

IGF6 - VI Convegno Nazionale
GRUPPO ITALIANO FRATTURA
Ancona, 7-8 giugno 1990

L'EFFETTO DELLO SPESSORE SULLA TENACITÀ A FRATTURA K_{IC} DELLA
LEGA ALLUMINIO LITIO 8090-T8.

R. Doglione*, E. Ilia**, D. Firrao*

* Dipartimento di Scienza dei Materiali, Politecnico di Torino
Corso Duca degli Abruzzi 24, 10129, Torino, Italia

** Universiteti i Tiranes "Enver Hoxha", Fakulteti i Inxhinie-
rise Mekanike dhe Elektrike, Tirana, Albania

SOMMARIO

Sotto ponendo a prova campioni della lega Al-Li 8090-T8, la determinazione della tenacità a frattura K_{IC} è resa difficoltosa dalla frequente impossibilità di soddisfare i requisiti di convalidazione di K_Q imposti dalla normativa ASTM. Tale fatto è strettamente dipendente dal meccanismo di frattura del materiale, nel quale si verificano violazioni locali delle leggi della meccanica del continuo. Il fenomeno di frattura è infatti governato da delaminazioni lungo i bordi di grano ad alto angolo: di conseguenza si manifesta un rilassamento locale del grado di triassialità delle tensioni all'apice della cricca, con conseguente attenuazione del classico effetto dello spessore sui valori della tenacità a frattura.

INTRODUZIONE

In questi ultimi anni vi è stato un rinnovato interesse per le leghe alluminio-litio, motivato da esigenze di bassa densità ed elevata rigidità nelle applicazioni strutturali di leghe leggere in campo aeronautico. Tali esigenze hanno indotto, per la messa a punto e la produzione industriale di leghe commerciali, una grande mole di studi sperimentali sulle proprietà generali di questi materiali, con particolare attenzione alle caratteristiche meccaniche.

In particolare, la maggior parte delle ricerche si è focalizzata sull'individuazione e caratterizzazione dei precipitati indurenti e sulla loro evoluzione durante i trattamenti di invecchiamento, al fine di correlare le caratteristiche meccaniche delle leghe con la composizione e con i trattamenti termici e termomeccanici. Esiste una copiosa letteratura in proposito, soprattutto sulle leghe di carattere sperimentale. In tale campo sono state condot-

te anche dettagliate ricerche sulla tenacità a frattura K_{IC} e sulla correlazione di quest'ultima con la microstruttura. In questa sede è impossibile anche solo tentare un compendio dei lavori più significativi; a titolo d'esempio si segnalano le ricerche di Suresh e colleghi [1].

La ricaduta di tutte queste indagini sperimentali è stata l'ottimizzazione della composizione chimica e della microstruttura delle leghe in funzione delle condizioni d'impiego: si è così arrivati alla produzione di leghe commerciali, fra le quali si possono citare le leghe Al-Li-Cu-Zr, come la 2090, e le leghe Al-Li-Cu-Mg-Zr, come la 8090, 8091 e 2091. Le leghe 2090 e 8091 sono state sviluppate come candidate alla sostituzione di quelle ad alta resistenza della serie 7000, mentre la 8090 e la 2091 sono alternative a quelle a medio-alta resistenza e a buona tenacità della serie 2000.

In quest'ambito, una fra le leghe più promettenti per le applicazioni è la 8090, impiegata nello stato T8, cioè dopo aver subito il seguente trattamento termomeccanico di solubilizzazione a 535°C, tempra in acqua a temperatura ambiente, deformazione plastica del 3% e invecchiamento artificiale per 16 h a 190°C, cioè fino a raggiungimento del massimo di durezza.

Sebbene l'influenza della microstruttura del materiale sulle proprietà meccaniche tensili, sulla tenacità e sulla resistenza alla propagazione delle cricche di fatica sia ben noto per le leghe sperimentali [1-12], solo ultimamente sono apparsi in letteratura lavori analoghi riguardanti le leghe commerciali [14]. Di queste, quindi non si può affermare che sia conosciuto a fondo il comportamento a frattura, e specialmente la correlazione fra i parametri microstrutturali e di trattamento termomeccanico e la tenacità.

Nel corso di un ampio programma di ricerche sulle leghe Al-Li [13], si è perciò deciso di condurre uno studio sperimentale sulla tenacità della lega 8090-T8, cercando d'interpretare i valori del coefficiente critico dell'intensità delle tensioni alla luce del meccanismo di frattura del materiale e, quindi, della microstruttura.

MICROSTRUTTURA E PROPRIETA' MECCANICHE DELLA LEGA 8090-T8

Nella condizione T8, la lega Al-Li 8090 è caratterizzata da una microstruttura anisotropa a grani non ricristallizzati e allungati nella direzione della laminazione. I cristalli si presentano così di forma vagamente parallelepipedica, con lunghezza oscillante fra 1 e 2 mm, con larghezza di circa 350 μm e di spessore pari a 40 μm .

L'invecchiamento artificiale al picco della durezza produce tutta una serie di precipitati classificabili come segue:

1. δ' (Al_3Li) di forma sferica, rafforzante

2. S (Al_2CuMg) di forma piatta, rafforzante
3. T_1 (Al_2CuLi) di forma piatta, rafforzante
4. β' (Al_3Zr), agente dispersoide e antiricristallizzante.

La precipitazione avviene abbastanza uniformemente nella matrice di alluminio; viene comunque altresì segnalata una precipitazione preferenziale, soprattutto di δ' , al bordo di grano, con conseguente formazione di adiacenti zone prive di precipitati estese per circa $0.5 \mu m$.

Le caratteristiche meccaniche tensili di un materiale così caratterizzato, dovrebbero essere quelle tipiche di un sistema che indurisce per precipitazione: l'invecchiamento al massimo della durezza produce un alto valore della tensione di snervamento e della tensione di rottura, con conseguente diminuzione della duttilità e dell'allungamento a rottura.

L'anisotropia della struttura metallografica si riflette sulla variazione delle caratteristiche meccaniche: le differenze si manifestano specialmente fra la direzione del trasverso corto (ST, SL) e le direzioni LT e TL, sia per quanto riguarda la resistenza meccanica, sia per la duttilità [14, 15].

