

## *Авіалі, історія створення і перспективи*

А. В. Сінчук, учений секретар, старший науковий співробітник, кандидат технічних наук, A.V.Synchuk@nas.gov.ua, ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3657-0366>

Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України, Миколаїв

Здійснено аналітичний огляд вітчизняної і зарубіжної літератури стосовно алюмінієвих сплавів системи Al–Mg–Si(Cu), що деформуються. Викладено історію появи найбільш поширених марок сплавів. Показано, що розвиток сплавів здійснювався шляхом поступового просування їх хімічного складу уздовж квазібінарного розрізу Mg/Si=1,73 в бік збільшення концентрації виключно Mg і Si, а міцність більш сучасних марок забезпечувалась вже додатковим легуванням, в першу чергу міддю, вміст якої може сягати 1-1,4 %. Описано вплив легуючих елементів на мікроструктуру, механічні та корозійні властивості сплавів, розглянуто особливості їх термічної обробки, фактори максимального зміцнення і схильності сплавів до міжкристалітної корозії. Акцентовано увагу на ключовій ролі співвідношення Mg/Si і перехідних металів, перш за все Cu, Cr і Mn, у формуванні збалансованого комплексу властивостей сплавів, оскільки позитивна дія цих елементів на підвищення міцності і температури рекристалізації досить часто нівелюється негативним впливом на міжкристалітну корозію і чутливістю до загартування. Показано, що в низьколегованих сплавах системи Al–Mg–Si умова міцності Mg/Si  $\approx 1$  і умова корозійної стійкості Mg/Si  $\approx 2$  виконуються одночасно. Зі збільшенням в сплаві абсолютного вмісту Mg і Si, з підвищенням ступеня легування іншими елементами-зміцнювачами одночасно виконати обидві ці умови неможливо, тому доводиться шукати розумний компроміс між підвищенням міцності, зниженням технологічної пластичності і корозійної стійкості сплавів. Одним із дієвих способів досягнення такого компромісу є багатоступеневі режими штучного старіння. Наведено також приклади і окреслено перспективи мікролегування сплавів Sc і Ca, здатними утворювати з алюмінієм нанорозмірні інтерметалідні фази зміцнення.

**Ключові слова:** авіалі, напівфабрикати, система легування, перехідні метали, старіння, механічні властивості, міжкристалітна корозія.

Людство виробляє і використовує авіалі майже 100 років. Сьогодні сплави цієї серії вийшли на перше місце у світовому виробництві серед усіх алюмінієвих сплавів. На авіалі припадає понад 90 % виробництва пресованих алюмінієвих виробів, що зумовлено можливістю їх пресування зі швидкостями витоку до 50-70 м/хв. Перші марки цієї серії мали традиційне застосування в будівельних конструкціях, суднобудуванні, електротехніці. З кінця ХХ століття авіалі почали активно використовувати в автомобілебудуванні, що дозволило значно знизити вагу конструкції автомобіля, а з окремих, більш міцних за рахунок добавок міді, марок стали виготовляти елементи конструкції літаків.

Авіали – алюмінієві сплави з підвищеною, порівняно з іншими серіями алюмінієвих сплавів, пластичністю, низькою або середньою міцністю, з високою корозійною стійкістю, що деформуються, зміцнюються внаслідок термічної обробки і зварюються. Висока пластичність в гарячому стані дозволяє виготовляти з них тонкостінні порожнисті пресовані напівфабрикати складної форми [1]. Ці сплави також можна штампувати, витягувати та обробляти тиском в інший спосіб за кімнатної температури, досягаючи значної пластичної деформації. На відміну від дюралюмінію, авіали можуть експлуатуватися в умовах агресивних середовищ без додаткового захисту, а здатність зварюватись дає можливість виготовляти з них зварні конструкції замість клепаных.

Переважає частина авіалів відповідає потрійній системі легування Al–Mg–Si. Сучасні високоміцні авіали, в яких закладено додаткові, властиві дюралюмінію, механізми зміцнення, створені на основі четвертої системи Al–Mg–Si–Cu. В потрійній системі Al–Mg–Si існує квазібінарний розріз Al–Mg<sub>2</sub>Si (рис. 1), який поділяє діаграму стану на дві самостійні області Al–Si–Mg<sub>2</sub>Si і Al–Mg<sub>5</sub>Al<sub>8</sub>–Mg<sub>2</sub>Si. У рівновазі з алюмінієвим твердим розчином  $\alpha$  знаходяться три фази: Si, Mg<sub>5</sub>Al<sub>8</sub>, Mg<sub>2</sub>Si. Залежно від концентрації Mg і Si авіали можуть розташовуватися в фазових областях  $\alpha$ +Mg<sub>2</sub>Si чи  $\alpha$ +Mg<sub>2</sub>Si+Si. Квазібінарний розріз відповідає співвідношенню вагових концентрацій Mg/Si = 1,73. За вмістом Mg в сплаві визначають кількість Si, яку він зв'яже в силіцид магнію. Певна кількість Si, яку оцінюють як третину або чверть від сумарного вмісту Fe і Mn в сплаві, входить до складу первинних частинок Al(FeMn)Si, що утворюються на стадії лиття зливків, решта Si – надлишкова.

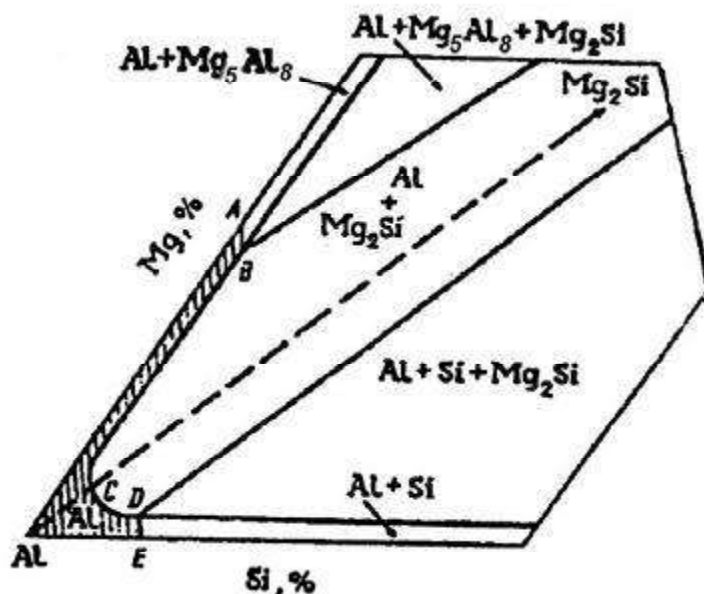


Рис. 1. Алюмінієвий кут діаграми Al-Mg-Si.

