***Порошкова металургія. – 2020. – № 3-4.***

**Кузьмов, А. В. Вплив додаткових зсувних деформацій внаслідок обертання прес-інструмента на радіальне пресування заготовок iз порошків металів** / А. В. Кузьмов, М. Б. Штерн, О. Г Кіркова // Порошкова металургія. – 2020. – № 3-4. – С. 3-13.

Розглянуто процес радіального пресування трубчастої заготовки з порошку металу, що супроводжується одночасним обертанням цієї заготовки синхронно із внутрішнім стрижнем відносно зовнішньої стінки прес-форми. Подібна схема пресування компактних (безпористих) матеріалів відома під назвою “high-pressure tube twisting” та використовується з метою покращення структури і конструктивних властивостей трубчастого виробу шляхом накопичення деформацій. На відміну від компактного матеріалу, поведінка порошкової заготовки визначається як зміцненням твердої фази, так і ущільненням за рахунок поступового зменшення об’єму пор. Саме це і визначає своєрідність поведінки пористих матеріалів в умовах, сформульованих вище, що й потребує використання теорії пластичності пористих тіл. Додаткові припущення щодо кінематичних обмежень дозволили знайти явні вирази для зміцнення матеріалу і тиску пресування в аналітичному вигляді. Отриманий аналітичний розв’язок є багатопараметричним і описує вплив, який чинять на величину тиску пресування константи зміцнення матеріалу, початкова та кінцева густина пресовки, ступінь взаємного повороту стінок прес-форми. Проведений аналіз дозволив встановити, що короткочасне прикладання зсувних деформацій, обумовлених взаємним обер-танням елементів прес-інструмента, у будь-якому випадку дозволяє знизити величину поточного робочого тиску в ході пресування. З іншого боку, за умови тривалого пресування зміцнення матеріалу твердої фази пористого тіла, обумовлене додатковими зсувними деформаціями, може призводити до зростання радіального тиску при однаковій кінцевій густині. Момент переходу від стадії зменшення тиску до стадії його збільшення суттєво залежить від того, наскільки зміцнюваним є матеріал порошку. Тобто, обертання матриці доцільно використовувати для порошків, матеріал яких ближче до ідеально-пластичного. У більшості випадків обертання матриці протягом усього процесу пресування доцільно використовувати лише при не дуже значному ущільненні достатньо пористих заготовок. У разі ж ущільнення до малої пористості доцільніше обертати стінки матриці лише в кінці процесу ущільнення.

**Вплив металевих нанопокриттів, що нанесені на оксид кремнію, на змочування припійними розплавами. ІІ. Вплив відпалу нанопокриттів, нанесених на Sio2, на їх структуру та взаємодію з оксидом** / В. П. Красовський, Б. Д. Костюк, І. І. Габ, Н. О. Красовська, Т. В. Стецюк // Порошкова металургія. – 2020. – № 3-4. – С. 20-29.

Методом лежачої краплі з використанням способу капілярного очищення розплаву в процесі експерименту вивчено вплив металевих нанопокриттів — одинарних (Ti, Nb, Mo) та подвійних (Ti–Cu, Nb–Cu, Mo–Cu при постійній товщині шару міді) — на змочування оксиду кремнію у вакуумі 1 · 10–3 Па при температурі 500 °С розплавом Pb–15% (мас.) In після відпалу плівок при 900 °С. Металеві покриття наносили методом електронно-променевого випаровування металів у вакуумі. Подвійні плівки отримували послідовним напиленням шарів. Залежності крайового кута змочування від товщини плівок показують, що “порогова” товщина визначається температурою відпалу плівки, тобто її структурою. “Порогова” товщина плівки металу залежить від його хімічної спорідненості до кисню. При змочувані свіжонанесених та відпалених одинарних плівок Ti, Nb, Mo “порогова” товщина зростає від 70 до 80 нм — для титану, від 63 до 70 нм — для ніобію і від 50 до 60 нм — для молібдену. Вивчено структуру плівок Cu, Ni, Mo, Cr, Nb, Ti після відпалу при температурах 600, 900, 1200 °С. Вихідні (свіженапилені) плівки металів мають високу суцільність. Після відпалу відбувається диспергування, і суцільність плівок зменшується з підвищенням температури. Зруйнована металева плівка утворює “острівці” різної форми (в залежності від хімічної спорідненості металу плівки до кисню), з переважанням округлої. Спостерігається так зване “тверде” змочування. Форма “острівців” визначається рівновагою між силами тяжіння (взаємодії, адгезії) металу до підкладки і доволі сильною дією (при надто малій товщині плівки) поверхневого натягу металу. При використанні металевих покриттів для паяння кварцу з алюмінієвими сплавами плівки адгезійно-активних металів (Mo, Cr, Nb, Ti) треба відпалювати при температурах 900–1000 °С з тривалістю витримки 10 хв. Товщина плівок повинна знаходитися в межах “порогових” значень.

