

УДК 669.1:66.065.52
PACS 61.46.-w

ІННОВАЦІЙНА ТЕХНОЛОГІЯ ОБ'ЄМНОЇ АМОРФІЗАЦІЇ МЕТАЛЕВИХ СПЛАВІВ

К. Єрьоміна, В. Кирєєв, А. Пабат

*Дніпродзержинський державний технічний університет
вул. Дніпробудівська, 2, 51918 Дніпродзержинськ, Україна
e-mail: pabat@ukr.net*

Розглянуто спосіб одержання аморфних металів у довільних об'ємах з металів та їхніх сплавів. За умови мінімальних енергетичних і технологічних витрат розроблена технологія забезпечує аморфізацію не лише металів, але й будь-яких кристалічних речовин у довільних об'ємах і довільної форми із наперед заданими розмірами структурних елементів аморфізації.

Ключові слова: аморфні метали та металеві сплави, аморфізація, нанокристалічні матеріали.

Металеві матеріали використовують майже у всіх конструкціях і приладах. Рівень технічного прогресу багато в чому визначається металевими матеріалами, які є у розпорядженні суспільства. Зазвичай метали і сплави — полікристалічні тіла. Ці емпірично знайдені металеві матеріали (залізо, мідь, чавун, сталь, бронза, латунь, дуралюміній, підшипникові сплави тощо) з кристалічною структурою людство використовує протягом останніх тисячоліть.

Силікатні стекла були відомі навіть в античні часи. Поняття ж “металеве скло”, або аморфний металевий сплав, з'явилося лише порівняно недавно. Аморфними називають метали і металеві сплави, у яких відсутній дальній порядок у розташуванні атомів. Ідеальний досконалий монокристал і аморфний сплав є двома граничними випадками стану металевих матеріалів. Ідеальний досконалий монокристал, вся сукупність атомів якого періодично правильно розташована у просторі, відрізняється однорідністю, симетрією трансляції та анізотропією. Перехід з безладного рідкого у впорядкований кристалічний стан протікає у часі. При твердінні в короткий проміжок часу утворюються нерегульовані аморфні сплави. Склоподібний стан можна розглядати як моментальну фотографію рідини. При швидкому твердінні атоми рідини залишаються практично на місці, і так “заморожується” конфігурація атомів рідини. На протиположному кристалічному твердому тілу подібні сплави не мають дальнього порядку в розташуванні атомів. У них спостерігається тільки ближній порядок в межах мікрообластей, розміри яких не перевищують декількох міжатомних відстаней. Між цими граничними випадками стану металевої речовини існує декілька перехідних стадій (у ряді випадків метастабільних станів), з яких найбільш важливим є мікрокристалічний стан (рис.1).

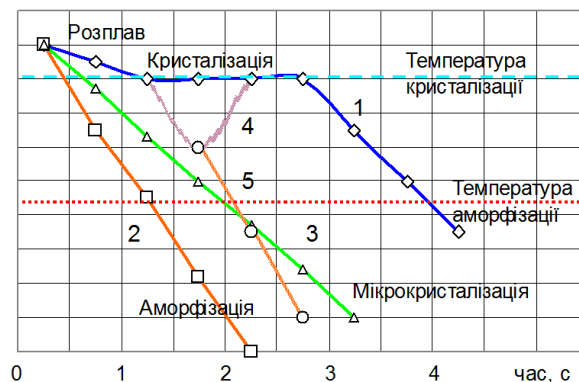


Рис. 1. Діаграми тверднення металевих розплавів

У 1960 р. було відкрито спосіб отримання аморфних сплавів шляхом прямого охолодження розплаву. Оскільки атомна рухливість в розплаві набагато вища, ніж в твердому сплаві, швидкість охолодження, необхідна для істотної зміни процесу кристалізації в розплаві, повинна значно перевищувати її значення, потрібне для придушення фазових перетворень у сплаві, що знаходиться в твердому стані. За умови малого теплового опору на поверхні, низької температури і великої теплоємності холодильника забезпечується велика потужність тепловідведення, так що швидкість гарту у разі тонких шарів розплаву досягає мільйонів кельвін в секунду. Для аморфізації матеріалу при безперервному охолодженні розплаву останній повинен бути достатньо швидко охолоджений нижче за рівноважну температуру плавлення, або температуру ліквідуса T_L , щоб уникнути кристалізації і пов'язаного з нею дуже великого стрибкоподібного підвищення в'язкості. На рис. 2 представлена залежність розрахункової величини швидкості охолодження R_C від товщини стрічки d для типового аморфного сплаву $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ з комерційною назвою Metglas 2826 фірми "Allied Chemical Co."

