

# ІНТЕРМЕТАЛІДИ СИСТЕМИ Fe–Al: СУЧАСНІ УЯВЛЕННЯ ПРО СТРУКТУРУ, ВЛАСТИВОСТІ ТА ЗАСТОСУВАННЯ

Ю.В. Костецький<sup>1,3</sup>, М.П. Науменко<sup>1</sup>, О.А. Рокицька<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, вул. Казимира Малевича, 11

<sup>2</sup>Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України. 03142, м. Київ, вул. Омеляна Пріцака 3

<sup>3</sup>НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Берестейський 37

## РЕФЕРАТ

У роботі узагальнено сучасні уявлення про фазову рівновагу, мікроструктуру, механічні та експлуатаційні властивості сплавів системи Fe–Al. Проаналізовано особливості формування фаз Al<sub>2</sub>, Fe<sub>3</sub>Al (D0<sub>3</sub>) та FeAl (B2), їх термічну стабільність, а також вплив ступеня впорядкування і дефектної структури на міцність та пластичність. Розглянуто роль вакансій, меж зерен і дислокацій у формуванні температурної залежності границі плинності, зокрема в прояві ефекту аномального зміцнення. Показано, що легувальні елементи Cr, Mo, W, V, Ni, B, Ti, Nb і Si істотно впливають на жароміцність, корозійну стійкість, когезію меж зерен, а також на підвищення пластичності інтерметалідів. Окреслено основні напрями застосування сплавів Fe–Al у високотемпературних конструкціях, зносостійких деталях, покриттях і композиційних матеріалах. Узагальнення літературних даних свідчить, що раціональне поєднання легування із сучасними технологіями обробки розширює можливості практичного використання інтерметалідів Fe–Al як економічно ефективної альтернативи традиційним жароміцним сплавам. Бібліогр. 63, табл. 1, рис. 7.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** залізоалюмініди, фазова рівновага, впорядковані фази D0<sub>3</sub> та B2, дефектна структура, аномальне зміцнення, легування, жароміцність, корозійна стійкість

## ВСТУП

Сплави на основі заліза та алюмінію (Fe–Al) (залізоалюмініди) протягом тривалого часу приваблюють увагу дослідників завдяки унікальному поєднанню фізичних та хімічних властивостей. Для сплавів цієї системи характерні відносно низька густина, підвищена стійкість до окиснення та корозії, а також високі антифрикційні властивості. Їх виготовлення не потребує значних витрат на легування, що забезпечує конкурентну собівартість сплаву. Завдяки зазначеним властивостям сплави системи Fe–Al розглядаються як перспективна альтернатива традиційним нікель- і хромвмісним сплавам для застосування в умовах підвищених температур і корозійно агресивних середовищ, а також у конструкціях, для яких актуальним є зменшення маси [1].

Ще у 1930-х роках було встановлено, що легування заліза алюмінієм істотно підвищує його стійкість до окиснення, що зумовлено утворенням на поверхні матеріалу щільної та термодинамічно стабільної оксидної плівки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [2]. Саме ця особливість визначила початковий науковий інтерес до сплавів системи Fe–Al. Водночас широке практичне застосування таких матеріалів тривалий час

було обмеженим унаслідок низки суттєвих недоліків, зокрема їх низької пластичності за кімнатної температури, підвищеної крихкості та недостатньої жароміцності [1].

Сучасні дослідження націлені на усунення цих недоліків шляхом поліпшення методів виготовлення, оптимізації складу та структури матеріалу, а також додавання елементів Cr, Mo, Nb, Ti, V, B, Zr та Hf, що сприяють підвищенню пластичності та стабільності структури. Досягнуто значного прогресу у розумінні фізико-металургійних процесів, які визначають властивості Fe–Al сплавів. Зокрема досліджено вплив концентрації вакансій, структури та дефектності кристалічної решітки [3–5].

На сучасному етапі інтерметалідні сплави системи Fe–Al вважаються перспективними матеріалами для роботи в умовах підвищених температур і агресивних середовищ. Це пояснюється їх високою жаростійкістю, стійкістю до окиснення та корозії, а також відносно низькою густиною. Завдяки поєднанню цих властивостей такі сплави можуть застосовуватися в енергетичному машинобудуванні, зокрема в елементах теплових установок, теплообмінному обладнанні та інших високотемпературних вузлах. Крім того, сплави Fe–Al використовують у хімічній промисловості як матеріали для корозійностійких покриттів, а також як зв'язуючу фазу в твердих сплавах і композиційних матеріалах [6].

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

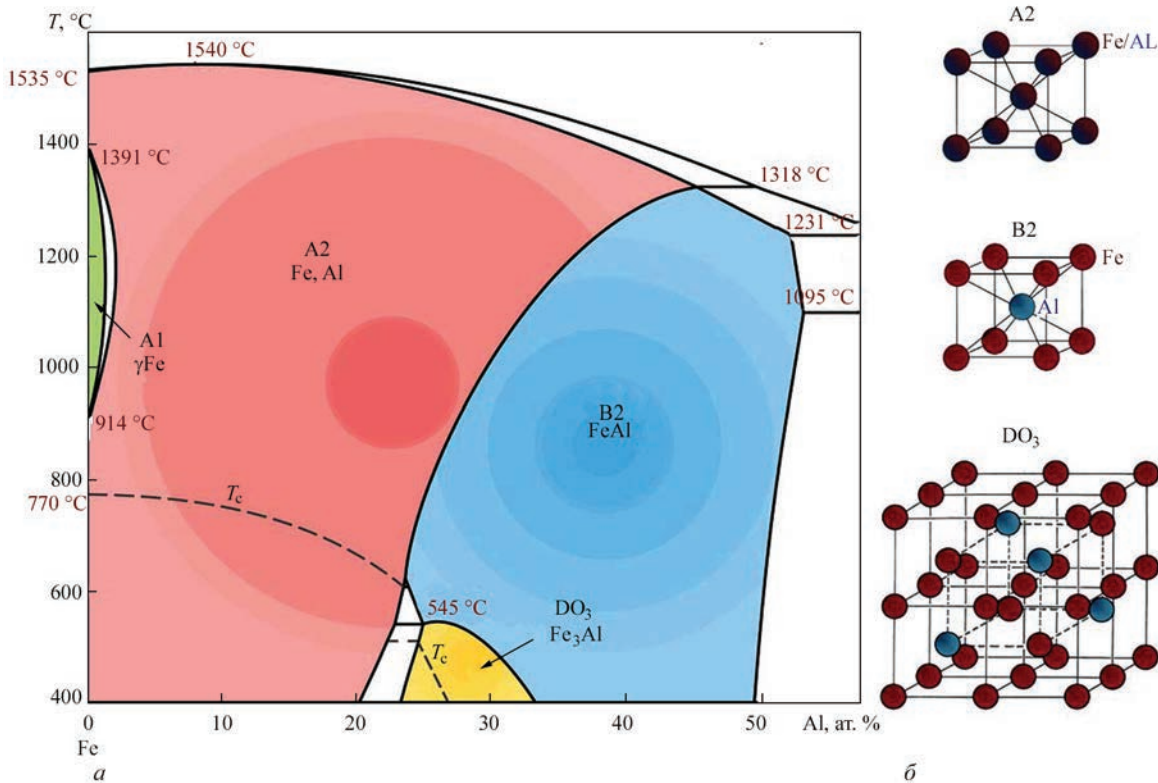


Рис. 1. Частина подвійної діаграми системи Fe–Al (а), збагаченої на залізо, що демонструє розширені області фаз: А2 — неупорядкованого твердого розчину (Fe, Al), В2 — впорядкованого твердого розчину (FeAl) та  $D0_3$  — впорядкованого твердого розчину ( $Fe_3Al$ ). Позначення  $T_c$  відповідає температурі Кюрі для феромагнітного переходу; елементарні комірки трьох кубічних структур (б): атоми Fe позначені червоним, Al — синім, а місця, які можуть бути зайняті як Fe, так і Al — фіолетовим [8]

## ДІАГРАМА СТАНУ ТА СТРУКТУРА

Згідно з даними роботи [7], подвійна діаграма системи Fe–Al (до 50 ат. % Al) містить три основні фази: А2 (твердий розчин із ОЦК-граткою), впорядковані фази  $Fe_3Al$  ( $D0_3$ ) та FeAl (В2) (рис. 1) [8]. За підвищених температур впорядковані фази переходять у неупорядкований твердий розчин А2. Наявність цих фаз, які відрізняються кристалічною структурою, визначає комплекс фізико-механічних властивостей сплавів.

Фаза А2 (табл. 1) являє собою неупорядкований твердий розчин на основі ОЦК-гратки заліза, в якій атоми алюмінію розміщуються випадковим чином без визначеної закономірності. Вона є ста-

більною при високих температурах і переходить у впорядковані фази під час охолодження. Висока ентропія змішування забезпечує її термодинамічну стабільність. Утворення А2-фази спостерігається за температур вище 1000 °С, коли фази В2 та  $D0_3$  вже нестабільні. Для цієї фази характерна добра пластичність, однак вона не забезпечує високих значень міцності та тривалої міцності [5].

