УДК 669.15’25’26’781’782:539.213:548

ОСОБЛИВОСТІ КРИСТАЛІЗАЦІЇ МЕТАЛЕВИХ АМОРФНИХ СПЛАВІВ НА (Fe-Co)-ОСНОВІ ПІД ВПЛИВОМ ЛАЗЕРНОГО НАГРІВАННЯ

Гіржон В.В., д.ф.-м.н., доцент

Запорізький державний університет

1. ВСТУП

Сьогодні вивченню процесів кристалізації в металевих стеклах присвячене значне число робіт як вітчизняних, так і зарубіжних авторів. У цих роботах досліджуються процеси зародження і росту кристалів, формування і розпаду метастабільних кристалічних фаз та ін. Проте у більшості робіт указані процеси вивчалися або при ізотермічних відпалах при заданій температурі, або при невисоких швидкостях нагрівання [1-3]. Дослідженню таких процесів при високих і надвисоких швидкостях нагрівання і охолодження загартованих із рідкого стану (ЗРС) сплавів присвячена набагато менша кількість робіт. Вплив же лазерного нагрівання розфокусованим променем із низькою (10-40 Мвт/м^2) густиною потужності випромінювання на структурні зміни в аморфних металевих сплавах (АМС) практично не досліджувався.

Застосування лазера як джерела надшвидкого нагрівання й охолодження дозволяє значно розширити область досліджень щодо впливу кінетичних факторів теплового впливу на структуру аморфних матеріалів і повинно привести до більш повного розуміння процесів, що відбуваються. Крім того, на відміну від усіх відомих методів термообробки, лазерний нагрів дає можливість дослідження локальних областей нагрівання і гартування, зокрема поверхневих шарів тонких стрічок, а також можливість вивчення структурного стану стрічок за глибиною. До цього часу такі дослідження практично не проводилися. Тому задачу про вплив лазерних нагрівань на структурний стан аморфних металевих сплавів можна вважати досить актуальною.

2. МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

За об'єкти дослідження були обрані металеві сплави, що містять кобальт: $Y_{63}Co_{37}$, $Fe_{61}Co_{20}Si_5B_{14}$, $Co_{68}Fe_4Cr_4Si_{13}B_{11}$, отримані методом ЗРС в атмосфері гелію. Перший сплав був обраний як модельний, що характеризується наявністю області глибокої евтектики на рівноважній діаграмі стану [4], що відповідно до критеріїв аморфізації дозволило його аморфізувати при порівняно невисоких (~10^5 К/с) швидкостях охолодження [5, 6].

Інші складнолеговані сплави на основі заліза і кобальту вибиралися як сплави, що можуть мати практичне застосування завдяки високим магнітом’яким характеристикам і практично нульове значення магнітострикції. Хоча на рівноважних діаграмах стану базових компонентів відсутня область глибокої евтектики, проте додавання бору дозволяло порівняно легко аморфізувати ці сплави. Іншою причиною вибору зазначених сплавів як об'єктів дослідження стало те, що описи фазового складу подібних сплавів у процесі їхньої кристалізації в різних авторів дещо відрізняються.

Для порівняння досліджувані зразки піддавалися ізотермічним відпалам і лазерним нагрівам.

Лазерні нагріви здійснювали з контактного боку зразків за допомогою імпульсного рубінового лазера з різними густинами потужності випромінювання в захисному середовищі аргону, а також за допомогою CO_2 лазера при різних швидкостях сканування лазерного променя.

Об'ємні ізотермічні відпали виконували в муфельній печі протягом 30 хвилин у захисному середовищі пірофіліту.

Фазовий склад стрічок після нагрівання до температур, вищих від температури початку кристалізації, визначали рентгенівським методом у Fe-K_α і Co-K_α випромінюваннях.