Як видно з рис. 2 у загальному випадку для утворення аморфних сплавів необхідні високі швидкості охолодження $R_C > 10^3$ К/с. Ці швидкості можуть бути досягнуті тільки в тонких перетинах і при хорошому тепловому контакті розплаву з ефективним відведенням тепла тілом, тому для здійснення способів найбільш швидкого гарту необхідне зіткнення розплаву з підкладкою з великою теплопровідністю при високій відносній швидкості їхнього руху. Цим забезпечується розподіл розплаву на великій площі при малій товщині сплаву або тонкий перетин і хороший тепловий контакт.

Практичне значення параметра R_C полягає в тому, що він визначає максимальну товщину d повністю аморфної стрічки, яку можна отримати в одному циклі гарту. Величина d закономірно росте з пониженням R_C , а отже, і з підвищенням T_g за всіх інших рівних умов, але на практиці залежність від T_g визначатиметься теплофізичними властивостями розплавів і ефективністю їхнього

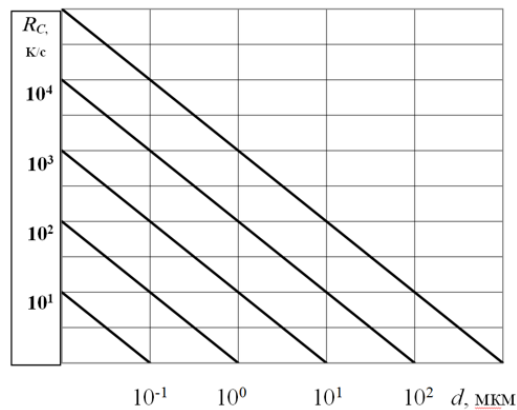


Рис. 2. Залежність швидкості охолодження R_C від товщини стрічки d при різних коефіцієнтах теплопередачі

теплового контакту з поглиначем тепла. Теплофізичні параметри аморфізації деяких металів і сплавів представлені в табл. 1.

Як видно з таблиці, найбільша швидкість охолодження потрібна для аморфізації чистих металів, яка закономірно зменшується на три порядки для двокомпонентних сплавів і на п'ять–шість порядків для трьохкомпонентних сплавів, що є вирішальним теплофізичним чинником аморфізації об'ємних виробів.

Технічне освоєння аморфних сплавів, мікро- та наноструктурних металевих матеріалів стає сьогодні однією з найважливіших проблем. Для одної галузі науки і техніки застосування таких сплавів дозволить різко підвищити робочі характеристики приладів, для інших може стати єдиним прийнятним технічним рішенням. Наслідком нанокристалічної (аморфної) структури є незвичайні магнітні, механічні, електричні властивості і корозійна стійкість аморфних металевих сплавів. Твердість і межа міцності на розтягування в аморфних високовуглецевих сталях перевищують відповідні значення для звичайних високоміцних сталей,

Табл. 1. Теплофізичні параметри аморфізації деяких металів і сплавів

Метал, сплав	T_L , К	T_g , К	$T_L - T_g$, К	T_g/T_L	R_C , К/с
Ni	1725	425	1300	0,25	$3 \cdot 10^{10}$
Fe ₉₁ B ₉	1628	600	1028	0,37	$2,6 \cdot 10^7$
Fe ₈₉ B ₁₁	1599	640	959	0,40	$3 \cdot 10^7$
Fe ₈₃ B ₁₇	1448	760	688	0,52	$1 \cdot 10^6$
Fe ₄₂ Ni ₄₁ B ₁₇	1352	720	632	0,53	$3,5 \cdot 10^5$
Fe ₇₉ Si ₁₀ B ₁₁	1419	818	601	0,58	$1,8 \cdot 10^5$

таких як рояльний дріт. Більш того, аморфні високоміцні сплави характеризуються значною пластичністю, як це властиво аморфним сплавам. Механічні і теплові властивості аморфних високовуглецевих сплавів наведені в табл. 2.

