

**EFFETTO DELLA ANISOTROPIA SULLA PROPAGAZIONE
A FATICA IN UNA LEGA AL-LI 8090**

M. Boniardi, M. Giglio

DIPARTIMENTO DI MECCANICA, POLITECNICO DI MILANO
P.zza Leonardo da Vinci, 32 - 20133 Milano

PAROLE CHIAVE: Leghe Al-Li, propagazione a fatica, effetto della microstruttura

SOMMARIO

È stato studiato il comportamento alla propagazione di cricche di fatica in una lega Al-Li tipo 8090, utilizzando una lamiera di piccolo spessore (1 mm); in particolare, è stata valutata l'influenza della direzione di prelievo dei campioni rispetto alla direzione di laminazione del semilavorato (anisotropia). Le prove sono state eseguite in aria, a temperatura ambiente, con un rapporto di carico $R = 0,1$. I dati sperimentali sono stati interpolati utilizzando la relazione proposta da Paris-Erdogan. Per valutare l'effetto della microstruttura sulle modalità di propagazione della cricca di fatica sono stati inoltre effettuati esami metallografici e frattografici.

1. INTRODUZIONE

L'impiego delle leghe leggere Al-Li in applicazioni strutturali nel settore aeronautico ed aerospaziale ha subito, in questi ultimi anni, un notevole incremento, sostituendo in parte le tradizionali leghe della serie 2000 (leghe 2014 e 2024) e della serie 7000 (leghe 7010 e 7075) [1, 2].

I vantaggi ottenibili mediante l'impiego della famiglia di leghe Al-Li riguardano in primo luogo la notevole riduzione di peso dei componenti, a motivo sia della minore densità tipica di queste leghe (la lega 8090 ha, ad esempio, una densità nominale di 2,54 g-cm⁻³) sia dell'elevato modulo di elasticità (si raggiungono, al riguardo, aumenti dell'ordine del 10% rispetto alle leghe delle serie 2000 e 7000 [3]).

L'utilizzo in ambito progettuale di queste migliorate proprietà (modulo di elasticità e densità) per la realizzazione di elementi ha portato ad un risparmio in peso sulla realizzazione dei componenti fino al 18%.

Risulta tutt'altro che trascurabile ai fini di una ulteriore diffusione di questa classe di leghe, l'elevata resistenza meccanica statica, nonché le buone caratteristiche di resistenza alla corrosione, in particolare per quanto riguarda la corrosione sotto tensione. Per contro è necessario osservare che, in corrispondenza dei valori più elevati di resistenza meccanica, si manifesta una scarsa duttilità ed una limitata resistenza alla frattura evidenziabili, a livello microstrutturale, con fenomeni di frattura intergranulare.

Un ulteriore problema è dato dalla marcata anisotropia delle caratteristiche meccaniche, in particolare tenacità a frattura e resistenza a fatica, indotta nel materiale dai processi di

deformazione plastica.

In questi ultimi anni, tuttavia, l'ottimizzazione della composizione chimica e della microstruttura delle leghe Al-Li, in seguito sia all'aggiunta di elementi chimici quali il magnesio, il rame e lo zirconio, sia all'adozione di specifiche tecnologie di produzione dei componenti strutturali, ha consentito di migliorare la tenacità ed il comportamento alla propagazione di cricche per fatica, pur mantenendo costante la resistenza meccanica statica del materiale.

Nonostante sia disponibile in letteratura una notevole quantità di dati relativi alla resistenza a frattura e al comportamento alla propagazione di cricche di fatica in leghe Al-Li su semilavorati di elevato spessore (profili estrusi e lamiere), risultano piuttosto carenti gli studi associati all'impiego di lamiere molto sottili [4, 5].

In questo lavoro è stato, quindi, studiato il comportamento alla propagazione di cricche di fatica su un semilavorato di piccolo spessore (lamiera 1 mm), valutando in particolare il problema della anisotropia indotta durante la laminazione sul comportamento meccanico.

I risultati che qui vengono presentati, si sono rivelati di particolare utilità per la progettazione e per la realizzazione dei pannelli di copertura per aeromobili e, in via più generale, potranno avere importanza in previsione di una estensione delle applicazioni delle leghe Al-Li in sostituzione delle leghe tradizionali.

2. PROVE SPERIMENTALI

2.1 Materiale impiegato

La lega Al-Li 8090, oggetto del presente lavoro, è stata fornita in lamiere di spessore di 1 mm ed ha la composizione chimica nominale mostrata in Tabella I.

Li	Cu	Mg	Zr	Mn	Cr	Zn	Ti	Fe	Si
2,2÷2,7	1÷1,6	0,6÷1,3	0,04÷0,16	0,10	0,10	0,25	0,10	0,3	0,2

Tabella I: Composizione chimica nominale [% in peso] della lega 8090.

