

<https://doi.org/10.15407/plit2023.01.054>

УДК 669.2/.8:669.715:629.7:629.5

А. Г. Пригунова, д-р техн. наук, зав. відділу; e-mail: adel_nayka@ukr.net, ORCID 0000-0001-8030-9160

А. М. Недужий, канд. техн. наук, наук. співроб.; e-mail: onmlptima@ukr.net, ORCID 0000-0002-6259-0312

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

КОНСТРУКЦІЙНІ АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ СИСТЕМ Al–Cu–Mg і Al–Zn–Mg–Cu В ЛІТАКОБУДУВАННІ. Огляд

Проведено огляд науково-технічної інформації щодо конструкційних алюмінієвих сплавів, що деформуються, систем Al–Cu–Mg (серія 2xxx) і Al–Zn–Mg–Cu (серія 7xxx). Проаналізовано їх хімічний та фазовий склад, способи легування, механічні та експлуатаційні властивості, вплив на них технологічних факторів. Наведено приклади застосування цих сплавів у літакобудуванні. Показано, що серед сплавів системи Al–Cu–Mg (Д1, В65, Д16, Д16ч, 1163, Д19 та ін.) найбільш міцним є Д16 та його удосконалені модифікації Д16ч і 1163, механічні властивості яких в термозміцненому стані дорівнюють низьковуглецевим сталям. Сплави Д16, Д16ч, 1163 мають високі міцнісні характеристики при 20 °С і підвищених температурах, особливо у вигляді листів і пресованих деталей. Тому є розповсюдженим матеріалом для виготовлення обшивки літаків у зоні двигунів, яка піддається нагріванню. Проте підвищення міцності призводить до зменшення пластичності. Сплави на основі системи Al–Zn–Cu–Mg (В95, В95пч, В95оч, В96, В96Ц, В96Ц1, В96Ц3, В94, В93, В92 та ін.) є найбільш високоміцними серед алюмінієвих сплавів, що деформуються, тому широко використовуються у відповідальних силових елементах авіа- та ракетобудування у вигляді пресованих і кованих виробів. Найбільш міцний з них В96Ц, особливо його модифікація В96Ц1, в яких, на відміну від сплаву В95, марганець і хром частково або повністю замінені на цирконій. Сплав В95 має високу міцність при стисканні і застосовується для обшивки верхньої поверхні крил літаків, яка під час польоту знаходиться в стиснутому стані. Внутрішня поверхня крила виготовляється зі сплавів Д16, Д16ч, 1163 що витримують у польоті розтягуючі навантаження. За міцністю сплав В95 на 20–25 %, а за межею плинності на 40 % перевищує аналогічні характеристики сплаву Д16. Заміна сплаву Д16 на В95 дозволяє знизити вагу літака до 5 тонн. Практично всі великогабаритні штамповані деталі для найбільшого в світі турбогвинтового транспортного літака Ан-22 «Антей» виготовляються з кувального сплаву В93, який легований залізом і термооброблений за режимом Т1. Головним недоліком високоміцних сплавів систем Al–Cu–Mg і Al–Zn–Mg–Cu є схильність до деградації, що зумовлено дією різних типів навантажень та корозійного середовища під час базування літаків та польотів і супроводжується розвитком втомних або корозійно-втомних тріщин. Розглянуто альтернативні точки зору стосовно причин цих явищ і шляхи підвищення властивостей виробів із цих сплавів легуванням, термічною та деформаційною обробками.

Ключові слова: конструкційні алюмінієві сплави, що деформуються; літакобудування, хімічний та фазовий склад, легування, механічні властивості, корозійна стійкість, термічна обробка.

Розвиток авіаційної техніки, безпека експлуатації повітряних суден значною мірою зумовлені якістю та властивостями матеріалів, з яких виготовлено вузли, деталі та елементи конструкцій. В процесі експлуатації вони зазнають значних знакозмінних навантажень, піддаються дії агресивних середовищ, що пояснює високі вимоги до їх надійності. На сучасному етапі розвитку дозвукової та надзвукової авіації алюмінієві сплави є головним конструкційним матеріалом в літакобудуванні. Зокрема, широко застосовуються алюмінієві сплави, що деформуються, систем: Al-Cu-Mg (серія 2xxx) та Al-Zn-Mg-Cu (серія 7xxx) [1–4]. Їх хімічний склад наведено в табл. 1.

Сплави системи Al-Cu-Mg – дюралюміні започаткували використання алюмінієвих сплавів у силових конструкціях (лопати повітряних гвинтів, поковки, штамповки тощо). Серед них найбільш міцними та розповсюдженими в авіації є Д16 (1160), Д16_ч (1161) і 1163 [3]. Два останніх – це удосконалені модифікації сплаву Д16, з більш жорсткими межами за вмістом кремнію, заліза і домішок, підвищеними вимогами до технологічних параметрів виготовлення, високим рівнем в'язкості руйнування (сплав Д16_ч) та витривалості (сплав 1163). Завдяки сприятливому комплексу механічних властивостей сплав 1163 застосовується у новому поколінні літаків тривалого ресурсу, в елементах конструкцій, критичних за втомлюваністю. Зі сплаву Д16 виготовляють листи, профілі, труби, проволочку, штамповки та поковки. Як і сплав Д16, він відноситься до категорії незварювальних. Зварювальним є сплав ВД-1, з якого виробляють зварювальні конструкції, що тривало працюють протягом декілька сотень годин.

У термозміцненому стані механічні властивості сплавів типу Д16 дорівнюють і навіть перевищують низьковуглецеві сталі [5]. У конструкціях пасажирських літаків сплави Д16_ч і 1163 зазвичай використовуються в природньо зістареному стані. Сплави Д16, Д16_ч і 1163 характеризуються високою міцністю при кімнатній температурі. Їх максимальна міцність при 20 °С у вигляді листів і пресованих виробів з притаманною їм усім анізотропією механічних властивостей (табл. 2). Механічні властивості гарячедеформованих термооброблених напівфабрикатів зі сплавів типу дюралюміні суттєво залежать від ступеня рекристалізації. Різниця міцності рекристалізованого та нерекристалізованого матеріалів досягає 200 МПа.

Менше, ніж деякі алюмінієві сплави, сплави системи Al-Cu-Mg знеміцнюються при підвищених температурах (табл. 3), тому використовуються у виробках, які в процесі експлуатації нагріваються. Проте застосування сплавів Д16, Д16_ч і 1163 у природньо зістареному стані обмежено 80 °С. Нагрівання до температури вище 125 °С тривалістю понад 2 год викликає схильність до корозійного розтріскування, міжкристалічної та розшарувальної корозії. У штучно зістареному стані Т1 вони мають поліпшену корозійну стійкість під напругою, яка не знижується при технологічних нагріваннях до температур понад 125 °С, характеризуються більш високою міцністю, особливо межею пластичності, більш низькими показниками відносного видовження, в'язкості руйнування і втомлюваності [3].

У 1944 р. розроблено та успішно освоєно серійне виробництво високоміцного алюмінієвого сплаву системи Al-Zn-Mg-Cu-B95 [1], а дещо пізніші оптимізовані по легуючим компонентам та домішкам його варіанти В95_{пч} і В95_{оч}, які широко використовуються в сучасній авіакосмічній техніці. Від зарубіжного аналога 7075 сплав В95 відрізняється наявністю невеликої кількості добавок перехідних елементів – антирекристалізаторів марганцю та хрому. На відміну від дюралюмінів у нього більший вміст цинку і менше міді (див. табл. 1). Сплав В95 має високу міцність, що особливо важливо при роботі конструкцій на стиск, та хорошу технологічність. Ефективність зміцнення досягається завдяки високій розчинності цинку (70 %) і магнію (17,4 %) при підвищених температурах, яка різко зменшується при охолодженні [5]. За міцністю сплав В95 на 20–25 %, а за межею пластичності на 40 % перевищує аналогічні характеристики сплаву Д16, при більш високій корозійній стійкості. Тому його використання в авіаційній промисловості замість сплаву Д16 дозволяє знизити вагу конструкцій приблизно на 5–8 %. Зокрема, літака – на 2–5 тонн [1].

Таблиця 1
Хімічний склад алюмінієвих сплавів, %мас.

Сплав	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Доміш	Al
Сплави системи Al–Cu–Mg											
Д1* <u>1110</u> 2017	0,20–0,8	0,7	3,5–4,5	0,4–1,0	0,40–0,8	0,10	0,25	0,15	Ti + Zr 0,20	До 0,15	Зал.
Д1 _ч – <u>2017A</u>	0,50	0,50	3,8–4,9	0,3–0,9	1,2–1,8	0,10	0,25	0,15	Ti + Zr 0,20	До 0,15	Зал.
Д16* <u>1160</u> 2024	0,50	0,50	3,8–4,9	0,3–0,9	1,2–1,8	0,10	0,25	0,15	Ti + Zr 0,20	До 0,15	Зал.
Д16ч <u>1161</u> 2024	0,20	0,30	3,8–4,9	0,3–0,9	1,2–1,8	0,10	0,25	0,15	–	До 0,1	Зал.
В65 <u>1165</u> –	0,25	0,2	3,9–4,5	0,3–4,5	0,15–0,30	–	0,1	0,1	–	До 0,1	Зал.
Д18 <u>1180</u> 2117	0,5	0,5	2,2–3,0	0,20	0,20–0,50	0,10	0,25	–	–	До 0,15	Зал.
Д19* <u>1190</u> –	0,5	0,5	3,8–4,7	0,5–1,0	1,7–2,3	–	0,1	0,1	Be 0,0002–0,005	До 0,1	Зал.
Д19 _ч –	0,2	0,3	3,8–4,3	0,4–0,9	1,7–2,3	–	0,1	0,1	Be 0,0002–0,005	До 0,1	Зал.
ВАД1 <u>1191</u> –	0,2	0,3	38–45	0,35–08	2,3–2,7	–	0,1	0,1	–	До 0,1	Зал.

