

ANALISI DEI MECCANISMI DI CEDIMENTO A FATICA DI LEGHE Al-Li COMMERCIALI E Al-Li-Mg-Ce SPERIMENTALI

F. Felli, A. Brotzu

*Dip. ICMMPM - Università "La Sapienza" - Roma
via Eudossiana 18 - 00184 Roma*

SOMMARIO: Recenti studi su leghe Al-Li con piccole aggiunte di cerio hanno mostrato che tale elemento ha un effetto positivo sul comportamento a frattura di queste leghe e particolarmente sulla tenacità e sulla velocità di propagazione della cricca di fatica. In questo lavoro si è cercato di dare un'interpretazione ai meccanismi coinvolti nella frattura di queste leghe. In particolare, oltre ai classici esami frattografici, già effettuati in precedenti lavori, eseguiti mediante microscopia elettronica (SEM-EDS), e strutturali per individuare le varie fasi presenti (il cerio neutralizza l'effetto negativo delle impurezze, specialmente del ferro, attraverso la formazioni di fasi meno influenti sulla tenacità), si è cercato di individuare mediante una tecnica di attacco metallografico sulle superfici di frattura i piani cristallografici di avanzamento della frattura. Il presente studio inoltre, attraverso un'accurata riproduzione di tutto il profilo della cricca, si pone come obiettivo di effettuare delle correlazioni tra determinate dimensioni del profilo (altezza media dei picchi, angolo di deviazione, ecc.) e la velocità di propagazione della cricca, la chiusura, ecc. L'indagine è stata effettuata su diverse leghe commerciali e su leghe sperimentali Al-Li-Mg-Ce. Vengono discussi i risultati e le correlazioni ottenuti.

PAROLE CHIAVE: Frattografia, Fatica, Leghe Alluminio-Litio, Cerio.

INTRODUZIONE

Le leghe Al-Li presentano elevata tenacità e buon comportamento a fatica, specialmente per quanto riguarda la velocità di propagazione delle cricche. Questo è vero soprattutto nelle direzioni di misura lungo e traverso (TL, LT), mentre sul corto (ST, SL) si hanno valori più bassi e più dispersi [Cavallini et al.,1993]. Questo effetto è più marcato rispetto alle altre leghe di alluminio ed è legato in particolare alla forte anisotropia strutturale che induce un comportamento delle caratteristiche meccaniche notevolmente anisotropo. Questo comportamento è comune per tutte le formulazioni commerciali delle leghe Al-Li che in particolare sono:

1. Al-Li-Cu-Mg-Zr, tipo 2091 e 8090;
2. Al-Li-Cu-Ag-Mg-Zr, tipo Weldalite® 049;
3. Al-Li-Mg-Zr (Sc), sviluppate in Russia con denominazione 1420.

Inoltre queste leghe presentano una marcata tendenza alla delaminazione [McKeighan et al., 1992, Verdu e Fougères,1992, Cavallini e Felli, 1992]. La frattura intergranulare, con effetti di delaminazione, implica un comportamento estremamente fragile quando la sollecitazione agisce nella direzione del corto, mentre nelle altre due direzioni (TL e LT) si ha un effetto positivo sia sulla tenacità che sulla velocità di propagazione della cricca di fatica perché la delaminazione suddivide la sezione resistente in più parti esaltando anche

all'interno la componente di sforzo piano, garantendo una certa indipendenza dallo spessore. Lo zirconio, che viene aggiunto per il suo effetto inibente dei processi di ricristallizzazione durante i trattamenti termici, è il principale responsabile, per queste leghe, della forte anisotropia strutturale; mentre parecchie ipotesi sono state fatte per quanto riguarda la fragilità dei bordi grano delle leghe non ricristallizzate, in particolare attribuita a:

1. segregazione a bordo grano di Na e K (presenti sempre come impurezze del litio) che anche in tenori bassissimi possono formare eutettici che a temperatura ambiente sono allo stato liquido [Webster ,1987];
2. infragilimento da idrogeno;
3. precipitazione della fase δ a bordo grano con formazione di zone prive di precipitato (PFZ) [Sanders e Starke,1983].

