

# Comportamento a frattura di lastre di lega d'Alluminio 2195-T8

R. Doglione, L. Mura, C. Verniani, D. Firrao.

Politecnico di Torino, C.so Duca degli Abruzzi 24, 10129 Torino, Italia, phone -39-011-5644612, fax -39-011-5644699, e-mail doglione@athena.polito.it

## Abstract

In questo articolo la determinazione della resistenza a frattura di una lastra sottile di lega Al-Cu-Li 2195-T8, si scontra con i problemi di costrizione plastica dovuta all'insufficiente spessore e dei pop-in accoppiati alla crescita instabile e locale della cricca. Poiché si manifesta l'inizio della frattura attraverso l'arrotondamento dell'apice seguito dalla lacerazione duttile, il  $J_{IC}$  è una valida alternativa al  $K_{IC}$ . L'interpretazione microstrutturale dei valori di  $J_{IC}$ , indica che essi dipendono principalmente dalla distribuzione delle inclusioni nella lega, e che la distanza locale tra le particelle lungo le file di inclusioni allineate lungo le direzioni di laminazione è il parametro che controlla la tenacità all'innesco, indipendentemente dalla orientazione del piano di frattura. In altre parole, la resistenza alla propagazione della cricca, espressa attraverso il modulo di lacerazione T (tearing modulus), mostra una dipendenza dall'orientazione della cricca a causa del fatto che la distanza tra le particelle lungo le file di inclusioni determina il valore di T nei campioni TL, mentre la distanza tra le file di inclusioni determina il valore di T nei campioni LT.

## Introduzione

Le leghe Weldalite (Al-Cu-Li-Mg-Ag-Zr) sono in grado di raggiungere alte resistenze nelle condizioni T8 (solubilizzazione-tempra e invecchiamento artificiale), T6 (solubilizzazione-tempra-deformazione plastica e invecchiamento artificiale) e T3 e T4 (solubilizzazione-tempra e invecchiamento naturale) [1-2]; in confronto alla maggior parte delle leghe di Alluminio ad alta resistenza, esse hanno una maggiore risposta all'invecchiamento naturale [3]. Perciò, le leghe Weldalite sono comunemente utilizzate nelle strutture spaziali sottoposte a tensioni elevate nello stato T8, e nelle strutture saldate [4], dove il trattamento T6 dopo saldatura risulta spesso irrealizzabile. All'interno della famiglia Weldalite, la lega 2195 fu sviluppata per raggiungere un'eccellente combinazione tenacità/resistenza a frattura: furono abbassati sia il contenuto di Cu che di Li; allo stato T8 ha una resistenza dell'ordine di 600 MPa ed una resistenza a frattura dell'ordine di 30 MPa $\sqrt{m}$ .

I valori di resistenza a frattura sono stati riportati fino ad ora per le leghe Weldalite in condizioni di deformazione piana nominale, che sono valide solo per prodotti di elevato spessore. Questo perché i valori di  $K_{IC}$  sono stati utilizzati per stimare gli effetti di varie condizioni di trattamento termico e per stabilire un confronto con altre leghe concorrenziali ad alta resistenza [5-8]. La determinazione della tenacità a frattura per lastre sottili ha attualmente delle lacune principalmente a causa dell'effetto curva-R, che si verifica nei prodotti sottili [9-11]. In questo caso, la conoscenza della resistenza alla frattura elasto-plastica ( $J_{IC}$ ) è necessaria per stimare, la criticità di una struttura contenente difetti almeno tramite un approccio conservativo che tenga conto solo dell'innesco di frattura. Per valutare la stabilità della crescita di cricca è necessaria anche la conoscenza della curva J-R del materiale: il modulo di lacerazione T (tearing modulus), che descrive la pendenza della curva R, rappresenta un valido strumento per avvicinarsi al problema [12], ma in letteratura non esistono dati in proposito per la lega 2195-T8.

