

Le leghe Alluminio-Litio

R. Doglione

Questo lavoro è una rassegna sintetica delle leghe Al-Li. Sono discusse le caratteristiche meccaniche (resistenza, tenacità, propagazione di cricche di fatica), inquadrata ed interpretata alla luce della composizione chimica e della microstruttura del materiale. E' esaminato anche l'effetto degli elementi alliganti introdotti nelle leghe Al-Li, che sono caratterizzate da una composizione sovente complessa. Viene anche posto e discusso il problema della saldabilità, sempre più importante per gli attuali materiali strutturali. Emerge un panorama articolato delle leghe Al-Li, delle quali alcune sono oramai prodotti commerciali consolidati, altre sono state abbandonate, altre ancora sono in fase di sviluppo o qualificazione. Complessivamente si tratta di un prodotto maturo dal punto di vista tecnologico, anche se le sue potenzialità talvolta non appaiono ancora sfruttate appieno.

Parole chiave: alluminio e leghe, frattura, saldatura, proprietà

INTRODUZIONE

La storia delle leghe Al-Li cominciò attorno al 1920, quindi all'epoca pionieristica dello sviluppo delle leghe di Al industriali per invecchiamento, chiamate genericamente duralluminio. Lo sviluppo tecnologico portò, negli anni 60 del secolo scorso, alla commercializzazione della lega 2020, contenente Li, Mn e Cd. Questa fu poco dopo abbandonata, principalmente a causa di problemi di fragilità [1] tipici delle leghe binarie, come verrà discusso in questa rassegna. Tuttavia, lo sviluppo e l'applicazione commerciale di leghe Al-Li, soprattutto leghe ternarie Al-Li-Mg, continuò in Unione Sovietica, con notevoli successi applicativi a partire dagli anni 60 [2].

In Occidente, lo sviluppo delle leghe Al-Li ha ricevuto un nuovo grande impulso, a partire dalla fine degli anni 70 del secolo scorso, dalle applicazioni aeronautiche e aerospaziali dove, a causa del continuo aumento di costo dei combustibili e propellenti, era ed è ancora sentita la necessità di un progressivo alleggerimento delle strutture, con conseguente aumento del carico pagante o maggiore economia di esercizio. Le attuali leghe Al-Li sono una delle possibili risposte a questa esigenza. Si sono anzi rivelate la via più immediata ed economica per raggiungere lo scopo perché, oltre a alla riduzione del peso delle strutture, consentono incrementi di rigidità delle stesse e, soprattutto, potendo sostituire direttamente le più tradizionali leghe di Al ad alta resistenza delle serie 2xxx e 7xxx (genericamente denominate duralluminio), consentono il rimpiazzo di componenti strutturali senza riprogettazione degli stessi [3]. Tale facoltà ha portato, a metà-fine degli anni 80, ad una sopravvalutazione di questa classe di leghe, fino ad immaginare una completa sostituzione delle leghe di Al tradizionali. Ciò non si è mai avverato, sia a causa del costo delle leghe Al-Li, che è circa il doppio di quelle tradizionali, sia a causa del comportamento talvolta "esotico" di questi materiali.

Le leghe Al-Li devono fronteggiare la concorrenza dei compositi, che offrono spesso caratteristiche confrontabili, oppure sono in certi casi molto superiori per quanto riguarda la loro resistenza e rigidità a temperature superiori a 100°C. Sono però in generale ancora più costosi e soprattutto, richiedono processi specializzati per la loro produzione e messa in opera, mentre le leghe Al-Li si avvalgono delle

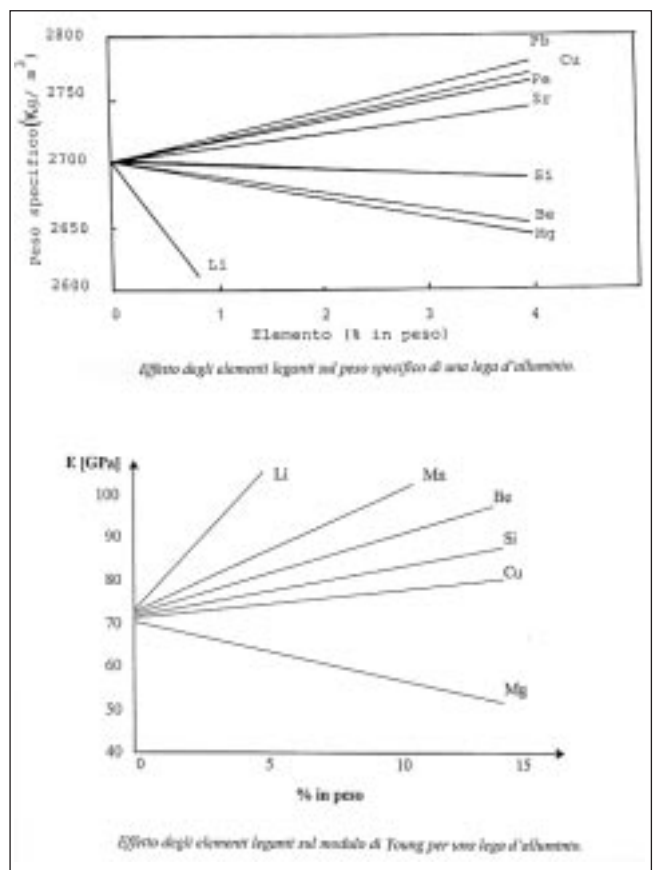


Fig. 1 – Effetto degli elementi alliganti sulla densità (qui riportata come peso specifico) e sul modulo di Young dell'Al. Le curve sono in realtà un poco linearizzate per semplicità di rappresentazione.

Fig. 1 – Effect of alloying elements on the density (here reported as specific weight) and on the Young's modulus. The curves were linearized for clarity.

stesse tecnologie in uso per le leghe di Al delle serie 2xxx e 7xxx. Ciò è stato forse il fattore chiave del successo commerciale delle leghe Al-Li nelle applicazioni aerospaziali. Lo stesso fattore ha fatto sì che questi materiali stiano avendo un crescente successo in settori specializzati come quello sportivo.

Ricapitolando, il successo delle leghe Al-Li è dovuto a tre fattori. I primi due, cioè la bassa densità e l'elevata rigidità, sono riassunti nella Figura 1, dalla quale si può desumere, in prima approssimazione, che per aggiunte di litio (la cui densità è 534 kg/m³) fino al 4%, ogni percento di ele-

Roberto Doglione, INSTM

Unità di Ricerca Torino Politecnico, c.so Duca degli Abruzzi 24, 10129 Torino
e-mail: roberto.doglione@polito.it

mento aggiunto abbassa la densità di circa il 3% ed alza il modulo di Young di circa il 6%. Il terzo fattore di successo, come già menzionato, è dato dalla possibilità di usare gli stessi processi di fabbricazione delle leghe tradizionali 2xxx e 7xxx. A parte il costo, i fattori limitativi per questi materiali sono stati la competizione con i materiali compositi ed un comportamento meccanico, nel campo della tolleranza al danno, spesso di difficile interpretazione alla luce di consolidate procedure in campo aerospaziale.

Attualmente le leghe Al-Li sono un prodotto ormai tecnologicamente maturo e consolidato, che ha stabilmente occupato alcune fasce di mercato. Sono comunque in corso di sviluppo o di ottimizzazione nuove leghe (per esempio la 2096 e la 2097) che sono pensate per applicazioni molto specifiche, a differenza della maggior parte di quelle in commercio (per esempio la 2090 e la 8090), che sono state concepite per ampi ventagli applicativi, perché offrono genericamente elevate caratteristiche meccaniche accompagnate da basse densità e maggiore rigidità. Altre possibilità di sviluppo per il futuro derivano dalle leghe Al-Li saldabili, inaugurate con la 2095 (Weldalite 049), che offrono giunti saldati con migliori caratteristiche meccaniche rispetto alle classiche serie 2xxx e 7xxx. Nel seguito si farà una breve rassegna delle leghe attualmente disponibili derivanti dalla Metallurgia da Lingotto (Ingot Metallurgy). Si tralasciano in questa rassegna le leghe ottenute con processi di Metallurgia delle Polveri, e si discuteranno in particolare le caratteristiche meccaniche. Per un approfondimento, o per altri aspetti come i processi di produzione o la resistenza alla corrosione, si rimanda alla letteratura specializzata, che conta parecchie centinaia di titoli; qui, per ragioni di spazio, ne sono stati citati pochissimi. Per un primo approccio si può consigliare il Metals Handbook [4].

CARATTERISTICHE PECULIARI DELLE LEGHE Al-Li BINARIE

Le leghe binarie Al-Li (la lega 2020 si avvicina a questa condizione) sono rafforzate per precipitazione di particelle sferiche metastabili chiamate δ' e di composizione chimica Al_3Li (sul diagramma di stato la fase stabile che dovrebbe formarsi è δ , di composizione AlLi). I precipitati δ' sono quasi isomorfi con la matrice di Al che li ospita, le deformazioni di continuità reticolare o coerenza (misfit strain) sono perciò dell'ordine dello 0,12%, e ne segue che δ' si forma anche nel corso di raffreddamenti lenti. Se trattate T6, le leghe binarie Al-Li contengono una fitta precipitazione di particelle coerenti δ' del diametro dell'ordine del centinaio di nanometri. Durante l'invecchiamento, oltre alla crescita dei precipitati, si formano lungo i bordi di grano delle fasce più o meno ampie prive di precipitati rafforzanti (Precipitate Free Zones, dette sbrigativamente PFZ) ed eventualmente si ha la comparsa localizzata della fase di equilibrio δ [5].

Tali leghe sono caratterizzate da fragilità molto accentuata nei dintorni del picco di durezza in seguito al trattamento termico T6. Osservazioni al TEM hanno dimostrato che tale comportamento è legato al fatto che, durante la deformazione plastica, le dislocazioni si muovono a coppia (superdislocazione) attraversando i precipitati coerenti e ordinati δ' . La prima dislocazione della coppia introduce all'interno di δ' nuovi bordi di antifase, la seconda ripristina la situazione precedente (è inoltre aumentata l'interfaccia δ' -matrice). Questo meccanismo di deformazione, termodinamicamente favorito anche dal fatto che le deformazioni di coerenza δ' -matrice sono modeste, porta lo scorrimento delle dislocazioni a concentrarsi su pochi piani cristallografici, creando la situazione cosiddetta di scorrimento planare [6]. In microstrutture sottoinvecchiate (tipo T4), i precipitati δ' sono molto piccoli e molto fitti: il termine energetico legato ai bordi di antifase è limitato dalle dimensioni di δ' e ciò induce uno

scorrimento non planare, disperso. Al contrario, in microstrutture sovrainvecchiate (tipo T7), i precipitati δ' sono grandi e perciò incoerenti, le dislocazioni non possono attraversarli e li aggirano secondo il meccanismo di Orowan. Anche in questo caso lo scorrimento è disperso.

