

УДК 669.715

ВПЛИВ МІКРОСТРУКТУРИ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Zn–Mg–Cu НА МЕХАНІЗМ РУЙНУВАННЯ АВІАКОНСТРУКЦІЙ

О. В. АБОЛІХІНА¹, В. А. ЗНОВА¹, О. І. СЕМЕНЕЦЬ¹, Ю. М. ПОДРЕЗОВ²

¹ ДП АНТОНОВ, Київ;

² Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича, НАН України, Київ

Досліджено високоміцні алюмінієві сплави В93Т1, В93пчТ3, 1933Т3 системи легування Al–Zn–Mg–Cu, які застосовують у високонавантажених елементах конструкцій літаків. Вивчено особливості їх мікроструктури та її вплив на опір руйнуванню під дією статичних і циклічних навантажень, а також агресивних середовищ.

Ключові слова: Al–Zn–Mg–Cu сплави, старіння, структура, сегрегації, зміцнювальні фази, корозійне розтріскування.

High-strength aluminum alloys В93Т1, В93пчТ3, 1933Т3 of the Al–Zn–Mg–Cu alloying system, used in aircraft structural elements, subjected to high concentration of stresses, are investigated. The peculiarities of the alloys microstructure and its influence on the resistance to crack propagation under the action of long-term static and cyclic loads and also aggressive media are studied.

Keywords: Al–Zn–Mg–Cu alloys, ageing, structure, segregations, strengthening phases, stress corrosion cracking.

Вступ. У сучасному авіабудуванні для виготовлення масивних деталей силових конструкцій планера застосовують напівфабрикати з високоміцних алюмінієвих сплавів системи легування Al–Zn–Mg–Cu, виготовлені куванням і пресуванням, після термооброблення яких одержують високі значення питомої міцності [1–5]. Сплав В93 почали застосовувати у найвідповідальніших елементах конструкції літаків “Антонов” з 1965 р. У стані термооброблення за режимом Т1 (фазове старіння) його часто використовували в конструкції турбогвинтового транспортного літака Ан-22 “Антей”. Під час експлуатації всі габаритні деталі, що виготовляли штампуванням, виявили схильність до корозійного розтріскування (КР). Перехід до режимів коагуляційного або пом’якшувального старіння (Т2, Т3) та оптимізація хімічного складу, зокрема підвищення чистоти за домішками заліза і кремнію, підштовхнули до створення нового сплаву В93пч. Ковані і штамповані деталі зі сплаву В93пчТ3 застосували в літаках Ан-124 і Ан-225. Передчасних руйнувань елементів конструкції зафіксували значно менше, ніж коли вживали сплав В93Т1. Руйнування за механізмами КР, корозійної втоми (КВ) і втоми [6, 7] виявили після 12–15 років експлуатації в умовах дії морських і промислових середовищ. Додатки цирконію сприяли появі нового сплаву 1933 з високими міцністю ($\sigma_{UTS} = 450...520$ МПа), в’язкістю руйнування, опором втомі і корозійною тривкістю. Відомо [8, 9], що під час термооброблення пересичений цирконієм твердий розчин розпадається з виділенням інтерметалідів цирконію, які дисперсніші, ніж марганцеві і хромові. Тому він інтенсивніше, ніж інші перехідні метали, підвищує температуру рекристалізації алюмінієвих сплавів, сприяє зберіганню нерекристалізованої структури після термооброблення, а отже, обумовлює значне структурне зміцнення. Цей сплав застосували в літаках Ан-124, Ан-148,

Контактна особа: О. В. АБОЛІХІНА, e-mail: hellenab17@gmail.com

Ан-158, Ан-132, Ан-178. Перші випадки руйнування елементів конструкцій зафіксували тільки після 20 років експлуатації в умовах морського або вологого тропічного клімату, а їх загальна кількість була суттєво меншою, ніж під час застосування сплаву В93пчТ3. Воно відбувалось за механізмами втоми та КВ. Деталі виявились чутливими до перекосів у конструкції (навіть незначних), неспіввісності в пакеті, концентраторів напружень у вигляді рисок, корозійних пошкоджень і металургійних дефектів [10]. Руйнувань за механізмом КР не виявили (табл. 1).

