

Зменшення схильності висококремнистих сплавів $Al-Mg-Si(Cu)$ до міжкристалітної корозії

Сінчук А. В., кандидат технічних наук, synchuk.a.v@gmail.com

Меркулов О. Є.,* доктор технічних наук, merkulov1@ukr.net

Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України, Миколаїв

*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро

Досліджені механічні властивості і схильність до міжкристалітної корозії (МКК) авіалів – сплавів системи $Al-Mg-Si(Cu)$ з 1,4-1,5 % Si, в яких шляхом варіювання хімічного складу реалізоване різне співвідношення Mg/Si, відповідно, різний фазовий вміст Mg_2Si та Si. Показано, що міцність сплавів збільшується, а спротив МКК зменшується в міру того, на скільки хімічний склад сплаву віддаляється від квазібінарного розрізу та яка кількість залишкового кремнію Si^+ понад норму, необхідну для утворення Mg_2Si , в ньому міститься. Найміцнішим з $\sigma_0 \geq 350$ МПа, в той же час найменш корозійностійким, з глибиною МКК понад 100 мкм, визначено сплав, умовно позначений 2, який містить $Si^+ = 0,7$ % і найбільше, з поміж інших експериментальних сплавів, наближений за кількістю силіциду магнію до верхньої межі розчинності 1,85 % Mg_2Si в алюмінії. Продемонстровано негативний вплив Cu і Fe на МКК, а також тривалості перерви, якщо така має місце між гартуванням та зміцнюючою термообробкою (штучним старінням). Побудована серія ізотермічних кривих, які характеризують зміцнення сплаву 2 під час штучного старіння, і показано, що в температурному діапазоні 145-200 °C не існує ізотермічного режиму обробки, який би підвищував його стійкість до МКК. На основі аналізу загальноприйнятої послідовності фазових перетворень, яка реалізується в процесі розпаду пересиченого твердого розчину загартованих сплавів, знайдено і протестовано двоступеневі режими обробки 145 °C, 4 год + 220 °C, 0,5 год і 145 °C, 2 год + 165 °C, 4 год, які забезпечили в сплаві 2 зменшення максимальної глибини МКК в приблизно 1,5-2,5 без суттєвого погіршення механічних властивостей.

Ключові слова: авіалі, міцність, міжкристалітна корозія, залишковий кремній, штучне старіння, мультиступеневі режими обробки.

Сучасні авіалі, тобто сплави системи $Al-Mg-Si(Cu)$, охоплюють на мапі основного хімічного складу досить широку область (0-1,8 % Si та 0-1,6 % Mg). Малолеговані авіалі розташовуються переважно вздовж квазібінарного розрізу, що відповідає сполуці Mg_2Si , з якою пов'язують основний механізм зміцнення цих сплавів під час старіння. Вони мають фазовий склад $\alpha+Mg_2Si$, відзначаються порівняно невисокою міцністю, проте пластичні і не схильні до міжкристалітної корозії (МКК), оскільки фаза

Mg_2Si не впливає на електродний потенціал. Але більшість авіалів все ж таки зсунута відносно квазібінарного розрізу вправо, в сторону більш високих концентрацій Si, тобто знаходиться в фазовій області $\alpha+Mg_2Si+Si$, що цілком обгрунтовано. По-перше, тим, що просування сплавів вгору вздовж квазібінарного розрізу обмежується 1,85 % Mg_2Si – тією максимальною кількістю зміцнюючої фази, яку можна перевести в твердий розчин за високих температур. По-друге, проведені дослідження [1-3] вказують, що сплави з надмірною стосовно квазібінарного розрізу кількістю Si (далі в тексті – Si^+), для яких виконується умова Mg/Si (% ваг.) $> 1,73$, демонструють більш високу міцність в порівнянні зі сплавами $\alpha+Mg_2Si$, оскільки в них під час старіння утворюється ще одна додаткова фаза зміцнення $Mg_5Al_2Si_4$. Таким чином, можна бачити (рис. 1), що найміцніші посеред свого класу високолеговані авіалі, з межею міцності понад 400 МПа, містять в своїй структурі залишковий Si^+ і завдяки його катодним властивостям є менш стійкими до проявів МКК, особливо в стані максимального зміцнення, яке досягається термічною обробкою. Після штучного старіння цих сплавів в приграничній області, як правило, спостерігаються наявні в більшій чи в меншій мірі зони, вільні від зміцнюючих виділень. У роботах [4, 5], в яких описано електрохімічний механізм розвитку МКК авіалів, стверджується, що ці зони, а також виділення зміцнюючих фаз уздовж границь зерна слугують катодами, а анодом є тіло зерна, і це призводить до розвитку МКК. Визначено також [6], що чутливість до МКК збільшується пропорційно вмісту інших катодних елементів, передусім Cu, яку додають в високоміцні авіалі в помітних кількостях (до 1,5%), часто позначаючи такі сплави системою Al-Mg-Si (Cu). Значний катодний потенціал мають також мікролегуєчі добавки Cr і V, на сам кінець Fe, який разом з Al і Si утворює