I semilavorati hanno subito un processo di deformazione plastica per laminazione a caldo e successiva laminazione a freddo. Si è quindi provveduto ad effettuare il trattamento termico di solubilizzazione in bagno di sali fusi a 530°C per 10÷15 minuti, seguito da un rapido raffreddamento in acqua a 35°C. Successivamente, e comunque entro 24 ore dall'esecuzione del trattamento di solubilizzazione, le lamiere sono state sottoposte ad un processo di deformazione plastica a freddo per trazione detto "stiratura" (1,5÷2,5% di allungamento) lungo l'asse longitudinale della lamiera stessa. Infine è stato eseguito il trattamento termico di invecchiamento a 145°C per 24 ore. Tale condizione di fornitura della lamiera è denominata T81 dalla Alcan International Ltd.

A questo punto si ritiene opportuno sottolineare i differenti fenomeni che concorrono a determinare le caratteristiche meccaniche delle moderne leghe Al-Li della serie 8090. Tali fenomeni sono da collegare, principalmente, a modificazioni di composizione chimica, microstruttura, trattamento termico o processo tecnologico di ottenimento dei semilavorati.

Innanzitutto l'elevata resistenza meccanica delle leghe Al-Li è generalmente da associare alla presenza di litio in soluzione solida nella matrice cubica a facce centrate dell'alluminio [6] e, soprattutto, sotto forma di fase coerente metastabile tipo δ (Al_xLi)

[7, 8].

Anche l'aggiunta di rame e magnesio contribuisce in modo analogo all'incremento di resistenza attraverso la formazione di fasi tipo S ($Al_xCu_yMg_z$) e tipo T ($Al_xCu_yLi_z$): tali fasi, precipitando preferenzialmente in corrispondenza del bordo dei grani cristallini, favoriscono la riduzione delle cosiddette "precipitate-free zones" (PFZ) permettendo un meccanismo di deformazione più omogeneo del materiale [9]. Recenti studi hanno inoltre evidenziato che eseguendo un'operazione di deformazione plastica a freddo per trazione denominata "stiratura" [10], prima del trattamento termico di invecchiamento, si ottengono le migliori caratteristiche meccaniche come conseguenza dell'aumento del numero e della densità dei suddetti precipitati tipo S e T.

Differente è invece l'effetto provocato nelle leghe Al-Li dall'aggiunta di zirconio. Tale elemento provoca la formazione di precipitati di forma sferica (fase tipo $\beta-Al_xZr$) i quali esercitano nella massa metallica un meccanismo di ostacolo alla ricristallizzazione e di controllo dell'accrescimento del grano cristallino.

Una possibile schematizzazione della morfologia dei vari precipitati presenti nelle leghe Al-Li è mostrato in figura 1 [11].

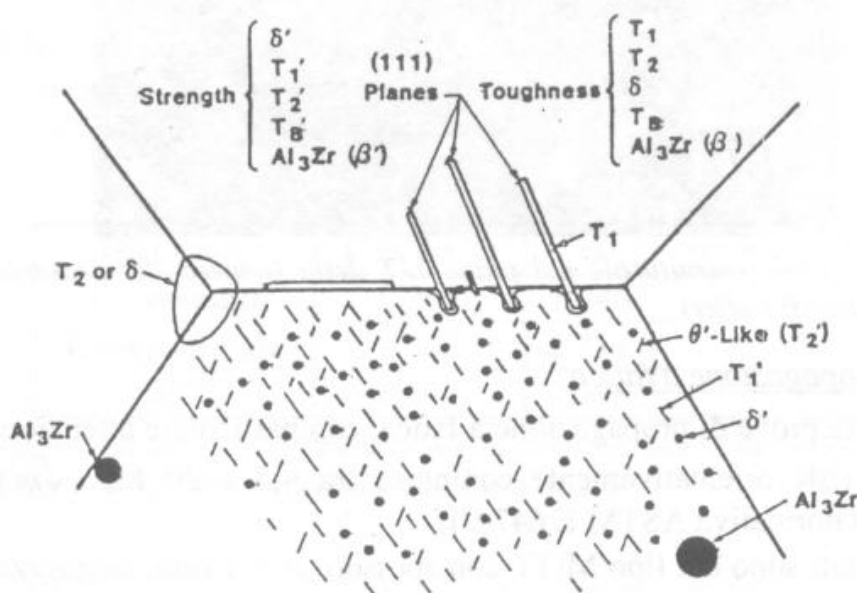


Figura 1: Schematizzazione della morfologia dei precipitati presenti nelle leghe Al-Li della serie 8000 [11]

In Tabella II sono presentati i risultati delle caratteristiche meccaniche statiche ricavati dopo prova di trazione. La durezza, misurata perpendicolarmente al piano L-T, è pari a $71 \pm 0,5$ HRB.

Direzione	R_m [N/mm ²]	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	A%
Trasversale	440	305	11
Longitudinale	447	328	10
45°	439	301	11

Tabella II: Caratteristiche meccaniche statiche della lamiera in lega 8090, oggetto del presente studio.

I valori ottenuti non evidenziano una particolare anisotropia del materiale. L'unica eccezione è data dal valore del carico unitario di scostamento dalla proporzionalità $R_{p0,2}$ che mostra un aumento in corrispondenza della direzione longitudinale; tale fenomeno è

noto [12] ed è da associare al processo di “stiratura” descritto in precedenza.

In figura 2 è mostrata, invece, la tipica microstruttura rilevata sul materiale dopo attacco chimico con reattivo di Keller. Il grano cristallino appare completamente ricristallizzato con una dimensione media pari a 22 μm .