Сплави типу В95 застосовуються в усіх станах термічної обробки – Т1, Т2, Т3. Для конструкцій тривалої експлуатації переважно використовується режим Т2, завдяки чому у довгомірних напівфабрикатах досягається поєднання підвищеної міцності, тріщино- та корозійної стійкості [3]. З цих сплавів виготовляють усі види

Продовження таблиці 1									
Сплави системи Al–Cu–Mg									
ВАД1 1191 –	0,2	0,3	3,8–4,5	0,35–0,8	2,3–2,7	–	0,1	0,1	Зал. До 0,1
ВД17 1170 –	0,3	0,3	2,6–3,8	0,4–0,7	2,0–2,4	–	0,1	0,1	Зал. До 0,1
Д19П 1197 –	0,3	0,3	3,2–3,7	0,5–0,8	2,1–2,6	–	0,1	0,1	Зал. До 0,15
Сплави системи Al–Zn–Mg–Cu									
В93Пч* 1930 –	0,1	0,2–0,4	0,8–1,2	0,1	1,6–2,2	–	0,1	0,1	Зал. До 0,1
В93 1930 –	0,2	0,2–,45	0,8–1,2	0,1	1,6–2,2	–	0,05 – 0,1	0,05 – 0,1	Зал. До 0,1
В95 1950 –	0,5	0,5	1,4–2,0	0,2–0,6	1,8–2,8	0,1–0,25	0,05	0,05	Зал. До 0,1
В96 1960 –	0,3	0,4	2,0–2,6	–	2,3–3,0	–	0,05	0,1–0,2	Зал. До 0,1
В96Ц1 –	0,3	0,3	2,0–2,6	0,3–0,8	2,3–3,0	–	0,05	0,1–0,15	Зал. До 0,1

Примітка. * - хімічний склад сплавів за ГОСТ 4784-97, хімічний склад з сплавів за даними [3]; у чисельнику – цифрове маркування сплавів, у знаменнику – маркування за ISO209-1.

деформованих напівфабрикатів: листи, плити, профілі, труби, поковки, штамповки та ін. Серед них значно міцніші пресовані напівфабрикати та плити, при суттєвій втраті пластичності (табл. 4).

На основі сплаву В95 розроблено ряд високоміцних сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu.

Таблиця 2

Механічні властивості пресованих профілів зі сплавів Д16, Д16_ц, 1163 [3]

Характеристика	Товщина, мм								
	всі розміри	До 2	2–5	5–10	10–20	20–40	40–80	80–150	всі розміри
Стан	М	Т							
На-прямок вирізки зразка	Д								П В
σ_b , МПа	≤ 245	400	410	420	430	450	480	450	390 345
σ_{02} , МПа	-	305	315	325	335	335	355	335	285 285

Примітка. М – без термічної обробки; Т – природне старіння; Д – властивості у поздовжньому напрямі зразка, П – властивості у поперечному напрямі зразка; В – властивості по висоті зразка

Таблиця 3

Механічні властивості після природнього старіння пресованих профілів товщиною 5–10 мм зі сплавів Д16, Д16_ц у поздовжньому напрямі при 20 °С і високих температурах [3]

Властивості	Температура, °С					
	20	100	150	175	200	250
σ_b , МПа	420	400	380	365	345	275
σ_{02} , МПа	325	315	305	295	275	245
δ_{10} , %	20	20	20	20	18	–

Таблиця 4

Механічні властивості після штучного старіння Т1 листів, плит і пресованих напівфабрикатів зі сплавів В95, В95_{пч} при 20 °С і високих температурах [3]

Вироби	Температура, °С	σ_b , МПа	σ_{02} , МПа	δ , %
Листи	20	550	470	13
	100	500	440	11
	150	470	390	16
	200	340	290	16
Плити	20	600	–	10
	100	550	–	13
	150	≈500	–	19
	200	380	–	19
Пресовані напівфабрикати	20	600	550	6
	100	540	490	6
	125	520	480	6
	150	430	390	7
	200	320	290	7

У 1956 р. створено сплав В96Ц для виготовлення пресованих і кованих виробів. Вперше в світовій практиці в якості легуючого компонента введено цирконій (див. табл. 1), який є сильними антирекристалізатором, підвищує прожарюваність і пластичність. Його вміст в межах 0,1–0,2 % забезпечує зміцнення твердого розчину алюмінію без утворення первинної фази $ZrAl_3$, що було одним з основних завдань при розробленні цього сплаву. При розпаді пересиченого твердого розчину алюмінію

внаслідок технологічних перегрівів (старіння, гомогенізація, гаряча деформація тощо) виділяються дисперсні інтерметаліди цирконію, розмір яких значно менший за виділення інтерметалідів марганцю та хрому. При вмісті цирконію менше ніж 0,08–0,1 % вплив цирконію зменшується – зростає зерно, збільшується ступінь рекристалізації. За міцністю сплав В96Ц перевищує сплав В95: за межею міцності на 20 %, за межею плинності на 30 % [3]. Найбільша міцність у модифікації цього сплаву – В96Ц1, який у вигляді пресованих напівфабрикатів має в поздовжньому напрямку $\sigma_b \approx 730$ МПа, $\sigma_{0,2} = 690$ МПа, $\delta = 4$ % [2]. У стані перестарювання Т2 профілі з цього сплаву мають високий рівень експлуатаційних властивостей. Кувальний сплав В96Ц3, який отримано в 1970 р. відрізняється великою технологічною пластичністю. З нього одержують штамповки складних форм підвищеної міцності. У подальшому розроблено високоміцний заклепковий сплав В94, що за межею міцності на 15–20 % перевищує серійні заклепкові сплави і має високий опір зрізанню в розклепаному стані [2].

Для масивних поковок і штамповок широко використовують сплав В93, у якому в якості одного з легувальних елементів застосовано залізо. Сплав має хороші технологічні властивості і прожарюваність, піддається литтю, куванню, у нього однакові характеристики міцності в усіх напрямках у самих масивних перетинах ($\sigma_b = 480$ МПа; $\sigma_{0,2} = 440$ МПа) [2]. Завдяки цьому є одним із основних матеріалів для виготовлення крупногабаритних конструкцій літаків.

Серед алюмінієвих сплавів, що деформуються, сплави на основі систем Al–Zn–Cu–Mg є найбільш високоміцними (σ_b до 750–800 МПа у пресованих напівфабрикатах). Вони характеризуються високою межею плинності, що усього на 20–30 МПа може бути нижчою за тимчасовий опір і на 40–50 % вищою за межу плинності сплавів типу дюралюмін у природньо зістареному стані Т [1–3]. Це зумовлює їх успішне застосування у відповідальних силових елементах авіа- та ракетобудування [6]. Разом зі сплавами системи Al–Cu–Mg вони залишаються основним конструкційним матеріалом для виготовлення пасажирських і транспортних літаків: Іл-96, Іл-114, Ту-204, Ту-334, Ан-124, Ан-255, Ан-140, Ан-148 та інших, а також у військовій авіації.

Планер легкого літака (фюзеляж, крила, киль і хвостові частини), як правило, виробляють із сплавів типу Д16, деталі конструкції (стрингери, лонжерони, шпангоути та ін.) із пресованих профілів Д16, Д16_к, 1163 і В95, В95_{пч}, В95_{оч}, а штамповки лопатей повітряних гвинтів і різноманітні вузли кріплення – зі сплавів Д1 і Д1_к. Для верхніх панелей, які під час польоту знаходяться в стиснутому стані, використовується високоміцний сплав В95Т1 системи легування Al–Zn–Mg–Cu, загартований і зістарений на максимальну міцність, а для нижніх панелей, що витримують у польоті розтягуючі навантаження – високоресурсний сплав Д16Т системи легування Al–Cu–Mg [4].

Обшивка в зоні двигуна, яка піддається нагріванню, в основному із сплавів Д16 і Д19. Обшивки виготовляються з довгомірних пресованих або катаних напівфабрикатів – листів та плит, в яких напрямок видовжених зерен перпендикулярний діючим навантаженням (площина дії навантаження співпадає з поперечно-поздовжньою площиною волокон в матеріалі). Мікроструктури сплавів Д16Т і В95Т1, з яких виробляють відповідно нижні та верхні панелі крил літака наведено рис. 1 [4].

З масивних прутків сплаву В95 одержують ковані або пресовані вироби, з яких виробляють деталі кріплення складної конфігурації (фітинги, кронштейни та ін.). Пресовані панелі зі сплаву В95 значно виграють у вазі, мають меншу кількість стиків і деталей для кріплення. Вироби, отримані куванням, знаходять широке розповсюдження у навантажених силових конструкціях, габарити яких збільшуються, а конфігурація ускладнюється. Кувальний сплав В93 в стані термообробки Т1 у 1965–1976 роках використано в конструкції найбільшого в світі турбогвинтового транспортного літака Ан-22 «Антей», призначеного для перевезення на великі відстані важкої і великогабаритної техніки. З цього сплаву виготовлено практично всі великогабаритні штамповані деталі. Вперше застосовано крупні штампування завдовжки до 5 м і масою до 1 тонн, що дозволило значно зменшити витрати металу і знизити вагу планера на 5 тонн [4].