Con precipitati δ' di dimensioni intermedie (quelli appunto che si ottengono con il T6) le superdislocazioni tendono a concentrarsi su pochi piani. Su questi piani la deformazione è elevatissima (pur restando modesta a livello macroscopico). Quando queste bande di scorrimento molto concentrate intersecano i bordi di grano e le relative PFZ (Precipitate Free Zones), che, essendo prive di precipitati sono incapaci di opporsi allo scorrimento plastico, si assiste ad un'ulteriore concentrazione di deformazione sui bordi di grano, e si raggiungono le condizioni critiche per la nucleazione di una cricca [7]. Si possono allora verificare fratture per scorrimento con carattere transgranulare. L'eventuale presenza di fase δ al bordo di grano può innescare invece una frattura di tipo intergranulare [8, 9]. L'inibizione dello scorrimento planare con il sovrainvecchiamento, o l'alligazione con altri elementi (p. es. Cu, Mg) che portino alla formazione di precipitati non attraversabili facilmente dalle dislocazioni nello stato T6 (p. es. T_1' - Al_2CuLi o S' - Al_2CuMg), permette un incremento sostanziale della duttilità in leghe ad alta resistenza. E' per questa ragione che non vi sono allo stato attuale leghe commerciali binarie.

COMPOSIZIONE, TRATTAMENTI TERMICI, MICROSTRUTTURA E RESISTENZA DI LEGHE COMMERCIALI

Come si è visto, per eliminare i problemi di fragilità, è stato necessario introdurre nuovi elementi, i quali, da un lato giocano un ruolo nel rendere lo scorrimento plastico disperso (per esempio portando alla formazione di precipitati incoerenti), dall'altro nel migliorare talune proprietà applicative. Ad esempio, il Cu conferisce incrementi sostanziali di resistenza attraverso la formazione del precipitato T_1' - Al_2CuLi , lo Zr inibisce la ricristallizzazione e la crescita del grano del materiale durante la lavorazione plastica a caldo o durante le ricotture.

Per brevità, in Tabella 1 è riportata una sintesi approssimativa degli effetti degli alliganti. Non si deve tuttavia dimenticare che possono insorgere effetti sinergici quando alcuni di questi elementi sono simultaneamente presenti. In Figura 2 è invece riportata una tavola sinottica che riassume le fasi, metastabili e non, che possono formarsi nelle leghe Al-Li a seconda della loro composizione [10]. In Tabella 2 sono sintetizzate le prescrizioni che derivano dalla Micromeccanica dei Materiali e che devono essere applicate alle leghe Al-Li per determinarne composizione e trattamento termomeccanico ottimale in vista delle proprietà meccaniche. Come si può notare, alcune caratteristiche sono antitetiche, e poggiano quindi su meccanismi e microstrutture specifiche in contrasto fra loro. Ad esempio, un'elevata resistenza alla nucleazione di cricche di fatica si ottiene impedendo lo scorrimento planare e la localizzazione della deformazione: ciò si ottiene eliminando le particelle δ' dalla microstruttura e favorendo grano fine. Una lega con siffatta microstruttura non avrà tuttavia la migliore resistenza alla propagazione di cricche di fatica, che richiede invece scorrimento planare per avere forti livelli di chiusura di cricca, e grano grosso per ottenere percorso di cricca molto tortuoso: sarebbe necessario introdurre particelle δ' e grani grossi e allungati.

Dopo quanto riportato sopra, si può comprendere la composizione delle leghe Al-Li commerciali. In Tabella 3 è riportato un riassunto della composizione chimica delle principali leghe. Una menzione particolare merita lo Zr, utilizzato come Cr e Mn per formare piccoli precipitati incoerenti capaci di contrastare la localizzazione dello scorrimento plastico.

Tabella 1 – Effetto di elementi alliganti nelle leghe Al-Li.

Table 1 – Alloying elements effect in Al-Li alloys.

Tabella 2 – Criteri di ottimizzazione della microstruttura secondo la Micromeccanica dei Materiali.

Table 2 – Microstructure optimisation criteria following the prescriptions of Micromechanics.

| ELEMENTO | EFFETTO |
|----------|---|
| Li | <ul style="list-style-type: none"> • diminuisce la densità • aumenta il modulo elastico • forma precipitati indurenti δ' • esalta le tessiture • favorisce anisotropia • aumenta resistenza a fatica • favorisce lo scorrimento planare e la fragilità |
| Cu | <ul style="list-style-type: none"> • conferisce resistenza formando precipitati indurenti semicoerenti o incoerenti tipo T_1'-Al_2CuLi o θ'-(Al_2Cu) |
| Mg | <ul style="list-style-type: none"> • forma precipitati indurenti tipo Al_2MgLi e S'-Al_2CuMg • esalta la tendenza all' invecchiamento naturale di leghe Al-Cu-Li |
| Ag | <ul style="list-style-type: none"> • esalta la tendenza all' invecchiamento naturale di leghe Al-Cu-Li |
| Zr | <ul style="list-style-type: none"> • dispersoide dello scorrimento tramite la formazione del precipitato β' (Al_3Zr) • ritarda la ricristallizzazione e la crescita del grano |
| Cr | <ul style="list-style-type: none"> • dispersoide • rallenta crescita del grano |
| Mn | <ul style="list-style-type: none"> • dispersoide • rallenta crescita del grano |
| Si | <ul style="list-style-type: none"> • forma inclusioni che abbassano la tenacità |
| Fe | <ul style="list-style-type: none"> • forma inclusioni che abbassano la tenacità |

| PROPRIETÀ | MICROSTRUTTURA | FUNZIONE |
|---|---|---|
| resistenza meccanica | dispersione uniforme di piccoli (50-100 nm) precipitati semicoerenti in frazione in volume grande; grano fine; massimizzare il contenuto di soluto | inibire il moto delle dislocazioni con precipitati molto fini, ma non più attraversabili dalle dislocazioni |
| tenacità | eliminare le inclusioni dovute alle impurezze (Fe, Si) e portare in soluzione costituenti di equilibrio sotto forma di particelle grandi (δ, Al_6Li_3Cu , ecc.); evitare la presenza esclusiva di particelle attraversabili dalle dislocazioni come δ' ; introdurre elementi che formino dispersoidi che rendono omogeneo lo scorrimento | promuovere la deformazione plastica omogenea e l'incrudimento, inibendo la nucleazione e la crescita di microvuoti che portano alla frattura |
| resistenza all'innesco di cricche di fatica | eliminare le particelle attraversabili dalle dislocazioni come δ' , mantenere il grano fine, evitare inclusioni o particelle grossolane | impedire la localizzazione della deformazione e le conseguenti concentrazioni di tensione sui bordi di grano, seconde fasi e superfici libere; evitare la formazione di gradini di scorrimento sulle superfici libere |
| resistenza alla propagazione di cricche di fatica | promuovere la precipitazione di particelle coerenti attraversabili dalle dislocazioni come δ' , produrre grani di grandi dimensioni o molto allungati | esaltare la propagazione delle cricche lungo piani cristallografici, la ramificazione e il percorso a zig-zag, favorire i fenomeni di chiusura delle cricche |

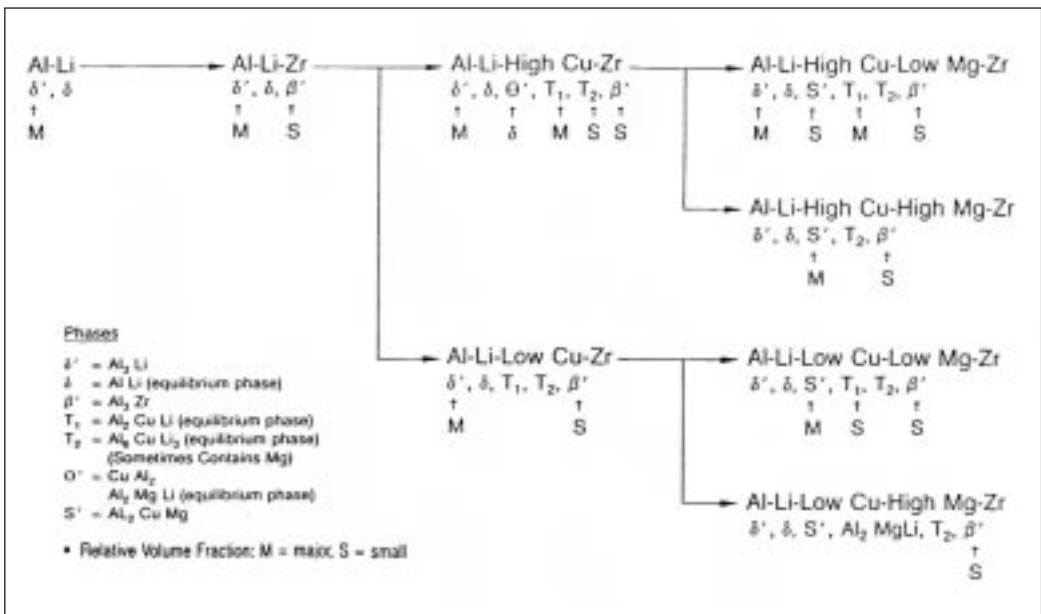


Fig. 2 – Quadro sinottico delle più comuni fasi (quelle metastabili sono contraddistinte dall'apice ') reperibili nelle leghe Al-Li a seconda degli intervalli composizionali [10].

Fig. 2 – Summary of the most common phases (the metastable phases are marked by the apex ') in Al-Li alloys following the composition range [10].