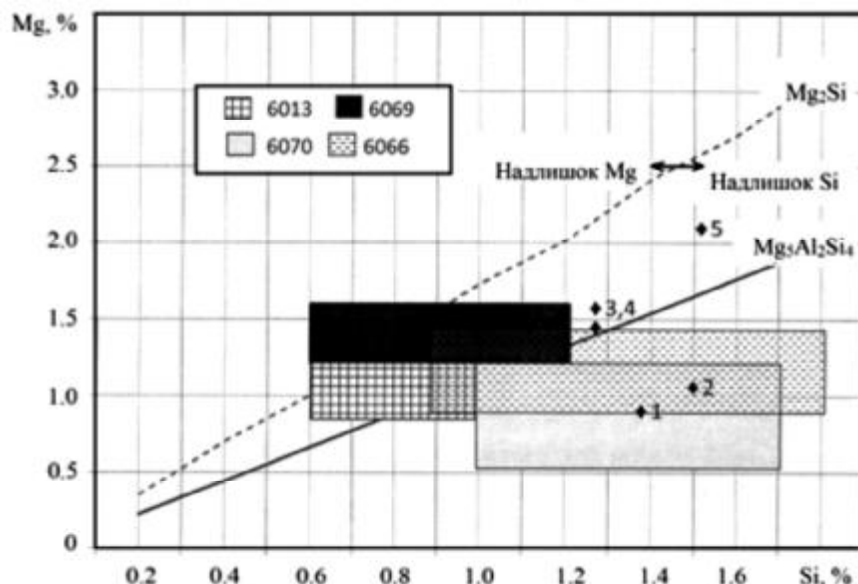


Рис. 1. Місцезнаходження високоміцних авіалів на мапі хімічної системи легування.

Fig. 1. The location of high-strength aircraft alloys on the map of the chemical alloying system.

шкідливі інтерметалідні фази, і вміст якого намагаються обмежувати в будь-яких алюмінієвих сплавах.

З викладеного вище випливає, що міцність авіалів і їх опір МКК залежать від легування протилежним чином: чим вищий загальний вміст катодних елементів і чим нижча величина Mg/Si , тим за інших рівних умов вища міцність і нижчий опір МКК. Тому науковцям, що працюють над покращенням властивостей авіалів, сьогодні доводиться шукати розумний компроміс між підвищенням міцності, зниженням технологічної пластичності і корозійної стійкості цих сплавів.

Дещо зменшити схильність сплавів Al-Mg-Si(Cu) до МКК можна кількома способами: оптимізацією хімічного складу в межах вимог стандарту, застосуванням режимів «понадстаріння», або «передстаріння», низькотемпературною термомеханічною обробкою, застосуванням мультіступеневих режимів старіння. Успішні результати застосування мультіступеневих режимів старіння, які за тривалістю можуть бути навіть коротшими ніж одноступеневі, і дозволяють одночасно отримати високу міцність і підвищений опір корозії для сплавів 6082, 6013 і 1370, наведено в роботах [7-9]. В роботах [10, 11] показано, що збалансувати комплекс властивостей авіалів з широким співвідношенням $Mg/Si = 0,3-2,5$ можна, якщо попередньо, перед термічною обробкою на максимальну міцність, сплав впродовж 1 години ізотермічно витримати за 100 °С, наприклад, в киплячій воді, що матиме результатом рівномірний розподіл зміцнюючих виділень в тілі зерна та зменшення кількості відповідальних за МКК катодно-анодних пар.

Метою дослідження, яке тут презентується, є досягнення збалансованого комплексу механічних і корозійних властивостей висококремністих і економно легованих до 0,2 % Cu авіалів.