Завдяки високому комплексу механічних і експлуатаційних властивостей сплави

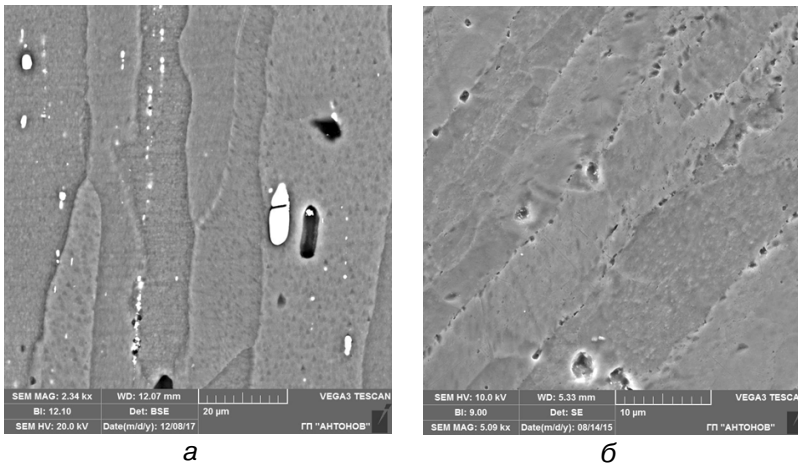


Рис. 1. Мікроструктури сплавів Д16Т (а) та В95Т1 (б) [4]

систем Al–Cu–Mg і Al–Zn–Cu–Mg є затребуваними матеріалами не тільки в авіаційній, але і в інших галузях промисловості, де потрібна висока міцність і мала питома вага конструкцій: залізничний транспорт, судно- та автомобілебудування тощо [3]. Проте їх істотним недоліком є вкрай низький опір корозії [3, 4, 7, 8], що призводить до необхідності використання спеціальних способів легування, термічної обробки та захисних покриттів [5].

Крім хімічного складу, комплекс властивостей сплавів і виробів з них залежить від фазового і структурного стану, здатних змінюватися під впливом термічної обробки, інших технологічних факторів, а також від умов експлуатації та базування літаків [4]. Встановлено [1], що марганець і хром суттєво підвищують міцність пресованих і значно менше міцність холоднодеформованих виробів зі сплавів Д16 і В95. При цьому характеристики міцності пресованих прутків із сплаву Д16 з підвищенням вмісту марганцю до 0,55 % зростають не тільки в повздовжньому, але й в поперечному напрямках. У структурі прутків зі сплаву Д16, які містять більше 0,4 % марганцю або хрому, виявлено велику кількість дисперсних виділень, до складу яких входить марганець або хром [1]. За даними [9] марганець в межах 0,8–0,9 % не приводить до зниження відносного видовження в поперечних напрямках. Оптимізація хімічного складу сплаву Д16 (Cu – 3,8–4,0 %, Mg 1,4–1,6 %; Mn 0,7–0,9 %, Fe і Si до 0,5 % кожного, Zn – до 0,2 %) дозволила [9] підвищити рівень і стабільність механічних властивостей, попередити утворення крупнокристалічної структури в профілях і прутках. В інтервалі температур 20–300 °C найбільш високої міцності пресованих виробів зі сплаву Д16 авторами [10] досягнуто при вмісті: Cu – 4,2–4,9 %; Mg – 1,5–1,9 %; Mn – 0,6–0,9 %.

Марганець і хром у сплаві В95 забезпечують значне підвищення міцності пресованих і кованих виробів, а також покращення корозійної стійкості. При цьому введення одного із елементів (підвищеної концентрації) замість їх сполучення (при понижений концентрації кожного з них) небажано, так як сприяє утворенню в процесі лиття крихких первинних інтерметалідів хрому або марганцю. Разом з тим, при одночасному введенні до сплаву В95 0,32 % марганцю і 0,15 % хрому повністю усувається утворення таких включень. Найбільш придатний вміст марганцю і хрому в сплаві В95 за даними [1] повинен бути відповідно в межах 0,2–0,6 % і 0,10–0,25 %. Збільшення вмісту марганцю в сплаві В95 від 0,12 % до 0,52 % при пресуванні безпосередньо зі злитків зменшує відносне видовження в поперечному напрямку: при температурі пресування 400–440 °C в два рази, при температурі 360 °C – майже в три рази [11]. Зростання ступеня деформації злитка з 76 % до 90 % підвищує відносне видовження в поперечному напрямі. З підвищенням вмісту марганцю до 0,52 % найкраще значення відносного видовження в поперечному напрямку спостерігається при температурі пресування заготовки 400 °C.

Вплив заліза і нікелю на властивості пресованих прутків і листів зі сплавів сис-

теми Al–Zn–Mg–Cu значною мірою залежить від присутності в них марганцю і хрому [1]. При наявності марганцю і хрому, залізо і нікель зв'язують їх у нові інтерметалідні фази, до складу яких входять залізо, нікель, алюміній, марганець і хром, послабляючи зміцнювальний вплив цих елементів на сплав В95. За відсутності в сплаві марганцю і хрому, невеликі добавки заліза і нікелю дещо підвищують міцність сплаву в результаті гетерогенізації структури. Залізо не вступає у з'єднання з будь-яким із легуючих елементів, утворюючи первинну фазу FeAl_3 , або, що частіше, входить до складу евтектичних колоній $\text{Al}_6 + \text{FeAl}_3$. Тому, щоб запобігти зниженню міцності виробів зі сплавів В96 і В95, вміст заліза в них обмежено 0,4–0,5 %. При введенні 0,5 % заліза і 0,5 % нікелю з'являється голкоподібна первинна фаза Al_3FeNi , що призводить до різкого падіння міцності.

Кремній в сплаві В95 знижує його міцність, найбільше при наявності заліза, з яким утворює нерозчинні інтерметалідні фази кристалізаційного походження, що стають концентраторами напружень. Внаслідок цього з'являються мікротріщини, знижується пластичність, у тому числі локальна, а також в'язкість руйнування та опір втомлюваності [3]. Це зумовило розроблення високоміцних сплавів підвищеної (пч) та особливої (оч) чистоти з жорсткими обмеженнями по залізу та кремнію. Підвищення чистоти сплавів за домішками заліза та кремнію радикально поліпшило характеристики тріщиностійкості без зниження пластичності. Кремній суттєво впливає на ефекти термічної обробки сплаву В95, особливо при його вмісті понад 0,5 %. Такий вплив кремнію на механічні властивості і наслідки термічної обробки сплаву В95 пояснюється [1] утворенням сполуки Mg_2Si і зменшенням кількості фаз $\text{M}(\text{MgZn}_2)$, $\text{T}(\text{AlZnMgCu})$ і $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$, які також містять магній, але забезпечують значно більше зміцнення, ніж фаза Mg_2Si . В сплаві Д16 зниження вмісту кремнію приводить до значного підвищення пластичності не тільки у деформованих виробках, але і в злитках [12]. Головною зміцнювальною фазою у сплавах системи Al–Cu–Mg (типу Д16) є S-фаза (Al_2CuMg) у вигляді тонких прошарків (аналогічна θ' в сплавах системи Al–Cu), які можуть зростати в деяких напрямках до великих розмірів без порушення когерентності з твердим розчином. Підвищення температури або збільшення тривалості відпалу призводять до зростання прошарку S-фази, порушення її когерентності. Відбувається швидке збільшення її розміру зі збереженням попереднього орієнтування [1]. Природа зміцнювальних фаз і ступень легованості можуть сприяти як зміцненню, так і знеміцнюванню сплавів. Зокрема, при нагартуванні після витримки при 150 °C сплав алюмінію з 4,4 % Cu і 1,6 % Mg (типу Д16) зміцнюється і має високу статичну витривалість. При цьому сплав з 6 % Zn, 2 % Mg і 1,7 % Cu (типу сплаву В95) за аналогічних умов знеміцнюється [1].

Домішки, як і легуючі компоненти, суттєво впливають на властивості алюмінієвих сплавів, що деформуються. З підвищенням чистоти вихідного алюмінію спостерігається [13] зростання міцності пресованих прутків зі сплавів Д16 і Д19 при кімнатній температурі. Зменшення забрудненості сплавів В95 і В96 дещо збільшує число циклів до руйнування при випробуваннях їх на повторні статичні навантаження.

Дослідження впливу швидкості охолодження розплаву і тиску при його кристалізації на формування структури алюмінієвих сплавів Д16, В95 [14] і В96Ц [15] показало, що в залежності від системи легування і умов кристалізації в сплавах може формуватися як дендритна, так і дрібнокристалічна недендритна структура. При цьому механічні властивості зразків з дрібнокристалічною недендритною структурою подібні властивостям матеріалу в деформованому стані [15]. Результати дії швидкості охолодження розплаву при рідкій штамповці на формування структури алюмінієвого сплаву Д16 також свідчить [16], що в залежності від умов кристалізації може формуватися широкий спектр структур від дендритної з розміром кристалів 2300 мкм до рівноважної дрібнокристалічної з розміром зерен 13 мкм, більшість з яких мають великокутові границі. Механічні випробування зразків з дрібнокристалічною структурою показали високі значення тимчасового опору, умовної межі плинності та відносного видовження, що співмірні з властивостями деформованого сплаву: $\sigma_b = 450$ МПа, $\sigma_{0,2} = 370$ МПа, $\delta = 5$ %.

Термічна обробка є одним з головних факторів впливу на структуру і властивості алюмінієвих сплавів, що деформуються. Сплави системи Al–Cu–Mg зміцнюються термічною обробкою, що складається із гартування та природного (зонного) або штучного (фазового) старіння. Температура нагрівання під гартування повинна бути на 3–8 °C нижче температури плавлення евтектики. Тривалість витримки при температурі гартування залежить від хімічного складу, типу і товщини перерізу напівфабрикату. Період часу після гартування, в якому зберігається задовільна технологічна пластичність, збільшується з пониженням температури: 1,5 год при 20 °C, 24 год при 0 °C, 3 доби при –5 °C, 5 діб при температурі від –8 °C до –18 °C. Зі збільшенням легованості твердого розчину, а також з підвищенням температури старіння після гартування швидкість зміцнення, що зумовлена утворенням зон Гиньє-Престона, збільшується. В інтервалі температур –10–25 °C швидкість старіння зростає у два рази при підвищенні температури на 5 °C [3].