Для ідентифікації фаз застосовували результати теоретичних розрахунків інтегральної інтенсивності дифракційних максимумів, які виконувалися на основі літературних даних про базиси і ґратки фаз, що кристалізуються, з урахуванням можливості змін у базисі. Необхідність проведення таких розрахунків

була викликана двома факторами: 1) складністю фазового складу і 2) можливістю впливу режимів і видів термічного впливу на концентрацію домішкових атомів, а значить і на параметри ґраток фаз.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

а) $Y_{63}Co_{37}$

Відповідно до даних дифрактометричного аналізу у вихідному стані стрічка сплаву $Y_{63}Co_{37}$ була аморфною як із боку контактної, так і з боку вільної поверхні.

Ізотермічні відпали показали, що першою фазою, що кристалізується, є фаза Y_3Co. При цьому кристалізація проходила за первинним типом. Підвищення температури відпалу призводило до формування разом із зазначеною фазою також фази Y_3Co_2 (рис. 1).

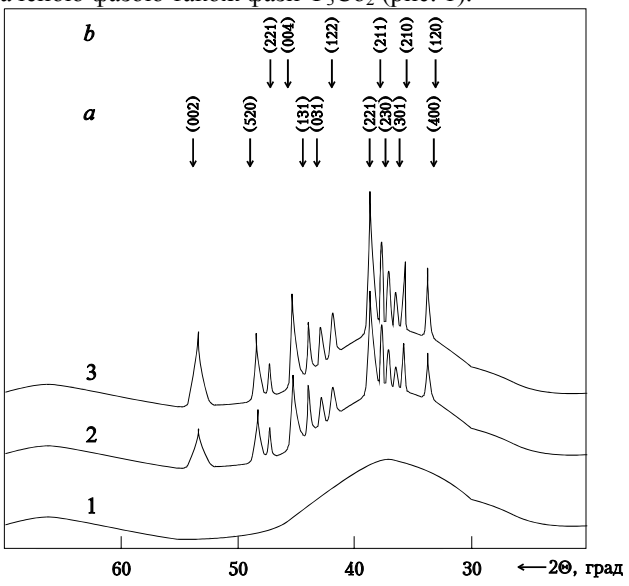


Рис. 1. Фрагменти дифрактограм від опроміненої поверхні стрічки ЗРС-сплаву $Y_{63}Co_{37}$ у вихідному стані (1) та після низькоенергетичного імпульсного лазерного нагріву з послідовно зростаючою густиною потужності випромінювання (2, 3);
a - фаза Y_3Co; *b* - фаза Y_3Co_2

Досліджуваний зразок піддавався з боку контактної поверхні імпульсному лазерному нагріванню розфокусованим променем із 40% перекриттям плям. Поступове підвищення густини потужності випромінювання (починаючи від 5 - 7 МВт/м^2) призвело до того, що на фоні аморфного гало одночасно сформувалися дифракційні максимуми від кристалічних ґраток фаз Y_3Co і Y_3Co_2. Тобто лазерний нагрів призвів до зміни схеми кристалізації. При цьому дифракційні максимуми з боку вільної поверхні стрічки на фоні аморфного гало не були виявлені. Цей експериментальний факт говорить про те, що лазерна обробка у відповідних режимах призводить до односторонньої кристалізації аморфної стрічки. Отриману в результаті цього структуру можна уявити як двошарову: з боку вільної поверхні стрічка залишається рентгеноаморфною, а з боку обробленої лазером - аморфно-кристалічною [7].

Зростання густини потужності випромінювання викликало підвищення інтенсивності дифракційних максимумів і послаблення інтенсивності дифузного максимуму, тобто призводило до збільшення об'єму кристалічних фаз.

Подібний описаному двошаровий структурний стан у тонкій стрічці можна одержати, в принципі, безпосередньо в процесі її виготовлення, наприклад, ЗРС методом спинінгування, змінюючи швидкість обертання диска, матеріал, із якого виготовлений диск, і т.д., тобто змінюючи умови тепловідводу від розплаву (або, іншими словами, змінюючи швидкість його охолодження). Проте таке отримання стрічки, особливо із заданою глибиною аморфно-кристалічного шару, пов'язано зі значними технологічними важкостями. Лазерна ж обробка дозволяє досить плавно змінювати глибину аморфно-кристалічного шару шляхом зміни густини потужності випромінювання.

