

## ВІДГУК

офіційного опонента на дисертаційну роботу  
НІЗАМЕЄВА МАКСИМА СЕРГІЙОВИЧА

### “ФАЗОВИЙ СКЛАД, СТРУКТУРА ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ АМОРФНИХ І НАНОКРИСТАЛІЧНИХ СПЛАВІВ

$\text{Fe}_{42-71}(\text{Ni}, \text{Co}, \text{Cr}, \text{Mo}, \text{W}, \text{Nb}, \text{V}, \text{Mn}, \text{Al})_{10-32}\text{Y}_{1,8-2}(\text{Si}, \text{C}, \text{B}, \text{P})_{17-24}$ “

яка представлена на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук за спеціальністю 01.04.13.-фізика металів

Нерівноважні умови твердіння розплавів та подальша їх термообробка у значній мірі визначають структуро- та фазоутворення і фізико-хімічні властивості отриманих сплавів. Особливо це стосується охолодження розплавів зі швидкостями  $10^5 - 10^7$  К/с, при яких можуть формуватися нанокристалічні і аморфні стани (метод гартування з рідкого стану: ГРС). Цей метод в останні часи широко розвивається і впроваджується в усьому світі, оскільки рідинно-загартовані матеріали володіють унікальним поєднанням суттєво поліпшених фізико-хімічних характеристик. Тому, безумовно, напрям експериментальних досліджень, який обрав автор при виконанні дисертаційної роботи, є у сучасних технологічних умовах дуже **актуальним** для подальшого розвитку як теоретичних уявлень щодо кінетики формування нерівноважних станів, так і для практичного отримання та застосування плівкових і об'ємних аморфних та нанокристалічних зразків у наукоємних технологіях. Найбільш перспективними в плані практичного застосування є об'ємні металеві стекла, серед яких особливе місце посідають сплави на основі заліза (аморфні сталі). Сировина для їх виготовлення має відносно низьку собівартість, однак аморфні сталі володіють надзвичайно високим рівнем міцнісних, зносо- та корозійно-стійких властивостей. З іншого боку, практичне використання цих сталей суттєво ускладнює той факт, що дані відносно термічної стійкості аморфних фаз, механізмів їх переходу у рівноважний стан та впливу режимів кристалізації на фізико-механічні властивості є дуже обмеженими.

Основний зміст і мета роботи складаються у встановленні механізмів процесів формування високоміцних і корозійностійких структурних станів в аморфних і нанокристалічних сплавах, кінетичних факторів зародження і росту наночастинок у процесі отримання і подальшої термообробки швидко-охолоджених зразків, впливу термодинамічних і кінетичних факторів, які впливають на термостабільність металевих стекел до нанокристалізації, встановленні впливу вмісту і співвідношення металоїдів та легувальних елементів, у т.ч. нерозчинних у залізі домішок, на механізми і кінетику формування наномасштабних кристалів як у нерівноважних умовах охолодження, так і при нагріві аморфних фаз, сформованих **в стрічкових та об'ємних зразках однакового хімічного складу**.

Така постановка роботи логічно випливає із кваліфіковано зробленого на великому сучасному фактичному матеріалі **літературного огляду “ОСОБЛИВОСТІ АТОМНОЇ БУДОВИ, ТЕРМІЧНА СТАБІЛЬНІСТЬ ТА ФІЗИКО-**

**ХІМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ АМОРФНИХ МЕТАЛЕВИХ СПЛАВІВ“**, в якому критично розглянуті кінетичні і термодинамічні умови аморфізації і нанокристалізації, наведені раніш встановлені залежності швидкості зародження і росту зародків в аморфній фазі, типи реакцій при кристалізації аморфної фази, показані причини гальмування росту наночастинок внаслідок зіткнення дифузійних полів, критично проаналізовані ймовірні фактори, які впливають на густину зародження наночастинок, обговорено склади і механізми збільшення міцності матеріалів у наноструктурному стані. Особливу увагу в огляді приділено тому факту, що кристалізація аморфних металевих сплавів (АМС) обумовлена не лише їх термодинамічними параметрами, але й енергією активації відповідних процесів: тому, зазвичай, для утворення метастабільних фаз потрібні менші енергії, ніж для стабільних фаз. Огляд, як і вся дисертація, написані доступною, науковою мовою, добре вичитані. У кінці розділу зроблено висновки щодо необхідності і важливості подальшого дослідження кінетики і механізмів формування високоміцних наноструктурних станів у перспективних об'ємних аморфних і нанокристалічних сплавах.

