

ESPERIENZE NELLA DETERMINAZIONE DI CURVE R SU CAMPIONI SOTTILI
DI LEGA ALLUMINIO-LITIO 2090.

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

- * Dipartimento di Scienza dei Materiali, Politecnico di Torino, Torino.
- ** Universiteti i Tiranes, Fakulteti i Inxhinierise Mekanike dhe Elektriqe, Tirana, Albania.

SOMMARIO

L'attuale interesse per le leghe Al-Li, in vista di loro applicazioni strutturali nel settore aeronautico, ha reso necessario anche lo studio della tenacità a frattura di questi materiali. Nel caso di pannelli sottili di lega 2090-T83, la mancanza di dati sulle curve R e sulla tenacità a frattura in stato di tensione piana, ha spinto gli autori ad intraprendere una ricerca sulla resistenza a frattura e sulla correlazione di questa con la microstruttura del materiale. Sono state così effettuate prove di trazione e di meccanica della frattura, analisi metallografiche e microfrattografiche. Sulla base dei risultati di queste ultime, si è discussa la forma delle curve R, la validità dei valori di K_C trovati, e si è spiegato il meccanismo di frattura.

INTRODUZIONE

Fra le leghe commerciali Al-Li, la 2090 è fra quelle che ha goduto di maggior credito come candidato alla sostituzione, per impieghi strutturali in campo aeronautico, di leghe tradizionali della serie 7000. La 2090 è stata esplicitamente sviluppata come lega ad alta resistenza, con guadagni di densità di circa 8% e modulo elastico più alto del 10% rispetto alla 7075-T6, che rimane il punto di riferimento nelle applicazioni su strutture di aerei. Per raggiungere gli stessi livelli di caratteristiche meccaniche della 7075-T6, la lega 2090 deve essere sottoposta ad un trattamento termomeccanico T8; in tabella 1 è riportato un confronto fra i due casi [1,2]. Oltre alle già menzionate caratteristiche, il materiale risulta

interessante tecnologicamente per la sua eccellente saldabilità, per il fatto che mantiene elevate caratteristiche meccaniche anche a temperature criogeniche e per la possibilità di poter essere assoggettato a procedimenti di formatura in campo superplastico.

Prendendo in considerazione tutte le interessanti proprietà di questo nuovo materiale, alcuni studi effettuati da produttori di veicoli aerospaziali [3] o da produttori di leghe Al-Li [4], hanno messo in luce che oltre alle già menzionate possibilità di un risparmio dell'8% in peso nel caso di sostituzione diretta delle leghe tradizionali, la diminuzione di peso può raggiungere il 20% se si riprogetta anche la struttura aeronautica tenendo conto della maggior rigidità delle nuove leghe. D'altro canto, il costo del materiale si aggira dalle due alle quattro volte quello delle leghe di alluminio tradizionali, mentre la presenza del litio fa nascere la necessità, a causa del recupero selettivo degli sfridi di lavorazione (che non possono essere rifusi assieme a quelli di leghe tradizionali) di installare apposite officine per la lavorazione dei semilavorati di lega Al-Li.

Fattori economici e di progettazione hanno quindi guidato la scelta verso l'impiego di prodotti sottili come lamiere, piastre sottili o profilati, nei quali il tasso di perdita o scarto dovuto alle lavorazioni di formatura e messa in opera è più limitato. Le ragioni di costo, inoltre, fanno sì che per le applicazioni civili i vantaggi delle nuove leghe si rivelano più interessanti per aerei a lunga percorrenza, per i quali si prevede la sostituzione diretta di elementi strutturali realizzati in 7075-T6 con altri uguali realizzati con leghe Al-Li. La condizione perchè ciò possa avvenire è che i nuovi materiali presentino caratteristiche meccaniche uguali o migliori rispetto a quelli tradizionali. Risulta quindi estremamente importante che, per tali applicazioni, le proprietà meccaniche vengano estesamente investigate. Lo studio presenta invece un interesse relativamente minore per le applicazioni militari, per le quali i fattori di costo sopra esposti non sono più così critici, in quanto in tal caso gli elementi strutturali vengono riprogettati tenendo conto delle differenti caratteristiche di rigidità e massa volumica.