**Термокінетична модель утворення та oкиснення наноформ карбону** / В. В. Гарбуз, Л. М. Кузьменко, В. А. Петрова, Т. А. Сілінська // Порошкова металургія. – 2020. – № 3-4. – С. 30-41.

Запропоновано термокінетичну модель утворення та розкладу шаруватих наноформ карбону (ШНФК). В основу моделі покладено фундаментальну закономірність температурної дискретної складової реакції диспропорції СО (Будуара−Майєра). Вона має вигляд суперпозиції пакету оборотних окисно-відновних реакцій індивідуальних ШНФК в області температур 820−1070 К. Суперпозиція пакету реакцій має дві термокінетичні складові: швидку (дискретну) та повільну (безперервну). Швидкість безперервного процесу vred/ox C ≈ 10−8−10−7 моль/с. Активаційний параметр реакції (тління) першого порядку Еа ох визначено як 35 ± 5 кДж/моль. Інтенсивність швидких процесів окиснення має експоненційну температурну залежність і в області 1073−1473 К складає vred/ox C ≈ 10−6−10−5 моль/с. Енергії активації окиснення (горіння) більшості наноформ знаходяться в області ~173 ± 5 кДж/моль. Встановлено температури окиснення наноформ карбону. Так, при 823 К в середовищі СО або оксигену переважно утворюються або окиснюються наноцибулини, при 873 К — графітові нанопакети, 923 К — поперечношарові, 973 К — конусношарові, 1013 К — сувоєподібні нановолокна, 1033 К — багатостінні, а при 1173 К — одностінні нанотрубки. Механізм полімеризації карбону — вільно-радикальний. Каталітичну основу полімеризації становить сукупність трьох типів первинних парамагнітних радикалів карбону з 1−3 вільними електронами. Концентрації радикалів мають вигляд суперпозиції гаусових кривих на акцепторній поверхні промоутера в температурному інтервалі 820−1070 К. Первинні радикали породжують три типи наноформ: сферичну, пластинчасто-волокнисту та трубчасту. Реакції мають оборотний характер залежно від середовища та температури. При досягненні рівноваги осадження ШНФК та “бруду карбону” пакет реакцій з часом перетворюється на Ƨ-подібну криву, симбатну температурній залежності парціального тиску СО. Хімічні властивості наноформ поєднують в собі два типи топологічної взаємодії: периферійну гідрофільну та поверхневу гідрофобну. Обговорено особливості синтезу та процедури “up-stop-up” окиснення при атестації та селективному визначенні наноформ карбону в сумішах.

**Вплив температури спікання на формування структури та властивостей порошкового алюмініду заліза Fe3Al** / О. І. Толочин, О. О. Толочина, Г. А. Баглюк, Я. І. Євич, Ю. М. Подрезов, А. А. Мамонова // Порошкова металургія. – 2020. – № 3-4. – С. 42-54.