Фаза  $D0_3$  відповідає впорядкованому твердому розчину зі стехіометрією, близькою до  $Fe_3Al$ . Її кристалічна структура є модифікацією ОЦК-гратки з додатковим впорядкуванням: одні вузли здебільшого займають атоми Fe, інші — Al. Така впорядкованість зумовлює підвищену твердість і термічну стабільність. Фаза  $D0_3$  стабільна в інтер-

Порівняння трьох основних фаз у системі Fe–Al

Фаза	Структура	Склад (ат. % Al)	Температурний діапазон стабільності	Основні властивості
A2	Неупорядкований твердий розчин з ОЦК-граткою	0...50	>1000 °С (B2 і $D0_3$ нестабільні)	Висока пластичність, низька міцність і жаротривкість, висока ентропія змішування
$D0_3$	Впорядкована модифікація ОЦК ( $Fe_3Al$ )	~ 18...28	До 550...600 °С (вище → перехід у А2)	Підвищена твердість і термічна стабільність, поєднання міцності та пластичності
B2	Впорядкована кубічна структура типу CsCl (FeAl)	~ 40...50	До 1000 °С (вище → перехід у А2)	Висока жароміцність і окисна стійкість, але крихкість при кімнатній температурі

валі приблизно 18...28 ат. % Al при температурах до 550...600 °С. Вона забезпечує поєднання помірної пластичності з підвищеною міцністю в сплавах на основі Fe<sub>3</sub>Al. За температур вище ~650 °С D0<sub>3</sub>-фаза втрачає впорядкованість і переходить у A2 [9].

Фаза B2 формується за вмісту алюмінію в сплаві близько 40...50 ат. % та характеризується впорядкованою кубічною структурою типу CsCl, у якій атоми Fe та Al по чергово займають центр та вершини куба. Така впорядкованість сприяє утворенню міцних ковалентних зв'язків, що забезпечує високі значення жароміцності та окисної стійкості. Водночас фаза B2 характеризується підвищеною крихкістю при кімнатній температурі, що обмежує можливості її практичного застосування без цілеспрямованого легування або використання спеціальних методів термомеханічної обробки. За підвищених температур (понад 1000 °С) відбувається перехід у неупорядковану A2 [10].

Загалом, зі зростанням температури обидві впорядковані фази D0<sub>3</sub> та B2 трансформуються в неупорядковану твердорозчинну фазу A2, що супроводжується зниженням характеристик міцності і одночасним підвищенням пластичності сплаву. Особливості цих фазових переходів наочно відображені на фазовій діаграмі системи Fe–Al, де простежується залежність стабільності фаз від температури та концентрації алюмінію (рис. 1) [1, 8].

Мікроструктура сплавів системи Fe–Al визначається їхнім хімічним складом, умовами кристалізації (швидкістю охолодження), параметрами термічної обробки та дією механічних навантажень. У цих матеріалах формуються впорядковані інтерметаліди типу B2 та D0<sub>3</sub>, які залежно від вмісту алюмінію можуть співіснувати з неупорядкованим α-твердим розчином на основі заліза. Геометрія зерен, їх орієнтація, а також особливості меж зерен відіграють ключову роль у формуванні механічних, дифузійних і фізико-хімічних властивостей сплавів.

Оскільки межі зерен характеризуються підвищеною концентрацією структурних дефектів вони є зонами локальної хімічної неоднорідності, що істотно впливає на кінетику процесів упорядкування. За результатами «ab initio» моделювання та експериментальних досліджень встановлено, що перехід від α-твердого розчину до впорядкованої фази B2 супроводжується інтенсивною міграцією вакансій та перебудовою підґратки, тоді як межі зерен виступають первинними центрами зародження впорядкованої структури [11].

Сукупність структурних дефектів визначає механічну поведінку та термостійкість Fe–Al спла-

вів. Вакансії та атоми заміщення, з одного боку ускладнюють рух дислокацій і сприяють зміцненню, а з іншого — за надмірної концентрації можуть провокувати крихке руйнування. Дислокації, взаємодіючи між собою та з площинними дефектами кристалічної будови, визначають рівень опору пластичній деформації. Водночас за низьких температур вони можуть виступати концентраторами напружень, ініціюючи локалізацію деформації та зародження мікротріщин. Дефектність меж зерен істотно впливає на процеси повзучості, корозійну стійкість і дифузійні явища, а також визначає швидкість і механізми структурного упорядкування. Термічна обробка, швидкість охолодження, ступінь деформації та легування керують типами й густиною дефектів, що дає змогу цілеспрямовано модифікувати експлуатаційні характеристики матеріалу. Недавні дослідження підтверджують ключову роль дефектної структури в кінетиці фазових перетворень, зокрема схильність алюмінію до сегрегації біля меж зерен і дислокацій [11].

## ВЛАСТИВОСТІ

Механічні характеристики сплавів Fe–Al істотно залежать від фазового складу, ступеня упорядкування та концентрації структурних дефектів. Інтерметалід Fe<sub>3</sub>Al (D0<sub>3</sub>) характеризується відносно підвищеною пластичністю за кімнатної температури, проте поступається за характеристиками міцності. Межа міцності на розрив зазвичай становить 350...550 МПа, межа плинності — 200...350 МПа, а твердість — 200...300 HV.

Для інтерметаліду FeAl (B2) характерні вищі показники твердості ( $HV \approx 350...450$ ) та міцності порівняно з фазою Fe<sub>3</sub>Al (D0<sub>3</sub>), однак одночасно спостерігається підвищена схильність до крихкого руйнування, особливо за кімнатної температури. Межа міцності на розрив для фази B2 сягає 600...800 МПа при температурі 600...800 °С, а модуль пружності становить приблизно 170...200 ГПа [12]. Одним із ключових чинників, що обмежують пластичність, є наявність антифазних меж і явищ взаємного заміщення атомів в певних позиціях в ґратці, які ускладнюють рух дислокацій і сприяють розвитку крихкого механізму руйнування.

Сплави на основі інтерметалідів системи Fe–Al характеризуються підвищеною межею плинності порівняно з конструкційними сталями, а також із суперсплавами на основі Co та Ni (рис. 2, а).

Якщо враховувати густину матеріалу, тобто розглядати питому границю плинності (рис. 2, б), то залізо-алюмінієві інтерметаліди мають потен-

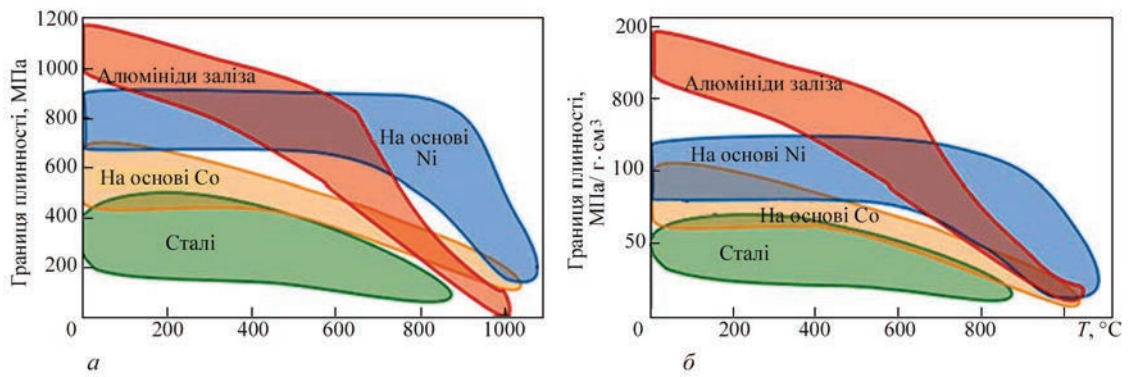


Рис. 2. Границя плинності (а) та питома (з урахуванням густини) границя плинності (б) сплавів на основі системи Fe–Al порівняно зі сталями та сплавами на основі Co та Ni [1]

ціал для заміни значно дорожчих жароміцних сплавів при температурах до 800 °С.

Температурна залежність границі плинності сплавів Fe–Al має три характерні діапазони (рис. 3) [13]. За температур до 400 °С механічні властивості істотно залежать від концентрації вакансій, що зберігаються після охолодження. Сплави Fe–Al характеризуються підвищеною рівноважною концентрацією вакансій, що зумовлено низькою ентальпією їх утворення:  $Hf_v = 0,7...1,2$  еВ для фази  $Fe_3Al$  ( $D0_3$ ) [13–16] та  $Hf_v = 0,8...1,1$  еВ для  $FeAl$  ( $B2$ ) [14–18]. За рахунок цього вакансії істотно знижують рухливість дислокацій за низьких температур. Концентрація вакансій настільки впливає на опір деформації, що для сплавів однакового складу границя плинності може відрізнятися у 2...5 разів [18, 19]. Тому для коректного порівняння властивостей зазвичай застосовують стандартний режим термообробки — витримку при температурі 400 °С протягом 100 год, що забезпечує мінімальну концентрацію вакансій [20].