Come è ovvio, anche la tenacità risulta essere fortemente dipendente dall'orientazione: la laminazione di per sé induce una spiccata anisotropia fra la direzione del trasverso corto e le direzioni LT e TL: questa viene ulteriormente esaltata nel corso del trattamento di invecchiamento. Tale trattamento, nelle leghe di alluminio, provoca usualmente un aumento della resistenza controbilanciato da una diminuzione della tenacità (classico nelle leghe della serie 2000 e 7000) e da un cambio del meccanismo di frattura, che da duttile transgranulare diventa duttile intergranulare. In particolare, la tenacità più bassa viene attribuita alla formazione di precipitati sui bordi di grano, che agiscono come siti preferenziali per la nucleazione di microvuoti ed a fenomeni di localizzazione della deformazione nelle adiacenti zone povere di precipitati.

E' da notare che nella lega 8090, mentre si assiste all'aumento della resistenza e ad una diminuzione della tenacità nella direzione del trasverso corto, si può avere, eccezionalmente, un incremento di entrambe la resistenza e la tenacità nelle direzioni LT e TL. La spiegazione del fenomeno risiede nel meccanismo di frattura, che è strettamente controllato dalla microstruttura prodotta dal trattamento di invecchiamento. Questo produce una copiosa precipitazione uniforme di particelle piatte come T_1 ed S, che impediscono la localizzazione dello scorrimento su pochi piani cristallini e promuovono lo scorrimento deviato e multiplo. Si ha inoltre un'elevata concentrazione di precipitati soprattutto sui bordi di grano ad alto angolo, che risultano paralleli al piano di laminazione [14, 15, 16]. Di conseguenza, il cedimento del materiale nella direzione del trasverso corto avviene lungo tali bordi di grano ad alto angolo, che risultano perpendicolari alla direzione del carico. Le cause locali del distacco intergranulare vengono individuate in vari fenomeni oltre alla sopra indicata crescente tendenza alla precipitazione locale (particelle δ'); sono stati infatti rilevati localmente

composti intermetallici a base di ferro e rame e di magnesio e rame, si è verificata una segregazione di impurezze a base di Na e K sempre ai bordi di grano; infine si è osservato, in seguito all'accrescimento di particelle di δ nel corso dell'invecchiamento, la formazione di adiacenti zone povere di precipitati.

Nelle direzioni LT e TL si verifica ancora il distacco intergranulare lungo i bordi di grano a grande angolo, e ciò provoca non il cedimento catastrofico del materiale, ma bensì un'intensa delaminazione attraverso lo spessore. La delaminazione è responsabile di un allentamento del vincolo dello spessore all'interno del materiale: esso viene così a trovarsi in una situazione intermedia fra quella del corpo omogeneo e quella del laminato, e di conseguenza si verifica, almeno localmente nelle zone dove avviene la delaminazione, una diminuzione della triassialità degli sforzi all'apice di un difetto.

Tale effetto, denominato da Venkateswara e colleghi [17] 'tenacizzazione per delaminazione' ('crack divider delamination toughening') e da Chan [19] 'meccanismo di tenacizzazione per lamiere sottili' ('thin sheet toughening mechanism'), è stato recentemente segnalato in letteratura per la lega 8090-T8 e 2090-T8E41 a temperatura ambiente e soprattutto a -196°C [17, 18] e inoltre per le leghe del tipo Al-Fe-X prodotte con la metallurgia delle polveri [19, 20]. Nel primo caso si dimostra che, abbassandosi la temperatura, aumenta la frequenza delle delaminazioni, con conseguente aumento della tenacità a frattura. Nel secondo caso si conclude che, in alcune delle leghe Al-Fe-X prese in esame, la tenacità a frattura è indipendente dallo spessore.

PARTE SPERIMENTALE

Lo studio del comportamento a frattura della lega Al-Li 8090-T8 è stato condotto eseguendo prove di trazione, prove di tenacità a frattura ed indagini microfrattografiche su provini ricavati da un'unica lamiera di spessore 12 mm. Per le prove meccaniche si è fatto uso di una macchina di prova MTS servoidraulica da 250 kN, mentre per la parte frattografica ci si è avvalsi di un microscopio elettronico a scansione Hitachi.

Le prove di trazione, i cui risultati sono mostrati in tabella 1, sono state effettuate sia nella direzione di laminazione (L), sia nella direzione trasversale (T). Si noti che, come già detto, non esiste in realtà un'apprezzabile anisotropia nelle caratteristiche meccaniche fra le due direzioni.

Le prove di meccanica della frattura sono state effettuate in conformità con la norma ASTM E399-83 (UNI 7969-79) su campioni di tipo CT prelevati nelle due direzioni TL ed LT, aventi larghezza $W=26$ mm e di spessore B variabile fra 2 e 12 mm. In corrispondenza di ogni spessore, e per ciascuna direzione, sono state eseguite prove su almeno di 3 campioni e nei risultati sono stati riportati i valori medi ottenuti. Le prove sono state condotte a temperatura ambiente in controllo di deformazione, con COD applicato continuamente crescente. Nel caso dei campioni meno

spessi ($B=2$ mm), le prove sono state eseguite impiegando guide anti ingobbamento per impedire le deformazioni fuori del piano del campione.

Le prove sperimentali hanno subito mostrato come il comportamento reale del materiale sia difficilmente interpretabile secondo i canoni della norma ASTM E 399: infatti il diagramma carico-COD evidenzia, per entrambe le direzioni TL ed LT, una fitta serie di fenomeni di cedimento instabile e parziale (pop-in), come viene mostrato in figura 1 per il campione R26 TL, avente spessore $B=4$ mm. Inoltre, in alcuni campioni spessi si manifesta una non linearità del diagramma carico-COD, come già segnalato in letteratura per leghe di alluminio differenti [20], con conseguenti forti incertezze nell'individuazione dell'evento critico.