Вивчено вплив температури нагрівання та часу ізотермічної витримки при cпіканні у вакуумі на фазовий склад, структуру і фізико-механічні властивості алюмініду заліза Fe3Al, синтезованого із суміші порошків заліза та алюмінію. Дилатометричні дослідження показали складний характер зміни густини заготовок при спіканні: спочатку пористість збільшується з 15% у вихідній заготовці до 45% при 950 °С, потім зменшується до 5% при температурі спікання 1450 °С. Методом рентгенофазового аналізу досліджено синтез інтерметалідів при нагріванні порошкової суміші. Показано, що при температурі 600 °C протягом годинної ізотермічної витримки утворюється до 30% інтерметалідної фази Fe2Al5. Збільшення часу витримки до 3 год або підвищення температури до 950 °С призводить до утворення і поступового збільшення вмісту алюмініду FeAl (В2). При подальшому зростанні температури спікання до 1450 °С збільшується кількість фази А2, концентрація заліза і алюмінію в якій наближається до стехіометричного співвідношення Fe3Al. Механічні властивості алюмініду заліза зростають з підвищенням температури спікання, але особливо різко — після спікання при 1450 °С, коли відбувається закриття площинних пор та утворюються досконалі міжчастинкові контакти. Температура спікання 1450 °С дозволяє от-римувати зразки з мінімальною пористістю, рівномірним розподілом елементів і найкращим комплексом механічних властивостей: міцність на вигин — 980 МПа, тріщиностійкість — 24,5 МПа • м0,5. Підвищення міцності та тріщиностійкості з ростом температури спікання супроводжується зміною механізму руйнування від міжчастинкового до транскристалітного.

**Вплив добавок титану на мікроструктуру та магнітні властивості нанокристалічних порошків сплавів FeAl40, отриманих механічним легуванням** / Надіа Метиджи, Насер-Эддін Бача, Абдеррахман Йонес, Джафар Сайді // Порошкова металургія. – 2020. – № 3-4. – С. 55-68.

Недавні дослідження показали, що нанокристалічні сплави FeAl вельми перспективні для практичного застосування, з огляду на їх структуру, механічні і, особливо, магнітні властивості. У даній роботі досліджено синтез нанокристалічних порошків сплавів на основі FeAl методом механічного легування, вивчено їх структуру і магнітні властивості, а також вплив добавок Ti на магнітні характеристики отриманої сполуки. Морфологію порошків, їх фазові перетворення, розмір кристалітів, еволюцію мікронапружень і магнітні властивості вивчено методами рентгенівської дифракції (XRD), скануючої електронної мікроскопії (SEM) і вібраційної магнітометрії (VSM). Встановлено, що на заключній стадії механічного легування утворюються об’ємноцентрована розупорядкована кубічна дисперсна фаза FeAl і нанокристалічний твердий розчин Fe (Al, Ti), що виявляються у сплавах FeAl40 і FeAl40Ti3 відповідно. Тривалість легування і додавання титану впливають на морфологію синтезованого порошку і розмір часток. У результаті 30-годинного подрібнення був досягнутий середній розмір кристалітів 17,2 і 11,2 нм для сплавів FeAl40 і FeAl40Ti3 відповідно, при цьому деформація решітки збільшилася з 0,3 до 0,21%. Також досліджено магнітні властивості, пов’язані з мікроструктурними змінами. Встановлено, що зміна магнітних властивостей обумовлена переважно утворенням пересиченого твердого розчину Fe(Al, Ti). На магнітні властивості зразків суттєво впливає додавання титану до сплаву FeAl40. За результатами досліджень встановлено, що магнетизм сполуки FeAl40Ti3 вищий, ніж у сплава FeAl40.

**Собливості структуро- та фазоутворення при термічному синтезі сплавів системи Fe–Ti–Ni–C** / Г. А. Баглюк, Г. О. Максимова, А. А. Мамонова, Д. А. Гончарук // Порошкова металургія. – 2020. – № 3-4. – С. 69-79.