Табл. 2. Механічні і теплові властивості аморфних високовуглецевих сплавів

Сплав	Твердість, HV , К	Міцність при розтягуванні σ_f , МПа	Температура аморфізації T_g , К
$Fe_{72}Mo_{12}C_{16}$	830	3590	748
$Fe_{62}Mo_{20}C_{18}$	970	3790	860
$Fe_{72}Mo_8W_4C_{16}$	910	3450	799
$Fe_{66}Mo_{12}W_4C_{18}$	920	3680	833
$Fe_{62}Cr_8Mo_{12}C_{18}$	960	2960	833
$Fe_{54}Cr_{16}Mo_{12}C_{18}$	1030	3780	612

Отже, основними відмінностями механічних властивостей нанокристалічних та аморфних матеріалів порівняно з відповідними полікристалічними фазами є більші модуль Юнга, межа міцності, величина пружної деформації (до 2 % проти 0,2 %), енергія пружної деформації до межі текучості та менша пластична деформація за кімнатної температури внаслідок неоднорідності деформації.

Аморфні сплави відзначаються надзвичайно високою корозійною стійкістю, зокрема, несприйнятливістю до пітингової корозії, що є однією з найцікавіших властивостей аморфних сплавів. На рис. 3 показані залежності швидкості корозії від вмісту хрому в сплавах, оцінені по зменшенню маси зразків при зануренні їх в розчин NaCl при 30 °C.

У разі кристалічних сплавів залізо-хром (неіржавіюча сталь 18Cr-8Ni) збільшення вмісту хрому слабко впливає на швидкість корозії в розчині хлористого натрію, тоді як швидкість корозії аморфних сплавів при додаванні хрому швидко падає. Швидкості корозії для сплавів, що містять > 2 % (ат.) Cr нижче, ніж кристалічних сплавів залізо-хром — при вмісті < 8 % (ат.) Cr швидкість корозії стає такою малою, що зміну маси зразків за допомогою мікробалансу не вдається зареєструвати навіть після витримки сплаву в розчині протягом 168 годин.

Велика увага до цього класу матеріалів пов'язана зі значними перевагами, які надає їх застосування в цілому ряду областей техніки. У Росії, США, Японії, ФРН, Швейцарії, а потім і в Англії, Франції та інших країнах були виконані дослідження і розробки, які показали перспективність практичного використання аморфних сплавів. Так, фірмами "Дженерал Електрик" і "Вестінгауз" (США) організовано виробництво трансформаторів, в яких для осердів використовується стрічка з аморфних сплавів, а фірма "Еллаїд сигнел" може виготовляти більше 15 тисяч тонн аморфних сплавів у рік. Очікується, що при достатньо високій