Фактичний хімічний склад сплавів, виплавлених для експерименту, наведено в табл. 1 та позначено маркерами на мапі (рис. 1). Сплави вишикувані відповідно до зростання співвідношення Mg/Si та зменшення кількості залишкового кремнію Si^+ , тобто по мірі наближення хімічного складу до квазібінарного розрізу. Величину Si^+ визначали, як решту від

Таблиця 1
Хімічний і фазовий склад експериментальних сплавів

Table 1
Chemical and phase composition of the experimental alloys

Сплав	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Mg/Si	Si^+	Mg_2Si
1	1,38	0,92	0,19	0,80	0,45	0,67	0,75	1,45
2	1,50	1,07	0,19	0,78	0,48	0,71	0,71	1,65
3	1,27	1,46	0,17	0,71	0,48	1,10	0,41	2,00
4	1,27	1,52	0,20	0,70	0,17	1,20	0,23	2,50
5	1,53	2,10	0,04	0,70	0,17	1,37	0,14	1,70

кількості, яка утворить силіцид магнію і осяде в інтерметалідах $\text{Al}(\text{FeMn})\text{Si}$, що утворюються на стадії лиття:

$$\% \text{Si}^+ = \% \text{Si} - \% \text{Mg} / 1,73 - \% (\text{Mn} + \text{Fe}) / 4.$$

Сплави 4 і 5 виплавлено з використанням особливо чистої шихти, тому вони містять меншу кількість Fe, сплав 5 до того ж вирізняється відсутністю Cu.

Від кожного сплаву відбирали по 6 стандартних зразків для визначення механічних властивостей та по 6 плоских зразків 20×10 мм товщиною 3 мм для визначення схильності сплавів до МКК. Згідно з методикою пришвидшених іспитів, зразки витримували впродовж 24 годин в суміші 3 %-го розчину хлористого натрію і 1 %-го розчину соляної кислоти за кімнатної температури, після чого визначали глибину проникнення корозії h і кількість осередків ураження.

Кінцеву термічну обробку, яка формує споживчі властивості сплавів, (штучне старіння) здійснювали після загартування від 510°C у воді кімнатної температури.

На рис. 2 наведено дані стосовно властивостей експериментальних сплавів, які відбивають вплив зазначеного вище комплексу факторів. Розглядаючи першу трійцю зразків 1-3 подібного за основними легуючими елементами хімічного складу, можна бачити взаємообернені послідовності зміни характеристик міцності та спротиву МКК. Найміцнішим і в той же час найменш корозійностійким виявляється сплав 2, максимально наближений за кількістю силіциду Mg_2Si до верхньої межі розчинності 1,85 % Mg_2Si і з достатньо високим вмістом Si^+ . Сплави 1 і 3 дещо поступаються йому міцністю, оскільки перший за вмістом зміцнюючої фази не досягає верхньої межі розчинності, а другий – містить евтектичний надлишок Mg_2Si . Досить високою міцністю і гарним спротивом МКК відзначається сплав 4, в якому попри наявність евтектичного Mg_2Si , в порівнянні зі сплавами 1-3, знижено вміст надлишкового Si^+ і Fe. Тобто очищення авіалів від заліза на стадії лиття може дати доволі помітний приріст корозійної стійкості, а використання з цією метою більш вартісних «чистих» технологій виробництва може бути компенсоване подовженням експлуатаційного ресурсу таких сплавів. Прогнозовано найменші прояви МКК, але і найменшу міцність, має сплав 5 з мінімальною кількістю катодних елементів Si, Fe і Cu, яка добре зміцнює алюмінієві сплави і відсутність якої в сплаві 5 позначається на погіршенні характеристик міцності.

Повертаючись до сплаву 2, слід також зазначити, що його механічні властивості, хоча і не сягають рівня найміцніших і, поки що менш розповсюджених авіалів, наведених на рис. 1, проте переважають механічні властивості добре відомого і широко вживаного авіалою 6082 (французький аналог російського АД35). З метою підвищення корозійної стійкості сплаву 2 була отримана серія температурно-часових залежностей, які дають змогу відслідкувати кінетику зміцнення-знеміцнення в часі та визначити режим термічної обробки (штучного старіння), відповідальний за максимальну міцність сплаву (рис. 3). Для сплаву 2 таким одноступеневим режимом

