

Щодо використання газованої води, то наявність в водяній парі значної кількості вуглецевого газу, вочевидь, призводить до виникнення в манжетах між піщинками та поверхневому шарі рідкого скла на кварцовому піску Na_2CO_3 – соди, яка не є сполучною речовиною і добре розчиняється у конденсованій на піщинках воді. Це сприяє зниженню як розмірів і міцності рідкоскляних манжетів між піщинками, так і міцності піщано-рідкоскляних сумішей, що структуровані мікрохвильовим випромінюванням. Тобто, використання газованої води у водяних зарядах для виготовлення піщано-рідкоскляних стрижнів та ливарних форм за способом «SMS-process» недоцільно.

Степанчук А. М., Клеков А. О., Судаков Д. С., Лозовий А. О.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПІД ЧАС ОТРИМАННЯ ПОРОШКІВ З
СПЛАВУ Al-Fe-Si ДИСПЕРГУВАННЯМ РОЗПЛАВІВ
E-mail: anstepanchuk6@gmail.com

Тепер в промисловості для виготовлення деталей багатофункціонального призначення широке застосування знаходять алюміній та його сплави [1]. Це вироби конструкційного призначення, вироби для роботи в агресивних середовищах а також вироби триботехнічного призначення, зокрема матеріали антифрикційного призначення для роботи у вузлах тертя [2], [3]. На відміну від виробів триботехнічного призначення на основі міді, які мають високі експлуатаційні властивості, сплави на основі алюмінію під час роботи не утворюють канцерогенні речовини, що шкідливо впливає на навколишнє середовище. Особлива увага приділяється сплавам алюмінію легованого Cu, Ti, Si, Mn, Mg, Fe тощо. Як відомо [4], [5] в таких сплавах алюміній з легувальними елементами утворює інтерметаліди, які за певних умов структуроутворення під час кристалізації сприяють підвищенню їх механічних характеристик. Особливо цей ефект збільшується коли інтерметалева фаза знаходиться у дисперсному стані.

У цьому відношенні як з економічної так і з точки зору властивостей сплавів перспективними є сплави алюмінію леговані залізом [5], [6]. Легування залізом

дозволяє зберігати стабільність зміцнюючих фаз за рахунок його відносно малою розчинністю в алюмінії [7], [8].

Тому розробка матеріалів на основі алюмінію які мають низьку густину, високу тепло та електропровідність, корозійну стійкість та питому міцність є актуальною задачею.

Однак вироби з чистого алюмінію та деяких його сплавів, особливо отриманих традиційними методами лиття з наступною механічною обробкою мають ряд недоліків, зокрема це низькі механічні властивості та зносостійкості. Тому постає задача отримати їх з більш високими цими характеристиками. Цього можна досягти використовуючи для отримання виробів методів порошкової металургії з використанням порошків сплавів алюмінію. Підвищити їх механічні характеристики, як було зазначено вище, можна шляхом легування алюмінію залізом, яке утворює з ним інтерметаліди. Останні за певних умов утворюються у дисперсному стані і можуть виступати як дисперсно-зміцнюючі фази [7], [8], [10]. Аналіз літературних даних показав, що такі фазові складові з розміром меншими за 5 мкм можуть утворюватися за високої швидкості охолодження та кристалізації розплавів (більшими за 1×10^5 °C/с.) або отримання порошків механічним легуванням або розмелюванням литих сплавів.

Як показали дослідження проведені в роботах [5]–[9] матеріалом для виготовлення таких порошків і виробів з них можуть бути сплави алюмінію із залізом в яких утворюється дисперсна фаза інтерметаліду Al_xFe_y , яка є твердою але досить крихкою. Тому виникає необхідність підвищення стійкості до крихкого руйнування такої фазової складової. Аналіз літературних даних показав, що перспективним у цьому відношенні є додаткове легування таких сплавів кремнієм [5], [6]. У цьому випадку утворюються інтерметалеві складові з градієнтним розподілом фаз, що може підвищувати міцність таких фаз.