Хоча рівень механічних властивостей авіалів здебільшого визначається вмістом  $Mg_2Si$ , ґрунтовні дослідження (наприклад, [2, 3]) вказують, що сплави  $\alpha+Mg_2Si+Si$  з надмірною стосовно квазібінарного розрізу кількістю Si, демонструють більш високу міцність порівняно зі сплавами  $\alpha+Mg_2Si$  (рис. 2).

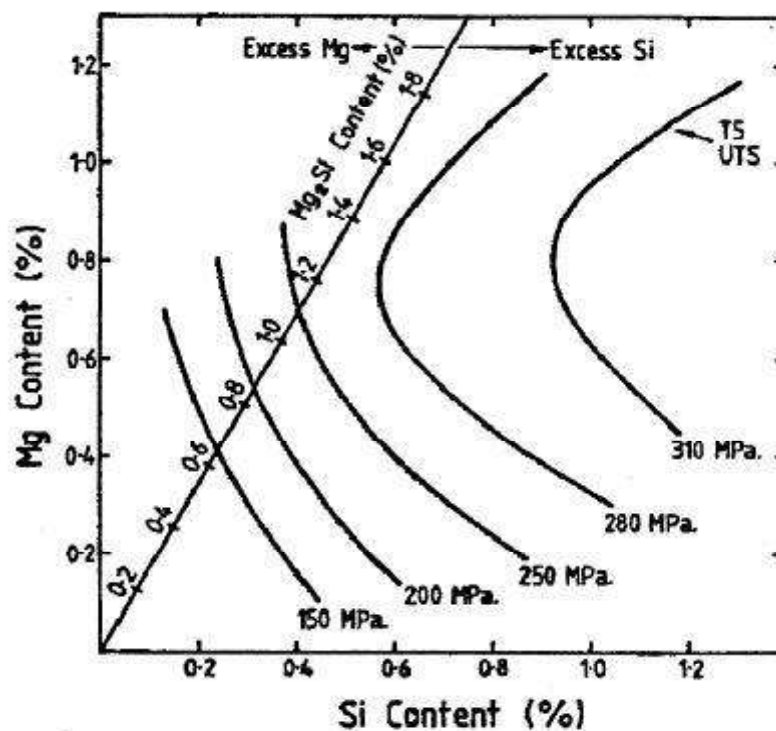


Рис. 2. Вплив співвідношення Mg/Si на межу міцності сплавів Al-Mg-Si [2].

Зміцненню сплавів сприяють також добавки перехідних металів, насамперед Mn, Cr і Cu, якими зазвичай легують авіалі. Вплив міді на міцність авіалів зводиться до утворення дисперсоїдів  $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ , які, як правило, утворюються на пізніх стадіях старіння [4]. Але, оскільки зворотнім боком є негативний вплив Cu на корозійну стійкість, її зміст в сплавах потрійної системи намагаються обмежувати на рівні 0,1–0,4 %, в високоміцних авіалах він може сягати 1,4 %.

Mn і Cr підвищують в'язкість авіалів і температуру рекристалізації виготовлених з них напівфабрикатів [5, 6]. Під час кристалізації зливків Mn і Cr утворюють з Al стійкі розчини, які в твердому стані виявляються пересиченими не тільки за кімнатної температури, але і за температур термообробки і гарячого деформування. Під час термічної обробки зливків в процесі технологічного нагріву і гарячої обробки тиском з пересичених розчинів виділяються дисперсні частинки інтерметалідних сполук типу  $Al_7(Cr,Mn)$ ,  $Al_4(Cr,Mn)$ ,  $Al_{18}Mg_3Cr_2$ ,  $Al_{28}Cu_4Mn_7$ . Ці інтерметаліди перешкоджають перерозподілу дислокацій під час нагрівання, необхідного

## Кольорові метали і сплави

для утворення центрів рекристалізації, і таким чином зумовлюють підвищення температури рекристалізації.

Аналогічний за механізмом вплив на температуру рекристалізації здійснюють також інші перехідні метали (V, Ni, Ti, Zr), які, хоча і в менших кількостях аніж Mn і Cr, додають в авіалі.

На властивості авіалів впливають і інші перехідні елементи, зазвичай присутні в сплавах в якості домішок. Вміст Fe в сплаві до 0,3% практично не змінює механічні властивості авіалів, великі ж кількості, понад 0,5–0,7% Fe, викликають зниження міцності і пластичності через утворення нерозчинних залістистих інтерметалідів [7]. Цинк в тих кількостях, в яких допускається його вміст в авіалах, чинить позитивно помірний вплив на їх механічні, корозійні та технологічні властивості [8].

На сьогоднішній день створено і використовується щонайменше 200 різних сплавів 6-ї серії, промаркованих відповідно до загальноприйнятого міжнародного кодування бxxx, або відповідно до національних стандартів. Згідно з інформацією Американської алюмінієвої асоціації [9], станом на 2018 рік перелік сплавів, зареєстрованих відповідно до Міжнародної системи позначень для алюмінієвих сплавів, що деформуються, налічував 100 діючих марок авіалів, серед них – 51 марка США. Міждержавним стандартом ГОСТ 4784-2019 регулюється хімічний склад 13 марок.

