

PACS numbers: 61.66.Dk, 62.20.Qp, 64.70.kd, 64.75.Op, 68.55.J-, 81.05.Bx, 81.40.Ef

Сучасні методи нейтралізації негативного впливу домішок Феруму на властивості заевтектичних Al–Si-стопів

Т. Г. Цір, К. Л. Шеневидько

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 34/1,
03142 Київ, Україна*

Однією з основних проблем повторного використання вторинних заевтектичних стопів системи Al–Si є їхнє забруднення Ферумом. В огляді розглянуто вплив вмісту Феруму на механічні властивості та морфологію фаз, що виділяються із Ферумом, вплив на них добавок додаткових хемічних елементів, методів оброблення розтопу та температурних умов кристалізації. Зазначається, що присутність Феруму, крім негативного ефекту, за деяких концентрацій позитивно впливає на окремі характеристики.

Ключові слова: заевтектичні стопи системи Al–Si, ферумвмісні інтерметаліди, первинний силіцій, морфологія, механічні властивості.

One of the main problems in the reuse of secondary hypereutectic Al–Si alloys is their contamination with iron. The review examines the influence of iron content on the mechanical properties and morphology of precipitated iron-containing phases, the effect on them of additions of additional chemical elements, methods of melt processing and temperature conditions of crystallization. As noted, the presence of iron, in addition to the negative effect, at some concentrations, has a positive effect on certain characteristics.

Corresponding author: Taras Hryhorovych Tsir
E-mail: jknd-t@ukr.net

*Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, N.A.S. of Ukraine,
34/1 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: T. H. Tsir and K. L. Shenevyd'ko, Modern Methods of Neutralizing the Negative Effect of Iron Impurities on the Properties of Hypereutectic Al–Si Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 4: 377–390 (2024) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.47.04.0377](https://doi.org/10.15407/mfint.47.04.0377)

© Publisher PH “Akadempriodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

Key words: hypereutectic Al–Si alloys, iron-containing intermetallic compounds, primary silicon, morphology, mechanical properties.

(Отримано 18 січня 2024 р.; остаточн. варіант — 6 травня 2024 р.)

1. ВСТУП

Заевтектичні ливарні стопи Al–Si мають такі привабливі властивості, як низьке теплове розширення, висока зносостійкість, висока корозійна стійкість, мала питома вага та висока теплопровідність. Ці стопи є відмінним матеріалом для поршнів двигунів, що широко використовуються в аерокосмічній, суднобудівній та автомобільній промисловостях, а також в інших галузях промисловости [1]. Найбільш широке застосування вони знайшли у транспортній галузі у зв'язку з можливістю заміни чавуну у деталях автомобільних двигунів. Основні застосування заевтектичних стопів Al–Si включають високопродуктивні деталі автомобільних двигунів, такі як шатуни, коромисла, циліндри, поршні, фіксатори клапанів [2]. Для виробництва виливків, крім класичних методів лиття, останнім часом застосовуються новітні, зокрема тиксолиття [3], реолиття [4, 5].

Основною проблемою у застосуванні для таких «свіжих» стопів є крихкість, пов'язана з морфологією кремнію у виливках; проте на даний час знайдено численні шляхи вирішення цієї проблеми [6, 7]. Щодо використання вторинних стопів актуальною є проблема їхнього забруднення Ферумом.

Присутність Феруму в заевтектичних стопах Al–Si носить подвійний характер. Незважаючи на те, що Ферум, в основному, вважається шкідливою домішкою, у літературі наводяться дані про позитивний вплив його присутності. Так, у роботі [8] наголошується, що Fe утворює термічно стабільні інтерметалідні фази, розширюючи температурні межі застосування алюмінієвих стопів, тоді як стопи без Fe мають робочу температуру нижче 350°C [9]. Також Fe є ефективним елементом підвищення жароміцності заевтектичних стопів Al–Si [10]. В [11] говориться про те, що Fe-вмісні інтерметаліди з високою температурою топлення в заевтектичних стопах Al–Si можуть поліпшувати теплостійкість і зносостійкість за підвищених температур. Фази, багаті на Ферум, можуть не тільки поліпшити термічну стабільність заевтектичних стопів Al–Si, але й сприяють литтю під високим тиском [12]. У роботі [13] наголошується, що евтектика Al–Si–Fe містить близько 0,8% Fe (тут і далі у тексті статті вказуються масові відсотки). Коли стоп леговано трохи вище цього рівня, розтоплений метал практично не розчиняє крицеві елементи ливарної машини, поки два матеріали знаходяться в тісному контакті. З цієї причини для лиття під тиском бажаним є вміст стопу від 0,8% до 1,1% Fe.

Говорячи про негативні сторони присутності Феруму, слід зазначити, що наявність Fe у заевтектичних стопах Al–Si приводить до утворення голчастих інтерметалідних фаз β -Al₅FeSi з розмірами, що сягають кількох сотень мікрометрів, та їхня присутність сильно погіршує механічні властивості таких матеріалів [14]. Через високу крихкість фази β -Al₅FeSi вона діє як сильний концентратор напружень, а його тривимірна пластинчаста або голчаста морфологія викликає утворення порожнеч через блокування міждендритних каналів, що пригнічує рух розтопу [15].

