

УДК 669.162.275:669.782:66.048

Є.М. Сігарьов¹, докт. техн. наук, проф., зав. кафедри металургії;
e-mail: siharovyevgen@gmail.com; <https://orcid.org/0000-0002-8229-7877>

С.В. Семірягін², канд. техн. наук, доцент, старш. наук. співроб.;
e-mail: td.destal@ukr.net; <https://orcid.org/0000-0002-8733-3216>

А.А. Похвалітій¹, канд. техн. наук, доцент;
e-mail: artemmslp@gmail.com; <https://orcid.org/0000-0002-9652-767X>

Д.В. Орлов³, директор; e-mail: orlovdenisl@gmail.com;
<https://orcid.org/0009-0002-4464-3561>

Ю.П. Скоробагатько², канд. техн. наук, старш. дослідник, старш. наук. співроб.; e-mail: jskorobagatkol@gmail.com; <https://orcid.org/0000-0002-1724-9895>

¹ Дніпровський державний технічний університет (ДДТУ) (Кам'янське, Україна)

² Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

³ ТОВ «Турбогаз Ужгород»

ОБҐРУНТУВАННЯ ВИБОРУ ВИСОКОКРЕМНИСТОГО СПЛАВУ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЦАРГ РЕКТИФІКАЦІЙНИХ КОЛОН. ОГЛЯД

Експлуатацію ректифікаційних колон у цехах сушіння сірчистого газу супроводжує екстремальний корозійний вплив концентрованої сірчаної кислоти (H_2SO_4) та ангідридів при температурах до 100–120 °С. Звичайні нержавіючі сталі в таких умовах демонструють незадовільну стійкість, що призводить до частих аварійних зупинок. Використання висококремнистих чавунів (феросиліцидів) є технологічно виправданим, проте потребує суворого обґрунтування складу та структури через їх високу крихкість. Встановлено, що для формування суцільної захисної плівки діоксиду кремнію SiO_2 , здатної до самовідновлення, вміст кремнію в залістій матриці має становити 14,5–15,5 % (марка ЧС15). Нижчий вміст кремнію призводить до точкової корозії, вищий — до критичного окрихчення відливок. Доведено, що традиційний пластинчастий графіт є головним чинником передчасного руйнування царг через «ефект гніту» (капілярне проникнення кислоти вглиб металу). Рекомендовано перехід до точкового або кулястого графіту шляхом модифікування розплаву, що знижує швидкість корозії у 3–5 разів. Для стабілізації пасивного стану при температурних коливаннях та роботі з «брудними» технічними кислотами обґрунтовано доцільність легування 1 % Мо та 1 % Ni (Fe15Si). Молібден зміцнює оксидний шар проти дії хлоридів, а нікель подрібнює зерно, покращуючи механічну витривалість фланцевих з'єднань. Впровадження легованого високкремнистого сплаву замість базових марок дозволяє збільшити міжремонтний інтервал обладнання з 4 до 8–10 років. Попри зростання вартості сировини на 25–30 %, сумарні витрати на володіння знижуються на 35 % за рахунок відсутності аварійних простоїв та зменшення кількості замін дороговартісних секцій колон.

Ключові слова: високкремнистий чавун, феросиліцид, ЧС15, сірчана кислота, корозійна стійкість, пасивація, діоксид кремнію, кулястий графіт, легування молібденом, нікелем.

Вступ

Царги ректифікаційних колон є важливими конструкційними елементами, що забезпечують ефективне протікання процесів масообміну між фазами. Вони працюють у складних умовах, які характеризуються поєднанням високих

Стаття опублікована на умовах відкритого доступу за ліцензією CC BY license (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)

температур, агресивних хімічних середовищ та значних гідродинамічних навантажень. У зв'язку з цим до матеріалів, із яких виготовляються царги, висувають підвищені вимоги щодо корозійної стійкості, механічної міцності, термостійкості та довговічності.

Основною проблемою є інтенсивний корозійний вплив робочих середовищ, зокрема концентрованих мінеральних кислот, таких як сірчана кислота. У таких умовах більшість традиційних конструкційних матеріалів зазнають швидкого руйнування. Вуглецеві сталі характеризуються низькою стійкістю до кислотної корозії, що призводить до їх швидкого зносу. Нержавіючі сталі, незважаючи на здатність до пасивації, можуть втрачати захисні властивості в умовах високих концентрацій кислот і підвищених температур, що спричиняє розвиток локалізованих форм корозії [1–3].

Чавуни, зокрема кислотостійкі, мають кращу хімічну стійкість, однак їх застосування обмежується крихкістю та недостатньою механічною надійністю. Використання сплавів на основі кольорових металів (нікелю, титану) дозволяє досягти високої корозійної стійкості, проте їх висока вартість значно обмежує економічну доцільність застосування в промислових масштабах.

Додатковим ускладненням є наявність температурних градієнтів і гідродинамічних факторів, які сприяють розвитку ерозійно-корозійних процесів. Турбулентний рух середовища, наявність твердих частинок і домішок можуть призводити до механічного руйнування захисних плівок на поверхні матеріалу, що значно прискорює корозію [4].

Таким чином, проблема вибору матеріалу для виготовлення царг ректифікаційних колон полягає у необхідності забезпечення оптимального поєднання високої корозійної стійкості, достатньої механічної міцності, технологічності виготовлення та економічної ефективності. Вирішення цієї проблеми є ключовим для підвищення надійності, безпеки та довговічності роботи ректифікаційного обладнання.

Перспективним напрямом є застосування висококремністих сплавів на основі заліза, які завдяки здатності до утворення стійкої пасивуючої плівки демонструють високу ефективність у середовищах концентрованих кислот. Проте їх використання потребує додаткового наукового обґрунтування з урахуванням структурних особливостей, технологічних обмежень і умов експлуатації.

Метою даної роботи було обґрунтування доцільності використання висококремністих сплавів на основі заліза для виготовлення царг ректифікаційних колон, що експлуатуються в умовах агресивних середовищ, зокрема концентрованих кислот. Досягнення поставленої мети передбачало: 1) аналіз фізико-хімічних та механічних властивостей сплавів системи Fe–Si; 2) дослідження впливу вмісту кремнію на корозійну стійкість матеріалу; 3) оцінку ролі пасивуючих плівок у забезпеченні довговічності виробів; 4) порівняння висококремністих феросилідів з іншими конструкційними матеріалами; 5) обґрунтування вибору матеріалу з урахуванням умов експлуатації ректифікаційних колон (температура, концентрація середовища, гідродинаміка процесу).

Відомо, що кремній (Si) — одним із найважливіших легуючих елементів у металургії заліза. Його вплив на сплави (сталі та чавуни) доволі багатогранний: від покращення магнітних властивостей до радикального підвищення корозійної стійкості. У чавунах кремній — найпотужніший графітізатор. Він витісняє вуглець зі сполуки зі залізом (Fe_3C — цементит), сприяючи виділенню вільного графіту. Це робить сплав м'якшим та покращує його ливарні властивості. Кремній стабілізує ферит (α -залізо). При вмісті $\text{Si} > 2\%$ область існування аустеніту значно звужується, що критично для термічної обробки. При високих концентраціях (понад 12–15%) утворюються тендітні інтерметаліди типу Fe_3Si , що призводить до різкого окрихчення (ефект «скляного» металу) [5–8].