**У другому розділі “МЕТОДИ ОДЕРЖАННЯ НОВИХ СТІЧКОВИХ ТА ОБ'ЄМНИХ АМОРФНИХ І НАНОКРИСТАЛІЧНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Fe–(Ni,Co,Cr,Mn,Mo,W,V,Nb,Cu,Al,Y)–(Si,B,C,P)), ДОСЛІДЖЕННЯ ЇХ СТРУКТУРИ, ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ“** автор на основі великого, критично переробленого літературного матеріалу обґрунтував вибір сплавів системи  $\text{Fe}_{42-71}(\text{Ni}, \text{Co}, \text{Cr}, \text{Mo}, \text{W}, \text{Nb}, \text{V}, \text{Mn}, \text{Al})_{10-32}\text{Y}_{1,8-2}(\text{Si}, \text{C}, \text{B}, \text{P})_{17-24}$  “ для теоретичних і експериментальних досліджень. Додаткові фактори вибору для отримання і дослідження якісних зразків вміщувались: в їх схильності до аморфізації і їх підвищені литтєві характеристики. У розділі наведені докладні описи методик виготовлення і дослідження ГРС-зразків з використанням сучасної апаратури: дифракційні картини реєстрували за допомогою автоматизованого стандартного дифрактометру ДРОН-3М у фільтрованому  $\text{CoK}_\alpha$ - та монохроматизованому  $\text{MoK}_\alpha$ -випромінюванні. Термічна стійкість нерівноважних (аморфних або нанокристалічних) структур, а також характер та кінетику їх переходу до рівноважного стану були досліджені методом диференційної скануючої калориметрії (ДСК) на калориметрі NETZSCH404 в умовах неперервного нагріву. За ДСК-термограмами зразків з аморфною структурою визначали характерні температури склоподібного переходу ( $T_g$ ), початку кристалізації ( $T_{\text{ons}}$ ), максимуми швидкості процесу кристалізації ( $T_x$ ), початку ( $T_m$ ) та завершення ( $T_L$ ) плавлення. Вимірювання мікротвердості  $H_\mu$  швидкозагартованих зразків проводили за допомогою стандартного мікротвердоміру ПМТ-3. Визначення напруження руйнування для об'ємних швидкозагартованих зразків проводили шляхом випробовування на триточковий згин. Електричний опір та термічний коефіцієнт опору (ТКО) аморфних стрічок вимірювали *in situ* чотиризондовим методом на постійному струмі при швидкостях нагріву 5...10 К/хв. Електронномікроскопічні дослідження проводились на мікроскопах BS-540 і JEM 2000 FX-11. Мікро- та наноструктуру швидкозагартованих стрічок та сколів об'ємних зразків досліджували методом растрової електронної

мікроскопії на мікроскопі Tescan Mira 3 LMU. За результатами аналізу процесу охолодження розплаву на масивних підкладках різної конфігурації і експериментальних даних, наведених у літературі, розроблено та впроваджено у виробництво спеціальне обладнання: блок для надшвидкого охолодження розплаву та установку для лиття розплаву в мідну форму. Швидкість охолодження отриманих швидкозагартованих зразків оцінювали за їх товщиною (діаметром) за відомими із літератури співвідношеннями, з використаннями яких встановлено, що швидкості охолодження, які були досягнуті в розроблених у роботі методах гартування розплавів, лежать у межах від  $100$  до  $5,4 \cdot 10^6$  K/c.

Застосовані ізотермічні витримки дозволили автору звести до мінімуму визначення часу початку термообробки, що у свою чергу дозволило отримувати якісні дані щодо кінетики повного розпаду аморфного стану. Методика дослідження подібних рідинно-загартованих зразків є загальноприйнятою у світовій практиці і це дозволяє коректно порівнювати результати з літературними даними. Всі проведені численні експерименти виконані на високому методичному рівні.