Щодо природи крихкості в роботі [16] зазначається, що спостерігаються два види розтріскування пластинок β -фази — поздовжнє та поперечне. Оксидні плівки присутні у розтопі у вигляді «сандвічів» (складених вдвоє); сторони, що змочуються, ймовірно, є переважними місцями для зародження β -фази. «Щілина» між двома сухими поверхнями складених удвічі плівок є основою тріщини. Оскільки β -фаза в процесі кристалізації з великою швидкістю розростається «вшир», пронизуючи тіло виливка (рис. 1), це є значною небезпекою для його цілісності.

Крім β -Al₅FeSi, основними інтерметалевими фазами в системі Al–Si–Fe є Al₃Fe, α -Al₈Fe₂Si, δ -Al₄FeSi₂ та γ -Al₃FeSi, Al₃Fe — всі з переважно голчастою морфологією. Усього в системі Al–Si–Fe є дванадцять стабільних фаз на основі заліза й одна метастабільна фаза. Вочевидь, що наявність великих кристалів цих фаз є небажа-

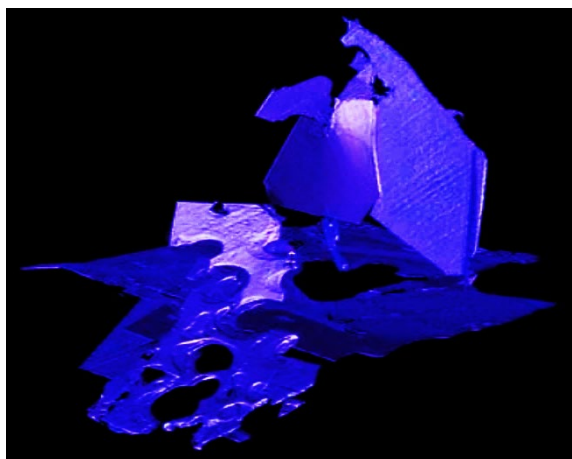


Рис. 1. Просторове розташування β -Al₅FeSi (*in situ* мікротомографія) [17]. Дендрити алюмінію не зображено; «дірки», що спостерігаються, — сліди стволів і гілок, навколо яких росте β -фаза.

Fig. 1. Spatial arrangement of β -Al₅FeSi (*in situ* microtomography) [17]. Aluminium dendrites are not shown; the observed 'holes' are traces of steams and branches, around which β -phase grows.

ною [18]. Фаза $\delta\text{-Al}_4\text{FeSi}_2$ часто присутня у стопах Al з високим вмістом Si; фаза $\gamma\text{-Al}_3\text{FeSi}$ зустрічається у стопах з високим вмістом Fe та високим вмістом Si. Рівноважна гексагональна форма $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ є термодинамічно стабільною тільки в стопах Al–Si–Fe високої чистоти [16].

2. ВПЛИВ ВМІСТУ ФЕРУМУ НА ВЛАСТИВОСТІ ТА СТРУКТУРУ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СТОПІВ Al–Si

Вплив концентрації Феруму на механічні властивості, такі як межа міцності за розтягування, відносне подовження й ударне навантаження, було досліджено в роботі [19] для стопів Al–12,5% Si–0,8% Fe (стоп 1) і Al–12,5% Si–6% Fe (стоп 2). Одержані результати представлено на рис. 2. Як видно з рисунку, збільшення вмісту Феруму призводить до більшого (межа міцності за розтягування) або меншого (ударне навантаження) пониження механічних характеристик.

Вивченню впливу добавок Феруму для заевтектичного стопу Al–15% Si присвячено роботу [20]. Добавки становили 0,3%, 1,1% і 2,0% Fe. Із збільшенням вмісту домішки Феруму від 0,3% до 1,1%

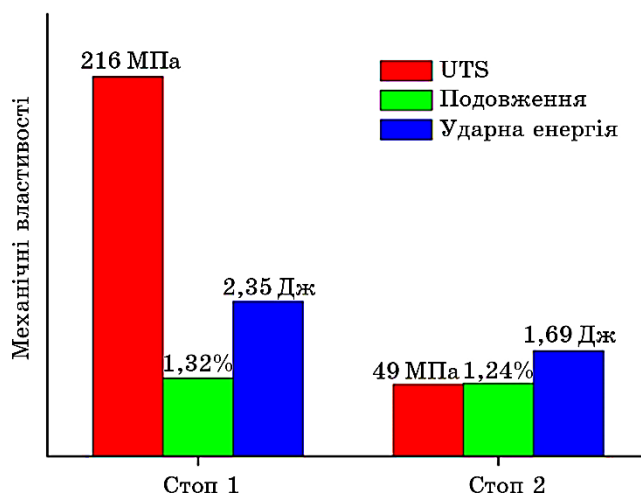


Рис. 2. Механічні характеристики для стопів Al–12,5% Si–0,8% Fe (стоп 1) та Al–12,5% Si–6% Fe (стоп 2): UTS — межа міцності за розтягування, МПа; подовження — відносне подовження, %; ударна енергія — ударна енергія у стандарті ASTM E23, Дж [19].