Досліджено особливості структури та фазового складу композитів системи Fe–Ti–Ni–C, отриманих in situ термічним синтезом при 1200 ºС із сумішей порошків TiH2, Fe, графіту та Ni. Показано, що структура сплаву після синтезу є каркасом із зерен карбіду титану різної стехіометрії з розміром від 0,5 до 16 мкм, оточених прошарками металевої звʼязки. Крупні зерна TiC характерні для вихідних сумішей без нікелю або з 5% Ni, а зі збільшенням вмісту Ni в суміші до 10−20% максимальний розмір зерен різко зменшується до 6−7 мкм. Мікротвердість синтезованих сплавів знижується зі збільшенням вмісту нікелю в шихті до 15%, однак дещо підвищується при 20% Ti в шихті. Фазовий склад сплавів істотно залежить від складу вихідної суміші та включає карбід титану, цементитну складову Fe3C, твердий розчин α-заліза та інтерметалідні фази FeNi3 (для залізовмісних вихідних сумішей), Ni3Ti і Ni4Ti (для сумішей з нікелем). Із збільшенням вмісту нікелю у вихідній шихті до 10–20% дещо знижуються період кристалічної ґратки та ступінь стехіометричності TiCx, а також помітно підвищується дисперсність карбідної складової сплаву. Подрібненням спечених у процесі термичного синтезу сплавів отримано композиційні порошки карбідосталей, які можуть бути використані як для нанесення зносостійких покриттів, так і для виготовлення об’ємних деталей шляхом пресування з наступним спіканням, гарячим пресуванням або гарячим штампуванням.

**Термобар’єрні покриття на основі твердих розчинів ZrO2** / О. В. Дуднік, С. М. Лакиза, І. М. Гречанюк, О. К. Рубан, В. П. Редько, І. О. Марек, В. Б. Шмибельський, А. О. Макудера, М. І. Гречанюк // Порошкова металургія. – 2020. – № 3-4. – С. 80-108.

Стандартний матеріал керамічного шару термобар’єрного покриття (ТБП) — твердий розчин на основі ZrO2, стабілізованого (6−8% (мас.)) Y2O3 (YSZ), — наближається до температурної межі свого застосування (<1200 °C) через спікання та фазове перетворення t'-фаза ZrO2 → Т-ZrO2 + F-ZrO2 з подальшим утворенням М-ZrO2 при підвищених температурах. Керамічні матеріали ТБП нового покоління покликані підвищити температуру експлуатації (до 1600 °С), ефективність та продуктивність роботи газотурбінних двигунів. У запропонованому огляді проаналізовано дослідження щодо розробки керамічного шару ТБП на основі твердих розчинів ZrO2 з оксидами рідкісноземельних елементів і титану. Показано, що при частковому заміщенні Y2O3 в YSZ оксидами CeO2, TiO2, Lа2O3, Sc2O3, Gd2O3, Nd2O3, Yb2O3, Er2O3, Ta2O5 отримано матеріали з високою фазовою стабільністю (збереженою в покритті t'-фази ZrO2) до 1500 °С, більш низькою теплопровідністю, необхідною в'язкістю руйнування і стійкістю до спікання, але водночас й з більш низькою термоциклічною довговічністю, ніж стандартний YSZ. Концепції підвищення ступеня тетрагональної t'-фази ZrO2 (матеріали системи ZrO2–CeO2–TiO2) і “багатокомпонентного дефектного кластера” (матеріали системи ZrO2–Y2O3–Nd2O3 (Gd2O3, Sm2O3)–Yb2O3 (Sc2O3)) пояснюють підвищення температури експлуатації керамічного шару ТБП до 1350 і 1600 °С відповідно. Показано, що теплопровідність матеріалів ТБП у подвійних системах ZrO2–CeO2, ZrO2–Er2O3, ZrO2–Sm2O3, ZrO2–Nd2O3, ZrO2–Gd2O3, ZrO2–Dy2O3, ZrO2–Yb2O3 нижча, ніж у YSZ. Матеріали з високою фазовою стабільністю і низькою теплопровідністю отримано в потрійних системах ZrO2–Sc2O3–Gd2O3, ZrO2–CeO2–Gd2O3, ZrO2–YbO1,5–TaO2,5, ZrO2–Yb2O3–TiO2. Наголошено, що для створення економічно ефективних ТБП зі збалансованими властивостями необхідний комплекс¬ний підхід до вибору складу керамічного шару на основі твердого розчину ZrO2, технології його нанесення та удосконалення архітектури покриття.

**Структуроутворення та твердість покриттів із високоентропійних сплавів, нанесених методом електроіскрового легування** / О. М. Мисливченко, О. П. Гапонова, В. Б. Тарельник, М. О. Крапівка // Порошкова металургія. – 2020. – № 3-4. – С. 109-119.