На рис. 1 представлено діаграму Fe–Si (у діапазоні 0–20 %Si), яка відображає вплив вмісту Si у Fe–Si сплаві на температуру ліквідусу / солідусу та утворення інтерметалідних фаз [9].

Суцільна крива на графіку відображає лінію умовного ліквідусу, пунктирна — умовного солідусу (кольором виділено зони наявної твердої фази та двофазної

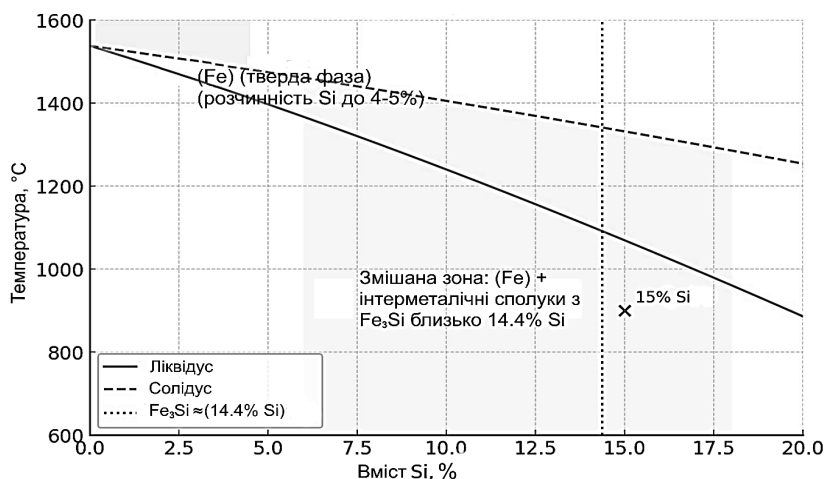


Рис. 1. Вплив вмісту Si у Fe–Si сплаві на температуру ліквідусу та утворення інтерметалідних фаз

(змішаної) зони). Вертикальною пунктирною лінією позначено стехіометрію Fe_3Si $\approx 14,37\% \text{Si}$; таким чином при перевищенні $\sim 14,4\% \text{Si}$ утворюється інтерметалідна фаза Fe_3Si . Точка при вмісті $15\% \text{Si}$ розміщується в зоні, де переважає суміш (Fe) + інтерметалідна фаза (Fe_3Si) і при охолодженні розплаву очікується утворення упорядкованих інтерметалідів та значне зниження пластичності у виливку.

Процес кристалізації сплавів системи Fe–Si (зокрема промислових феросиліцидів) докорінно відрізняється від кристалізації звичайних сталей. Високий вміст кремнію створює специфічні умови, які визначають як виняткову корозійну стійкість, так і головний недолік матеріалу — екстремальну крихкість. Ключовими фізико-хімічними особливостями цього процесу є широкий інтервал кристалізації та ліквідація, формування впорядкованих фаз, вплив на графітизацію та об'ємні зміни, зміна теплопровідності [9–13]. Кремній різко знижує теплопровідність заліза, а це створює величезну проблему при литті масивних деталей (наприклад, царг), оскільки зовнішні шари деталі швидко охолоджуються і стають крихкими, а внутрішні шари залишаються все ще гарячими та намагаються стиснутися. Оскільки зовнішня «оболонка» уже не може деформуватися, вона просто лопається, а це одна з причин появи холодних тріщин. Тому ризик виникнення гарячих або холодних тріщин у литих деталях через внутрішні напруження вимагає надійного контролю охолодження виливка та попереднього підігріву ливарної форми.

Для покращення умов механічної обробки необхідне термічне відпускання або контрольована рекристалізація, оскільки метастабільні структури при нагріванні рекристалізуються. Однак це, у свою чергу, може призвести до утворення крихких інтерметалідів і зростання крихкості з часом / температурою.

Домішки (Al, Mn, C, P, S та ін.) можуть утворювати інші вторинні фази і «забирати» частину Si у вигляді складних комплексів, що змінює розподіл фаз та структуру сплаву. Низький вміст Si P ($< 0,05\%$) є запобіжниками крихкості тамізернової корозії сплаву.

Відсутність цементиту Fe_3C сприяє більш рівномірному перебігу корозії, тоді як графіт виступає додатковим фактором стабілізації структури. Графітизація посилюється при повільному охолодженні сплаву.

У системі Fe–Si–C кремній істотно знижує розчинність вуглецю в залізі. При вмісті близько $15\% \text{Si}$ розчинність C у рідкому металі складає лише $\approx 0,1\text{--}0,2\%$, тому надлишок вуглецю виділяється у вигляді графіту. Це пов'язано зі зростанням активності вуглецю: при високому вмісті Si він стає енергетично нестабільним у розчині, що сприяє переходу в графітну фазу. На відміну від звичайних чавунів, у висококремнистих сплавах графіт може утворюватися ще в розплаві.

Для обмеження графітизації доцільно знижувати вміст вуглецю ($< 0,05\%$), застосовувати нейтральні футерівки (Al_2O_3 , ZrO_2), уникати графітових тиглів, а також вести плавлення при підвищених температурах ($1580\text{--}1620^\circ\text{C}$). Короточасне розкислення (Al , Mg) сприяє стабілізації розплаву.

Варто зазначити, що кремній сам є сильним графітоутворювачем: уже при $> 4\%$ він пригнічує утворення цементиту, а при $8\text{--}14\%$ практично повністю визначає процес графітизації. Тому додавання зовнішніх графітизаторів зазвичай не потрібне і застосовується лише за наявності сірки або для регулювання структури.

Оптимальний склад феросилідного сплаву $\text{Fe}-(\approx 14\% \text{ Si})$ –(до $2,5\% \text{ C}$) при обмеженні S і P ($< 0,05\%$). Типова структура включає феритну матрицю, графітні включення та мінімальну кількість цементиту. Така структура забезпечує високу твердість ($250\text{--}350 \text{ HB}$), низьку пластичність і максимальну корозійну стійкість у середовищах сірчаної кислоти завдяки формуванню захисної плівки SiO_2 .

На рис. 2 показана область виділення графіту та умови насичення C у сплаві FeSi ($0\text{--}15\% \text{ Si}$) [9].