Fig. 2. Mechanical characteristics for alloys Al–12.5% Si–0.8% Fe (Стоп 1) and Al–12.5% Si–6% Fe (Стоп 2): UTS is ultimate tensile strength, MPa; ‘подовження’ is relative elongation, %; ‘ударна енергія’ is impact energy in ASTM E23 standard, J [19].

час кристалізації евтектики збільшується з 62 до 76 с. Водночас збільшується кількість евтектичної фази, що приводить до пониження температури ліквідусу стопу з 651 до 619°C. Подальше збільшення концентрації Феруму до 2,0% приводить до зворотнього ефекту — незначного зменшення часу кристалізації евтектики до 7,2 с і підвищення температури ліквідусу до 630°C. Щодо механічних властивостей, збільшення вмісту Феруму у стопі з 0,3 до 1,1% призводить до пониження межі міцності за розтягування від 183 до 152 МПа і відносного подовження з 1,36% до 1,11% відповідно. Подальше збільшення вмісту Феруму до 2% значно знижує межу міцності за розтягування (до 132 МПа) та пластичність (до 0,51%) за рахунок утворення крупних інтерметалевих включень фази β - Al_3FeSi , що мають великі розміри (середня довжина — 190 мкм, максимальна довжина — 425 мкм) та розгалужену форму. Наголошується на цікавому факті: збільшення вмісту Феруму приводило до немонотонної зміни середнього розміру частинок первинного кремнію, відповідно, 18, 41 і 17 мкм.

Стоп Al-16,7% Si з добавками Феруму у 0,4%, 1,2% і 1,8% досліджувався в [21]. Аналогічно до попередньої роботи, спостерігався негативний вплив Феруму на межу міцності за розтягування, яка знижувалася з 229 МПа при 0,4% Феруму до 187 МПа з підвищенням вмісту Феруму до 1,8%; водночас, спостерігалось підвищення твердості. Така поведінка пов'язувалася зі збільшенням розміру й кількості β -фази та зіркоподібних інтерметалевих сполук. Знос стопу Al-17,5% Si вивчався у роботі [22]. Введення 1,2% Fe в основний стоп збільшувало швидкість зношування за рахунок утворення голчастих бета-інтерметалідів.

Заевтектичний стоп Al-20%Si з різними добавками Fe (0%, 1,0%, 1,5%, 2,0%, 2,5%) вивчався в [23]. Випробування на розтягнення показало, що межа міцності за розтягування та відносне подовження змінюються немонотонно — спочатку збільшуються зі збільшенням вмісту Fe від 0 до 1,5%, а потім зменшуються з підвищенням концентрації Fe з 2,0 до 2,5%. Максимальні значення межі міцності за розтягування та відносного подовження, — 175 МПа і 1,84% відповідно, — досягалося із 1,5% Fe. Відносно середнього коефіцієнта тертя встановлено, що він складав 0,235 для «чистого» стопу (0% Fe), з додаванням 1,0% Fe зменшувався до 0,17, а за подальшого збільшення вмісту Феруму зростав до 0,265 для 2,5% Fe. У міру збільшення концентрації Fe від 0% до 2,5% Fe швидкість зношування монотонно зменшувалася від 2,7 до 1,4 (10^{-5} г/м), значення Бринеллевої твердості збільшувалося на 24,5% від 76,0 HB до 94,6 HB.

Автори також наводять цікаві результати стосовно залежності параметрів первинного кремнію від концентрації Феруму — збільшення його вмісту від 0% до 2,5% приводить до того, що середній

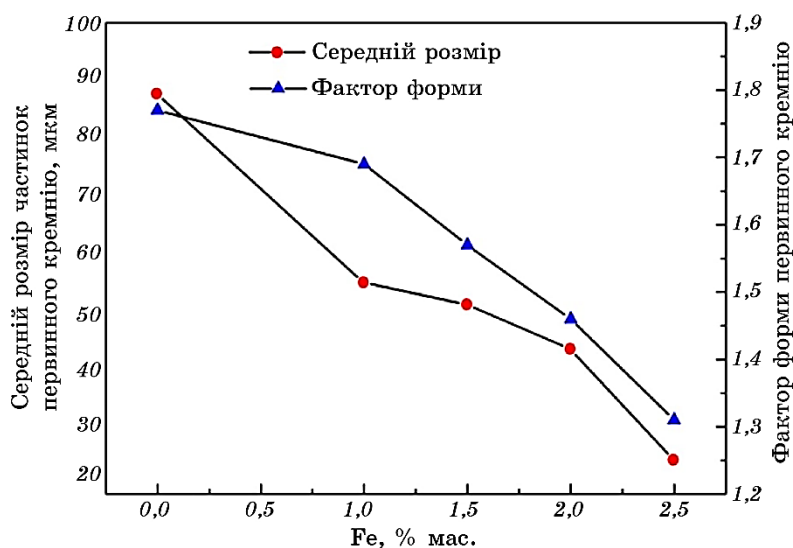


Рис. 3. Залежність середнього розміру частинок первинного кремнію, мкм (ліва вертикальна вісь, червоні кружки на графіку) та фактора форми (права вертикальна вісь, сині трикутники на графіку) від вмісту Fe в стопі Al–20% Si, % мас. (горизонтальна вісь) [23].