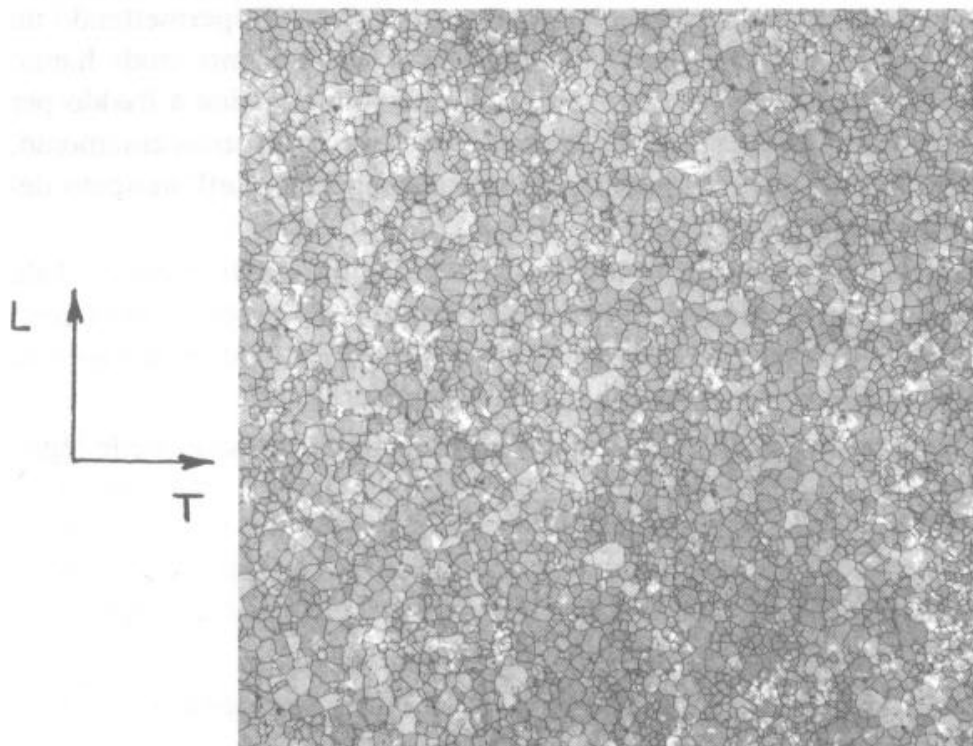


Figura 2: Aspetto microstrutturale nel piano L-T della lamiera del presente studio (100x; reattivo di Keller).

2.2 Prove di propagazione a fatica

Sono state svolte prove di propagazione a fatica, con particolare attenzione alla fase II o zona di Paris (ΔK orientativamente compreso tra 9,5 e 20 $\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$), con preciso riferimento alla normativa ASTM E 647-91.

I provini utilizzati sono del tipo M(T), con spessore $B = 1$ mm, larghezza $W = 75$ mm, con unico foro per l'afferraggio in conformità con la normativa.

Per lo svolgimento delle prove è stata utilizzata una macchina di prova idraulica INSTRON da 100 kN in controllo di carico; l'avanzamento della cricca di fatica è stato rilevato su una delle due facce del provino, mediante un microscopio ottico a 40 ingrandimenti.

Sulla superficie del provino interessata dalla misura è stata riportata una griglia di riferimento con reticolo a distanza di 2 mm, per evitare amplificazioni degli errori di misura; la misura della cricca è stata rilevata con una precisione di 0,02 mm.

Sono stati utilizzati rispettivamente due provini per ognuna delle tre giaciture di riferimento del piano di propagazione (L-T, T-L, 45°); la precricatura è stata effettuata a partire da un foro centrale con diametro 2,5 mm con fresatura laterale fino ad una lunghezza di intaglio $2a_n = 10$ mm, raggiungendo una lunghezza finale di precricatura $2a_0 = 12$ mm; a tale lunghezza corrisponde un valore di $\Delta K = 9,5 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$, considerando la variazione del carico applicato ΔP e il rapporto di carico R uguali a quelli utilizzati per la prova.

Le prove sono state effettuate in aria a temperatura ambiente; la variazione di carico ΔP

è risultata pari a 4880 N, il rapporto di carico R uguale a 0,1, la frequenza compresa tra 0,5 e 2 Hz con forma d'onda sinusoidale.

I dati rilevati sono stati trattati con il metodo della secante per ricavare le velocità di propagazione da/dN ed i rispettivi ΔK .

I punti sperimentali ottenuti nella zona secondaria di propagazione sono stati elaborati utilizzando la relazione empirica proposta da Paris-Erdogan [13]:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (1)$$

I valori dei parametri C ed m dell'equazione (1) sono stati ottenuti dall'interpolazione lineare dei dati sperimentali in scala bilogarithmica, nel campo $9,5 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m} < \Delta K < 20 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$, con il metodo dei minimi quadrati.