За результатами [17] в процесі нагрівання під гартування на міцність профілю із сплавів Д1 і Д16 одночасно впливають три фактори: зміцнення, викликане ефектом термічної обробки, тобто ступенем насичення твердого розчину; знеміцнення, яке пов'язане із зростанням рекристалізаційного шару; а також знеміцнення, що викликане зростанням зерен в шарі. Зважаючи на це [17], найбільш раціональним режимом термообробки сплавів Д1 і Д16 є нагрів садки до 490 °C і гартування від цієї температури. Нагартування сплавів типу Д16 після гартування викликає суттєве підвищення міцності не тільки при 20 °C, але і при 150 °C [1].

Після стандартної зміцнювальної термічної обробки прутків із сплавів Д16 і АК4-1 у приповерхневому шарі виявлено [18] сегрегації водню з концентрацією щонайменше в 3 рази більш високою, ніж у внутрішніх шарах металу. Під час вилежування прутків зі сплаву АК4-1 водень із області його сегрегації розповсюджується по об'єму металу не класичним дифузійним шляхом, а двома хвилями, які розходяться в глибину і до поверхні прутка. Внаслідок цього в області сегрегації з попередньо підвищеним вмістом водню залишається шар практично зневодненого металу. Аномально високі швидкості низькотемпературних висхідних (проти градієнта концентрацій) потоків водню в прутках автори [18] пов'язують з впливом внутрішніх напружень у сплаві.

Свої особливості має процес старіння композиційних матеріалів, одержаних в реакції «in situ» на базі сплаву Д16. Зокрема, це стосується його зміцненню включеннями інтерметаліду Al_3Ti (до 10 об. %), частинками SiC (до 30 об. %) розміром ≤ 3 мкм і 28 мкм, а також нанорозмірними частинками оксидної кераміки в кількості 0,1 % [19]. Дослідження структури композиційних матеріалів до і після старіння методами оптичної і скануючої електронної мікроскопії, рентгенівської енергодисперсійної спектроскопії свідчать, що загальне зміцнення при старінні композиційних матеріалів обумовлено конкуренцією між зміцнювальними ефектами від утворення зон Гиньє-Престона і високотемпературних фаз θ або S , виділення яких залежать від густини дислокацій в матриці [19].

Термічна обробка сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu здійснюється шляхом гартування зі штучним старінням, внаслідок чого міцність зростає в 2–3 рази. Тривале збереження високоміцних сплавів у загартованому стані призводить до їх старіння при 20 °C, у процесі якого здійснюється перехід від зонної до фазової стадії старіння. Це супроводжується погіршенням корозійної стійкості. Довга перерва між гартуванням і штучним старінням негативно впливає на механічні властивості. Штучне старіння в інтервалі 4–48 год після гартування викликає зниження міцності сплавів типу В95, В96Ц на 30–40 МПа. Тому для забезпечення максимальної міцності, їх необхідно піддавати штучному старінню безпосередньо після гартування (до 4 год) або через 48 год [3].

Штучне старіння здійснюється за одноступеневим або багаступеневим режимам. Останні широко використовуються для сплавів Al–Zn–Mg–Cu. Використання двоступеневих режимів коагуляційного старіння Т2 і Т3 приводять до зниження межі міцності на 7–14 %, проте забезпечує більшу стійкість до корозії під напругою і розшарувальної корозії порівняно зі сплавами системи Al–Cu–Mg. Останнім часом для деяких сплавів (В96Ц3, 1973) використовують триступеневий режим старіння Т12,

що дозволяє зберегти високий рівень міцності, близький до стану Т1, у поєднанні з підвищеними в'язкістю руйнування, корозійною стійкістю та іншими характеристиками надійності.

Міцність після термічної обробки в основному визначається вмістом цинку та магнію, які з усіх легуючих компонентів мають найбільш високу розчинність в алюмінію при підвищених температурах, що різко зменшується при охолодженні і тим самим сприяє суттєвому зміцненню як у процесі гартування (особливо магній), так і старіння. Мідь у складі промислових сплавів, що містять 5–9 % цинку, значно збільшує ефект гартування внаслідок легування твердого розчину, проте незначно впливає на процес старіння.

Сучасна авіаційна техніка – це техніка з багаторазовою і тривалою експлуатацією (30000 – 60000 годин льоту), а її вироби знаходяться під дією статичних і циклічних навантажень, температури та атмосферного середовища, що призводить до їх деградації [3, 4, 20–27]. Особливе значення має синергія експлуатаційних чинників, коли кожний з факторів окремо не призводить до суттєвої деградації матеріалу, проте їх сумісна дія має вирішальне значення. Алюмінієві сплави типу Д16 і В95 схильні до деградації (рис. 2), що призводить до зниження їх ресурсних механічних характеристик [4, 27].

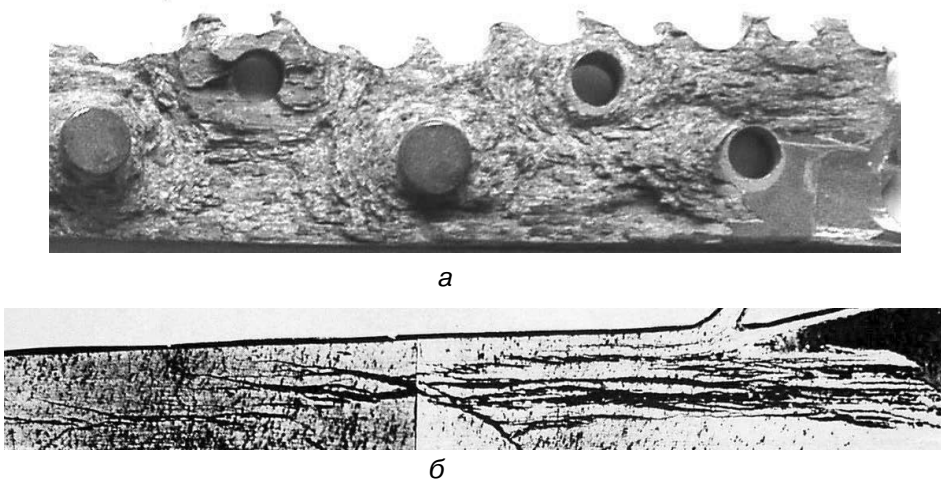
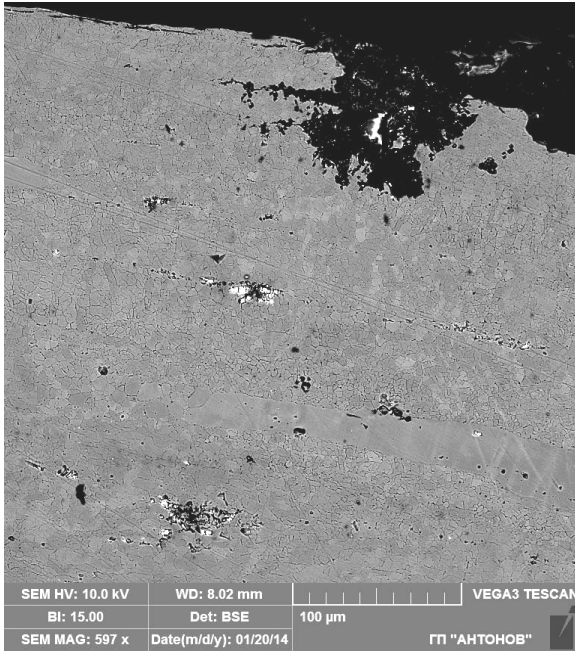


Рис. 2. Фрагмент елемента конструкції літака зі сплавів В95Т1 (а) і Д16 (б), пошкоджених розшарувальною корозією в умовах вологого тропічного клімату [4]

Статистична обробка та аналіз даних про пошкодження панелей крил понад 2000 літаків Ан-24, Ан-26 і Ан30 за період експлуатації 45 років дозволила автору [4] встановити, що максимальна кількість корозійних пошкоджень припадає на центроплани літаків, значно менша – на елементи конструкції середньої частини крил. Ушкоджується як зовнішня поверхня обшивок зі сплаву В95, яка під час польоту знаходиться в стиснутому стані [23], так і внутрішня поверхня зі сплаву Д16, що витримує у польоті розтягуючі навантаження [24]). Поєднання різних типів навантажень, що діють на елементи конструкцій, змінний характер корозійного впливу під час стоянок і у польоті сприяють виникненню корозійних пошкоджень різних видів, які можуть супроводжуватися подальшим розвитком втомних або корозійно-втомних тріщин [25].

Зважаючи на те, що обшивки панелей крил працюють в умовах менших навантажень, ніж силові елементи конструкцій, мають велику кількість кріпильних отворів, а в кесонах центропланів існують зони випадіння конденсату, то найбільш вірогідні місця зародження корозійних тріщин – це границі зерен, які розташовані в проблемних зонах перпендикулярно напрямку прикладення навантажень. Критичним чинником, що визначає ресурс роботи обшивок, є стоншення їх перерізу внаслідок корозійних пошкоджень (рис. 3) [4].