Для вивчення фазоутворення і структури таких сплавів в роботі були проведені дослідження по взаємодії заліза з сплавом Al–Si. Для цього в тиглі з Ст3 розплавляли сплав Al–Si за температур 800 – 1200 °C і робили ізотермічні витримки впродовж різного часу (від 15 до 120 хв.) та охолоджували на повітрі зі швидкістю

15–20 °C/хв. Дослідження структури показало, що структура продуктів взаємодії складається з матриці на основі алюмінію з включеннями фаз інтерметалідів, які мають двошарову будову (табл. 1, рис. 1). У центрі утворюється інтерметалева складова збагачена залізом. Зовнішній шар збагачений кремнієм і може бути ідентифікований як складний інтерметалід $Al_xFe_ySi_z$ товщина шару якого збільшується зі збільшенням температури взаємодії. Через це відбувається поступова зміна хімічного складу елементів на межі поділу фаз (рис. 1) і, як наслідок, можливе поступове зменшення градієнту напружень при деформації таких фаз.

Таблиця 1 – Хімічний склад структурних складових після взаємодії заліза з сплавом Al-Si за температури 1000 °C протягом 10 хвилин

Точка	Вміст елементів, ат. %		
	Al	Fe	Si
1	65	31	4
2	70	20	10
3	97	0	3

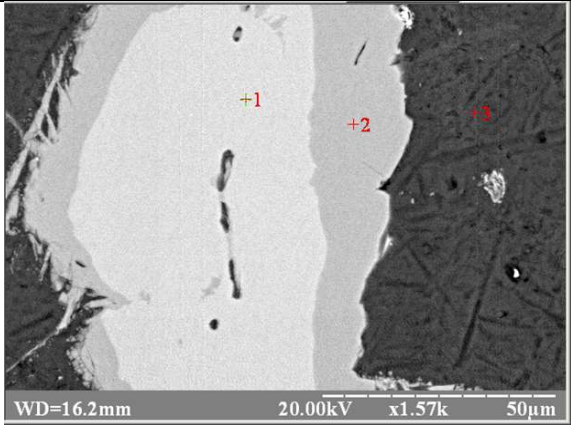
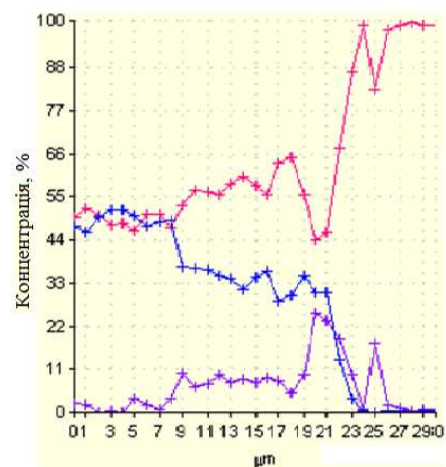
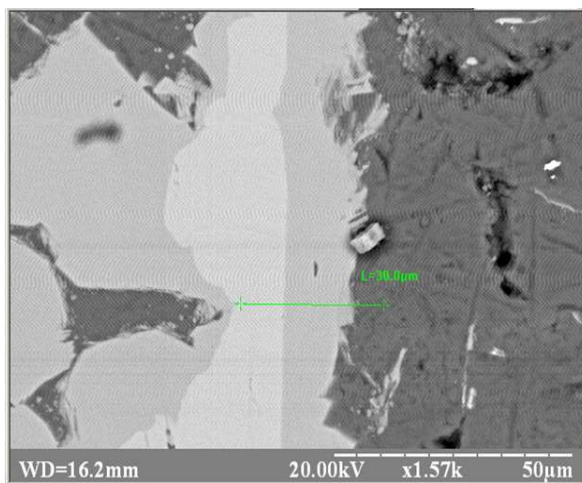



Рис. 1. Розподіл хімічних елементів на межі поділу фазових складових

Така будова інтерметалевої складової з градієнтним розподілом елементів згідно сучасним уявленням є перспективною з точки зору підвищення її стійкості до руйнування і, як наслідок, до збільшення зносостійкості і механічних властивостей виробів з таких сплавів.

Виходячи з цих результатів в роботі було поставлено за мету отримання порошків з сплаву Al–Fe–Si та вивчити їх структуру.