3. RISULTATI E DISCUSSIONE

Nelle figure 3, 4 e 5 sono riportati i punti sperimentali da/dN in funzione di ΔK , relativi alle prove di propagazione a fatica per i provini con giacitura T-L, L-T e 45° . I parametri caratteristici della retta di Paris-Erdogan, C ed m, sono, invece, riportati in Tabella III, unitamente al coefficiente di correlazione lineare r in campo bilogarithmico; i valori sono stati ottenuti considerando le variabili da/dN e ΔK espresse rispettivamente in [m/ciclo] e [$\text{MPa} \cdot \sqrt{m}$].

Direzione	C ($\times 10^{-10}$)	m	correlazione r
Trasversale	0,209	1,746	0,81
Longitudinale	4,262	2,313	0,77
45°	1,177	2,845	0,85

Tabella III: Coefficienti della retta di Paris per la propagazione della cricca di fatica nella lamiera in lega 8090 oggetto del presente studio

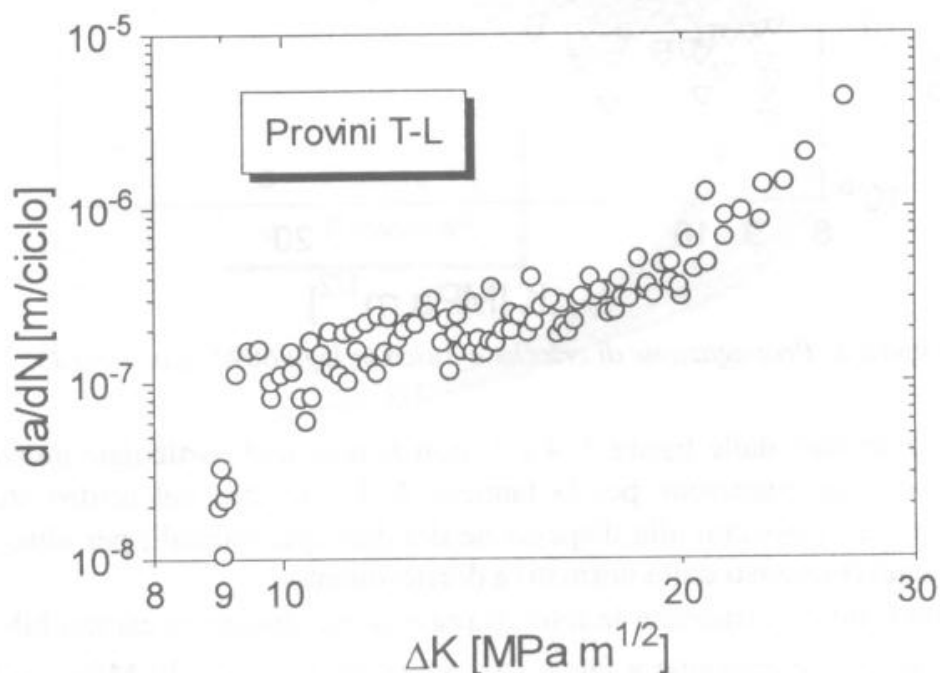


Figura 3: Propagazione di cricche a fatica in lega 8090, giacitura T-L

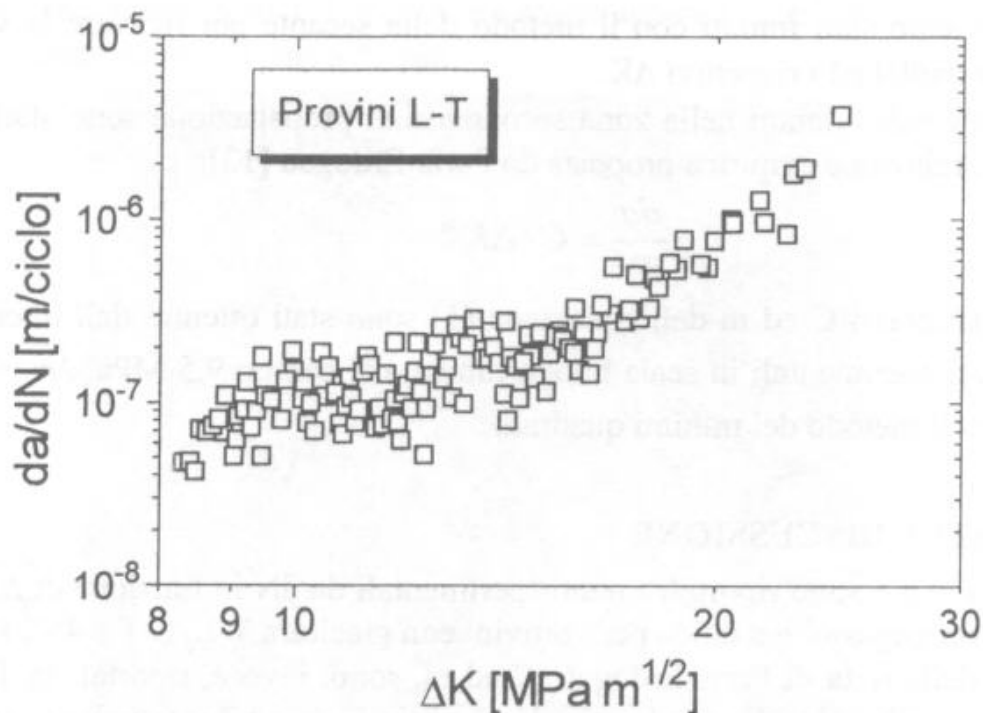


Figura 4: Propagazione di cricche a fatica in lega 8090, giacitura L-T