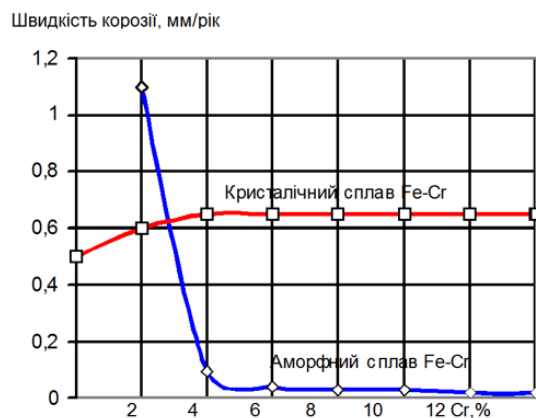


Рис. 3. Швидкості корозії аморфних і кристалічних сплавів в NaCl

продуктивності ціна сплавів на основі Fe-V знизиться до 2-4 дол./кг. При цьому вони зможуть успішно конкурувати з текстурованою електротехнічною сталлю Fe-3,2%Si, ціна якої становить від 1,5 до 1,8 дол./кг і разом з падінням цін спостерігається зростання об'єму виробництва аморфних сплавів від рівня 1980 р., — 15 тис. кг до 60 тис. т до 2000 р. і до 240 тис. т до 2020 р. Найбільший ефект очікується від застосування аморфних сплавів у трансформаторах, оскільки при цьому в декілька разів знижуються втрати електроенергії. Тільки застосування осердів з аморфних сплавів в розподільних трансформаторах дає змогу в США заощадити близько 15 мільярдів кіловат-год електроенергії на рік, що еквівалентно щорічній економії 700 мільйонів доларів. У височастотних трансформаторах низький рівень втрат в аморфних сплавах використовується також для зниження маси і об'єму апаратури. У даний час аморфні сплави успішно застосовують як в перетворювачах потужністю всього декілька мікват, так і в магнітних вимикачах в електромережах потужністю декілька гігват, а також для виготовлення магнітних головок, екранів, магнітних сепараторів, сердечників електричних дроселів, термочувливих елементів, регуляторів температури.

У другій половині 1970-х років були розроблені процеси і створені установки для виробництва аморфних металевих сплавів у вакуумі та інертній атмосфері. Багато з них були рекомендовані і потім освоєні в аерокосмічній, сенсорній і медичній техніці. Проте для низки застосувань аморфних сплавів як функціональних матеріалів, які повинні забезпечувати проходження або, навпаки, опір проходженню дій — електромагнітних, звукових, теплових, оптичних, а також для каталізу, медичної техніки такі малі перетини часто не є перешкодою. Проте для другої основної групи матеріалів — конструкційних — така товщина перетинів, що забезпечують несучу здатність навантажених конструкцій у багатьох випадках недостатні, що вимагало розробки нових матеріалів і технологій, які дозволяють збільшити товщину перетинів до декількох міліметрів або декількох десятків міліметрів.

На початку 90-х років було поставлено завдання пошуку об'ємно-аморфізованих масивних сплавів, які формуються безпосередньо під час твердіння з використанням невисоких швидкостей охолодження розплавів. При цьому можливо застосовувати і деякі традиційні методи литва (наприклад, під тиском і тому подібне) з отриманням не тільки напівфабрикатів, але і готових виробів. Такий підхід дозволив прогнозувати склади сплавів з аморфною структурою, які мають екстремально низькі значення критичної швидкості охолодження розплаву порядку $1-10^2$ К/с і відповідно більший об'єм виробів.

На основі розглянутих вище принципів було розроблено нові металеві сплави з аморфною структурою на основі інтерметалідних систем, які відрізняються від відомих об'ємною аморфізацією в товщині спочатку до 5 мм, а потім до 50–100 мм, тим самим був створений новий клас аморфних сплавів на основі систем типу інтерметалід–інтерметалід, який займає проміжне місце між відомими масивними стеклами-діелектриками оксидних систем і традиційними аморфними металевими сплавами мікронних перетинів. Об'ємно-аморфізовані металеві сплави можна отримати за допомогою звичайного литва, а також термопластичної обробки, зварювання та інших технологічних процесів у вигляді виробів практично будь-якої форми та розмірів. На основі об'ємно-аморфізованих сплавів отримують також нові нанокристалічні, нанокластерні, квазікристалічні та градієнтні матеріали з унікальним поєднанням об'ємних і поверхневих властивостей для самих різних областей техніки, медицини, екологічних систем безпеки.

Потрібно, проте, визнати, що синтез згідно викладеної концепції сплавів із значною схильністю до аморфізації при низьких швидкостях охолодження $1-10^2$ К/с не завжди відповідає стратегічному завданню створення найбільш затребуваних сучасними технологіями матеріалів. Зокрема, широке використання металоїдів (C, P, Si, Ge) і металів із значними розмірами молекул (Zr, Ti, Pd і ін.), що забезпечують необхідну для аморфізації об'ємних виробів теплопровідність, накладають певні обмеження на властивості і характеристики отримуваних аморфних виробів. Завданням цих досліджень є розробка технологій, які дозволяють підвищити ефективність об'ємної аморфізації аморфних виробів з наперед заданими характеристиками і властивостями.