È da notare che, non ci sono articoli pubblicati sulla relazione tra i meccanismi di frattura e la tenacità di queste leghe in queste condizioni. Inoltre, la dipendenza del comportamento a frattura

dai parametri microstrutturali non è ben nota: la frattura duttile delle leghe d'Alluminio ad alta resistenza è stata studiata parecchi anni fa [13-14] mettendo in rilievo il ruolo cruciale non solo delle inclusioni di composti intermetallici di maggiore dimensione, ma anche recentemente [15], la distribuzione delle inclusioni è stata considerata come un importante parametro che determina il comportamento a frattura. Allo scopo di chiarire i punti precedenti e di ottenere dati sulla meccanica della frattura utili nell'applicazione alle lastre sottili è stata intrapresa una ricerca sul comportamento a frattura di una lastra di lega 2195-T8 spessa 9,5 mm

## Sperimentazione

La lega 2195-T8 (Cu 4,75, Li 1,26, Mg 0,38, Ag 0,38, Zr 0,1, percentuali in peso) è stata acquistata da Reynolds in forma di lastra di spessore di 9,5 mm. Le prove di trazione sono state eseguite sia in direzione L che LT in controllo di deformazione alla velocità di  $5 \cdot 10^{-3} \text{ ms}^{-1}$ . I risultati medi sono riportati nella tabella 1. Le prove di meccanica della frattura sono state eseguite su campioni C(T) spessi 26 mm nelle direzioni LT e TL. Le prove per la determinazione del  $K_{Ic}$  sono state portate avanti in accordo con la norma ASTM E399-90. Per la determinazione del  $J_{Ic}$ , il metodo monocampione assieme alla tecnica della cedevolezza allo scarico, sono stati adottati in accordo con la norma ESIS P1-92. Perciò sono stati assunti i valori di  $J_{0,2BL}$  come valori di  $J_{Ic}$ . Le prove sono state eseguite in controllo di spostamento dell'apertura della cricca: in questo modo la forza di apertura di cricca decrescente ha consentito di seguire interamente il processo di frattura duttile limitando quindi gli effetti dei pop-in e impedendo la possibilità del verificarsi di un innalzamento dell'instabilità globale. Le curve J-R sono state anche utilizzate per valutare la resistenza alla propagazione della cricca della lega attraverso i valori del modulo T. Si è analizzata la microstruttura sui campioni metallografici con il microscopio ottico. Infine si è studiato il meccanismo di rottura mediante le osservazioni al SEM delle superfici di frattura.

## Risultati

Le proprietà tensili (tabella 1) sono molto alte. Come accade frequentemente nelle leghe contenenti Litio, è presente una certa anisotropia nel piano, tra le direzioni L ed LT [7]. Le capacità di incrudimento sono espresse in termini della legge di Hollomon nella tabella 1; a causa dell'alta resistenza della lega, l'esponente di incrudimento  $n$  è molto basso, come atteso. Tuttavia si mantengono buoni valori dell'allungamento a rottura a causa, principalmente, di un processo di strizione molto prolungato prima della rottura.

Tabella 1: proprietà tensili della lega 2195-T8

Direzione	E [GPa]	$R_{0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	A [%]	n	k	B [mm]
L	81	574	605	8	0.032	700	9.5
LT	79	563	580	10	0.022	648	9.5

I diagrammi carico-spostamento dell'apertura della cricca, ottenuti durante i test di meccanica della frattura, indicano un comportamento classico della lega di Alluminio ad alta resistenza, che consiste in frequenti pop-in. Tuttavia, la lega 2195-T8 mostra sempre un comportamento globalmente stabile, essendo possibile controllare il processo di frattura lungo la parte decrescente del diagramma carico-apertura della cricca. I risultati dei test sui meccanismi di frattura sono riportati nella tabella 2 e saranno discussi nel prossimo paragrafo.