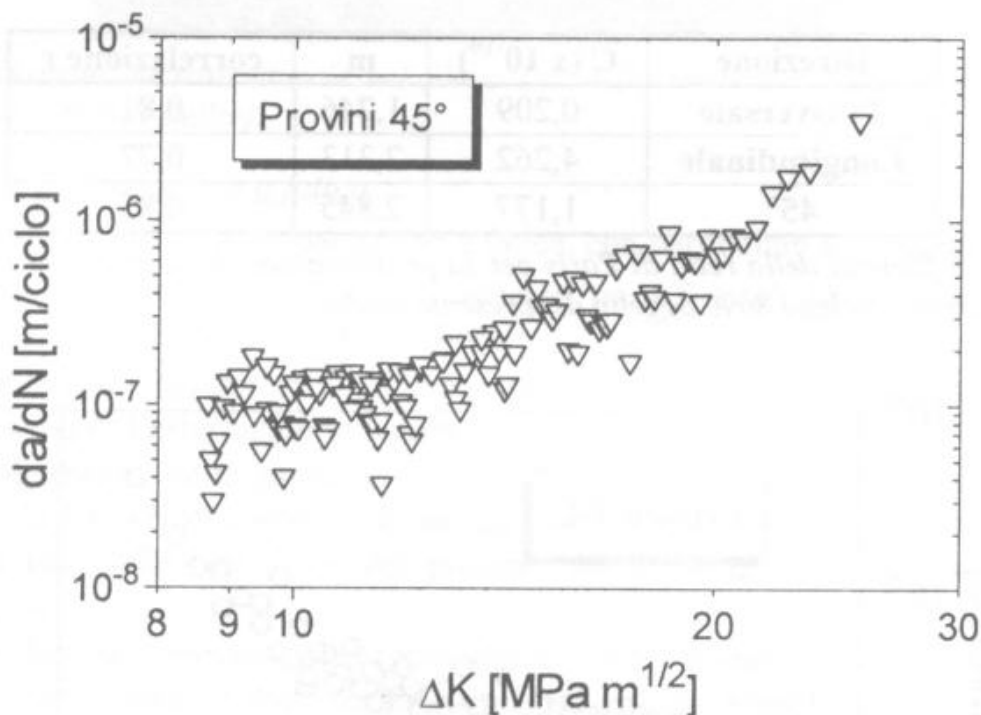


Figura 5: Propagazione di cricche a fatica in lega 8090, giacitura 45°

Come si può osservare dalle figure 3, 4 e 5, non si nota una particolare anisotropia nel comportamento a propagazione per la lamiera Al-Li oggetto del nostro studio. Tale risultato può essere associato alla dispersione dei dati sperimentali, per altro contenuta nei valori indicativi previsti dalla normativa di riferimento.

In figura 6 sono, invece, riportate le rette di regressione lineare in campo bilogarithmico nella zona II della propagazione a fatica (ΔK variabile tra 9,5 e 20 $\text{MPa} \cdot \sqrt{m}$), ricavate per i provini con le tre diverse orientazioni della cricca.

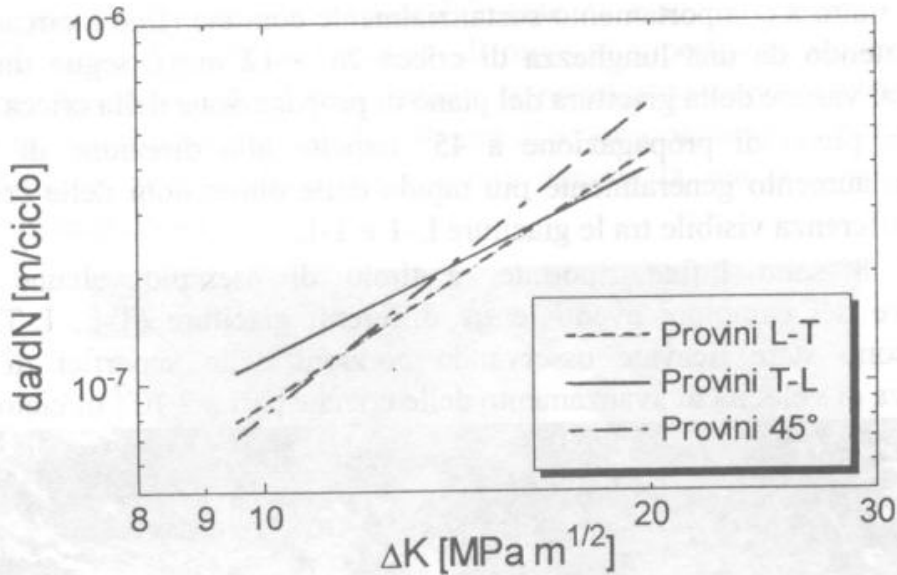


Figura 6: Rette di correlazione lineare nella fase II della propagazione di cricche a fatica

Limitando l'osservazione a questa zona, è possibile rilevare un limitato effetto della anisotropia nel comportamento alla propagazione per fatica.