У 3-му розділі дисертації **“СХИЛЬНІСТЬ СКЛАДНОЛЕГОВАНИХ СПЛАВІВ  $\text{Fe}_{42-71}(\text{PM}, \text{Al})_{10-32}\text{Y}_{1,8-2}(\text{Si}, \text{C}, \text{B}, \text{P})_{17-27}$  ДО АМОРФІЗАЦІЇ. ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ АМОРФНОГО ЧИ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛІЧНОГО ГЕТЕРОФАЗНОГО СТРУКТУРНОГО СТАНУ В ЗАЛЕЖНОСТІ ВІД ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА УМОВ НЕРІВНОВАЖНОГО ТВЕРДІННЯ СПЛАВІВ”** були розглянуті особливості формування аморфного та аморфно-нанокристалічного структурного стану в залежності від хімічного складу та режимів нерівноважного твердіння сплавів; наведені результати експериментального дослідження схильності складнолегованих сплавів на основі заліза з різним вмістом перехідних елементів та металоїдів до склоутворення та їх термічну стійкість. Слід відмітити, що аналіз кутових положень максимумів розсіювання, висот першого максимуму  $I(2\theta)$  та міжatomних відстаней  $r_1$  показав, **що для стрічок всіх досліджених сплавів у вихідному стані атомна будова є достатньо схожою.** У той же час величини областей когерентного розсіювання (ОКР)  $L$  вихідних аморфних стрічок для різних груп сплавів не корелюють з хімічним складом та їх схильністю до аморфізації. Окрім температури склування  $T_g$  та температурного інтервалу знаходження розплаву у переохолодженому стані процес склоутворення залежить також від температури  $T_L$ , яка є важливою, технологічною характеристикою процесу лиття, оскільки у значній мірі визначає в'язкість розплаву. Показано, що кристалізація низки фаз у переохолодженому розплаві на основі заліза відбувається роздільно, і зі збільшенням швидкості охолодження істотніше пригнічується кристалізація боридної фази. Важливим з теоретичної і практичної точки зору є встановлена автором умова нанокристалізації, згідно якої для нанокристалізації **необхідно поєднання високої швидкості зародження та низької швидкості росту кристалів, яке може бути досягнуто лише у відносно вузькому діапазоні швидкостей охолодження, внаслідок сильних залежностей цих параметрів від температури.** З аналізу літературних джерел випливає, що в умовах охолодження, близьких до аморфізації, в

розплавах на основі Fe останньою пригнічується кристалізація  $\alpha$ -твердого розчину. На другій стадії кристалізації в залишковій аморфній матриці утворюються кристали фази, ізоструктурній бориду  $\text{Fe}_2\text{B}$ , та укрупнюються первинні кристаліти з ОЦК-структурою. Слід відмітити, що й у повністю закристалізованому зразку зберігається наномасштабний характер структури, середні розміри кристалітів ОЦК твердого розчину заліза та бориду в якій складають приблизно 40 нм (с.74). Аналіз процесу кристалізації аморфної фази у багатокомпонентному сплаві на основі заліза показав, що наявність в його складі міді та ніобію сприяє збільшенню швидкості зародження та гальмуванню росту нанокристалів твердого розчину на основі  $\alpha$ -Fe. **Тобто ці фактори є передумовою для формування наномасштабних кристалів  $\alpha$ -Fe не лише при нагріві аморфної фази, але й при охолодженні розплаву.** Оскільки, як встановлено вище, головний внесок у зміцнення частково і повністю кристалічних зразків вносять борокарбідні сполуки, саме зменшення їх відносної кількості обумовлює зниження твердості матеріалу злитку до глибини близько 0,3 мм. Дуже цікавим є встановлена автором **наявність аморфної фази у внутрішніх шарах злитків і відсутність її на поверхні**, оскільки поверхневі шари охолоджуються у безпосередньому контакті зі стінками мідної ливарної форми з більш високою швидкістю. Тим не менш, зафіксований ефект (формування кристалічних шарів на поверхні відливки) спостерігався у низці робіт при одержанні злитків з об'ємноаморфізованих сплавів на основі Fe (с.79). Головною причиною цього, як вважає автор, є інтенсивне гетерогенне зародження кристалів у поверхневих шарах, що обумовлено їх взаємодією переважно із залишками кисню в атмосфері лиття під час відносно довгого часу охолодження. Звідси автором зроблено практичний висновок, що зниження впливу гетерогенного зародження може бути досягнуто шляхом вдосконалення умов лиття (зокрема, вибором атмосфери), а також підбором легуючих домішок, які знижують швидкість зародження. Експериментально-практична частина даної роботи свідчить про можливість збільшення критичної товщини злитків з аморфною структурою із сплавів на основі Fe, виготовлених з промислової сировини, шляхом використання наступних сплавів: 1) зі складами, близькими до евтектичних; 2) сплавів, в яких формування первинної фази при охолодженні розплаву пригнічується при відносно малих ( $\sim 10^2$  K/c) швидкостях охолодження або 3) флюсів, що пригнічують процес гетерогенного зародження. Слід відмітити, що температури початку кристалізації аморфних структур в об'ємних зразках досліджених сплавів (874–896 K) знаходяться на рівні кращих зарубіжних аналогів.