Come si vede dalla Tabella 3, lo Zr è presente in tutte le leghe, anche perchè è estremamente efficace nell'inibire la ricristallizzazione e la crescita del grano. In effetti, a differenza di molte leghe di Al delle serie 2xxx e 7xxx, le leghe Al-Li sono caratterizzate da grano equiassico fine soltanto nei semilavorati molto sottili come le lamiere, nelle quali la deformazione impressa durante la laminazione interessa tutto lo spessore ed è forte abbastanza da dare luogo a ricristallizzazione dinamica o ricristallizzazione durante la successiva solubilizzazione. In prodotti più spessi, come ad esempio le piastre, la ricristallizzazione o non avviene, o avviene solo parzialmente nella regione superficiale. Il risultato è la presenza, parziale in superficie e totale a cuore, di grani cosiddetti "a pancake", e cioè cristalli dello spessore dell'ordine della decina di micrometri, larghi dell'ordine del centinaio di micrometri e lunghi (parallelamente alla direzione di laminazione) fino ad alcuni millimetri [11]. Al loro interno questi grani sono suddivisi in subgrani più o meno equiassici del diametro dell'ordine di 10 µm.

Si realizza così nelle leghe Al-Li una pronunciata tessitura morfologica dei cristalli, Figura 3, alla quale si accompagna ovviamente un'altrettanto forte tessitura cristallografica,

inusuale nelle leghe di Al più classiche. Si verificano tessiture di deformazione dove vi sono grossi grani allungati: molto comuni la "brass" {110}<112>, la "S" {123}<634>, la "copper" {112}<111>. Vi sono invece tessiture di ricristallizzazione, soprattutto la "cubo" {001}<110>, in corrispondenza dei grani fini ricristallizzati. Queste tessiture cristallografiche impartiscono una sensibile anisotropia alle caratteristiche meccaniche dei prodotti, cosa che non si riscontra in grado così spinto nelle leghe di Al classiche. La conseguenza più importante di quest'aspetto peculiare delle leghe Al-Li si verifica sulla cinetica di propagazione delle cricche di fatica, che risulta indebolita, come si discuterà in un prossimo paragrafo di questa rassegna.

Di fondamentale importanza è anche il trattamento termico, che ovviamente cerca di sfruttare il fenomeno del rafforzamento per precipitazione. In generale si cerca di non produrre microstrutture sottoinvecchiate, per evitare la combinazione avversa di particelle δ' e PFZ, a meno di non essere in presenza di composizioni ricche in Cu (abbondante precipitazione di T₁'-Al₂CuLi) o in Cu e Mg (abbondante precipitazione di S'-Al₂CuMg). In particolare, per evitare la formazione di PFZ è di dannosi precipitati di equilibrio a bordo

| ELEMENTO | Li | Cu | Mg | Ag | Zr | Cr | Mn | Si | Fe | Altri | Al |
|---|-----|-----|------|-----|------|------|------|------|------|---------|------|
| Leghe abbandonate | | | | | | | | | | | |
| 2020 | 1,1 | - | - | - | - | - | 0,5 | 0,2 | 0,2 | Cd=0,2 | bal. |
| Leghe con attuale successo commerciale | | | | | | | | | | | |
| 2090 | 2,3 | 2,7 | 0,25 | - | 0,11 | 0,05 | 0,05 | 0,1 | 0,12 | - | bal. |
| 2091 | 2 | 2,2 | 1,5 | - | 0,08 | 0,1 | 0,1 | 0,2 | 0,3 | - | bal. |
| 8090 | 2,5 | 1,3 | 1 | - | 0,08 | 0,1 | 0,1 | 0,2 | 0,3 | - | bal. |
| 2095 | 1,3 | 5,4 | 0,4 | 0,4 | 0,14 | - | - | 0,03 | 0,04 | - | bal. |
| 2195 | 1,3 | 4,7 | 0,4 | 0,4 | 0,14 | - | - | 0,03 | 0,04 | - | bal. |
| 01420 | 2,1 | - | 5 | - | 0,10 | - | - | 0,15 | 0,06 | Sc=0,1- | bal. |
| Leghe con prospettive di successo commerciale | | | | | | | | | | | |
| 2096 | 1,1 | 2,7 | 0,6 | 0,4 | 0,08 | - | 0,25 | 0,12 | 0,15 | - | bal. |
| 2097 | 1,5 | 2,8 | 0,35 | - | 0,12 | - | 0,35 | 0,12 | 0,15 | - | bal. |
| 2197 | 1,5 | 2,8 | 0,25 | - | 0,11 | - | 0,25 | 0,10 | 0,10 | - | bal. |
| AF/C458 | 1,8 | 2,6 | 0,3 | - | 0,09 | - | 0,25 | 0,03 | 0,03 | - | bal. |
| AF/C489 | 2,1 | 2,7 | 0,3 | - | 0,05 | - | 0,35 | 0,03 | 0,03 | - | bal. |

Tabella 3 – Composizione chimica percentuale in peso delle principali leghe commerciali Al-Li.

Table 3 – Chemical composition (weight %) in the main commercial Al-Li alloys.

| LEGA | TRATTAMENTO | L [mm] | T [µm] | S [µm] | PRECIPITATI |
|------|-------------|--------|--------|--------|------------------------------|
| 2090 | T8 | 3 | 500 | 50 | δ', T ₁ ', θ', β' |
| 2091 | T3 | 1 | 600 | 50 | δ', β' |
| 2091 | T8 | 1 | 600 | 50 | δ', β', T ₁ ' |
| 8090 | T3 | 2 | 350 | 40 | δ', β' |
| 8090 | T8 | 2 | 350 | 40 | δ', β', S' |
| 2195 | T3 | 2 | 500 | 10 | δ', β', θ' |
| 2195 | T8 | 2 | 500 | 10 | T ₁ ', β' |

Tabella 4 – Dati microstrutturali tipici di leghe Al-Li [11-14]; L, T e S designano le dimensioni dei cristalli nelle direzioni di laminazione, trasverso lungo e trasverso corto rispettivamente.

Table 4 – Typical microstructural data of Al-Li alloys [11-14]; L, T and S are the size of crystals in the rolling, long transverse and short transverse directions respectively.

| LEGA | TRATTAMENTO | MODULO DI YOUNG [GPa] | R _{0,2} [MPa] | R [MPa] | A% |
|------------|-------------|-----------------------|------------------------|---------|----|
| 2091 (L) | T351 | 75 | 370 | 450 | 10 |
| 2091 (L) | T8 | 75 | 425 | 480 | 8 |
| 2090 (L) | T83 | 77 | 520 | 550 | 6 |
| 2090 (LT) | T83 | 76 | 500 | 510 | 5 |
| 8090 (L) | T851 | 79 | 440 | 515 | 6 |
| 8090 (LT) | T851 | 81 | 455 | 500 | 7 |
| 2195 (L) | T851 | 81 | 575 | 605 | 8 |
| 2195 (LT) | T851 | 79 | 565 | 580 | 10 |
| 01420 (L) | T6 | 76 | 315 | 490 | - |
| 01420 (LT) | T6 | 76 | 320 | 500 | 11 |

Tabella 5 – Dati tipici di caratteristiche tensili di alcune delle più diffuse leghe Al-Li [2, 4, 14, 15, 16]; la lettera L designa la direzione longitudinale, LT la direzione del trasverso lungo (long transverse).

Table 5 – Typical tensile characteristics of the main Al-Li alloys [2, 4, 14, 15, 16]; L is the rolling direction, LT is the long transverse direction.

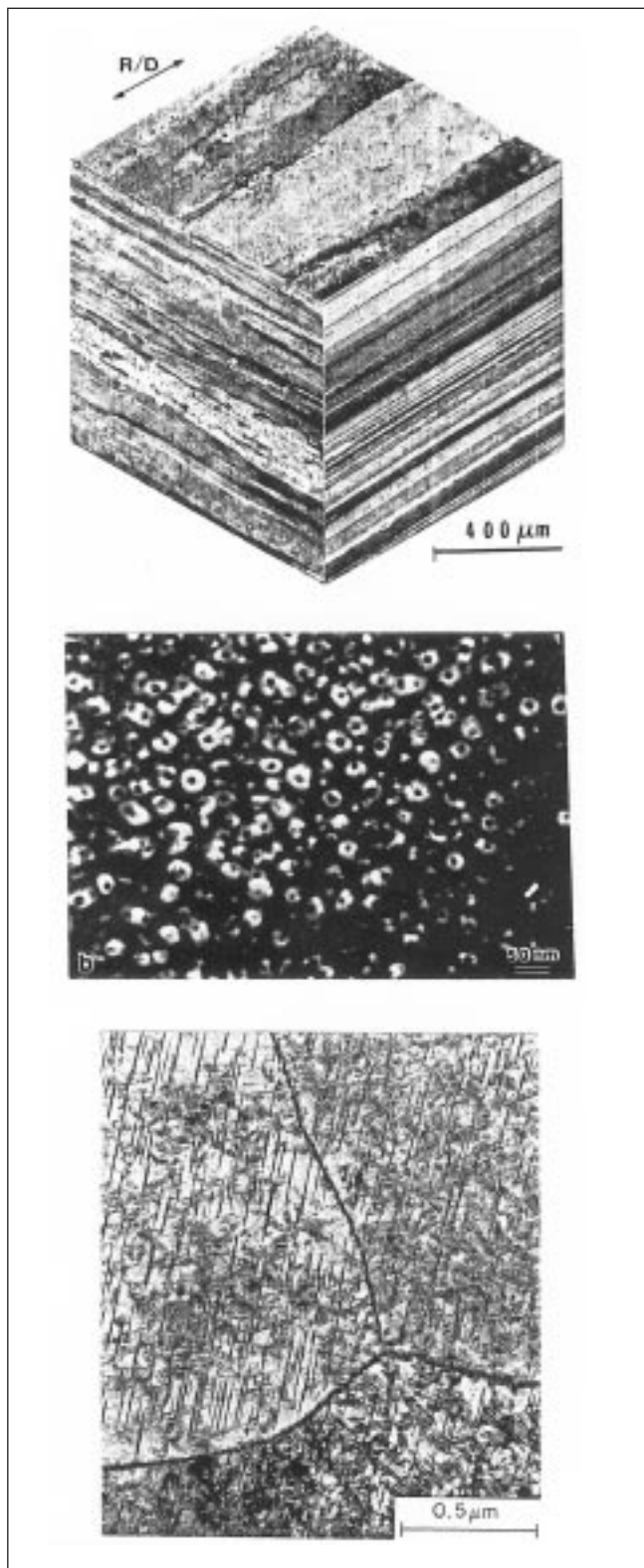


Figura 3: microstruttura della lega 8090-T851 (piastra). In alto si vede al microscopio metallografico (attacco Keller) la struttura "a pancake" dei grani cristallini, la freccia con la sigla R/D designa la direzione di laminazione. Al centro e in basso vi sono due immagini riprese al TEM. Quella centrale mostra i precipitati δ' tondi chiari con talvolta al centro precipitati β' scuri. L'immagine in basso mostra una dispersione uniforme di precipitati aghiformi S' .