Principalmente, alla lega 2090-T8, sono richieste elevate caratteristiche meccaniche ed elevata tenacità a frattura. Sempre riferendosi alla tabella 1, i valori di tensione di snervamento dei due materiali posti a confronto sono quasi identici; per quanto riguarda la tenacità a frattura, la nuova lega si mostra certamente superiore, in virtù di un peculiare meccanismo di frattura con tenacizzazione per delaminazione [2], che la accomuna alla lega 8090 [5,6]. Sotto questo punto di vista, quindi, non ci sono ostacoli all'impiego della 2090. D'altra parte, riferendosi alla discussione sopra svolta, è evidente l'interesse di specificare meglio il livello di tenacità del materiale per bassi valori dello spessore, come nel caso di lamiere o pannelli sottili, che sono i semilavorati di

più comune interesse ingegneristico. Anche in questo caso, sono ormai reperibili in letteratura valori di tenacità corrispondenti a varie condizioni di trattamento termico del materiale e a vari spessori; nel caso della lega 2090-T8, per lamiere spesse 1,6 mm, è riportato il valore critico del coefficiente d'intensità delle tensioni K_C pari a $44 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ per la direzione LT [1].

Tabella 1. Confronto fra alcune caratteristiche fisiche e meccaniche delle leghe 7075-T6 e 2090-T8.

	E [GPa]	d [kg/m ³]	R _{0.2} [MPa]	R [MPa]	A% (L)	K _{IC} [MPa√m] (LT)
7075-T6	71	2800	503	572	11	28.6
2090-T8	76	2590	517	530	6	36

Legenda: E=modulo di Young, d=densità, R_{0.2}=resistenza allo snervamento, R=resistenza a trazione, A%=allungamento a rottura, K_{IC}=tenacità a frattura in stato di deformazione piana.

L'impiego del valore di K_C nei calcoli di tipo ingegneristico incontra però dei problemi, in quanto tale parametro non sempre viene universalmente accettato come rappresentativo della tenacità del materiale. Mentre la tenacità a frattura in deformazione piana K_{IC} è riconosciuta dipendere solo dal tipo di materiale e dal suo stato metallurgico e microstrutturale, il fattore critico d'intensità delle tensioni K_C è funzione anche dello spessore del manufatto e, spesso, anche delle modalità con cui vengono effettuate le prove di frattura. Queste difficoltà sono superabili rinunciando alla pretesa di descrivere la tenacità del materiale con un solo parametro, la tenacità a frattura, assumendo invece come rappresentativa la curva K-R, che tiene conto della variazione di tenacità del materiale quando la cricca propaga in maniera subcritica. In letteratura è anche possibile trovare lavori sull'argomento, sebbene questi siano in numero esiguo. Nel caso specifico della lega 2090-T8 si può prendere in considerazione il riferimento bibliografico [7], dove Venkateswara Rao e Ritchie discutono il comportamento a frattura a temperatura ambiente e a temperatura criogenica di 77 K. Nella citata nota [7], così come nei riferimenti [8,9], l'attenzione è focalizzata non sulle curve R, ma sul meccanismo di frattura e sulla sua dipendenza dalla temperatura.

Manca, quindi, un esauriente indagine sulle curve R di questo materiale, ed in particolare sull'effetto che l'orientazione rispetto alla direzione di laminazione e la microstruttura hanno sulla forma e sui livelli di tenacità raggiunti dalle medesime. L'interpretazione delle curve K-R di questa lega, deve inoltre considerare con particolare attenzione il fenomeno

del pop-in, che è caratteristico di diverse leghe Al-Li ad alta resistenza (per esempio anche la lega 8090-T8). Purtroppo, a causa del fatto che esso produce avanzamenti subcritici ma instabili della cricca, violando così le condizioni di propagazione lenta e stabile associate alla frattura duttile, il fenomeno del pop-in non viene mai menzionato, come se, per ottemperare alle restrizioni imposte dalle vigenti normative sulla determinazione delle caratteristiche di resistenza alla frattura, esso venisse rimosso. Solo recentemente, in maniera implicita in [10] ed esplicitamente nei già citati riferimenti [5] e [6], è stato posto il problema per la lega 8090, ma nessuna ricerca fino ad oggi pubblicata ha discusso il problema per la lega 2090-T8. Si rende quindi necessario intraprendere un approfondito studio sulle curve K-R di questa lega, chiarendo, alla luce della microstruttura e dei micromeccanismi di frattura, il ruolo giocato dai pop-in nella resistenza a frattura, e discutendo infine il grado di rappresentatività del valore di K_C come tenacità a frattura di lamiera spesse 1,6 mm.