**Зауваження до розділу:** 1) на с.64 йдеться про розміри ОКР на рівні 1,11 нм. На мій погляд ці значення є дещо зменшеними. Виникає питання: чи була в оцінках ОКР врахована поправка на геометричне розширення дифракційних максимумів; некоректно для оцінок ОКР виглядає другий знак після коми; 2) чи можна однозначно робити висновки щодо наявності одночасно у фазовому складі сплаву 5 фаз тільки на базі розшифровки концентраційної області одного дифракційного максимуму; 3) було б цікаво почути від автора причину появи саме текстури (200) для ГЦК-заліза у сплавах при кристалізації.

**4-й розділ дисертації “ЗАКОНОМІРНОСТІ СТРУКТУРО- ТА ФАЗОУТВОРЕННЯ ПРИ ТЕРМІЧНИХ ОБРОБКАХ СТРІЧКОВИХ ТА ОБ’ЄМНО АМОРФІЗОВАНИХ СПЛАВІВ” містить результати досліджень структурних змін, що відбуваються у процесі термічної обробки в аморфних структурах зразків низки сплавів, одержаних швидким охолодженням розплаву у формі стрічок та пластин. Визначені у роботі параметри термічної стійкості аморфних фаз, механізми фазових перетворень, діапазони існування метастабільних структурних станів є важливими характеристиками не тільки з точки зору фізики нерівноважних процесів, але й для встановлення кореляцій між структурними параметрами і фізичними властивостями. Оскільки більшість досліджених сплавів є оригінальними, результати наведені в четвертому розділі є новими.**

Серед великої кількості наведених експериментальних результатів до найбільш важливих з наукової точки зору можна віднести встановлений автором типовий механізм нанокристалізації (розміри нанокристалів в залежності від часу відпалу змінюються за кривими з насиченням) у склі  $\text{Fe}_{45}\text{Ni}_{19.4}\text{Co}_{8.5}\text{Cr}_{5.7}\text{Mo}_{1.9}\text{B}_{14}\text{Si}_{5.5}$  (NHRSCo-1). Такий механізм спостерігається, зокрема у відомому промисловому склі марки Finemet ( $\text{FeNbCuSiB}$ ), але на відміну від скла Finemet **хімічний склад сплаву NHRSCo-1 не містить елементів, які прискорюють зародження (Cu) та гальмують швидкість росту (Nb) кристалів.** За результатами якісного порівняння особливостей процесів кристалізації скла NHRSCo-1 і базового аморфного сплаву  $\text{Fe}_{80}\text{B}_{14}\text{Si}_6$  зроблено важливий висновок, що підвищена швидкість зародження кристалів у складнолегованому склі обумовлена зниженою питомою енергією на межі поділу кристал/скло.

Новим и важливим результатом є встановлений автором двостадійний процес переходу аморфної структури у кристалічний стан у сплаві  $\text{Fe}_{71}\text{Cr}_6\text{Nb}_6\text{Si}_5\text{B}_{12}$  (HB-3), в якому на обох стадіях формуються ті ж самі фази (нанокристали  $\alpha\text{-Fe}$  та метастабільного бориду  $\text{Fe}_3\text{B}$ ). При цьому на першому етапі формуються переважно нанокристали бориду, а на другому- твердого розчину на основ  $\alpha\text{-Fe}$ . **Подібний тип двофазної нанокристалізації спостерігається вперше,** а оскільки швидкості зародження і росту нанокристалів  $\alpha\text{-Fe}$  та  $\text{Fe}_3\text{B}$  є різними, то ізотермічні відпали зразків скла  $\text{Fe}_{71}\text{Cr}_6\text{Nb}_6\text{Si}_5\text{B}_{12}$  відкривають нові можливості для регулювання структурних параметрів і, відповідно, керування фізичними властивостями нанофазних композитів.