Водночас для сплавів, які працюють за кімнатних температур, зміцнення за рахунок вакансій може використовуватися як технологічний інструмент. Регулюючи швидкість охолодження, можна цілеспрямовано змінювати межу плинності.

У температурному інтервалі 400...600 °С сплави Fe–Al демонструють нетипове зростання межі плинності з підвищенням температури — так званий ефект аномального зміцнення (YSA) або аномальна межа плинності [13]. Доведено, що цей ефект не пов'язаний із фазовим перетворенням  $D0_3 \leftrightarrow B2$  [21]. Хоча механізм аномального зміцнення (YSA) остаточно не визначено, ключову роль у ньому відіграють термічні вакансії. Дослідження із загартуванням і повторним гартуванням [22–24] показали, що за нижчих температур зміцнення зумовлене закріпленням дислокацій вакансіями. З підвищенням температури рухливість вакансій збільшується, що послаблює ефект їхнього закріплення та зумовлює формування максимуму [13].

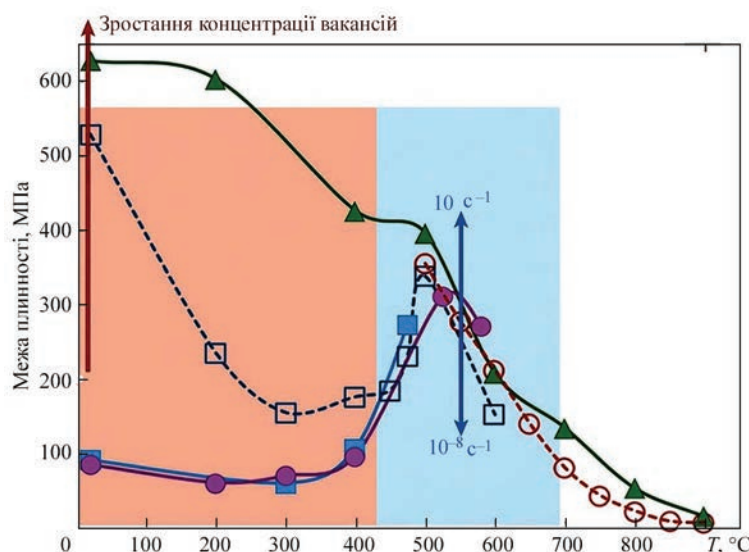


Рис. 3. Залежність межі плинності (0,2 %) сплаву Fe–(26...28 ат. % Al) у литому і відпаленому станах та отриманого методом лазерного плавлення. Швидкість деформації становить  $1 \cdot 10^{-7} \text{ c}^{-1}$  [13]

У цьому ж температурному діапазоні для структури B2 відбувається зміна характеру дислокацій — з  $\langle 111 \rangle$  до  $\langle 100 \rangle$  [25]. Це пояснює значну залежність границі плинності від швидкості деформації. Попри наявність публікацій, у яких зазначається про незначне зменшення ефекту аномального зміцнення (YSA) [26], загалом встановлено, що зі зниженням швидкості деформації максимум істотно зменшується та практично зникає за швидкостей  $<10^{-7} \text{ с}^{-1}$ . З практичної точки зору це означає, що за умов повільної повзучості при підвищених температурах прояв аномального зміцнення є мінімальним. Водночас за високих швидкостей деформації (зокрема, під час гарячої обробки тиском) можливе суттєве зростання опору деформації, що призводить до надмірного підвищення міцності матеріалу. Положення за температурою та величина цього максимуму істотно залежать від хімічного складу сплаву та характеру легування. Зокрема, у деяких дослідженнях зафіксовано збільшення його величини майже вдвічі порівняно з нелегованими сплавами [27].

За температур, що перевищують температуру максимуму аномального зміцнення, сплави системи Fe–Al демонструють нормальну температурну залежність — межа плинності знижується зі зростанням температури. У бінарних сплавах це зниження особливо різке [27]. Саме така різка втрата міцності за підвищених температур тривалий час обмежувала їх практичне застосування, що стимулювало активні дослідження, спрямовані на підвищення високотемпературної міцності.

Для бінарних сплавів Fe–Al у температурному інтервалі від кімнатної до  $550 \text{ }^\circ\text{C}$  в роботі [28] встановлено, що межа плинності зростає зі збільшенням вмісту Al і досягає максимуму за концентрації близько 25 ат. % Al. Подальше підвищення вмісту алюмінію супроводжується повторним зростанням міцності. З підвищенням температури

при зазначений максимум стає менш вираженим. За  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  (вище області термічної стабільності фази  $\text{Fe}_3\text{Al}$  ( $\text{D0}_3$ )) спостерігається лише незначне зростання межі плинності зі збільшенням вмісту Al без формування чітко вираженого максимуму [28]. Крім того, за цієї температури не спостерігається різкого підвищення міцності під час переходу від твердого розчину A2 (Fe, Al) до впорядкованої фази FeAl (B2).

Високотемпературна поведінка інтерметалідів Fe–Al визначає їхню здатність до формування стабільної оксидної плівки  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , яка забезпечує самопасивацію поверхні й зберігає захисні властивості за температур понад  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ . Це обумовлює високу жаростійкість у газових середовищах і можливість тривалої роботи у термічному, енергетичному та хімічному обладнаннях.

Згідно досліджень Моріса перспективним шляхом підвищення тривалої міцності алюмінідів заліза є введення нанорозмірних оксидних частинок [29].

Сплави Fe–Al відзначаються високою корозійною стійкістю, зумовленою формуванням щільного й термостійкого оксидного шару [30].

Бінарні інтерметаліди  $\text{Fe}_3\text{Al}$  ( $\text{D0}_3$ ) та FeAl (B2) принципово відрізняються від більшості впорядкованих фаз тим, що за вмістом алюмінію до  $\sim 42$  ат. % не демонструють чітко вираженої температури крихко-пластичного переходу  $T_{\text{к.п.}}$ . Натомість для більшості інтерметалідів наявність чітко визначеної  $T_{\text{к.п.}}$  є характерною особливістю [31]. У сплавах системи Fe–Al перехід від крихкої до пластичної поведінки відбувається поступово в температурному інтервалі  $150\text{...}200 \text{ }^\circ\text{C}$  (рис. 4).

Водночас вони демонструють певну пластичність за відносно низьких температур, причому сплави із вмістом 42 ат. % Al переходять у пластичний стан у діапазоні від приблизно  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  (0 ат. % Al) до  $100 \text{ }^\circ\text{C}$ . Подальше підвищення вмісту алюмінію призводить до різкого зростання тем-

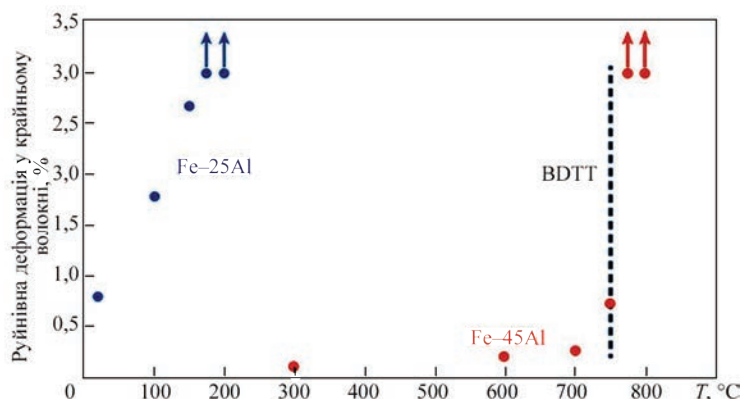


Рис. 4. Перехід від крихкої до пластичної поведінки в сплаві Fe–25 ат. % Al є поступовим, тоді як у Fe–45 ат. % Al — різким, із чітко вираженою температурою крихко-пластичного переходу  $T_{\text{к.п.}}$  (BDTT) [32]