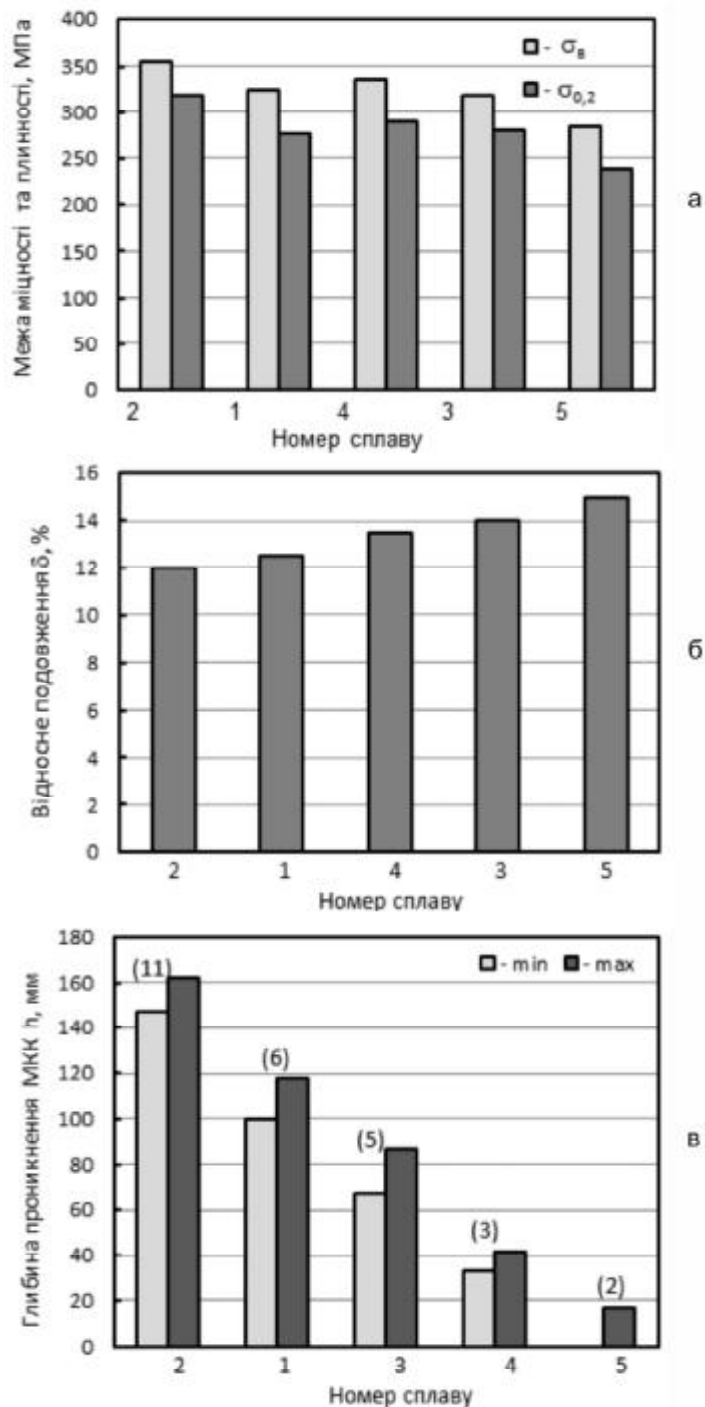


Рис. 2. Властивості експериментальних сплавів після штучного старіння, 165 °С, 8 год: межа міцності і плинності (а); відносне подовження (б); глибина проникнення міжкристалітної корозії із зазначенням кількості осередків ураження (в).

Fig. 2. Properties of the experimental alloys after artificial aging, 165 °C, 8 hours: ultimate strength and yield strength (a); elongation (б); penetration depth of intergranular corrosion with the quantity of lesions indicated (в).