Seguendo le regole imposte dalla normativa, molto spesso il carico da considerare tentativamente come critico si colloca in corrispondenza del primo pop-in; altre volte il primo pop-in segue l'intersezione con la retta con pendenza del 5% inferiore alla parte elastica. In tal modo si ottiene un insieme di valori di P_Q incoerenti, in quanto ottenuti con due diversi criteri.

Inoltre, nella maggior parte dei casi, il P_Q determinato con uno dei due criteri, è risultato più basso di P_{max} di più del 9% imposto dalla condizione $(P_{max}/P_Q) \leq 1.1$. Però, fra l'allungamento in corrispondenza di P_Q e quello in corrispondenza di P_{max} , si è riscontrata sempre la presenza di numerosi fenomeni di pop-in.

Si è pertanto deciso di procedere alla determinazione di P_Q assumendo come validi i parametri deducibili in corrispondenza del primo pop-in perchè, come si vedrà oltre a proposito del meccanismo di frattura, tale scelta risulta fisicamente fondata ed ingegneristicamente accettabile.

Si è dunque spesso violata la norma E 399, che impone di scegliere il più basso fra i carichi critici ottenibili in base ai due criteri.

In alcuni casi, comunque, vengono soddisfatte entrambe le condizioni:

$$P_{max}/P_Q \leq 1.1 \quad (1)$$

$$B \geq 2.5(K_Q/\sigma_y)^2 \quad (2)$$

ed in corrispondenza di esse, sono stati ottenuti i valori:

$$\text{Direzione TL} \quad K_{IC} = 30.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

$$\text{Direzione LT} \quad K_{IC} = 28.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

I risultati sperimentali sono raccolti nel diagramma di figura 2.

DISCUSSIONE

Come si è indicato nel paragrafo precedente, nella maggioranza dei provini sperimentali la condizione (1) non è soddisfatta, cioè l'evento critico (pop-in), si verifica a livelli di carico ben più bassi del massimo sopportabile dal campione. Questo fatto costituisce una seria difficoltà all'attribuzione del significato

di fattore critico di intensità degli sforzi al valore di K_Q determinato dalle prove sperimentali; infatti nel suo più puro significato, la tenacità a frattura nel caso lineare elastico, è il parametro che descrive un evento catastrofico per il materiale, identificando così l'inizio della propagazione della cricca con l'inizio del fenomeno di cedimento finale. Nel caso della lega 8090-T8 ciò non si verifica quasi mai, poichè il primo pop-in segnala l'inizio della propagazione instabile sì, ma non ancora catastrofica.

Nonostante questa difficoltà concettuale, si ritiene di dover conferire ai risultati delle prove qui illustrate piena validità per quanto riguarda l'uso applicativo dei dati, attribuendo ai vari K_Q determinati attraverso il primo pop-in un significato ingegneristico, nel senso di considerare tali valori di tenacità a frattura come rispecchianti la possibilità di esistenza di un fenomeno non voluto e, inoltre, non prevedibile con la stessa sicurezza al variare della scala geometrica; e quindi, con un approccio conservativo, tale valore di K_Q si può assumere come K_C da impiegare nei calcoli delle strutture reali durante la fase di progettazione o di verifica.

La condizione (2) è quella che garantisce lo stato di deformazione piana nel materiale. Riguardo al comportamento della lega 8090-T8, la garanzia della predominanza della triassialità determinata mediante il vincolo dello spessore non sembra avere un significato determinante, in virtù del fatto che esiste il meccanismo di tenacizzazione per delaminazione, al quale si è accennato nell'introduzione e del quale si riprende ora la discussione.

A tal fine si veda la figura 3, dove sono diagrammati i valori di K_Q , mediati per ciascun valore dello spessore B , in funzione appunto di B per le due direzioni, rispettivamente, LT e TL.

Dai diagrammi della figura 3 è evidente che non esiste, per la lega 8090-T8, il classico effetto dello spessore sui valori di K . I risultati sembrerebbero formare una banda dispersa attorno al valore di K_{IC} , e, in particolare, non è affatto vero che al diminuire dello spessore, la tenacità a frattura apparente aumenti, almeno fino a che non si scende sotto i 2 mm. Anzi, i diagrammi mostrano un andamento non lineare caratteristico e riproducibile nelle due direzioni. Tali considerazioni ci spingono a ritenere che non solo i vari valori di K_Q sono da assumere K_C , ma anche come K_{IC} .

L'andamento dei diagrammi è interpretabile solamente se si tiene contemporaneamente presente il meccanismo di frattura, che è strettamente dipendente dalla microstruttura del materiale. Durante la prova, all'aumentare del carico esterno applicato, crescono contemporaneamente i valori delle tensioni σ_x e σ_y all'apice della cricca e i valori delle tensioni σ_z , che nascono dal vincolo dello spessore, e che sono perpendicolari alla direzione di laminazione sia nel caso TL che nel caso LT. Ben presto, sotto l'azione di tale campo di tensione triassiale, cominciano a verificarsi le delaminazioni sui bordi di grano ad alto angolo, che sono paralleli alla direzione di laminazione.

La comparsa di queste discontinuità, localizzate nella zona di processo, causa un alleviamento del vincolo dello spessore all'interno del materiale, con conseguente diminuzione del grado di triassialità del campo delle tensioni all'apice della cricca. Nelle immediate vicinanze delle delaminazioni si verificherà l'annullamento od un drastico abbassamento della tensione σ_z . Viene quindi prodotto, col proseguire della prova e con il propagarsi della cricca, un alternarsi di condizioni di tensione piana o più vicine alla deformazione piana, che si susseguono tanto più fittamente quanto più intensa è la serie delle delaminazioni. Tale situazione è illustrata nella fotografia di figura 4; essa mostra come all'interno del campione si riproducano condizioni di rottura di provini sottili, con evidenziazione di labbra di taglio laterali (inclinate) e rotture piatte centrali.