Per quanto riguarda la prima ipotesi, un nostro precedente studio eseguito mediante l'analisi Auger (AES) sulle superfici di frattura sembra escludere la presenza di Na e K [Cavallini et al., 1991]. Aggiunte di cerio alle leghe Al-Li hanno mostrato che questo elemento ha un effetto meno marcato dello zirconio come inibente dei processi di ricristallizzazione [Buttinelli et al., 1992], ma porta a strutture molto più isotrope ed una conseguente marcata isotropia delle caratteristiche meccaniche. Inoltre il cerio forma con il ferro una fase Al-Fe-Ce che dopo estrusione si presenta sotto forma di particelle di forma arrotondata che dovrebbero avere un'influenza meno negativa sulla tenacità rispetto alle particelle Al-Fe note per il loro effetto infragilente. Soprattutto è stato trovato un effetto positivo del cerio sulla tenacità e sulla velocità di propagazione delle cricche di fatica per le leghe Al-Li-Mg [Buttinelli ,1995,Felli e Brotzu, 1997, Felli et al., 1996]. Alcuni studi [Liangm e Xiu-Liu,1995] con risultati controversi per leghe Al-Li-Cu sono probabilmente dovuti al fatto che il cerio forma un intermetallico Al-Cu-Ce con formazione di particelle grossolane con effetto infragilente. Il presente lavoro vuole approfondire lo studio dei meccanismi coinvolti per quanto riguarda l'azione positiva del cerio sopra indicata anche attraverso l'analisi dei profili di frattura sia su leghe Al-Li commerciali, sia su leghe sperimentali Al-Li-Mg-Ce cercando anche di far luce sugli effetti di chiusura eventualmente esaltati dalla presenza delle fasi (dispersoidi) di cerio presenti.

MATERIALI E TECNICHE

La composizione delle leghe commerciali e sperimentali (indicate con la lettera B) studiate è riportata in tabella 1.

Tabella 1: Composizione delle leghe commerciali e sperimentali studiate.

Lega	Li %	Mg %	Cu %	Si %	Fe %	Ti %	Ce %	Ag %	Zr %
8090	2.5	1.0	1.3	<0.02	<0.02	---	---	---	0.09
2091	2.0	1.5	1.9	0.03	0.05	---	---	---	0.09
Weldalite® 049	0.94	0.39	4.1	---	0.05	0.02	---	0.4	0.13
B	2.0	1.8	---	0.15	0.3	0.16	1.0	---	---
B1	2.1	2.5	---	0.5	0.4	0.05	0.3	---	---
B2	2.7	2.7	---	0.5	0.4	0.05	0.3	---	---

Per tutte le leghe, dopo le prove di velocità di propagazione della cricca di fatica (norma ASTM E647) eseguite su provini CT a 10 Hz ed a diversi rapporti di carico ($R=0.15, 0.3, 0.5$ e 0.7), nelle direzioni LT, TL, SL ed ST per le leghe commerciali e CR, RL e LR per le leghe sperimentali estruse, è stata fatta un'accurata osservazione delle superfici di frattura al SEM-EDS. Al microscopio ottico sono stati osservati alcuni percorsi delle cricche. Dai provini CT di tutte le leghe, sottoposti a prove di fatica con $R=0.3$, sono stati prelevati i profili della cricca interni al provino, mentre per la lega B1 (prova ad $R=0.15$) sono stati prelevati i profili interni ed esterni per evidenziare le differenze tra zone soggette a deformazione piana e zone soggette a sforzo piano. I profili sono stati riprodotti mediante un microscopio ottico a 200 ingrandimenti ed elaborati secondo lo schema riportato in figura 1.

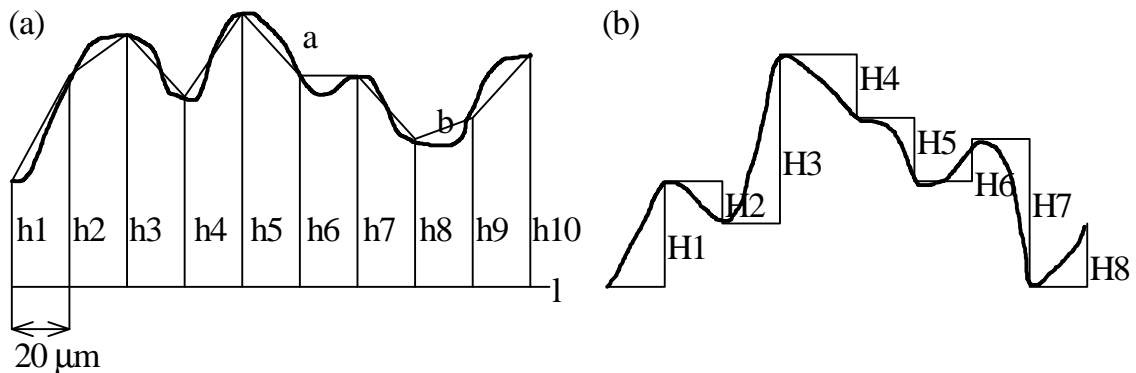


Figura 1: a) Schema dell'elaborazione dei profili (a profilo reale, b profilo elaborato come catena di segmenti, l retta di riferimento arbitraria, hi distanza tra la retta di riferimento ed il profilo); b) schema dell'elaborazione delle altezze dei picchi.