Fig. 3. Dependence of the average size of primary silicon particles, μm (left vertical axis, red circles on the graph) and form factor (right vertical axis, blue triangles on the graph) on the Fe content in the Al–20% Si alloy, % mass (horizontal axis) [23].

розмір кристалів кремнію зменшується майже втричі, а фактор форми — у півтора рази (див. рис. 3).

Встановлено, що первинний кремній для стопу Al–20% Si без добавки Феруму має грубу пластинчасту форму, неправильну багатокутню форму та зіркоподібну форму; середній розмір становить близько 87 мкм. Для стопу із вмістом 1,0% Fe великі пластинчасті та зірчасті первинні фази Si повністю відсутні; середній розмір первинних фаз Si зменшується до 70 мкм. Мікроструктура стопу Al–20% Si з добавками 1,5% і 2,0% Fe характеризується полігональною морфологією, а середній розмір зменшується до 49 мкм і 41 мкм відповідно. Для випадку стопу Al–20% Si–2,5% Fe первинний кремній присутній у вигляді тонкої багатокутньої форми та рівномірно розподіляється в евтектичній матриці; його середній розмір зменшується до 21 мкм.

Цікаво відзначити, що, якщо для всіх заевтектичних стопів Al–Si збільшення вмісту Феруму приводило до збільшення кількості фази $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, то для стопу Al–0,4% Si–0,1% Fe із додаванням Феруму до 0,5% переважна ферумвмісна фаза $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ змінювалася

на $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ [24].

3. ВПЛИВ ДОБАВОК НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СТОПІВ Al–Si–Fe

Негативний вплив Феруму в основному зводиться до формування крихких розгалужених фаз типу $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$. Одним із засобів боротьби з такими фазами є введення у стоп додаткових хемічних елементів, що приводять до формування нових фаз з іншими кристалічними ґратницями та зростання кристалів в інших кристалографічних напрямках, що, в свою чергу, приводить до реалізації інших морфологій [25].

Найчастіше для нейтралізації негативного впливу Феруму застосовується Mn. Суть ефекту в тому, що під впливом Mn крихка розгалужена фаза $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ замінюється утворенням деяких компактних Mn-інтерметалідів, зокрема, таких як $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3$ [26]. Питання про «оптимальну» кількість Mn на даний момент не має остаточного рішення. У роботі [27] досліджувався заевтектичний стоп Al–17,5% Si–1,2% Fe, до якого додавали 0,6%, 0,9% і 1,8% Mn. Додавання 0,6% привело до заміни пластинчастих β -інтерметалідів на ферумманганові α -фази. Подальше збільшення вмісту Mn утворенню β -фази не перешкоджало.

В принципі, таке співвідношення Fe/Mn як 2 до 1, як найбільш ефективне для перетворення $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi} \rightarrow \text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, є достатньо поширеним; однак у [28] повідомляється, що найліпші механічні властивості досягаються за співвідношення Mn/Fe > 0,64, а також про позитивний ефект за Mn/Fe < 0,17. Як зазначається, додавання Mn не завжди виявляється успішним для трансформації ферумвмісних фаз з розгалуженого пластинчастого типу у тип «китайських гієрогліфів». Цьому є дві причини: Mn приводить до утворення первинної фази Fe у вигляді шламу, на утворення компактних (Fe,Mn)-фаз істотно впливають умови твердіння, особливо швидкість (сприє висока, що не завжди реалізується).

Також зазначається, що, крім Mn, з метою зменшення утворення розгалуженої крихкої β -фази застосовуються інші хемічні елементи, наприклад Co, Cr, Mo і Ni.

Вплив добавок Co вивчався у роботі [29]. Кобальт зазвичай сприймається як елемент, який може не лише нейтралізувати дію Феруму, а й сприяти підвищенню механічних властивостей стопів Al–Si за високих температур. У цій роботі досліджено вплив додавання Co на мікроструктуру та властивості стопу Al–20% Si–2% Cu–0,7% Fe. У вихідний стоп додавали 0,3%, 0,7%, 0,91% і 1,05% Co. Встановлено, що зі збільшенням концентрації Кобальту ферумвмісні сполуки перетворювалися з довгих гілчастих фаз $\beta\text{-Al}_5(\text{Fe},\text{Ni})\text{Si}$ в зернисті або стрижнеподібні фази $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Co},\text{Ni})_3\text{Si}_2$.

ТАБЛИЦЯ 1. Склад стопів на основі Al–19% Si–5% Fe й одержані властивості [32].**TABLE 1.** Composition of alloys based on Al–19% Si–5% Fe and resulting properties [32].

№	Склад стопів	Межа міцності, МПа	Подовження, %	Густина, г/см ³	Твердість за Віккерсом
1	Al–19% Si	220	1,31	2,9	158
2	Al–19% Si + 5% Fe	50	0,87	3,2	179
3	Al–19% Si + + 5% Fe + 0,6% Ni	60	0,62	3,3	180
4	Al–19% Si + 5% Fe + + 0,6% Ni + 1,3% Cr	150	1	3,3	178

Також встановлено, що додавання Co від 0,3% до 0,91% позитивно впливає на межу міцності стопу.

