наведені тільки табличні дані й відсутні рентгенограми або дифрактограми;

2) на рис. 7.3 наведено концентраційні залежності періодів решітки твердих розчинів в сплавах Ag-Mn, однак не наведено похибок при їх визначенні;

3) на рис. 7.4 не наведено індексів інтерференції для γ-Mn і Bi, що ускладнює інтерпретацію результатів ідентифікації фазового складу фольги Mn–52 at.% Bi .

У 8-му розділі «Утворення нанокристалічних фаз в багатокомпонентних напилених плівках» отримані експериментальні докази ефективності методу модернізованого іонно-плазмового розпилення сплавів, як методу формування метастабільних структур з покращеними магнітними і електричними властивостями в багатокомпонентних плівках системи Fe-Nd-B з домішками Nb, Cu, Pb, Zn, Ga і потрійних системах AlCuCo, AlCoNi і AlCuFe із квазікристалічними фазами.

Детально розглядаються особливості формування структури при модернізованому іонно-плазмовому розпиленні як спечених мішеней на базі сплаву Fe-Nd-B, так і складених мішеней з Fe, Nd, лігатури Fe-B та домішок Nb, Cu, Pb, Zn, Ga. Експериментально показано утворення у свіжонапилених плівках, отриманих методом МІПР, двох аморфних фаз на основі Nd та на основі заліза. За допомогою методу математичного планування експерименту побудовані лінійні залежності температурної стійкості свіжонапилених метастабільних структур і фізичних властивостей плівок від складу мішені і режиму розпилення, що дозволило отримати плівки на базі системи Fe-Nd-B з поліпшеними магнітними властивостями. Дуже важливим в розділі є отримані методами рентгеноструктурного, електронномікроскопічного, резистометричного аналізів експериментальні докази формування дисперсних квазікристалічних фаз у плівках на основі систем AlCuCo, AlCoNi і AlCuFe, що були синтезовані при осадженні високоенергетичних атомів методом МІПР набірних мішеней. В роботі доведено досить високу (до 773 К) температурну стійкість структури квазікристалічних плівок. Високі значення електричного опору плівок AlCuFe за рахунок утворення дисперсних включень квазікристалічної ψ -фази обумовлюють перспективність їх використання для створення високорезистивних, прецизійних плівкових матеріалів.

Зауваження до розділу 8:

1) виникає важливе практичне питання: чи можна за фотометрованими рентгенограмами свіжонапилених плівок (рис. 8.9 – 8.10) стверджувати про утворення саме квазікристалічної фази;

2) наведені на рис. 8.11 табличні значення інтенсивності дифракційних максимумів залежно від кута розсіювання для квазікристалічної фази $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ не містять посилання на джерело інформації;

3) не зрозуміло, чому відсутні криві зміни електроопору квазікристалічних плівок при охолодженні на рис. 8.18 – 8.19;

4) в експериментальних розділах вказані значення розмірів областей когерентного розсіювання, але не приведена похибка вимірювань, слід зазначити, що формула Селякова-Шеррера, і в даному випадку, дає лише приблизні значення, тому наведення результатів з точністю до десятих долей нм не може бути коректним.

Слід сказати, що в тексті дисертації іноді зустрічаються помилки і описки, десяті долі відділяються то крапкою то комою (наприклад, в табл. 8.4 – 8.5), в тексті зустрічаються явні “русизми” та подеколи вживаються несистемні одиниці (як, наприклад, ом/кв.).

Ці незначні зауваження не впливають на загальну позитивну оцінку самої роботи, її наукове значення та практичну цінність. ЇЇ результати будуть сприяти подальшому розвитку фізики кристалізації і фізики конденсованого стану.

Новизна отриманих результатів, викладені в дисертації наукові положення, практичні рекомендації та висновки науково цілком обґрунтовані.

Підсумовуючи, можна сказати, що автором отримано значний теоретичний і практичний матеріал для процесів гартування з рідкої фази та пари.

Робота розвиває існуючі уявлення щодо фізичних механізмів утворення найперших зародків, наступної кристалізації і формування кінцевої плівки. Її **науково-практичне значення** полягає у можливості цілеспрямовано впливати на формування структури і отримувати бажані властивості плівок.

Достовірність отриманих результатів і висновків ґрунтується на застосуванні численних сучасних методик, розрахунків і експериментальних вимірів, обробці наукових результатів, апробацією на 12 міжнародних і республіканських наукових конференціях, 27 статтях, 3 патентах України.

В докторській дисертації РЯБЦЕВА Сергія Івановича не використано положення, наукові результати та висновки, захищені здобувачем у кандидатській дисертації. Робота має завершений характер та структурну логіку. В ній наведені нові, науково обґрунтовані матеріали.

Автореферат, наведені висновки, рекомендації, опубліковані статті повністю відображають зміст дисертації. Дисертація акуратно оформлена, добре вичитана та написана зрозумілою науковою мовою.

Дисертаційна робота має загальний обсяг 313 сторінок, включаючи 274 сторінки текстового матеріалу, 109 рисунків, 32 таблиці. Список використаних джерел з 296 найменувань займає 28 сторінок, додатки – 3 сторінки.

Вважаю, що дисертаційна робота Рябцева Сергія Івановича за **актуальністю, методичному рівню, змісту, новизні отриманих наукових результатів** відповідає вимогам "Порядку присудження наукових ступенів", затвердженому Постановою Кабінету Міністрів України від 24 липня 2013р. №567 зі змінами, затвердженими Постановами Кабінету Міністрів України № 656 від 19 серпня 2015р. та №1159 від 30.12.2015р., а її автор заслуговує присудження йому наукового ступеня доктора фізико-математичних наук за спеціальністю 01.04.07. – фізика твердого тіла.

Офіційний опонент,
завідувач відділу кристалізації
Інституту металофізики ім. Г.В. Курдюмова
НАН України, докт. фіз.-мат. наук,
старший науковий співробітник _____ В.К. Носенко

Підпис В.К. Носенко засвідчую.

Учений секретар ІМФ ім. Г.В. Курдюмова
НАН України канд. фіз.-мат. наук _____ Є.В. Кочелаб