In particolare, per quanto riguarda i provini con giacitura del piano di avanzamento della cricca a 45°, è osservabile una pendenza più accentuata della retta di correlazione lineare e quindi una velocità di propagazione tendenzialmente più elevata.

Tale dato è confermato da quanto riportato in tabella II che mostra un progressivo aumento del coefficiente "m" (pendenze delle rette di Paris) secondo la successione T-L, L-T, 45°.

La diversità nel comportamento alla propagazione per fatica precedentemente descritta resta, comunque, poco accentuata.

Un ulteriore parametro di valutazione del differente comportamento, è mostrato in figura 7, dove viene riportato l'avanzamento della cricca di fatica, 2a, in relazione al numero di cicli di carico applicati.

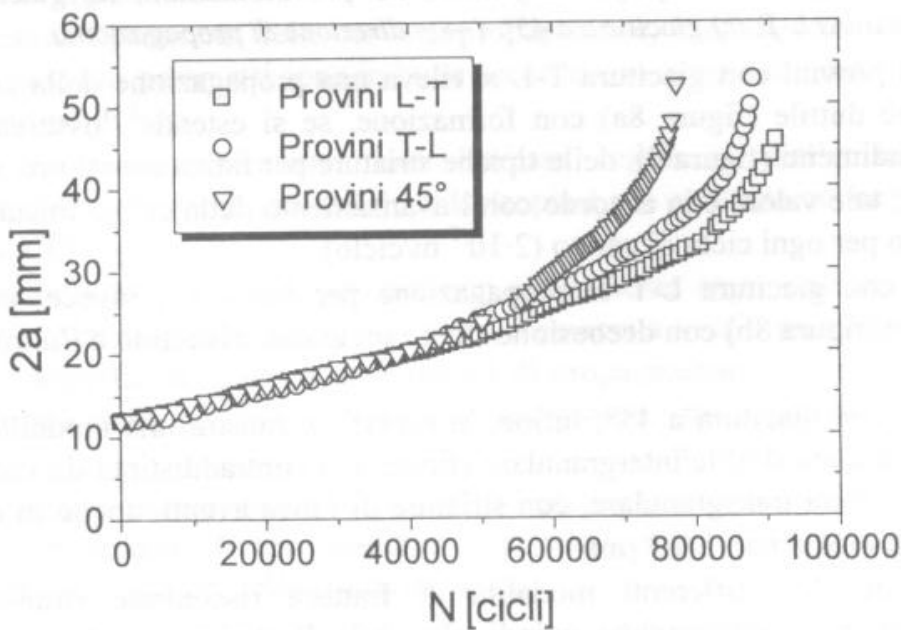


Figura 7: Avanzamento delle cricche di fatica al variare del numero di cicli

Ad un primo tratto a comportamento sostanzialmente comune (fino a circa 40.000 cicli di carico, partendo da una lunghezza di cricca $2a = 12$ mm), segue un andamento differenziato al variare della giacitura del piano di propagazione della cricca.

I provini con piano di propagazione a 45° rispetto alla direzione di laminazione presentano un aumento generalmente più rapido delle dimensioni della cricca, mentre minore è la differenza visibile tra le giaciture L-T e T-L.

Nella figura 8 sono infine riportate, a titolo di esempio, alcune frattografie rappresentative dei campioni aventi le tre differenti giaciture (T-L, L-T, 45°). Tali frattografie sono state ricavate osservando porzioni delle superfici di frattura in corrispondenza di velocità di avanzamento delle cricche pari a $2 \cdot 10^{-7}$ m/ciclo.