Вплив Ванадію вивчався в [30]. Досліджувалися стопи Al–20% Si–5% Fe із вмістом 0%, 0,5% і 1% V. Було помічено, що додавання 0,5% V приводило до збільшення середнього розміру частинок Si. Додавання 1% V привело до утворення тонкої мікроструктури, та, в основному, перешкоджає утворенню ферумвмісних фаз. Передбачається, що V модифікує фази Si за рахунок індукованого домішками двійникування.

Для підвищення ефективності застосування добавок, що понижують негативний вплив β -фази, проводилися дослідження спільного впливу застосування декількох хемічних елементів одночасно. Так, у роботі [31] досліджувався вплив добавок Ni й Cr на властивості заевтектичного стопу Al–19% Si–5% Fe. Зразки готувалися простою заливкою розтопу за температури у $750 \pm 15^\circ\text{C}$ у чавунній виливниці розміром $16 \times 150 \times 300$ мм³, попередньо нагріті до 200°C . Склад стопів та одержані результати наведено у табл. 1.

В роботі встановлено, що добавки Феруму приводять до утворення великої пластинчастої β -Al₅FeSi, яка підвищує твердість, але знижує пружні властивості. Добавки Ni не приводять до компенсації цього пониження, у той час як добавки Cr приводять до перетворення пластинчастої β - на компактну α -Al(Fe,Cr)Si, що має наслідком підвищення пружних властивостей і, відповідно, до компенсації шкідливого впливу Феруму. У роботі [32] досліджувався стоп Al–25% Si–5% Fe–3% Cu, до якого додавали як окремо 2% Mn і 2% Cr, так і комбінації (1% Mn + 1% Cr), (2% Mn + 1% Cr) і (1% Mn + 2% Cr). Додавання Мангану та Хрому окремо приводило до часткової заміни β -фази (відповідно β -Al₅(Fe,Mn)Si і β -Al₅(Fe,Cr)Si) на α -фазу (відповідно α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ та α -Al₁₅(Fe,Cr)₃Si₂); водно-

час, добавка Хрому була ефективнішою, ніж добавка Мангану. Спільна добавка (Mn + Cr) приводила до подальшого зменшення кількості β -фази, причому ефект збільшувався із зміною співвідношення (Mn + Cr)/Fe від 0,4 до 0,6.

4. МЕТОДИ ОБРОБЛЕННЯ СТОПІВ Al–Si–Fe ДЛЯ ПОНИЖЕННЯ НЕГАТИВНОГО ВПЛИВУ ФЕРУМУ

Для поліпшення структури та властивостей заевтектичних Al–Si застосовується безліч методів, наприклад вплив струмом (від постійного [33] до імпульсного [34]), вплив вібрацією (від низькочастотної [35] до ультразвукової [36]) тощо. Деяке уявлення про різноманіття методів можна знайти в огляді [37].

Впливу оброблення на ферумвмісні фази в заевтектичних стопах Al–Si присвячено не так багато робіт. В [38] досліджувався вплив перемішування розтопу під впливом електромагнетного поля для стопів Al–12,8% Si–1,7% Fe, Al–12,8% Si–2,4% Fe і Al–15,2% Si–1,7% Fe. Встановлено загальну закономірність — наявність вимушеного потоку приводить до зменшення числа кристалів фази β -Al₅FeSi за паралельного збільшення їхнього просторового розміру. Така поведінка пов'язувалася з «вільним» зростанням кристалів, що зародилися, в потоці розтопу.

Вплив механічного перемішування в рідко-твердому стані на механічні властивості стопу Al–20% Si–0,5% Mg–1,2% Fe досліджувався в [39]. Одержані властивості наведено у табл. 2.

Зменшення твердості та паралельне збільшення «еластичних» властивостей, що спостерігається в результаті оброблення, трактується авторами як результат зменшення кількості фази β -Al₅FeSi.

Оброблення ультразвуком в інтервалі кристалізації стопу Al–17% Si–2% Cu–1% Ni–0,8% Mn, що містить 2% або 3% Fz, здійснювалося в роботі [40]. Основний результат оброблення полягав у подрібненні фази Al₄(Fe,Mn)Si₂ та первинного кремнію. Якщо межа міцності для необроблених стопів становила 175 МПа (2% Fe) та

ТАБЛИЦЯ 2. Склад стопу Al–Si–Mg–Fe й одержані властивості [40].

TABLE 2. Composition of alloy Al–Si–Mg–Fe and resulting properties [40].

№	Склад стопу	Перемішування	Подовження, %	Межа міцності, МПа	Твердість за Бринеллем
1	Al–20% Si–0,5% Mg–1,2% Fe	немає	1,2	160	82
2	Al–20% Si–0,5% Mg–1,2% Fe	400 об./хв., 120 с	2,3	171	76

ТАБЛИЦЯ 3. Залежність середнього розміру ФВФ від концентрації Mn.**TABLE 3.** Dependence of the average size of ICP on Mn content.