Figure 3: microstructure of the 8090-T851 plate alloy. In the upper part, the pancake structure of the grains is shown (Keller etching; R/D is the Rolling Direction). In the central part of the picture, a TEM micrograph shows δ' particles (bright spherical) with sometimes dark β' inside. The lower part is a TEM picture of needle shaped S' precipitates.

grano, si è dimostrata efficace l'introduzione di una leggera deformazione plastica (dell'ordine del 2-6%) dopo la tempra che segue la solubilizzazione. La deformazione introduce all'interno dei grani un certo numero di dislocazioni che funzionano da siti di nucleazione per i precipitati durante il successivo invecchiamento (naturale o artificiale che sia). Si verifica una precipitazione transgranulare uniforme, Figura 3, evitando la dannosa precipitazione preferenziale a bordo grano, che porta a pronunciate PFZ. Ciò spiega il fatto che le leghe Al-Li siano comunemente applicate nello stato T8 (e non T6) laddove occorra massimizzare la resistenza meccanica, mentre sono applicate nello stato T3 (e non T4) se interessa soprattutto la tolleranza al danno. In Tabella 4 sono riportati alcuni dati di letteratura sulla microstruttura di alcune delle più diffuse leghe Al-Li, mentre in Tabella 5 vi sono dati tipici di caratteristiche tensili. Quest'ultima dimostra come le leghe Al-Li siano comparabili come resistenza alle più spinte leghe delle serie 2xxx e 7xxx, e dimostra altresì la presenza di una sensibile anisotropia.

TENACITÀ DELLE LEGHE AL-LI

Se si evitano leghe binarie, o leghe sottoinvecchiate contenenti δ' e PFZ, nei quali casi la fragilità del materiale è evidente (tipico caso la lega 2020 già citata), si può in generale affermare che la tenacità a frattura delle leghe Al-Li misurata nel piano (direzioni LT e TL) sia comparabile o talvolta superiore a quella delle leghe classiche concorrenti. In condizioni di microstruttura ottimizzata, quasi sempre ottenibile con i trattamenti T3 o T8, la frattura ha una morfologia transgranulare duttile o, mista transgranulare-intergranulare duttile. La nucleazione della frattura avviene su composti intermetallici secondari presenti sotto forma di particelle ingrossate od allungate (che ovviamente nulla hanno a che fare con i precipitati rafforzanti, molto più piccoli), per esempio le fasi di equilibrio costituzionali δ (AlLi) e T_2 (Al_6CuLi_3) o derivanti da impurezze come Fe e Si (fase β -FeSiAl₃). Tali fasi sono di per sé fragili e grandi a sufficienza da fratturarsi o dare decoesione dalla matrice già a bassi valori di deformazione plastica macroscopica. Le leghe Al-Li prodotte a partire da lingotti primari e perciò di buona purezza, contengono tendenzialmente meno impurezze delle leghe prodotte anche utilizzando Al secondario di riciclaggio: Fe e Si sono bassi. In questo caso la pulizia microstrutturale è comparabile a quella delle leghe classiche ad alta purezza, come la 7475, e la tenacità va di pari passo. In Tabella 6 sono riportati alcuni dati tipici di tenacità a frattura di leghe Al-Li e leghe concorrenti classiche.

Spesso però, soprattutto per le leghe 2090, 2091 e 8090, si registrano tenacità a frattura nel piano superiori del 25% rispetto alle leghe 2xxx e 7xxx. Ciò è dovuto all'insorgenza delle delaminazioni [17]. Con il termine di delaminazione s'intende, a proposito di laminati piani metallici soggetti a frattura con il piano della cricca perpendicolare a quello di laminazione (di solito LT e TL), l'insorgenza di fratture secondarie parallele al piano di laminazione, e quindi normali al difetto principale, Figura 4.

Da un punto di vista microstrutturale, le delaminazioni si manifestano sempre sui bordi di grano ad alto angolo. Le spiegazioni del fenomeno possono essere molteplici. Una causa frequente è il noto fenomeno d'infragilimento da metalli liquidi [18-20] con presenza sui bordi di grano ad alto angolo di eutettici basso fondenti contenenti Na e K. Un'altra scuola di pensiero [21-23], attribuisce la fragilità intergranulare ai precipitati coerenti δ' che, come già spiegato, favoriscono la concentrazione del moto delle dislocazioni su pochi piani cristallografici, producendo bande di scorrimento molto strette e distanziate. Quando una banda di scorrimento raggiunge un bordo di grano, la deformazione che in-

| LEGA | PRODOTTO | R _{0,2} [MPa] | K _{IC-LT} [MPa√m] | K _{IC-S-L} [MPa√m] |
|------------|----------|------------------------|----------------------------|-----------------------------|
| 2014-T651 | piastra | 440 | 24 | 19 |
| 2024-T851 | piastra | 455 | 24 | 18 |
| 2219-T851 | piastra | 435 | 39 | - |
| 7050-T7365 | piastra | 455 | 35 | 29 |
| 7075-T651 | piastra | 505 | 29 | 20 |
| 7475-T651 | piastra | 495 | 43 | 32 |
| 7475-T7351 | piastra | 430 | 53 | 35 |
| 2090-T81 | piastra | 520 | 38 | 14 |
| 8090-T8771 | piastra | 420 | 38 | 14 |
| 2195-T8551 | piastra | 570 | 40 | - |
| 2024-T852 | forgiato | 430 | 29 | 18 |
| 7079-T652 | forgiato | 440 | 29 | 20 |
| 7175-T736 | forgiato | 470 | 37 | 26 |
| 8090-T852 | forgiato | 380 | 30 | 15 |

Tabella 6 – Dati di letteratura [4, 14, 17, 28, 29] della tenacità a frattura di leghe Al-Li e concorrenti tradizionali.

Table 6 – Fracture toughness data from the literature [4, 14, 17, 28, 29] of Al-Li and competitor alloys.

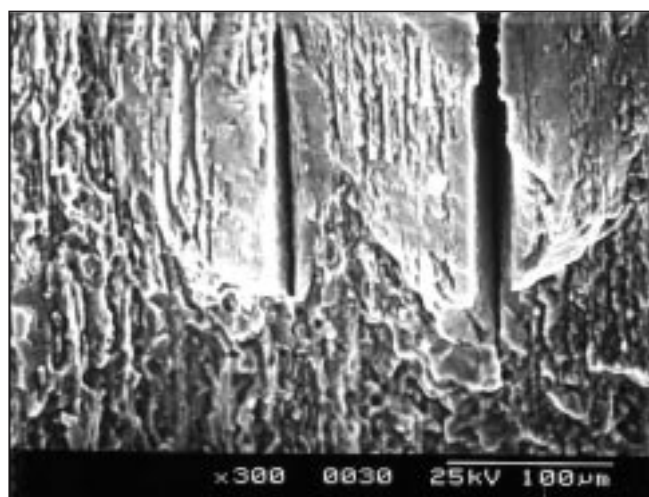


Fig. 4 – Vista delle delaminazioni (fessure perpendicolari al piano principale di rottura) su una frattura di lega 8090-T8.

Fig. 4 – Delaminations (secondary cracks perpendicular to the main fracture plane) in a 8090-T8 plate.

duce localmente non può essere accomodata da ulteriore deformazione del bordo stesso, e perciò nasce una forte concentrazione di sforzo locale che può concludersi con decoesione intergranulare. Nel caso in cui vi siano precipitati di rilevanti dimensioni (come δ) o PFZ lungo i bordi di grano, la propagazione della frattura avverrà facilmente in modo intergranulare con morfologia duttile. Altra causa della fragilità può essere la segregazione di impurezze al bordo di grano. In una pubblicazione molto approfondita, Lynch [24] attribuisce la responsabilità della fragilità al Li, che segregherebbe preferenzialmente sui bordi di grano ad alto angolo in condizioni di non equilibrio. Inoltre si è trovato che l'incidenza delle fragilità è maggiore vicino alla superficie della piastra [15, 25]: il fatto che in tale zona vi sia una maggiore concentrazione di bordi di grano ad alto angolo, che quindi faciliterebbero una più importante segregazione di Li, sembra confermare l'ipotesi.

In definitiva, la fragilità che si verifica nei prodotti piani nelle direzioni ST e SL, ha inibito applicazioni delle leghe Al-Li in componenti spessi e sollecitati triassialmente, mentre ciò si rivolge in un sostanziale vantaggio in componenti sollecitati biassialmente. In questo caso, la delaminazione che avviene davanti all'apice della cricca orientata TL o LT (Figura 4), induce localmente un rilassamento della triassialità delle tensioni, portando la situazione di vincolo plastico dalla deformazione piana verso la tensione piana, con ovvio incremento della tenacità a frattura nel piano e maggiore difficoltà di propagazione della cricca [26, 27]. In Tabella 6 sono riportati alcuni dati di letteratura che illustrano quanto sopra discusso.

PROPAGAZIONE DELLE CRICCHE DI FATICA NELLE LEGHE AL-LI

Per le applicazioni aerospaziali ed altri utilizzi delle leghe dove il livello di sollecitazione sia molto spinto, essenziale è il concetto di tolleranza al danno: una struttura è affidabile e durevole se può convivere in modo controllato in presenza di cricche, per lo più di fatica. Queste propagano sotto i carichi variabili durante l'esercizio, ed è quindi importante che il materiale abbia una curva di velocità di propagazione di cricche di fatica (curva di Paris) conosciuta e soddisfacente. In Figura 5 sono riportate alcune curve di Paris relative a leghe Al-Li e leghe tradizionali di confronto [30]. Si vede che il comportamento delle leghe Al-Li è confrontabile o talvolta superiore a quello dei concorrenti tradizionali. Come manifesto in Figura 5, la superiorità eventuale delle nuove leghe è legata a fenomeni di chiusura della cricca più rilevanti rispetto alle leghe classiche [30, 31].