У сучасних технологіях можна простежити тенденції вивчення і використання впливу на структуру і властивості різноманітних металевих матеріалів комбінованих екстремальних дій — поєднання високих швидкостей охолодження з ударними навантаженнями, високим тиском, накладанням магнітних і електричних полів, опромінюванням частками з високою енергією. Зокрема, досліджена технологія отримання наноструктурних металів методом інтенсивної пластичної деформації ударними хвилями, що призводить до подрібнення структури і щільність дислокацій досягає 10^{12} см⁻². Подібні методи комбінованих фізичних дій забезпечують використання низки чудових якостей аморфних сплавів у виробках з набагато більшими перетинами, ніж доступно при прямому гарті. Проводяться дослідження інших аморфних сплавів, у тому числі й феромагнітних сплавів на основі заліза, а також досліди по зварюванню вибухом стрічок з аморфних сплавів з різними металевими підкладками.

Одним із стратегічних напрямів технологій об'ємної аморфізації слід визнати застосування фізичних дій, які насамперед забезпечують мінімізацію утворення кристалітів під час переходу розплаву через T_L . Зокрема, представляється перспективним застосування для цієї мети енергії ультразвукових коливань, які перешкоджають кристалізації, що дозволяє понизити температуру розплаву до $0,9-0,8 T_L$, тим самим значно збільшити один з домінуючих параметрів аморфізації — приведені температури склування T_g/T_L . Ефективність цієї технології обґрунтована фундаментальними фізичними законами будови речовини. Справді, агрегатний стан речовини фізично визначається енергією сил міжмолекулярної взаємодії між молекулами речовини (рис.4).

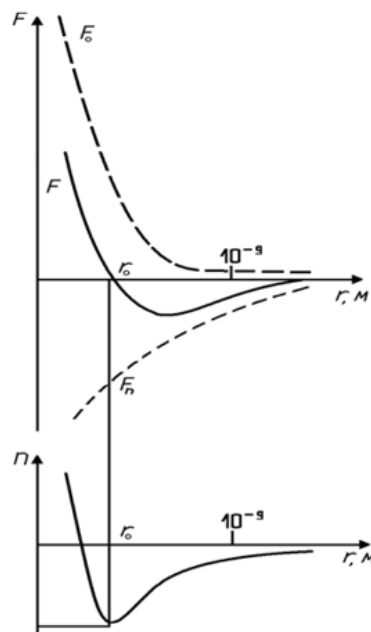


Рис. 4. Сили і потенціальна енергія молекулярної взаємодії

Критерієм різних агрегатних станів речовини є співвідношення величин Π_{\min} і kT . Π_{\min} — найменша потенціальна енергія взаємодії молекул — визначає роботу, яку потрібно виконати проти сил тяжіння для того, щоб роз'єднати молекули, які знаходяться в рівновазі ($r = r_0$), а енергія kT визначає подвоєну середню енергію, яка припадає на один ступінь свободи хаотичного теплового руху молекул. Якщо $\Pi_{\min} < kT$, то речовина знаходиться в газоподібному стані, оскільки енергія kT інтенсивного теплового руху молекул перешкоджає поєднанню молекул, тобто вірогідність утворення агрегатів з молекул достатньо мала. Якщо $\Pi_{\min} > kT$, то речовина знаходиться у твердому стані, оскільки молекули,

притягуючись одна до одної, не можуть віддалитися на значні відстані і коливаються біля положень рівноваги, яка визначається відстанню r_0 . Якщо $P_{\min} \approx kT$, то речовина перебуває в рідкому стані, оскільки в результаті теплового руху молекули переміщуються в просторі, обмінюючись місцями, але не розходяться на відстань, що перевищує r_0 . Отже, виявляється можливим на межі температур переходу агрегатних станів підтримувати агрегатний стан речовини за рахунок енергії зовнішніх пружних коливань, наприклад, ультразвукових, енергія яких співмірна з енергією kT .