Аналізуючи вміст основних хімічних елементів в сплавах, можна побудувати схему (рис. 3), яка позначає місце деяких ключових, найбільш поширених у застосуванні авіалів, а також дозволяє візуалізувати історію їх розвитку «знизу вгору», тобто шляхом збільшення ступеня легування. Для співставлення з хімічним складом в таблиці наведено деякі важливі

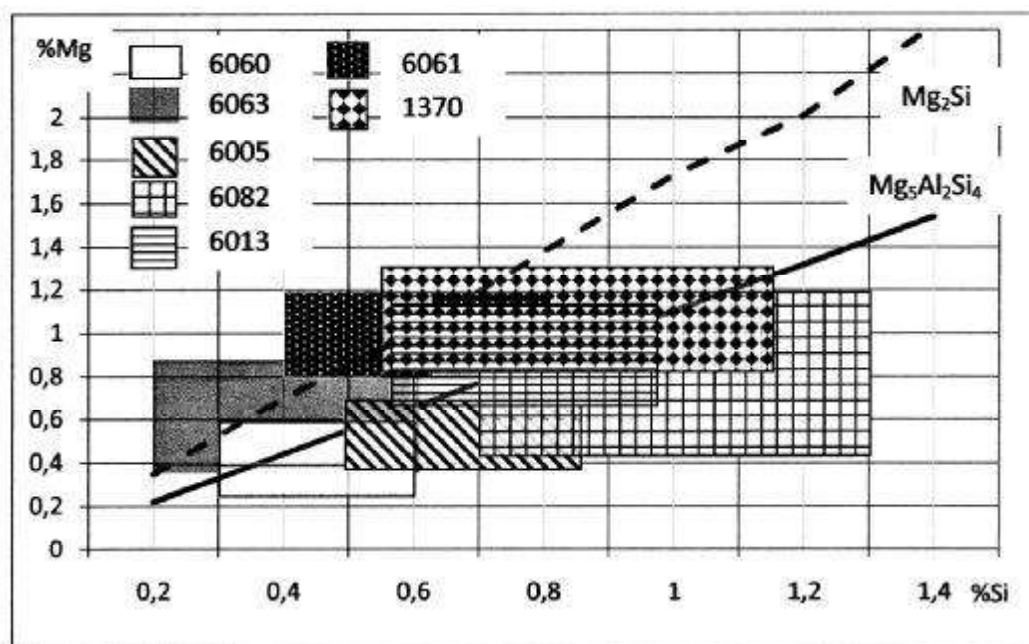


Рис. 3. Розташування сплавів на мапі хімічної системи легування.

## Кольорові метали і сплави

### Механічні і технологічні властивості авіалів

| Сплав      | $\sigma_b$ , МПа | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\delta$ , % | Швидкість пресування, м/хв |                     |
|------------|------------------|----------------------|--------------|----------------------------|---------------------|
|            |                  |                      |              | суцільний профіль          | порожнистий профіль |
| 6060 (T5)  | 165              | 120                  | 12           | 40–100                     | 30–60               |
| 6063 (T5)  | 186              | 145                  | 12           | 30–60                      | 20–40               |
| 6063 (T6)  | 240              | 215                  | 12           |                            |                     |
| 6005A (T5) | 285              | 250                  | 12           | 20–40                      | 15–30               |
| 6061 (T6)  | 310              | 275                  | 12           | 15–25                      | 5–10                |
| 6082 (T6)  | 330              | 290                  | 10           | 10–30                      | 5–15                |

для технології виробництва і експлуатації кінцевої продукції типові характеристики цих сплавів.

Історично першим в серії розроблення бxxx можна вважати американський сплав 6061, який з'явився на ринку в 1935 р. і опісля безперервно вдосконалювався. Згодом, в 1944 р. спеціально для виробництва екструдованих напівфабрикатів запропоновано більш пластичний сплав 6063, який широко застосовується в США, та розроблений в СРСР в ті ж роки сплав-аналог АДЗ1. До 2000 р. хімічні склади цих марок були тотожними, але пізніше сплав АДЗ1 за змістом елементів перестав співпадати зі сплавом 6063 з огляду на те, що ГОСТ 4784-97 значно розширив допуски на домішки в АДЗ1, зокрема для заліза (з 0,3-0,5 %) [10]. У 1990-ті роки з'явився так би мовити «розбавлений» варіант сплаву 6063 – «європейський» алюмінієвий сплав 6060, який за рахунок низького вмісту легуючих елементів має найкращу серед сплавів бxxx здатність до пресування, легко пресується навіть за дуже складних поперечних перерізів профілів, може загартуватись безпосередньо на столі екструдера від повітряного обдування.

З рис. 3 видно, що сплави 6060 і 6063 перетинаються за малого вмісту Mg і надмірного вмісту Si. Підвищений, порівняно зі сплавом 6060, мінімум Mg забезпечує сплаву 6063 дещо вищу гарантовану міцність – до 215 МПа в стані T5, але одночасно на 15–20 % знижується швидкість пресування порівняно зі сплавом 6060. Хоча характеристики міцності марок 6063, 6060 та АДЗ1 – досить помірні, порівняно з такими сплавами, як 6061 (АДЗ3) і 6082 (АДЗ5), вони цілком прийнятні для огорожувальних і не дуже навантажених будівельних конструкцій.

Наступний рівень міцності демонструє сімейство сплавів 6005. На відміну від базового американського сплаву 6005, для французької марки 6005A задається 0,12 – 0,50 % сумарної концентрації Cr і Mn, що забезпечує підвищення в'язкості і поєднання здатності до пресування, гартування і підвищених механічних властивостей. Швидкість пресування сплаву 6005A вдвічі нижча, ніж для найм'якшого сплаву 6060, і лише трохи нижча, ніж у

більш твердого сплаву 6063, а мінімальна міцність в стані Т5 на рівні сплаву 6061(Т6). Мінімальна швидкість охолодження для загартування вдвічі нижча, ніж для сплавів 6061 і 6082 з середньою міцністю. Це означає, що для гартування на пресі профілів зі сплаву 6005А достатньо тільки повітряного охолодження, замість водоповітряного або водяного охолодження, які зазвичай застосовують для гартування сплавів 6061 і 6082.