MICROSTRUTTURA DELLA LEGA 2090-T83

La lega 2090 è, principalmente, una lega alluminio-litio-rame, con piccole aggiunte di zirconio, che ha funzione di antiricristallizzante. La composizione chimica è riportata in tabella 2.

Tabella 2. Composizione chimica della lega 2090.

Li	Cu	Mg	Fe	Si	Zr	Al
1.85	2.80	0.03	0.02	0.01	0.12	bal.

Le desiderate elevate caratteristiche meccaniche si raggiungono sottoponendo il materiale ad un trattamento termomeccanico di tipo T8, consistente dei seguenti processi:

- 1) solubilizzazione a 548°C
- 2) tempra in acqua
- 3) deformazione del 6%
- 4) invecchiamento artificiale a 160°C per 24 ore.

La lamiera di lega 2090, spessa 1.6 mm, così trattata, si trova all'incirca attorno al massimo della durezza, e assume così la denominazione normalizzata di T83.

I precipitati indurenti di questo materiale sono stati approfonditamente studiati con l'ausilio del microscopio elettronico a trasmissione; esiste una copiosa letteratura al riguardo, di cui si cita, come esauriente rassegna globale, la memoria 11. Nelle descritte condizioni di trattamento termomeccanico, i seguenti precipitati sono quelli che determinano la resistenza

meccanica:

- 1) δ' (Al_3Li), rafforzante, metastabile, ordinato, di forma sferica; nuclea omogeneamente nella matrice di alluminio, o eterogeneamente su particelle preesistenti di β' . E' il primo precipitato a formarsi, nucleando già durante la tempra;
- 2) T_1 (Al_2CuLi), precipitato rafforzante di equilibrio, di forma piatta; nuclea eterogeneamente sulle dislocazioni, bordi di grano a basso angolo ed altre inomogeneità strutturali. E' il precipitato che produce il maggiore rafforzamento della lega, e la sua formazione, implicando consumo di litio, comporta una riduzione nella frazione in volume delle particelle di δ' ;
- 3) θ' (CuAl_2), precipitato rafforzante, metastabile, semicoerente, nuclea eterogeneamente sulle dislocazioni, bordi di grano a basso angolo ed altre inomogeneità strutturali;
- 4) β' (Al_3Zr), coerente, dispersoide, antiricristallizzante.

Si sottolinea inoltre l' assenza del precipitato di equilibrio δ (AlLi), in quanto la lega non è stata sovrainvecchiata, e l' assenza del precipitato infragilente di equilibrio T_2 (Al_6CuLi_3), che si riscontra solo in manufatti che sono stati raffreddati lentamente dalla temperatura di solubilizzazione o sono stati invecchiati a temperature superiori a 170°C [11]. Si fa notare inoltre che la precipitazione preferenzialmente eterogenea, lungo bordi e sub-bordi di grano, della particella indurente T_1 , provoca una fascia estesa per circa $0.1 \mu\text{m}$ esente da precipitati δ' lungo tali bordi.

La microstruttura risultante dal trattamento di laminazione è visibile nelle figure 1 e 2. La deformazione plastica ha prodotto una marcata tessitura, denunciata dall'allineamento preferenziale dei composti intermetallici di Al, Cu, Li, Fe e Si presenti al bordo di grano, lungo la direzione di laminazione. D'altra parte, durante il trattamento di solubilizzazione, si è verificata la ricristallizzazione all'interno dei preesistenti grani allungati dalla laminazione. Questi si presentano adesso quasi equiassici (appena allungati nella direzione di laminazione), e di dimensioni piccole, dell'ordine di $10 \mu\text{m}$ all'incirca.

PARTE SPERIMENTALE

Il materiale in oggetto è di produzione Alcoa, ed è stato fornito sotto forma di lamiere spesse $1,6 \text{ mm}$. Da queste sono stati ricavati campioni piatti per prove di trazione, prelevati nella direzione di laminazione (L) e nella direzione ad essa trasversale (LT). I medesimi campioni sono anche stati impiegati per la misura del modulo elastico. I risultati di tali prove sono riportati in tabella 3, e confermano i livelli di resistenza meccanica attesi per questo materiale. Com'era anche prevedibile, esiste una certa anisotropia di comportamento fra le caratteristiche meccaniche misurate lungo la

direzione di laminazione e quella del trasverso lungo.