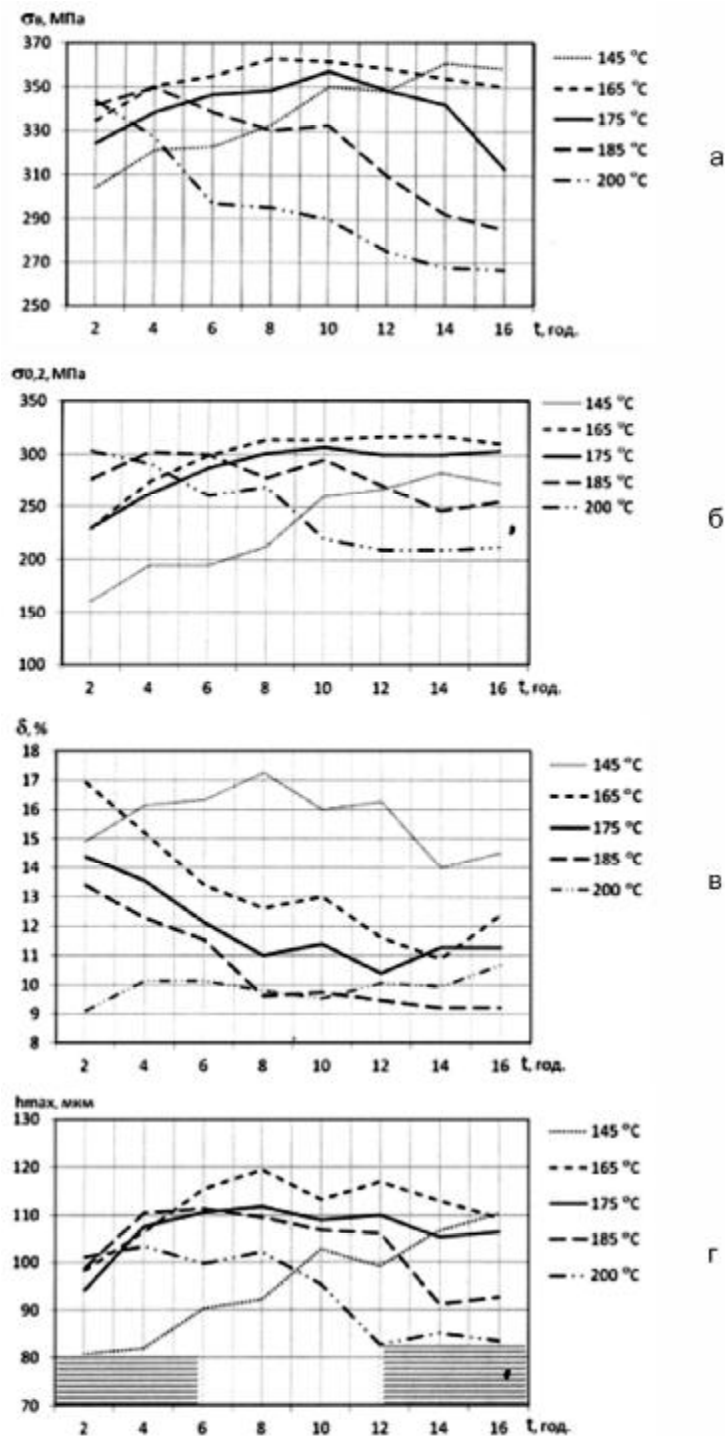


Рис. 3. Властивості сплаву 2 після зміцнюючої термічної обробки (за різних режимів штучного старіння): межа міцності (а); межа плинності (б); відносне подовження (в); глибина проникнення міжкристалітної корозії (г).

Fig. 3. Properties of alloy 2 after strengthening heat treatment (under different regimes of artificial aging): ultimate strength (a); yield strength (б); elongation (в); penetration depth of intergranular corrosion (г).

Кольорові метали і сплави

виявляється ізотермічна витримка за 165 °С впродовж 8 годин, яка поряд з максимальною міцністю забезпечує прийнятну в 12-13 % технологічну пластичність. Можна також бачити, що подовження часу ізотермічної витримки принаймні в 2 рази з метою надмірного старіння, чи перехід на інший, прийнятний ізотермічний режим не має сенсу, оскільки механічні властивості будуть погіршуватись, а схильність сплаву до МКК лишатись стабільно високою в широкому температурно-часовому поясі. Можна виділити лише дві невеликі області (позначені на рис. 3 штриховкою), де максимальна глибина МКК знижується до рівня сплавів 3-5, але відповідні цим областям ізотермічні режими термообробки є неприйнятними з точки зору зміцнення сплаву.

Пошук прийнятних, мультиступневих режимів штучного старіння можливий на основі аналізу загальновідомої послідовності фазових перетворень, яка реалізується в процесі розпаду пересиченого твердого розчину загартованих сплавів Al-Mg-Si і має вигляд:

кластери → зони Гінье-Престона → β'' → β' → $\beta(\text{Mg}_2\text{Si})$, Si.

Для сплавів Al-Mg-Si(Cu):

кластери → зони Гінье-Престона → β'' → Q' → $Q(\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6)$, Si.

Вважається, що максимальне зміцнення авіалі набувають саме на стадії формування метастабільної β'' -фази, і сьогодні вже достеменно встановлено її найбільш точний хімічний склад, який описується формулою $\text{Mg}_5\text{Al}_2\text{Si}_4$ [3]. Тобто формування β'' -фази, на відміну від стабільної Mg_2Si , потребує майже однакової кількості атомів Mg і Si, і тому логічно думати, що чим більша кількість дисперсних β'' включень утвориться в сплаві під час старіння, тим менша кількість Si^+ в ньому лишиться.