Як було зазначено вище для отримання таких порошків, в яких інтерметалева складова буде знаходитись в дисперсному стані, необхідно застосовувати методи диспергування розплавів. В роботі була використана установка для отримання порошків механічним диспергуванням розплавів [11], [12].

На структуру і обертання лопатей, від якої залежить властивості отримуваних порошків, які залежать від швидкості охолодження продуктів диспергування, впливають як параметри розпилювання так і теплофізичні властивості розплавів [12]. Серед яких найбільш впливовим є швидкість початкова швидкість продуктів диспергування [11]. На формування властивостей порошків і їх структуру також впливають початкова температура розплаву, температура навколишнього середовища [12].

В роботі для визначення оптимальних умов диспергування, які б забезпечували швидкість охолодження більшу за 1×10^5 °C/с, були проведені теоретичні дослідження впливу різноманітних факторів на швидкість охолодження продуктів диспергування розплаву сплаву.

Швидкість охолодження визначали за формулою [12]:

$$V_{\text{ох}} = \frac{dT}{d\tau} = \frac{6}{\gamma_p c_p d} \alpha_k (t_p - t_c), \quad (1)$$

де α_k – коефіцієнт тепловіддачі конвекцією;

γ_p – густина розплаву;

c_p – теплоємність розплаву;

d – приведений діаметр краплі розплаву;

t_p – початкова температура розплаву;

Коефіцієнт тепловіддачі конвекцією у випадку охолодження у присутності пару визначаємо за формулою Кутателадзе [13]:

$$\alpha_k = \xi P^{0.4} q_H, \quad (2)$$

де ξ – коефіцієнт характеру кипіння води (приймають 2,6);

P – тиск газового середовища;

q_H – теплове навантаження.

$$P = 0,5 \times \rho W^2, \quad (3)$$

де ρ – густина газу парогазової суміші (993 кг/м³);

W – швидкість газу (у нашому випадку відносна, швидкість – лінійна швидкість Полети), м/с.

Значення теплового навантаження для випадку охолодження в середовищі парогазової суміші визначали за формулою:

$$q_H = 10^3 K \beta_v \sqrt{\sigma_v \gamma_p^2 (\gamma_m - \gamma_p)}, \quad (4)$$

де K – коефіцієнт для випадку пари = 0,16;

β_v – теплота пароутворення;

σ_v – поверхневий натяг води;

γ_p – густина пари;

γ_m – густина розплаву.

Досліджувався вплив параметрів процесу на швидкість і час охолодження продуктів диспергування. Параметри наведені в табл. 2.

Таблиця 2 – Вихідні параметри процесу

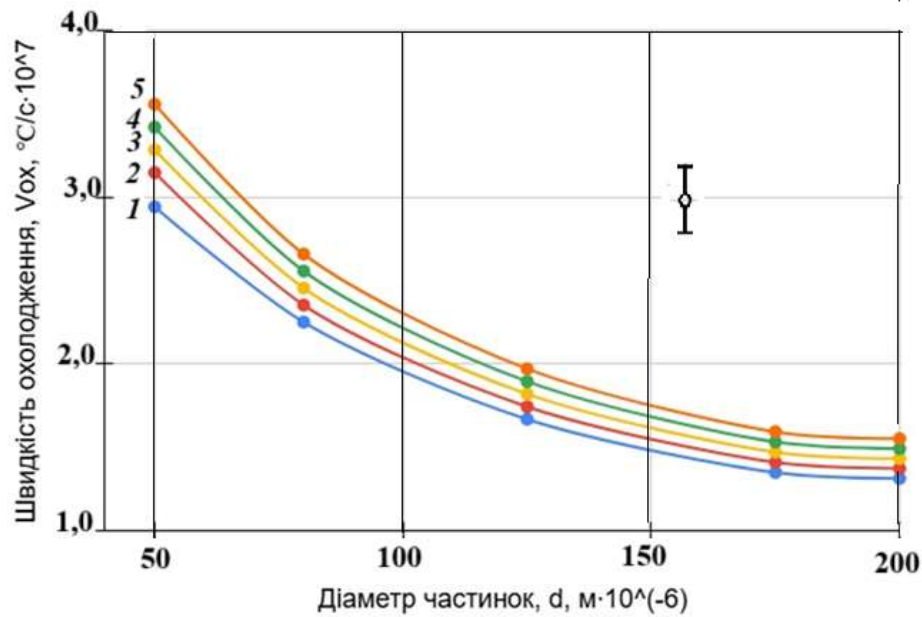
Середній діаметр крапель–продуктів диспергування, $\text{м} \cdot 10^{-6}$	Початкова швидкість продуктів диспергування, м/с	Початкова температура розплаву, °C
50	100	1100
80	125	1150
125	150	1200
175	175	1250
200	200	1300