б) $Fe_{61}Co_{20}Si_5B_{14}$

У вихідному після ЗРС стані всі досліджувані зразки сплаву також були рентгеноаморфними.

Об'ємні відпали сплаву при температурах, нижчих від 673 К, не викликали зміни дифракційної картини: зразок залишався рентгеноаморфним. Після відпалу при 723 К на фоні аморфного гало фіксували формування дифракційних максимумів від ОЦК ґратки α-твердого розчину. Збільшення температури відпалу до 773 К викликало ріст інтенсивностей цих максимумів, а також появу слабкоінтенсивних піків, що були ідентифіковані як відбитки від ґратки тетрагонального бориду Fe_3B^t. Відпал при 823 К призводив до повної кристалізації аморфної стрічки (аморфне гало на дифрактограмах було відсутнє). При цьому спостерігались інтенсивні максимуми від ґратки α-фази, тетрагонального метастабільного бориду типу Fe_3B^t і стабільного бориду $(Fe,Co)_2B$. Після підвищення температури відпалу до 873 К і вище на дифрактограмах фіксувались лише відображення від ґраток двох фаз: α-фази і стабільного бориду $(Fe,Co)_2B$ (табл. 1).

Лазерний імпульсний нагрів сплаву проводили з мінімальним перекриттям плям (5-10 %). При низьких густинах потужності лазерного випромінювання (q = 10-15 МВт/м^2) зразок залишався в аморфному стані. Лазерний нагрів із q = 26 МВт/м^2 привів до виникнення на дифрактограмах максимумів від α-фази на фоні аморфного гало. На дифрактограмах від необробленої поверхні дифракційних максимумів від кристалічних фаз не фіксували. При q = 29 МВт/м^2 на фоні аморфного гало, крім піків від α-фази, спостерігались також відображення від ґратки тетрагонального бориду Fe_3B^t, а при q = 32 МВт/м^2 ще й метастабільного орторомбічного бориду Fe_3B^o. Зростання q до 35 МВт/м^2 призводило до зникнення аморфного гало, зростання інтенсивностей піків від зазначених фаз, а також до формування дифракціоних максимумів від ґратки стабільного бориду $(Fe,Co)_2B$. Подальше підвищення густини потужності призводило до руйнування зразків (табл. 1).

Таблиця 1. Фазовий склад сплаву $Fe_{61}Co_{20}Si_5B_{14}$ після ізотермічних відпалів та лазерних нагрівів

Типи та режими нагріву		Фазовий склад
Ізотермічний відпал	**T, K**	
	<723	A*
	723	A+α-(Fe,Co)
	773	A+α-(Fe,Co)+Fe_3B^t
	823	α-(Fe,Co)+Fe_3B^t+$(Fe,Co)_2B$
	923	α-(Fe,Co)+$(Fe,Co)_2B$
Імпульсний лазерний нагрів	**q, МВт/м^2**	
	<25	A
	26	A+α -(Fe,Co)
	29	A+α -(Fe,Co)+Fe_3B^t
	32	A+α -(Fe,Co)+Fe_3B^t+Fe_3B^o
	35	α -(Fe,Co)+ Fe_3B^t +Fe_3B^o+$(Fe,Co)_2B$

A* - аморфний стан

Параметри ґраток фаз, що формувалися в процесі ізотермічних відпалів сплаву $Fe_{61}Co_{20}Si_5B_{14}$, змінювалися при підвищенні температури відпалу (табл. 2).

Параметр ґратки α-твердого розчину був меншим, ніж параметр ґратки α-Fe (0,2866 нм). Це можна пояснити тим, що перша фаза, яка кристалізується, являє собою не α-залізо, а твердий розчин заміщення кобальту в залізі, тобто α-(Fe,Co). Деяке зменшення параметра a ґратки з підвищенням температури відпалу пов'язано, очевидно, із виходом атомів бору з твердого розчину, який відбувався до початку кристалізації стабільного бориду $(Fe,Co)_2B$.