Фізично верхня частотна межа пружних коливань досягає 10^{13} Гц, що обмежується міжмолекулярними відстанями, порівняними з довжиною ультразвукової хвилі. У газах ця межа визначається довжиною вільного пробігу молекул і не перевищує 10^9 Гц, для розплавів і твердих тіл — 10^{10} – 10^{11} Гц. Істотною перевагою пружних коливань перед електромагнітними є коротша (на декілька порядків) довжина хвилі в газах, рідинах і твердих тілах, що забезпечує навіть при порівняно невеликих амплітудах коливань надзвичайну щільність потоку енергії, яка досягає 10^8 – 10^9 Вт/м². Останнім часом відкрито взаємодію пружних коливань кристалічної ґратки — фононів — із зовнішніми електричними і магнітними полями, що забезпечує трансформацію енергії електромагнітного поля в енергію ультразвукових коливань і розширює верхню межу ультразвуку до 10^{16} Гц. Цей напрям називається мікрохвильовою або квантовою акустикою і значно розширює область застосування пружних ультразвукових коливань. Ультразвукові коливання генеруються ультразвуковими випромінювачами, які перетворюють енергію змінного магнітного поля (магнітострикційні) або змінного електричного струму (п'єзоелектричні) з ефективністю (ККД) 30–60 % до частот $5 \cdot 10^5$ – $9 \cdot 10^9$ Гц.

За результатами досліджень в цій області, на жаль, досить обмеженими і фрагментарними, застосування ультразвукових коливань (УЗК) належить до найбільш прогресивних способів динамічної дії на процес кристалізації металу. При кристалізації чистих металів в умовах зростання кристалів в перегрітому розплаві вирішальне значення в подрібненні має диспергування кристалів. Для зіставлення ефективності ультразвукової обробки металів з їх властивостями була визначена порогова потужність, а також знайдений коефіцієнт подрібнення для ряду металевих сплавів. Метали однакового об'єму (100 см³) перегрівали до температур, що на 10–20 % перевищують температури кристалізації, перегрітий метал розливали в сталеву виливницю, де він кристалізувався в звичайних умовах або із застосуванням ультразвуку. Як джерело коливань використовували магнітострикційний перетворювач, який збуджується ультразвуковим генератором. Аналіз отриманих результатів свідчить, що для повного блокування процесу кристалізації по фронту кристалізації необхідна мінімальна енергія ультразвукових коливань на рівні 0,1–2 Вт/см² для сплавів Al–Cu і Al–Si з приблизно однаковою міцністю зростаючих кристалів, а сплав з ширшою двофазною зоною має більший коефіцієнт подрібнення, що досягає 30 за вказаної інтенсивності ультразвуку. В результаті поглинання акустичної енергії, розвитку кавітації й акустичних течій, рідка фаза додатково нагрівається на 10–15 К, що стримує об'ємну кристалізацію і переносить зону зародження і зростання кристалів безпосередньо до фронту твердіння, де найбільш доцільно розташовувати випромінювачі ультразвуку. Це

переважно не враховують при дослідженні процесу кристалізації. Ультразвукова дія істотно диспергує евтектику. Ультразвук, надаючи комплексну дію на розплави, викликає інтенсивне руйнування нових центрів кристалізації, особливо в умовах розвиненої кавітації та інтенсивних акустичних потоків, що дає змогу отримати надтонку (подрібнену), так звану субдендритну структуру, найбільш схильну до аморфізації.

Отже, особливості впливу УЗК на процес кристалізації розплавів, насамперед значне диспергування евтектики та виявлене повне порушення процесу кристалізації по фронту кристалізації при мінімальних потужностях УЗК $0,2\text{--}10\text{ Вт/см}^2$ забезпечує успішне застосування УЗК в технологіях одержання об'ємних наноструктурних і аморфних металів та сплавів.

Подальший розвиток технологія впливу на розплави енергії ультразвукових коливань отримала в захищеному національним патентом способі одержання аморфних матеріалів у довільних об'ємах з металів та їхніх сплавів [1]. Використовуючи об'ємне охолодження формують з розплаву виливок довільного об'єму. При досягненні температури розплаву рівня температури кристалізації у виливку формують і підтримують до охолодження розплаву із заданою швидкістю до рівня температури склування щонайменше у двох взаємно перпендикулярних площинах виливка ультразвукові коливання з довжиною хвилі, співмірні з розмірами структурних елементів аморфізації.

Застосування формування в процесі склування виливка ультразвукових коливань принаймні у двох взаємно перпендикулярних площинах перешкоджає природній кристалізації виливка і забезпечує утворення в ньому мікроструктурних елементів, розміри яких принаймні не перевищують довжини хвилі ультразвукових коливань.