Таблиця 1. Статистика руйнувань елементів конструкцій за ~25 років експлуатації літаків “Антонов”

Сплав	Механізм руйнування		
	втома	корозійна втома	корозійне розтріскування
	%		
В93Т1	0	13	87
В93пчТ3	66	17	17
1933Т3	88	12	0

Мета дослідження – встановити закономірності впливу мікроструктури сплавів В93Т1, В93пчТ3, 1933Т3 на схильність елементів конструкції літаків до передчасних руйнувань за механізмами втоми та КР.

Матеріали та методика досліджень. Для випроб цих сплавів використовували зразки, вирізані з елементів конструкції, в яких під час експлуатації виявили дефекти критичних розмірів. Сплави термічно обробляли [11], гартували та дво-ступінчасто зістарювали за режимами Т1 або Т3 (коагуляційне старіння). На стадії Т3 пересичений твердий розчин розпадається з виділенням зміцнювальних фаз $M - MgZn_2$ або $T - Al_2Zn_3Mg_3$, які розташовані вздовж меж зерен матеріалу [12–14], при цьому формуються примежові зони, збіднені виділеннями або вільні від них. Критична швидкість охолодження під час гартування для сплавів типу В93 становила $3^\circ C/s$, для сплаву 1933 зростала до $20^\circ C/s$ [15, 16]. Хімічний склад сплавів, визначений у плазмовому спектрометрі “Sa-2000”, відповідав вимогам ОСТ1 90026-80 (див. табл. 2).

Таблиця 2. Стандартний хімічний склад сплавів (mass%)

Сплав	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Ti	Zr	Si	Fe	Інші	Al
В93	6,5... 7,3	1,6... 2,2	0,8... 1,2	0,1	–	0,05... 0,1	–	0,2	0,2... 0,45	$\leq 0,1$	Решта
В93пч	6,5... 7,3	1,6... 2,2	0,8... 1,2	$\leq 0,1$	$\leq 0,05$	$\leq 0,1$	–	$\leq 0,1$	0,2... 0,4	$\leq 0,1$	Решта
1933	6,35... 7,2	1,6... 2,2	0,8... 1,2	$\leq 0,1$	$\leq 0,05$	0,03... 0,06	0,1... 0,18	0,08... 0,09	0,06... 0,15	$\leq 0,05$	Решта

Мікроструктуру зразків вивчали з допомогою оптичних мікроскопів Ortop, Mef-2, Neophot 21, а також сканувального електронного Vega 3LMN (TESCAN, Чехія) у вторинних та відбитих електронах за збільшень у 30–100000 разів. Якісний і кількісний локальний хімічний аналізи виконували, застосовуючи систему рентгенівського мікроаналізу Oxford X-max-50 (Англія), де глибина максимальної зони збудження 1 μm .

Результати та їх обговорення. У сплаві В93Т1 спостерігали різнозернисту структуру α -твердого розчину, витягнуті у напрямку деформації сегрегації нерозчинних фаз завдовжки 20...300 μm та виділення інтерметалідних фаз, розташованих уздовж меж зерен у вигляді безперервних ланцюжків, що склалися з ланок (рис. 1а). Ланки, які формують ланцюжки виділень на межах крупних зерен, містили по декілька фаз різних форми і складу (рис. 1б), а їх спільний розмір у кожній ланці 1...5 μm . На межах дрібних зерен переважно виділялись поодинокі частки (рис. 1с) розмірами ~100...500 nm.

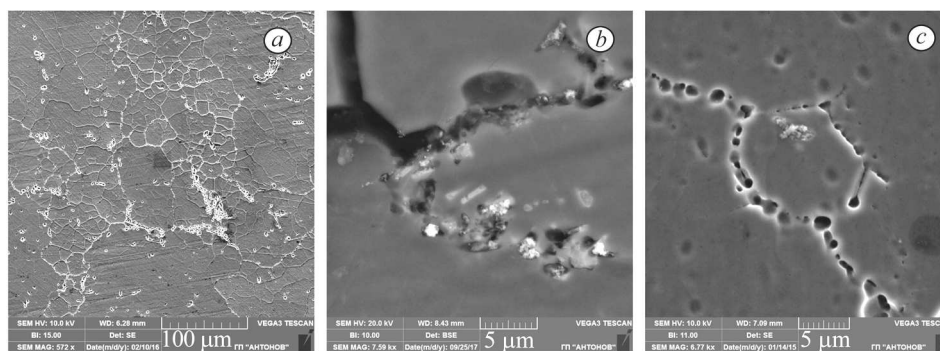


Рис. 1. Типова мікроструктура (а) та виділення інтерметалідних фаз у сплаві В93Т1 (б, с).