Вміст Mn, %	0	0,5	1,0	1,5	2,0
Середній розмір ФВФ без оброблення, мкм	44,0	128,3	135,9	146,3	156,2
Середній розмір ФВФ з обробленням, мкм	17,3	19,8	18,0	16,5	16,7

167 МПа (3% Fe), то для оброблених вона мала значення відповідно 190 МПа і 177 МПа.

У роботі [41] досліджувався вплив ультразвуку на стопи Al–12% Si–4% Fe та Al–18% Si–4% Fe. Вібрація накладалася в області температури ліквідус. Утворювалися ферумвмісні фази Al_3Fe , α - і β -AlSiFe, що подрібнювалися під впливом ультразвуку. Фази мали пластинчасту форму для першого стопу та великих частинок для другого. Зазначається, що дія ультразвуку приводила до збільшення переохолодження, з чим і пов'язувалося подрібнення.

Цікавий аспект ультразвукового оброблення розглянуто у [42]. Як зазначалося раніше (розділ 3), ефективність застосування Mn для нейтралізації негативного впливу Феруму обмежено співвідношенням $Fe/Mn = 2/1$; водночас частина Феруму залишається «нескомпенсованою», а за спроби підвищення вмісту Mn, наприклад до $Fe/Mn = 1/1$, досягається зворотній ефект. У цій роботі досліджувався стоп Al–17% Si–2% Fe, до якого від 0% до 2% з кроком у 0,5% додавався Mn (всього п'ять стопів). Для оброблення в розтоп за 700°C занурювався вібратор і виймався за досягнення 585°C. Середній розмір ферумвмісних фаз (ФВФ) під впливом ультразвукового оброблення істотно змінювався; водночас для обробленого стопу спостерігався ефект, зворотній впливу збільшення концентрації Mn для необробленого стопу (див. табл. 3).

5. ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРНИХ УМОВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ ФЕРУМВМІСНИХ ФАЗ

У роботі [43] вивчався вплив перегріву (термочасового оброблення) розтопу на морфологію ферумвмісних фаз, що формуються. Дослідження проводилися з використанням стопу Al–15% Si–2,7% Fe. Спочатку знімалася термограма ДСК за нагрівання зразка до 1673 К (1400°C). Було виявлено три піки — при 845 К (572°C) (температура потрійної евтектики), при 915 К (642°C) (топлення первинної фази) та при 1227 К (954°C), який пов'язували зі зміною структури розтопу (цікавий метод інтерпретації фазових перетворень у стопі Al–Si–Fe на основі аналізу термограм запропоновано у [44]). На підставі цих даних було обрано три температури для термо-

часового оброблення — нижче температури структурних змін розтопу 1103 К (830°C), 1203 К (930°C) та вище її — 1303 К (1030°C). Під час оброблення розтоп нагрівався до зазначених температур, витримувався 20 хв., після чого в розтоп вводили заздалегідь приготовлені шматки твердого стопу, що підібрали за вагою, в результаті чого температура розтопу швидко знижувалася до традиційної температури заливки у 1003 К (730°C), і стоп відливався у форму. Для контролю проводилася звичайна заливка від цієї температури (без перегріву та витримки).

Встановлено, що за традиційної заливки у зразку формуються фази: пластинчаста $\delta\text{-Al}_4\text{FeSi}_2$ та голчаста $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, довжина якої може досягати 300 мкм. Після оброблення при 1103 К (830°C) максимальна довжина голчастої фази зменшується до 60 мкм. Під час оброблення при 1203 К (930°C) довга голчаста фаза зникає практично повністю, а пластинчаста має середній розмір порядку 20 мкм. Оброблення при 1303 К (1030°C) приводить до того, що з'являється голчаста фаза до 60 мкм, а пластинчаста збільшується до 30 мкм. Такі морфологічні зміни істотно впливають на механічні властивості (див. табл. 4).

Для режиму оброблення, що приводив до максимального підвищення властивостей (№3), також перевірялася його ефективність, залежно від вмісту Феруму від 0,2 до 4,7%. Встановлено, що позитивний ефект досягається для стопів із вмістом Fe лише в інтервалі від 0,7 до 3,7%.

Вплив термоциклічного оброблення в рідко-твердому стані на морфологію ферумвмісних фаз у стопі Al–18% Si–0,8% Fe було досліджено в [45]. Диференційна сканувальна калориметрична (ДСК) аналіза досліджуваного стопу показала, що температура евтектики (T_E) становить 570,5°C, а температура ліквідусу (T_L) становить 665°C.

Термоциклічне оброблення полягало в наступному: стоп нагрівався до температури у 585°C (між T_E і T_L), витримувався 5 хв. і охо-

ТАБЛИЦЯ 4. Середні значення механічних властивостей зразків, одержаних з розтопів, оброблених за різними режимами.

TABLE 4. Average values of mechanical properties of samples obtained from melts processed in different modes.