Сплав 6061 – наступний за міцністю після 6060 і 6063 із сплавів серії бxxx. Його повним аналогом, відповідно до ГОСТ 4784-97, є російський сплав АДЗЗ. Сплави 6061 і АДЗЗ легко зварюються і широко застосовуються не тільки для виготовлення велосипедних рам, але і в будівництві, літакобудуванні, суднобудуванні [11]. Маючи досить високі властивості міцності, вони відносно погано пресуються, порівняно зі сплавом 6005 і навіть з більш міцним сплавом 6082.

Сплав 6082 (російський АДЗ5) має найвищу міцність серед авіалів, які містять відносно малу кількість Cu (0,1 – 0,4 %) і зміцнюються переважно за рахунок силіциду магнію. За номінальної хімічної композиції Al-1Si-0,9Mg-0,7Mn в сплаві 6082 утворюється близько 1,4 % Mg<sub>2</sub>Si і надлишковий Si в кількості 0,5 %, що забезпечує йому межу міцності в стані Т6 на рівні 330 МПа в поєднанні з високою корозійною стійкістю [12].

Американські сплави 6013, 6066, 6069 і російський 1370 (АДЗ7) – найміцніші сучасні авіалі серії бxxx, оскільки крім високої сумарної кількості Mg і Si вони додатково містять 0,6 – 1,4 % Cu, отже, відносяться до четверної системи Al-Mg-Si-Cu. Сплав 6013 спочатку був розроблений Alcoa в 1970-х роках для заміни сталевих конструкцій автомобілів. Перетинаючи квазібінарний розріз Mg<sub>2</sub>Si на тій же ділянці концентрацій, що і сплав 6061, він демонструє в стані Т6 високий опір міжкристалітній корозії. Пізніше, в 1990-х роках, з'явилася інформація [13] про його застосування у вигляді неплакованих листів для обшивки фюзеляжу військово-морського патрульного протичовнового літака Р-7А замість плакованих листів нестійкого до корозії дюралюмінію 2024 (Д16), а також для окремих деталей обшивки аеробусів А-320 і А-340. Перевершуючи дюралюміній межею плинності ( $\sigma_{0,2} \geq 325$  МПа), корозійною стійкістю та технологічністю формоутворення, сплав 6013 має однаковий з ним рівень ресурсних характеристик, і лише на 12-15 % поступається міцністю ( $\sigma_b = 360-390$  МПа). Зважаючи на це, у 1993 р. ВІАМ розпочав дослідження щодо розроблення власного сплаву системи Al-Mg-Si-Cu, який, зберігаючи всі переваги сплаву 6013, забезпечував би більш високі характеристики міцності. Розробка увінчалася успішним створенням сплаву Al-0,9-Si-1,0-Mg-0,35 Mn-1,0 Cu, який отримав назву 1370 (АДЗ7), і, завдяки малим добавкам Ni, Zr, Ce та Sc, забезпечував рекордно високий для сплавів серії бxxx рівень міцності:  $\sigma_b = 405-430$  МПа для листів і  $\sigma_b = 410-450$  МПа для профілів [14]. В наш час напівфабрикати зі сплаву 1370 застосовуються для корпусів приладів космічної техніки, яка використовується в системі «ГЛОНАСС».

Відносно новий, зареєстрований в 1994 р., алюмінієвий сплав 6069 додатково леговано ванадієм, що забезпечує в термооброблених

напівфабрикатах межу міцності на рівні 476-394 МПа, межу плинності на рівні 448-353 МПа і відносно подовження до 14-20 % [15].

Термічна обробка авіалів базується на ефекті збільшення розчинності сполуки  $Mg_2Si$  в алюмінії при підвищенні температури. Сплави, що містять до 1,85 %  $Mg_2Si$ , можна перевести в однофазний стан за високих температур, який фіксується за кімнатної температури гартуванням з високою швидкістю. До речі, авіалі виявляються дуже чутливими до швидкості охолодження під час гартування, яка зростає разом зі ступенем легування сплаву, особливо перехідними металами [16]. За невеликої швидкості охолодження дисперсоїди, утворені за участі перехідних металів, діють як гетерогенні центри зародкоутворення грубих частинок  $Mg_2Si$ , що в ході подальшого старіння сприяє появі зон, вільних від виділення фаз зміцнення.

Процес природного старіння сплавів системи Al-Mg-Si уповільнений порівняно зі сплавами типу дюралюмінію. Ефект природного старіння досить високий і становить 30-40 % від  $\sigma_b$  і близько 50 % від  $\sigma_{0,2}$ , цих показників сплаву в щойно загартованому стані. Максимальні властивості міцності і пластичності забезпечуються штучним старінням. Штучне старіння необхідно проводити якомога швидше після гартування, оскільки ефект зміцнення зменшується ( $\sigma_b$  і  $\sigma_{0,2}$  знижуються на 30-50 МПа), якщо перерва між гартуванням і штучним старінням триває понад 1 годину.

Старіння авіалів це послідовність складних процесів перегрупування атомів у твердому розчині, утворення метастабільних ( $\beta''$ ,  $\beta'$ , Q'), а зрештою і стабільних фазових виділень ( $\beta$ , Q), їх зростання і коагуляції [17]. Загально прийняту послідовність фазових перетворень в процесі розпаду пересиченого твердого розчину загартованих сплавів Al-Mg-Si можна записати у вигляді:

кластери  $\rightarrow$  зони Гінье-Престона  $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta(Mg_2Si)$ , Si.

Для сплавів Al-Mg-Si-Cu:

кластери  $\rightarrow$  зони Гінье-Престона  $\rightarrow \beta'' \rightarrow Q' \rightarrow Q(Al_5Cu_2Mg_8Si_6)$ , Si.