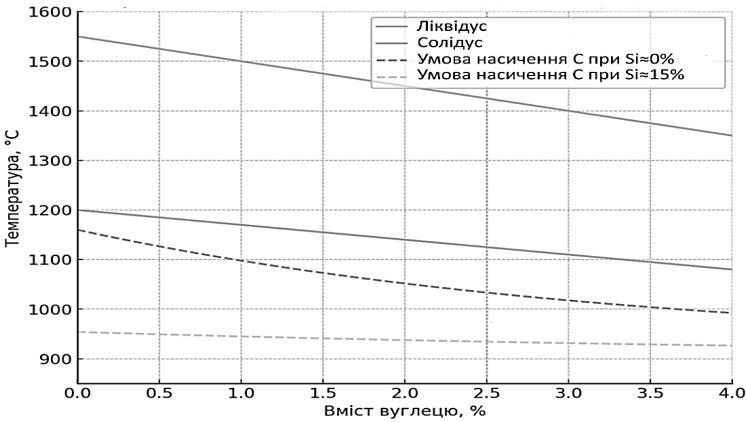


Рис. 2. Область виділення графіту та умови насичення C у сплаві FeSi ($0\text{--}15\% \text{ Si}$) [9]

Отримання менш крихких (м'яких, більш пластичних) сплавів ніж сплави з підвищеним (до 15%) вмістом кремнію можливе за рахунок зниження концентрації Si до $6\text{--}10\%$ або легування елементами, що підвищують пластичність. В основі такого рішення коригування базової проблеми — наявності інтерметалідної крихкої матриці (Fe_3Si). Повністю «перетворити» її на пластичний матеріал складно, але частково можливо за рахунок технологічних змін (виготовлення деталі, придатної до обробки іншим способом) або зміни хімії чи структури сплаву.

Найвідомішою маркою висококремнистого чавуну, згідно з промисловим стандартом для виготовлення обладнання, що працює в екстремально агресивних кислотних середовищах, є Fe15Si (C15 або його модифікації, такі як C17) [14–17], хімічний склад яких подано в табл. 1.

Таблиця 1

Хімічний склад висококремнистих чавунів

Марка чавуну	Хімічний склад елементів, %						Основні властивості
	Si	C	Mn	S	P	Fe	
ЧС15	14,0–15,5	0,3–0,8	0,3–0,8	до 0,07	до 0,1	~81	Базовий стійкий сплав для сірчаної кислоти
ЧС17	16,0–18,0	0,3–0,5	0,3–0,8	до 0,07	до 0,1	~83	Підвищена стійкість, але вища крихкість

Форма графіту в таких сплавах є критичним фактором, оскільки вона визначає, чи буде деталь працювати роками, чи зруйнується за кілька тижнів через внутрішню корозію або механічне напруження [18]. У звичайних умовах лиття без модифікування вуглець виділяється у вигляді довгих, гострих пластин. Для агресивних середовищ це неприпустимо з двох причин: по-перше, ефект «внутрішнього надрізу»: пластини графіту мають нульову міцність на розтяг, а у крихкій матриці феросиліциду кожна така пластина діє як гострий ніж. Будь-яке термічне розширення або вібрація колони створює концентрацію напружень на кінцях пластин, що призводить до миттєвого розростання тріщин. По-друге, канална корозія: пластини часто перетинаються між собою, утворюючи безперервну мережу від поверхні вглиб металу. Кислота «просочується» вздовж межі «графіт–матриця». Це призводить до підповерхневого руйнування, яке неможливо помітити при звичайному огляді, доки стінка царги просто не розсиплеться. У табл. 2 подано порівняльний аналіз швидкості корозії та характеру руйнування сплаву Fe15Si (ЧС15) залежно від морфології графітових включень. Ці дані базуються на лабораторних випробуваннях у середовищі концентрованої сірчаної кислоти (92–98 %) при температурі 80–100 °С, що відповідає умовам роботи царг ректифікаційних колон [19–22].

Таблиця 2

Аналіз швидкості корозії та характеру руйнування сплаву Fe15Si залежно від морфології графітових включень

Форма графіту	Швидкість корозії, мм/рік	Глибина проникнення, мкм	Характер руйнування
пластинчатий	0,15–0,25	150–300	Міжкристалітна, канална корозія вздовж пластин
вермікулярний	0,08–0,12	80–120	Локальні вогнища корозії в місцях скупчення графіту.
кулястий	0,02	20–40	Суцільна пасивація, рівномірне зношування плівки

Для забезпечення надійності та довговічності царг ректифікаційних колон у середовищі сірчаної кислоти необхідно дотримуватися таких умов: 1) використовувати сплави з вмістом кремнію не нижче 14,5–15,0% (марка Fe15Si). Саме цей рівень забезпечує «порог пасивації», при якому швидкість корозії різко падає завдяки формуванню стабільної плівки SiO_2 ; 2) контролювати вміст вуглецю в межах 0,45–0,75 %. Перевищення цих значень призводить до виділення грубого графіту, що порушує герметичність стінок царг; 3) уникати утворення пластинчастого графіту, який створює канали для проникнення кислоти вглиб металу; 4) забезпечити одержання кулястого графіту шляхом модифікування розплаву (магнієм, церієм або барієм). Це підвищує корозійну стійкість у 3–5 разів та мінімізує концентрацію напружень у крихкій матриці; 5) мікролегування (доцільно введення Ni, Mo, Co, Mn, Cr в обмежених кількостях, що дозволить зменшити крихкість, але не робить сплав повністю ковким; 6) використовувати ливарні форми з високою податливістю, щоб компенсувати значну лінійну усадку сплаву і запобігти утворенню гарячих тріщин; 7) забезпечувати максимально повільне охолодження відливок у формі (до 48–72 год.), щоб уникнути термічних напружень, спричинених низькою теплопровідністю феросиліцидів; 8) обов'язкова термічна обробка. Кожна царга повинна проходити

стадію низькотемпературного відпалу (800–850 °C). Це необхідно для зняття внутрішніх напружень, що виникають під час впорядкування фази Fe_3Si та запобігання самовільному руйнуванню деталей при монтажі чи експлуатації.

У даній роботі розглянуто стійкість сплаву Fe15Si з додаванням 1 % Mo та 1 % Ni до сірчаної кислоти. У цілому корозійна стійкість сплаву залежить від концентрації H_2SO_4 , температури, наявності окислювачів і тривалості контакту. Оскільки Si утворює захисний шар SiO_2 , який дуже стійкий до багатьох кислот, тому високий вміст Si підвищує корозійну стійкість, порівняно з вуглецевими сталями в багатьох середовищах.

Введені у сплав Ni та Mo додатково покращують корозійну стійкість: Ni — загальне поліпшення стійкості в середовищах, Mo — особливо корисний проти корозії в хлорид- і сульфатовмісних середовищах (для запобігання щілинній корозії) [21, 23].

Корозійна стійкість сплаву Fe15Si у сірчаній кислоті залежить від її концентрації. Так, у слабких розчинах H_2SO_4 , наприклад, ≤ 1 % при кімнатній температурі гарна стійкість порівняно зі звичайною вуглецевою сталлю внаслідок утворення захисного оксидного шару. При «помірних» концентраціях H_2SO_4 (≈ 5 –20 %) ступінь корозії підвищується, FeSi -сплави працюють краще за вуглецеві сталі, але поступаються спеціальним маркам нержавіючих сталей (наприклад, 316). У концентрований (≥ 50 –80 %) або гарячій H_2SO_4 і / або підвищеній температурі навіть сплави з високим вмістом Si можуть піддаватися «атаці». У гарячому концентрованому H_2SO_4 ступінь корозії суттєва. SiO_2 хімічно стійкий до H_2SO_4 , але загальна стійкість сплаву визначається також поведінкою Fe -матриці. При механічному навантаженні виробів зі сплаву ступінь корозії зростає, тому виникає небезпека тріщин у крихких або напружених деталях.