Розглянуто особливості використання високоентропійних сплавів (ВЕСів) як матеріалів для нанесення покриттів методом електроіскрового легування (ЕІЛ). Як відомо, цей метод дозволяє створювати якісні захисні покриття з високим ресурсом роботи. Для дослідження використано литі сплави AlCrFeCoNiCuх (х = 0; 2 моль), отримані методом дугового переплаву. Покриття з ВЕСів на сталі 45 нанесені на установці “Елітрон-52А”. Виконано порівняльний аналіз фазового складу, твердості та мікроструктури литих сплавів і покриттів на їх основі. Показано, що у вихідному стані ВЕСи мають неоднорідну структуру, яка властива литому сплаву, кристалізуються з утворенням простих твердих розчинів на основі фаз з ОЦК- і ГЦК-структурами. Сплав AlCrFeCoNi має більш високу твердість (6229 МПа) порівняно зі сплавом AlCrFeCoNiCu2 (5814 ГПа). Дослідження структурно-фазового стану нанесених покриттів показало, що вони складаються із поверхневого шару (власне покриття), перехідної зони і основного сплаву з ферито-перлітною структурою. Підвищення енергії розряду Wр при ЕІЛ збільшує твердість, товщину та суцільністі покриттів. Так, при Wр = 0,13 Дж товщина покриття складає 20 мкм, суцільність — 70%, при Wр = 4,6 Дж товщина збільшується до 130 мкм, суцільність дорівнює 100%. На відміну від литих сплавів, високоентропійні покриття мають більшу мікротвердість: при енергії розряду 4,6 Дж вона складає 6230 та 7320 МПа відповідно для AlCrFeCoNiCu2 і AlCrFeCoNi. Додавання міді в матеріал електроду призводить до збільшення товщини покриттів. Показано, що як в литих сплавах, так і в покриттях утворюються типові для високоентропійних сплавів прості тверді розчини. На відміну від литих сплавів, покриття мають однорідну мікроструктуру.

**Термодинамiчний опис системи Mg–Ni–Si** / Їнпінг Чен, Л. О. Древаль, О. І. Довбенко, Йонг Ду, Шухонг Ліу, Біао Ху, П. Г. Агравал, М. А. Турчанін // Порошкова металургія. – 2020. – № 3-4. – С. 120-137.

Термодинамічний опис системи Mg–Ni–Si виконано в рамках методу CALPHAD. Надано критичний огляд літературних даних. Набір самоузгоджених термодинамічних параметрів фаз у цій потрійній системі отримано із використанням наявних в літературі даних щодо фазової діаграми системи. Надлишкова складова енергії Гіббса розчинних фаз описана за допомогою поліномів Редліха–Кістера. Модель підрешіток використана для опису інтерметалічних фаз MgNi2, що має область гомогенності у потрійній системі. Потрійні інтерметалічні сполуки представлені як лінійні сполуки. Розраховані ізотермічні перерізи та поверхня ліквідусу, а також координати інваріантних реакцій. Результати розрахунків задовільно узгоджуються з експериментальними даними. Розрахована поверхня ліквідусу є надзвичайно складною і містить 38 інваріантних реакцій, включаючи 8 вироджених реакцій та 10 інваріантних максимумів. Більшість представлених інваріантних реакцій слід вважати приблизними. Фази τ3 і τ5 плавляться конгруентно при 1544 і 1487 K відповідно, τ4 утворюється за перитектоїдною реакцією τ5 + NiSi + βNi2Si ↔ τ4 при температурі 1193 К. За нашими розрахунками, τ1 і τ8 плавляться при 1359 K (реакція L + τ5 ↔ τ1) і 1267 К (реакція L + τ1 ↔ τ8). Фази τ2 і τ6 утворюються за перитектичними реакціями при 1317 K (реакція L + τ3 + MgNi2 ↔ τ2) і при 1229 K (реакція L + τ5 + Mg2Si ↔ τ6). Фаза τ7 утворюється за перитектоїдною реакцією Mg2Si + τ1 + τ5 ↔ τ7 при 1279 К.