Fig. 1. Typical microstructure (a) and formation of intermetallic phases in B93T1 alloy (b, c).

За результатами локального хімічного аналізу (табл. 3) встановили, що окрім зміцнювальних фаз MgZn_2 , $\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$, Mg_2Si , на межах зерен виділяється фаза, утворена міддю, цинком та магнієм ($\text{Cu}_m\text{Zn}_n\text{Mg}_p$). Міді тут більше, ніж у твердому розчині. Враховуючи, що під час старіння сплаву В93 за режимом Т1 утворюються субмікроскопічні фази, напівкогерентно пов'язані з матрицею, стає очевидним, що мікророзмірні частки інтерметалідних сполук на межах зерен, які містять мідь, виділяються під час гартування за уповільненого охолодження (3°C/s) пересиченого твердого розчину, що не відповідає твердженням розробників сплаву [17]. Згідно з ними, в алюмінієвих сплавах системи Al-Zn-Mg-Cu з вмістом 6...9% цинку мідь не бере участі у старінні і має зберігатися у пересиченому твердому розчині.

Таблиця 3. Локальний хімічний склад (mass%) матриці та включень на межах зерен у сплаві В93Т1

№ включення	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	O	Al
Матриця	6,42	1,62	1,13	0,00	0,00	0,51	90,32
2	8,58	1,79	1,50	0,00	0,00	0,44	87,69
3	9,14	1,92	2,03	0,00	0,00	0,85	86,06
4	7,84	1,58	1,54	0,00	0,00	0,51	88,53
5	7,93	1,74	1,61	0,22	0,00	0,87	87,64
6	8,37	1,66	1,78	0,00	0,00	0,62	87,56

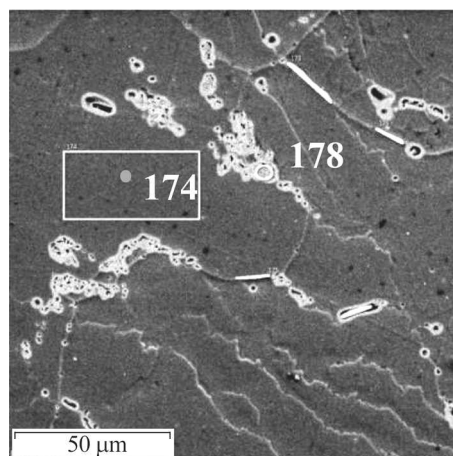
У сплаві присутні також крупні сегрегації нерозчинних інтерметалідних включень. Встановили, що їх хімічний склад представлений переважно двома групами хімічних елементів: алюмінієм, міддю і залізом, які утворюють між собою тверді розчини $\text{Cu}_a\text{Fe}_b\text{Al}_c$ зі змінною розчинністю, а також кремнієм та магнієм, які формують сполуку Mg_2Si (рис. 2).

Встановили (див. табл. 1), що елементи конструкцій з цього сплаву руйнувались здебільшого за механізмом КР, значно менше – за механізмом КВ. Дослідження геометрії тріщин КР засвідчили, що їх розкриття максимальне в зонах скупчень інтерметалідних сполук заліза з міддю і алюмінієм або магнію з кремнієм. Отже, руйнування конструкції починається в місцях виходу сегрегацій цих фаз на поверхню деталей з подальшим утворенням тріщин міжкристалітної корозії, які під дією статичного навантаження трансформуються у макротріщини КР і розвиваються через дискретні ділянки (виділення інтерметалідних фаз), розташовані уздовж меж зерен. В умовах циклічних навантажень скупчення фаз виконують роль концентраторів напружень і сприяють розвитку тріщин КВ.