Quest'effetto è più evidente a bassi ΔK applicati e soprattutto nella regione della soglia (ΔK_{th}). Rispetto alle tradizionali, le leghe Al-Li si caratterizzano o per la presenza di precipitati coerenti (δ'), oppure per la presenza di tessiture cristallografiche più intense di quelle riscontrabili nelle serie 2xxx e 7xxx. Precipitati coerenti e tessiture inducono una propagazione di cricca di tipo cristallografico [32, 33], perché lo scorrimento si concentra praticamente su un piano cristallografico (generalmente è il piano $\langle 111 \rangle$), lungo il quale avviene poi la decoesione, Figura 6. Ciò dà luogo a percorsi di cricca in modo misto I, II e III, anche se il sistema è sollecitato macroscopicamente in modo I, con formazione di angoli importanti rispetto al piano nominale della frattura e traiettorie di propagazione estremamente tortuose, Figura 7. Le caratteristiche sopra accennate non sono assenti anche nelle leghe tradizionali, solo non così pronunciate come nelle leghe Al-Li. L'effetto dei precipitati coerenti (δ') è poi particolarmente pronunciato nelle leghe sottoinvecchiate, cioè quelle trattate T3, che mostrano talvolta effetti di deflessione e biforcazione della cricca impressionanti. Per quanto riguarda invece l'effetto delle tessiture, il maggior effetto di deflessione, e quindi chiusura, si registra in presenza di tessiture cristallografiche di deformazione. Si può infatti concludere che la migliore resistenza alla propagazione della cricca di fatica si verifica nei prodotti più spessi, che sono tendenzialmente non ricristallizzati, mentre il fenomeno è più blando nei prodotti sottili come le lamiere, dove si riscontra grano fine ricristallizzato equiassico. Altra manifestazione delle caratteristiche di propagazione è il verificarsi dell'effetto del rapporto di carico R sul valore di soglia ΔK_{th} : a bassi valori di R le asperità indotte dalla propagazione tortuosa interferiscono fra loro e abbassano il valore efficace del ΔK applicato, mentre ad alto R le asperità rimangono distanziate. Ne consegue l'abbassamento della soglia di propagazione ΔK_{th} al crescere del rapporto di carico R, Figura 8.

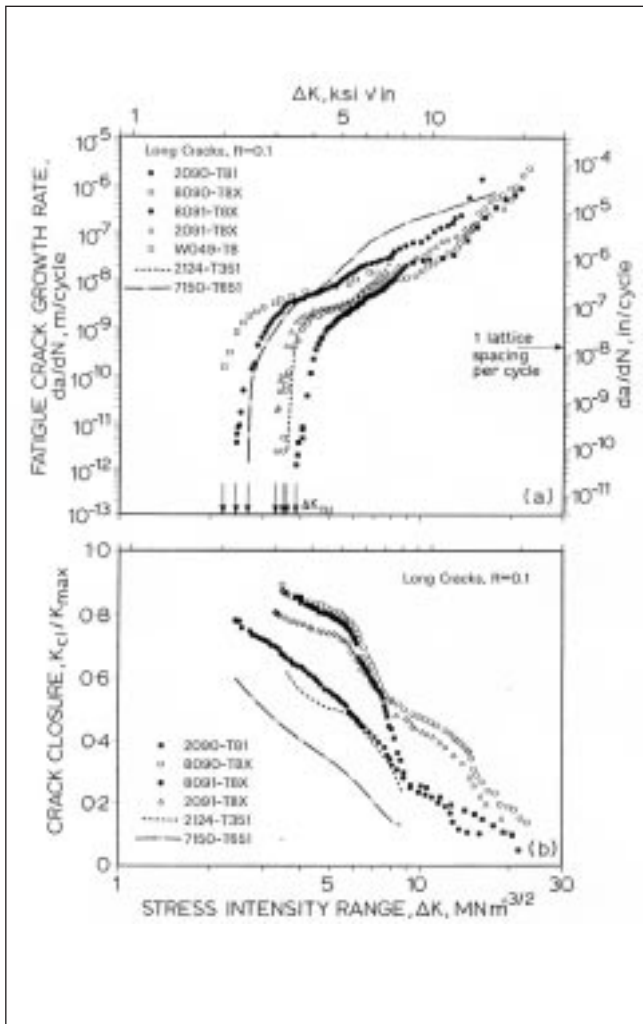


Fig. 5 – In alto sono riportate le curve di Paris per alcune leghe strutturali (la sigla W049 designa la lega 2095); in basso sono invece illustrati i valori relativi del fattore d'intensità delle tensioni alla chiusura della cricca [30].

Fig. 5 – In the upper part, the Paris curves for some structural Al alloys are shown (W049 means 2095 alloy); in the lower part, normalised stress intensity factor values at crack closure are reported [30].

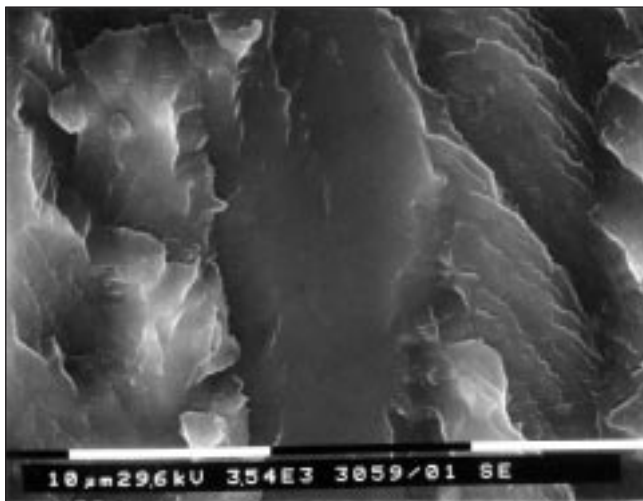


Fig. 6 – Morfologia cristallografica della propagazione delle cricche di fatica a basso ΔK (qui è la lega 2195-T8). Le faccette lisce sono piani del tipo <111> [33].

Fig. 6 – Crystallographic crack growth of fatigue cracks at low ΔK (2195-T8 alloy). The smooth facets are <111> planes [33].

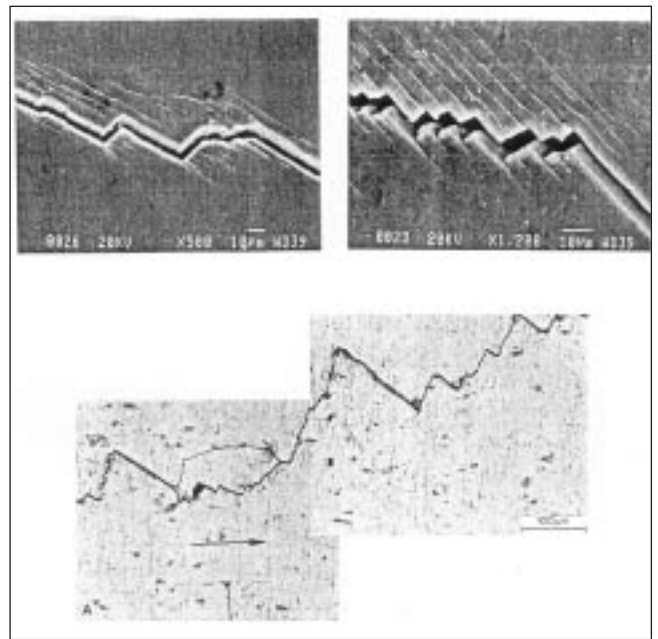


Fig. 7 – Esempi, a differenti scale di osservazione, del percorso di propagazione della cricca di fatica nella lega 2195-T8.

Fig. 7 – Crack path examples at different magnification in the 2195-T8 alloy.

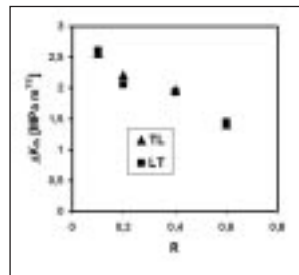


Fig. 8 – Diagramma della soglia di propagazione della cricca di fatica ΔK_{th} in funzione del rapporto di carico R per una piastra di lega 2195-T8 spessa 6,35 mm [33].

Fig. 8 – Threshold ΔK_{th} versus stress ratio R diagram for the 2195-T8 plate; the thickness is 6,35 mm [33].

Occorre concludere sottolineando che i fenomeni di deflessione della cricca sono stati molto spesso incompresi o travisati dai potenziali utilizzatori delle leghe Al-Li. Sovente, l'andamento delle cricche in queste leghe è stato bollato come "imprevedibile", e di conseguenza il comportamento del materiale nel suo complesso definito "inaffidabile". Questo fatto ha inibito certe applicazioni in ambito aeronautico, dove le cricche che propagavano ad angoli diversi dalla perpendicolare al carico è stato talvolta ritenuto inaccettabile. Si è così persa un'occasione, perché in quei casi non sono state sfruttate le superiori caratteristiche di resistenza alla propagazione delle cricche di fatica delle leghe Al-Li.

SALDABILITÀ DELLE LEGHE AL-LI

Si può affermare che, in generale, le leghe Al-Li sono più facilmente saldabili di molte delle leghe leggere loro concorrenti tradizionali, come ad esempio la 2024 e la 7075. Per contro, sono meno saldabili della lega 2219, che è ritenuta la lega strutturale più saldabile, ma questa è di gran lunga meno resistente della maggior parte delle leghe Al-Li. Le problematiche di saldabilità rimangono comunque le stesse, tipiche di tutte le leghe di alluminio. Vi è infatti da tenere conto che l'alluminio è caratterizzato da:

- un ossido chimicamente molto resistente e fortemente aderente al metallo;
- elevata conducibilità termica ed elevato coefficiente di dilatazione termica;
- ritiro di solidificazione molto elevato ed ampio intervallo

di solidificazione nelle leghe ad alta resistenza;

- ottima capacità di solubilizzare idrogeno nel liquido e solubilità dell'elemento praticamente nulla allo stato solido.

La presenza di uno spesso strato di ossido è deleteria, perché interferisce con la saldatura, portando alla formazione d'inclusioni o favorendo l'assorbimento d'idrogeno nel liquido (il film superficiale quasi sempre contiene ossidi idrati); esso va quindi rimosso, meccanicamente o chimicamente, dopodiché la saldatura va effettuata nell'arco di poche ore. La rimozione e la pulitura superficiale devono essere particolarmente accurate nel caso delle leghe Al-Li, perché il Li sembra favorire l'assorbimento d'idrogeno nel liquido. Oltre all'ossido vanno eliminati tutti i contaminanti come idrocarburi e grassi, che durante la saldatura si decomporrebbero liberando idrogeno, e parimenti va controllata con accuratezza la purezza del gas di protezione (shielding gas, usualmente miscele di elio e argon), che non deve contenere né umidità, né ossigeno, né, ovviamente, idrogeno.