Tabella 2: risultati di tenacità a frattura.  $\beta$  è definito come  $2,5 \cdot (K_Q / R_{0,2})^2$

Campione	$\beta$ [mm]	$P_{max}/P_Q$	$K_Q$ [MPa*m <sup>0.5</sup> ]	$J_{0.2 BL}$ [kJ/m]	$K_{JIC}$ [MPa*m <sup>0.5</sup> ]	T
9CTWI2LT	10.95	1.09	37.3	16.1	38.0	8.3
9CTWI3LT	12.05	1.04	39.1	24.9	47.2	9.4
9CTWI6LT	11.03	1.03	37.4	17.9	40.0	11.9
9CTWI8LT	10.32	<b>1.11</b>	36.2	15.8	37.6	7.9
9CTWI9LT	8.62	1.07	<b>33.1 = K<sub>IC</sub></b>	16.3	38.2	13.6
9CTWI10LT	9.65	<b>1.15</b>	35.0	16.0	37.8	9.3
9CTWI11LT	9.71	1.05	35.1	16.3	38.2	7.2
9CTW-1TL	10.17	1.09	36.6	17.9	40.5	9.3
9CTW-2TL	11.53	1.08	39.0	22.8	45.7	3.4
9CTW-4TL	8.88	1.07	34.2	17.2	39.7	4.7
9CTW-5TL	8.04	1.09	<b>32.5 = K<sub>IC</sub></b>	17.7	40.2	5.6

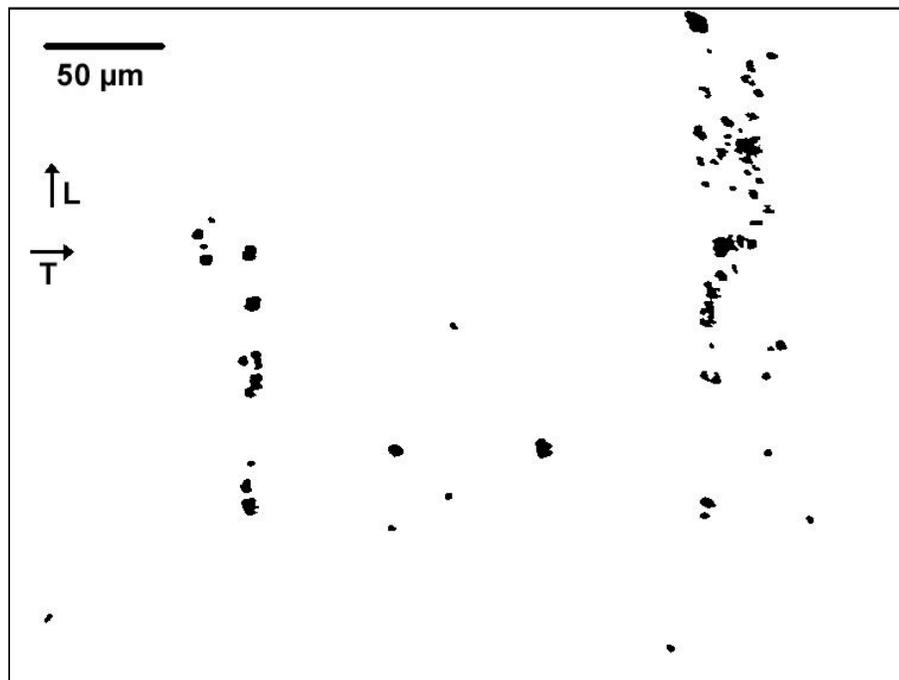


Figura 1: distribuzione delle inclusioni in una regione ricca di intermetallici

La microstruttura, tipica di molte leghe di alluminio ad alta resistenza, è costituita di grani grossi (lunghi diversi millimetri) non ricristallizzati a forma di colonna, misti a grani ricristallizzati fini (diametro 10  $\mu\text{m}$  ca.) e circa equiassici. Sulla superficie della lastra i grani ricristallizzati sono circa il 35% in volume; al cuore della lastra sono circa il 20%. Le particelle intermetalliche sono presenti ovunque ma non sono distribuite uniformemente. Prima di tutto, ci sono regioni della lastra, ad elevato contenuto di inclusioni, ed altre dove c'è una concentrazione più bassa. Queste particelle sono principalmente organizzate in file lungo la direzione di laminazione, figura 1. La distanza tra le particelle all'interno di ciascuna fila di inclusioni è dell'ordine di qualche decina di micron, mentre nella direzione trasversale, le righe di inclusioni sono distanziate mediamente di qualche centinaio di micron.