Поверхня зернограничних фасеток за КР вкривалася плівкою продуктів окиснення за одночасного розчинення дисперсних фаз. Сегрегації крупних включень з переважним вмістом заліза і міді або магнію і кремнію окиснювались під час корозії, але не розчинялися в матриці (рис. 3). За достатньої швидкості руйнування тріщини у місцях скупчень таких включень росли за механізмом зародження та коалесценції мікропор, часто з утворенням неглибоких ямок. У зламах після КР виявили також окремі локальні ділянки транскристалітного втомного руйнування, вміст міді в яких значно нижчий, ніж на межах зерен.

Перші тріщини КР у деталях зі сплаву В93Т1 зафіксували через 5–8 років експлуатації літака Ан-22 [18], що стало серйозною проблемою для забезпечення його ресурсу. Ці недоліки частково подолали, застосовуючи сплав В93пчТ3, в якому присутні витягнуті зерна α -твердого розчину, ланцюжки дисперсніших (1...2 μm), ніж у сплаві В93Т1, інтерметалідних включень уздовж меж зерен та сегрегації нерозчинних фаз довжиною до 250 μm у матриці (рис. 4a). Крупні зерна частково фрагментовані на дрібніші, на межах яких розташовані ще дисперсніші виділення поодиноких часток розмірами 50...100 nm (рис. 4b). За результатами локального хімічного аналізу встановили, що виділення на межах зерен у вигляді ланцюжків утворені зміцнювальними фазами MgZn_2 , $\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$ та $\text{Cu}_m\text{Zn}_n\text{Mg}_p$. Таким чином, фази на межах зерен у сплавах В93Т1 і В93пчТ3 відрізняються розмірами, проте подібні за хімічним складом. Крім того, на межах зерен сплаву В93пчТ3 менше міді. Сегрегації фаз, що не розчинилися у матриці під час гартування, в обох сплавах сформовані переважно алюмінієм, залізом і міддю ($\text{Cu}_a\text{Fe}_b\text{Al}_c$), а також магнієм і кремнієм (Mg_2Si).

Тривкість до корозії сплаву В93пчТ3 збільшилась, проте, траплялись випадки передчасних руйнувань під час експлуатації, особливо в умовах агресивних атмосфер. Тріщини розвивалися за механізмами КР, КВ або втоми (див. табл. 1).



Елемент	Spectrum 178		Spectrum 174	
	mass%	σ	mass%	σ
Cu	38,8	0,2	1,3	0,2
Al	35,5	0,2	89,9	0,1
Fe	18,4	0,2	0,0	0,0
O	2,9	0,1	0,0	0,0
Zn	2,1	0,1	6,9	0,1
Si	1,9	0,1	0,0	0,0
Mg	0,3	0,0	1,9	0,1

Рис. 2. Порівняння хімічного складу нерозчинних фаз (спектр 178) і матриці (спектр 174) у сплаві В93Т1.

Fig. 2. Comparison of the chemical composition of insoluble phases (spectrum 178) and matrix (spectrum 174) in B93T1 alloy.

Сплав залишився чутливим до концентраторів напружень, особливо у високонавантажених елементах конструкції.