La conseguenza di quest'alternanza di stati di tensione piana e di deformazione piana più o meno pronunciata, è che, al crescere del carico esterno applicato, la frattura tende a procedere nelle zone ad elevato grado di triassialità delle tensioni, che hanno minore possibilità di abbassare il livello di sollecitazione. Inoltre, ad un dato livello di carico e di propagazione di cricca, coesistono nello stesso campione, a distanza analoga dall'apice, zone assoggettate ad alto e basso grado di triassialità delle tensioni. La cricca dunque, comincia a propagare nelle zone in stato di deformazione piana, mentre le zone in stato di tensione piana, adiacenti alle delaminazioni, resistono alla propagazione deformandosi. In tal modo, nonostante l'avanzamento della frattura in zone localizzate, il COD globale aumenta pochissimo e la cedevolezza del campione non aumenta in maniera significativa. In questo stadio, la resistenza alla propagazione della cricca su tutto il fronte di frattura è controllato solo dalle zone in stato di tensione piana circondanti le delaminazioni.

Il raggiungimento delle condizioni di cedimento finale della zona di processo davanti alla cricca dipende, dunque, dalla capacità di resistenza alla deformazione di quelle zone: la resistenza sarà maggiore quanto più alta è la capacità della lega di resistere alla localizzazione dello slittamento macroscopico di taglio.

Come si è visto precedentemente, nello stato di invecchiamento al picco della resistenza tensile, la lega 8090 è caratterizzata da un'intensa ed uniforme precipitazione di particelle di fase T_1 ed S, capaci di disperdere lo slittamento microscopico, attivando meccanismi di slittamento deviato, responsabili della resistenza alla deformazione dei singoli cristalli e, conseguentemente, della resistenza alla localizzazione macroscopica dello slittamento. E' quindi evidente come l'invecchiamento al picco di resistenza produca anche grandi benefici per quanto riguarda la tenacità: favorisce la tenacizzazione per delaminazione indebolendo i bordi di grano ad alto angolo e conferisce la massima resistenza alla deformazione localizzata ed alla frattura dei legamenti in tensione piana che ostacolano la propagazione della frattura globale.

Arrivati al culmine della loro resistenza, i legamenti adiacenti

alle delaminazioni cedono improvvisamente per scorrimento di taglio, come è evidente dalla fotografia della figura 5. Questo cedimento improvviso si manifesterebbe con un istantaneo aumento del COD: poichè la cricca avanza improvvisamente su tutto il fronte di frattura; dato che, però, la prova viene condotta in controllo di deformazione, la macchina, per tenere sotto controllo la derivata $d(\text{COD})/dt$, fa crollare istantaneamente il carico applicato. La sequenza di questi fenomeni produce, a livello macroscopico, una sequenza di pop-in.

Il meccanismo di frattura è documentato anche dalle fotografie delle figure 6, 7, 8. In figura 6 è raffigurato l'aspetto macroscopico delle superfici di frattura per due campioni rappresentativi delle due direzioni TL (in basso nella figura 6) ed LT (in alto). Spiccano con evidenza le delaminazioni, che si presentano come striature scure parallele alla direzione di propagazione. Si può notare come nella direzione LT esistano delle delaminazioni macroscopiche più marcate che nel caso della direzione TL: ciò consegue dal fatto che nell'orientazione LT le delaminazioni avvengano sotto l'azione di tensioni σ_z perpendicolari al piano LT, agenti lungo i bordi più lunghi dei cristalli allungati per deformazione plastica. Le figure 7 e 8 raffigurano, a diversi ingrandimenti, le zone di stiramento limite ('stretched zones') attraversate dalle delaminazioni.

La tortuosità del fronte di fatica (figura 7) fa pensare che alcune delaminazioni abbiano avuto inizio, a carichi molto bassi, già in fase di precricatura; la figura 8, con una delaminazione molto evidente nella superficie di rottura a fatica, conferma tale ipotesi.

Finalmente è possibile spiegare gli andamenti dei diagrammi delle figure 2 e 3. Innanzitutto è necessario evidenziare che chi controlla il livello di tenacità non è lo spessore globale del campione, ma bensì lo spessore locale medio delle zone interne comprese fra due delaminazioni successive, che sono in stato prossimo alla deformazione piana. Dalla figura 6 si può ricavare che nel caso dei campioni LT tale spessore parziale è dell'ordine di 1.5-2 mm per un campione di spessore totale $B=8$ mm, con in pratica la formazione di 5 zone che si comportano come provini indipendenti. Per tali ragioni si può assistere ad un aumento della tenacità al diminuire dello spessore del campione solo se questo non sarà più frazionato dalle delaminazioni interne, e, sulla base dei risultati sperimentali di questa ricerca, ciò accade solo se si scende al di sotto di $B=2$ mm, in buon accordo con le osservazioni microscopiche.

Inoltre, sono così spiegabili le fluttuazioni di tenacità che si osservano su detti diagrammi. Le delaminazioni, ed un certo grado di casualità nella loro posizione all'interno del campione, spiegano la dispersione dei risultati riportati nella figura 2. Tale dispersione è più alta nel caso TL dove le zone più deboli create in laminazione sono meno estese, poichè la loro estensione è controllata dalla dimensione intermedia fra le tre che caratterizzano i vari cristalli. Procedendo sulla stessa linea di ragionamento, si può anche giustificare il valore relativamente basso trovato costantemente in corrispondenza di spessori globali

di circa 4 mm può essere spiegato, poichè si è vista in questi la presenza all'interno di un'unica delaminazione a metà spessore, con la formazione di due provini quasi indipendenti. In questo caso, l'incidenza delle zone laterali nei campioni parziali in situazione di tensione piana, è percentualmente meno alta di quella riscontrabile in campioni più spessi (si veda ad esempio il raffronto con i campioni da 8 mm raffigurati in figura 6). Nel caso dei campioni di 2 mm di spessore, si ha un K_Q maggiore di quello relativo ai campioni spessi 4 mm, poichè le zone laterali, in situazione di tensione piana, si dipartono dalle vere superfici laterali e quindi hanno una possibilità di sviluppo nettamente superiore.

Considerazioni analoghe possono farsi per i campioni TL, dove le delaminazioni sono più fitte perchè le zone indebolite hanno estensione minore che nel caso LT e quindi il fenomeno è meno localizzato e più diffuso all'interno dei campioni.