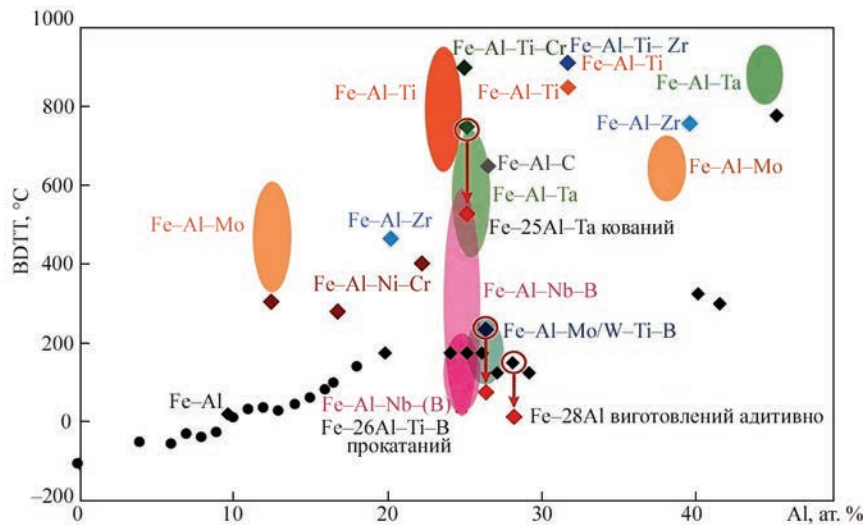


Рис. 5. Температури крихко-пластичного переходу ( $T_{к.п.}$ ) для литих сплавів Fe–Al–X [32]: ● — випробування Шарпі; ◆ — чотириточковий згин

ператури пластичності до 750 °C, що супроводжується появою чіткої  $T_{к.п.}$  [32]. Це пов'язується зі зміною механізму руйнування з транскристалітного на міжкристалітний (рис. 4). Аналогічний ефект спостерігається і для більшості трьохкомпонентних сплавів Fe–Al–X, де навіть незначні добавки легуючих елементів суттєво підвищують температуру крихко-пластичного переходу.

Проблема підвищення пластичності залізоалюмінідів залишається однією з ключових у матеріалознавстві інтерметалідних сплавів.

Останнім часом значну увагу дослідників привернули сплави Fe–Al–Mo(W)–Ti–B з підвищеним вмістом бору, у яких на межах зерен формуються бориди. Такі сплави зберігають пластичність за порівняно низьких температур (рис. 5) [33].

Це є нетривіальним результатом, оскільки в більшості інших інтерметалідних системах позитивний вплив бору зникає після утворення боридних фаз уздовж меж зерен. Аналогічну поведінку встановлено для сплаву Fe–Al–Nb, легovanого бором, у якому уздовж меж зерен формується суцільна плівка з фази Лавеса (Fe–Al–Nb–(B)) (рис. 5) [34]. Дані результати узгоджуються з сучасними даними щодо сталей, зміцнених щільноупакованими фазами, виділення яких локалізується на межах зерен [35]. Вважається, що попри крихку природу боридів і фази Лавеса міжзеренне руйнування не реалізується доти, доки ці фази формують відносно суцільну плівку товщиною близько 1 мкм. У випадку фази Лавеса одним з можливих механізмів, що пояснює цей ефект, є виникнення напружень стиснення на межах зерен. У системі Fe–Al також не виключається, що плівкові виділення боридів і фази Лавеса перешкоджають міжкристалітній корозії за атмосферних умов. Крім

того, виділення вторинних фаз на межах зерен гальмує їх укрупнення та аномальний ріст за високих температур [33].

Ще одним підходом до підвищення пластичності може бути зменшення розміру зерен до рівня, нижчого за критичний. Узагальнення літературних даних свідчить, що за середнього розміру зерен <10 мкм спостерігається суттєве зростання пластичності згідно рівняння Холла–Петча ( $\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$ , де  $\sigma_0$  — деяке напруження тертя, необхідне для ковзання дислокацій у монокристалі, а  $K$  — індивідуальна для кожного матеріалу константа;  $d$  — середній діаметр зерна) [36].

Причини зміни міцності та пластичності матеріалу за фіксованого розміру зерна є багатофакторними. Вони пов'язані, зокрема, зі ступенем збереження упорядкування, що супроводжується дуже низькою густиною дислокацій, частковим збереженням деформаційного зміцнення, яке формується під час підготовки матеріалу, а також впливом незначних легувальних та домішкових добавок. Водночас слід зазначити, що хоча на рис. 6 дані згруповані за наближеними інтервалами розміру зерна, фактичні значення розмірів зерен, наведені в літературі, змінюються практично безперервно — від дуже малих до дуже великих — і не обмежуються точними величинами, показаними на рис. 6 [37].

Значне зменшення розміру зерна підтверджено як один із найбільш ефективних способів одночасного підвищення пластичності та границі плинності матеріалу. Встановлено, що подрібнення зерен приблизно у 4–5 разів забезпечує приріст властивостей, співставний із зміною по всьому досліджуваному діапазону розмірів зерна. Наприклад, зменшення середнього розміру зерна з

200±50 до 10±2 мкм призводить до підвищення границі плинності з 300...450 до 600...750 МПа при відносному подовженні близько 5 %. В іншому випадку, за сталої границі плинності близько 500 МПа, пластичність зростає приблизно від 0...4 до 10...20 %.

На рис. 6 також узагальнено експериментальні результати для матеріалів із різним вмістом алюмінію, що відрізняється від складу Fe–40Al і становить відповідно 36 та 45 % Al [38]. Порівняння з відповідними залежностями для різного розміру зерна показує, що сплав із 36 % Al характеризується дещо вищою пластичністю (або більшою міцністю за однакових значень пластичності та розміру зерна) порівняно зі сплавом Fe–40Al. Водночас сплав із 45 % Al демонструє дещо більшу крихкість за аналогічних значень розміру зерна та границі плинності [38].

Загалом отримані результати узгоджуються з встановленими залежностями між границею плинності, пластичністю та розміром зерна і не свідчать про зміну механізму руйнування в досліджених інтерметалічних сплавах.

Разом із тим даний підхід не є універсальним. Так, сплав Fe–30Al–10Ti із розміром зерен <5 мкм мав таку ж саму температуру крихко-пластичного переходу  $T_{к.п}$ , що і литий матеріал із розміром зерен >100 мкм. Водночас крупнозернистий текстурований Fe–28Al, виготовлений адитивними методами, демонстрував пластичність за кімнатної температури [39]. На сьогоднішній день причини такої поведінки залишаються дискусійними.

Як зазначалося вище, вакансії справляють сильний зміцнювальний ефект. Однак, подібно до інших механізмів твердорозчинного зміцнення, це супроводжується зниженням пластичності, що, імовірно, пов'язано із закріпленням дислокацій вакансіями та обмеженням їх рухливості [36]. Відповідно підвищення пластичності можливе шляхом зменшення концентрації вакансій — зокрема, за рахунок повільного охолодження або низькотемпературного відпалу. Водночас така термічна обробка, як правило, супроводжується певним зниженням міцності матеріалу [40].

### ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА КОРОЗИЙНУ СТІЙКІСТЬ

Легування є одним із найефективніших засобів цілеспрямованого регулювання структури та експлуатаційних характеристик сплавів системи Fe–Al. Завдяки впорядкованій природі інтерметалідів FeAl (B2) та Fe<sub>3</sub>Al (D0<sub>3</sub>) навіть незначні концентрації легувальних елементів істотно впли-

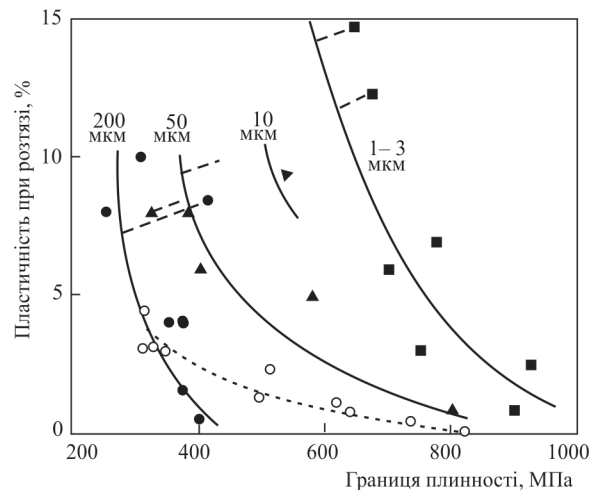


Рис. 6. Зміна пластичності при розтязі у сплавах Fe–40Al залежно від розміру зерна та границі плинності [38]

вають на процес упорядкування, дефектну структуру, термодинамічну стабільність фаз і кінетику дифузійних процесів. Основними завданнями легування є підвищення пластичності за кімнатної температури, зміцнення при високих температурах, покращення зносостійкості, а також підвищення жаро- та корозійної стійкості.

Вплив легування на сплави на основі Fe–28Al узагальнено на рис. 7, де наведено значення границі плинності та пластичності при розтязі. Подальший аналіз змін пластичності та міцності проводиться з урахуванням легування за умови, що інші параметри залишаються практично сталими (зокрема, розмір зерна, середовище випробування, швидкість деформації тощо). Оскільки в експериментах, результати яких наведені на рис. 7, використовувалися різні концентрації легувальних елементів, розмір зерна також змінювався: для бінарного сплаву та сплавів із добавкою Cr він становив приблизно 50...100 мкм, тоді як за значних добавок Mo, Nb або W зменшувався до близько 30 мкм. Як видно з рис. 6, таке зменшення розміру зерна не призводить до суттєвих змін пластичності.