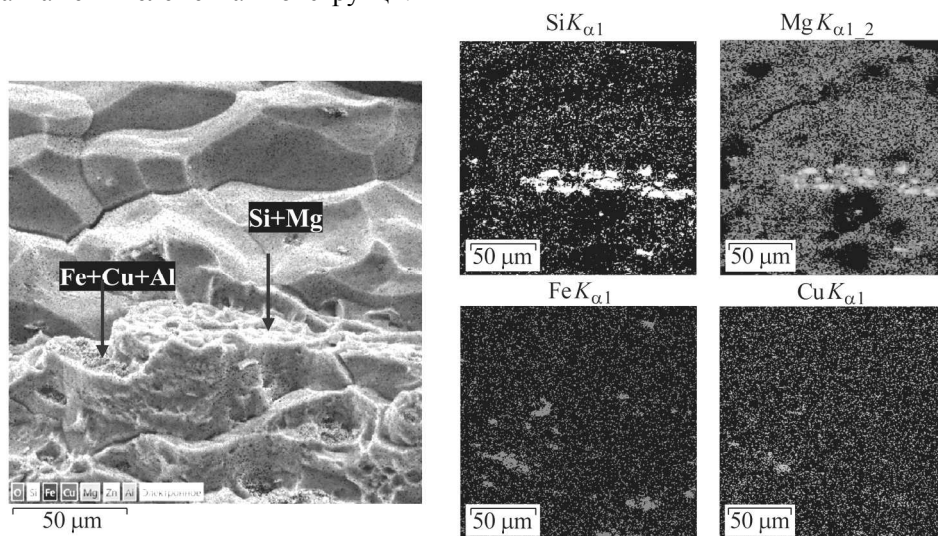


Рис. 3. Карта розподілу хімічних елементів у зоні руйнування внаслідок корозійного розтріскування деталі зі сплаву B93T1.

Fig. 3. Map of chemical elements distribution in the fracture area resulting from corrosion cracking of the B93T1 alloy component.

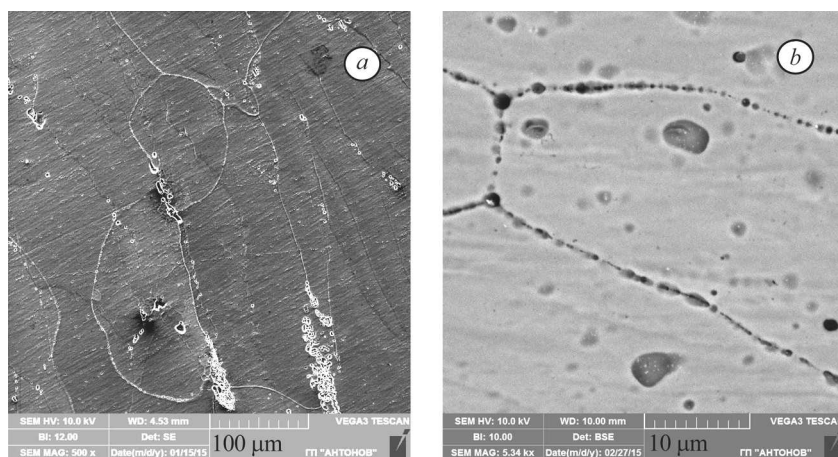


Рис. 4. Мікроструктура сплаву B93пчТ3: *a* – ланцюжки інтерметалічних фаз на межах зерен і крупні сегрегації нерозчинних фаз у матриці; *b* – виділення зміцнювальних фаз на межах дрібних зерен.

Fig. 4. Microstructure of B93пчТ3 alloy: *a* – chains of intermetallic phases at the grain boundaries and large segregations of insoluble phases in the matrix; *b* – formation of strengthening phases at the boundaries of small grains.

Злами деталей, зруйнованих під час експлуатації за механізмом КР, вкриті плівкою продуктів окиснення. Зафіксували типовий міжзеренний характер руйнування за наявності великої кількості вторинних тріщин (рис. 5). Склад плівки – переважно окисли алюмінію, магнію та цинку. Мідь у ній відсутня, однак, виявлена під плівкою в матриці. Таким чином, мідь є, очевидно, каталізатором корозії, яка не бере участі в утворенні плівки продуктів корозії. Механізм її впливу на схильність високоміцних алюмінієвих сплавів до корозії досить складний і по-

требує додаткового дослідження. Відомо, що вона є сильним катализатором окиснення, адсорбуючи кисень і виділяючи його в активній формі [19].

Елемент	Spectrum 13		Spectrum 17	
	mass%	σ	mass%	σ
Al	62,9	0,2	84,5	0,2
O	27,1	0,5	5,0	0,1
Zn	5,3	0,3	0,3	0,1
S	3,4	0,2	0,2	0,1
Mg	1,2	0,1	1,7	0,1
Cu	0,0	0,0	1,1	0,2

Рис. 5. Ділянка зламу після корозійного розтріскування деталі зі сплаву В93пчТ3 та локальний вміст хімічних елементів у матриці (точка 17) і в плівці продуктів корозії (точка 13).