Безумовно, з фізичної точки зору, цікавими є термографічні дослідження аморфних зразків з відмінними термічними передісторіями (рис. 4.1), які за змінами термічної стійкості дозволяють зробити попередні висновки щодо можливих механізмів першої стадії кристалізації: зокрема визначити вплив загартованих зародків. Заслуговує на увагу встановлене фазове перетворення, згідно якому цей процес починається з фазового розшарування початкового аморфного стану на дві аморфних фази з середніми розмірами ОКР 1,0 и 2,2 нм (відносні долі 0,23 і 0,77), відповідно. Нагрів до температури 1005 К призводить до зникнення першої аморфної фази, утворення наномасштабних (10-20 нм) кристалів інтерметалідних фаз: при цьому друга аморфна фаза стає більш

впорядкованою (розмір ОКР – 3 нм), а її відносна кількість зменшується до 0,16. Зниження термічної стійкості аморфного стану у зразках, охолоджених з меншими швидкостями, найімовірніше, обумовлено істотною роллю «гартівних» зародків, об'ємна густина яких зростає при зменшенні швидкості охолодження у процесі кристалізації. Збільшення різниці енергій активації на пізніших стадіях нанокристалізації свідчить про суттєво вищий вміст кластерів (вморожених центрів) борокарбідних сполук в об'ємних аморфних зразках, що є наслідком меншої (на 4 порядки) швидкості їх охолодження порівняно з аморфними стрічками. Рентгенографічні дослідження зразків швидкоохолоджених стрічок усіх сплавів показали, що **ускладнення хімічного складу аморфних фаз супроводжується ускладненням процесу їх нанокристалізації**. Слід відмітити, що характер двофазної (чи трифазної) нанокристалізації аморфної фази у сплаві НВ-3 принципово відрізняється від процесу формування нанокомпозитних структур у широкому класі сплавів типу FINEMET, NANOPERM. Запропонований новий тип кристалізації не відповідає відомій універсальній класифікації Кестера-Герольда для металевих стекол, а спроби автора знайти аналоги у літературі, як можна судити, успіху не мали. Це свідчить про необхідність подальшого поглибленого дослідження кінетики та механізму дво(три)-фазної кристалізації аморфного сплаву НВ-3 з використанням комбінації структурних та кінетичних методів. Автором показано, що кристалізація аморфної фази у сплаві НВ-3 ( $\text{Fe}_{71}\text{Cr}_6\text{Nb}_6\text{Si}_5\text{B}_{12}$ ) відбувається у два етапи шляхом одночасного формування нанокристалів твердого розчину на основі  $\alpha\text{-Fe}$  та боридів двох структурних типів:  $\text{Fe}_3\text{B}$  ( $\text{Ni}_3\text{P}$ ) і  $\text{Fe}_3\text{B}$  ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), **при цьому домінуючим процесом першого етапу є кристалізація боридів, а другого –  $\alpha\text{-Fe}$** . Ці результати відкривають прогнозовані можливості для моделювання і отримання контрольованої наномасштабної мікроструктури.

Серед практично важливих результатів **розділу IV** є, перш за все, визначені температури початку кристалізації об'ємних стекол ( $T_{\text{ons}}$ ), деякі з яких (896, 873 і 879 К для низки сплавів НВСУ-1-1, НВСУ-2-1 і НВСУ-3-1, відповідно) знаходяться на рівні кращих відомих з літератури аналогів. Автором виконано великий обсяг досліджень щодо визначення ефективних енергій активації різних стадій переходу металевих стекол у рівноважний кристалічний стан, а також встановлено фазовий склад і параметри проміжних структурних станів, які формуються у стеклах в процесі відпалу. Безпосередній зв'язок цих характеристик з кінетикою та механізмами фазових перетворень важко встановити за рахунок численних факторів, однак отримані автором дані, що носять поки переважно довідковий характер, можуть бути корисними при розробці режимів термічної обробки або експлуатації виробів з об'ємних металевих стекол на основі заліза.