Il meccanismo di frattura è duttile, principalmente transgranulare. I microvuoti si sviluppano attorno ai già citati intermetallici, Fig 2. Il meccanismo dell'innesco della frattura è quello classico,

cioè arrotondamento del preesistente apice della cricca, nucleazione di una nuova cricca ad apice acuto in corrispondenza dell'apice della cricca arrotondato, crescita di una nuova cricca ad apice acuto attraverso una lacerazione duttile.

L'unica differenza tra il caso attuale e quello classico è che in questo caso la lacerazione duttile avviene per pop-in, cioè a scatti e non in modo continuo. È il caso di chiarire che questo è un comportamento piuttosto comune per le leghe d'alluminio ad alta resistenza.

## Discussione

Lo spessore considerato è molto vicino al limite di realizzazione delle condizioni di deformazione piana: è stato ancora possibile ottenere i valori di  $K_{Ic}$ , ma in media è stato necessario sottoporre a prova almeno quattro campioni per ottenerne un valore valido, con un numero di campioni troppo alto. La tenacità a frattura è inoltre più appropriatamente espressa attraverso il valore di  $J_{Ic}$ .

La convalida dei dati dell'integrale  $J$  riportati nella tabella 2, richiede una certa attenzione a causa della presenza dei pop-in. In prima analisi la norma ASTM E813 e la norma ESIS P1-92, escludono la possibilità di determinare valori significativi di  $J_{Ic}$  in presenza dei pop-in. L'esclusione dei pop-in ha lo scopo di evitare le fratture fragili, soprattutto di acciai dolci o basso-legati. Il clivaggio invalida tutte le ipotesi fatte per la determinazione del parametro  $J_{Ic}$ . Comunque nelle leghe di alluminio, non può verificarsi alcun clivaggio e qui (figura 2) la frattura è sempre duttile anche durante la propagazione della cricca che avviene in corrispondenza dei pop-in. Quindi noi possiamo tranquillamente applicare la norma ESIS P1-92, senza incorrere nel pericolo di trascurare la frattura fragile, non potendo essa verificarsi nella lega di alluminio 2195-T8.

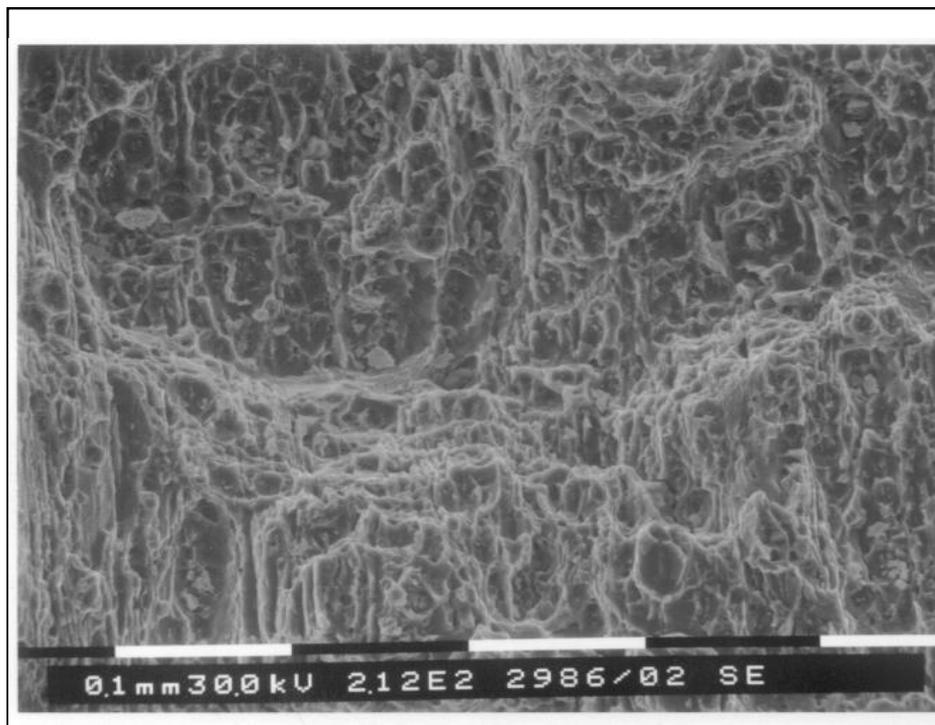


Figura 2: aspetto della frattura duttile con microvuoti, con un gradino (al centro dell'immagine) corrispondente a una fase di arrotondamento dopo la propagazione della cricca per pop-in