а



б

Рис. 3. Поверхнєве ушкодження панелі внаслідок виразкової корозії (а), руйнування обшивки за механізмом корозійного розтріскування (б) [4]

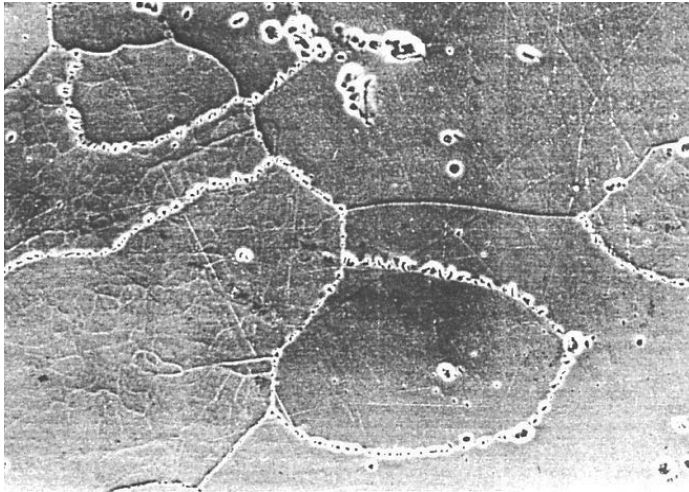
при термообробці сплаву В93 за режимом фазового старіння Т1 (гартування 450–465 °С, двоступінчасте фазове старіння: 115–125 °С, час витримки 6–10 год; 165–175 °С, час витримки 4–8 год) на стадії гартування по границях зерен одночасно зі зміцнюючими фазами $M(MgZn_2)$, $T(Al_2ZnMg_3)$, Mg_2Si виділяються ланцюжки фази $Cu_mZn_nMg_p$ розміром 1–5 мкм з підвищеним вмістом міді (1,50–1,78 %). Їх розміщення по границях зерен (рис. 4, а) сприяє підвищенню твердості, але зумовлює зниження пластичності та виникнення напружень, які призводять до корозійного розтріскування (рис. 4, б).

Деяке зменшення порівняно зі сплавом В93 вмісту заліза та кремнію, зміна режиму термічної обробки з Т1 на коагуляційне старіння Т3 (гартування 450–465 °С, двоступінчасте старіння: 115–125 °С, час витримки 6–10 год; 80–190 °С, час витримки 6–10 год) сприяли підвищенню стійкості до корозії сплаву В93_{пч} Т3 у порівнянні зі сплавом В93Т1, що обумовлено значно меншим вмістом міді у виділеннях інтерметалідних фаз при гартуванні, утворенням при старінні зміцнюючих фаз, які не містять мідь, меншим розміром кристалів інтерметалідних фаз (1–2 мкм), що виділялися під час гарту. При коагуляційному старінні сплав 1933, що містить 0,1–0,18 % цирконію

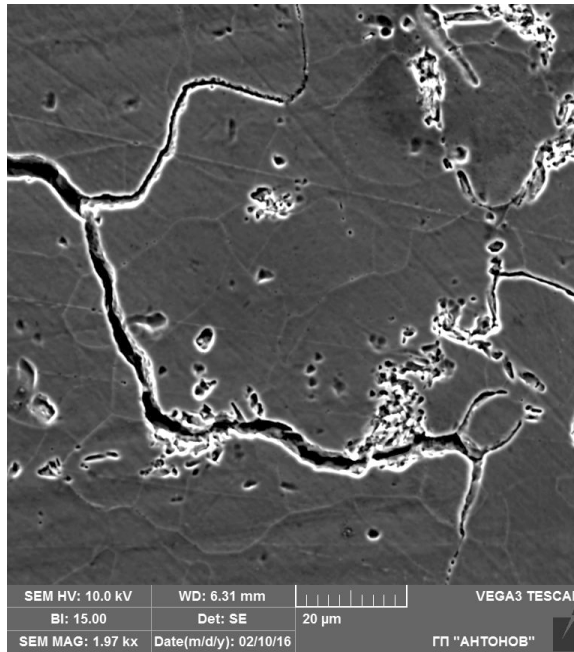
Вивчення опору корозії в умовах статичного і циклічного навантаження сплаву Д16_ч в станах Т і Т2 та сплаву 1933 в станах Т2 і Т3 показало [26], що сплав Д16_ч поступається сплаву 1933Т3 за опором міжкристалічній, розшаровій корозії і корозійному розтріскуванню, але перебільшує його за опором корозійній утомлюваності, особливо за швидкістю розповсюдження тріщин. Штучне старіння за режимом Т2 дозволяє урівняти опір корозії сплаву Д16_ч зі сплавом 1933Т3 при статичному навантаженні, зберігаючи перевагу його за корозійною утомлюваністю.

Згідно з [27] різке зниження пластичності і чутливості до зернограничного руйнування деградованих сплавів типу Д16 і В95 у корозійному середовищі пов'язано з виділенням великої кількості дисперсних (0,01–0,05 мкм) вторинних фаз; мікророзтріскуванням інтерметалідів розміром 0,1–0,5 мкм, які утворюються в процесі гомогенізації злитка; зміною тонкої структури – зростання густини дислокацій і скупченні полос ковзання у границь зерен матриці.

Вагомим внеском у розкриття причин і механізму корозії габаритних елементів кріплення в силових конструкціях літака, що виготовляються з кувальних сплавів В93, В93_{пч} і 1933 системи легування Al–Zn–Mg–Cu, є результати роботи [4]. Методами електронної мікроскопії та рентгенівського хімічного мікроаналізу доведено, що



а



б

Рис. 4. Виділення ланцюжків інтерметалідних фаз по границях зерен сплаву B93T1 (а); тріщини в місцях скупчень інтерметалідних сполук з широкою порожниною розкриття, що свідчить про інтенсивні корозійні процеси в цих місцях (б) [4]

(див. табл. 1), інтерметалідні фази з міддю на границях зерен не утворюються, а розмір фаз $M(MgZn_2)$, $T(Al_2ZnMg_3)$, Mg_2Si , як і швидкість корозійного розтріскування, зменшуються. З твердого розчину алюмінію сплавів B93, B93_{пн} і 1933 виділяються інтерметалідні фази $Cu_3Fe_6Al_6$ і Mg_2Si розміром 10–300 мкм. Під впливом знакозмінних навантажень вони являють собою концентратори напружень, сприяють корозійному розтріскуванню, розвитку втомного руйнування, яке здійснюється за механізмом зародження мікропор і малопластичних ямок [4].

Дослідження дефектів деталей з передчасним руйнуванням показало [4], що сплав B93 має низьку витривалість до знакозмінних та статичних навантажень, схильний до корозійного розтріскування навіть за відсутності дії агресивних середовищ. Найбільш витривалим до статичних, динамічних, знакозмінних навантажень і не схильним до

корозійного розтріскування є сплав 1933ТЗ з високим рівнем властивостей міцності ($\sigma \geq 450\text{--}520$ МПа; $\sigma_{0,2} \geq 380\text{--}460$ МПа), в'язкості руйнування ($K_{Ic} \geq 37\text{--}44$ МПа $\cdot\sqrt{\text{м}}$), опору втоми, корозійної стійкості і високими характеристиками ресурсу. Критична швидкість охолодження сплаву 1933 при гарті збільшена до 20 °С/с, що майже в 7 разів більша, ніж для сплаву В93 – 3 °С/с).

За даними [4] еволюція дефектів в алюмінієвих сплавах у процесі експлуатації літака включає стадії: інкубаційний період утворення корозійного пошкодження, корозійне розтріскування та перехід до втомного руйнування. Тривалість кожної стадії залежить від структурних, технологічних та природних чинників. Найменшим інкубаційним періодом утворення дефектів та найменшою тривалістю розвитку тріщин має сплав В93, руйнування якого здійснюється переважно за механізмом корозійного розтріскування. Найбільший інкубаційний період розвитку пошкоджень у сплаві 1933, який характеризується найбільш тривалим інтервалом проходження стадії докритичного розвитку тріщин за механізмами корозійної втоми та втоми. Руйнувань за механізмом корозійного розтріскування в цьому сплаві не виявлено.

Позитивний вплив на корозійну стійкість листів із сплавів Д16 (Al–Cu–Mg) і В95 (Al–Zn–Mg–Cu) та їх механічні властивості має плакування сплаву Д16 чистим алюмінієм, а сплаву В95 – сплавом алюмінію з 1 % цинку [28]. Але після деформації і наступного нагріву поверхня листів має крупнокристалічну структуру. Лиття злитків у водоохолоджувану виливницю дозволяє, незалежно від ступеня їх подальшої деформації, повністю запобігти її утворенню, якщо до складу алюмінію ввести 0,3 % марганцю або 0,3 % цирконію, а також використовуючи алюміній з підвищеним вмістом заліза. Якщо поверхня листів плакована надчистим алюмінієм, марганець в кількості 0,3 % не забезпечує повного виключення великих зерен [28]. Для попередження утворення в профілях і прутках зі сплаву Д16 крупнокристалічної структури автори [9] пропонують здійснювати пресування дрібних і середніх профілів при температурі злитка 370–380 °С, а більш крупних профілів – при температурі 410–420 °С. Це забезпечить не тільки покращення якості поверхні профілів, але і підвищить продуктивність пресів.

За своєю природою високоміцні алюмінієві сплави схильні до гарячеламкості, яка, перш за все, залежить від хімічного складу легуючих компонентів і домішок [6, 29]. При вмісті легуючих елементів в сплавах системи Al–Zn–Mg–Cu на верхній межі виділяється фаза $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$, наявність якої збільшує вірогідність утворення гарячих тріщин [6]. На думку авторів [29] підвищення тріщиностійкості при безперервному литті злитків зі сплавів типу В95 можна здійснювати регулюванням вмісту марганцю, заліза, кремнію і магнію. Вплив цих легуючих елементів на гарячеламкість у [32] пов'язують зі зміною пластичності в твердо-рідкому стані, а тому і зі зміною величини зони гарячеламкості в злитках безперервного лиття.