A titolo di esempio, nel caso della direzione TL, si verificano, in corrispondenza di uno spessore $B=10$ mm, circa 13 delaminazioni, con interspazio medio di circa 0.76 mm, mentre in corrispondenza di uno spessore $B=4$ mm si contano mediamente 3 delaminazioni, con interspazio medio di circa 1.33 mm.

Tali osservazioni, e la considerazione che i valori di tenacità più alti sono associati a delaminazioni più fitte, e quindi ad una minor frazione percentuale delle zone interne in stato di deformazione piana, giustificano il risultato apparentemente anomalo di un valore superiore di K_{IC} per la direzione TL rispetto a quella LT.

Il meccanismo fin qui descritto sembra giustificare meglio i risultati sperimentali di quanto non emmerga nella citata nota [17]. Anche qui, a proposito della lega 2090-T8E41 a temperatura ambiente, si dimostra che la tenacità a frattura è costante nel campo degli spessori fra 13 e 2 mm, mentre cresce per valori più bassi; il risultato è solo parzialmente spiegato, poichè si accenna solo che può esistere una dipendenza fra la frequenza delle delaminazioni e la tenacità a frattura, ovvero fra il loro interspazio medio e i valori di K determinabili da prove di frattura.

Sulle affermazioni di Chan [20], che in alcuni casi, determina i valori di K_{JIC} , deducendo da questi la dipendenza o meno della tenacità a frattura dallo spessore, esprimiamo qualche perplessità.

CONCLUSIONI

Il comportamento a frattura della lega 8090-T8, invecchiata al picco di resistenza, porta a buoni valori di tenacità, ma nel contempo fa sì che non siano soddisfabili alcuni requisiti di validazione di K_Q imposti dalla normativa ASTM E 399.

La spiegazione di questo comportamento risiede nel meccanismo di frattura della lega in esame, che è strettamente dipendente dalla

microstruttura: essa è in grado d'indurre un effetto di tenacizzazione per delaminazione lungo la direzione del trasverso corto.

Tale effetto, che è stato recentemente riscontrato anche in altre leghe di alluminio, è responsabile dell'allentamento del vincolo del spessore nel materiale: la delaminazione avvicina la situazione del materiale a quella di un laminato, rendendo così inapplicabile la condizione della norma sullo spessore.

Le prove di tenacità a frattura a spessore variabile hanno confermato questo fatto, mettendo in luce come sia impossibile l'instaurarsi di condizioni di deformazione piana in senso tradizionale, e suggerendo che le condizioni da imporre sullo spessore per ottenere un valore di K_{IC} rappresentativo non siano aprioristiche come quelle attuali, ma tengano conto del reale comportamento del materiale.

A delaminazioni più fitte, come si verifica nella direzione TL, corrispondono valori di tenacità a frattura superiori, rispetto a quelli ricavati con campioni LT, dove le delaminazioni sono più marcate, ma più spaziate.

BIBLIOGRAFIA

1. S. Suresh, A. K. Vasudévan, M. Tosten, and P. R. Howell: *Acta Metall.*, 1987, 35, 25.
2. T. H. Sanders and E. A. Starke (eds): "Aluminum-lithium alloys" (Conf. Proc.); 1981, Warrendale, PA, The Metallurgical Society of AIME.
3. T. H. Sanders and E. A. Starke (eds): "Aluminum-lithium alloys II" (Conf. Proc.); 1984, Warrendale, PA, The Metallurgical Society of AIME.
4. C. Baker, P. J. Gregson, S. J. Harris, and C. J. Peel (eds): "Aluminium-lithium alloys III" (Conf. Proc.); 1986, London, The Institute of metals.
5. C. Champier, B. Dubost, D. Miannay, and L. Sabetay (eds): in "4th international aluminium-lithium conference"; 1987, Orsay, Les Editions de Physique (*J. Phys.*, 1987, 48, coll. C3, suppl. 9)
6. E. A. Starke, T. H. Sanders and I. G. Palmer: *J. Met.*, 1981, 32, 24.
7. K. V. Jata and E. A. Starke: *Metall. Trans.*, 1986, 17A, 1011.
8. P. J. Gregson and H. M. Flower: *Acta Metall.*, 1985, 33, 527.
9. S. J. Harris, B. Noble, and K. Dinsdale: in "Aluminium-lithium alloys II" (Conf. Proc.), (ed. T. H. Sanders and E. A. Starke), 219; 1984, Warrendale, PA, The Metallurgical Society of AIME.
10. W. X. Feng, F. S. Lin, and E. A. Starke: *Metall. Trans.*, 1984, 15A, 1209.
11. A. K. Vasudévan, P. E. Bretz, A. C. Miller, and S. Suresh: *Mater. Sci. Eng.*, 1984, 64, 113.
12. J. Petit, S. Suresh, A. K. Vasudévan, and R. C. Malcolm: in "Aluminium-lithium alloys III" (Conf. Proc.), (ed. C. Baker et al.), 257-262; 1986, London, The Institute of Metals.
13. D. Firrao, G. Scavino, R. Doglione: in "Aluminum-lithium

- alloys V" 1989 (Conf. Proc.), (ed. T. H. Sanders Jr., E. A. Starke Jr.), Williamsburg, Virginia; 671-680.
14. K. T. Venkateswara Rao, R. O. Ritchie: Mat. Sci. and Tec., Sept. 1989, vol. 5, 882-895.
 15. W. S. Miller, M. P. Thomas, D. J. Lloyd, and D. Creber: Mat. Sci. and Tec., Dec. 1986, vol. 2, 1210-1216.
 16. D. Dew-Hughes, E. Creed, and W. S. Miller: Mat. Science and Tec., Feb. 1988, vol. 4, 106-112.
 17. K. T. Venkateswara Rao, Weikang, Yu, and R. O. Ritchie: Met. Trans., vol. 20A, March 1989, 485-497.
 18. T. Kobayashi, M. Niinomi, and K. Degawa: Mat. Sci. and Tec., vol. 5, Oct. 1989, 1013-1019.
 19. K. S. Chan: Met. Trans. A, vol. 20A, Jan. 1989, 155-164.
 20. K. S. Chan: Met. Trans. A, vol. 20A, Nov. 1989, 2337-2344.