In particolare sono state rilevate le distanze tra il profilo ed una linea retta di riferimento, arbitrariamente posizionata al di sotto del profilo stesso, parallela alla direzione media di propagazione della cricca. Le misure sono state effettuate a intervalli regolari ($20 \mu\text{m}$). I dati così ottenuti sono stati variamente elaborati in modo da ottenere: una rappresentazione computerizzata del profilo della cricca (ottenuto come catena continua di segmenti rettilinei), l'angolo medio di inclinazione (tilt) rispetto alla direzione di propagazione (θ), l'altezza media dei picchi (H), la lunghezza del percorso inclinato (D), quella del percorso piano (S) e quella effettiva (D+S), la percentuale di percorso inclinato (D/D+S). Viene riportata l'equazione utilizzata per valutare il ΔK_{eff} [Suresh,1985]:

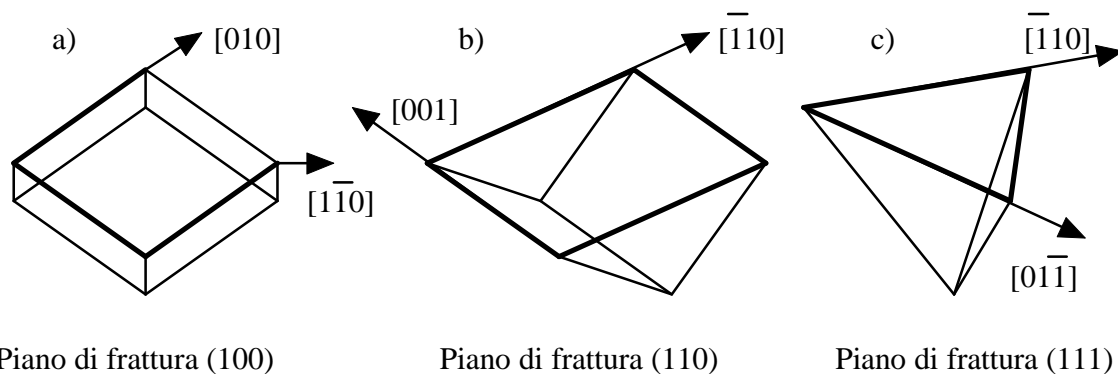
$$\frac{\Delta K_I}{\Delta K_{\text{eff}}} \approx \left\{ \frac{D \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) + S}{D + S} \right\}^{-1} \left\{ 1 - \sqrt{\frac{\chi \tan \theta}{1 + \chi \tan \theta}} \right\}^{-1} \quad (1)$$

in cui χ è il rapporto tra lo spostamento nel modo I dall'apertura massima fino a quella corrispondente al momento del primo contatto e lo sfasamento tra le due superfici. Il primo termine tiene conto dell'inclinazione del profilo, il secondo dello sfasamento tra le

due superfici. Viene riportata anche una formula empirica utilizzata per valutare il K_{cl} [Wasén, 1985, Levin e Karlsson, 1993]:

$$K_{cl} = 1.2 \frac{E}{E_{acciaio}} H^{1/3} \quad (2)$$

H è espresso in μm ed E in MPa, il valore ottenuto è in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Per una trattazione più dettagliata delle relazioni (1) e (2) si rimanda al lavoro dei medesimi autori presente in questo testo [Felli e Brotzu, 1997]. È stata anche valutata la frazione di lunghezza f_l delle cricche secondarie e la loro lunghezza media l_m per tutti i materiali. Sono stati identificati i piani cristallografici di avanzamento della frattura mediante una tecnica di attacco chimico delle superfici di frattura [Piascik, e Gangloff, 1993, Gao et al., 1988]. In particolare le superfici di frattura dei vari materiali, attaccate con un reagente formato da 50 ml H_2O , 50 ml H_2NO_3 , 32 ml HCl e 2 ml HF per circa 6 secondi, sono state osservate al SEM. Questo attacco genera sui piani di avanzamento della frattura delle cavità di forma diversa a seconda del tipo di piano. In figura 2 vengono riportate le forme delle cavità (pits) più comunemente osservate.