Сплав В95 не схильний до холодноламкості, що пояснює його широке застосування в конструкціях легких та важких транспортних літаків, які працюють в полярних умовах. З підвищенням температури міцність сплаву В95 починаючи з 125 °С знижується, особливо зі збільшенням витримки. Гартування і старіння в інтервалі температур 120–140 °С забезпечують необхідний рівень експлуатаційних властивостей із застосуванням звичайних методів захисту – плакування, анодування, лакофарбові покриття [1].

Перспективним методом зміцнення поверхні матеріалів є лазерне легування. Дослідження, проведені на алюмінієвому сплаві Д16 з використанням технологічного лазера безперервної дії “Комета-1”, показали [30], що насичення поверхневих шарів сплаву легувальними елементами відбувається в результаті дифузії і масопереносу в рідкій фазі при можливому конвективному або чисто механічному перемішуванні розплаву в зоні дії лазерного випромінювання. Найбільш ефективно процес лазерного поверхневого легування реалізується в рідкій фазі внаслідок її рівномірного перемішування. Кращі результати одержано при насиченні алюмінієвого розплаву хромом, нікелем і дисілідом ніобію. Лазерне поверхнєве легування порошками

ряду твердих матеріалів (нікель, хром, дисілідид ніобію) дозволяє значно покращити експлуатаційні характеристики виробів зі сплаву Д16, зокрема зносостійкість. На практиці також використовується пневмодробоструменева обробка виробів [31]. Вивчення залишкового напруження в гладких зразках і зразках з надрізом зі сплавів В95 і Д16Т після пневмодробоструменевої обробки, а також після пневмодробоструменевої обробки і термоекспозиції при температурі 125 °С протягом 100 годин показало, що термоекспозиція приводить до суттєво більшої релаксації залишкових напружень в зразках зі сплаву В95, ніж зі сплаву Д16Т.

В останні роки успішно розвивається напрям одержання виробів із алюмінієвих сплавів, що деформуються, способом лиття-прокатки [32–37], перевагою якого є економія енергетичних і матеріальних ресурсів, екологічність процесу. Нечисленні дослідження в основному проведено на сплавах систем з невеликим інтервалом кристалізації (до 100 °С): Al–Mn (серія 3xxx), Al–Mg (серія 5xxx) [34, 35], Al–Mg–Si (серія 6xxx) [36]. Удосконалення технології валкової розливки дозволило авторам [37] вперше в металургійній практиці отримати литу стрічку товщиною 2–3 мм з широкоінтервального (>130 °С) алюмінієвого сплаву Д16 системи Al–Cu–Mg. Встановлено, що мікроструктура сплаву Д16 у литому стані після валкової розливки представлена дендритами α -Al твердого розчину різного ступеня розгалуженості та інтерметалідами. Пластична деформація в процесі гарячої прокатки призводить до орієнтації первинних кристалів α -Al в напрямку прокатки та до зменшення їх розміру в площині, перпендикулярній до поверхні листа. Підвищення ступеня обтискування (ε) до $\geq 87,5$ % зумовлює утворення мікроструктури строкатого типу, а кількість інтерметалідів у структурі монотонно зменшується, що пов'язано з їх частковим розчиненням в твердому розчині. Термічна обробка після деформації приводить до зменшення розміру та параметру форми інтерметалідів, особливо при гартуванні зі старінням. Характер змін розміру та параметру форми дендритних комірок α -Al від нагрівання сплаву Д16 після її деформації свідчить про ймовірні рекристалізаційні процеси. Еволюція структури литої стрічки з цього сплаву, яка відбувається під дією технологічних факторів «валкова розливка - гаряча прокатка - термічна обробка», істотно впливає на рівень їх механічних властивостей. Найбільш високий рівень короточасної міцності досягається при обтисненні $\varepsilon = 50$ % (від $\sigma_{\text{в}} \approx 200$ МПа у литому стані до $\sigma_{\text{в}} \approx 450$ МПа після прокатки та термообробки). Відносне видовження зі збільшенням ступеня деформації також суттєво збільшується (від $\delta = 0\text{--}2$ % у литому стані до $\delta = 20\text{--}22$ % після прокатки та термообробки), що пов'язано зі зменшенням розміру і параметру форми кристалів твердого розчину α -Al та інтерметалідних фаз. Механічні властивості стрічки зі сплаву Д16, отримані литтям-прокатуванням, кращі за існуючі аналоги, перевищують вимоги стандартів, що відкриває перспективи використання цієї технології для одержання листового прокату для обшивки літаків.

Таким чином, проведений аналіз показав, що алюмінієві сплави систем Al–Cu–Mg і Al–Zn–Mg–Cu є основними матеріалами сучасної авіаційної техніки, застосовуються для обшивки і в силових елементах конструкцій літаків з великою концентрацією та локалізацією напружень. Основним їх недоліком є схильності до розтріскування, корозійно-втомних руйнувань. Довготривала робота вузлів і деталей, забезпечення високого рівня їх властивостей і безпеки польотів протягом усього терміну служби літаків значною мірою зумовлені структурою сплавів, розміром та складом інтерметалідних фаз, які залежать від способу легування та режимів технологічних процесів, зокрема, термічної обробки. Керуючи цими процесами, можна не лише підвищити статистичну міцність або здатності матеріалу чинити опір втомному руйнуванню, але і впливати на його корозійну стійкість. Збільшення габаритів, швидкості та інтенсивності експлуатації транспортних і пасажирських літаків, прагнення підвищити їх надійність та економічність, при зниженні витрат на обслуговування зумовлюють посилення вимог до довговічності та ресурсу матеріалів, що є одним з визначальних завдань авіабудування.

Список літератури

- 1 Фридляндер И. Н. Высокопрочные деформируемые алюминиевые сплавы. М.: ГНТИ «Оборонгиз», 1960. 291 с.
- 2 Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. М., «Металлургия», 1979. 208 с.
- 3 Белецкий В. М., Кривов Г. А. Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, применение): Справочное изд. Под ред. академика И.Н. Фридляндера. Киев : ЗАО «КОМИНТЕХ», 2005. 365 с.
- 4 Аболіхіна О. В. Матеріалознавчі аспекти утворення та еволюції дефектів, що визначають ресурс експлуатації алюмінієвих конструкцій літаків / Дис... канд. техн. наук.: 05.16.01. Київ: Національний технічний університет «КПІ» ім. І. Сікорського, 2018. 215 с.
- 5 Данченко В. Н., Миленин А. А., Головкин А. Н. Производство профилей из алюминиевых сплавов. Теория и технология. Днепропетровск: ДНВП "Системные технологии", 2001. 448 с.
- 6 Верховлюк А. М., Щерецький О. А., Каніболоцький Д. С., Довбенко В. В. Вплив технологічних факторів на властивості високоміцного алюмінієвого сплаву системи Al–Zn–Mg–Cu. Металознавство та обробка металів. 2020. № 1. С. 27–36.
- 7 Welch P. I., Pikard A.C. The effect of texture on fatigue crack propagation in aluminium alloy 7075. Aluminium. 1985. V. 61. № 5. P. 332–335.
- 8 Фридляндер И. Н. Высокопрочные сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu. М.: Машиностроение, 2001. Т. 2. С. 94–128.
- 9 Галацкий Б.Д., Тулянкин Ф.В., Фридляндер И. Н. Пути повышения механических свойств прессованных профилей и прутков сплава Д16. Сб. статей «Деформируемые алюминиевые сплавы». Под ред. докт. техн. наук И.Н. Фридляндера, докт. техн. наук В.И. Добаткина и канд. техн. наук Е. Д. Захарова. М.: Оборонгиз. 1961. С. 95–103.
- 10 Козловская В. П., Васильева Н. И., Карпович Ю.М. Условия получения прессованных изделий из алюминиевого сплава Д16 с высокой прочностью при комнатной и повышенных температурах. Сб. статей «Деформируемые алюминиевые сплавы». Под ред. докт. техн. наук И.Н. Фридляндера, докт. техн. наук В. И. Добаткина и канд. техн. наук Е. Д. Захарова. М.: Оборонгиз. 1961. С. 64–75.
- 11 Матвеев Б. И., Копытова М. В. Влияние содержания марганца, температуры и степени деформации на механические свойства крупных профилей из сплава В95. Сб. статей «Деформируемые алюминиевые сплавы». Под ред. докт. техн. наук И.Н. Фридляндера, докт. техн. наук В. И. Добаткина и канд. техн. наук Е. Д. Захарова. М.: Оборонгиз. 1961. С. 76–84.
- 12 Тейтель И.Л. Исследование процесса кристаллизации и охлаждения слитков алюминиевых сплавов диаметром до 800 мм при непрерывном методе литья. Сб. статей «Деформируемые алюминиевые сплавы». Под ред. докт. техн. наук И.Н. Фридляндера, докт. техн. наук В. И. Добаткина и канд. техн. наук Е. Д. Захарова. М.: Оборонгиз. 1961. С. 200–209.
- 13 Никитаева О. Г., Кутайцева Е. И., Романова О. А., Карпович Ю. М., Кондратьева Н. Б. Влияние чистоты алюминия на механические свойства и теплопрочность алюминиевых сплавов. Сб. статей «Деформируемые алюминиевые сплавы». Под ред. докт. техн. наук И.Н. Фридляндера, докт. техн. наук В.И. Добаткина и канд. техн. наук Е.Д. Захарова. М.: Оборонгиз. 1961. С. 30–43.
- 14 Ноговіцин О. В., Лахненко В. Л., Баранов І. Р Вплив швидкості охолодження на формування первинної структури алюмінієвих сплавів, що деформуються. Металознавство та обробка металів. 2021. № 1. С. 3–8.
- 15 Халикова Г. Р., Трифонов В. Г. Влияние формирующейся при кристаллизации под высоким давлением структуры на прочностные характеристики деформируемых алюминиевых сплавов Д16 и В96Ц. Докл. Открытая школа-конференция стран СНГ «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы», Уфа, 4–9 авг., 2008. Перспект. матер. 2009, Спец. вып., № 7. С. 332–336.