Згідно з даними рис. 7, за винятком Cr, легування будь-якими іншими елементами (Nb, Mo або W) призводить до поступового зниження пластичності. Зміцнення та окрихчення спостерігаються як у випадку розчинення легувальних елементів у твердому розчині (наприклад, 0,5...1,0 % Mo), так і при утворенні вторинних інтерметалідних або карбідних частинок за більших концентрацій легувальних компонентів. Водночас для інтерметалідної основи Fe–28Al–5Cr можливе досягнення значного підвищення міцності (наприклад, до границі плинності близько 600 МПа) шляхом ле-

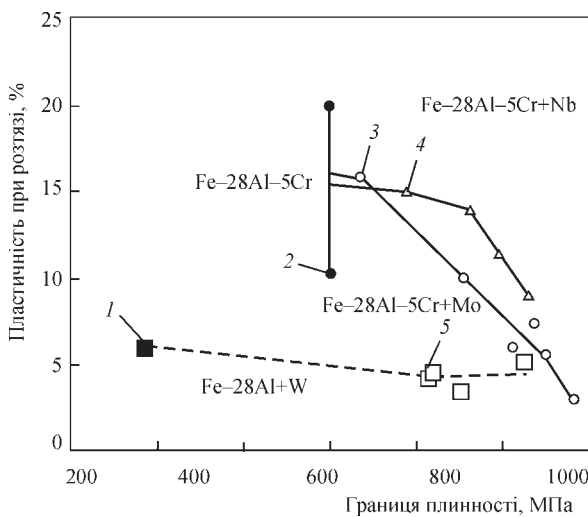


Рис. 7. Зміна границі плинності та пластичності при розтягті при легуванні сплавів Fe-28Al і Fe-28Al-5Cr різними елементами (Mo, Nb, W) [37]: ■ — Fe-28Al (відпалений); ● — Fe-Al-Cr; ○ — FeAlCr + Mo; ⊕ — FeAlCr + MoNb; □ — FeAl + W

гування Mo, а особливо Nb, без різкого зниження пластичності.

Таким чином, додавання третього або четвертого компонента до системи Fe-28Al(+Cr) може забезпечувати зміцнення матеріалу, яке супроводжується поступовим зменшенням пластичності. Натомість для сплавів складу Fe-45Al не отримано переконливих доказів позитивного впливу легування будь-якими елементами заміщення, включаючи Cr [38]. У межах відповідного дослідження навіть введення Cr призводило до зниження пластичності незалежно від умов випробування.

В інших роботах також розглядали вплив легувальних добавок у сплавах типу FeAl на пластичність. Зокрема, у дослідженні [41] аналізували введення В і С у сплав на основі Fe-40Al, а також невеликі добавки елементами заміщення, таких як Zr, Hf і їх комбіновані варіанти. Встановлено, що покращення пластичності за кімнатної температури порівняно з бінарним сплавом спостерігалось лише для матеріалу, який містив одночасно Zr і В, тоді як окремі добавки Zr, С або комбінації С+В не приводили до підвищення пластичності. Зафіксоване покращення пластичних властивостей, імовірно, пов'язане з впливом В на підвищення міцності меж зерен. Водночас не виключається і роль частинок інтерметалідів або боридів Zr, які можуть сприяти підвищенню пластичності через більш рівномірний розподіл ковзання або, навпаки, знижувати її, оскільки крупні частинки створюють концентрації напружень і стають осередками зародження тріщин.

Сплави Fe-Al характеризуються низькою швидкістю повзучості: при 800 °C і напруженнях до 50 МПа вона зазвичай не перевищує  $10^{-7} \text{ c}^{-1}$ , що

пов'язано з уповільненими дифузійними процесами в упорядкованій кристалічній ґратці [1].

Молібден (Mo) і вольфрам (W) ефективно підвищують жароміцність і опір повзучості за рахунок пригнічення дифузійних процесів та стабілізації впорядкованої структури. Вони утворюють тверді розчини з фазами B2 і D0<sub>3</sub> та можуть брати участь у формуванні дисперсних зміцнювальних частинок. За надмірних концентрацій можливе утворення вторинних фаз, зокрема Mo<sub>3</sub>Al, що супроводжується зниженням пластичності [42].

Ванадій (V) розчиняється переважно в матриці Fe<sub>3</sub>Al, стабілізує структуру D0<sub>3</sub> та забезпечує виражений твердорозчинний внесок у зміцнення, особливо при 700...800 °C. Завдяки високій розчинності він не формує значної кількості крихких фаз і сприяє певному подрібненню зерен [43].

Вольфрам, окрім твердорозчинного зміцнення, може брати участь у формуванні дрібнодисперсних силіцидних частинок типу Fe(W)MoSi. Після короткочасного відпалу при 1200 °C формуються нанорозмірні виділення вздовж меж зерен, що забезпечує максимальні значення межі плинності та стабільність міцності до 700...800 °C. Таким чином, W поєднує твердорозчинний і дисперсійний механізми зміцнення [43].

Титан (Ti), ніобій (Nb) та цирконій (Zr) сприяють стабілізації дрібнозернистої структури шляхом утворення дисперсних фаз (TiB<sub>2</sub>, NbC, ZrO<sub>2</sub>), які перешкоджають росту зерен під час термоцикування. Зокрема, 1...2 ат. % Nb підвищує межу плинності при 800 °C на 25...30 % [44].

Легування нікелем (Ni) і кобальтом (Co) сприяє підвищенню пластичності та ударної в'язкості при кімнатній температурі. Нікель зменшує енергію упорядкування, полегшує дислокаційне ковзання та частково знижує температуру крихко-пластичного переходу, стабілізуючи B2-структуру [45].

Бор (B) відіграє ключову роль у підвищенні когезії меж зерен. У концентраціях до 0,1 ат. % він сегрегує на межах зерен, знижує їхню поверхневу енергію та запобігає міжзеренному руйнуванню. Унаслідок цього ударна в'язкість і пластичність можуть зростати в кілька разів [46].

Комбіноване легування (наприклад, B + Mo або Ni + B) забезпечує синергетичний ефект: бор підвищує когезію меж зерен, тоді як Mo або Ni стабілізують впорядковану структуру та посилюють зміцнення. Це дозволяє досягти поєднання високої міцності та задовільної пластичності, що є критично важливим для високотемпературних застосувань [47].

Висока жаростійкість інтерметалідів Fe-Al зумовлена здатністю до формування щільної оксид-

ної плівки  $Al_2O_3$ , яка забезпечує самопасивацію поверхні та зберігає захисні властивості за температур понад  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ . Це визначає можливість їх застосування в термічному, енергетичному та хімічному обладнанні. Корозійна стійкість сплавів Fe–Al у ряді випадків перевищує показники нержавіючих сталей завдяки стабільності та термостійкості оксидного шару навіть за циклічних температурних навантажень [48].

Найбільш вираженим ефектом, представленим на рис. 5, є підвищення пластичності при введенні Cr у бінарний сплав Fe–28Al. Спочатку це явище пояснювали змінами пластичних властивостей матеріалу [30], однак подальші дослідження пов'язали його зі змінами характеру поверхневих плівок та ступенем прояву ефекту екологічного окрихчення [49]. Існує ймовірність, що всі зміни пластичності, представлені на рис. 5, у тій чи іншій мірі зумовлені саме впливом навколишнього середовища та особливостями поверхневих плівок, які формуються до або під час випробувань. Слід також враховувати, що всі розглянуті сплави після відпалу за помірних температур характеризуються впорядкованою структурою типу  $D0_3$ , тому спостережувані ефекти можуть частково залежати від незначних змін ступеня цього впорядкування.

Ефективним шляхом підвищення корозійної стійкості є легування хромом. Встановлено, що Cr здатний знижувати чутливість до атмосферної корозії, хоча наявні дані не є однозначними [6]. Хром також бере участь у формуванні стабільної оксидної плівки та розширює область існування впорядкованої фази  $B2$ , підвищуючи термічну стабільність. Водночас надлишковий вміст Cr ( $>10\text{ ат. } \%$ ) може спричинити утворення крихких інтерметалідних фаз  $Fe_3Cr$  або  $Cr_5Al_8$ , що знижує пластичність [50].

Додавання кремнію (Si) підвищує жаростійкість завдяки формуванню комбінованої оксидної плівки на основі  $Al_2O_3$  та  $SiO_2$ , яка зменшує швидкість високотемпературного окиснення. Однак при вмісті понад  $5\text{ ат. } \%$  можливе утворення крихких силіцидів ( $Fe_3Si$ ) та погіршення механічних властивостей [51].