Теплофізичні властивості сплаву визначали за літературними даними та шляхом розрахунків за формулою адитивності (табл. 3).

Таблиця 3 – Теплофізичні властивості розплавів

Матеріал	Густина, кг/м^3	Теплоєм- ність, $\text{Дж}/(\text{кг} \cdot \text{K})$	Динамічна в'язкість, $\text{мПа} \cdot \text{с}$	Поверхне- вий натяг, Н/м	Теплота кристалізації, Дж/кг
Al	2,4	1176,7	1,3	0,75	390000
Fe	6,8	640	0,3	1,65	247000
Si	2,5	710	0,65	0,9	365200
85Al+10Fe+5Si адитивна	2,8	1099,7	1,12	0,85	365000

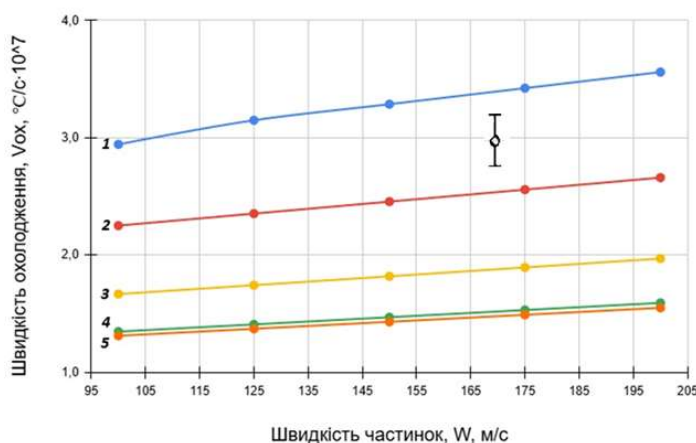
Розрахунки швидкості охолодження залежно від розміру частинок продуктів диспергування і початкової температури розплаву показують (рис. 2), що вона збільшується зі збільшенням початкової температури і зменшенням розміру частинок продуктів диспергування. Останнє узгоджується з сучасними уявленнями про вплив цих факторів на швидкість охолодження розплавів і зумовлено зменшенням маси частинок у цьому напрямі і збільшенням коефіцієнту тепловіддачі зі збільшенням температури.



1 – 1100; 2 – 1150; 3 – 1200; 4 – 1250; 5 – 1300

Рис. 2. Залежність швидкості охолодження від розмірів частинок порошку і початкової температури розплаву ($^{\circ}\text{C}$)

Розрахунки швидкості охолодження залежно від початкової швидкості частинок –продуктів диспергування розплаву і розміру частинок показали (рис. 3), що вона збільшується зі збільшенням початкової швидкості і зменшенням розміру частинок, що зумовлено збільшенням коефіцієнту тепловіддачі і зменшенням маси частинок.



1 – 50; 2 – 80; 3 – 125; 4 – 175;
5 – 200

Рис. 3. Залежність швидкості охолодження від початкової швидкості частинок і діаметру частинок (μm)

Аналіз отриманих результатів показує, що за всіх заданих умов швидкість охолодження продуктів диспергування розплавів сплаву Al–Fe–Si складає

$(2-7) \times 10^7$ °C/с. Останнє, згідно літературним даним, повинно забезпечувати отримання порошків з структурою, яка вміщує дисперсні включення інтерметалідів з розмірами меншими за 5 мкм.

Виходячи з цього були визначені умови отримання порошків на установці механічного диспергування розплавів: початкова температура розплаву 1300 °C; швидкість обертання лопатей установки 2800 об/хв.