Параметри a і c ґратки метастабільного бориду Fe_3B^t, що кристалізувався зі збагаченої залізом аморфної матриці, також змінювалися зі зростанням температури відпалу (табл. 2). Підвищення тетрагональності

ґратки можна пояснити заміщенням атомів бору атомами кремнію при кристалізації в умовах обмеженої рухливості атомів. Подібна зміна відзначалася раніше в роботі [8].

Таблиця 2. Параметри ґраток фаз, що формуються в сплаві $Fe_{61}Co_{20}Si_5B_{14}$ після термообробок

Види та режими нагріву		α-(Fe,Co)	$(Fe,Co)_2B$		Fe_3B^t		Fe_3B^o		
		a, нм	*a*, нм	*c*, нм	*a*, нм	*c*, нм	*a*, нм	*b*, нм	*c*, нм
Ізотерміч-ний відпал	**T, K**								
	723	0,2856							
	773	0,2854			0,8664	0,4292			
	823	0,2852	0,5098	0,4238	0,8659	0,4293			
	873	0,2852	0,5092	0,4237	0,8659	0,4295			
	1073	0,2852	0,5092	0,4237					
Імпульсний лазерний нагрів	***q*,МВт/м^2**								
	29	0,2849			0,8660	0,4303			
	32	0,2849			0,8652	0,4305			
	35	0,2851	0,5096	0,4238	0,8650	0,4306	0,543	0,667	0,446

Останньою фазою, що кристалізується, у досліджуваному сплаві, як і очікувалося, був борид типу Fe_2B, що узгоджується роботою [9]. Проте параметри ґратки отриманої фази істотно відрізнялися від табличних параметрів ґратки бориду Fe_2B. Це пов'язано з формуванням не Fe_2B-фази, а фази $(Fe,Co)_2B$, що має той же структурний тип $CuAl_2$. При цьому зміна параметрів *a* і *c* цього бориду пов'язана, очевидно, з топологічною релаксацією ґратки. Це цілком можливо, оскільки змінний параметр *x* у базисі ґратки $CuAl_2$, що істотно залежить від кристалохімічних параметрів компонентів, може змінюватися в досить широких межах.

При імпульсному лазерному нагріванні порядок формування фаз, що кристалізуються, був аналогічним до того, який спостерігався при об'ємних відпалах. Проте при q = 32 МВт/м^2 на рентгенограмах спостерігались максимуми від ґратки орторомбічного бориду Fe_3B^o з параметрами, що практично збігалися з визначеним раніше в роботі [10]. Підвищення значення q до 35 МВт/м^2 призводило до повної кристалізації поверхневих шарів аморфної стрічки, які брали участь у формуванні дифракційної картини. При цьому спостерігались одночасно відображення від кристалічних ґраток чотирьох фаз: α-(Fe,Co), Fe_3B^t, Fe_3B^o, $(Fe,Co)_2B$. Співіснування чотирьох фаз у поверхневому шарі визивалося малими (4 мс) проміжками часу термічного впливу на зразок. Внаслідок цього розпад метастабільних фаз Fe_3B^t і Fe_3B^o не встигав здійснюватися.

в) $Co_{68}Fe_4Cr_4Si_{13}B_{11}$

Згідно з рентгенографічними даними у вихідному стані всі зразки сплаву знаходилися в аморфному стані.

Об'ємні відпали до температур, що не перевищують 773 К, не призводили до зміни рентгенівської дифракційної картини, тобто зразок залишався рентгеноаморфним. Перші дифракційні максимуми від ґратки кристалічної фази були виявлені після відпалів при 778 К і були ідентифіковані як відображення від ГЩУ і ГЦК ґраток кобальту. Підвищення температури відпалу до 793 К викликало появу (окрім зазначених) також слабких дифракційних максимумів, ідентифікованих як відображення від кристалічних ґраток орторомбічного бориду $(Co,Si)_3B$ (структурний тип Fe_3C, a = 0,468 нм, b = 0,508 нм, c = 0,616 нм) і фази Co_2Si (структурний тип Co_2Si), що узгоджується з даними, отриманими в роботі [11].