Слід зауважити також, що штучне старіння авіалів необхідно проводити якомога швидше після гартування, обмежуючи час на вилежування загартованого сплаву за кімнатної температури, про що свідчать дані табл. 2. Сам по собі природньо зістарений сплав 2 відзначається досить

Таблиця 2

Властивості сплаву 2 після ізотермічного старіння

Table 2

Properties of alloy 2 after isothermal aging

Режим термообробки	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	h, мкм	Кількість осередків ураження
Природне старіння					
20 °С, 1,5 год	265	157	19	-	-
20 °С, 24 год	300	175	17,5	5-12	2
20 °С, 67 днів	310	200	17	20-27	4
Природне + штучне старіння					
20 °С, 1,5 год + 165 °С, 8 год	360	310	12,5	98-123	8
20 °С, 24 год + 165 °С, 8 год	352	314	13	110-147	10

високою корозійною стійкістю, оскільки він тривалий час може зберігати вакансії, зафіксовані гартуванням, і процес фазової трансформації в ньому подовжений. Але перерва між гартуванням і термічною обробкою на штучне старіння справляє негативний вплив на його властивості. Автори роботи [11] пояснюють таке погіршення в сплавах, підданих старінню з відтермінуванням, саме формуванням меншої кількості дисперсних зміцнюючих включень, обумовленим різними механізмами кластеризації за кімнатної та підвищеної температур.

Виходячи з наведених міркувань, вибирали двоступеневі режими зміцнюючої термічної обробки для сплаву 2. Перший ступінь за температури 145 °С – це той ступінь, що дає час для проходження в загартованому сплаві дифузійного вирівнювання і множинної кластеризації, як на межах, так і в об'ємі зерен, які не встигають пройти за швидкісний час нагрівання до температури одноступеневої ізотермічної обробки. Другий ступінь – це, ймовірно, короткотривале множинне виділення β'' з мінімізацією вмісту

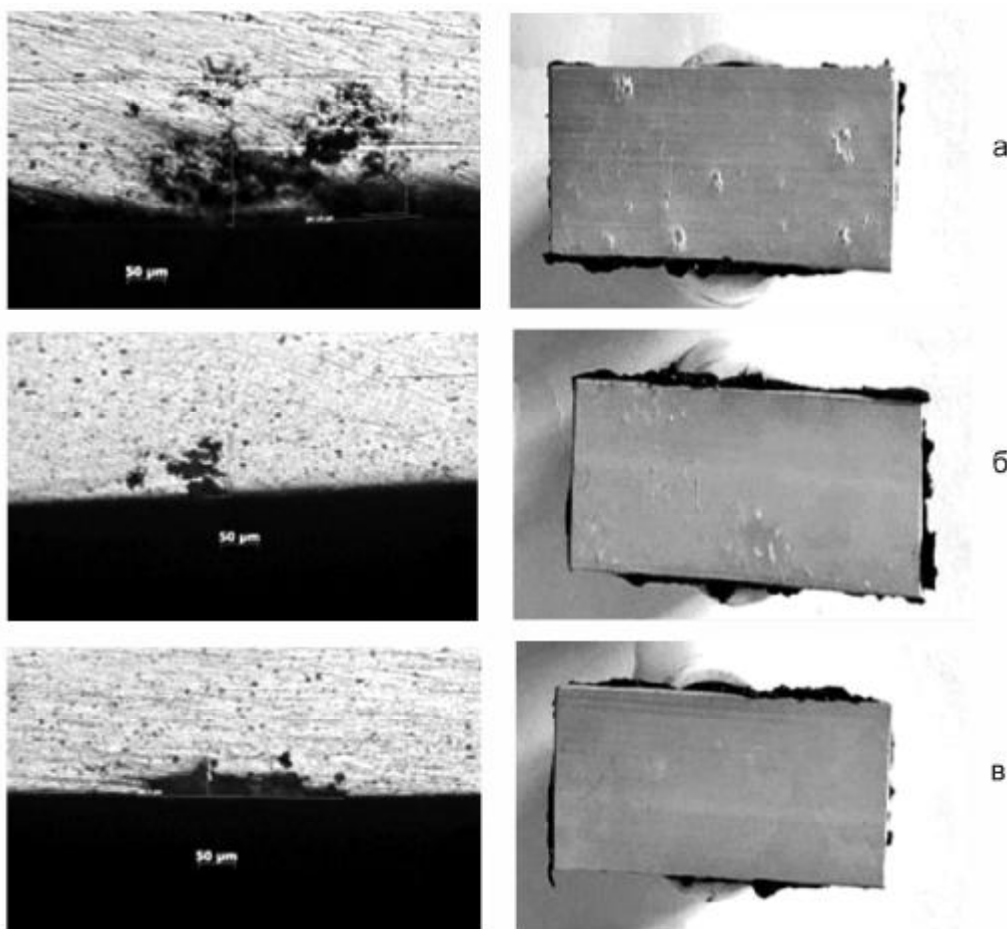


Рис. 4. МКК в сплаві 2 після двоступеневої термічної обробки: 165 °С, 8 год (а); 145 °С, 2 год + 165 °С, 4 год (б); 145 °С, 4 год + 220 °С, 0,5 год (в).