Із вихідних матеріалів готували розплав у індукційній печі. Температуру витримували у межах 1300 °C і подавали у метало-приймач установки диспергування звідки він струменем 8 мм подавався в камеру розпилювання де і диспергувався лопатями (полетами). В зону диспергування також подавалась вода з домішками інгібітору корозії (бішофіту). Охолодження продуктів диспергування відбувалось у середовищі парогазової суміші. Після диспергування отриманий порошок зневоднювався, промивався розчином мила у воді для дезактивації порошку і сушився у сушильній шафі за температури 80-90 °C.

У подальшому досліджувались властивості отриманих порошків – гранулометричний склад, форма частинок та їх структура. Результати дослідження гранулометричного складу наведені на рисунку 4. Як видно 75-80 % порошку має розмір частинок менший за 250 мкм з середнім розміром біля 160 мкм. Форма частинок всіх фракцій рівновісна (рис. 5), близька до сферичної. Як відомо [12] форма частинок залежить від співвідношення часу охолодження і часу сфероїдизації розплавлених частинок продуктів диспергування. Коли час охолодження більший за час сфероїдизації, закристалізовані частинки мають сферичну форму, а за часу охолодження меншому за час охолодження вони мають неправильну форму. Отримані в роботі результати свідчать, що під час отримання порошків у нашому випадку час сфероїдизації перевищує час охолодження.

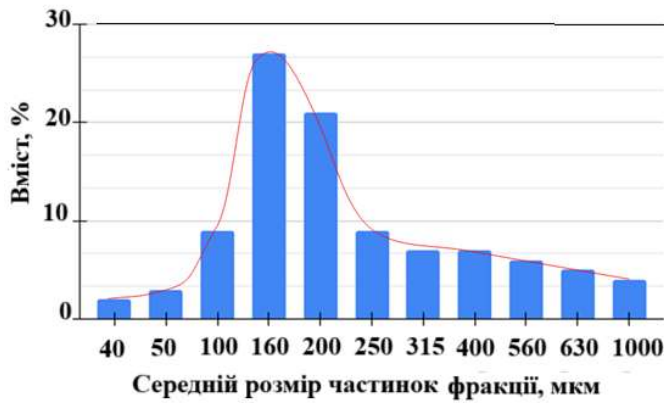
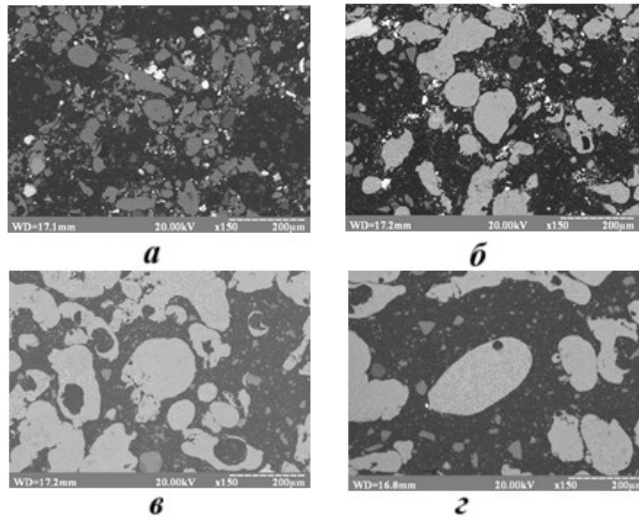


Рис. 4. Гранулометричний склад порошків сплаву Al-Fe-Si

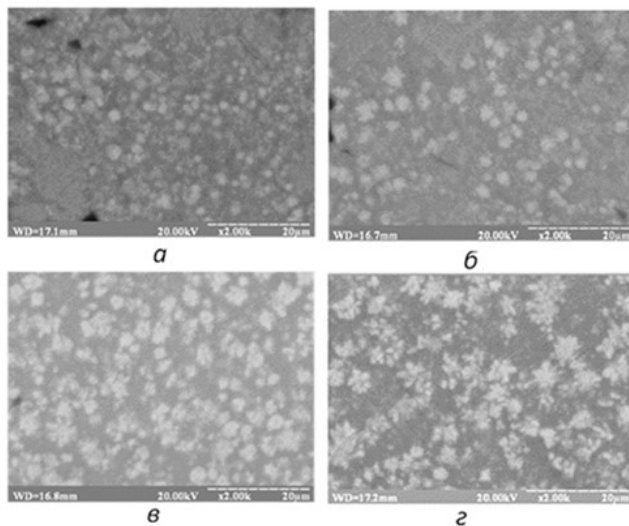


а – 50; б – 100; в – 160;
г – 200

Рис. 5. Форма частинок порошків залежно від їх розміру (мкм)