Esaminando la tabella 2 nella colonna relativa a  $J_{0,2BL}$ , risulta chiaro che il numero di campioni non può essere statisticamente rappresentativo per un materiale con irregolare distribuzione delle

inclusioni. Comunque appare evidente che indipendentemente dall'orientazione della frattura (TL o LT) le regioni ricche di inclusioni conducono a valori di  $J_{Ic}$  nell'intervallo 15-17 kN/m, mentre le regioni a bassa concentrazione di inclusioni portano a valori di  $J_{Ic}$  nell'intervallo 23-25 kN/m. Un approccio conservativo, impone di assumere come rappresentative solo le regioni sporche, perciò i valori medi riportati nella tabella 3 considerano solo i valori bassi di  $J_{0,2BL}$ . Contrariamente a quanto accade per le resistenze a trazione ed a snervamento,  $J_{0,2BL}$  non risente degli effetti dell'anisotropia microstrutturale. I valori di tenacità a frattura sono determinati principalmente dalle proprietà delle inclusioni: le particelle sono allineate in file lungo la direzione di laminazione L, dove sono molto vicine (la distanza media è di alcune decine di micron) mentre lungo la direzione trasversale T, le file di inclusioni distano in media alcune centinaia di micron. Quanto appena detto ci induce ad aspettarsi una anisotropia della tenacità, ma va ricordato che l'innesco della frattura è influenzato da una scala microstrutturale locale, ossia, nel caso specifico, dalla distanza tra le inclusioni all'interno di un gruppo e non dalla distanza tra le righe di inclusioni. L'innesco della frattura si manifesta quando c'è una coalescenza di microvuoti all'apice della cricca, che è localizzata in corrispondenza di un gruppo intermetallico: il parametro che controlla la microstruttura locale è quindi, sia nel caso dei campioni LT che nel caso di quelli TL, la distanza tra le particelle. Quanto precedentemente discusso giustifica la quasi uguaglianza della tenacità media a frattura nelle due direzioni LT e TL. I valori di  $K_{J_{Ic}}$  corrispondenti sono molto alti. Il loro confronto con i valori validi di  $K_{Ic}$  (tabelle 2 e 3), indica l'eccessiva conservatorietà di quest'ultima. Questo è certamente un effetto del comportamento duttile per pop-in del materiale. Si può concludere che, purchè il meccanismo di frattura sia duttile,  $J_{Ic}$  e  $K_{J_{Ic}}$  rappresentano in modo valido la tenacità delle leghe di alluminio ad alta resistenza. Inoltre la lega 2195-T8 ha un elevato rapporto tenacità-resistenza

Tabella 3: proprietà di frattura rappresentative delle lastre sottili da 9,5mm

Direzione	$K_{Ic}$ [MPa*m <sup>0.5</sup> ]	$J_{0,2BL}$ [KN/m]	$K_{J_{Ic}}$ [MPa*m <sup>0.5</sup> ]	T
LT	33.1	16.4	38.3	9.65
TL	32.5	17.6	40.1	5.75