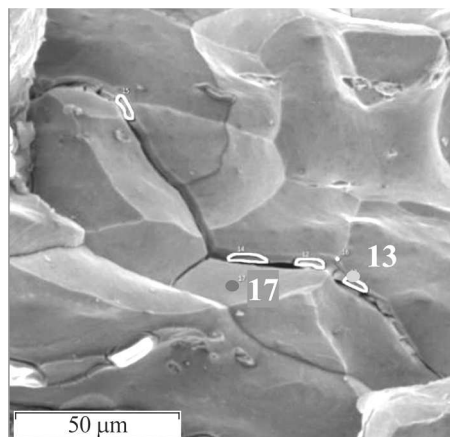
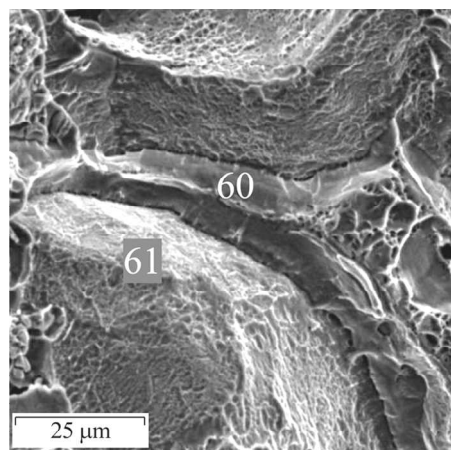


Fig. 5. Fracture area after corrosion cracking of the B93пчТ3 alloy component and local content of chemical elements in the matrix (point 17) and in the film of corrosion products (point 13).

Зафіксували примезові зони, збіднені легувальними елементами, які на шліфах виявити досить складно, але в зламах були достатньо чіткі, оскільки за мікрорельєфом відрізнялися від матриці через крихкіший мікромеханізм руйнування (рис. 6). Одержані результати підтвердили думку, що корозія в сплавах системи Al–Zn–Mg–Cu розвивається уздовж меж зерен на катодних щодо матриці скупченнях часток інтерметалідних фаз, а також анодними ділянками збідненого легувальними елементами твердого розчину через різницю потенціалів між ними [20].

Внаслідок зменшення розмірів часток зміцнювальних фаз на межах зерен, збільшення відстаней між ними, а також нижчого вмісту у них міді, корозійна тривкість сплаву В93пчТ3 проти В93Т1 підвищились, проте він все ж залишився чутливим до концентраторів напружень.

У сплаві 1933Т3 крупні α -зерна фрагментовані на досить дрібні (1... 30 μm), злегка витягнуті у напрямку деформації, а структура нерекристалізована. Уздовж меж зерен розташовані виділення фаз розмірами до 0,5 μm у вигляді дрібних ланцюжків, незначна кількість яких міститься і у внутрішніх об'ємах (рис. 7а).



№ точки	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Al
60	6,50	1,50	0,7	0,00	0,00	91,5
61	7,1	1,9	1,3	0,00	0,00	89,7

Рис. 6. Ділянка зламу деталі зі сплаву В93пчТ3, збіднена легувальними елементами (точка 60), порівняно з матрицею (точка 61).

Fig. 6. Fracture area of the B93пчТ3 alloy component depleted by alloying elements (point 60) in comparison with matrix (point 61).

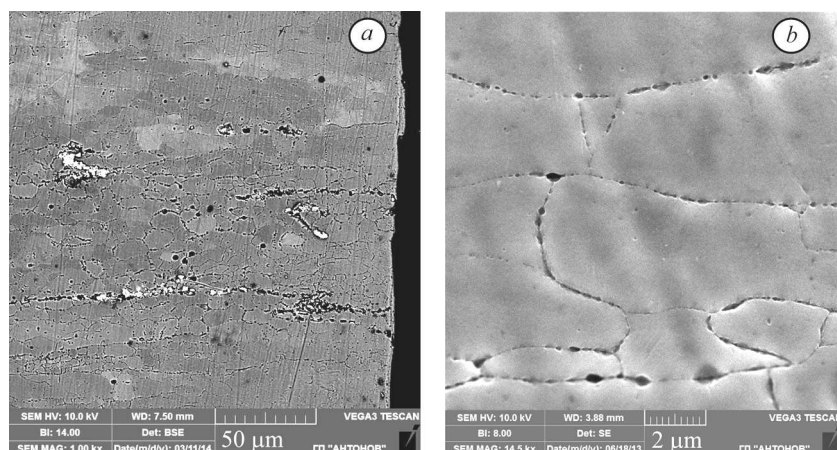


Рис. 7. Мікроструктура сплаву 1933Т3:
a – нерекристалізована матриця; *b* – дисперсні міжзеренні виділення вторинних фаз.