Вивчення структури порошків показало, що вона складається з матриці сірого кольору і включень фази світло-сірого кольору розміром менше 5 мкм. При цьому розмір світло-сірої фази зменшується зі зменшенням розміру частинок і складає менше 2 мкм (рис. 6, а). Вони мають округлу форму. Зі збільшенням розміру частинок форма світло-сірої фази стає більш розгалуженою і для частинок порошку розміром 350 мкм вона набуває зіркоподібної форми (рис. 6, г).

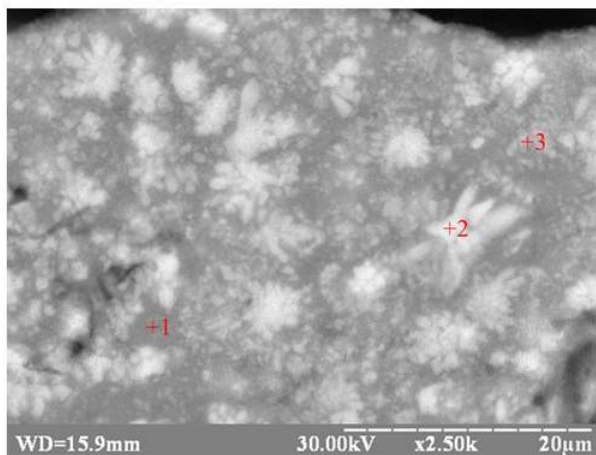
Проведений рентгено-фазовий аналіз матеріалу порошків показав, що порошок складається з матриці на основі алюмінію – α -Al(темно-сіра фаза) і інтерметалідів різного складу (світло-сіра фаза): $\text{Al}_7\text{Fe}_2\text{Si}$, $\text{Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_4$, $\text{Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3$, $\text{Al}_{2,7}\text{Fe,Si}_{2,3}$.



а – 50; б – 160; в – 200; г – 350

Рис. 6. Структура частинок порошків сплаву залежно від розміру (мкм)

Утворення інтерметалідів різного хімічного складу також підтверджується результатами вивчення хімічного складу фазових складових (рис. 7). Ці результати узгоджуються з викладеними вище результатами дослідження процесів структуроутворення під час взаємодії заліза з розплавом Al-Si, де показано утворення в цій системі двошарових фазових складових інтерметалідів різного складу. По периферії інтерметалеві складові мають темно-сірий колір, що свідчить про більший вміст в них кремнію.



Точка	Вміст, %		
	Al	Fe	Si
1	85,96	11,85	2,62
2	67,40	28,32	3,49
3	80,25	17,03	2,05

Рис. 7. Хімічний аналіз фазових складових

Висновки:

Визначено оптимальні параметри механічного диспергування розплавів сплаву Al-Fe-Si ($T_{\text{поч.}} = 1300^\circ\text{C}$, 2800 об/хв), які забезпечують швидкість охолодження продуктів диспергування більшу за $(5-7) \times 10^7^\circ\text{C/s}$, що забезпечує утворення під час кристалізації дисперсно-зміцнених структур на основі α -твердого розчину Al. Як дисперсно-зміцнююча фаза виступають інтерметаліди $\text{Al}_7\text{Fe}_2\text{Si}$, $\text{Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_4$, $\text{Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3$, $\text{Al}_{2,7}\text{Fe}_3\text{Si}_{2,3}$, розмір структурних складових яких

переважно складає менше 2-3 мкм. Структура порошків, за інших рівних умов, залежить від розміру частинок порошків, регулюючи які можливо створювати матеріали на їх основі з наперед заданими властивостями.