La determinazione delle curve K-R è il risultato di prove di meccanica della frattura effettuate su campioni di trazione con intaglio centrale CCT, in accordo con la norma ASTM E561-86. I campioni, ricavati dalla lamiera con piano di frattura orientato nelle direzioni LT e TL, avevano una larghezza $W = 100$ mm. Le prove sono state effettuate con l'ausilio di una macchina di trazione servoidraulica MTS da 250 kN, e sono state condotte in controllo di deformazione, cioè a velocità d'incremento del COD (misurato nella mezzeria del campione in corrispondenza del piano della cricca) costante. In tal modo è stato possibile seguire i pop-in che, altrimenti, in condizioni di prova di controllo di carico, avrebbero prematuramente portato a rottura i campioni. La propagazione fisica della cricca è stata seguita effettuando scarichi parziali e misurandone la cedevolezza, mentre la crescita della cricca efficace è stata determinata con il noto metodo delle secanti prescritto dalla citata norma ASTM. I risultati delle prove sono esemplificati nelle curve R delle figure 3 e 4, per campioni con cricca propagante nella direzione TL ed LT, rispettivamente.

Le superficie di frattura dei campioni CCT, sono state analizzate con l'ausilio di un microscopio elettronico a scansione Cambridge 250. I risultati dell'indagine microfrattografica, esemplificati nelle figure 5 e seguenti, sono stati utilizzati per interpretare le curve K-R dal punto di vista dei micromecanismi di frattura e della loro correlazione con la microstruttura.

Tabella 3. Caratteristiche meccaniche della lega 2090-T83.

	$R_{0.2}$ [MPa]	R [MPa]	A%	E [GPa]
L	519	551	5.6	77.164
LT	503	536	10	72.819

DISCUSSIONE DEI RISULTATI

Esaminando le figure 3 e 4, si nota immediatamente il particolare aspetto interrotto delle curve K-R, caratteristica che deriva dalla presenza dei pop-in. I gruppi di punti sono separati da improvvise e non graduali propagazioni di cricca, che corrispondono appunto ai fenomeni sopra accennati. Da un approfondito esame dell'andamento delle pendenze degli scarichi parziali, che sono correlate con le lunghezze fisiche di cricca, si è potuto accertare che, all'interno di ciascun gruppo di punti, la crescita della lunghezza efficace della cricca si verifica sia per plasticizzazione, sia per propaga-

zione fisica del difetto. Tale osservazione consente già di arrivare alla conclusione che, in questo materiale, due tipi di propagazione sono attivi: la propagazione stabile quasi-statica, accompagnata da un crescente estendersi della plasticizzazione, si intercala con fenomeni di propagazione instabile, all'inizio non catastrofica (pop-in), catastrofica alla fine (collasso finale). La propagazione instabile si manifesta senza aumento delle dimensioni della zona plastica (nelle figure 3 e 4 i pop-in avvengono a K_{eff} applicato all'incirca costante).

L'esame delle superfici di frattura ha consentito di ricostruire il meccanismo di cedimento del materiale. In accordo con quanto riscontrato con il tipico modo di frattura misto [12], la superficie, inizialmente macroscopicamente piatta al confine fra la zona di fatica e quella di frattura (stretched zone), resta inizialmente piana al centro del campione, dove all'inizio prevalgono condizioni di deformazione piana. Ai bordi del campione, invece, prevalendo condizioni di tensione piana, la superficie di frattura si presenta inclinata a circa 45° con l'asse del carico, formando così le caratteristiche labbra di taglio (shear lips). Al crescere del carico applicato, si estende la zona plastica all'apice della cricca, e si rilassa quindi man mano l'effetto di costrizione esercitato dallo spessore. Ne segue che le labbra di taglio si estendono nella direzione dello spessore a spese della zona di frattura piatta centrale. La zona centrale di materiale soggetto a condizioni di deformazione piana si assottiglia sempre più, finché sparisce quando tutto il metallo si trova in stato di tensione piana, e la superficie di frattura è interamente occupata dalle labbra di taglio.