Як і для інших алюмінієвих сплавів, що зміцнюються термічною обробкою, для авіалів кожна стадія старіння характеризується набуттям певного комплексу властивостей. Зонному старінню, коли в сплаві наявні лише зони Гінье-Престона, властиві відносно низька межа плинності ( $\sigma_{0,2}/\sigma_b = 0,6-0,7$ ), високе відносне подовження ( $\delta = 10-15\%$ ), висока корозійна стійкість, висока в'язкість руйнування. Для фазового старіння, що позначається утворенням когерентних фаз  $\beta''$  і  $\beta'$ , характерна висока межа плинності ( $\sigma_{0,2}/\sigma_b = 0,90-0,95$ ), низька в'язкість руйнування і опір корозії. На стадії виділення стабільних фаз  $\beta(Mg_2Si)$ ,  $Q(Al_5Cu_2Mg_8Si_6)$ , які втратили когерентний зв'язок з ґраткою матриці, і на стадії їх коагуляції характеристики міцності знижуються, дещо покращується опір корозії.

Вважається, що максимального зміцнення авіалі набувають саме на стадії формування метастабільної  $\beta''$ -фази, і сьогодні вже достеменно встановлено її найбільш точний хімічний склад, який описується формулою  $Mg_5Al_2Si_4$  [18]. Таким чином, цілком логічно пояснюється відомий факт, що більш високу міцність мають сплави, які перетинають суцільну лінію на рис. 3, порівняно зі сплавами, які перетинають квазібінарний розріз, що відповідає стабільній фазі  $\beta(Mg_2Si)$ .

У загартованому стані і в стані природного старіння авіалів вирізняються підвищеною корозійною стійкістю. Вони добре опираються міжкристалітній корозії (МКК) і корозійному розтріскуванню, однак після штучного старіння схильність до міжкристалітної корозії цих сплавів посилюється. Після штучного старіння в приграничній області, як правило, спостерігаються в більшій чи в меншій мірі зони, вільні від зміцнюючих фаз. У роботах [19, 20], 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, це і призводить до розвитку МКК. Фаза  $Mg_2Si$ , яка є основою механізму зміцнення цих сплавів, не має суттєвого впливу на електродний потенціал. Тому, опір МКК помітно знижується для сплавів, в яких в процесі штучного старіння, окрім фази  $Mg_2Si$  виділяється вільний Si. З даних [20] видно, що максимальну корозійну стійкість після витримки протягом 1 року в камері сольового туману мають сплави, розташовані в області твердого розчину. Близьку до них стійкість мають штучно зістарені сплави в області  $\alpha+Mg_2Si$  зі стехіометричним складом, відповідним фазі  $Mg_2Si$  (наприклад, сплави 6060, 6063, АД31), а знижену стійкість мають сплави, розташовані в області  $\alpha+Mg_2Si+Si$  (наприклад, 6005, 6082).

Корозійна стійкість авіалів залежить також від присутності таких елементів, як Cu, Fe, Mn і Cr, які можуть утворювати сполуки з вищим, ніж у Si, катодним потенціалом.

Вплив міді може проявлятися різнобічно, залежно від її кількості в сплаві і співвідношення інших легуючих елементів [21]. Для сплавів без надлишку Si, невеликі добавки (до 0,2 % Cu) збільшують кількість центрів корозійного ураження, що, відповідно до загальної закономірності, зменшує максимальну глибину проникнення корозії. Подальше підвищення вмісту Cu, навіть в сплавах зі стехіометричним складом, відповідним  $Mg_2Si$ , погіршує корозійну стійкість, що пов'язують з інтенсифікацією роботи мультиелектродної системи, такої, наприклад, як « $\alpha+Cu$  (катод) –  $Mg_2Si-\alpha$ -збіднена зона (анода)». В сплавах з надлишком Si навіть невеликі кількості Cu підсилюють прояви міжкристалічної корозії.

Залізо, дещо меншим чином, але також негативно впливає на супротив сплавів МКК, оскільки залістисті інтерметаліди є досить ефективними катодами. Вплив Mn і Cr на міжкристалітну корозію – неоднозначний [22]. З одного боку вони сприяють утворенню нерекристалізованої структури напівфабрикатів, швидкість проникнення корозії в яку знижується. З іншого боку, великі дисперсоїди  $Al_7(Cr,Mn)$ ,  $Al_4(Cr,Mn)$ ,  $Al_{18}Mg_3Cr_2$ ,  $Al_{28}Cu_4Mn_7$  і залістисті інтерметаліди, в складі яких також присутні Mn і Cr, формують сприятливе підґрунтя для розвитку МКК.

З викладеного випливає, що міцність авіалів і їх опір МКК залежать від легування наступним чином: міцність сплаву буде збільшуватися, а корозійна стійкість зменшуватися в міру наближення хімічного складу сплаву до суцільної лінії на рис. 3, і, навпаки, з наближенням до пунктирної лінії буде збільшуватися опір МКК з одночасним зниженням міцності.

Зменшити схильність напівфабрикатів із сплавів Al–Mg–Si(Cu) до МКК можна кількома способами: додатковим легуванням сплаву, оптимізацією його хімічного складу в межах вимог стандарту, застосуванням режимів «понадстаріння», застосуванням мультиступеневих режимів старіння. Мультиступеневі режими старіння, які за тривалістю можуть бути навіть коротшими ніж одноступеневі, і дозволяють одночасно отримати високу міцність і високий опір корозії, вибираються на основі діаграм фазових перетворень, побудованих в координатах температура – час. Успішний досвід використання таких діаграм і мультиступеневого старіння для сплавів 6082, 6013 і 1370 наведено в роботах [23 – 25].

Доводиться констатувати, що згадані способи боротьби з МКК є скоріше допоміжними. Основну роль все ж відіграє знаходження конкретного сплаву на мапі хімічного складу (рис. 3). Відсутність МКК в сплаві забезпечується співвідношенням  $Mg/Si \approx 2$ , а висока міцність – відношенням  $Mg/Si \approx 1$ . Ці умови одночасно легко виконуються для сплавів, розташованих в нижній частині (рис. 3), де відстань між суцільною і пунктирною лінією маленька. Але для більш міцних сплавів одночасне виконання обох умов без спеціального легування, принаймні елементами-зміцнювачами з великим електродним потенціалом, унеможливується – відстань між лініями в міру просування вгору збільшується. Для подальшого підвищення властивостей авіалів стає очевидним пошук ефективних заміників Cu, Mn, Cr, Zn, застосування яких дозволило б просувати сплави 6xxx вгору на мапі хімічного складу уздовж пунктирної лінії.