Ni та Mo покращують ситуацію, але для гарячого концентрованого H_2SO_4 зазвичай потрібні спеціальні сплави, наприклад на основі Ni .

Таким чином, для експлуатації в слабких та «помірно» концентрованих розчинах H_2SO_4 при кімнатній температурі сплав Fe15Si , що містить 1 % Mo + 1 % Ni , — ймовірно прийнятний варіант, особливо якщо поверхня пасивована і відсутні агресивні домішки. Для гарячих або концентрованих розчинів можливість використання такого сплаву потребує додаткового дослідження або використання спеціального корозійного захисту за допомогою захисних покриттів.

Відзначимо, що підвищення вмісту Ni до ≈ 5 % у сплаві Fe15Si здатне суттєво покращити загальну корозійну стійкість в кислому середовищі, порівняно з немодифікованим Fe15Si , оскільки Ni сприятиме формуванню більш стабільної пасивної матриці та зниженню швидкості загальної корозії в слабких і помірних розчинах H_2SO_4 . Також Ni поліпшує адгезію і стабільність тонкої пасивної плівки SiO_2 та знижує швидкість розчинення Fe -матриці, зменшує гідрогенізацію поверхні й загальну швидкість корозії.

Mo не так сильно утворює пасивний оксид, як Cr або Si , але він сприяє утворенню стійкіших локальних продуктів корозії й підвищує репасивацію та опір локалізованим атакам у сірчаній кислоті. Підвищення Mo до ≈ 5 % особливо корисне для запобігання локалізованої корозії та сприятиме покращенню стійкості сплаву у середовищах із домішками агресивних аніонів; у сірчаній кислоті при її помірних концентраціях і особливо при підвищених температурах. Комбінація 2–5 % Ni + 5 % Mo дає синергічний ефект — краща пасивація за рахунок Ni й підвищена стійкість до локалізованої атаки, підвищення стабільності плівки при термальному та хімічному впливі за рахунок Mo . Водночас для гарячої концентрованої H_2SO_4 цих 5 % може виявитися недостатньо для забезпечення промислової корозійної стійкості. Високий вміст Mo (≥ 10 –15 %) зазвичай використовують у «суперсплавах» для екстремальних середовищ.

У будь-якому випадку слід використовувати попередню пасивацію перед

експлуатацією сплавів, т. зв. контрольовану окислювальну обробку, що допомагає сформувати стабільну плівку SiO_2 , а також доцільно провести додаткові дослідження щодо можливості використання сплавів Fe15Si з додаванням 2–5 % Ni, 1–5 % Mo як корозійностійких.

Для промислової експлуатації у гарячій H_2SO_4 варто звернути увагу на нікелеві сплави (Hastelloy, Inconel, чистий Ni або Cu–Ni сплави залежно від умов) або застосування покриттів (кераміка, емаль, полімерна футерівка). «Промислово прийнятна стійкість» Fe15Si у помірно концентрованій (до 65 % H_2SO_4) та гарячій H_2SO_4 (до 80 °C) при нетривалому контакті здатний забезпечити сплав, що містить Ni 20–35 %, Cr 15–20 %, Mo 2–5 % (аналог Alloy 20).

Для високої стійкості у гарячій концентрованій (90–98 % H_2SO_4) доцільно застосування високонікелевих сплавів із підвищеним вмістом Mo Ni ≥ 50 –60 wt %, Mo ≈ 12 –17 wt %, Cr ≈ 14 –16 wt % (аналог Hastelloy C-276 / Alloy C-276). Альтернативою може бути Tantalum або покриття на основі PTFE/фарфор/емаль, які практично інертні в широкому діапазоні концентрацій і температур.

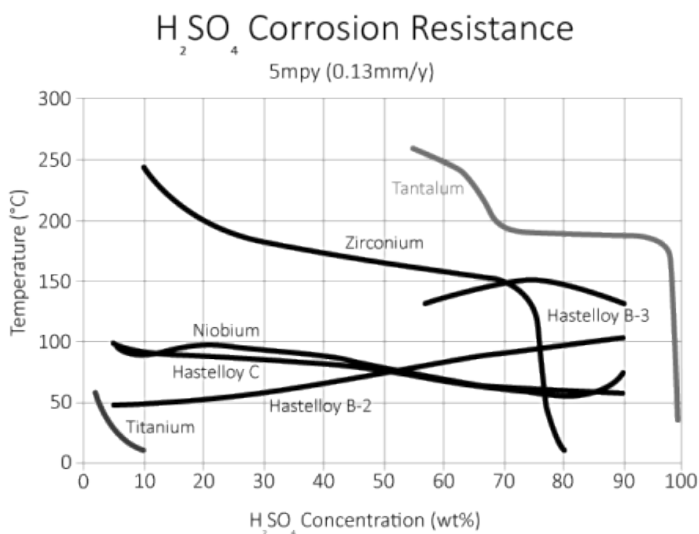


Рис. 3. Стійкість спеціальних сплавів залежно від концентрації та температури H_2SO_4 [24]

Порівняння корозійної стійкості спеціальних сплавів показано на рис. 3 та у табл. 3, а хімічний склад спеціальних сплавів, стійких до H_2SO_4 , — у табл. 4.

За даними таблиць, високосиліцеві чавуни або спеціальні високосиліцеві сталі (наприклад, 14 % Si, «висококремністі аустенітні сталі»), для деяких діапазонів впливу концентрованої гарячої H_2SO_4 показують дуже хорошу стійкість (зокрема при певних температурах і умовах потоків), але їх здатність до механічної обробки може бути обмежена. Легування високосиліцевих сплавів хромом (Cr) є одним із найефективніших методів підвищення їх експлуатаційної надійності, особливо в умовах, де корозійний вплив поєднується з абразивним зносом або високими температурами [9, 28]. Оскільки хром у сплавах Fe15Si сприятиме формуванню пасивної оксидної плівки, але в сірчаній кислоті її стабільність залежить від концентрації і температури (середні концентрації є особливо агресивними), тому доцільно збільшувати вміст Cr до помірних концентрацій.