La sequenza di eventi sopra esposta, è la classica conseguenza dell'applicazione delle ipotesi della meccanica del continuo. Nel caso della lega 8090-T8, anche se globalmente la morfologia macroscopica delle superfici di frattura è quella descritta, si riscontra una notevole differenza nell'estensione della zona centrale di propagazione in condizioni di deformazione piana, che nella direzione LT misura al massimo un millimetro, mentre nella direzione TL arriva fino a 7-8 mm.

Correlando le indicazioni fornite dall'esame delle curve R con i risultati dell'analisi macroscopica e microscopica delle superfici di frattura, si può spiegare il meccanismo di cedimento nel modo seguente. Nelle prime fasi di carico, nella zona centrale rispetto allo spessore del campione, la natura triassiale del carico provoca il superamento della resistenza locale alla frattura. La cricca propaga così con caratteristico effetto di "tunnelling" solo al centro del materiale, mentre le zone in tensione piana laterali si oppongono al cedimento e si deformano plasticamente. La resistenza alla frattura è allora controllata dalla capacità del materiale in stato di tensione piana di assorbire le deformazioni. Quando questo processo arriva a saturazione, le suddette zone laterali cedono sotto l'azione degli sforzi di taglio, formando appunto le labbra di

taglio. Tale cedimento è di tipo instabile, ed è quello che provoca il verificarsi del pop-in. In questa fase, quindi, la propagazione della cricca è solo superficiale, essendo essa già propagata all'interno, e non è catastrofica, perchè ad essa segue l'arresto della frattura. Giudicando solamente dall'apparenza delle curve R, che rappresentano però solo il bilancio energetico globale del processo di frattura, si dovrebbe concludere che l'arresto consegue ad un innalzamento intrinseco della resistenza alla propagazione: la ripresa dell'andamento crescente delle suddette curve dopo il pop-in indurrebbe a pensare in tal modo. In realtà l'arresto deve accadere in quanto, al propagare del difetto, le zone in tensione piana aumentano di estensione, come già accennato, implicando così, a parità di assorbimento energetico specifico per unità di volume, un consumo di energia globale maggiore.

La conseguenza di una tale interpretazione del meccanismo di frattura è che si è anche in grado di spiegare completamente la forma delle curve K-R. Su tale base è infatti facile giustificare la presenza della ripetizione multipla del fenomeno del pop-in. Il ripetersi di tale accadimento, non sarebbe dunque altro che una successione di propagazione centrale, seguita da cedimento laterale e ripristino approssimativo della rettilineità del fronte di frattura ripetentesi in più episodi analoghi e susseguenti. Evidentemente, il processo tende verso una saturazione, che viene raggiunta quando i carichi esterni applicati hanno prodotto fenomeni di plasticizzazione così intensi ed estesi, che il vincolo di costrizione dello spessore è completamente rilassato, e la zona di processo si trova interamente in condizioni di tensione piana. In questa situazione, una volta raggiunta la densità critica di energia di deformazione che il materiale è in grado di sostenere, si verifica il cedimento per carichi di taglio, senza che nessun arresto di propagazione sia ora possibile.

Le indagini microfrattografiche confermano quest'interpretazione del meccanismo di frattura. Con riferimento alla figura 5, si vede una netta differenza di morfologia nella superficie di frattura, derivanti da scorrimento di taglio transgranulare nelle labbra di taglio, e da una coalescenza duttile di microvuoti alternata con cedimenti intergranulari nelle zone in deformazione piana. In tali zone la duttilità è più accentuata in corrispondenza della zona a stiramento limite (stretched zone), figura 6, dove la presenza di microvuoti è più evidente, oppure nelle successive zone di arresto della cricca, figura 7, dove tracce di deformazione plastica sono molto evidenti. Nelle regioni di propagazione centrale lontane da arresti, invece, la morfologia è in massima parte intergranulare, figura 8. Tali evidenze sperimentali, indicano inequivocabilmente come la frattura al centro del campione sia un fenomeno di natura globalmente decoesiva, e perciò governato da un qualche valore critico di tensione, mentre la frattura delle zone laterali, essendo un fenomeno di natura volumica, è governata da un valore critico di deformazione. Queste conclusioni si trovano in pieno accordo con quanto ipotizzato già nel 1961 da Bluhm

[13] in una trattazione generale del fenomeno.