В роботах [26, 27] встановлено, що одним з перспективних легуючих елементів для алюмінієвих сплавів є скандій (рис. 4). Незначними добавками цього елемента можна зміцнювати всі серії сплавів. В сплавах, де Mg є основним легуючим елементом. Al взаємодіє зі Sc відповідно до діаграми евтектичного типу, утворюючи інтерметаліди  $Al_3Sc$ . А от Mg і Sc, можна домогтися двох видів зміцнення – зміцнення твердого розчину і дисперсійного зміцнення. Параметр ґратки триалюмініда  $Al_3Sc$  лише на 1,3% відрізняється від параметра ґратки алюмінію, тому порівняно з іншими зародкоутворюючими інтерметалідами ( $Al_3Ti$ ,  $Al_3Zr$ ), він має кращу структурну відповідність матриці алюмінію. Це зумовлює утворення на початкових стадіях розпаду твердого розчину дисперсних (не більших ніж 2–10 нм) когерентних виділень  $Al_3Sc$ , яким відводиться провідна роль в підвищенні комплексу властивостей деформованих напівфабрикатів.

Недоліком, який до сьогодні стримує використання цього елемента в алюмінієвих сплавах, є його висока вартість. Спроби удосконалення магналіїв серії 5xxx за рахунок легування Sc не припиняються, проте єдиним світовим прикладом авіалю, що містить Sc, лишається розроблений близько 25 років тому назад сплав 1370.

В останні роки спостерігається тенденція вводити в алюмінієві сплави нетрадиційний для них елемент – кальцій. В роботах [28, 29] встановлено позитивний вплив Ca на структуру, механічні властивості, технологічність і зварюваність деяких алюмінієвих сплавів. Додавання

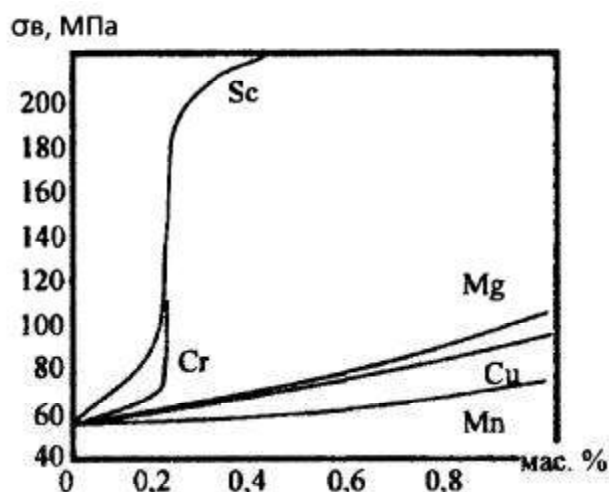


Рис. 4. Вплив вмісту хімічних елементів на міцність алюмінію [26].

Са в листові сплави системи Al-Mg-Si може поліпшити їх здатність до формоутворення під час холодного деформування. Одним з істотних факторів, що визначає цю здатність, є зеренна структура: для отримання якісної поверхні штампованих деталей розмір зерна в листовому матеріалі не повинен перевищувати 80-90 мкм. Легування авіалів кальцієм призводить до утворення в зливку після гомогенізації дисперсних частинок надлишкових інтерметалідних фаз змінного складу  $Al_3Si_2Ca$  і  $Al_{12}Si_4Mg_3Ca$ , які слугують центрами зародження нових зерен і перешкоджають їхньому росту в процесі рекристалізації. Додавка (0,05-0,15) % Са сприяє отриманню ізотропних листів з регламентованою зеренною структурою і розміром зерна 20-60 мкм, формуванню компонентів текстури, сприятливих для холодного формоутворення, а також дозволяє знизити коефіцієнт тріщиноутворення і суттєво підвищити критичну швидкість деформації під час зварювання, за якої в зварному з'єднанні починають виникати гарячі тріщини. В сплаві В-1341 вміст Са забезпечує вдале для холодного формування поєднання міцності і технологічної пластичності листів ( $\sigma_b > 330$  МПа,  $\sigma_{0,2} > 260$  МПа,  $\delta > 10$  %), завдяки чому цей сплав у вигляді листів товщиною 0,6-3,0 мм знайшов застосування в конструкції російського літака SSJ 100.

Таким чином, потенціал розвитку авіалів далеко не вичерпано, особливо, коли мова йде про виробництво напівфабрикатів способом екструзії, оскільки сплави Al-Mg-Si(Cu) характеризуються високою технологічною пластичністю.

Основними тенденціями розвитку авіалів є:

- підвищення міцності до рівня дюралюмінію за рахунок додавання Cu, Mn, Zn, Cr, Ni і V;
- підвищення корозійної стійкості за рахунок зсуву в бік менших значень Mg/Si і компенсації втрат міцності в сплаві шляхом легування Sc або елементами подібної дії (Zr, Ti), контролю інтерметалідних фаз і вдосконалення процесу термічної обробки сплавів;

– підвищення технологічної пластичності в холодному стані за рахунок мікролегування елементами-модифікаторами зеренної структури, до яких можна віднести кальцій.