TABELLA 1

CARATTERISTICHE MECCANICHE TENSILI DELLA LEGA 8090-T8

Direzione di prelievo	R_s (MPa)	R (MPa)	A (%)
LT	474	547	6.2
TL	482	543	7.5

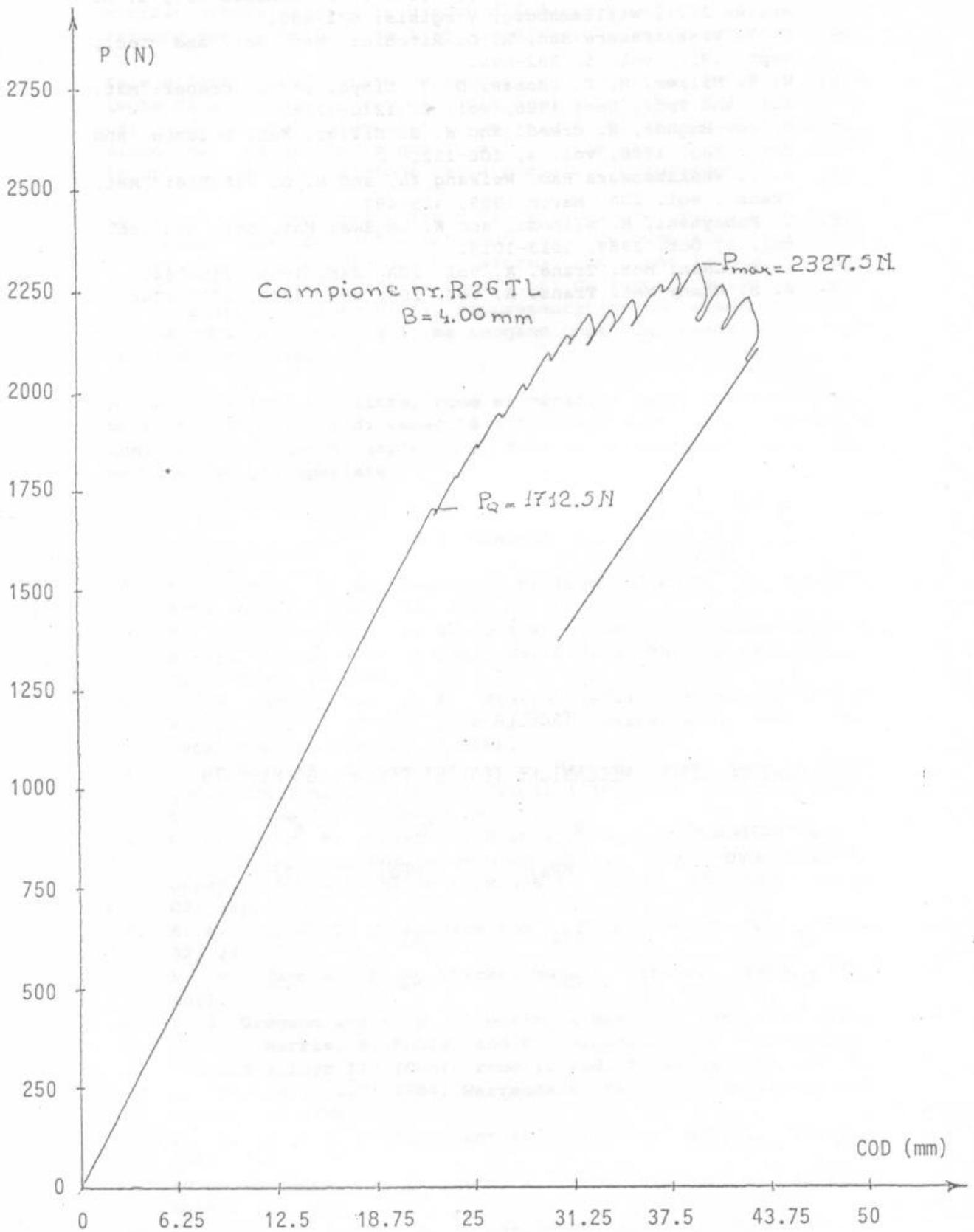


Figura 1. Tipico esempio di diagramma carico-COD di campioni CT di lega Al-Li 8090-T8: la parte seghettata rappresenta la sequenza di pop-in.

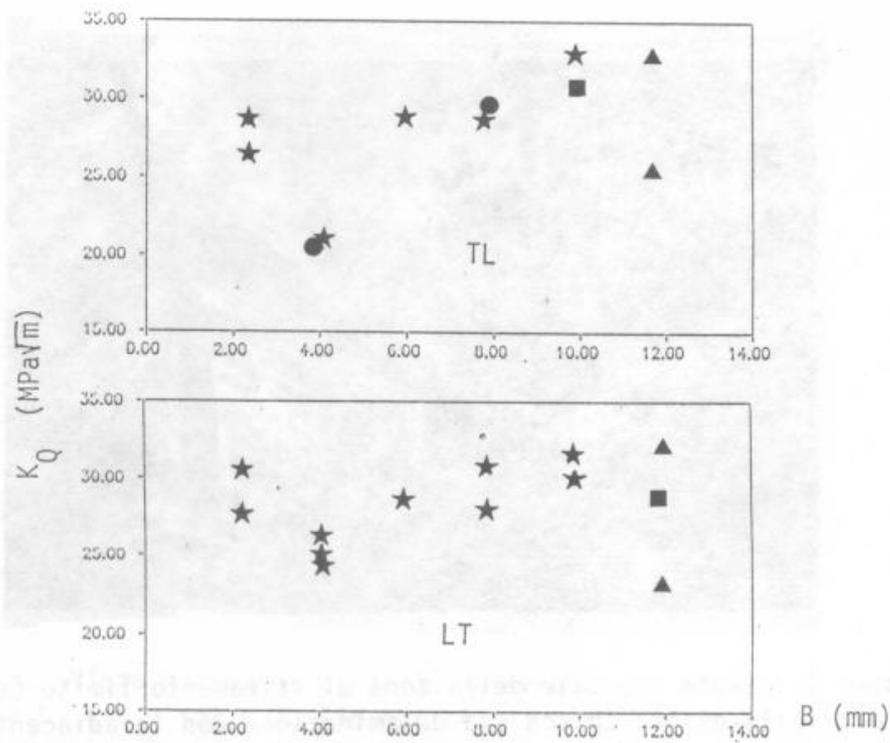


Figura 2. Risultati sperimentali delle prove di frattura: diagrammi di K_Q in funzione dello spessore B.