Також застосування формування в процесі склування виливка ультразвукових коливань при досягненні температури розплаву рівня температури кристалізації забезпечує зниження енергетичних витрат аморфізації виливка та утворення однорідної аморфної структури виливка будь-якого об'єму і форми.

Здійснення способу одержання аморфних матеріалів у довільних об'ємах з металів та їх сплавів відбувається так. Після заливання розплаву в тигель і зменшенні температури розплаву майже до температури початку кристалізації, в розплаві збуджуються ультразвукові коливання взаємно перпендикулярного напрямку вбудованими в тигель магнітострикційними або п'єзокристаличними випромінювачами ультразвуку. Дія у процесі аморфізації ультразвукових коливань з довжиною хвилі, порівнянної з необхідними розмірами структурних елементів аморфізації, енергією пружних коливань перешкоджає формуванню кристалічної структури виливка і речовина виливка склується у процесі охолодження. Оскільки зародження кристалів здійснюється насамперед на спонтанних центрах кристалізації, потрібна мінімальна енергія ультразвукових коливань для перешкодження утворенню кристалів.

Отже, розроблена технологія одержання аморфних матеріалів у довільних об'ємах з металів та їх сплавів за допомогою формування в процесі склування щонайменше у двох взаємно перпендикулярних площинах ультразвукових коливань з довжиною хвилі, порівнянної з розмірами структурних елементів аморфізації,

забезпечує при мінімальних енергетичних і технологічних витратах аморфізацію не тільки металів, але і будь-яких кристалічних речовин у довільних об'ємах та довільної форми з наперед заданими розмірами структурних елементів аморфізації. Захищений національним патентом спосіб одержання аморфних матеріалів у довільних об'ємах з металів та їх сплавів дійсно технологічно здійснений і дозволяє збільшити ефективність отримання об'ємних наноструктурних і аморфних матеріалів.

Зазначений вплив енергії ультразвукових коливань на умови зародження і зростання кристалів в результаті поглинання акустичної енергії дає змогу отримувати подрібнену структуру з покращеними фізико-механічними властивостями, що забезпечує навіть у традиційних технологіях спінінгування розплаву одержання наноструктурних та аморфних зразків і стрічок більшої товщини.

-
1. Пабат А. І. Спосіб одержання аморфних металів у довільних об'ємах з металів та їх сплавів / А. І. Пабат, В. П. Кирєєв. – Патент № 41004 (UA), B22D 27/00, B22D 18/00, C23C 4/00. – 2009, бюл. № 8.

INNOVATIVE TECHNOLOGY FOR VOLUME AMORPHIZATION OF METALLIC ALLOYS

K. Eriomina, V. Kireev, A. Pabat

*Dneprodzerzhynskyy State Technical University
Dniprobudivska str., 2, 51918 Dneprodzerzhynsk, Ukraine
e-mail: pabat@ukr.net*

We consider a method for obtaining amorphous metals in arbitrary volumes using metals and their alloys as raw materials. Providing minimum power consumption and technological charges, the technology developed by us enables amorphization of not only metals but also any crystalline matters in arbitrary volumes and of arbitrary shape, with preassigned sizes of structural amorphization elements.

Key words: amorphous metals and metallic alloys, amorphization, nanocrystalline materials.

ИННОВАЦИОННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ОБЪЕМНОЙ АМОРФИЗАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

К. Еремина, В. Киреев, А. Пабат

*Днепродзержинский государственный
технический университет
ул. Днепростроевская, 2, 51918, Днепродзержинск, Украина
e-mail: pabat@ukr.net.*

Рассмотрено способ получения аморфных металлов в произвольных объемах из металлов и их сплавов. При минимальных энергетических и технологических расходах разработанная технология обеспечивает аморфизацию не только металлов, но и любых кристаллических веществ, в произвольных объемах, произвольной формы и с наперед заданными размерами структурных элементов аморфизации.

Ключевые слова: аморфные металлы и металлические сплавы, аморфизация, нанокристаллические материалы.

Статтю отримано: 19.05.2010
Прийнято до друку: 14.07.2011