L'elevata conducibilità termica fa sì che occorra utilizzare elevate densità di potenza, perché altrimenti l'energia termica è rapidamente trasportata lontano dal cordone di saldatura; nelle saldature ad arco sarà dunque necessario lavorare con densità di corrente più elevate di quelle usuali con le leghe ferrose. E' spesso buona pratica effettuare giunzioni con la tecnica della passata multipla, il che implica un effetto termico più breve e più concentrato, così come hanno successo processi ad alta densità di energia come la saldatura a fascio elettronico o laser. Va rimarcato comunque che le leghe Al-Li hanno una conducibilità più bassa di quella delle leghe classiche concorrenti (dal 30 al 50% in meno) [34]; pertanto, il requisito sull'elevata densità di potenza è meno critico e quindi le saldature di leghe Al-Li soffrono più raramente di difetti di mancanza di fusione rispetto ai materiali tradizionali. Invece, l'elevato coefficiente di dilatazione termica delle leghe Al-Li, al pari delle altre leghe di Al, causa delle distorsioni termiche che possono essere notevoli; va quindi curato il vincolo dei pezzi durante il processo.

Il ritiro di solidificazione, che è dell'ordine del doppio rispetto a quello delle leghe ferrose, e l'ampio intervallo di solidificazione, possono portare alla formazione di cricche nel cordone di saldatura: s'impongono cautele nella conduzione del processo e nella scelta del metallo di apporto [35]. Giovano apporti termici concentrati e di breve durata, quindi è necessario saldare ad elevate velocità di avanzamento. E' inoltre noto che la tendenza alla formazione di cricche è accresciuta dalla simultanea presenza di Cu e Mg, mentre il silicio agisce in senso opposto. Fra le leghe Al-Li, la 2091 è la sola ad avere simultaneamente tenori sensibili di Cu e Mg, ed è quindi difficile da saldare. L'uso della lega Al-Si 4043 come metallo d'apporto (filler) garantisce l'assenza di cricche nel cordone, ma porta a basse duttilità nel cordone

per la formazione di fasi fragili come Si elementare o Mg₂Si. Inoltre, il cordone ottenuto utilizzando la lega 4043 come metallo di apporto, ha una scarsa risposta a trattamenti termici successivi, e sarà quindi anche contraddistinto da bassa resistenza meccanica.

Leghe dall'alto tenore di Cu e basso contenuto di Mg, come la 2090, 2095 e 2195, potranno essere facilmente saldate con un classico filler di lega 2319, che contiene essenzialmente Cu, mentre leghe più ricche di Mg e più povere di Cu, come la 8090 e la 01420, daranno cordoni esenti da cricche con un metallo di apporto in lega Al-Mg, tipicamente la lega 5356. In letteratura vi sono scarse informazioni circa lo sviluppo di filler specializzati per le leghe Al-Li. Unico dato sicuro riportato è quello per la lega 2195 (filler 049) [36], la cui composizione è molto simile a quella del metallo base, cioè è più ricca in Cu (circa 5% contro 4,7 %) e più povera in Li (circa 1,1% contro 1,3%); unica sostanziale differenza è il tenore di Ti (nel filler 0,09% invece di 0,03% del metallo base), molto più alto nel metallo di apporto per esaltare l'azione di affinamento del grano nella zona fusa.

Poiché le leghe Al-Li sono utilizzate in applicazioni dove la resistenza meccanica è sempre un requisito fondamentale, e poiché le caratteristiche tensili della giunzione risentono fortemente della storia termica, vi è da tenere conto del fatto che la resistenza a trazione in direzione trasversale del cordone e della zona termicamente alterata (HAZ, ovvero Heat Affected Zone) è in ogni caso inferiore a quella del metallo base. Infatti, durante la saldatura, in quelle regioni si raggiungono temperature che vanno da quella del liquido (cordone) a valori poco al di sotto della formazione di liquido o della formazione di una soluzione solida completa nell'Al (HAZ). I precipitati rafforzanti tendono a dissolversi (δ') o ad accrescersi (S' e T_1'), diventando in quest'ultimo caso sovrainvecchiati, poco efficienti nel contrastare il movimento delle dislocazioni. Vi è comunque da tener conto che, nel successivo raffreddamento, una riprecipitazione è possibile, soprattutto della fase δ' , che consente un parziale recupero delle caratteristiche meccaniche del giunto. La resistenza finale è così di solito superiore a quella delle leghe di Al convenzionali, e l'efficienza dei giunti è dell'ordine del 50%.

In Tabella 7 sono riportati alcuni dati di letteratura sulla resistenza di saldature. L'efficienza dei giunti (misurata come rapporto fra la resistenza a trazione trasversale del cordone e quella del metallo base) è dell'ordine di 0,5-0,6. Dall'esame della Tabella 7 si conclude che le leghe Al-Li sono confrontabili con la classica 2219, considerata la più adatta ad essere saldata delle leghe strutturali. Tuttavia, a circa pari efficienza dei giunti, in molti casi le leghe Al-Li garantiscono, a pari tecnologia di saldatura, delle resistenze trasversali dei cordoni superiori. Tipico caso è quello della lega 2195, che riesce ad superare sempre i 300 MPa di resistenza trasversa-

Tabella 7 – Caratteristiche tensili trasversali di saldature di leghe Al-Li [36, 37, 38]; per confronto, si è anche riportato il caso della lega convenzionale 2219-T8.

| LEGA | PROCESSO | FILLER | R [MPa] CORDONE | R [MPa] METALLO BASE | EFFICIENZA % |
|----------|------------------------------|------------|-----------------|----------------------|--------------|
| 01420-T6 | gas tungsten arc | 5356 | 241 | 490 | 49 |
| 2090-T8 | gas tungsten arc | 2319 | 248 | 550 | 45 |
| 8090-T8 | gas tungsten arc | 5356 | 310 | 515 | 60 |
| 2219-T8 | gas tungsten arc | 2319 | 269 | 455 | 59 |
| 2090-T8 | fascio elettronico | - | 324 | 550 | 59 |
| 8090-T8 | fascio elettronico | - | 317 | 515 | 62 |
| 8090-T3 | laser | - | 220 | 215 | ≈100 |
| 8090-T3 | laser | - | 380 dopoT6 | 460 dopo T6 | 83 |
| 2195-T8 | gas tungsten arc single pass | filler 049 | 315 | 605 | 52 |
| 2195-T8 | gas tungsten arc multipass | filler 049 | 360 | 605 | 60 |
| 2195-T8 | fascio elettronico | - | 330 | 605 | 55 |

Table 7 – Transversal tensile strength of welded Al-Li alloys [36, 37, 38]; the data of the 2219-T8 alloy are reported for sake of comparison.

| LEGA | SALDATURA | R [MPa] | EFFICIENZA | ROTTURA |
|---------------------|-----------|---------|------------|---------|
| 2024 | fredda | 425 | 87% | SZ |
| 2024 | calda | 402 | 82% | HAZ |
| 7075 | fredda | 458 | 89% | HAZ |
| 7075 | calda | 406 | 79% | HAZ |
| 2219 | nominale | 323 | 66% | SZ |
| 2219 | calda | 336 | 68% | HAZ |
| 2219 | fredda | 315 | 64% | SZ |
| 2195 | calda | 430 | 72% | SZ |
| 2195 | fredda | 401 | 67% | SZ-HAZ |
| Cu5,6-Mg0,44-Ag0,43 | - | 370 | 75% | HAZ |

Tabella 8 – Dati di resistenza, efficienza e rottura di giunzioni realizzate con la Friction Stir Welding [39, 40]. Le designazioni "calda" e "fredda" si riferiscono a particolari combinazioni di velocità di rotazione ed avanzamento dell'utensile che portano a relativamente basse o alte introduzioni di energia termica nel metallo.

Table 8 – Tensile strength, efficiency and fracture position of welding seams obtained by Friction Stir Welding [39, 40]. The designation "hot" or "cold" refers to particular combinations between rotation and travel speed of the tool, each leading to a specific input energy into the metal.

le: ciò è dovuto almeno in parte alle possibilità d'invecchiamento naturale del materiale, che derivano anche dalla presenza di argento.

Nonostante i dati della Tabella 7, è possibile incrementare le caratteristiche dei giunti con trattamenti termici successivi. Se i pezzi sono maneggevoli, è possibile effettuare un trattamento T6, che avvicina molto le caratteristiche del giunto a quelle del metallo base. In alternativa, anche se con risultati più modesti, si può praticare un invecchiamento artificiale post-saldatura, che può avere l'effetto di far precipitare sotto forma di fasi rafforzanti gli elementi (Cu, Mg e Li) entrati in soluzione solida nella matrice durante il riscaldamento di saldatura e non precipitati nel corso del successivo raffreddamento. Quando le dimensioni della struttura saldata impediscono di condurre un trattamento termico vero e proprio, si può sperare in un invecchiamento naturale, ma i risultati sono apprezzabili solo con le leghe 2095 e 2195, dove l'argento presente favorisce la nucleazione di precipitati come δ', T₁' e θ' (Al₂Cu) anche a temperatura ambiente.

Recentemente si è diffuso l'impiego della Friction Stir Welding come tecnologia di giunzione delle leghe di Al ad alta resistenza. Si ottiene la saldatura senza passare attraverso lo stato liquido e con apporti termici assai più bassi, con ovvi vantaggi per le leghe di Al. Anche le leghe Al-Li si sono giovate di questo processo innovativo. In Figura 9 è visibile una schematizzazione delle diverse regioni microstrutturali che si generano con il processo. Il processo si svolge come un' opportuna combinazione di estrusione di metallo (Lato Advancing, rotazione e avanzamento dell'utensile sono concordi) da parte del perno dell'utensile, e forgiatura dell'estruso (Lato Retreating, rotazione e avanzamento sono contrari) da parte della spalla dell'utensile stesso. Si vede quindi che si genera un'asimmetria microstrutturale; vi sono comunque sia una regione semplicemente termicamente alterata dal calore generato dal processo, sia una vera e propria zona termomeccanicamente alterata, dove vi è stata anche deformazione plastica, sia la zona centrale dove il rimescolamento del metallo è stato estremamente intenso. Il nocciolo (SZ, talvolta anche designato Nugget) contiene una struttura a grani fini ricristallizzati, all'interno dei quali vi sono fasi di equilibrio oppure precipitati rafforzanti in condizioni di sottoinvecchiamento. La TMAZ contiene grani stirati plasticamente con precipitati rafforzanti o superinvecchiati, o parzialmente disciolti ed eventualmente riprecipitati e quindi sottoinvecchiati, ciò dipende dal tipo di lega che viene saldata. Analoga alla TMAZ è la HAZ, dove però i grani sono quelli originari, mentre i precipitati rafforzanti hanno pure subito un'alterazione termica, ma meno intensa.