Piano di frattura (100)

Piano di frattura (110)

Piano di frattura (111)

Figura 2: Forme delle cavità più comunemente osservate

RISULTATI E DISCUSSIONE

In figura 3 vengono riportate le curve delle velocità di propagazione della cricca di fatica da/dN in funzione di ΔK ottenute mediante l'interpolazione dei risultati sperimentali con il modello di Collipriest per le varie leghe esaminate. Si evince che le leghe sperimentali presentano velocità di propagazione della cricca di fatica inferiori rispetto alle leghe commerciali e livelli di tenacità simili; bisogna però precisare che la loro resistenza meccanica è inferiore ($\sigma_{Rmax} = 424 \text{ MPa}$ e $\sigma_{Smax} = 302 \text{ MPa}$) [Felli e. Brotzu, 1997]. Si avvicina molto al comportamento delle leghe sperimentali la lega Weldalite[®] 049 che presenta anche caratteristiche resistenziali notevolissime ($\sigma_{Rmax} = 628 \text{ MPa}$ e $\sigma_{Smax} = 601 \text{ MPa}$) [Buttinelli et al., 1995b]. In generale le leghe commerciali Al-Li presentano ottime caratteristiche di resistenza a fatica (basse velocità di propagazione della cricca) pur mostrando una forte anisotropia di comportamento come è ben evidente nella figura 3 in cui si può notare la marcata differenza tra le curve della lega 8090 nelle direzioni SL ed LT. Nel caso delle leghe sperimentali questa differenza è quasi irrilevante.

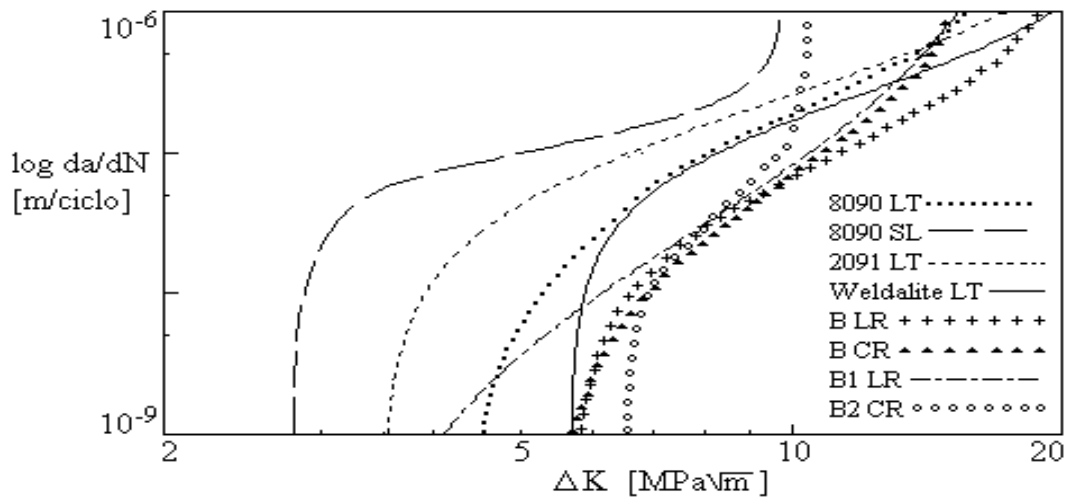


Figura 3: Velocità di propagazione della cricca di fatica in funzione del DK dei vari materiali esaminati e per diverse direzioni di propagazione ($R=0.3$)

Dall'esame dei profili delle fratture (esempio in figura 4) e dalle misure dei vari parametri riportati in tabella 2 si evince che si ha una certa differenza tra il profilo esterno ed interno (zone soggette a sforzo e a deformazione piana) e inoltre si differenziano i valori di H e θ tra le leghe commerciali e sperimentali, presentando queste ultime valori tendenzialmente maggiori.

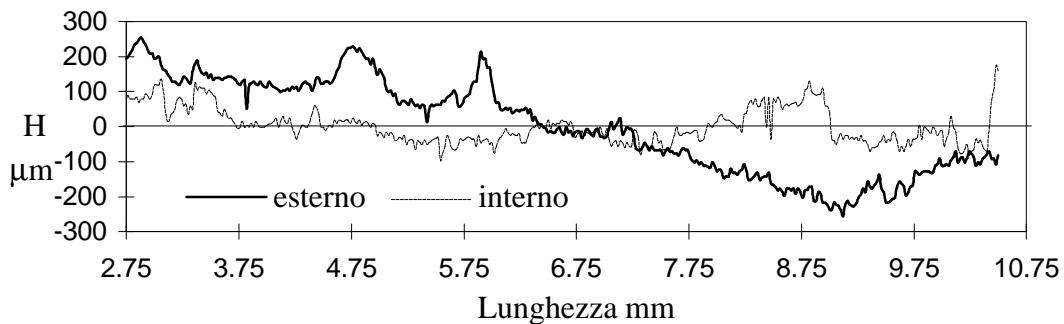


Figura 4: Profili interno ed esterno della lega B1 (prova ad $R=0.15$). Profilo Interno $H=19 \text{ mm}$, $\alpha=29^\circ$, profilo esterno $H=14 \text{ mm}$, $\alpha=38^\circ$.