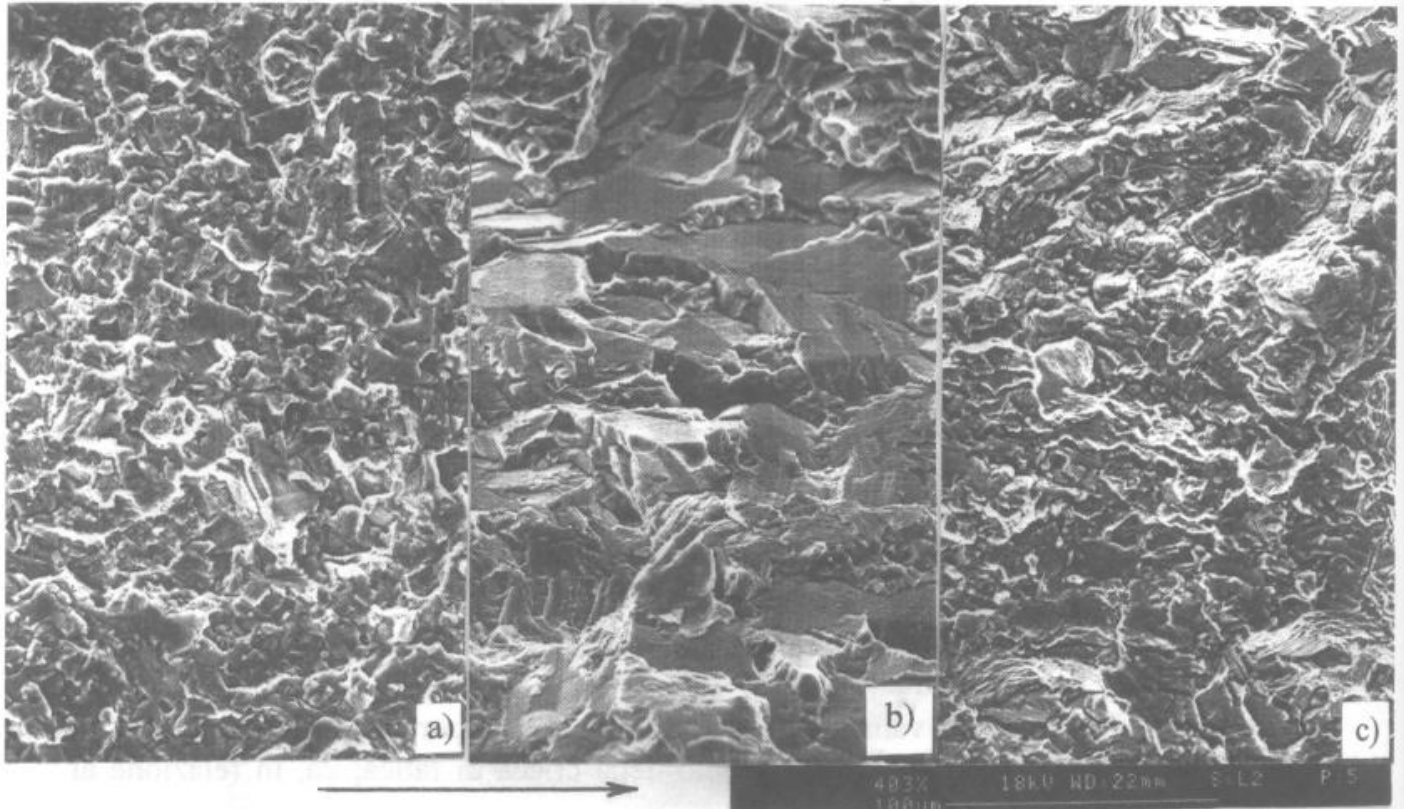


Figura 8: Morfologia delle superfici di frattura dei provini studiati; (a) giacitura T-L, (b) giacitura L-T, (c) giacitura a 45° . (\rightarrow = direzione di propagazione)

Nel caso dei provini con giacitura T-L si rileva una propagazione della cricca di tipo transgranulare duttile (figura 8a) con formazione, se si estende l'osservazione a più elevati ingrandimenti (figura 9), delle tipiche striature per fatica aventi una spaziatura di circa $0,3 \mu\text{m}$; tale valore è in accordo con l'avanzamento della cricca misurato a livello macroscopico per ogni ciclo di carico ($2 \cdot 10^{-7}$ m/ciclo).

Nei provini con giacitura L-T la propagazione per fatica ha, invece, una modalità intergranulare (figura 8b) con decoesione sia tra un grano cristallino e l'altro, sia lungo i sottograni.

Per i provini con giacitura a 45° , infine, la superficie mostra una modalità di frattura mista transgranulare duttile/intergranulare (figura 8c) contraddistinta da una prevalente tipologia di frattura transgranulare, con striature di fatica aventi, anche in questo caso, una spaziatura media pari a $0,3 \mu\text{m}$.

A fronte delle due differenti modalità di frattura riscontrate (transgranulare e intergranulare), non sembrerebbe quindi plausibile l'ottenimento di una velocità di propagazione per fatica sostanzialmente analoga lungo le tre giaciture considerate.

D'altra parte tale comportamento è probabilmente da associare all'effetto di chiusura della cricca di fatica, indotto da fenomeni di rugosità superficiale (roughness induced crack closure): nel caso considerato, infatti, la propagazione intergranulare può aver dato origine ad una diminuzione della velocità di avanzamento della cricca a causa del percorso "tortuoso" seguito dalla cricca stessa durante la sua propagazione lungo il bordo dei grani cristallini [2, 14].

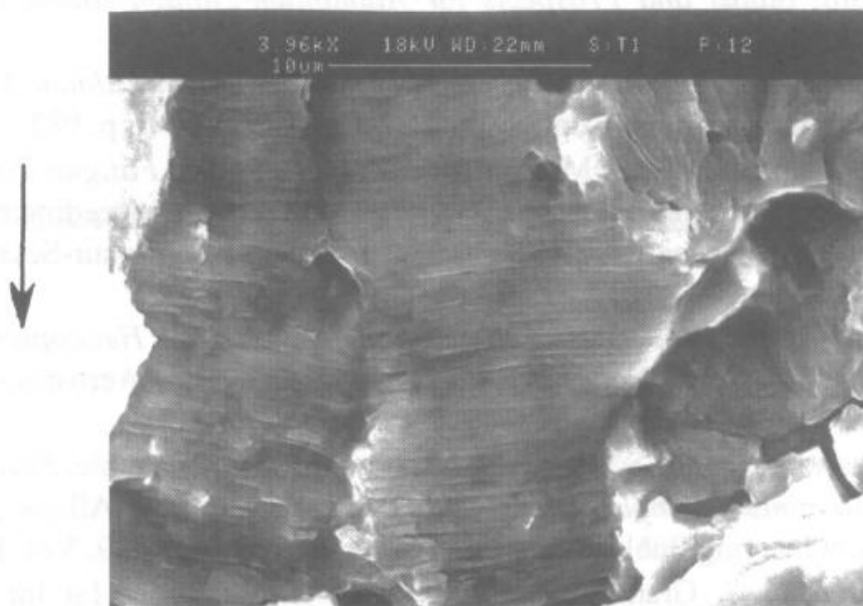


Figura 9: Particolare della figura 8a a più elevati ingrandimenti mostrante le striature per fatica della superficie di frattura. (→ = direzione di propagazione)