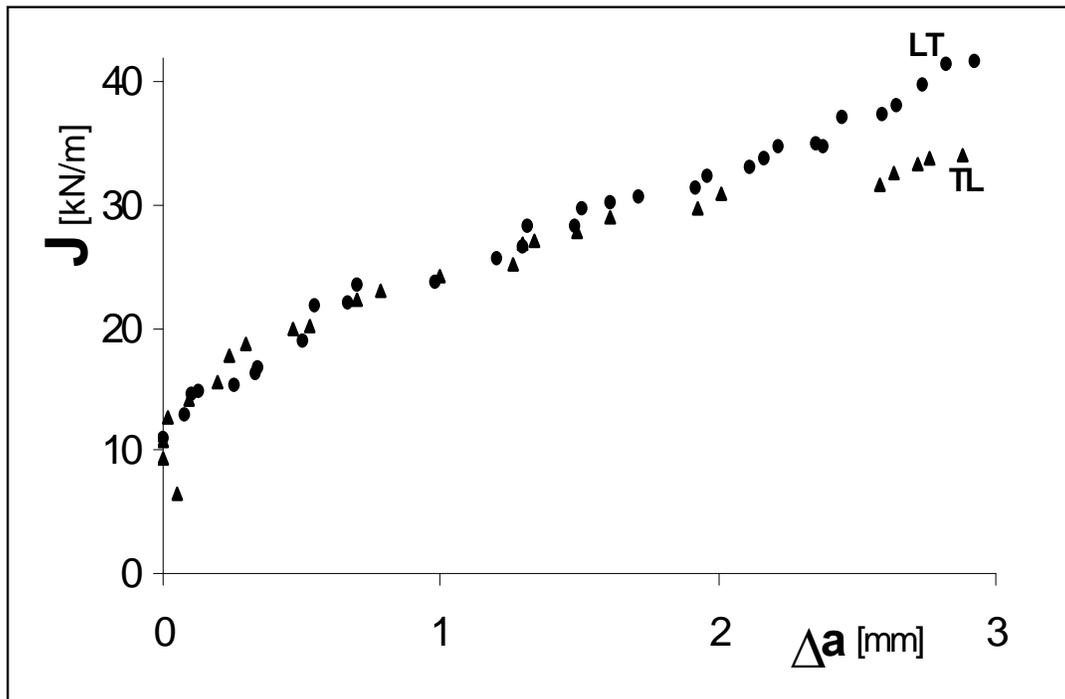


Figura 3: curve J-R per un campione TL ed uno LT

Nella figura 3 è riportato un esempio di due curve J-R ottenute seguendo le prescrizioni ESIS. Le curve J-R mostrano alcune particolari caratteristiche, cioè la distribuzione a gruppi di punti, distanziati dai pop-in, maggiormente evidente nella parte più alta delle curve. Qui dopo i pop-in e l'arresto della cricca, si verifica un nuovo stadio di arrotondamento ad alto livello di J. Esso corrisponde ai gradini della superficie di frattura, come mostrato in figura 2. Al contrario, nella prima parte delle curve, i pop-in sono molto meno pronunciati. Dopo la prima parte della curva, la pendenza si stabilizza e il modo in cui la cricca si lacera può essere valutato attraverso il modulo di lacerazione T (tearing modulus) (tabelle 2 e 3). Ora, come atteso, c'è un'importante effetto di anisotropia dovuto all'allineamento degli intermetallici.

Nei campioni di tipo TL la crescita della cricca equivale al verificarsi di condizioni critiche locali, che vengono raggiunte quando la zona di processo, che è pesantemente deformata, contenuta nella zona plastica davanti all'apice della cricca, raggiunge la dimensione della distanza tra i due centri degli intermetallici più grandi in una fila di inclusioni, figura 1. Questo è valido all'inizio della frattura e durante l'intera curva J-R. Nei campioni LT, la stessa distanza interparticellare, dell'ordine di alcune decine di micron, determina le condizioni per l'innescò della frattura. Ne segue una costanza dei valori di tenacità a frattura, tabella 3, come precedentemente discusso. Subito dopo l'innescò si ha la prima propagazione della frattura attraversando trasversalmente il gruppo di inclusioni. Dopo questa fase, l'apice della cricca, troverà la successiva fila di inclusioni ad una distanza dell'ordine della distanza tra le file di intermetallici (figura 1), cioè alcune centinaia di micron, un ordine di grandezza maggiore della distanza tra le particelle all'interno della fila. In questo caso la zona di processo, che è pesantemente deformata all'apice della cricca, deve crescere molto più rapidamente rispetto al caso dei campioni TL per raggiungere le condizioni di crescita della cricca. Questo spiega gli effetti dell'anisotropia sulla tenacità alla crescita della cricca, come evidenziato dalle differenze del modulo di lacerazione T (tearing modulus), riportate nelle tabelle 2 e 3. In conclusione i valori di T per la lega 2195-T8 sono elevati, raggiungono infatti la parte superiore dell'intervallo delle leghe di Alluminio ad alta resistenza [12], il che evidenzia le eccellenti proprietà di frattura del materiale.