Le leghe Al-Li commerciali presentano sulla superficie di frattura evidenti segni di delaminazione. Nella direzione SL (8090) si hanno i valori piú bassi di H , θ e $D/D+S$ e la frattura è totalmente intergranulare. Per le leghe sperimentali estruse, nella direzione CR, equivalente alla SL, la frattura è invece transgranulare. Questo complesso di evidenze lascia supporre che le leghe commerciali, per quanto riguarda la resistenza alla propagazione delle cricche di fatica, presentino una maggiore debolezza del bordo grano. Nella maggior parte delle leghe commerciali e sperimentali, nelle direzioni TL, LT ed LR, la cricca propaga transgranularmente su piani di frattura preferenziali, come evidenziato in figura 5. Questo fenomeno è piú marcato nelle leghe sperimentali. Da questi piani di scorrimento si innescano spesso anche cricche secondarie. Gli attacchi metallografici sulle superfici di frattura secondo la tecnica sopra descritta, evidenziano

per tutte le leghe cavità (pits) di forma quadrata (figure 6, 7 e 8). Le geometrie di queste cavità corrispondono alle giaciture dei piani riportati in figure 2a e b (piani di frattura lungo i piani cristallografici (100) e (110)).

Tabella 2: Valori di H , φ , $D/D+S$, DK_I/DK_{eff} e di K_{cl}^* dei vari materiali esaminati (prove condotte ad $R=0.3$).

Lega	H μm	θ	$\frac{D}{D+S}$	$\left(\frac{\Delta K_I}{\Delta K_{eff}}\right)_{\chi=0}$	$\left(\frac{\Delta K_I}{\Delta K_{eff}}\right)_{\chi=0.75}$	K_{cl}^* $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
2091	LT	12	18°	0.60	1.02	1.06
8090	SL	9	13°	0.43	1.01	0.97
8090	LT	16	23°	0.67	1.03	1.16
Weldalite® 049	LT	10	20°	0.66	1.02	0.99
B	CR	27	31°	0.68	1.05	2.39
B	LR	35	31°	0.80	1.06	1.53
B1	LR	23	20°	0.61	1.02	1.31
B2	CR	22	27°	0.66	1.04	1.30

* Calcolato con la formula empirica (2)

Nella tabella 2 sono riportati anche i valori del rapporto $\Delta K_I/\Delta K_{eff}$ calcolati con l'equazione (1) per due valori estremi di χ (0 e 0.75). Si evince che gli effetti di chiusura dovuti allo sfasamento delle rispettive superfici di frattura (mismatch) sono molto più marcati per le leghe sperimentali rispetto a quelle commerciali.

In tabella 3 sono riportati i valori della lunghezza media l_m e della frazione f_i delle cricche secondarie, in cui è evidente come questi valori siano maggiori per le leghe sperimentali.

Tabella 3: Lunghezza media l_m , frazione di lunghezza f_i delle cricche secondarie e rapporto tra i fattori di intensità locale (k_I) e nominale (K_I).

Lega	direzione	l_m μm	f_i %	$\frac{k_I}{K_I}$
2091	LT	52	2	0.99
8090	SL	37	2	0.99
8090	LT	33	8	0.97
Weldalite® 049	LT	16	5	0.98
B	CR	62	5	0.97
B	LR	142	27	0.92
B1	LR	74	8	0.97
B2	CR	51	15	0.95

Per quanto riguarda l'effetto delle cricche secondarie, queste provocano una certa riduzione nelle velocità di propagazione della cricca osservate, provocando anche una riduzione del ΔK locale. Una grossolana valutazione della diminuzione del K_I , proposta da Levin e Karlsson (1993), in caso di cricche secondarie può essere fatta considerando che il rilascio unitario di energia per l'avanzamento della cricca con presenza di cricche secondarie dovrebbe essere approssimativamente lo stesso del caso di cricca singola.

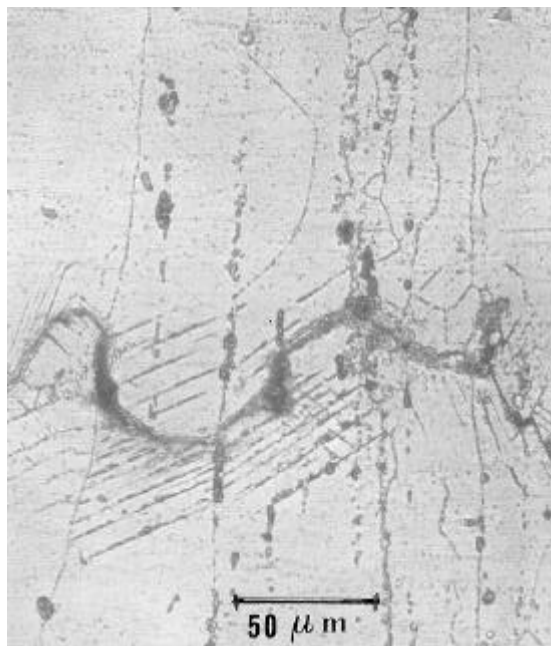


Figura 5: profilo della cricca di fatica della lega B1 (prova ad $R=0.3$)