На рис. 4 наведено діаграму для сплавів Fe–Si–Ni–Mo–Cr, згідно з якою верхня «рідка» зона зі зменшенням температури змінюється широкою зоною аустеніту γ . Зона фериту α стабілізується при збільшенні Cr (тобто із ростом Cr частина діаграми

Таблиця 3

Порівняння стійкості сплавів до сірчаної кислоти [24–27]

Сплав	Тип / Склад (коротко)	Стійкість до H_2SO_4 (розбавлена, $t \sim 20^\circ\text{C}$)	Стійкість до гарячої / оценованої H_2SO_4	Поводження в окиснювальних умовах	Поводження в новловальних умовах	Недоліки
Hastelloy C-276	Ni–Cr–Mo (високий Mo)	Дуже добра	Дуже добра (краща за багато Ni-стандартів)	Висока стійкість	Висока стійкість	Висока вартість
Alloy 20 (UNS N08020)	Ni–Fe–Cr–Cu–Mo (спеціально для H_2SO_4)	Добра–дуже добра	Добра при помірних концентраціях і температурах; у деяких умовах вимагає контролю	Хороша стійкість	Хороша стійкість	Розроблений спеціально для сірчаної кислоти; оптимальний при середніх концентраціях / температурах
904L (AISI / UNS N08904)	Високий Ni–Cr з Mo і Cu (легована нержавіюча сталь)	Дуже добра	Добра – дуже добра в окиснювальних середовищах; в сильноокислювальних умовах потребує перевірки	Висока стійкість (Cr + Cu допомагають)	Хороша стійкість, але гірша, ніж у спеціальних Ni–Mo сплавів	Більш економічна опція, порівняно з Hastelloy

Продовження табл. 3

Monel 400	Ni-Cu (~60-70% Ni, ~20-30% Cu)	Від задовільна до погіршена (залежить від умов)	Погана – особливо при окиснювальних умовах і у оцентованих кислотах	Вразливий (Cu може кородувати)	Краща стійкість, ніж в окиснювальних умовах, але обмежено	Не рекомендується для гарячої / концентрованої H ₂ SO ₄)
Inconel 718	Ni-Cr-Fe з Nb/Ti	Помірна – низька (залежить від умов)	Незадовільна – не призначений для концентрованої гарячої кислоти	Добра окиснювальна стійкість при високих T, але не для H ₂ SO ₄)	Обмежена стійкість	Цінується за механічні властивості та жароміцність, але не як основний матеріал для H ₂ SO ₄)
Сплав Fe з 14% Si	Fe-Si (~14% Si), низький вміст C / інші легуючі	Дуже добра – для рованої H ₂ SO ₄)	Дуже добра – один із класичних матеріалів для концентрованої сірчаної кислоти при багатьох температурах	Добра (SiO ₂ - плівка стабілізує поверхню)	Іноді вразливий у сильно відновних середовищах; залежить від вмісту домішок	Дешевий, іноді гарний вибір для концентрованої H ₂ SO ₄); але крихкий порівняно з Ni сплавами; потребує правильного лиття і термооброби
Tantaline (покрита Ta)	Покриття танталом (Ta) на сталевій або Ni основі	Дуже добра	Дуже добра навіть при 98 % H ₂ SO ₄) до 150 °C	Відмінна стійкість - Ta ₂ O ₅ -плівка стабільна	Дуже добра	Дуже дорога технологія; покриття, не суцільний метал; надзвичайна корозійна стійкість

Продовження табл. 3

Hastelloy C-22	Ni–Cr–Mo–W (більш збалансований, ніж C-276)	Дуже добра	Дуже добра – краща ніж C-276 у певних умовах	Висока стійкість	Висока стійкість	Дуже дорогий; найкраща універсальна корозійна стійкість серед Ni–Cr–Mo сплавів
Hastelloy B-2	Ni–Mo (без Cr, орієнтований на відновні кислоти)	Дуже добра у відновних редовищах	Дуже добра у відновних; погіршується при окиснювальних домішках	Погіршується без Cr	Дуже добра	Не рекомендується при наявності окисників (Fe ³⁺ , Cu ²⁺ тощо)

Таблиця 4

Хімічний склад сплавів, що розглянуті у Табл.3, стійких до Н–SO— [24-27]

Сплав	Ni	Cr	Mo	Fe	Cu	Si	Mn	W	Co	Nb	Ta	Інше / Примітки
Hastelloy C-276	55–57	15–16	15–17	≤5	—	≤0,08	≤1	3–4,5	≤2,5	—	—	C≤0,01%, решта Ni
Hastelloy C-22	56	20–22,5	12,5–14,5	2–6	—	≤0,08	≤0,5	2,5–3,5	≤2,5	—	—	Покращений Cr/W баланс
Hastelloy B-2	бал.	—	26–30	≤2	—	≤0,1	≤1	—	—	—	—	Без Cr, для відновних кислот
Alloy 20	32–38	19–21	2–3	35–45	3–4	≤1	≤2	—	—	—	—	Ti=0,6–1,0%, Nb≈0,1%

зміщується в бік α). Приблизно у діапазоні 600–900 °С σ-пояс є зоною з найвищим ризиком утворення σ-фази для Cr≥8 % (у присутності Mo), що суттєво знижує пластичність і ударну в'язкість сплаву. Низькотемпературні області показані як місця можливого утворення карбідів та силіцидів і утворення мартенситу при швидкому загартуванні.

Отже, для створення захисної окисної плівки (пасивація Si) необхідно забезпечити

Продовження табл. 4

904L	23–25	19–23	4–5	бал	1–2	≤ 1	≤ 2	—	—	—	N $\approx$ 0,1%, S низький
Monel 400	63–70	—	—	2–3	28– 34	$\leq 0,5$	≤ 2	—	—	—	Висока пластичність
Inconel 718	50–55	17–21	2,8–3,3	бал	—	$\leq 0,35$	$\leq 0,35$	—	—	4,75–5,5	Al 0,2–0,8, Ti 0,6–1,15
Чавун (залізний сплав) з ~14%Si	≤ 1	$\leq 0,5$	—	бал	—	13–15	$\leq 0,5$	—	—	—	Тверді Fe–Si фази, крихкий
Tantaline (або Ta покриття)	—	—	—	Fe/ Ni осн	—	—	—	—	—	100 Ta	Ta ₂ O ₅ плівка, >99,9 % Ta

контрольоване окиснення поверхні, а не всього об'єму. Умовами надійної пасивації є: 1) витримка температури на рівні 850–1000 °С протягом 0,5–2 год (залежно від необхідної товщини окисного шару), розміщення виробів у сухій повітряній або киснево-розбавленій ($O_2:N_2 \approx 1:4$) атмосфері робочого простору печі; помірну швидкість нагріву (≈ 5 °С/хв) та охолодження у печі до < 200 °С, щоб уникнути розтріскування плівки; 2) формування захисної плівки, яка відбувається за механізмом $Si \rightarrow SiO_2$ (щільна плівка), $Fe \rightarrow Fe_2O_3$ (зовнішній шар), $Ni \rightarrow NiO$ (змішується з Fe_2O_3 при наявності Ni); 3) кремній утворює щільний шар з SiO_2 , який гальмує подальше окиснення, внаслідок чого поверхня швидко пасивується, а глибше шари сплаву практично не окиснюються, а вуглець із поверхні виробів повністю вигоряє при 800–900 °С, залишаючи пористу оксидну структуру.

У результаті утворюється тонка, щільна, блискуча плівка з SiO_2 – Fe_2O_3 –NiO товщиною 1–10 мкм, яка суттєво підвищує корозійну стійкість у H_2SO_4 , тому що SiO_2 пасивує поверхню.

Для прикладу на рис. 5 наведено графік зростання товщини оксидної плівки (приблизна парова / параболічна кінетика) для сплаву, що містить Fe, 14 %Si та 2 %Ni при 800, 900, 1000 і 1100 °С [29–32].