- campioni soddisfacenti le condizioni (1) e (2)
- campioni soddisfacenti la sola condizione (1)
- ▲ campioni soddisfacenti la sola condizione (2)
- ★ campioni non soddisfacenti le condizioni (1) e (2)

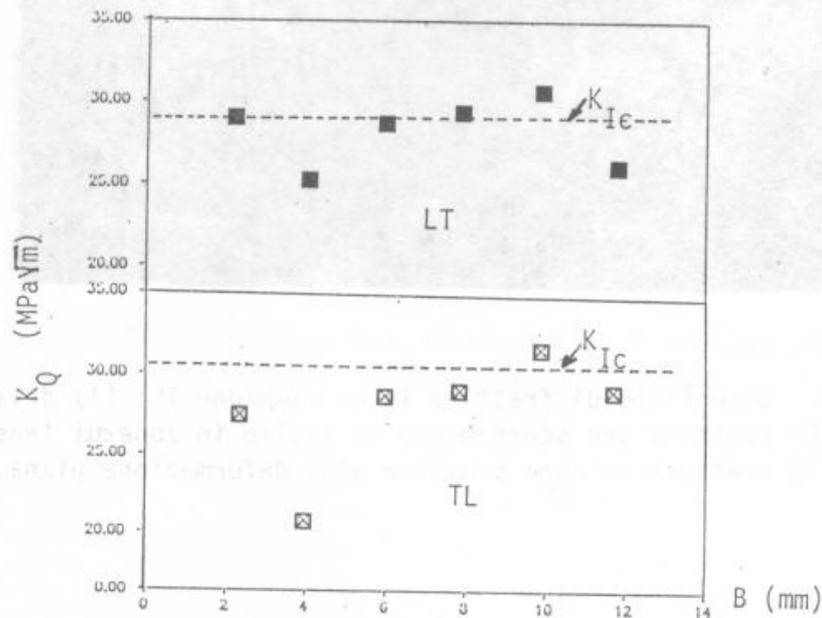


Figura 3. Valori medi di tenacità e tenacità a frattura in deformazione piana (ASTM E399-83) nelle due direzioni.

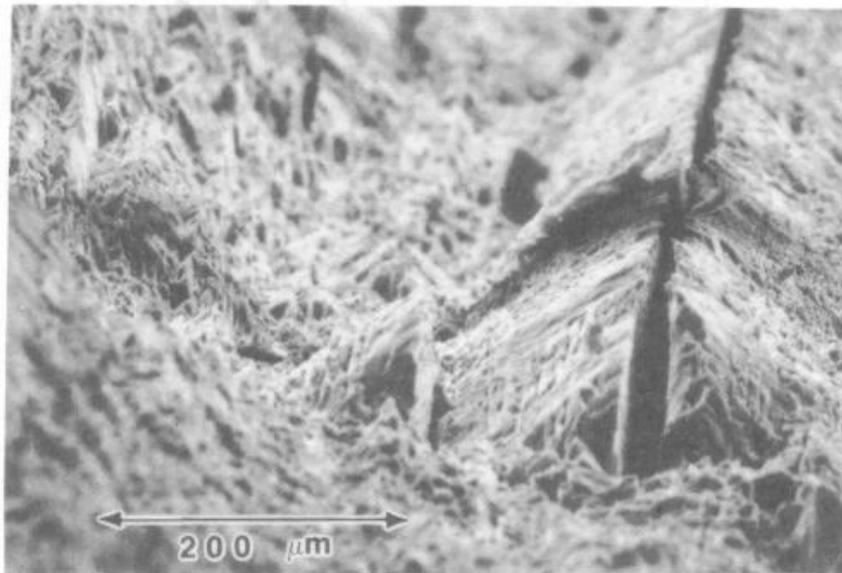


Figura 4. Vista frontale della zona di stiramento limite (stretched zone): sulla destra spicca una delaminazione con le adiacenti labbra di taglio inclinate rispetto al piano di frattura.

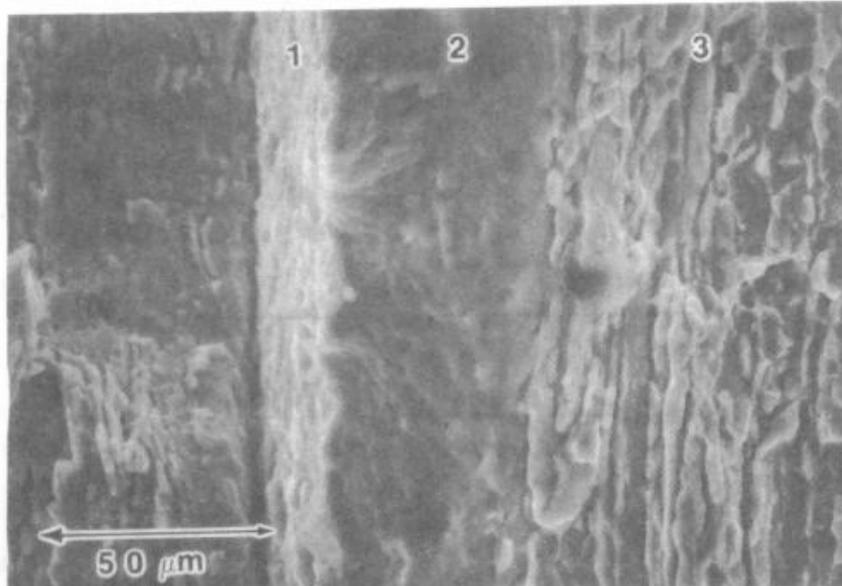


Figura 5. Superficie di frattura in un campione TL: (1) delaminazione, (2) frattura per scorrimento di taglio in zone di tensione piana, (3) frattura in zone prossime alla deformazione piana.