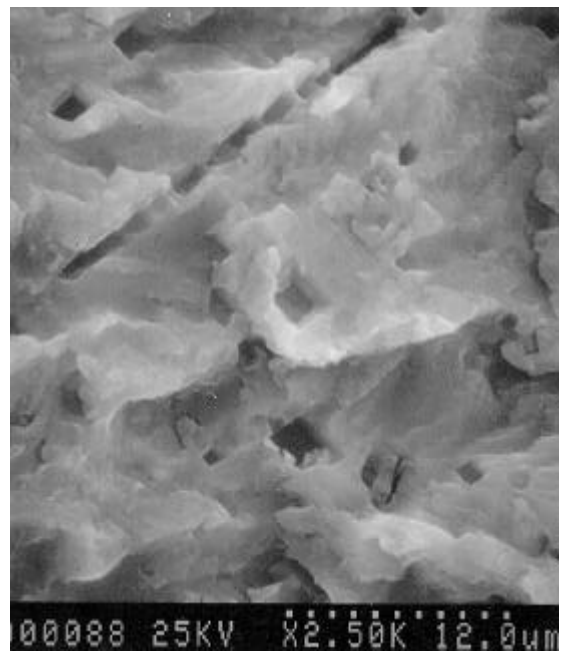


Figura 6: Superficie di frattura attaccata della lega B1 (cavità di forma quadrata (fig.2a), piani di frattura (100)).

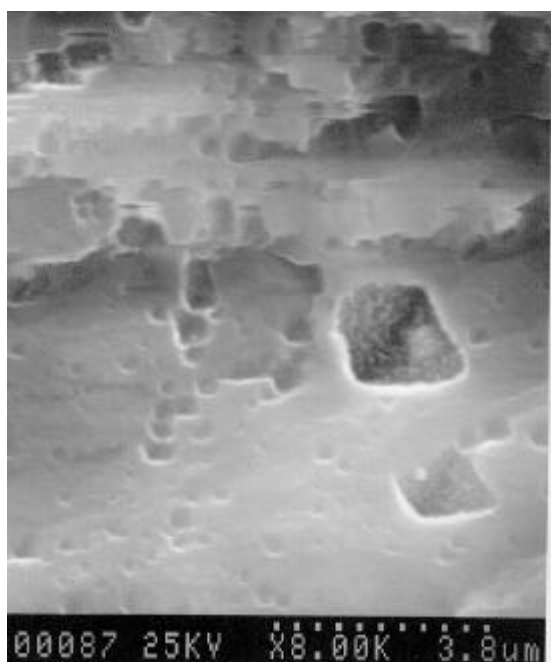


Figura 7: Superficie di frattura attaccata della lega Werdalite® 049 (cavità di forma quadrata (fig 2b), piani di frattura (110)).

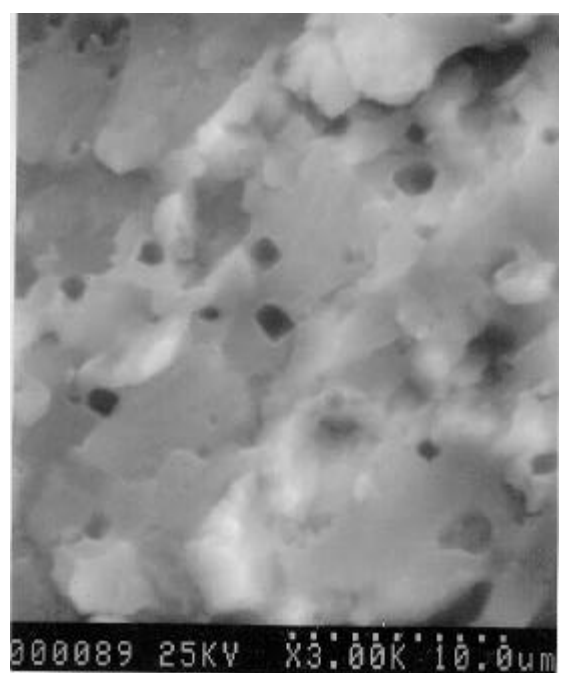


Figura 8: Superficie di frattura attaccata della lega 2091 (cavità di forma quadrata, (fig. 2a) piani di frattura (100)).