#### ***Зауваження до розділу.***

1) розділ містить надмірну кількість експериментальних даних, які недостатньо систематизовані, що не дозволило автору встановити для низки сплавів конкретний вплив окремих легуючих елементів на термічну стійкість металевих стекол та механізми їх кристалізації;

- 2) незрозуміло, з чим порівнюються процеси переходу у рівноважний стан аморфних фаз у сплавах HVCY-1 та HVCY-1-1 у висновку 2, і що вкладає автор в термін «ізотермічний максимум на термограмі ДСК» ;
- 3) таблиця 4.2 здається зайвою, оскільки кристалографічні аспекти боридів, карбідів та фосфідів заліза у роботі не обговорюються;
- 4) згідно з характеру термограм ДСК, наведених на рис. 4.2а, суттєва різниця температур початку кристалізації аморфної фази у стрічці та пластині (861 та 896 К відповідно) обумовлена зміною механізму першої стадії кристалізації. Але цей важливий результат в роботі не обговорено;
- 5) близький до лінійного характер графіків Кісінджера (рис. 4.3) свідчить не про високу точність визначення ефективних енергій активації, а, вірогідно, про незмінність механізмів відповідних перетворень у діапазоні температур вимірювань;
- 6) порівняння у п.п. 4.4 даних, що характеризують кристалізацію стекол  $\text{Fe}_{45}\text{Ni}_{19.4}\text{Co}_{8.5}\text{Cr}_{5.7}\text{Mo}_{1.9}\text{B}_{14}\text{Si}_{5.5}$  та  $\text{Fe}_{80}\text{B}_{14}\text{Si}_6$  не є коректним, оскільки дані для потрібного скла FeSiB у роботі відсутні;
- 7) лінії на рис. 4.9 і 4.10 є зайвими, оскільки рівняння, за якими вони розраховані, в тексті відсутні;
- 8) гальмування росту нанокристалів зазвичай описується моделлю «м'якого» (soft), а не «пружного» зіткнення, що на практиці є більш реальним;
- 9) не є коректним використання в одній таблиці (4.4) різних розмірностей довжини, зокрема, нм та Å;

**У 5-му розділі дисертації "Механічні, корозійні та електричні властивості аморфних фаз і нанофазних композитів різного хімічного складу з урахуванням температурно-концентраційних умов нерівноважного твердіння розплавів та кристалізації аморфних фаз" наведені результати досліджень фізико-хімічних характеристик стрічкових та об'ємних аморфних на нанокомпозитних сплавів різного хімічного складу з урахуванням режимів нерівноважного твердіння розплавів та кристалізації аморфних фаз. Отримані результати є дуже важливими з практичної точки зору. До найважливіших результатів слід віднести наступні:** 1) рівень  $H_u$  зростає з підвищенням загального вмісту легуючих елементів в АМС. Найбільшою міцністю характеризуються повністю кристалічні структури, які містять наномасштабні кристаліти метастабільного бориду  $\text{Fe}_3\text{B}$  та карбідів  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ; 2) мікротвердість досліджених зразків добре корелює з відносним вмістом в їх структурі наномасштабних кристалів рівноважного бориду  $\text{Fe}_2\text{B}$ , що дає підстави стверджувати про головний внесок у зміцнення сплаву HBRM-4 саме цієї фази; 3) за результатами структурних досліджень серії нових аморфних сплавів системи  $\text{Fe}-(\text{Ni}, \text{Co}, \text{Cr}, \text{Mn}, \text{Mo}, \text{W}, \text{V}, \text{Nb})-(\text{Si}, \text{B}, \text{C}, \text{Y(P)})$  встановлено, що основний внесок у зростання міцнісних характеристик частково і повністю закристалізованих аморфних сплавів до рекордних 15–20 ГПа **обумовлений головним чином наномасштабним характером кристалічних фаз, а не їх природою.** Показано, що перетворення  $\alpha\text{-Fe} - \gamma\text{-Fe}$  призводить до зменшення мікротвердості та підвищення пластичності нанокристалічних сплавів; 4) твердість злитків НВРС з

високим вмістом фосфору з нанокристалічною структурою є дещо вищою і складає 11,16–12,26 ГПа (табл.5.2). Вузькі діапазони твердості зразків цієї групи свідчать про відносно низьку чутливість міцнісних властивостей цих сплавів до варіацій хімічного складу та структури; 5) Одним із важливих результатів, одержаних в роботі, є висока твердість нанокомпозитних структур, які складаються з відносно м'яких нанокристалів  $\alpha$ -Fe, розподілених в аморфній матриці (прутки сплавів НВСУ-1-1); при цьому значення  $H_u$  мають тенденцію до зростання (від 12,1 до 14,7 ГПа) при підвищенні густини нанокристалів, яка у цих зразках зростає від 10 до 40%; 5) складнолеговані АМС на основі заліза дуже вдало поєднують характеристики міцності і пластичності з високим рівнем електроопору ( $>130$  мкОм\*см); доведено високу ефективність їх використання як високоміцних корозійностійких стрічкових низькотемпературних нагрівачів у побутовому та промисловому обладнанні замість ніхромових, фехрелевих та вуглеволоконних матеріалів, які імпортуються в Україну.