Таким чином, легування є ключовим інструментом оптимізації мікроструктури та експлуатаційних властивостей інтерметалідів Fe–Al. Залежно від природи легувального елемента реалізуються механізми твердорозчинного, дисперсійного та зернограничного зміцнення, а також підвищується термодинамічна стабільність і корозійна стійкість. Отже, легування є ефективним інструментом керування міцністю, пластичністю, опором повзучості та корозійною стійкістю Fe–Al-сплавів.

## ЗАСТОСУВАННЯ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Fe–Al

Сплави системи Fe–Al завдяки поєднанню низької густини, високої корозійної, жаро- та зносостійкості, а також достатньої термостабільності, розглядаються як перспективні матеріали для експлуатації за підвищених температур і в агресивних середовищах. Їх застосування охоплює широкий спектр галузей — від енергетичного машинобудування та хімічної промисловості до транспортної індустрії, поверхневої інженерії й функціональних матеріалів.

Одним із ключових напрямів є виготовлення високотемпературних конструкційних елементів, що працюють у кисне- та сірковмісних газових середовищах. За температур до  $800\text{ }^\circ\text{C}$  на поверхні сплавів Fe–Al формується щільна стабільна оксидна плівка  $Al_2O_3$ , яка ефективно гальмує подальше окиснення. Завдяки цьому їх застосовують для деталей печей, пальників, теплообмінників, колекторів відпрацьованих газів, реакційних елементів та компонентів газових турбін [1]. Висока стійкість до сульфідації робить FeAl і  $Fe_3Al$  придатними для роботи в хімічних реакторах, установках термічної переробки нафти, коксовому виробництві та системах спалювання вугілля, де традиційні Ni- і Cr-вмісні сплави швидко деградують [52].

Додатково, як сучасний технологічний тренд, для високотемпературних застосувань розглядають «near-net-shape» виготовлення матеріалів на основі  $Fe_3Al$  (зокрема зміцнених фазою Лавеса) методами адитивного виробництва, що розширює можливості отримання деталей складної геометрії [53].

Завдяки високій твердості та стабільності оксидного шару сплави Fe–Al ефективно функціонують як зносостійкі матеріали. Їх використовують у деталях, що зазнають інтенсивного абразивного чи ерозійного навантаження: клапанах, втулках, елементах насосів, роторах та зносостійких вставках. За даними [1], після відповідної термообробки Fe–Al демонструють зносостійкість, порівнянну з деякими карбідами.

Важливим є практичне застосування сплавів системи Fe–Al як зносо- та корозійностійких покриттів і шарів, зокрема на основі  $Fe_3Al$ , отриманих різними методами, включаючи лазерне наплавлення [54]. Такі покриття широко використовуються для підвищення довговічності і демонструють високу працездатність в умовах високотемпературного зношування (зокрема в інтервалі  $500\text{--}700\text{ }^\circ\text{C}$ ) [54], забезпечуючи ефективний захист від дії хлоридів, сірки та високотемпературного окиснення. Їх наносять метода-

ми плазмового, детонаційного, термореактивного осадження або лазерного наплавлення. Вони також характеризуються високою адгезією та більш рівномірною структурою порівняно з традиційними системами Ni–Al [1].

Як приклад, ефективність лазерного наплавлення залізоалюмінідів для підвищення корозійно- та зносостійкості анодних штирів у електролізерах [55].

Паралельно розвиваються технології газотермічного нанесення: дугове напилення в інертній атмосфері може формувати покриття з «in situ» сформованими інтерметалідними фазами Fe–Al, що є цікавим з точки зору поєднання продуктивності процесу та функціональних властивостей шару [56].

Для нанесення без суттєвого теплового впливу на підкладку зростає інтерес до холодного газодинамічного напилення (cold gas spray). Продемонстровано можливість отримання щільних покриттів Fe<sub>3</sub>Al на сталевих підкладках із керуванням структурою через параметри порошку та газу-носія [57].

Перспективним напрямом є застосування Fe–Al як зв'язуючої фази у твердих композиційних матеріалах. У системах на основі WC заміна кобальту на Fe–Al дозволяє знизити вартість та токсичність, забезпечуючи водночас високу твердість (1400...1600 HV) і термостійкість композитів [6]. Це відкриває можливості застосування в різальних інструментах і зносостійких елементах.

В енергетичному секторі сплави Fe–Al використовують як матеріали для пористих структур — сіток, фільтрів, каталізаторних носіїв, решіток теплообмінників. Їх застосування обґрунтовується стійкістю до карбонізації, стабільністю мікроструктури під час циклічного нагрівання та сумісністю з оксидними середовищами [52].

Додатково показано перспективність спієних мікропористих композитів на основі Fe–Al (FeAlO<sub>7</sub>/FeAl<sub>x</sub>) як структурованих каталізаторних носіїв завдяки поєднанню розвиненої пористості та механічної міцності [58].

Окремий сучасний напрям застосувань — бар'єрні покриття на основі FeAl/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> для зниження проникнення ізотопів водню (зокрема тритію) в умовах високих температур. Продемонстровано, що покриття FeAl/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (отримані комбінацією осадження/алітування та «in situ» окиснення) здатні суттєво зменшувати проникнення дейтерію [59].

Як технологічно простіший маршрут формування шару Fe–Al на сталях, застосовується алітування. Показано формування щільного Fe–Al покриття на 316L та проаналізовано вплив мі-

кроструктури алюмінідів на бар'єрні властивості Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> плівки, що утворюється на поверхні [60].

Загальні підходи до проєктування та оцінювання водневих бар'єрів систематизовано в сучасних оглядових роботах, що додатково підкреслює прикладну актуальність цього напрямку [61].

Особливу увагу привертає використання сплавів Fe–Al в адитивних технологіях. Показано, що LPBF/3D-друк інтерметалідів Fe<sub>3</sub>Al може забезпечувати високу якість друкованих виробів за рахунок формування керованої мікроструктури, що є важливим для подолання технологічних обмежень традиційного лиття [53].

Окремо розглядається повний технологічний ланцюжок порошок→наплавлення (електронно-променево, лазерне): зокрема, застосування плазмової ультразвукової атомізації для одержання порошків та їх подальша лазерна обробка для отримання виробів з Fe–Al [62].

У сучасних публікаціях інтерметаліди Fe–Al дедалі частіше позиціонуються як альтернатива для високотемпературних зносо- та корозійностійких застосувань з огляду на поширеність Fe і Al та потенціал зниження залежності від критичних/дорогих легувальних систем [63].

У перспективі сплави Fe–Al можуть замінити жаростійкі сталі та Ni-суперсплави в конструкціях, де критичними є економічність, низька густина, стабільність оксидної плівки та висока корозійна стійкість. Розвиток порошкової металургії, адитивного виробництва та комбінованих технологій обробки створює нові можливості для формування багатофазних і структурно-ієрархічних матеріалів на основі Fe–Al з керованим комплексом властивостей.

## ВИСНОВКИ

1. Сплави системи Fe–Al є одним із перспективних класів інтерметалідних матеріалів для високотемпературних і корозійно-агресивних умов експлуатації. Їх унікальне поєднання відносно низької густини, високої жаро- та корозійної стійкості, здатності до самопасивації за рахунок формування стабільної плівки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а також конкурентної собівартості робить алюмініди заліза привабливою альтернативою традиційним жароміцним сталям.

2. Наявність в системі невпорядкованої та впорядкованої фаз типу A2(ОЦК), Fe<sub>3</sub>Al (D0<sub>3</sub>) і FeAl (B2) визначає широкий спектр фізико-механічних властивостей цих матеріалів. Ступінь упорядкування, концентрація вакансій, характер структурних дефектів та мікроструктурні особливості (розмір зерен, стан меж зерен) мають вирішальний вплив на міцність, пластичність, жароміцність

і поведінку сплавів при деформації. Особливою рисою Fe–Al є відсутність різко вираженої температури крихко-пластичного переходу у широкому інтервалі складів, що вигідно відрізняє їх від більшості інших інтерметалічних систем.

3. Разом із тим низька пластичність за кімнатної температури, чутливість до атмосферного окрихнення та різке зниження міцності за температур, вищих за максимум аномального зміцнення, тривалий час обмежували практичне застосування Fe–Al. Сучасні дослідження демонструють, що ці недоліки можуть бути суттєво зменшені шляхом цілеспрямованого легування (Cr, Mo, W, V, Ni, B та їх комбінацій), подрібнення зерен, а також використання прогресивних технологій виготовлення — порошкової металургії та адитивного виробництва. Особливо перспективними є підходи, що поєднують підвищення когезії зерен із високотемпературним зміцненням без істотної втрати пластичності.

4. Завдяки досягнутому прогресу сплави Fe–Al знаходять застосування у високотемпературних конструкціях, зносостійких деталях, захисних покриттях, композиційних твердих сплавах. Подальший розвиток фундаментальних уявлень про роль упорядкування, вакансій і меж зерен, а також оптимізації складу й технологій обробки відкривають широкі перспективи створення нових матеріалів на основі Fe–Al із керованим комплексом властивостей для інженерних застосувань нового покоління.

## СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

- Palm, M., Stein, F., Dehm, G. (2019) Iron aluminides. *Annual Review of Materials Research*, **49**, 297–326. DOI: <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-125911>
- Zamanzade, M., Barnoush, A., Motz, C. (2016) A review on the properties of iron aluminide intermetallics. *Crystals*, **6**(1), 10. DOI: <https://doi.org/10.3390/cryst6010010>
- McKamey, C.G. (1996) Iron aluminides. *Physical Metallurgy and Processing of Intermetallic Compounds*. Eds by N.S. Stoloff, V.K. Sikka. Boston, Springer, 351–391. DOI: [https://doi.org/10.1007/978-1-4613-1215-4\\_9](https://doi.org/10.1007/978-1-4613-1215-4_9)
- McKamey, C.G., DeVan, J.H., Tortorelli, P.F. et al. (1991) A review of recent developments in Fe<sub>3</sub>Al-based alloys. *J. of Materials Research*, **6**, 1779–1805. DOI: <https://doi.org/10.1557/JMR.1991.1779>
- Deevi, S.C., Sikka, V.K. (1996) Nickel and iron aluminides: An overview on properties, processing, and applications. *Intermetallics*, **4**(5), 357–375. DOI: [https://doi.org/10.1016/0966-9795\(95\)00056-9](https://doi.org/10.1016/0966-9795(95)00056-9)
- Vilardell, A.M., Cinca, N., Tarrés, E., Kobashi, M. (2022) Iron aluminides as an alternative binder for cemented carbides: A review and perspective towards additive manufacturing. *Materials Today Communications*, **31**, 103335. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103335>
- Oleszak, D., Shingu, P.H. (1994) Mechanical alloying in the Fe–Al system. *Materials Science and Engineering A*, **181–182**, 1217–1221. DOI: [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)90834-6](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)90834-6)
- Stein, F., Palm, M. (2007) Re-determination of transition temperatures in the Fe–Al system by differential thermal analysis. *Praktische Metallographie*, **98**(7), 580–588. DOI: <https://doi.org/10.3139/146.101512>
- Stoloff, N.S. (1998) Iron aluminides: Present status and future prospects. *Materials Science and Engineering A*, **258**(1), 1–14. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)00909-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)00909-5)
- Morris, D.G., Muñoz-Morris, M.A., Llorca, J. (2003) Intermetallics – A basic overview. *Intermetallics*, **11**(4), 413–422. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(02\)00187-5](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(02)00187-5)
- arXiv:2410.12486. <https://arxiv.org/abs/2410.12486>
- Liu, C.T., George, E.P., Maziasz, P.J., Schneibel, J.H. (1998) Recent advances in B2 iron aluminide alloys: Deformation, fracture and alloy design. *Materials Science and Engineering A*, **258**(1–2), 84–98. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)00921-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)00921-6)
- Rolink, G., Vogt, S., Sencekova, L. et al. (2014) Laser metal deposition and selective laser melting of Fe–28 at. % Al. *J. of Materials Research*, **29**, 2036–2043. DOI: <https://doi.org/10.1557/jmr.2014.131>
- Schaefer, H.E., Würschum, R., Sob, M. et al. (1990) Thermal vacancies and positron-lifetime measurements in Fe<sub>76.3</sub>Al<sub>23.7</sub>. *Physical Review B*, **41**, 11869–11874. DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.41.11869>
- Wolff, J., Franz, M., Hehenkamp, T. (1997) Defect analysis with positron annihilation—applications to Fe aluminides. *Mikrochimica Acta*, **125**, 263–268. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF01246194>
- Broska, A., Wolff, J., Franz, M., Hehenkamp, T. (1999) Defect analysis in FeAl and FeSi with positron lifetime spectroscopy. *Intermetallics*, **7**, 259–267. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(98\)00098-3](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(98)00098-3)
- Rieu, J., Goux, C. (1969) Etude du durcissement par trempe des alliages ordonnés Fe–Al de type L20. *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, **66**, 869–880.
- Hasemann, G., Schneibel, J.H., George, E.P. (2012) Dependence of the yield stress of Fe<sub>3</sub>Al on heat treatment. *Intermetallics*, **21**, 56–61. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.09.005>
- Yang, Y., Baker, I. (1998) The influence of vacancy concentration on the mechanical behavior of Fe–40Al. *Intermetallics*, **6**, 167–175. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(97\)00062-9](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(97)00062-9)
- Čížek, J., Lukáč, F., Melikhova, O. et al. (2011) Thermal vacancies in Fe<sub>3</sub>Al studied by positron annihilation. *Acta Materialia*, **59**, 4068–4078. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.03.031>
- Stein, F., Schneider, A., Frommeyer, G. (2003) Flow stress anomaly and order–disorder transitions in Fe<sub>3</sub>Al-based alloys. *Intermetallics*, **11**, 71–82. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(02\)00187-5](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(02)00187-5)
- Nishino, Y., Ogawa, K., Tanaka, H. (2012) Internal friction study of vacancy hardening in B2 FeAl alloys. *Solid State Phenomena*, **184**, 81–86. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.184.81>
- Morris, D.G., Muñoz-Morris, M.A. (2014) High-temperature creep of iron aluminide intermetallics. *Encyclopedia of Thermal Stresses*. Dordrecht, Springer, 2226–2236. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2007.09.001>
- George, E.P., Baker, I. (1998) Thermal vacancies and the yield strength anomaly of FeAl. *Intermetallics*, **6**, 759–763. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(98\)00063-6](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(98)00063-6)
- Guo, J.T., Jin, O., Yin, W.M., Wang, T.M. (1993) Discovery and study of anomalous yield strength peak in FeAl alloy.