Підвищення температури до 808 К приводило до повного зникнення аморфного гало на рентгенограмах, тобто до повної кристалізації зразка. При цьому спостерігались інтенсивні максимуми від ґраток фаз Co_2Si, $(Co,Si)_3B$ та Co. Крім того, на рентгенограмах були зафіксовані слабковиражені максимуми, що належать фазі, ідентифікацію якої провести не вдалося (X-фаза). Наступні відпали (до 878 К включно) привели лише до незначного перерозподілу інтенсивностей дифракційних максимумів зазначених фаз. Після відпалів при 903 К и 923 К спостерігалось поступове розширення максимумів, які відповідали фазам Co_2Si та Co, і зменшення інтенсивностей відображень від ґратки фази $(Co,Si)_3B$. Відпали при 943 К викликали повний розпад метастабільної фази $(Co,Si)_3B$ і приводили до формування досить інтенсивних відображень від ґраток фаз $Co_{23}B_6$ (структурний тип $Fe_{23}B_6$), (Co,Si)B (структурний тип FeB) і $(Co,Si)_2B$

(структурний тип $CuAl_2$). Підвищення температури відпалу до 988 К викликало ріст інтенсивності дифракційних ліній від фаз $(Co,Si)_2B$ та Co і зниження інтенсивності ліній Х-фази аж до повного їх зникнення. Наступні відпали при більш високих температурах приводили до розпаду фаз Co_2Si, (Co,Si)B і $Co_{23}B_6$. Після відпалу при 1073 К на рентгенограмах спостерігалися лише відображення від ґраток стабільних фаз: Co і $(Co,Si)_2B$. (табл. 3).

Таблиця 3 Фазовий склад ЗРС стрічки сплаву $Co_{68}Fe_4Cr_4Si_{13}B_{11}$ у процесі кристалізації при різних видах та режимах нагріву

Види та режими нагріву		Фазовий склад
Ізотермічний відпал **Т, К**	<773	A*
	778	A+Co
	793	A+Co+$(Co,Si)_3B$+Co_2Si
	808	Co+$(Co,Si)_3B$+Co_2Si+сл.X**
	943	Co+Co_2Si+$Co_{23}B_6$+(Co,Si)B+$(Co,Si)_2B$+сл.X
	988	Co+Co_2Si+$Co_{23}B_6$+(Co,Si)B+$(Co,Si)_2B$
	>1113	Co+$(Co,Si)_2B$
Імпульсна лазерна обробка ***q*, МВт/м^2**	<20	A
	25	A+Co+$(Co,Si)_2B$
	>35	Co+$(Co,Si)_2B$+$(Co,Si)_3B$
Обробка CO_2 лазером ***P* = 200 Вт** ***v* , м/с**	>0,30	A
	0,25	A+Co+(Co,Si)B+сл.$(Co,Si)_2B$
	<0,20	Co+$(Co,Si)_2B$+(Co,Si)B

Примітки: *) A - аморфний стан;

**) сл. - сліди фази.

Імпульсну лазерну обробку проводили з боку контактної поверхні стрічки з мінімальним перекриттям плям (5-10 %). При низьких густинах потужності випромінювання (q < 24 МВт/м^2) зразок залишався рентгеноаморфним. Після обробки з q = 25 МВт/м^2 на рентгенограмах, отриманих з боку оброблених контактних поверхонь, на фоні аморфного гало формувалися дифракційні максимуми від ґраток Co і стабільної фази $(Co,Si)_2B$. Подальше підвищення густини потужності приводило до поступового зникнення аморфного гало, росту інтенсивностей ліній зазначених фаз і появи відображень від ґратки метастабільного борида $(Co,Si)_3B$ (a = 0,430 нм, b = 0,526 нм, c= 0,643 нм). Після обробки з q = 35 МВт/м^2 на рентгенограмах не спостерігали аморфного гало з боку обробленої поверхні і фіксували відбитки тільки від трьох зазначених фаз. При цьому говорити про повну кристалізацію всього зразка було не можна, оскільки з боку необробленої поверхні гало чітко фіксувалося. Таким чином, як і для сплаву $Y_{63}Co_{37}$, виявлена можливість формування в тонких аморфних стрічках двошарової структури типу "аморфне - кристалічне".