Література

1. Степанчук А. Н. Технология порошковой металлургии /А. Н. Степанчук, И. И. Билык, П. А. Бойко // Киев: «Вища школа», 1989. – 415 с.
2. Roik, T., Gavrish, O., Oliynik, V., & Vitsiuk, I. (2018). Analysis of the properties of antifriction composites based on aluminum alloy's grinding waste. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 4(12 (94)), 16–22. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2018.140984>.
3. Вплив температури спікання на формування структури та властивостей порошкового алюмініду заліза Fe₃Al / О. І. Толочин, О. О. Толочина, Г. А. Баглюк [та ін.] // Порошкова металургія. – 2020. – Вип. 03/04. – С. 42–54.
4. Whang S. H. High Temperature Aluminides and Intermetallics / S. H. Whang, D. P. Pope, C. T. Liu // Proceedings of the Second International ASM Conference on High Temperature Aluminides and Intermetallics, September 16-19, 1991, San Diego, CA, USA. – 746 p.
5. Хэтч Дж. Е. Алюминий: свойства и физическое металловедение / Е. Дж. Хэтч. – Москва: Металлургия, 1989. – 425 с.
6. Nayak S. K., Murty B., & Pabi S. K. (2008). Structure of nanocomposites of Al-Fe alloys prepared by mechanical alloying and rapid solidification processing. *Bulletin of Materials Science*, 31(3), 449–454. <https://doi.org/10.1007/s12034-008-0070-9>.
7. Tesla S., & Stepanchuk A. (2022). Microstructural evolution of Al–15Fe alloy produced by mechanical milling and centrifugal atomization. *Intermetallics*, 149, 107671. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107671>.
8. Henein H., Buchoud V., Schmidt R.-R., Watt C., Malakov D., Gandin C.-A., ... Uhlenwinkel V. (2010). Droplet Solidification of Impulse Atomized Al-0.61Fe and Al-1.9Fe. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 49(3), 275–292. doi:10.1179/cmqr.2010.49.3.275.

9. Effect of minor lanthanum on the microstructures, tensile and electrical properties of Al Fe alloys / Jiang, Hongxiang, Li, Shixin, Zheng, Qiuju [et. al] // Materials & design. – 2020. – Vol. 195. – 108991 p.

10. Степанчук А. М. Закономірності отримання порошків сплаву Fe-Al з дисперсно зміцненою структурою методом механічного диспергування розплаву // А. М. Степанчук, С. Ю. Тесля, Сунь Цихао, Д. Е. Чижська. Луцьк, Наукові нотатки, ЛДУ, 2023 – №71. – С. 21–27.

11. Найда Ю. И. Промышленное производство порошков сплавов меди методом ударного дробления струи расплава / Ю. И. Найда, А. Н. Степанчук, А. Ю. Найда // Порошковая металлургия. – 2006. – №1/2. – С.112–117.

12. Степанчук А. М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів та тугоплавких сполук: Підручник /А. М. Степанчук. – Київ: НТУУ «КПІ», 2006. – С. 226–316.

13. Кутателадзе С. С. Теплопередача при конденсации и кипении. – Москва: Госэнергоиздат, 1960. – 287 с.

Стечишин М. С., Лук'янюк М. В., Мартинюк А. В., Цепенюк М. І.
(ХНУ, м. Хмельницький; ТНТУ, м. Тернопіль)
МОДИФІКАЦІЯ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ ДЕТАЛЕЙ ЗУБЧАТИХ
ПЕРЕДАЧ БЕЗВОДНЕВИМ АЗОТУВАННЯМ В ТЛЮЧОМУ РОЗРЯДІ
E-mail: Adm_MV@ukr.net

Зубчаті колеса передач технологічних машин традиційно виготовляються із середньо вуглецевих та легованих сталей. Після виготовлення вони піддаються зміцненню поверхневою термічною обробкою для забезпечення твердої поверхні з м'якою серцевиною. Даний процес досить громіздкий, екологічно шкідливий та потребує значних енергетичних витрат. З метою забезпечення високих екологічних показників, зниження енергетичних витрат на термообробку, а також підвищення зносостійкості зубчатих коліс нами пропонується обмежитися модифікацією лише їх поверхневих шарів. Така модифікація сприятиме забезпеченню відповідності