## **Conclusioni**

Nella determinazione della tenacità a frattura delle lastre sottili di lega Weldalite, è possibile aggirare il problema dello spessore insufficiente adottando la procedura di determinazione della tenacità attraverso  $J_{Ic}$  invece che mediante  $K_{Ic}$ . Si è anche mostrato che i valori di  $K_{Ic}$  sono abbastanza conservativi in una lega duttile ad alta resistenza come la 2195-T8. L'approccio elasto-plastico, può essere applicato solo se l'innescò della cricca si manifesta attraverso un apice di frattura arrotondato, seguito da un lacerazione duttile. Per questo motivo la presenza dei pop-in nelle prove non viene considerato come indicativa di fragilità. I valori di tenacità alla frattura sono determinati principalmente dalla distanza tra le inclusioni e non dalla distanza tra le righe di inclusioni. D'altra parte si è riscontrato un notevole effetto della presenza di intermetallici allineati in file lungo la direzione di laminazione sul modulo di lacerazione T (tearing modulus).

## Bibliografia

- [1] J. R. Pickens, F. H. Heubaum, T. J. Langan and L. S. Kramer: Proc. *5th Int. Aluminium-Lithium Conf.*, T. H. Sanders and E. A. Starke eds., MCEP, (1989), pp. 1397-1414.
- [2] D. K. McNamara, J. R. Pickens and F. H. Heubaum: Proc. *6th Int. Aluminium-Lithium Conf.*, M. Peters and P. J. Winkler eds., DGM, (1992), pp. 921-926.
- [3] M. R. Edwards, A. Moore and A. J. Mustey: Proc. *4th Int. Conf. Aluminium Alloys (ICAA4)*, T. H. Sanders and E. A. Starke eds., Georgia Institute of Technology, (1994), vol. II, pp. 334-341.
- [4] C. E. Cross, L. W. Loechel and G. F. Braun: Proc. *6th Int. Aluminium-Lithium Conf.*, M. Peters and P. J. Winkler eds., DGM, 1992, pp. 1165-1170.
- [5] W. T. Tack, F. H. Heubaum, J. R. Pickens: *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 24, (1990), pp. 1685-1690.
- [6] C. P. Blankenship Jr., E. A. Starke Jr.: *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 26, (1992), pp. 1719-1722.
- [7] F. W. Gayle, W. T. Tack, G. Swanson, F. H. Heubaum, J. R. Pickens: *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 30, No. 6, (1994), pp. 761-766.
- [8] C. P. Blankenship Jr., E. A. Starke Jr.: *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 42, No. 3, (1994), pp. 845-855.
- [9] R.J.H. Wanhill, L. Schra and W.G.J. Hart: Proc. *6th Int. Aluminium-Lithium Conf.*, M. Peters and P. J. Winkler eds., DGM, (1992), pp. 253-258.
- [10] D. Firrao, R. Doglione, E. Ilia: *Constraint effect in Fracture*, E. M. Hackett, K.-H. Schwalbe and R. H. Dodds eds., ASTM STP 1171, (1993), pp. 289-305.
- [11] R. Doglione, E. Ilia, D. Firrao: Proc. *4th Int. Conf. Aluminium Alloys (ICAA4)*, T. H. Sanders and E. A. Starke eds., Georgia Institute of Technology, (1994), vol. II, pp. 374-381.
- [12] P. Paris, H. Tada, A. Zahoor, H. Ernst: *Elastic-Plastic Fracture*, ASTM STP 668, J. D. Landes, J. A. Begley, J. A. Clarke eds., (1979), pp. 5-36.
- [13] G. T. Hahn, A.R. Rosenfield: *Metallurgical Transactions A*, Vol. 6A, (1975), pp. 653-670.
- [14] G. G. Garret, J. F. Knott: *Metallurgical Transactions A*, Vol. 9A, (1978), pp. 1187-1201.
- [15] R. Doglione, D. Firrao: *10th International Conference on Fracture*, Honolulu, Hawaii, USA, (2-6 December 2001), CD-ROM of the Conference.