Da questo si può scrivere la seguente relazione:

$$G_{I_{sing.}} = \frac{K_{I_{sing.}}^2 (1-n^2)}{E} = G_{I_{sec.}} = \frac{k_{I_{sec.}}^2 (1-n^2)}{E} + \frac{k_{I_{sec.}}^2 (1-n^2)}{E} \quad (3)$$

$$K_{I_{sing.}}^2 = k_{I_{sec.}}^2 + k_{I_{sec.}}^2 \Rightarrow k_{I_{sec.}} = \frac{K_{I_{sing.}}}{\sqrt{2}}$$

Il pedice sing. sta per cricca singola, mentre il pedice sec. sta per cricca con presenza di cricche secondarie. Effettuando una semplice media pesata utilizzando come pesi la frazione di lunghezza delle cricche secondarie ($k_i = (1-f_i)K_{I_{sing.}} + f_i k_{I_{sec.}} = (1-f_i)K_{I_{sing.}} + f_i K_{I_{sing.}}/\sqrt{2}$), otteniamo per il rapporto tra i fattori di intensità degli sforzi locale (k_i) e nominale ($K_{I_{sing.}}$) i valori riportati in tabella 3. Come si può vedere si ha una ulteriore riduzione del fattore di intensità degli sforzi che si somma a quella dovuta alla inclinazione (tilt) ed allo sfasamento (mismatch) della cricca prima considerata. Anche in questo caso si hanno riduzioni tendenzialmente maggiori nelle leghe sperimentali rispetto a quelle commerciali.

Anche il calcolo del K_{c1} eseguito con l'equazione semiempirica (2) porta a valori di chiusura (tabella 2) decisamente superiori per le leghe sperimentali. Nella formula il modulo elastico di tutte le leghe è stato posto pari a 80 GPa.

Dal complesso di questi risultati si evince chiaramente che l'azione del cerio tende ad aumentare gli effetti di chiusura delle leghe attraverso la presenza di dispersoidi che hanno un effetto di arresto, deviazione e rallentamento della cricca di fatica, favorendo anche la formazione di cricche secondarie. Inoltre la sua azione è rivolta a rendere più resistenti i bordi grano attraverso i probabili meccanismi di seguito descritti [Baochang et al., 1989, Zhang et al., 1989, Ming et al., 1989].

Il diametro atomico del cerio è il 27 % più grande di quello dell'alluminio, quindi il cerio tende ad occupare le vacanze più che a sostituire l'atomo di alluminio. Questo provoca una riduzione dei processi diffusivi durante i trattamenti termici. Il cerio può coalescere a bordo grano e riempire le vacanze provocando una diminuzione degli scorrimenti a bordo grano. Il rallentamento dei processi diffusivi durante i trattamenti termici può favorire una precipitazione più fine ed omogenea della fase δ' e ridurre la formazione delle zone libere da precipitato (PFZ) a bordo grano. Può inibire la formazione di eutettici bassofondenti di elementi introdotti in lega come impurezze del litio, quali il sodio e il potassio, ed inibire l'influenza deleteria del ferro e del silicio. Generando infine strutture isotrope può sfavorire per alcune direzioni di propagazione il percorso intergranulare della frattura.

CONCLUSIONI

Lo studio delle superfici di frattura e dei rispettivi profili di leghe Al-Li commerciali e leghe sperimentali Al-Li-Mg con piccole aggiunte di cerio conferma che le fratture per fatica delle prime risentono dell'effetto di delaminazione mostrando una certa debolezza dei bordi grano. Questo effetto è molto contenuto nelle leghe sperimentali che sembrano avere i bordi grano più resistenti. Le leghe sperimentali presentano inoltre effetti di

chiusura maggiori. Per tutte le leghe la frattura transgranulare avviene preferenzialmente sui piani cristallografici (100) e (110). Il cerio favorisce i fenomeni di chiusura, l'isotropia strutturale e sembra spiegare una azione benefica sulla resistenza dei bordi grano.

BIBLIOGRAFIA

Baochang, Z., W. Zongzeng, Z. Wenbing, L. Yinghua, L. Ying, 1989, "Effects of Minor Ce and La on the Properties of Al-Li-Cu Alloys Containing Deleterious Impurities", *Aluminum-Lithium Alloys* (T. H. Sanders e E. A. Starke eds.), vol. 1, pp. 529-537.

Buttinelli, D. F. Felli, C. Lupi, F. Marani, 1995, "Mechanical Properties of Extruded Al-Li-Mg Alloys with Small Cerium Alloying Addition", *Metall. Sci. Technol.*, Vol. 13, n. 2, pp. 47-55.