Fig. 7. Microstructure of the 1933T3 alloy:
a – non-recrystallized matrix; *b* – dispersed intergranular formations of secondary phases.

Ланцюжки виділень на межах зерен утворені зміцнювальними фазами $MgZn_2$, $Al_2Zn_3Mg_3$, Mg_2Si за відсутності фаз з міддю. Дисперсність часток на межах наймілкіших зерен ще вища, ніж у сплаві В93пчТ3, і становить 30...50 μm (рис. 7*b*). Дослідити дисперсні інтерметаліди цирконію, що утворюються після розпаду перенасиченого твердого розчину, не вдалося через недостатню роздільну здатність мікроскопа.

У внутрішніх об'ємах зерен містяться скупчення включень нерозчинних фаз довжиною 10...100 μm , в окремих випадках досягаючи 200...300 μm . За даними локального хімічного аналізу вони так само, як і в сплавах В93Т1 та В93пчТ3, представляють фази $Cu_aFe_bAl_c$ і Mg_2Si .

Відсутність міді у дисперсних зміцнювальних фазах на межах зерен сплаву 1933Т3, її рівномірний розподіл у матриці та фрагментована зеренна структура, що обумовлено мікролегуванням цирконієм, сприяли його високій тривкості до корозії. Вироби з цього сплаву володіють найтривалішим інкубаційним періодом до зародження пошкоджень та стадія докритичного росту тріщин за механізмами КВ та втоми, а випадків КР не виявили (див. табл. 1).

Слід також зазначити, що усі три сплави чутливі до надрізів і перекосів та мають знижену витривалість за повторно-статичних навантажень, що спричинене сегрегацією нерозчинних фаз, які відіграють роль концентраторів напружень під час зародження тріщин втоми. Адсорбуючи вологу зі зовнішнього середовища, вони також слугують осередками зародження тріщин КР або КВ.

ВИСНОВКИ

Встановлено, що під час промислового термооброблення сплаву В93 за режимом Т1 (гартування та двоступінчасте фазове старіння) на межах зерен під час гартування виділяються ланцюжки (розмір їх окремих ланок досягає 1...5 μm) фази з підвищеним вмістом міді, що сприяє його КР. Виділення на межах зерен включень інтерметалідних фаз з міддю не передбачали розробники сплаву. За термічного оброблення за режимом Т3 (коагуляційне старіння) і з підвищенням чистоти за домішками заліза і кремнію тривкість до корозії сплаву В93пчТ3 проти В93Т1 збільшилася. Це обумовлено більшою дисперсністю виділень інтерметалідних фаз та меншим вмістом у них міді після гартування. Під час коагуляційного старіння сплаву 1933Т3, що відрізнявся від сплаву В93пчТ3 мікролегуванням цирконієм, на межах зерен виділялись інтерметаліди розмірами від 30 до 500 nm. Через відсутність міді у фазах на межах зерен та її рівномірний розподіл

у матриці підвищилася тривкість сплаву до корозії. В мікроструктурі всіх трьох сплавів виявлено сегрегації нерозчинних фаз завдовжки до 300 μm , які містяться у внутрішніх об'ємах зерен і можуть відігравати роль концентраторів напружень в умовах тривалої дії статичних та циклічних навантажень, сприяючи розвитку тріщин КР або КВ.