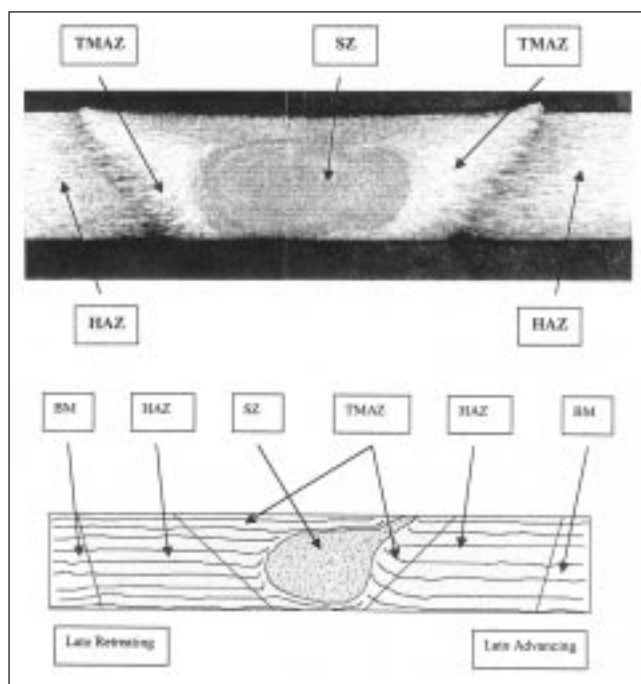


Fig. 9 – Vista macrografica e schema delle regioni microstrutturali create con la Friction Stir Welding. HAZ è la zona termicamente alterata (Heat Affected Zone), SZ è la regione rimescolata (Stirred Zone), TMAZ è la zona termomeccanicamente alterata (Thermo-Mechanically Affected Zone), BM è il materiale base (Base Material).

Fig. 9 – Schematic picture and macrographic view of the microstructural regions generated by Friction Stir Welding. HAZ is the Heat Affected Zone, SZ is the Stirred Zone, TMAZ is the Thermo-Mechanically Affected Zone, BM is the Base Material).

Le leghe Al-Li hanno più o meno le stesse problematiche delle loro concorrenti classiche, e producono giunti saldati di caratteristiche più o meno equivalenti. In Tabella 8 sono riportati alcuni dati di letteratura che consentono d'inquadrare l'ordine di grandezza della resistenza trasversale dei cordoni. Salta comunque all'occhio che leghe poco saldabili e molto usate in campo aerospaziale, come la 2024 e la 7075, guadagnino moltissimo in termini di efficienza dei giunti rispetto alle tecnologie tradizionali, proprio perchè si evita di passare dal liquido e di avere i relativi difetti. Le leghe Al-Li e la lega 2219, che sono di per sè più saldabili, hanno degli incrementi di caratteristiche più contenuti. In ogni caso, con

la lega 2195 si conseguono resistenze trasversali nei cordoni poco sopra i 400 MPa, e si è quindi in competizione con le leghe tradizionali. E' possibile incrementare ancora le prestazioni della lega 2195 con invecchiamenti artificiali post-saldatura, poichè molti dei precipitati rafforzanti delle HAZ e TMAZ sono allo stato sottoinvecchiato (δ' invece di T_1'); tale possibilità è invece meno appetibile per le leghe più classiche delle serie 2xxx e 7xxx. Infine occorre sottolineare che questo è un settore attualmente in corso di sviluppo, i dati presentati sono soltanto provvisori ed occorrerà attendere qualche anno per vedere un panorama consolidato nel campo della Friction Stir Welding delle leghe leggere.

CONCLUSIONI

L'esame dello stato dell'arte delle leghe Al-Li, focalizzate soprattutto negli aspetti che riguardano la composizione chimica, la microstruttura, le caratteristiche meccaniche e la saldabilità, ha permesso di enucleare i seguenti aspetti critici:

- la riduzione della densità e l'aumento del modulo elastico rispetto alle leghe tradizionali; particolarmente appetibili da questo punto di vista le leghe 01420, 2090, 2091 e 8090
- la composizione chimica è complessa, cioè si tratta di leghe come minimo quaternarie (Al-Li-Cu-Zr o Al-Li-Mg-Zr) oppure a 5 (Al-Li-Cu-Mg-Zr) o a 6 componenti (Al-Li-Cu-Mg-Ag-Zr) per evitare le problematiche di fragilità delle leghe binarie Al-Li
- la microstruttura può contenere precipitati rafforzanti coerenti (δ') o semicoerenti e incoerenti (θ' , S' , T_1' , β'), prevalgono grani non ricristallizzati soprattutto nei prodotti spessi, vi sono spesso intense tessiture cristallografiche di deformazione
- le migliori combinazioni di caratteristiche meccaniche si ottengono con il trattamento termico T3 (se si privilegia la tenacità) o T8 (se si privilegia la resistenza)
- la resistenza a trazione è paragonabile a quella delle leghe classiche; la 2090 e la 2195 sono particolarmente resistenti nello stato T8
- la tenacità a frattura nelle direzioni LT e TL è paragonabile a quella delle leghe classiche o superiore se si manifestano delaminazioni nel traverso corto; la 2090-T8 e la 8090-T8 sono esemplari per questo; in tal caso però il materiale è fragile nelle direzioni SL e ST, e non è consigliata l'applicazione in componenti spessi sollecitati triassialmente
- la resistenza alla propagazione delle cricche di fatica è spesso migliore rispetto alle leghe tradizionali, soprattutto nelle regioni a basso ΔK ; ciò è dovuto a vistosi fenomeni di chiusura della cricca indotti da precipitati coerenti (δ') o da tessiture cristallografiche
- la saldabilità è in generale migliore rispetto a quella delle leghe classiche concorrenti, l'efficienza dei giunti oscilla attorno a 0,5; la lega 2195 si avvicina alla 2219, ma garantisce resistenze trasversali del cordone più elevate
- è possibile l'applicazione del Friction Stir Welding, anche se i vantaggi rispetto alle saldature ad arco sono meno vistosi di quelli conseguibili dalle leghe tradizionali: le resistenze meccaniche finali sono comunque confrontabili.

BIBLIOGRAFIA

[1] T. H. Sanders Jr., E. A. Starke Jr., Acta Metallurgica, Vol. 30, 1982, p. 927.
 [2] I. N. Fridlyander, A. G. Bratukhin, V. G. Davydov, Aluminium-Lithium, Sixth International Aluminium-

Lithium Conference, DGM Informationgesellschaft, Germany, 1991, pp. 35-42.

[3] Y. Barbaux, AGARD Conference Proceeding CP-444 "New Light Alloys", NATO, 1989, pp. 8-1 – 8-18.
 [4] R. S. James, Aluminium-Lithium Alloys, in Metals Handbook Vol.2 , 10a edizione, Materials Park, Ohio, ASM International, 1990, pp.178-199.
 [5] A. K. Vasudevan, E. A. Ludwiczak, S. F. Baumann, P. R. Howell, R. D. Doherty, M. M. Kresker, Material Science and Technology, Vol. 2, 1986, pp. 1205-1209.
 [6] T. H. Sanders Jr, E. A. Starke Jr, Acta Metallurgica, Vol. 30, 1982, pp. 927-939.
 [7] H. J. Roven, E. A. Starke Jr, O. Sodahl, J. Hjelen, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 24, 1990, pp. 421-426.
 [8] S. Suresh, A. K. Vasudévan, M. Tosten, and P. R. Howell, Acta Metallurgica, Vol. 35, 1987, pp. 25-46.
 [9] A. K. Vasudevan, R. D. Doherty, Acta Metallurgica, Vol. 35, 1987, pp. 1193-1219.
 [10] E. A. Starke Jr., AGARD Conference Proceeding CP-444 "New Light Alloys", NATO, 1989, pp. 4-1 – 4-23.
 [11] K. T. Venkateswara Rao, R. O. Ritchie, Material Science and Technology, Vol. 5, 1989, pp. 882-995.
 [12] F. W. Gayle, W. Troy Tack, G. Swanson, F. H. Heubaum, J. R. Pickens, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 30, 1994, pp. 761-766.
 [13] K. S. Kumar, S. A. Brown, J. R. Pickens, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 24, 1990, pp. 1245-1250.
 [14] R. Doglione, L. Mura, C. Verniani, D. Firrao, Materials Science Forum, Vols. 396-402, Trans Tech Publications, Switzerland, 2002, pp. 1341-1346.
 [15] R. Doglione, S. Spriano, 26° Convegno Nazionale AIM, Associazione Italiana di Metallurgia, 1996, pp. 90-97.
 [16] J. J. Witters, E. W. Lee, W. B. Lisagor, S. B. Herner, R. J. Kilmer, J. E. Talia, Aluminium-Lithium, Sixth International Aluminium-Lithium Conference, DGM Informationgesellschaft, Germany, 1991, pp. 351-356.
 [17] K. T. Venkateswara Rao, R. O. Ritchie, Materials Science and Technology, Vol. 5, 1989, pp. 882-895.
 [18] D. Webster, Metallurgical Transactions A, Vol. 18A, 1987, pp. 2181-2193.
 [19] T. Kobayashi, M. Niinomi, K. Degawa, Materials Science and Technology, Vol. 5, 1989, pp. 1013-1019.
 [20] P. Bourgasser, J. A. Wert, E. A. Starke Jr., Materials Science and Technology, Vol. 5, 1989, pp. 1102-1108.
 [21] T. H. Sanders Jr, E. A. Starke Jr, Acta Metallurgica, Vol. 30, 1982, pp. 927-939.
 [22] H. J. Roven, E. A. Starke Jr, O. Sodahl, J. Hjelen, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 24, 1990, pp. 421-426.
 [23] C. P. Blankenship, E. A. Starke Jr, Metallurgical Transactions A, Vol. 24A, 1993, pp. 833-841.
 [24] S. P. Lynch, Materials Science and Engineering, Vol. A136, 1991, pp. 25-43.
 [25] S. P. Lynch, A. R. Wilson, R. T. Byrnes, Materials Science and Engineering, Vol. A172, 1993, pp. 79-93.
 [26] K. T. Venkateswara Rao, Weikang Yu, and R. O. Ritchie, Metallurgical Transactions. A, Vol. 20A, 1989, pp. 485-497.
 [27] K. T. Venkateswara Rao, R. O. Ritchie, Acta Metallurgica et Materialia, Vol 38, no. 11, 1990, pp.2309-2326.
 [28] J. W. Bray, Aluminum Mill and Engineered Wrought

Products, in Metals Handbook Vol.2 , 10a edizione, Materials Park, Ohio, ASM International, 1990, pp.42, 43, 54.