Buttinelli, D., F. Felli, C. Lupi, F. Marani, 1992, "Effect of Cerium Addition on Grain Size and on Recrystallization of Al-Li-Mg Alloys", *Mater. Sci. Forum*, Vols. 94-96, pp. 771-778.

Buttinelli, D., F. Felli, C. Lupi, F. Marani, 1995b, "Mechanical Characteristics and Fatigue Crack Propagation in Al-Li Weldalite[®] 049 Alloy", *EUROMAT95*, Padova-Venezia settembre 1995, (AIM), vol. F1, pp. 495-498.

Cavalini, M., Felli, F., Delogu, P., 1991, "Composite Fracture in Al Li Cu Alloy", *Metall. Sci. Technol.*, Vol. 9, n. 1, pp. 3-9.

Cavallini, M., Felli, F. 1992, "Fatigue, Toughness and Delamination in a 8090 Al Li Alloy", *ibidem*, pp. 627-631.

Cavallini, M., Iacoviello, F., Felli, F., 1993, "Propagazione della Cricca di Fatica in una Lega Al-Li 8090", *IGF9 IX Convegno Nazionale del Gruppo Italiano Frattura*, pp. 171-179.

Felli, F., A. Brotzu, 1997, "Cerium and Manufacturing Process Influence on the Structures and the Mechanical Properties of Experimental Al-Li-Mg Alloys", submitted for publication.

Felli, F., Brotzu, A., 1997, "Analisi Frattografica di Compositi a Matrice di Alluminio e Rinforzo Discontinuo Rotti a Fatica", *IGF 13, XIII Convegno Nazionale del gruppo Italiano Frattura*, Cassino.

Felli, F., C. Lupi, A. Brotzu, 1996, "Fabrication et Propriétés Mécaniques des Alliages Expérimentaux Extrudés (Al-Li-Mg-Ce)", *Fonderie sous Pression*, n. 7, pp.12-17

Gao, M., P.S. Pao, R. P. Wei, 1988, "Chemical and Metallurgical Aspects of Environmentally Assisted Fatigue Crack Growth in 7075-T651 Aluminum Alloy", *Metall. Trans A*, Vol. 19A, pp. 1739-1750.

Levin, M., Karlsson, B., 1993, "Fatigue Behaviour of a Saffil-Reinforced Aluminium Alloy (AA6061)", *Composites*, Vol. 24, n. 3, pp. 288-295.

Liang, M., Xiu-lin, Z., 1995, "Effect of Cerium and Impurities on Fatigue and Fracture Properties of 8090 Alloy Sheets", *Scr. Metall. et Mater.*, Vol 33, n. 1, pp. 27

McKeighan, P. C., Hillberry, B. M., Sanders, T. H. 1992, "The Role of Grain Boundary Delamination on the Fracture Behaviour of an Extruded Al-Li-Zr Alloy", *Aluminum-Lithium* (M. Peters e P. J. Winkler eds.), DGM, Vol. 1, pp. 247-252.

- Ming, H., W. Zenghong, Z. Baochang, W. Zongzeng, 1989, "Research on the Role of Minor Ce in Al-Li-Cu Alloys", *ibidem*, vol. 2, pp. 741-750.
- Piasek, R. S., Gangloff, R. ,1993, "Environmental Fatigue of an Al-Li-Cu Alloy: Part II. Microscopic Hydrogen Cracking processes", *Metall. Trans. A*, Vol. 24A, pp. 2751-2762
- Sanders, T.H., Starke, E. A. 1983, "Overview of the Physical Metallurgy in the Al-Li-X Systems", *Aluminium-Lithium Alloys II* (E. A. Starke e T. H. Sanders eds.), AIME, pp. 1-16
- Suresh, S., 1985, "Fatigue Crack Deflection and Fracture Surface Contacts: Micromechanical Models", *Metall. Trans. A*, Vol. 16 A, pp. 249-259.
- Verdu, C., Fougères, F. 1992, "On the Delamination Phenomenon in the 8090 Aluminium Lithium Alloy", *ibidem*, pp. 421-426.
- Wasén, J., 1989, "Fatigue Crack Growth and Fracture in Steels", *dissertazione*, Chalmers University of Technology, Göteborg, Svezia.
- Webster, P., 1987, "The Effect of Low Melting Point Impurities on the Properties of Aluminum-Lithium Alloys" *Metl. Trans. A*, Vol. 18A, pp. 2181-2193.
- Zhang, Y., H: Zhao, G. Gao, J. Chen, D. Yao, Z. Hu, 1989, "Effect of Rare Earth Elements on Mechanical and Chemical Properties of Aluminum-Lithium Alloy", *ibidem*, vol. 1, pp. 539-548.