Fig. 4. Intergranular corrosion in alloy 2 after two-stage heat treatment: 165 °С, 8 h. (a); 145 °С, 2 h. + 165 °С, 4 h. (б); 145 °С, 4 h. + 220 °С, 0.5 h. (в).

Mg₂Si, Si⁺. З даних можна бачити, що такі двоступеневі режими, дійсно, дозволили зменшити схильність сплаву до МКК без суттєвого зниження механічних властивостей. До того ж дещо змінюється характер корозійного ураження з гніздового розгалуженого, який здебільшого мають сплави, ізотермічно оброблені на максимальну міцність, до рівня окремих пітингів (рис. 4).

Стійкість висококремнистих авіалів (1,4-1,5 % Si) проти атак МКК є багатопараметричною властивістю, яка залежить від вмісту залишкового кремнію, міді і заліза, тривалості природнього старіння, якщо таке має місце перед штучним, та режимів штучного старіння.

В сплавах з варійованим співвідношенням Mg/Si і сталим вмістом інших легуючих та домішкових елементів механічні властивості покращуються, а спротив МКК, навпаки, погіршується із збільшенням кількості залишкового кремнію в структурі. За рахунок економного легування Cu, на рівні 0,2 %, та наближення вмісту Mg₂Si до верхньої межі розчинності в таких сплавах досягається рівень міцності $\sigma_b = 350-360$ МПа і $\sigma_{0,2} = 310-314$ МПа, що перевищує відповідні показники для сплаву 6082 (АД35). Очищення сплавів від Fe справляє позитивний вплив, як на механічні властивості, так і на корозійну стійкість.

Схильність висококремнистих авіалів до МКК лишається стабільно високою в широкому температурно-часовому поясі зміцнюючої ізотермічної обробки і починає зменшуватись в областях, які не застосовуються в практиці штучного старіння.

Зменшити прояви МКК можна комбінуванням нетривалої низькотемпературної обробки, вочевидь необхідної для проходження в загартованому сплаві дифузійного вирівнювання і множинної кластеризації, та короткотривалого високотемпературного нагрівання, що провокує множинне виділення зміцнюючих дисперсних включень β'' .

Література

1. Marchive D. High Extrudability Alloys in the 6000 Series // Light Metal Age. – 1983. – No. 4. – P. 6-10.
2. Gupta A.K., Lloyd D.J., Sarabjeet C. Precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with and without excess Si // Materials Science and Engineering A. – 2001. – Vol. 316, Issues 1-2. – P.11-17. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01247-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01247-3)
3. Holmestad R., Marioara C.D., Ehlers F.G.H. Precipitation in 6XXX Aluminum Alloys // Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan. – The Japan Institute of Light Metals. – 2010. – P. 30-39.
4. Schnatterer C., Zander D. Influence of the grain boundary chemistry on the intergranular corrosion mechanisms of a high-strength Al-Mg-Si alloy // Surface and Interface Analysis. – 2015. – Vol. 48, Issue 8. – P. 750-754. <https://doi.org/10.1002/sia.5859>.
5. Комиссарова В.С., Егорова Н.В., Киреева А.Ф. Особенности механизма межкристаллитной коррозии сплавов АВ и АД33 в морских условиях //

- Вопросы авиационной науки и техники. Авиационные материалы. Коррозия и защита сплавов в морских условиях. – М: ВИАМ. – 1985. – С. 36-42.
6. Poole W.J., Wells M.A., Lloyd D.J. Significance of Low Copper Content on Grain Boundary Nanostructure and Intergranular Corrosion of AlMgSi(Cu) Model Alloys // Materials Science Forum. – 2006. – Vol. 519-521. – P. 667-672. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.519-521.667>
 7. Бер Л.Б. Диаграммы температура-время-превращение (ТВП) и температура-время-свойство (ТВС) старения термически упрочняемых алюминиевых сплавов. Их использование для разработки ступенчатых режимов старения // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2016. – № 3(21). – С. 46-61.
 8. Махсидов В.В., Колобнев Н.И., Каримова С.А., Сбитнева С.В. Взаимосвязь структуры и коррозионной стойкости в сплаве 1370 системы Al-Mg-Si-Cu-Zn // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 1. – С. 8-13.
 9. Сбитнева С.В., Лукина Е.А. Критерии выбора первой ступени старения в сплаве 6013 системы Al-Mg-Si-Cu // Вестник научно-технического развития. – 2019. – № 5 (141). – С. 23-33. <https://doi.org/10.18411/vntr2019-141-3>.
 10. Cao L., Rometsch P.A., Couper M.J. Effect of pre-ageing and natural ageing on the paint bake response of alloy AA6181A // Materials Science and Engineering A. – 2013. – Vol. 571. – P. 77-82. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.01.065>.
 11. Jae Hwang Kim, Jiwoo Im, Minyoung Song, Insu Kim. Effects of Mg addition and pre-aging on the age-hardening behavior in Al-Mg-Si // Metals. – 2018. – Vol. 8. – 1046 (9). <https://doi.org/10.3390/met8121046>.