**Корнієнко, О. А. Фазові рівноваги в системі ZrO2–La2O3–Sm2O3 при температурі 1100 ºС** / О. А. Корнієнко, О. І. Биков, О. Р. Андрієвська // Порошкова металургія. – 2020. – № 3-4. – С. 138-148.

За допомогою методу рентгенівського фазового аналізу досліджено фазові рівноваги та структурні перетворення в системі ZrO2–La2O3–Sm2O3 при температурі 1100 ºС у всьому інтервалі концентрацій. Встановлено, що в системі утворюються поля твердих розчинів на основі кубічної (F) модифікації зі структурою типу флюориту, тетрагональної (Т) і моноклінної (М) модифікацій ZrО2, моноклінної (В) модифікації Sm2O3, гексагональної (А) модифікації La2O3, а також упорядкованої фази зі структурою типу пірохлору Ln2Zr2O7 (Ру). Визначено границі фазових полів та параметри елементарних комірок утворених фаз. Встановлено, що в області з високим вмістом ZrO2 утворюються тверді розчини на основі тетрагональної модифікації ZrO2. Розчинність La2О3 в T-ZrO2 невелика і складає ~0,5% (мол.), що підтверджено даними рентгенiвського фазового аналiзу та мікроструктурних досліджень. Слід зазначити, що тверді розчини на основі Т-модифікації ZrO2 не загартовуються при заданих режимах охолодження. На дифрактограмах, отриманих при кімнатній температурі, присутні лінії, характерні для М-ZrO2. Впорядкована фаза типу пірохлору Ln2Zr2O7 (Ру) знаходиться в рівновазі з усіма фазами, що існують в системі ZrО2–La2O3–Sm2O3 при зазначеній температурі, та утворює тверді розчини типу заміщення з фазами подвійних систем. Встановлено, що при 1100 °С утворюється неперервний ряд твердих розчинів на основі фази Ln2Zr2O7. Ізотермічний переріз діаграми стану системи ZrО2–La2O3–Sm2O3 при 1100 °C характеризується сутністю трьох трифазних (T + M + Py, T + F + Py, A + + B + Py) і восьми двофазних (А + В, А + Py, B + Py, F + Py, F + T, T + M, T + Py, Py + + M) областей. Нових фаз у потрійній системі ZrO2–La2O3–Sm2O3 при температурі 1100 ºС не виявлено.

**Мамонова, А. А. Особливості формування кристалічної структури при гарячому штампуванні порошкових вуглецевих сталей** / А. А. Мамонова, Г. А. Баглюк // Порошкова металургія. – 2020. – № 3-4. – С. 149-159.

Методами рентгенографії та оптичної мікроскопії досліджено особливості формування кристалічної структури при гарячому штампуванні порошкових сталей, отриманих з нелегованого порошку заліза, а також його сумішей з 1,0 або 1,5% графіту. Температуру нагріву зразків під штампування варіювали в межах 950–1150 °С. Показано принципово різний характер залежності ступеня спотворення кристалічної ґратки від температури нагріву під штампування для зовнішніх і внутрішніх шарів зразків. В зовнішніх шарах гарячештампованих зразків з порошку нелегованого заліза дефектність структури зростає з підвищенням температури штампування. При нагріванні понад 1100 °С та подальшого різкого охолодження здійснюється мартенситне перетворення γ → α. У внутрішніх шарах зразків з нелегованого порошку заліза дефектність структури падає в результаті більш тривалого збереження температури. Для зразків з вуглецевих сталей ступінь спотворення кристалічної ґратки і твердість зростають зі збільшенням температури нагріву, досягаючи максимуму при 1100 °С, що характеризує перетворення γ → α по мартенситному механізму. При підвищенні температури до 1150 °С дефектність кристалічної ґратки зразків знижується як у зовнішніх, так і у внутрішніх шарах внаслідок більш інтенсивного вигоряння вуглецю, однак твердість і границя міцності у внутрішньому шарі зменшуються несуттєво. Це пояснюється температурою відпуску в процесі охолодження загартованої сталі з утворенням феритоцементитної суміші, структура якої представлена сорбітом з мікротвердістю 2700–2900 МПа, трооститом (3000 МПа) і бейнітом (4500 МПа).