- 16 Трифонов В. Г., Халикова Г. Р. Особенности формирования структуры в алюминиевом сплаве Д16 в различных условиях жидкой штамповки. Материаловедение. 2009. № 7. С. 37–43.
- 17 Галацкий Б. Д. Причины разупрочнения тонкостенных профилей из дуралюмина в зависимости от условий закалки. Сб. статей «Деформируемые алюминиевые сплавы». Под ред. докт. техн. наук И. Н. Фридляндера, докт. техн. наук В. И. Добаткина и канд. техн. наук Е. Д. Захарова. М.: Оборонгиз, 1961. С. 85–94
- 18 Антипин В. П., Тюльпакова Р. В. Перераспределение водорода в прутках алюминиевых сплавов Д16 и АК4-1 под влиянием внутренних напряжений. Металлы. 2011. № 1. С. 70.
- 19 Чернышова Т. А., Кобелева Л. И. Процессы старения в дисперсноупрочненных композиционных материалах на базе алюминиевого сплава Д16. Металлы. 2010. № 5. С. 52–63.
- 20 Аболихина Е. В., Моляр А. Г. Коррозия самолетных конструкций из алюминиевых сплавов. Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2003. № 6. С. 106–110.
- 21 Осташ О. П., Андрейко І. М., Головатюк Ю. В., Семенец О. І. Вплив корозивного середовища на втомну довговічність деградованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95. Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2008. № 5. С. 75–84.
- 22 Аболіхіна О.В., Чернега С.М. Деградація сплаву В93Т при експлуатації літаків Ан. Наукові нотатки. – 2011 р. – Вип. 31. – С. 4–7
- 23 Аболихина Е. В., Семенец А. И., Еретин А. П. Коррозионная стойкость верхних панелей крыльев самолетов Ан-24, Ан-26. Открытые информационные и компьютерные технологии; сб. науч. тр. нац. аэрокосм. ун-та им. Н. Е. Жуковского «ХАИ». 2009. Вып. 42. С. 27–38.
- 24 Аболихина Е.В., Семенец А.И., Еретин А.П. Коррозионная стойкость обшивок нижних панелей кессонов крыла самолетов Ан-24, Ан-26. Открытые информационные и компьютерные технологии; сб. науч. тр. нац. аэрокосм. ун-та им. Н. Е. Жуковского «ХАИ». 2009. Вып. 41. С. 76–91.
- 25 Shi P., Mahadevan S. Corrosion fatigue and multiple site damage reliability analysis. Internation Jorنال of Fatigue. 2003. P. 457–469.
- 26 Синявский В.С. Коррозионные свойства прессованных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов Д16ч и 1933 при статическом и циклическом нагружении. Технол. легк. сплавов. 2011. № 4. С. 101–104.
- 27 Осташ О. П., Андрейко Г. М., Головатюк Ю. В., Ковальчук Л. Б. Структурно-фазовий стан і фізико-механічні властивості деградованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95. Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2008. 44. № 6. С. 5–11.
- 28 Кутайцева Е. И., Филиппова З. Г., Бутусова И. В. Влияние некоторых элементов на процессы рекристаллизации сплавов, применяемых для плакировки листов. Сб. статей «Деформируемые алюминиевые сплавы». Под ред. докт. техн. наук И.Н. Фридляндера, докт. техн. наук В. И. Добаткина и канд. техн. наук Е. Д. Захарова. М.: Оборонгиз, 1961. С. 53–58.
- 29 Новиков И. И., Семенов А. Е. Горячеломкость сплавов типа В95. Сб. статей «Деформируемые алюминиевые сплавы». Под ред. докт. техн. наук И.Н. Фридляндера, докт. техн. наук В.И. Добаткина и канд. техн. наук Е. Д. Захарова. М.: Оборонгиз. 1961. С. 189–194.
- 30 Александров В. Д. Исследование поверхности алюминиевых сплавов, упрочненной легированием при лазерном нагреве. Технол. мет. 2003. № 7. С. 9–13.
- 31 Кирпичев В. А., Иванов Д. В., Саушкин М. Н. Остаточные напряжения в образцах из сплавов В95 и Д16Т после пневмодробеструйной обработки. Вестн. Самар. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки. 2009. № 2. С. 260–263.
- 32 Гридин А.Ю., Шапер М., Данченко В.И. Получение полос из высокопрочных алюминиевых сплавов валковой разливкой-прокаткой. Обработка материалов давлением. 2011. № 3 (28). С. 184–194.

- 33 Ноговицын А.В., Наривский А.В., Баранов И.Р., Школяренко В.П., Шаповал В.И. Технология получения листового проката из сплава Д16 на валковой разливочной установке. Процессы литья. 2017. № 3. С. 37–42.
- 34 Ferry M. Direct strip casting of metals and alloys / M. Ferry. – Boca Raton, FL, USA: CRC Press, 2006. 276 p.
- 35 Gras Ch, Meredith M., Gatenby K., Hund J.D. Defect formation in twin roll-cast AA 3xxx and 5xxx series aluminium alloys. Materials Science Forum, 2002. Vol. 396-402. P.89–94.
- 36 Haga T., Ikawa M., Wtari H., Kumai S. Aluminium alloys strip casting using an unequal diameter twin roll caster. Journal of Materials Processing Technology. 2006. Vol. 172. P. 271–276.
- 37 Ноговицин О.В., Нурадинов А.С., Пригунова А.Г., Куцова В.З., Аюпова Т.А., Нурадинов І.А. Структура і властивості литої стрічки в технологічному ланцюжку «валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка». Металознавство та обробка металів. 2020. № 2. Т. 26. С. 49–59.

Надійшла 21.01.2023

References

- 1 Friedlyander I. N. High-strength deformable aluminum alloys. M.: HNTI Oborongiz, 1960. 291 p. [in Russian].
- 2 Friedlyander I. N. Aluminum deformable structural alloys. M.: Metallurgy, 1979. 208 p. [in Russian].
- 3 Beletsky V. M., Kryvov G. A. Aluminum alloys (Composition, properties, application): Reference ed. Ed. Academician I.N. Friedlander. – Kyiv: ZAO KOMINTECH, 2005. 365 p.
- 4 Abolikhina O. V. Material aspects of the elimination and evolution of defects that determine the resource of exploitation of aluminum structures of aircraft / Dis ... cand. tech. Sciences: 05.16.01. Kiev: National Technical University "KPI" named after. I. Sikorsky, 2018. 215 p. [in Ukrainian].
- 5 Danchenko V. N., Milenin A. A., Golovko A. N. Production of profiles from aluminum alloys. Theory and technology. Dnipropetrovsk: DNVP "System Technologies", 2001. 448 p. [in Russian].
- 6 Verkhovlyuk A. M., Shcheretskyi O. A., Kanibolotskyi D. S., Dovbenko V. V. The influence of technological factors on the properties of a high-strength aluminum alloy of the Al-Zn-Mg-Cu system. Metallurgy and metal processing. 2020. No. 1. P. 27-36 [in Ukrainian].
- 7 Welch P. I., Pikard A. C. The effect of texture on fatigue crack propagation in aluminium alloy 7075. Aluminium. 1985. V. 61. № 5. P. 332–335 [in English].
- 8 Fridlyander I. N. High-strength alloys of the Al-Zn-Mg-Cu system. M.: Mashinostroenie, 2001. T. 2. P. 94-128 [in Russian].
- 9 Galatsky B. D., Tulyankin F. V., Fridyander I. N. Ways to improve the mechanical properties of pressed profiles and bars of alloy D16. Sat. articles "Wrought aluminum alloys". Ed. doc. tech. Sciences I.N. Friedlander, Dr. tech. Sciences V.I. Dobatkin and Cand. tech. Sciences E.D. Zakharov. M. : Oborongiz. 1961. P. 95 – 103 [in Russian].
- 10 Kozlovskaya V. P., Vasilyeva N. I., Karpovich Yu. M. Conditions for obtaining pressed products from D16 aluminum alloy with high strength at room and elevated temperatures. Sat. articles "Deformable aluminum alloys". Ed. dr. technical of Sciences I.N. Friedlyandera, Dr. technical of Sciences V.I. Dobatkina and Ph.D. technical of Sciences E.D. Zakharova. M.: Oborongiz. 1961. P. 64–75 [in Russian].
- 11 Matveev B. I., Kopytova M. V. Influence of manganese content, temperature and degree of deformation on the mechanical properties of large profiles from alloy B95. Sat. articles "Wrought aluminum alloys". Ed. doc. tech. Sciences I.N. Friedlander, Dr. tech. Sciences V.I. Dobatkin and Cand. tech. Sciences E. D. Zakharov. M. : Oborongiz. 1961. P. 76–84 [in Russian].