References

1. Marchive D., *Light Metal Age*, April 1983, pp. 6-10 [in English].
2. Gupta A.K., Lloyd D.J., Sarabjeet C., *Materials Science and Engineering A*, 2001, Vol.316, Issues 1-2, pp.11-17 [in English]. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01247-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01247-3)
3. Holmestad R., Marioara C.D., Ehlers F.G.H., *Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys*, Yokohama, Japan 2010, pp. 30-39 [in English]
4. Schnatterer C., Zander D., *Surface and Interface Analysis*, 2015, Vol. 48, Issue 8, pp. 750-754 [in English]. <https://doi.org/10.1002/sia.5859>.
5. Komissarova V.S., Egorova N.V., Kireeva A.F. *Osobennosty mekhanizma meshkristallitnoy korrozii splavov AB i AD33 v morskikh usloviakh* (Peculiarities of the mechanism of intergranular corrosion of AB and AD33 alloys in marine environment), *Voprosy aviatsionnoy nauky i tekhniki. Aviatsionnye materialy. Korrozia i zaschita splavov v morskikh usloviakh* (Aviation science and technology. Aviation materials. Corrosion and protection of alloys in marine environment), Moscow, VIAM, 1985, pp. 36-42 [in Russian].
6. Poole W.J., Wells M.A., Lloyd D.J., *Materials Science Forum*, 2006, Vol. 519-521, pp. 667-672 [in English]. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.519-521.667>
7. Бер Л.Б., *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika:electron. nauch.-tehnich. jurnal*, 2016, No. 3 (21), pp. 46-61 [in Russian].
8. Maksidov V.V., Kolobnev N.I., Karimova S.A., Sbitneva S.V., *Aviatsionniye materialy i tekhnologii*, 2012, No.1, pp. 8-13 [in Russian].

9. Sbitneva S.V., Lukina E.A., *Vestnik nauchno-tekhnicheskogo razvitiya*, 2019, No. 5 (141), pp. 23-33 [in Russian]. <https://doi.org/10.18411/vntr2019-141-3>
10. Cao L., Rometsch P.A., Couper M.J., *Materials Science and Engineering A.*, 2013, Vol. 571, pp. 77-82 [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.01.065>
11. Jae Hwang Kim, Jiwoo Im, Minyoung Song, Insu Kim, *Metals*, 2018, Vol. 8, 1046(9) [in English]. <https://doi.org/10.3390/met8121046>

Одержано 14.11.22

Sinchuk A. V., Merkkulov O. E.

Reducing the sensitivity of high-silicon Al-Mg-Si(Cu) alloys to intergranular corrosion

Summary

The mechanical properties and susceptibility to intergranular corrosion (IGC) of Al-Mg-Si(Cu) aircraft alloys containing 1.4-1.5 % Si were studied. A different Mg/Si ratio and a different phase content of Mg₂Si and Si, as a consequence, were realized for them by varying the chemical composition. It is shown, that the strength of the alloys increases and the resistance to MGC decreases as the chemical composition of the alloy moves away from the quasi-binary cross-section and the amount of residual silicon Si⁺ above the limit required for Mg₂Si formation is enhanced. Marked No. 2 the strongest alloy and the least corrosion-resistant, at the same time, which has UTS ≥350 MPa and MGC penetration depth of more than 100 μm was determined. It contains 0.7 % Si⁺ and, among the other experimental alloys, this one is the closest to the upper solubility limit of 1.85 % Mg₂Si in aluminum. The negative effect of Cu and Fe on MGC, as well as the temporary delay, if any between quenching and strengthening heat treatment (artificial aging), was demonstrated. A series of isothermal curves, which characterize the strengthening of alloy No. 2 during artificial aging, was obtained, and it is shown, there is no isothermal processing within the temperature range of 145-200 °C, which would increase its resistance to MGC. Analyzing the generally accepted sequence of phase transformations, which takes place during the decomposition of a supersaturated solid solution after quenching, two-stage treatment modes of 145 °C, 4 h + 220 °C, 0.5 h and 145 °C, 2 h + 165 °C, 4 h were found and tested. They provided decreasing the maximum depth of MGC penetration by approximately 1.5-2.5 without significant worsening of the mechanical properties for alloy No. 2.

Keywords: aircraft alloys, strength, intergranular corrosion, residual silicon, artificial aging, multi-stage processing.