Подальше підвищення густини потужності випромінювання (до руйнування зразка) не приводило до зміни фазового складу оброблених ділянок. Однак при цьому спостерігали досить значний перерозподіл інтенсивностей дифракційних максимумів усіх фаз. Це може бути пояснене як розпадом метастабільної фази $(Co,Si)_3B$, так і виникненням текстури внаслідок існування високих температурних градієнтів при імпульсному лазерному нагріванні (табл. 3).

Обробка аморфної стрічки за допомогою неперервного лазера проводилася з боку вільної поверхні в таких режимах: потужність випромінювання 200 Вт, діаметр плями 7 мм, швидкість переміщення зразка змінювали від 0,31 м/с до 0,125 м/с. Перші слабкоінтенсивні дифракційні максимуми від ґраток кристалічних фаз з'явилися на фоні аморфного гало при швидкості 0,25 м/с і були ідентифіковані як відбитки від фаз Co, $(Co,Si)_2B$ і (Co,Si)B. Зниження швидкості переміщення зразка до 0,20 м/с

призводило до підвищення інтенсивності зазначених максимумів і зменшення інтенсивності аморфного гало. Зниження швидкості (аж до руйнування зразків) не призводило до зміни фазового складу, а лише до поступового зникнення аморфного гало (табл. 3).

Аналіз рентгенографічних даних показав, що при всіх видах і режимах термічного впливу, використаних у роботі, першою фазою, що кристалізується, є Co. Причому визначені експериментально параметри ґратки цієї фази виявилися дещо меншими від табличних, що пояснюється розчинністю легуючих елементів у кобальті відповідно до рівноважних діаграм стану.

З табл. 3 видно, що кристалізація при об'ємних відпалах носить багатостадійний складний характер. Звертає на себе увагу той факт, що серед перших фаз, які кристалізуються, виявлені $(Co,Si)_3B$ і Co_2Si, структурні типи котрих (Fe_3C і Co_2Si, відповідно) сприяють формуванню аморфного стану при ЗРС і, як відомо, повинні формуватися першими в процесі кристалізації. Термічний інтервал стабільності цих фаз при даній стехіометрії складу досить обмежений. Тому при подальшому підвищенні температури, як і очікувалося, спостерігався ряд фазових перетворень, який остаточно привів до утворення стабільного стану ($Co + (Co,Si)_2B$).

На відміну від ізотермічних відпалів, при всіх режимах лазерної обробки, що приводять до кристалізації поверхневих шарів зразків, фіксувались дифракційні максимуми від кристалічних ґраток і Co, і $(Co,Si)_2B$ на фоні аморфного гало в початкових стадіях кристалізації. Це може бути пояснене тим, що при лазерній обробці в поверхневих шарах досягаються більш високі температури, достатні для кристалізації фази $(Co,Si)_2B$, тобто з'являється можливість існування аморфного стану і фаз Co і $(Co,Si)_2B$, що неможливо при об'ємних відпалах.

Необхідно відзначити, що використані імпульсна і неперервна лазерні обробки мають істотні відмінності: різну довжину хвилі і тривалість теплового впливу на локальній ділянці зразка. Ці відмінності особливо простежуються при досягненні режимів, що призводять до кристалізації більш глибоко розташованих ділянок стрічки. Так, при імпульсній лазерній обробці в цих ділянках внаслідок короткочасності поверхневого теплового впливу (4 мс) створюються термічні умови, що відповідають більш низьким температурам об'ємного відпалу, ніж при неперервній лазерній обробці. Тому в приповерхневих шарах, структурний стан яких може бути зареєстрований рентгенографічно, сформувалися різні фази: $(Co,Si)_3B$ (імпульсна обробка) і (Co,Si)B (неперервна обробка). Це відповідає і черговості фазоутворення при об'ємних відпалах: фаза $(Co,Si)_3B$ формувалася при більш низьких температурах, ніж фаза (Co,Si)B. Одержання більш високих температур у приповерхневих ділянках за допомогою імпульсної лазерної обробки виявилося неможливим внаслідок руйнування зразка.