№	Оброблення	Подовження, %	Межа міцності, МПа	Твердість за Брінеллем
1	Без оброблення	1,2	173	82,1
2	Витримка при 1103 К (830°C)	1,5	187	84,6
3	Витримка при 1203 К (930°C)	1,8	195	90,3
4	Витримка при 1303 К (1030°C)	1,5	182	83,2

лоджувався до 550°C, без витримки знову нагрівався, витримувався й охолоджувався так задане число разів. Після завершення оброблення зразок гартувався. Результати проведених досліджень показують, що відлиті без оброблення зразки містять голкоподібні ферумвмісні фази, в той час як оброблені двома та трьома циклами містять плитоподібні й дрібні кристали фаз.

Питанням впливу швидкості охолодження на морфологію первинного кремнію для стопу Al–20% ваг. Si–0,76 % ваг. Fe присвячено статтю [46]. Стоп заливався у мідний кокіль з виїмками різного діаметра, за рахунок чого досягалися швидкості охолодження у 90°C/с, 293°C/с і 375°C/с. Зі збільшенням швидкості охолодження розмір первинного кремнію значно зменшувався. Середні розміри первинного кремнію становлять приблизно 150, 100 та 70 мкм відповідно. Цікаво відзначити, що за надвисоких швидкостей охолодження (спінінгування зі швидкістю > 10⁶ К/с) стоп Al–17,4% Si–13% Fe був одержаний в аморфному стані [47]. У той же час двовалкове гартування стопів Al–15,33% Si–2,03% Fe–1,79% Mn і Al–17,56% Si–2,08% Fe–1,74% Mn [48] привело до того, що в результаті надшвидкого охолодження були одержані зразки, у яких і первинний кремній, і ферумвмісні фази мали розміри менше 20 мкм; такі зразки мали високу гнучкість.

6. ВИСНОВКИ

Питання нейтралізації негативного впливу домішок Феруму в заевтектичних стопах Al–Si є дуже актуальним з погляду використання вторинних матеріалів. На даний момент є велика кількість різних методів, однак кожен з них має переваги та недоліки. Спроби комплексного поєднання різноманітних підходів поки що не привели до створення деякої універсальної технології. Можливо, подальше поглиблене вивчення складних механізмів процесів зародження та формування ферумвмісних фаз уможливить просунутися в цьому напрямі чи то приведе до розуміння необхідності розробки окремих методів для кожної групи стопів, залежно від їхнього складу.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. C. Gong, H. Tu, C. Wu, J. Wang, and X. Su, *Materials*, **11**, Iss. 3: 456 (2018).
2. V. Vijeesh and K. Narayan Prabhu, *Trans. of Indian Institute Metals*, **67**: 1 (2014).
3. P. Kapranos, D. H. Kirkwood, H. V. Atkinson, J. T. Rheinlander, J. J. Bentzen, P. T. Toft, C. P. Debel, G. Laslaz, L. Maenner, S. Blais, J. M. Rodriguez-Ibabe, L. Lasa, P. Giordano, G. Chiarmetta, and A. Giese, *J. Mater. Proc. Tech.*, **135**, Iss. 2–3: 271 (2003).
4. Zhaohua Hu, Qile Huo, Yaxin Chen, Manping Liu, and Xuefei Chen, *Metals*,