**Зауваження до розділу:** 1) не зовсім зрозуміло, чому розділ починається саме з отриманих результатів, без визначення мети і завдань даного розділу; 2) автор висловив припущення, що, як правило, спостерігається кореляція між мікротвердістю аморфних сплавів та їх термічною стійкістю (температурою початку кристалізації за рахунок характеру сил міжатомного зв'язку і густини атомного упакування в аморфній фазі), але далі у тексті про це більш нічого не сказано; 3) у 5-му висновку друге речення не збігається по суті з першим; 4) незрозуміло, як можна порівнювати особливості руйнування нанокристалічного сплаву  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{14}\text{W}_2\text{C}_2\text{Si}_1\text{B}_{15}$  (НВ-2) з руйнуванням крихких матеріалів типу керамік; 5) у роботі показано що твердість об'ємних зразків з аморфною структурою є мінімальною серед всіх досліджених сплавів, що не містять  $\gamma$ -Fe, але обговорення цього важливого фактора не надано. Іноді у роботі зустрічаються, але їх небагато, невдалі наукові вирази: наприклад, "...при кристалізації виявляється незначна кількість неідентифікованих фаз, **які лише віддаленно нагадують метастабільні бориди  $\text{Me}_3\text{B}$  та  $\text{Me}_2\text{B}$** " (пояснення до рис.4.8), з кристалографічної точки зору це звучить не досить переконливо.

У цілому робота розвиває існуючі уявлення відносно фізичних механізмів нерівноважної кристалізації. Робота та запропоновані умови нанокристалізації і наступної термообробки будуть мати вихід при виборі оптимальних режимів виготовлення важливих у практичному відношенні високоміцних і корозійностійких об'ємних аморфних і нанокристалічних **сплавів** на основі системи заліза.

Робота має **завершений характер і структурну логіку.**

Зроблені зауваження і побажання не знижують цінності отриманих автором багатьох цікавих і важливих для теорії і практики фізики нерівноважної кристалізації **нових і науково-обґрунтованих результатів.** Їх достовірність також ґрунтується апробацією на 2 міжнародних наукових конференціях, підтверджується доброю кореляцією з наявними у літературі останніми

експериментальними і теоретичними даними. За темою дисертації опубліковано 6 статей, 4, з яких входять до наукометричної бази даних SCOPUS, отримано патент України. Зроблені дослідження узгоджуються з науковими напрямами відділу кристалізації ІМФ НАНУ та мають змістовий зв'язок з тематикою 5 держбюджетних науково-дослідних робіт, які фінансуються НАН України та фінансувалися Міністерством освіти і науки України.

Дисертаційна робота складається із вступу, п'яти розділів, загальних висновків, списку використаних літературних джерел (147 найменувань). Загальний обсяг роботи становить 145 сторінок. Дисертація вміщує 48 рисунків та 20 таблиць.

Автореферат повністю відображає зміст дисертаційної роботи.

У кінці відгуку необхідно відмітити дуже великий експериментальний об'єм виконаних робіт, яких би вистачило ще на декілька дисертацій.

Вважаю, що дисертація **НІЗАМЕЄВА М. С.** за актуальністю, високому методичному рівню, науковому вмісту, новизні численних наукових і практичних результатів відповідає всім вимогам “Порядку присудження наукових ступеней”, затвердженому Постановою Кабінету Міністрів України №567 зі змінами, затвердженими Постановами Кабінету Міністрів України №656 від 19 серпня 2015р. та №1159 від 30 грудня 2015р., а її автор, **НІЗАМЕЄВ МАКСИМ СЕРГІЙОВИЧ**, заслуговує присудження йому наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук за спеціальністю 01.04.13 – фізика металів.

Офіційний опонент,  
професор кафедри експериментальної фізики  
та фізики металів Дніпровського національного  
університету імені Олеся Гончара  
доктор фіз.- мат. наук, професор

В.Ф.Башев

Підпис В.Ф.Башева підтверджую

Вчений секретар Дніпровського національного університету  
імені Олеся Гончара

Т.В.Ходанен