Висновки

1. Властивості сплавів на основі заліза переважно визначає вміст Si. Основними кінцевими фазами у сплаві з >15 %Si при температурі 20 °С будуть інтерметаліди Fe_3Si (≈ 99 % маси). При цьому в сплаві можливе існування незначної кількості незв'язаного Si (до 1 %) (у вигляді тонких кристалів та / або включень у міжзеренному просторі — між зернами Fe_3Si). Крихкість сплаву з > 15 % Si можна пояснити практично повною відсутністю фериту (чистого Fe); такий сплав має властивості кераміки (невелика пластичність, висока твердість, висока міцність на стискання, невелика ударна в'язкість, високий електроопір). Водночас такий сплав повинен мати гарну термоокислювальну

стабільність і корозійну стійкість завдяки утворенню (при термообробці) захисного шару з SiO_2 , що є важливим для кислотостійкості.

2. Отримання менш крихких (м'яких, більш пластичних) сплавів, ніж сплави з підвищеним (до 15 %) вмістом кремнію можливе за рахунок зниження концентрації Si до 6–10 % або легування елементами, що підвищують пластичність. В основі такого рішення коригування інтерметалідної, крихкої матриці (Fe_3Si). Повністю

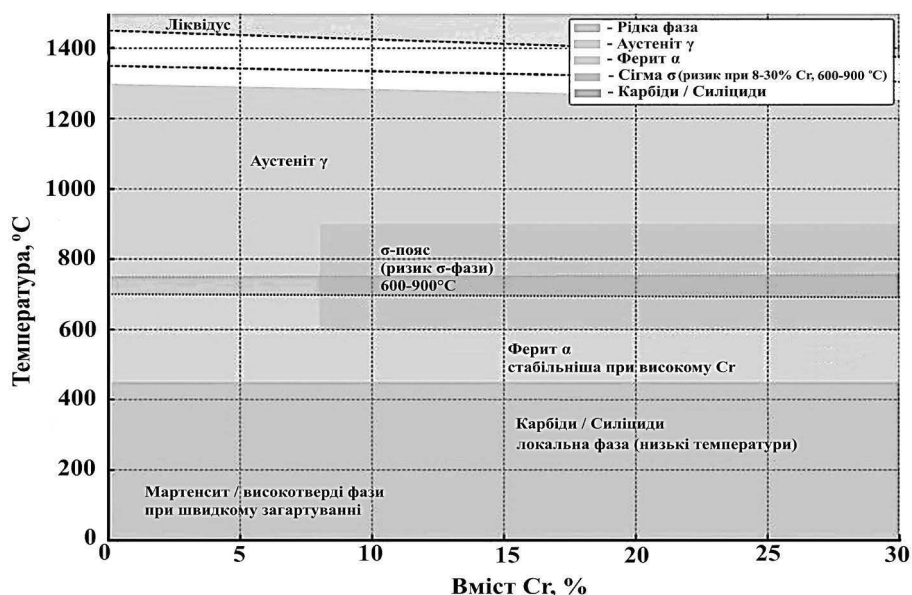


Рис. 4. Фазова схема для сплавів Fe–Si–Ni–Mo–Cr–[19]

«перетворити» її на пластичний матеріал складно, але частково можливо за рахунок технологічних змін (виготовлення деталі, придатної до обробки іншим способом) або зміни хімії / структури сплаву. Можливе рішення і за рахунок наплавки тонкого шару Fe15Si на пластичну підкладку (наприклад сталь) із подальшою механічною обробкою «підкладки» (критичні ділянки що контактують з агресивним середовищем можна зробити з Fe15Si), інші — з більш пластичного металу.

3. Для створення захисної оксидної плівки (пасивація Si) необхідно забезпечити контрольоване окиснення поверхні, а не всього об'єму. Введені у сплав Ni та Mo додатково покращують корозійну стійкість: Ni — загальне поліпшення стійкості в середовищах, Mo — особливо корисний проти корозії в хлорид- і сульфатовмісних середовищах (для запобігання щілинній корозії).

4. При мікролегуванні доцільним є введення Ni, Mo, Co, Mn у обмежених кількостях, наприклад, 1–5 % Ni, 1% Mo, Cr. Це зменшує крихкість, але не робить сплав повністю ковким.

5. Впровадження легованих висококремнистих сплавів замість традиційних матеріалів є технічно та економічно обґрунтованим рішенням для обладнання, що працює в агресивних середовищах. Незважаючи на підвищення вартості сировини на 25–30 %, забезпечується суттєве зростання міжремонтного інтервалу з 4 до 8–10 років, що свідчить про значне підвищення надійності та довговічності конструкцій. Скорочення аварійних простоїв і зменшення частоти заміни дороговартісних елементів колон дозволяє знизити сумарні експлуатаційні витрати приблизно на 35 %. Тому застосування таких легованих сплавів забезпечує комплексний ефект — підвищення ефективності виробництва при одночасному зменшенні витрат на обслуговування обладнання.

Список літератури

- 1 Guofu Ou (2025). Failure Analysis and Corrosion Resistance of Carbon Steel Pipelines in Concentrated Sulfuric Acid /Guofu Ou, Xiaomin Cao, Yusif Mukhtar Mohammed, Wangping Wu. *Metals* 2025, 15(5), 506; <https://doi.org/10.3390/met15050506>