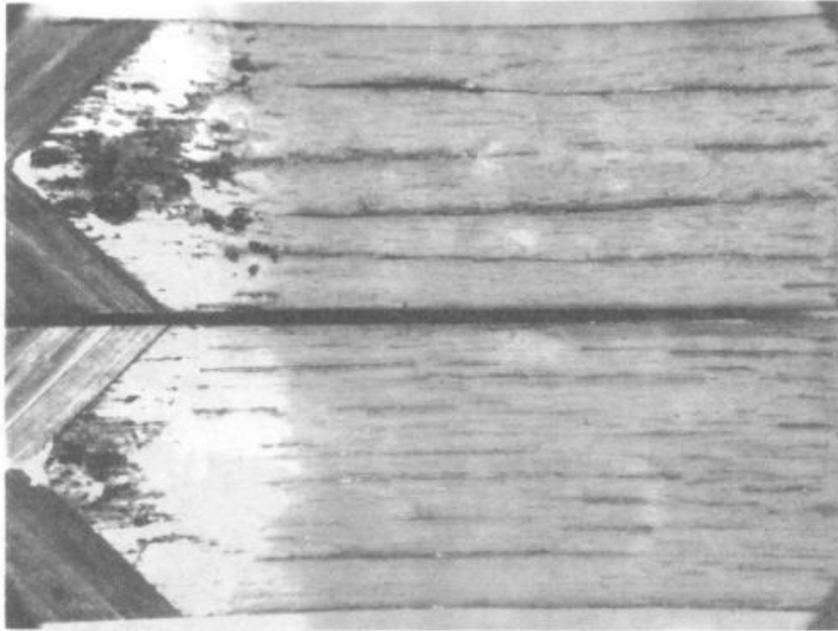


Figura 6. Vista macrografica delle superfici di frattura di un campione LT (in alto) e TL (in basso); le bande orizzontali scure parallele alla direzione della frattura sono le delaminazioni.

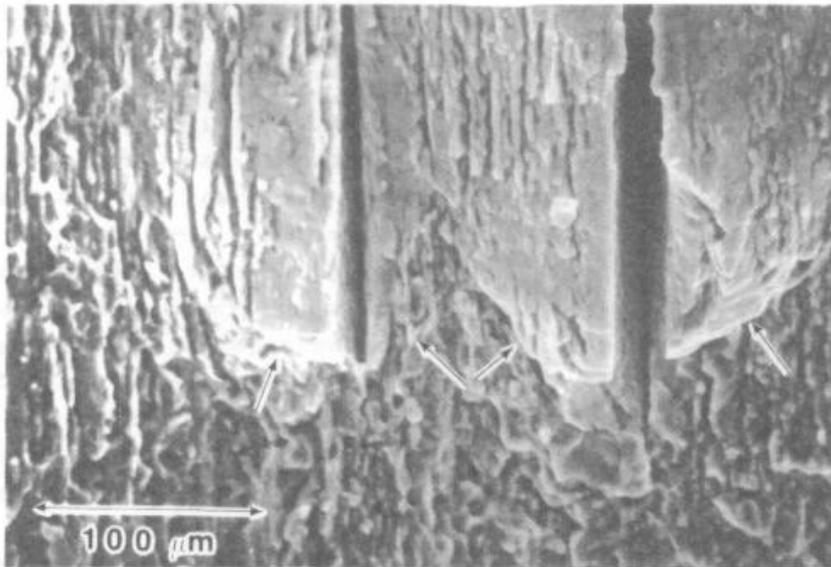


Figura 7. Inizio di rottura per sovraccarico in un campione TL. Le frecce indicano il limite di propagazione per fatica.

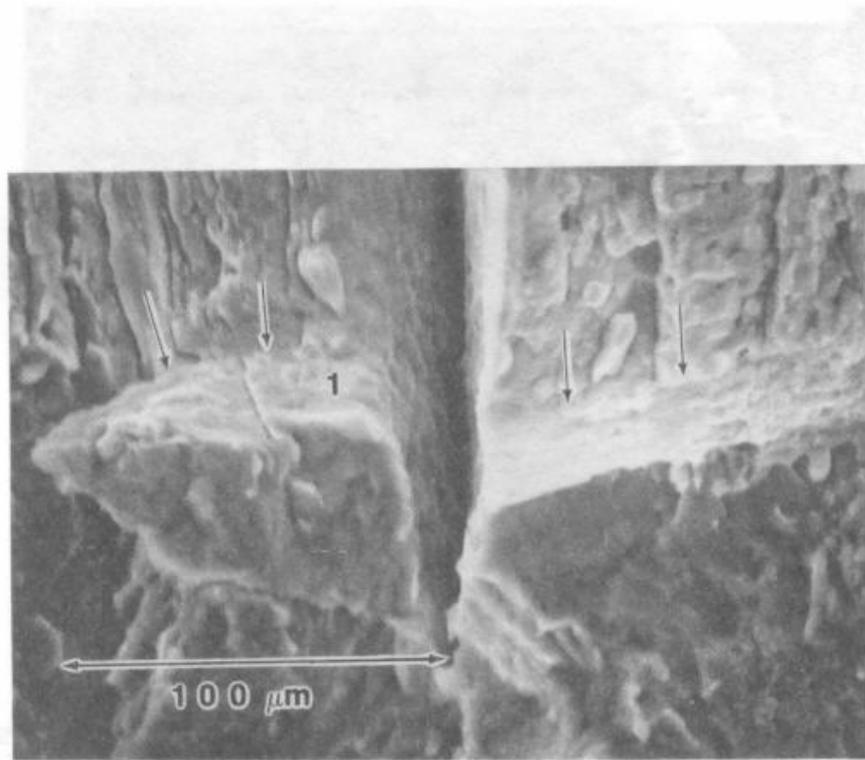


Figura 8. Particolare della superficie di frattura di un campione LT; le frecce indicano il limite di propagazione per fatica. (1) Estensione della zona di stiramento limite.