4. CONCLUSIONI

La propagazione di cricche di fatica in una lamiera di piccolo spessore in lega Al-Li 8090 è stata studiata prelevando campioni in direzione longitudinale, trasversale e a 45° rispetto all'asse di laminazione.

Sono stati ricavati i parametri delle curve di propagazione, C ed m , secondo l'equazione di Paris-Erdogan; tali parametri sono in buon accordo con quanto ottenuto da altri autori sul medesimo tipo di lega.

I risultati sperimentali mostrano una limitata influenza dell'anisotropia sulla propagazione delle cricche di fatica; tale anisotropia è più evidente nel caso dei provini con giacitura a 45°.

L'anisotropia della lega studiata, sebbene non chiaramente apprezzabile con i risultati ottenuti dalle prove di propagazione per fatica, è emersa a livello microstrutturale dopo l'analisi delle superfici di frattura; le superfici di propagazione per fatica evidenziano, infatti, al variare della giacitura di prelievo dei provini, tre differenti morfologie di frattura.

L'analogo comportamento macroscopico alla propagazione lungo le tre direzioni considerate, a fronte delle diverse modalità di frattura, è stato quindi spiegato sulla base del meccanismo di chiusura della cricca di fatica.

5. RINGRAZIAMENTI

Gli autori desiderano ringraziare l'Agusta S.p.A. per aver messo a disposizione la lamiera in lega 8090 e per aver realizzato i provini utilizzati nel presente lavoro.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] R.J.H. Wanhill, *Status and Prospects for Aluminium-Lithium Alloys in Aircraft Structures*, Fatigue 1994, Vol. 16, N. 1, p. 3.
- [2] M.J.Birt, C.J.Beevers, *The Fatigue Response of the Aluminium-Lithium Alloy, 8090*, Proc. 5th Int. Aluminium-Lithium Conf., March 27-31, 1989, Vol. II, p. 983.
- [3] M. Peters, K. Welpmann, D. S. McDarmaid, W. G. J. 't Hart, *Fatigue Properties of Al-Li Alloys*, in "New Light Alloys", AGARD Conference Proceedings No. 444, Advisory Group for Aerospace Research and Development, Neuilly-sur-Sevne, France, 1989, Vol. 6, p.1.
- [4] A. F. Smith, *Uses and Properties of Al-Li on the New EH101 Helicopter*, in "New Light Alloys", AGARD Conf. Proc. No. 444, Advisory Group for Aerospace Research and Development, Neuilly-sur-Sevne, France, 1989, Vol.19, p.1.
- [5] K. T. Venkateswara Rao, R. S. Piascik, R. P. Gangloff, R. O. Ritchie, *Fatigue Crack Propagation in Aluminium-Lithium Alloys*, in "Aluminium- Lithium Alloys", Materials and Component Engineering Publications, Birmingham, England, 1989, Vol. II, p. 955.
- [6] K. K. Sankaran, N. J. Grant, *Aluminum-Lithium Alloys*, Proc. 1st Int. Conf. on Aluminum-Lithium Alloys, ed. T. H. Sanders & E. A. Starke, AIME, 1981, p.205.
- [7] K. K. Sankaran, N. J. Grant, **Mater. Sci. Engng.**, 44, 1980, p.213.
- [8] D. Webster, **Met. Trans.**, 10A, 1979, p.1913.
- [9] W. S. Miller, J. White, D. J. Lloyd, *The Physical Metallurgy of Aluminum-Lithium-Copper-Magnesium-Zirconium alloys 8090 and 8091*, Proc. 4th Int. Conf. on Aluminum-Lithium Alloys, J. Phys. Colloque C3, 48, 1987, p.139.
- [10] A. Ahmad, T. Ericsson, *Aluminum-Lithium III*, ed. C. Baker et al., The Institute of Metals, London, 1986, p.66.
- [11] E. J. Lavernia, T. S. Srivatsan, F. A. Mohamed, **J. Mat. Sc.**, 25, 1990, p.1137.
- [12] D. S. McDarmaid, C. J. Peel, *Aspects of Damage Tolerance in 8090 Sheet*, in "Aluminium-Lithium Alloys", Materials and Component Engineering Publications, Birmingham, England, 1989, Vol. II, p. 993.
- [13] D. C. Paris, F. Erdogan, *A critical analysis of crack propagation laws*, ASME publication, 1964, n° 62 - WA 234.
- [14] A. K. Vasudevan, P. E Bretz, A. C. Miller, S. Suresh, **Mater. Sci. Engng.**, Vol 64, 1984, p.113.