- 2 Zehbour Panossian (2012). Corrosion of carbon steel pipes and tanks by concentrated sulfuric acid: A review / Zehbour Panossian, Neusvaldo Lira de Almeida, Raquel Maria Ferreira de Sousa, Gutemberg de Souza Pimenta, Leandro Bordalo Schmidt Marques. *Corrosion Science* 58 (2012), pp. 1–11. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.01.025>
- 3 Eakapoi Khamme (2023) Study of corrosion properties of carbon steel, 304 and 316L stainless steels in sulfuric acid and their degradation products / Eakapoi Khamme, Rachsak Sakdanuphabu. *Carbon steel* (2023). <https://doi.org/10.55713/jmmm.v33i4.1672>
- 4 Mehdi Javidi (2024). A new perspective on the corrosion of carbon steels in H₂SO₄ acid environments: Statistical analysis of corrosion mechanisms by response surface modeling / Mehdi Javidi, Hooman Karimi Abadeh, Fatemeh Namazi, Hamid Reza Yazdanpanah, Narjes Shirvani Shiri. *Materials Chemistry and Physics*. Volume 132, 15. January 2024, 128608 <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2023.128608>
- 5 Gulyaev, A. P. (1951). Metallurgy. Moskva: Defense Industry Publishing House. 484 p.
- 6 Sherif, E.-S. M. (2011). Corrosion behavior of high-silicon cast iron in concentrated sulfuric acid solutions. *Arabian Journal for Science and Engineering*. pp. 961–967.
- 7 Singh, R. (2020). Cast iron and cast steel. In *Applied welding engineering* (pp. 61–76). Elsevier. <https://www.sciencedirect.com/science/chapter/monograph/abs/pii/B9780128213483000203>
- 8 Guanxiong Dou (2022). Investigation of deoxidation of high-silicon austenitic sulfuric acid-resistant stainless steel // Guanxiong Dou, Hanjie Guo, Jing Guo, Shaoying Li, Yan Yan, Zihan Wang. *Frontiers in Materials*, 2022. 9:937288. doi:10.3389/fmats.2022.937288
- 9 Aleksandrov, N. N. (1970). High-silicon corrosion-resistant cast irons / Aleksandrov, N. N., Klochnev, N. I. Moskva: Mashinostroenie. 200 p. (in Russian).
- 10 Bobro, Yu. G. (1976). Alloyed cast irons. Moskva: Metallurgy. 288 p. (in Russian).
- 11 Ващенко К.І. (1992) Плавка та позапічна обробка чавуну для виливків / Ващенко К.І., Шуміхін В.С. Київ: Вища школа. 246 с.
- 12 Vashchenko K. I. (1960). Magnesium cast iron / Vashchenko K. I., Sofrony L. M. Leipzig: Deutsch. Verl. für Grundstoffindustrie, 436 p.
- 13 Zhaoxu Li (2024). Formation of heterogeneous microstructure and its effect on corrosion properties of high-silicon stainless steel S38815 weldment / Zhaoxu Li, Xiaodong Hu, Xuefang Xie, Xin Wang, Shaojie Song. *Corrosion Science*, 2024. Volume 240, November 2024, 112347 <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2024.112347>.
- 14 ДСТУ 8851:2019 «Виливки з легованого чавуну зі спеціальними властивостями. Загальні технічні умови»
- 15 GOST 2233-70. Alloyed cast iron, corrosion-resistant, wear-resistant, and heat-resistant. Grades.
- 16 ДСТУ EN 16482:2017 Литво. Чавун із пластинчастим графітом. Чавун із кулястим графітом.
- 17 GOST 3443-87. Iron castings with different forms of graphite. Methods for determining the structure.
- 18 Сахненко М.Д., Ведей М.В., Ярошок Т.П. (2005) Основи теорії корозії та захисту металів. Харків: НТУ «ХПІ». 238 с.
- 19 Sukhotin, A. M. (1981). Handbook of corrosion and corrosion-resistant materials. Leningrad: Chemistry. 488 p. (in Russian).
- 20 Yukhnovich, R. (1980). Corrosion control techniques. Leningrad: Chemistry. 224 p. (in Russian).
- 21 Tomashov, N. D. (1959). Theory of corrosion and protection of metals. Moskva: Publishing House of the USSR Academy of Sciences. 591 p. (in Russian).

- 22 Revie, R.W., & Uhlig, H.H. (2008). Corrosion and corrosion control: An introduction to corrosion science and engineering. Wiley-Interscience. 464 p.
- 23 Thuan Dinh Nguyen (2023). Effects of Si and SO₂ on Corrosion of Fe–20Cr and Fe–20Cr–20Ni Alloys in Reducing Waste Combustion Gases / Thuan Dinh Nguyen, Jianqiang Zhang, David J. Young. *High Temperature Corrosion of Materials* (2023) 100:621–653 <https://doi.org/10.1007/s11085-023-10200-3>
- 24 Fontana, M.G. (2005). Corrosion engineering (3rd ed.). McGraw-Hill Education. 576 p.
- 25 Uhlig, H.H., & Revie, R.W. (2008). Corrosion and corrosion control: An introduction to corrosion science and engineering. Wiley-Interscience. 513 p.
- 26 Haynes International. (2020). High-temperature corrosion resistance of HAYNES and HASTELLOY alloys (Edition H-2111). <https://www.specialtymetals.com.au/wp-content/uploads/2020/02/Specialty-Metals-Haynes-X-Data-Sheet.pdf>.
- 27 Sridhar, N., Agarwal, D. (2010). Corrosion of nickel-base alloys. In book: Corrosion: Materials. pp. 228–251.
- 28 Zhukov, A A. (1971). Geometric thermodynamics of iron alloys. Moskva: Metallurgy. 272 p. (in Russian).
- 29 Birks, N., Meier, G., Pettit, F. (2006). Introduction to the high temperature oxidation of metals (2nd ed.). Cambridge University Press. 338 p.
- 30 Atkinson, A. (1985). The formation of silica scales on iron-silicon alloys. *Oxidation of Metals*, 24. pp. 87–102.
- 31 Stott F.H. (1989). The oxidation of silicon-containing alloys. *Materials Science and Engineering*, 5. pp. 734–740.
- 32 Young, D.J. (2008). *High temperature oxidation and corrosion of metals*. Elsevier. 574 p.

References

- 1 Guofu Ou (2025). Failure Analysis and Corrosion Resistance of Carbon Steel Pipelines in Concentrated Sulfuric Acid /Guofu Ou, Xiaomin Cao, Yusif Mukhtar Mohammed, Wangping Wu. *Metals* 2025, 15(5), 506; <https://doi.org/10.3390/met15050506>
- 2 Zehbour Panossian (2012). Corrosion of carbon steel pipes and tanks by concentrated sulfuric acid: A review / Zehbour Panossian, Neusvaldo Lira de Almeida, Raquel Maria Ferreira de Sousa, Gutemberg de Souza Pimenta, Leandro Bordalo Schmidt Marques. *Corrosion Science* 58 (2012), pp. 1–11. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.01.025>
- 3 Eakapoi Khamme (2023) Study of corrosion properties of carbon steel, 304 and 316L stainless steels in sulfuric acid and their degradation products / Eakapoi Khamme, Rachsak Sakdanuphabu. *Carbon steel* (2023). <https://doi.org/10.55713/jmmm.v33i4.1672>
- 4 Mehdi Javidi (2024). A new perspective on the corrosion of carbon steels in H₂SO₄ acid environments: Statistical analysis of corrosion mechanisms by response surface modeling / Mehdi Javidi, Hooman Karimi Abadeh, Fatemeh Namazi, Hamid Reza Yazdanpanah, Narjes Shirvani Shiri. *Materials Chemistry and Physics*. Volume 132, 15. January 2024, 128608 <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2023.128608>
- 5 Gulyaev, A. P. (1951). Metallurgy. Moskva: Defense Industry Publishing House. 484 p.
- 6 Sherif, E.-S. M. (2011). Corrosion behavior of high-silicon cast iron in concentrated sulfuric acid solutions. *Arabian Journal for Science and Engineering*. pp. 961–967.
- 7 Singh, R. (2020). Cast iron and cast steel. In *Applied welding engineering* (pp. 61–76). Elsevier. <https://www.sciencedirect.com/science/chapter/monograph/abs/pii/B9780128213483000203>
- 8 Guanxiong Dou (2022). Investigation of deoxidation of high-silicon austenitic sulfuric acid-resistant stainless steel // Guanxiong Dou, Hanjie Guo, Jing Guo, Shaoying Li, Yan Yan, Zihan Wang. *Frontiers in Materials*, 2022. 9:937288. doi:10.3389/fmats.2022.937288