1. *Алюминиевые деформируемые сплавы* / В. В. Антипов, О. Г. Сенаторова, Е. А. Ткаченко, Р. О. Вахромов // *Авиационные материалы и технологии*. – 2012. – № 5. – С. 167–182.
2. *Высокопрочные Al–Zn–Mg–Cu сплавы и легкие Al–Li сплавы* / В. В. Антипов, О. Г. Сенаторова, Е. А. Ткаченко, Р. О. Вахромов // *Металловедение и терм. обработка металлов*. – 2011. – № 9. – С. 17–23.
3. *Фридляндер И. Н.* Высокопрочные сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu. – М.: Машиностроение, 2001. – Т. 2–3. – С. 94–128.
4. *Развитие и применение высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu для авиакосмической техники* / И. Н. Фридляндер, О. Г. Сенаторова, Е. А. Ткаченко, И. И. Молостова // Юбилейный науч.-техн. сб. “75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды “ВИАМ” 1932–2007”. – М.: ВИАМ, 2007. – С. 155–163.
5. *Фридляндер И. Н.* Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2000–2014 гг. // *Технология легких сплавов*. – 2002. – № 4. – С. 12–17.
6. *Романив О. Н.* Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 292 с.
7. *Диагностика авиационных деталей* / В. Н. Лозовский, Г. В. Бондал, А. О. Каксис, А. Е. Колгунов. – М.: Машиностроение, 1988. – 280 с.
8. *Захаров В. В., Ростова Т. Д.* Влияние скандия, переходных металлов и примесей на упрочнение алюминиевых сплавов при распаде твердого раствора // *Металловедение и терм. обработка металлов*. – 2007. – № 9. – С. 12–19.
9. *О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония* / В. Г. Давыдов, В. И. Елагин, В. В. Захаров, Т. Д. Ростова // *Металловедение и терм. обработка металлов*. – 1996. – № 8. – С. 25–30.
10. *Abolikhina O. and Chernega S.* Dialectics of high forging alloys Al–Zn–Mg–Cu in terms of sensitivity to stress corrosion cracking // IX Int. Conf. Technical Science. Industrial management. – Bulgaria: Burgas, 2015. – P. 23–26.
11. *Чуистов К. В.* Старение металлических сплавов. – К.: Академперіодика, 2003. – 568 с.
12. *Фридляндер И. Н., Сенаторова О. Г., Ткаченко Е. А.* Высокопрочные сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu. Энциклопедия. – М.: Машиностроение, 2001. – Т. П–3. – С. 94–128.
13. *Effect of various retrogression regimes on aging behavior and precipitates characterization of a high Zn-containing Al–Zn–Mg–Cu Alloy* / K. Wen, B. Xiong, Y. Zhang, Z. Li, X. Li, S. Huang // *Metals and Materials*. – 2018. – 24, № 3. – P. 537–548.
14. *Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства кованных полуфабрикатов из сплава 1933* / Р. О. Вахромов, Е. А. Ткаченко, Е. А. Лукина; А. А. Селиванов // Сб. материалов конф. ФГУП “ВИАМ” ГНЦ РФ “Фундаментальные исследования и последние достижения в области литья, деформации, термической обработки и защиты от коррозии алюминиевых сплавов”. – М., 2015. – С. 35–56.
15. *Обобщение опыта применения и оптимизация технологии изготовления полуфабрикатов из высокопрочного алюминиевого сплава 1933 для силовых конструкций современной авиационной техники* / Р. О. Вахромов, Е. А. Ткаченко, О. И. Попова, Т. В. Милевская // *Авиационные материалы и технологии*. – 2014. – № 2. – С. 34–39.
16. *Белецкий В. М., Кривов Г. А.* Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение) / Под ред. И. Н. Фридляндера. – К.: Коминтех, 2005. – 366 с.
17. *Фридляндер И. Н.* Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
18. *Определение скорости роста трещины у алюминиевого сплава В93пчГ1 в различных средах при длительном статическом нагружении* // *Технический отчет ВИАМ*. – 1991. – 32 с.
19. *Томас Ч.* Промышленные каталитические процессы и эффективные катализаторы / Под ред. А. М. Рубинштейна. – М.: Мир, 1973. – 388 с.
20. *Popov Branko N.* Corrosion Engineering: Principles and Solved Problems. – Elsevier, 2015. – 792 p. doi <https://doi.org/10.1016/C2012-0-03070-0>.

Одержано 14.09.2020