Confrontando le curve R relative alla direzione LT con quelle relative alla direzione TL (esempi di figura 3 e 4, rispettivamente), risalta con grande evidenza la presenza, nel secondo caso, del tratto finale che ascende fino a valori molto alti di K_{eff} , dell'ordine di $65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Ciò è tanto più sorprendente in quanto di solito, nei prodotti laminati, si assiste ad un decremento delle caratteristiche di duttilità nella direzione del trasverso lungo, e quindi ad un abbassamento della tenacità nella direzione TL. Questo fatto si verifica comunemente negli acciai, dove la laminazione allunga le inclusioni nella direzione principale della deformazione, rendendo dunque più facile la propagazione della cricca in questa direzione. Nel presente caso, le particelle di fase secondaria disposte ai bordi di grano (figure 1 e 2), non sono i precipitati rafforzanti di cui si è parlato in precedenza, e che sono visibili solo al TEM, ma sono costituite da composti intermetallici preesistenti più duri della matrice, e di conseguenza la laminazione li allinea nella direzione principale della deformazione, ma non li deforma. Perciò, il materiale tende a cedere più facilmente in modo intergranulare su piani TL quando la sollecitazione pos-siede un alto grado di triassialità, come nel caso di apice di cricca in stato di deformazione piana, mentre ciò non accade quando alta è la componente deviatorica del tensore delle tensioni, di cui un tipico esempio è quello dell'apice di cricca in stato di tensione piana.

Paradossalmente, quindi, la maggior tendenza della lega nella direzione TL a dare frattura intergranulare, si rovescia in un innalzamento consistente a cedere per scorrimento macroscopico sotto l'azione di carichi di taglio. Ne risulta quindi un prolungamento, a maggiori lunghezze di cricca e carichi applicati, del meccanismo di frattura alternato di tunnelling intergranulare e pop-in per taglio. Riferendosi in particolare alla figura 4, sempre relativa alla direzione TL, si nota che il processo descritto produce un pop-in di grande entità: questo conduce ad un improvviso recupero di un fronte quasi rettilineo di frattura dopo che la cricca aveva propagato solo all'interno del campione per parecchi millimetri.

Tornando momentaneamente alla considerazione che la resistenza alla frattura delle zone in tensione piana dipende da un fattore critico di densità energetica volumica, le curve R presentate e l'interpretazione qui suggerita sono coerenti con il dato apparentemente anomalo, presentato nella tabella 3, di un maggiore allungamento a rottura nella direzione del trasverso lungo rispetto a quella longitudinale. Nella direzione del trasverso lungo il materiale è infatti meno incrudito, e siccome durante la prova di trazione, almeno nel periodo delle deformazioni uniformi, vige lo stato di tensione piana, non insorgono gli effetti dell'isorientazione dei precipitati al bordo del grano, e diventa possibile una maggiore deformazione prima della rottura.

La precedente discussione giustifica quindi i valori di K_{eff} più alti nel caso della direzione TL rispetto alla direzione LT. Inoltre, avendo determinato le curve R effettuando le prove in controllo di apertura della cricca, il che comporta l'adozione di forze di estensione della cricca (driving force) decrescenti al crescere della lunghezza del difetto, si conclude che l'instabilità finale registrata dalle curve R sia un evento significativo dal punto di vista ingegneristico. Il valore di K_C che se ne deduce, rappresenta perciò una caratteristica del materiale per lo spessore dato, indipendentemente dalle modalità di controllo delle prove. Si sono quindi registrati i valori medi di $45 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ per la direzione LT, in buon accordo con [1], e di $64 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ per la direzione TL.

Tali valori, che possono essere assunti come validi per i calcoli di tipo ingegneristico, necessitano però, a causa della natura statistica e non perfettamente riproducibile del fenomeno del pop-in, di una convalida tramite una vasta serie di prove, allo scopo di valutare le loro bande di dispersione, qui non stimabili affidabilmente a causa del ristretto numero delle prove eseguite.