[29] G. E. Campbell, W. W. Gerberich, J. H. Underwood, Applications of Fracture Mechanics for Selection of Metallic Structural Materials, Materials Park, Ohio, ASM International, 1982, p. 176.

[30] K. T. Venkateswara Rao, R. O. Ritchie, Materials Science and Technology, Vol. 5, 1989, pp. 896-907.

[31] M. Cavallini, F. Felli, M. Marchetti, L'AEROTECNICA-MISSILI E SPAZIO, Vol. 66, no. 3, 1987, pp. 149-158.

[32] K. T. Venkateswara Rao, R. O. Ritchie, International Materials Reviews, Vol. 37, no. 4, 1992, pp. 153-185.

[33] R. Doglione, M. Bartolone, 9th International Conference on Aluminium Alloys (ICAA9), Institute of Materials Engineering Australasia, 2004, pp. 616-621.

[34] U. Krüger, Aluminium-Lithium, Sixth International Aluminium-Lithium Conference, DGM Informationgesellschaft, Germany, 1991, pp. 1183-1189.

[35] J. C. Lippold, W. Lin, Materials Science Forum, Vols. 217-222, Trans Tech Publications, Switzerland, 1996, pp. 1685-1690.

[36] C. E. Cross, L. W. Loechel, G. F. Braun, Sixth International Aluminium-Lithium Conference, DGM Informationgesellschaft, Germany, 1991, pp. 1165-1170.

[37] C. E. Cross, W. T. Tack, Selection and Weldability of Aluminum-Lithium Alloys, in Metals Handbook Vol. 6, 10a edizione, Materials Park, Ohio, ASM International, 1993, p.549-553.

[38] B. Biermann, R. Dierken, R. Kupfer, A. Lang, H. W. Bergmann, Aluminium-Lithium, Sixth International Aluminium-Lithium Conference, DGM Informationgesellschaft, Germany, 1991, pp. 1159-1164.

[39] A. P. Reynolds, W. D. Lockwood, T. U. Seidel, Materials Science Forum, Vols. 331-337, Trans Tech Publications, Switzerland, 2000, pp. 1719-1724.

[40] R. Doglione, dati non pubblicati, 2002.

A B S T R A C T

ALUMINIUM-LITHIUM ALLOYS

PAROLE CHIAVE:

aluminium alloys, fracture, welding, mechanical characteristics

This paper is a review of the current status of Al-Li alloys. A very short history of the development of these alloys and the big mass of research and publications in the seventies, eighties and nineties show that actually Al-Li alloys are a mature product. They have a well established market, mainly in the aerospace and sport applications. The first driving factor for the commercial success of Al-Li alloys is the well known reduction in density and gain in Young's modulus, compared to the classical Al high strength alloys of the 2xxx and 7xxx series, which are the main competitors. This is very important in aerospace application, where the decrease of weight and increase in stiffness allow a reduction of the fuel consumption or an increase of the payload. Another key of the success is the fact that Al-Li alloy components can be produced by the same technologies employed with 2xxx and 7xxx series, without additional costs, contrary to composite materials, which require special and more expensive processes. However, the actual trend for cost reduction in the com-

posites, and their better properties at high temperature render these last strong competitors also.

The paper discusses first the problems of binary Al-Li alloys. They are strengthened by the precipitation of spherical and coherent δ' particles (Al_3Li). The coherency is due to the very low misfit strain between δ' and Al matrix and then δ' is shearable by dislocations. Therefore, during plastic straining, crystallographic slip tends to concentrate to very few slip planes. Moreover, during a T6 temper, the ageing gives rise to δ' Precipitate Free Zones (PFZ) at grain boundaries, with concurrent precipitation of coarse equilibrium δ (AlLi) particles. When very narrow slip band impinge on the grain boundaries a further strain localisation occurs, easily leading the nucleation and growth of intergranular or transgranular cracks.

Binary Al-Li alloy are then brittle, thus not applicable in structural components. In commercial alloys, δ' particles alone and PFZ must be avoided. Therefore, several other alloying elements are introduced: Cu and Mg forms strengthening precipitates T_1' - Al_2CuLi , θ' -(Al_2Cu), Al_2MgLi and S' - Al_2CuMg ; Cr, Mn and mostly Zr act as dispersoids, inhibiting strain localisation and retarding recrystallization and grain growth; Ag enhances the tendency to the precipitation

of strengthening phases in Al-Li-Cu alloys. Combining the effect of the alloying elements, several ternary and quaternary commercial alloys have been developed. Compared to the classical 2xxx and 7xxx series, Al-Li alloys are characterized by very strong crystallographic textures. Probably, this is due to the combined effect of Li and Zr: The textures is associated to the crystal morphology: very elongated pancaked grains have strong deformation texture (very common the "brass" $\{110\}\langle 112\rangle$, the "S" $\{123\}\langle 634\rangle$, the "copper" $\{112\}\langle 111\rangle$), fine recrystallized grains have the "cube" $\{001\}\langle 110\rangle$ recrystallization texture. Except in very small gauge products, or on the very surface of thicker gauges, where fine recrystallized grains are found, in Al-Li components unrecrystallized grains are commonly found. This fact gives rise to planar anisotropy and through-thickness gradients of mechanical characteristics. Another peculiarity of Al-Li alloys is that T3 and T8 tempers are preferred, the first to maximise the fracture toughness, the second to maximise the strength. T4, T6 and T7 tempers are seldom applied: to avoid the negative δ' -PFZ combination, a 2-6% stretching is applied after quenching, introducing dislocations into the grains. This promotes uniform nucleation of the strengthening precipitates inside the grains during the subsequent ageing, thus avoiding brittleness problems.

Al-Li alloys have comparable or superior in-plane fracture toughness compared to 2xxx and 7xxx alloy series. In general, the fracture mechanism is ductile (transgranular or intergranular), with nucleation, growth and coalescence of microvoids around coarse constitutive intermetallics (δ -Al₃Li, T₂-Al₆CuLi₃, etc.) or originating from impurities such as Fe and Si (β -FeSiAl₃). In this case, fracture toughness is directly related to the impurity content, as in the 2xxx and 7xxx series. In some case, mostly in 2090, 2091 e 8090 alloys, TL and LT fracture toughness is 25% ca. higher than in classical alloys. This is due to delaminations along high angle grain boundaries, able to relax the stress triaxiality at the crack tip from a plane strain constraint towards plane stress. Several explanations of the occurrence of the delaminations are possible: segregation of low melting point eutectics (Na and K), δ' -PFZ combination effect on high angle grain boundaries, non equilibrium Li segregation. The result is brittleness in the short transverse directions ST and ST, and enhanced toughness in the TL and LT directions. The phenomenon has hampered the application of Al-Li alloys in thick components subjected to triaxial stress, whereas is positive in components subjected to biaxial stress. Another striking aspect of Al-Li alloys is their often superior resistance to fatigue crack growth, very important in damage tolerant applications such as in aerospace. The Paris

curves of Al-Li alloys is comparable to that of the classical competitors. However, in the threshold region Al-Li alloys are generally superior because their behaviour of is strongly affected by crack closure, associated with highly tortuous and deflected crack path. Crack growth occurs crystallographically on $\langle 111\rangle$ planes, leading to mixed mode I, II, III propagation. The main causes of the crystallographic path are the possible presence of shearable δ' particles, resulting in planar slip, and the presence of strong deformation textures. They are able to enhance the slip band cracking mechanism along $\langle 111\rangle$ planes or to cause crack branching effects. The result is a strong stress ratio effect, the threshold value ΔK_{th} shows a marked decrease with R. It should be emphasized that the advantages of the occurrence of crack deflection has non been properly understood by the users in the aerospace field, and Al-Li alloys have often been rejected as unreliable. Thus, in a perspective of a full exploitation of the characteristics of crack growth resistance, there is still a growing potential for aerospace applications of Al-Li alloys.

Finally, in the paper the weldability of Al-Li alloys is discussed. Their welding characteristics is very similar to that of the classical 2xxx and 7xxx alloys. In general, the simultaneous presence of important contents of Cu and Mg impairs weldability, as in the 7xxx alloys. Therefore, the Al-Li 2091 alloy, containing 2,2% Cu and 1,5% Mg is the only little weldable. All the other are weldable by using Al-Cu or Al-Mg filler, without incurring in welding cracks. For example, the 2195 alloy (Weldalite) is readily welded, similarly to the classical 2219, the most weldable of all Al alloys. Very important are the mechanical characteristics of the welding. A Heat Affected Zone is produced, where the strengthening precipitates are partially dissolved or coarsened: the strength decreases, but a joint efficiency of 50% is usually attained. This is similar to classical alloys; however, since most Al-Li alloys are high strength materials, the final tensile strength of the welding is generally higher than in the competitors.

This is particularly true in the 2195 alloy, where the presence of Ag allows a partial strength recovery of the HAZ by enhancing the natural aging. The recent Friction Stir Welding technology has been successfully applied to Al-Li alloys, producing sound and strong welding. Nevertheless, the gain in the mechanical characteristics is not so interesting as in the 7xxx alloys, which are little weldable by conventional techniques and take full advantage of the very limited thermal input of the new technique (no liquid is produced). In this sense, 7xxx and Al-Li alloys welded by Friction Stir Welding are comparable.