### Література

1. Benedyk J. Review of past innovations and recent improvements in aluminum extrusion from alloy to process development Article // Light Metal Age. – March 2011. – P. 6-18.
2. Marchive D. High Extrudability Alloys in the 6000 Series // Light Metal Age. – April 1983. – P. 6-10.
3. 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)
4. Marioara C.D., Andersen S.J., Stene T.N., Hasting H., Walmsley J., Van Helvoort A.T.J., Holmestad R. The effect of Cu on precipitation in Al–Mg–Si alloys // Philosophical Magazine. – 2007. – Vol. 87, Issue 23. – P. 3385-3413. <https://doi.org/10.1080/14786430701287377>
5. Zhang, G.W., Nagaumi H., Han Y., Xu Y., Parish C.M., Zhai T.G. Effects of Mn and Cr Additions on the Recrystallization Behavior of Al–Mg–Si–Cu Alloys // Materials Science Forum. – 2016. – Vol. 877. – P. 172-179. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.877.172>
6. Kenyon M., Robson J., Fellowes J., Liang Z. Effect of Dispersoids on the Microstructure Evolution in Al–Mg–Si Alloys // Advanced Engineering Materials. – 2019. – Vol. 21. – 1800494(7). <https://doi.org/10.1002/adem.201800494>
7. Nagaumi H., Toshimitsu S., Okane T., Umeda T. Effect of Iron Content on Hot Tearing of High-Strength Al–Mg–Si Alloy // Materials Transactions. – 2006. – Vol. 47(11). – P. 2821-2827. <https://doi.org/10.2320/matertrans.47.2821>
8. Yan L., Zhang Y., Li X., Li Z., Wang F., Liu H., Xiong B. Effect of Zn addition on microstructure and mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy // Progress in Natural Science: Materials International. – 2014. – Vol. 24, Issue 2. – P. 97-100. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2014.03.003>
9. International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys.- USA: The Aluminum Association Inc., 2018. – 32 p.
10. Горбунова Т.В. Сравнительный анализ требований отечественных и зарубежных стандартов к продукции из сплавов системы Al–Mg–Si // Технология легких сплавов. – 1999. – №1-2. – С. 126-129.
11. Гуреева М.А., Грушко О.Е., Овчинников В.В. Свариваемые алюминиевые сплавы в конструкции транспортных средств // Заготовительные производства в машиностроении. – 2009. – № 3. – С. 11-21.

12. Zvinyas J., Kandrotaitė Janutiene R., Meskys J., Juzenas K. Investigation of thermo mechanical effect on structure and properties of alluminium alloy 6082 // Scientific Proceedings of IX International Congress "Machines, Technologies, Materials". – 2012. – Vol. 3. – P. 13-16.
13. Skluzak D.F., Tajima Y.A. The Use of Improved Corrosion Resistant Aluminum Alloy 6013 in the Navy's P-7A Aircraft // SAE Transactions - Journal of Aerospace. – 1990. – Vol. 99. – P. 77-92.
14. Колобнев Н.И., Хохлатова Е.Б., Овсянников Б.В., Попов В.И., Ивановский Н.П. Освоение производства полуфабрикатов из коррозионностойкого свариваемого сплава марки 1370 системы Al-Mg-Si-Cu // Технология легких сплавов. – 2002. – № 4. – С. 44-47.
15. Bergsma S., Kassner M.E. The new aluminum alloy AA 6069 // Materials Science Forum. – 1996. – Vol. 217. – P. 1801-1806. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.217-222.1801>
16. Wang S., Matsuda K., Kawabata T., Ikeno S. Variation of Aging behavior for Al-Mg-Si Alloys with different TMs Addition // Proceedings of the 12th International Conference on Alluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan. – The Japan Institute of Light Metals, 2010. – P. 2008-2011.
17. Ohmori Y., Doan L.C., Nakai K. Ageing Processes in Al-Mg-Si Alloys during Continuous Heating // Materials Transactions. – 2002. – Vol. 43, Issue 2. – P. 246-255. <https://doi.org/10.2320/matertrans.43.246>
18. Holmestad R., Marioara C.D., Ehlers F.G.H. Precipitation in 6XXX Aluminum Alloys // Proceedings of the 12th International Conference on Alluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan. – The Japan Institute of Light Metals, 2010. – P. 30-39.
19. 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>
20. Комиссарова В.С., Егорова Н.В., Киреева А.Ф. Особенности механизма межкристаллитной коррозии сплавов АВ и АД33 в морских условиях // В сб. "Вопросы авиационной науки и техники. Авиационные материалы. Коррозия и защита сплавов в морских условиях". – М: ВИАМ, 1985. – С. 36-42.
21. 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. – Vols. 519-521.
22. Kucharikova L., Liptakova T., Tillova E., Kajanek D., Schmidova E. Role of Chemical Composition in Corrosion of Aluminum Alloys // Metals. – 2018. – Vol. 8(581). <https://doi.org/10.3390/met8080581>.
23. 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: электрон. науч.-технич. журн. – 2016. – № 3 (21). – С. 46-61.
24. 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.
25. 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>
26. Елагин В.И., Захаров В.В., Филатов Ю.А., Ростова Т.Д. Разработка перспективных алюминиевых сплавов, легированных скандием // *Перспективные технологии легких и специальных сплавов. К 100-летию со дня рождения академика Белова А.В.* – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. – С. 182-193.
27. Филатов Ю.А. Развитие представлений о легировании скандием сплавов Al–Mg // *Технология легких сплавов*. – 2015. – № 2. – С. 19-22.
28. Рохлин Л.Л. Исследования магниевых и алюминиевых сплавов, содержащих редкоземельные металлы, в институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН // *Цветные металлы*. – 2011. – № 5. – С. 74-77.
29. Гуреева М.А., Грушко О.Е. Влияние микролегирования кальцием на структуру и свойства алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si. – М.: РУСАЙНС, 2017. – 258 с.