Вище, для сплаву на основі заліза, було показано, що зміна швидкості теплової дії істотно впливає на схему кристалізації, тобто на черговість формування і розпаду фаз. Дослідження структури останнього сплаву дозволяють стверджувати, що швидкість теплового впливу може змінювати не тільки схему, але й реакцію кристалізації. Так, при об'ємних відпалах у досліджуванім аморфнім сплаві спостерігалася первинна (primary) кристалізація, при якій з аморфної матриці формувалася фаза, яка за хімічним складом відрізнялася від матриці. Лазерний нагрів призводив до евтектичної (eutectic) кристалізації, коли сумарний хімічний склад фаз, які формуються, приблизно відповідав хімічному складові аморфної матриці.

4. ВИСНОВКИ

1. Імпульсна лазерна обробка аморфних стрічок сплаву при певних енергетичних параметрах променя дозволяє отримувати двошарову структуру типу “аморфне - кристалічне”.

2. Різні швидкості нагрівання і тривалості теплового впливу при імпульсній і неперервній лазерних обробках приводять до зміни виявленого рентгенографічно фазового складу в приповерхневих областях аморфної стрічки $Co_{68}Fe_4Cr_4Si_{13}B_{11}$ при тій же самій евтектичній реакції кристалізації.

3. Значна різниця між кінетичними чинниками теплового впливу при ізотермічних і лазерних нагріваннях можуть викликати не тільки зміну в схемі кристалізації (як для сплаву $Fe_{61}Co_{20}Si_5B_{14}$) , але й приводити до зміни реакції кристалізації (відповідно з первинної на евтектичну для сплаву $Co_{68}Fe_4Cr_4Si_{13}B_{11}$).

ЛІТЕРАТУРА

1. *In situ* X-ray studies of rapid crystallization of amorphous $NiZr_2$ / Braner S., Strom-Olsen J.O., Sutton M. et al. // Phys. Rev. B.- 1992.- Vol. 45. - N 14. - P. 7704 - 7715.
2. Effect of rapid annealing on the structure of $Co_{71.7}Fe_{4.9}Si_{11.7}B_{11.7}$ metallic glass/ Zaluska A., Zaluski L., Hiltunen E.J. et al. // Physica Scripta. - 1991. - Vol. 44. - P. 405 - 407.
3. Matyja H., Zaluska A. Rapid heating of metallic glasses // Philosophical Magazine B.- 1990. - Vol. 61. - N 4. - P. 701 - 713.

4. Вол А.Е., Каган И.К. Строение и свойства двойных металлических систем. - М.: Наука, 1976. - 816 с.
5. Аморфные металлические сплавы / Под ред. Ф.Е. Люборского. - М.: Металлургия, 1987. - 584 с.
6. Эллиот Р. Управление эвтектическим затвердеванием.- М.: Металлургия, 1987.- 352 с.
7. Girzhon V.V. The investigation of the amorphous $Y_{63}Co_{37}$ ribbons crystallization under laser treatment by X-ray diffraction. – Mater. Sci. For. – 1993. – V. 133 – 136. – P. 485 – 490.
8. Khan I., Kneller E., Sostarich M. The phase Fe_2B // Zeitschrift fur Metallkunde. - 1982. - Vol. 73. - N 10. - P. 624 - 626.
9. Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Панкратов С.П. Кристаллизация аморфных сплавов системы Fe - B // Металлофизика. - 1980. - т. 2. - № 6. - С. 96 - 101.
10. Herold U., Koster U. Metastabile phasen in extrem schnell erstarrten Eisen-Bor-Legierungen // Zeitschrift fur Metallkunde. - 1978. - Vol. 69. - N 5. - P. 326 - 332.
11. Zaluska A., Matyja H. Current pulse heating of Co-Fe-Si-B metallic glasses // Mater. Sci. Eng. - 1989. - Vol. 89. - P. 11 - 13.