- Scripta Metallurgica et Materialia*, **29**, 783–785. DOI: [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(93\)90226-1](https://doi.org/10.1016/0956-716X(93)90226-1)
26. Morris, D.G., Zhao, P., Muñoz-Morris, M.A. (2001) Influence of strain rate on the stress anomaly in Fe<sub>3</sub>Al. *Materials Science and Engineering A*, **297**, 256–265. DOI: [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(96\)10180-5](https://doi.org/10.1016/0921-5093(96)10180-5)
  27. Krein, R., Palm, M. (2007) Two-fold flow stress anomaly in L21-ordered Fe–Al–Ti alloys. *Materials Science and Engineering A*, **460–461**, 174–179. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.01.020>
  28. Morgand, P., Mouturat, P., Sainfort, G. (1968) Structure et propriétés mécaniques des alliages fer–aluminium. *Acta Metallurgica*, **16**, 867–875. DOI: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(68\)90107-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(68)90107-7)
  29. Morris, G., Gutierrez-Urrutia, I., Muñoz-Morris, M.A. (2008) High temperature creep behaviour of an FeAl intermetallic strengthened by nanoscale oxide particles. *Inter. J. of Plasticity*, **24I(7)**, 1205–1223. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2007.09.001>
  30. McKamey, C.G., Horton, J.A., Liu, C.T. (1989) Effect of chromium on properties of Fe<sub>3</sub>Al. *J. of Materials Research*, **4**, 1156–1163. DOI: <https://doi.org/10.1557/JMR.1989.1156>
  31. Schulson, E.M. (1996) Brittle fracture and toughening. *Physical metallurgy and processing of intermetallic compounds*, 56–94. DOI: [https://doi.org/10.1007/978-1-4613-1215-4\\_3](https://doi.org/10.1007/978-1-4613-1215-4_3)
  32. Risanti, D., Deges, J., Falat, L. et al. (2005) Dependence of the brittle-to-ductile transition temperature on Al content. *Intermetallics*, **13**, 1337–1342. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2005.02.007>
  33. Krein, R., Schneider, A., Sauthoff, G., Frommeyer, G. (2007) Microstructure and mechanical properties of Fe<sub>3</sub>Al-based alloys with borides. *Intermetallics*, **15**, 1172–1182. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2007.02.005>
  34. Azmi, S.A., Michalcová, A., Sencekova, L., Palm, M. (2017) Microstructure and mechanical properties of Fe–Al–Nb–B alloys. *MRS Advances*, **2**, 1353–1359. DOI: <https://doi.org/10.1557/adv.2017.138>
  35. Kanno, N., Yoshimura K., Takata, N. et al. (2016) Mechanical properties of austenitic heat-resistant steel. *Materials Science and Engineering A*, **662**, 551–563. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.038>
  36. Morris, D.G., Muñoz-Morris, M.A. (1999) Influence of microstructure on ductility of iron aluminides. *Intermetallics*, **7**, 1121–1129. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(99\)00038-2](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(99)00038-2)
  37. Park, B., Ko, S., Park, Y. (2000) Mechanical properties of Fe<sub>3</sub>Al intermetallic matrix composites. *MRS Online Proceedings Library*, **646**, 324–328.
  38. Baker, I. (2011) An overview of the mechanical properties of FeAl. *MRS Proceedings*, **1128**. DOI: <https://doi.org/10.1557/PROC-1128-U02-01>
  39. Michalcová, A., Sencekova, L., Rolink, G. et al. (2016) Laser additive manufacturing of iron aluminides. *Materials & Design*, **116**, 481–494. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.12.046>
  40. Jordan, J.L., Deevi, S.C. (2003) Vacancy formation and effects in FeAl. *Intermetallics*, **11**, 507–528. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(03\)00027-X](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(03)00027-X)
  41. Gaydosh, D.J., Nathal, M.V. (1990) Influence of testing environment on the room temperature ductility of FeAl alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, **24(7)**, 1281–1284. DOI: [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0956-716X\(90\)90342-E](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0956-716X(90)90342-E)
  42. Baligheid, R.G., Radhakrishna, A., Datta, A., Rama Rao, V.V. (2001) Effect of molybdenum addition on structure and properties of high carbon Fe<sub>3</sub>Al-based intermetallic alloy. *Materials Science and Engineering A*, **313(1–2)**, 117–122. DOI: [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)00962-5](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)00962-5)
  43. Vodičková, V., Švec, M., Hanus, P. et al. (2025) Microstructure and high-temperature strength of Fe–Al–Si(–Mo) alloys with refractory metal additives. *JOM*, 1568–1580. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-025-07907-w>
  44. Zhang, Z., Sun, Y., Guo, J. (1995) Effect of niobium addition on the mechanical properties of Fe<sub>3</sub>Al-based alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, **33(12)**, 2013–2017. DOI: [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(95\)00437-Z](https://doi.org/10.1016/0956-716X(95)00437-Z)
  45. Park, N., Lee, S.-C., Cha, P.-R. (2018) Effects of alloying elements on the stability and mechanical properties of Fe<sub>3</sub>Al from first-principles calculations. *Computational Materials Science*, **146**, 303–309. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.01.042>
  46. Kontis, P., Yusof, H.A.M., Pedrazzini, S. et al. (2016) On the effect of boron on grain boundary character in a new polycrystalline superalloy. *Acta Materialia*, **103**, 688–699. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.10.006>
  47. Metidji, N., Younes, A. (2022) Effects of boron, nickel and molybdenum content on the microstructure, mechanical behaviour and wear properties of FeAl alloy made by vacuum arc melting. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, **75**, 2691–2699. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12666-022-02639-w>
  48. Duquette, D.J. (1995) *Corrosion of intermetallic compounds*. Intermetallic Compounds, 965–975.
  49. Balasubramaniam, R. (1996) On the role of chromium in minimizing room temperature hydrogen embrittlement in iron aluminides. *Scripta Materialia*, **34(1)**, 127–133. DOI: [https://doi.org/10.1016/1359-6462\(95\)00495-5](https://doi.org/10.1016/1359-6462(95)00495-5)
  50. Lee, J.W., Wu, C.C., Liu, T.F. (2004) The influence of Cr alloying on microstructures of Fe–Al–Mn–Cr alloys. *Scripta Materialia*, **50(11)**, 1389–1393. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.02.040>
  51. Novák, P., Nová, K. (2019) Oxidation behavior of Fe–Al, Fe–Si and Fe–Al–Si intermetallics. *Materials*, **12(11)**, 1748. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma12111748>
  52. Khaple, S., Golla, B.R., Prasad, V.V.S. (2023) A review on the current status of Fe–Al based ferritic lightweight steel. *Defense Technology*, **26**, 1–22. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2022.11.019>
  53. Emdadi, A., Yang, Y., Szyndler, J. et al. (2026) Highly printable Fe<sub>3</sub>Al intermetallic alloy. *Metals*, **16(1)**, 5. DOI: <https://doi.org/10.3390/met16010005>
  54. Rojacz, H., Varga, M., Mayrhofer, P.H. (2025) High-temperature abrasive wear behaviour of strengthened iron-aluminide laser claddings. *Surface and Coatings Technology*, **496**, 131585. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2024.131585>
  55. Gomes, A.F., Santos, H.S., Seno, R. (2025) Laser cladding of iron aluminide coatings for surface protection in Soderberg electrolytic cells. *Metals*, **15(12)**, 1337.
  56. Kołodziejczak, P., Bober, M., Chmielewski, T.M., Baranowski, M. (2025) Structure and selected properties of coatings deposited by arc spraying under inert atmosphere containing in situ fabricated Fe–Al intermetallic phases. *Materials*, **18(3)**, 646. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma18030646>
  57. Dosta, S., Clavé, G., Betancor-Cazorla, L. et al. (2025) Optimization of Fe<sub>3</sub>Al intermetallic cold gas spray coatings: Microstructural characterization. *Surface and Coatings Technology*, **504**, 132032. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2025.132032>
  58. Smorygo, O. et al. (2022) Metal foam-reinforced microporous FeAlO<sub>7</sub>/FeAl<sub>x</sub> composites for catalytic applications. *Materials Chemistry and Physics*, **283**, 126013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2022.126013>

59. Guo, E., He, Y., Zhong, F. et al. (2024) Preparing high performance FeAl/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating as tritium permeation barrier. *J. of Nuclear Materials*, **599**, 155261. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2024.155261>
60. Wen, F., Zhang, D., Wang, W. et al. (2024) Preparation and formation mechanism of Fe–Al coating on 316L stainless steel by pack cementation aluminizing. *Chinese J. of Materials Research*, **38(10)**, 759–767. DOI: <https://doi.org/10.11901/1005.3093.2023.561>
61. Li, Y., Barzagli, F., Liu, P. (2023) Mechanism and evaluation of hydrogen permeation barriers: A critical review. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, **62**, 15752–15773. DOI: <https://doi.org/10.1021/acs.iecr.3c02259>
62. Ertugrul, G., Emdadi, A., Härtel, S. (2025) Powder production and additive manufacturing of iron aluminide alloys using plasma ultrasonic atomization and laser-directed energy deposition. *Additive Manufacturing Letters*, **14**, 100313. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addlet.2025.100313>
63. Rojacz, H., Piringner, G., Varga, M. (2023) Iron aluminides – A step towards sustainable high-temperature wear resistant materials. *Wear*, **523**, 204754. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.204754>

## INTERMETALLICS OF THE Fe–Al SYSTEM: CURRENT UNDERSTANDING OF STRUCTURE, PROPERTIES AND APPLICATIONS

Yu.V. Kostetskyi<sup>1,3</sup>, M.P. Naumenko<sup>1</sup>, O.A. Rokytska<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

<sup>2</sup>Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NASU.

3 Omeliana Pritsaka Str., 03142, Kyiv, Ukraine

<sup>3</sup>National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, Ukraine.

37 Prospect Beresteyskyi, 03056, Ukraine

### ABSTRACT

This paper summarizes the current state of knowledge on phase equilibria, microstructure, and mechanical and functional properties of Fe–Al alloys. Particular attention is given to the features of formation and thermal stability of the A2, Fe<sub>3</sub>Al (D03), and FeAl (B2) phases, as well as to the influence of ordering and defect structure on strength and ductility. The roles of vacancies, grain boundaries, and dislocations in the temperature dependence of yield strength, including anomalous strengthening effect, are analyzed. It is shown that alloying with Cr, Mo, W, V, Ni, B, Ti, Nb, and Si significantly affects high-temperature strength, corrosion resistance, grain-boundary cohesion, and increase in the ductility of Fe–Al intermetallics. The main application areas of Fe–Al alloys in high-temperature structural components, wear-resistant parts, coatings, and composite materials are outlined. A review of the literature indicates that the rational combination of alloying and modern processing technologies broadens the prospects for the practical use of Fe–Al intermetallics as a cost-effective alternative to conventional high-temperature alloys. 63 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

**KEYWORDS:** iron-aluminides, phase equilibrium, ordered D0<sub>3</sub> and B2 phases, defect structure, anomalous strengthening, alloying, high-temperature strength, corrosion resistance

### ORCID

Ю.В. Костецький — <https://orcid.org/0000-0003-0742-0684>, М.П. Науменко — <https://orcid.org/0009-0005-0136-1064>,

О.А. Рокицька — <https://orcid.org/0009-0003-1263-9565>

### КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

### АВТОР ДЛІА ЛІСТУВАННЯ

Ю.В. Костецький

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [y.kostetsky@paton.kiev.ua](mailto:y.kostetsky@paton.kiev.ua)

### РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Ю.В. Костецький, М.П. Науменко, О.А. Рокицька (2026) Інтерметаліди системи Fe–Al: сучасні уявлення про структуру, властивості та застосування. *Сучасна електрометалургія*, **02**, 39–51.

DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.02.05>

### ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 17.03.2026

Отримано у переглянутому вигляді 04.05.2026

Затверджено до друку 20.05.2026

Оприлюднено 27.05.2026