## References

1. Benedyk J., *Light Metal Age*, March 2011, pp. 6-18 [in English].
2. Marchive D., *Light Metal Age*, April 1983, pp. 6-10 [in English].
3. 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)
4. Marioara C.D., Andersen S.J., Stene T.N., Hasting H., Walmsley J., Van Helvoort A.T.J., Holmestad R., *Philosophical Magazine*, 2007, Vol. 87, Issue 23, pp. 3385-3413 [in English]. <https://doi.org/10.1080/14786430701287377>
5. Zhang, G.W., Nagaumi H., Han Y., Xu Y., Parish C.M., Zhai T.G., *Materials Science Forum*, 2016, Vol.877, pp. 172-179 [in English]. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.877.172>
6. Kenyon M., Robson J., Fellowes J., Liang Z., *Advanced Engineering Materials*, 2019, Vol. 21, 1800494(7) [in English]. <https://doi.org/10.1002/adem.201800494>
7. Nagaumi H., Toshimitsu S., Okane T., Umeda T., *Materials Transactions*, 2006, Vol. 47(11), pp. 2821-2827 [in English]. <https://doi.org/10.2320/matertrans.47.2821>
8. Yan L., Zhang Y., Li X., Li Z., Wang F., Liu H., Xiong B., *Progress in Natural Science: Materials International*, 2014, Vol. 24, Issue 2, pp. 97-100 [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2014.03.003>

9. *International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys*, USA, The Aluminum Association Inc., 2018, 32 p [in English].
10. Gorbunova T.V., *Tekhnologiya lehkikh splavov*, 1999, No. 1-2. – pp. 126-129 [in Russian].
11. Gureeva M.A., Grushko O.E., Ovchinnikov V.V., *Zagotovitelnie proizvodstva v mashinostroenii*, 2009, No. 3, pp. 11-21 [in Russian].
12. Zvynys J., Kandrotaitė Janutiene R., Meskys J., Juzenas K., *Scientific Proceedings of IX International Congress "Machines, Technologies, Materials"*, 2012, Vol. 3, pp. 13-16 [in English].
13. Skluzak D.F., Tajima Y.A., *SAE Transactions - Journal of Aerospace*, 1990, Vol. 99, pp. 77-92 [in English].
14. Kolobnev N.I., Khoklatova E.B., Ovsianikov B.V., Popov V.I., Ivanovsky N.P., *Tekhnologiya lehkikh splavov*, 2002, No. 4, pp. 44-47 [in Russian].
15. Bergsma S., Kassner M.E., *Materials Science Forum*, 1996, Vol.217, pp.1801-1806 [in English]. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.217-222.1801>
16. Wang S., Matsuda K., Kawabata T., Ikeno S., *Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys*, Yokohama, Japan, 2010, pp. 2008-2011 [in English].
17. Ohmori Y., Doan L.C., Nakai K., *Materials Transactions*, 2002, Vol. 43, Issue 2, pp. 246-255 [in English]. <https://doi.org/10.2320/matertrans.43.246>
18. 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].
19. 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>
20. Komissarova V.S., Egorova N.V., Kireeva A.F. *Osobennosti mekhanizma meshkristallitnoy korrozii splavov AB i AД33 v morskikh usloviakh* (Peculiarities of the mechanism of intergranular corrosion of AB and AД33 alloys in marine environment), *Voprosy aviatsionnoy nauky i tekhniki. Aviatsionnie 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].
21. Poole W.J., Wells M.A., Lloyd D.J., *Materials Science Forum*, 2006, Vols. 519-521, pp. 667-672 [in English].
22. Kucharikova L., Liptakova T., Tillova E., Kajaneck D., Schmidova E., *Metals*, 2018, Vol. 8(581) [in English]. <https://doi.org/10.3390/met8080581>.
23. Ber L.B., *Novosti materialovedeniya. Nauka I tekhnika:electron. nauch.-tehnich. jurnal*, 2016, No. 3(21), pp. 46-61 [in Russian].
24. Maksidov V.V., Kolobnev N.I., Karimova S.A., Sbitneva S.V., *Aviatsionniye materialy i tekhnologii*, 2012, No.1, pp. 8-13 [in Russian].
25. 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>

26. Elagin V.I., Zakharov V.V., Filatov Yu.A., Rostova T.D. *Razrabotka perspektivnih aluminievih splavov, legirovanih skandiem* (Development of promising aluminum alloys doped with scandium), Moscow, FIZMATLIT, 2006, pp.182-193 [in Russian].
27. Filatov Yu.A., *Tekhnologiya lehkikh splavov*, 2015, No 2, pp. 19-22 [in Russian].
28. Rokhlin L.L., *Tsvetniyr metalli*, 2011, No 5, pp. 74-77 [in Russian].
29. Gureeva M.A., Grushko O.E. *Vliyanie mikrolegirovaniya kaltsiem na strukturu i svoystva aluminievih splavov sistemy Al-Mg-Si* (Influence of microalloying with calcium on the structure and properties of aluminum Al-Mg-Si alloys), Moscow, RUSCIENCE, 2017, 258 p. [in Russian].

Одержано 20.08.20

A. V. Sinchuk

### Avials, history of creation and overview of future outlook

#### Summary

Scientific domestic and foreign literature touching the field of Al-Mg-Si wrought aluminum alloys are reviewed, the history of appearance of the most common brands is described. It is shown that the development of alloys was proceed gradually advancing their chemical composition along the quasi-binary Mg/Si = 1.73 cross-section in the direction of increasing concentration of just Mg and Si, and the strength of last modern brands was provided by additional alloying, primarily copper, the content of which can reach 1-1.4 %. The influence of alloying elements on microstructure, mechanical and corrosion properties of alloys is described, features of their heat treatment, factors of maximum strengthening and susceptibility to intergranular corrosion are revealed. Attention is focused on the key role of the Mg/Si ratio, transition metals, Cu, Cr and Mn first of all, in the formation of balanced properties, since the positive effect of these elements on increasing the strength and the recrystallization temperature is often offset by the negative impact on intergranular corrosion and quench sensitivity. It is shown that in low-alloyed Al-Mg-Si alloys the strength premises Mg/Si $\approx$ 1 and the premises for high-end corrosion resistance Mg/Si $\approx$ 2 are occurred simultaneously. Alongside an increase of the absolute content of Mg and Si in alloys, alongside an increase of alloying degree with other strengthening elements, it is impossible to simultaneously fulfill both of these premises; therefore, one has to look for a reasonable compromise between strengthening, decreasing the technological plasticity and corrosion resistance of alloys. One of the effective ways to reach such a compromise is multi-stage regimes of artificial aging. The prospects of microalloying with Sc and Ca able to form with aluminum nanoscale intermetallic phases of hardening are outlined.

**Keywords:** avials, semi-finished products, alloying system, transition metals, aging, mechanical properties, intergranular corrosion.