- 12 Teitel I. L. Study of the process of crystallization and cooling of aluminum alloy ingots with a diameter of up to 800 mm using a continuous casting method. Sat. articles "Wrought aluminum alloys". Ed. doc. tech. Sciences I.N. Friedlander, Dr. tech. Sciences V.I. Dobatkin and Cand. tech. Sciences E. D. Zakharov. M. : Oborongiz. 1961. P. 200 – 209 [in Russian].
- 13 Nikitaeva O. G., Kutaitseva E. I., Romanova O. A., Karpovich Yu. M., Kondratieva N. B. Influence of aluminum purity on mechanical properties and heat resistance of aluminum alloys. Sat. articles "Wrought aluminum alloys". Ed. doc. tech. Sciences I.N. Friedlander, Dr. tech. Sciences V. I. Dobatkin and Cand. tech. Sciences E. D. Zakharov. M. : Oborongiz. 1961. P. 30 – 43 [in Russian].
- 14 Nogovitsyn O. V., Lakhnenko V. L., Baranov I. R. Influence of the cooling rate on the formation of the primary structure of deformable aluminum alloys. Metallurgy and metal processing. 2021. No. 1. P. 3-8 [in Ukrainian].
- 15 Khalikova G. R., Trifonov V. G. The influence of the structure formed during crystallization under high pressure on the strength characteristics of wrought aluminum alloys D16 and V96Ts. Report Open school-conference of the CIS countries "Ultrafine-grained and nanostructured materials", Ufa, August 4-9, 2008. Prospect. mater. 2009, Spec. issue, No. 7. P. 332 – 336 [in Russian].
- 16 Trifonov V. G., Khalikova G. R. Peculiarities of structure formation in D16 aluminum alloy under various liquid forging conditions. Materials Science. 2009. No. 7. P. 37 – 43 [in Russian].
- 17 Galatsky B. D. Causes of softening of thin-walled duralumin profiles depending on the hardening conditions. Sat. articles "Wrought aluminum alloys". Ed. doc. tech. Sciences I.N. Friedlander, Dr. tech. Sciences V.I. Dobatkin and Cand. tech. Sciences E. D. Zakharov. M.: Oborongiz, 1961. P. 85 – 94 [in Russian]
- 18 Antipin V. P., Tyulpakova R. V. Redistribution of hydrogen in bars of aluminum alloys D16 and AK4-1 under the influence of internal stresses. Metals. 2011. No. 1. P. 70 [in Russian].
- 19 Chernyshova T. A., Kobeleva L. I. Aging processes in dispersion-strengthened composite materials based on D16 aluminum alloy. Metals. 2010. No. 5. P. 52–63 [in Russian].
- 20 Abolikhina E. V., Molyar A. G. Corrosion of aircraft structures made of aluminum alloys. Physical and chemical mechanics of materials. 2003. No. 6. P. 106-110 [in Russian].
- 21 Ostash O. P., Andreiko I. M., Golovatyuk Yu .V., Semenets O. I. The injection of a corrosive medium on the automatic durability of degraded aluminum alloys of type D16 and V.95. Physical and chemical mechanics of materials. 2008. No. 5. P. 75–84 [in Ukrainian].
- 22 Abolikhina O. V., Chernega S. M. Degradation of V93T alloy during operation of aircraft An. Scientific notes. - 2011 - Vip. 31. - P. 4–7 [in Ukrainian].
- 23 Abolikhina E. V., Semenets A. I., Eretin A. P. Corrosion resistance of the upper wing panels of An-24, An-26 aircraft. Open information and computer technologies; Sat. scientific tr. nat. aerospace un-ta im. NOT. Zhukovsky "KhAI". 2009. Issue. 42. P. 27–38 [in Russian].
- 24 Abolikhina E. V., Semenets A. I., Eretin A. P. Corrosion resistance of the skins of the lower panels of the wing boxes of An-24, An-26 aircraft. Open information and computer technologies; collection of scientific tr. nat. aerospace un-ta im. N.E. Zhukovsky "KhAI". 2009. Issue. 41. P.76–91 [in Russian].
- 25 Shi P., Mahadevan S. Corrosion fatigue and multiple site damage reliability analysis. Internation Journal of Fatigue. 2003. P. 457–469 [in English].
- 26 Sinyavsky V. S. Corrosion properties of pressed semi-finished products from aluminum alloys D16ch and 1933 under static and cyclic loading. Technol. easy alloys. 2011. No. 4. P. 101–104 [in Russian].
- 27 Ostash O. P., Andreiko G. M., Golovatyuk Yu. V., Kovalchuk L. B. Structural-phase mill and physical-mechanical power of degrading aluminum alloys of type D16 and V95. Physical and chemical mechanics of materials. 2008. 44. No. 6. P. 5–11 [in Ukrainian].

- 28 Kutaitseva E. I., Filippova Z. G., Butusova I. V. Influence of some elements on the processes of recrystallization of alloys used for sheet cladding. Sat. articles "Wrought aluminum alloys". Ed. doc. tech. Sciences I.N. Friedlander, Dr. tech. Sciences V.I. Dobatkin and Cand. tech. Sciences E.D. Zakharov. M.: Oborongiz, 1961. P. 53–58 [in Russian].
- 29 Novikov I. I., Semenov A. E. Hot brittleness of B95 type alloys. Sat. articles "Wrought aluminum alloys". Ed. doc. tech. Sciences I.N. Friedlander, Dr. tech. Sciences V.I. Dobatkin and Cand. tech. Sciences E.D. Zakharov. M. : Oborongiz. 1961. P. 189–194 [in Russian].
- 30 Aleksandrov V. D. Investigation of the surface of aluminum alloys hardened by alloying during laser heating. Technol. met. 2003. No. 7. P. 9–13 [in Russian].
- 31 Kirpichev V. A., Ivanov D. V., Saushkin M. N. Residual stresses in specimens from V95 and D16T alloys after air shot blasting. Vestn. Samar. state tech. university Ser. Phys.-Math. science. 2009. No. 2. P. 260–263 [in Russian].
- 32 Gridin A. Yu., Shaper M., Danchenko V. I. Obtaining strips from high-strength aluminum alloys by roll casting-rolling. Processing of materials by pressure. 2011. No. 3 (28). P. 184–194 [in Russian].
- 33 Nogovitsyn A. V., Narivskii A. V., Baranov I. R., Shkolyarenko V. P., Shapoval V. I. Technology for producing sheet products from alloy D16 on a roll casting plant. Casting processes. 2017. No. 3. P. 37–42 [in Russian].
- 34 Ferry M. Direct strip casting of metals and alloys / M. Ferry. – Boca Raton, FL, USA: CRC Press, 2006. 276 p. [in English].
- 35 Gras Ch, Meredith M., Gatenby K., Hund J.D. Defect formation in twin roll-cast AA 3xxx and 5xxx series aluminium alloys. Materials Science Forum, 2002. Vol. 396-402. P. 89-94 [in English].
- 36 Haga T., Ikawa M., Wtari H., Kumai S. Aluminium alloys strip casting usingan unequal diameter twin roll caster. Journal of Materials Processing Technology. 2006. Vol. 172. P. 271 – 276 [in English].
- 37 Nogovitsin O.V., Nuradinov A.S., Prigunova A.G., Kutsova V.Z., Ayupova T.A., Nuradinov I.A. The structure and authority of the cast line in the technological language "roll casting - hot rolling - thermal processing". Metal science and processing of metals. 2020. No. 2. V. 26. P. 49 – 59 [in Ukrainian].

Received 21.01.2023

A. G. Prigunova, Dr. Sci. (Engin.), Head of the Department; e-mail: adel_nayka@ukr.net; ORCID 0000-0001-8030-9160

A. M. Neduzhyi, PhD (Engin.), Researcher Scientist; e-mail: onmlptima@ukr.net, ORCID 0000-0002-6259-0312

Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

STRUCTURAL ALUMINUM ALLOYS OF THE Al-Cu-Mg AND Al-Zn-Mg-Cu SYSTEMS IN AIRCRAFT CONSTRUCTION. Review

A review of scientific and technical information on structural deformable aluminum alloys, Al-Cu-Mg (series 2xxx) and Al-Zn-Mg-Cu (series 7xxx) systems was conducted. Their chemical and phase composition, alloying methods, mechanical and operational properties, influence of technological factors were analyzed. Examples of the use of these alloys in aircraft construction are given. It is shown that among the alloys of the Al-Cu-Mg system (D1, B65, D16, D16ч, 1163, D19, etc.), the strongest is D16 and its improved modifications D16ч and 1163, the mechanical properties of which in the heat-hardened state are equal to low-carbon steels. Alloys D16, D16ч, 1163 have high strength characteristics at 20 °C and elevated temperatures, especially in the form of sheets and pressed parts. Therefore, it is a common material for the manufacture of aircraft skins in the engine area, which is subject to heating. However, an increase in strength leads to a decrease in plasticity. Alloys based on the Al-Zn-Cu-Mg system (B95, B95нч, B95оч, B96, B96Л, B96Л1, B96Л3, B94, B93, B92, etc.) are the most high-strength among deformable aluminum alloys, so they are widely used in responsible power elements of aircraft and rocket engineering in the form of pressed and forged products. The strongest of them is B96Л, especially its modification B96Л1, in which, unlike the B95 alloy, manganese and chromium are partially or completely replaced by zirconium. The B95 alloy has high compressive strength and is used to cover the upper surface of aircraft wings, which is in a compressed state during flight. The inner surface of the wing is made of D16, D16ч, 1163 alloys that withstand tensile loads in flight. In terms of strength, the B95 alloy exceeds the similar characteristics of the D16 alloy by 20–25%, and in terms of yield strength by 40%. Replacing the D16 alloy with B95 makes it possible to reduce the weight of the aircraft to 5 tons. Almost all the large-sized stamped parts for the world's largest turboprop An-22 "Antey" transport aircraft are made from the B93 forging alloy, which is alloyed with iron and heat-treated according to the T1 regime. The main disadvantage of high-strength alloys of the Al-Cu-Mg and Al-Zn-Mg-Cu systems is their tendency to degrade, which is caused by the action of various types of loads and corrosive environments during aircraft and flight basing and is accompanied by the development of fatigue or corrosion-fatigue cracks. Alternative points of view regarding the causes of these phenomena and ways of improving the properties of products made of these alloys by alloying, thermal and deformation treatments are considered.

Keywords: deformable structural aluminum alloys; aircraft construction, chemical and phase composition, alloying, mechanical properties, corrosion resistance, heat treatment.