- 13, Iss. 5: 968 (2023).
5. A. G. Borisov, *Protsessy Lit'ya*, No. 4: 33 (2013) (in Russian).
6. J. Jorstad and D. Apelian, *Int. J. Metalcasting*, **3**: 13 (2003).
7. Xu Zhenming, Li Tianxiao, and Zhou Yaohe, *J. Mater. Sci.*, **38**: 4557 (2003).
8. C. Bidmeshki, V. Abouei, H. Saghafian, S. G. Shabestari, and M. T. Noghani, *J. Mater. Res. Technol.*, **5**, Iss. 3: 250 (2016).
9. S. Manasijevic, R. Radisa, S. Markovic, Z. Acimovic-Pavlovic, and K. Raic, *Intermetallics*, **19**, Iss. 4: 486 (2011).
10. C. Lin, S. Wu, S. Lü, P. An, and L. Wan, *Intermetallics*, **32**: 176 (2013).
11. C. Lin, S.-s. Wu, Z. Gu, W. Li, and P. An, *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*, **23**, Iss. 5: 1245 (2013).
12. Yehua Jiang, Lu Li, Rong Zhou, Rongfeng Zhou, and Jia Wang, *Solid State Phenom.*, **217–218**: 37 (2015).
13. S. G. Shabestari and E. Parshizfard, *J. Alloys Compd.*, **509**, Iss. 30: 7973 (2011).
14. M. A. Moustafa, *J. Mater. Process. Techn.*, **209**, Iss. 1: 605 (2009).
15. F. Průša, D. Vojtěch, M. Bláhová, A. Michalcová, T. F. Kubatík, and J. Čížek, *Mater. Des.*, **75**: 65 (2015).
16. X. Cao and J. Campbell, *Mater. Trans.*, **47**, No. 5: 1303 (2006).
17. S. Terzi, J. A. Taylor, Y.-H. Cho, L. Salvo, M. Suéry, E. Boller, and A. K. Dahle, *Proc. 12th Int. Conf. Aluminium Alloys (Sept. 5–9, 2010)* (Yokohama: The Japan Institute of Light Metals: 2010), p. 1273.
18. F. Průša, M. Bláhová, D. Vojtěch, V. Kučera, A. Bernatíková, T. F. Kubatík, and A. Michalcová, *Materials*, **9**, Iss. 12: 973 (2016).
19. M. S. Kaiser, *J. Mater. Eng. Structures*, **8**: 241 (2021).
20. V. Deev, E. Prusov, O. Prikhodko, E. Ri, A. Kutsenko, and S. Smetanyuk, *Arch. Foundry Eng.*, **20**, Iss. 4: 101 (2020).
21. A. Darvishi, A. Maleki, M. Atabaki, and M. Zargami, *Metall. Mater. Eng.*, **16**, No. 1: 11 (2010).
22. C. Bidmeshki, V. Abouei, H. Saghafian, S. G. Shabestari, and M. T. Noghani, *J. Mater. Res. Technol.*, **5**, Iss. 3: 250 (2016).
23. Q. Li, Y. Zhu, B. Li, W. Ding, Y. Lan, T. Xia, and Q. Du, *Mater. Res. Exp.*, **6**: 016506 (2018).
24. L. Sweet, S. M. Zhu, S. X. Gao, J. A. Taylor, and M. A. Easton, *Met. Mater. Trans. A*, **42**: 1737 (2011).
25. A. G. Borisov, O. P. Fedorov, and V. V. Maslov, *J. Cryst. Growth*, **112**, Iss. 2–3: 463 (1991).
26. S. G. Shabestari, M. Mahmudi, M. Emamy, and J. Campbell, *Int. J. Cast Metals Res.*, **15**, Iss. 1: 17 (2002).
27. D. Bolibruchová, R. Podprocká, R. Pastířák, and K. Major-Gabryś, *Arch. Metall. Mater.*, **63**, Iss. 4: 1883 (2018).
28. L. Zhang, J. Gao, L. N. W. Damoah, and D. G. Robertson, *Miner. Process. Extr. Metall. Rev.*, **33**, Iss. 2: 99 (2012).
29. Meng Sha, Shusen Wu, and Li Wan, *Mater. Sci. Eng. A*, **554**: 142 (2012).
30. O. Uzun, M. F. Kilicaslan, and F. Yilmaz, *Mater. Sci. Eng. A*, **607**: 368 (2014).
31. M. S. Kaisera, S. H. Sabbirb, and M. Sy, *Mater. Res.*, **21**, Iss. 4: 1 (2018).
32. L. G. Hou, C. Cui, and J. S. Zhang, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**, Iss. 23: 6400 (2010).
33. A. J. Plotkowski, *Refinement of the Cast Microstructure of Hypereutectic Aluminum–Silicon Alloys with an Applied Electric Potential* (Master Theses of Sci. Eng.) (Grand Valley State University: 2012).
34. A. G. Prigunova, M. V. Koshelev, and A. G. Borisov, *Mater. Sci. Technol.*, **38**,

- Iss. 4: 246 (2022).
35. A. G. Borisov, A. Nuradynov, and V. U. Sheigam, *J. Metallic Mater. Res.*, **8**, Iss. 1: 25 (2023).
36. H. K. Feng, S. R. Yu, Y. L. Li, and L. Y. Gong, *J. Mater. Process. Technol.*, **208**, Iss. 1–3: 330 (2008).
37. A. H. Borysov and T. H. Tsir, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 1: 95 (2023) (in Ukrainian).
38. P. Mikolajczak, *Materials*, **16**, Iss. 9: 3304 (2008).
39. P. K. Sood, Rakesh Sehgal, and D. K. Dwivedi, *Sādhanā*, **42**, No. 3: 365 (2017).
40. S. S. Wu, C. Lin, S. L. Lü, P. An, and L. Wan, *Mater. Sci. Forum*, **783–786**: 288 (2014).
41. Y. Osawa, S. Takamori, T. Kimura, K. Minagawa, and H. Kakisawa, *Mater. Trans.*, **48**, Iss. 9: 2467 (2007).
42. C. J. Todaro, M. A. Easton, D. Qiu, G. Wang, D. H. StJohn, and M. Qian, *J. Mater. Process. Technol.*, **271**: 346 (2019).
43. Q. Wang, H. Geng, S. Zhang, H. Jiang, and M. Zuo, *Metal. Mater. Trans. A*, **45**: 1621 (2014).
44. A. H. Pryhunova, O. A. Shcherets'kyi, M. V. Koshelyev, V. D. Babyuk, and Ye. A. Zhydkov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 5: 671 (2022) (in Ukrainian).
45. M. Ramadan, *J. Minerals Mater. Characterization Eng.*, **3**: 390 (2015).
46. C. L. Xu and Q. C. Jiang, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**, Iss. 2: 451 (2006).
47. R. O. Suzuki, Y. Komatsu, K. F. Kobayashi, and P. H. Shingu, *J. Mater. Sci.*, **18**: 1195 (1983).
48. P. K. Sood, Rakesh Sehgal, and D. K. Dwivedi, *Sādhanā*, **42**, No. 3: 365 (2017).