- 9 Aleksandrov, N.N. (1970). High-silicon corrosion-resistant cast irons / Aleksandrov, N.N., Klochnev, N.I. Moskva: Mashinostroenie. 200 p. (in Russian).
- 10 Bobro, Yu. G. (1976). Alloyed cast irons. Moskva: *Metallurgy*. 288 p. (in Russian).
- 11 Vaschenko, K.I. (1992). Melting and out-of-furnace processing of cast iron for castings / Vaschenko, K.I., Shumikhin, V. S. Kyiv: Higher School. 246 p.
- 12 Vashchenko K.I. (1960). Magnesium cast iron / Vashchenko K. I., Sofrony L. M. Leipzig: Deutsch. Verl. für Grundstoffindustrie, 436 p.
- 13 Zhaoxu Li (2024). Formation of heterogeneous microstructure and its effect on corrosion properties of high-silicon stainless steel S38815 weldment / Zhaoxu Li, Xiaodong Hu, Xuefang Xie, Xin Wang, Shaojie Song. *Corrosion Science*, 2024. Volume 240, November 2024, 112347. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2024.112347>.
- 14 DSTU 8851:2019. (2019). Castings from alloyed iron with special properties. General technical conditions.
- 15 GOST 2233-70. (1970). Alloyed cast iron, corrosion-resistant, wear-resistant, and heat-resistant. Grades.
- 16 DSTU EN 16482:2017. (2017). Casting. Flake graphite cast iron. Spheroidal graphite cast iron.
- 17 GOST 3443-87. (1987). Iron castings with different forms of graphite. Methods for determining the structure.
- 18 Sakhnenko, M. D., Ved, M. V., Yaroshok, T. P. (2005). Fundamentals of the theory of corrosion and protection of metals. Kharkiv: NTU "KhPI". 238 p.
- 19 Sukhotin, A. M. (1981). Handbook of corrosion and corrosion-resistant materials. Leningrad: Chemistry. 488 p. (in Russian).
- 20 Yukhnovich, R. (1980). Corrosion control techniques. Leningrad: Chemistry. 224 p. (in Russian).
- 21 Tomashov, N.D. (1959). Theory of corrosion and protection of metals. Moskva: Publishing House of the USSR Academy of Sciences. 591 p. (in Russian).
- 22 Revie, R.W., & Uhlig, H.H. (2008). Corrosion and corrosion control: An introduction to corrosion science and engineering. Wiley-Interscience. 464 p.
- 23 Thuan Dinh Nguyen (2023). Effects of Si and SO₂ on Corrosion of Fe–20Cr and Fe–20Cr–20Ni Alloys in Reducing Waste Combustion Gases / Thuan Dinh Nguyen, Jianqiang Zhang, David J. Young. *High Temperature Corrosion of Materials* (2023) 100:621–653 <https://doi.org/10.1007/s11085-023-10200-3>
- 24 Fontana, M.G. (2005). Corrosion engineering (3rd ed.). McGraw-Hill Education. 576 p.
- 25 Uhlig, H.H., & Revie, R. W. (2008). Corrosion and corrosion control: An introduction to corrosion science and engineering. Wiley-Interscience. 513 p.
- 26 Haynes International. (2020). High-temperature corrosion resistance of HAYNES® and HASTELLOY® alloys (Edition H-2111). <https://www.specialtymetals.com.au/wp-content/uploads/2020/02/Specialty-Metals-Haynes-X-Data-Sheet.pdf>.
- 27 Sridhar, N., Agarwal, D. (2010). Corrosion of nickel-base alloys. In book: *Corrosion: Materials*. pp. 228–251.
- 28 Zhukov, A.A. (1971). Geometric thermodynamics of iron alloys. Moskva: Metallurgy. 272 p. (in Russian).
- 29 Birks, N., Meier, G., Pettit, F. (2006). Introduction to the high temperature oxidation of metals (2nd ed.). *Cambridge University Press*. 338 p.
- 30 Atkinson, A. (1985). The formation of silica scales on iron-silicon alloys. *Oxidation of Metals*, 24. pp. 87–102.
- 31 Stott, F.H. (1989). The oxidation of silicon-containing alloys. *Materials Science and Engineering*, 5. pp. 734–740.

32 Young, D.J. (2008). *High temperature oxidation and corrosion of metals*. Elsevier. 574 p.

Одержано / Received 02.04.2026

Прийнято / Accepted 27.04.2026

Опубліковано / Published 29.05.2026

E.M. Siharov¹, Dr. Sci (Engin), Prof., Head of the Department;
e-mail:siharovyevgen@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-8229-7877>

S.V. Semiriagin², PhD(Engin.), Associate Potesser; e-mail: td.destal@ukr.net;
<https://orcid.org/0000-0002-8733-3216>

A.A. Pokhvalitiy¹, Ph.D. (Eng.), Associate Professor,
e-mail: artemmslp@gmail.com; ORCID: 0000-0002-9652-767X,

D.V. Orlov³, director; e-mail: orlovdenisl@gmail.com;
<https://orcid.org/0009-0002-4464-3561>

Yu.P. Skorobagatko³, PhD(Engin.), Senior Research Scientist;
e-mail: jskorobagatko@gmail.com; <https://orcid.org/0000-0002-1724-9895>

¹ Dnipro State Technical University (DDTU) (Kamianske, Ukraine)

² Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the NASciences of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

³ LLC "Turbogaz Uzhgorod"

JUSTIFICATION FOR THE SELECTION OF A HIGH-SILICON IRON-BASED ALLOY FOR THE MANUFACTURE OF RECTIFICATION COLUMN SECTIONS. REVIEW

Operation of distillation columns in sulfur dioxide drying plants is accompanied by extreme corrosive effects of concentrated sulfuric acid (H_2SO_4) and anhydrides at temperatures up to 100–120 °C. Conventional stainless steels in such conditions demonstrate unsatisfactory resistance, which leads to frequent emergency shutdowns. The use of high-silicon cast irons (ferrosilicides) is technologically justified, but requires strict justification of the composition and structure due to their high fragility. It has been established that for the formation of a continuous protective film of silicon dioxide SiO_2 capable of self-healing, the silicon content in the ferruginous matrix should be 14.5–15.5% (grade 4C15). A lower silicon content leads to pitting corrosion, a higher one to critical embrittlement of castings. It has been proven that traditional lamellar graphite is the main factor in premature destruction of the tsarg due to the «wicking effect» (capillary penetration of acid deep into the metal). It is recommended to switch to point or spherical graphite by modifying the melt, which reduces the corrosion rate by 3–5 times. To stabilize the passive state during temperature fluctuations and work with «dirty» technical acids, the feasibility of alloying with 1% Mo and 1% Ni (Fe15Si) has been substantiated. Molybdenum strengthens the oxide layer against the action of chlorides, and nickel refines the grain, improving the mechanical strength of flange joints. The introduction of an alloyed high-strength alloy instead of basic grades allows you to increase the equipment overhaul interval from 4 to 8–10 years. Despite the increase in raw material costs by 25–30%, the total cost of ownership is reduced by 35% due to the absence of emergency downtime and a decrease in the number of replacements of expensive column sections.

Keywords: high-silicon cast iron, ferrosilicide, 4C15, sulfurous acid, corrosion resistance, passivation, silicon dioxide, spheroidal graphite, molybdenum, nickel alloying.