CONCLUSIONI

E' stata studiata la tenacità a frattura di lamiere di lega alluminio-litio 2090-T83 spesse 1,6 mm tramite la determinazione delle curve K-R. Le prove hanno evidenziato la presenza di fenomeni di pop-in che, causando la propagazione discontinua della cricca, imprimono alle curve R un caratteristico andamento a salti. Le indagini frattografiche, che hanno chiarito il meccanismo di frattura, permettono di concludere che:

- 1) nelle fasi iniziali delle prove si hanno situazioni di deformazione piana al centro e di tensione piana alla periferia del campione. Queste ultime si accrescono lateralmente mentre il carico cresce;
- 2) le condizioni di criticità si raggiungono solo quando lo stato di tensione piana domina pienamente all'apice della cricca;
- 3) la tenacità opposta dal materiale alla frattura dipende da una densità critica di energia di volume, e quindi la frattura è controllata dalla deformazione;
- 4) i valori di K_C sono rappresentativi dal punto di vista ingegneristico, e valgono $45 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e $64 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ per le direzioni LT e TL, rispettivamente;
- 5) a causa della presenza di fenomeni di pop-in durante l'estensione della preesistente cricca di fatica, è necessario convalidare statisticamente i valori di K_C trovati.

RINGRAZIAMENTI

Si ringraziano il sig. Baudrocco ed il sig. Cottino dell'IVECO Testing per il supporto fornito nelle analisi al microscopio elettronico a scansione.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Metals Handbook, vol 2, decima edizione, ottobre 1990, ASM International, pag. 115-117, pag. 178-199
- [2] K. T. Venkateswara Rao, R. O. Ritchie: "Mechanical Properties of Al-Li Alloys. Part 1: Fracture Toughness and Microstructure", Material Science and Technology, sept. 1989, vol 5, pag. 882-895.
- [3] Y. Barbaux: "Proprietes des alliages Al - Li", AGARD Conference Proceedings n. 444 "New Light Alloys", 1989, pag. 8-1 - 8-18
- [4] G. Le Roy e coll. : "Status report on the development of aluminium-lithium at Pechiney", 4th International Aluminium Lithium Conference", Parigi 10-12/6/1987, pubblicato sul "Journal de Physique", Colloque C3, supplement au n.9, tome 48, sept. 1987, pag. C3-33 - C3-39
- [5] R. Doglione, E. Ilia, D. Firrao, "L'effetto dello spessore sulla tenacità a frattura K_{Ic} della lega alluminio-litio 8090-T8, Proc. VI Con. Naz. Gruppo Italiano Frattura, A. Corvi ed., Ancona, 1990, pp. 181-196.
- [6] R. Doglione, E. Ilia, G. Scavino, D. Firrao, "On the applicability of J_{Ic} standards to the pop-in behaviour of an Al-Li 8090-T8 alloy", in ECF-Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures, D. Firrao ed., EMAS, WARLEY, UK, 1990, Vol II, pp. 1052-1058.
- [7] K. T. Venkateswara Rao, R. O. Ritchie, "Influence of extrinsic crack deflection and delamination mechanisms on the cryogenic toughness of Aluminum-Lithium alloy 2090: behavior in plate (T81) vs. sheet (T83) material", in 'Aluminum-Lithium alloys V', T. H. Sanders Jr., E. A. Starke Jr. eds., Williamsburg, Virginia, 1989, pp. 1501-1512.
- [8] K. T. Venkateswara Rao, Weikang Yu, and R. O. Ritchie, "Cryogenic Toughness of Commercial Aluminum-Lithium Alloys: Role of Delamination Toughening", Metallurgical Transactions A, vol. 20A, March 1989, pp. 485-497.
- [9] K. T. Venkateswara Rao, R. O. Ritchie, "Mechanism influencing the cryogenic fracture-toughness behavior of Aluminum-Lithium alloys", Acta Metallurgica et Materialia, Vol 38, No. 11, 1990, pp.2309-2326.
- [10] J. Morrison, K. J. Karisallen, "Orientation dependence of fracture toughness in 8090 aluminium alloy plate using chevron notched specimens", in ECF-Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures, D. Firrao ed., EMAS, WARLEY, UK, 1990, Vol II, pp. 327-333.
- [11] E. A. Starke Jr., W. E. Quist, "The microstructure and properties of Aluminum-Lithium alloys", in "New Light

Alloys", AGARD Proc. Conf. No. 444, 1989, pp. 4-1 - 4-23.

[12] J. F. Knott: "Fundamentals of Fracture Mechanics", Butterworths, London 1973, pag. 121-126.

[13] J. I. Bluhm: "A model for the effect of thickness on fracture toughness", ASTM Proc. 61, 1961, pag. 1324-1331.

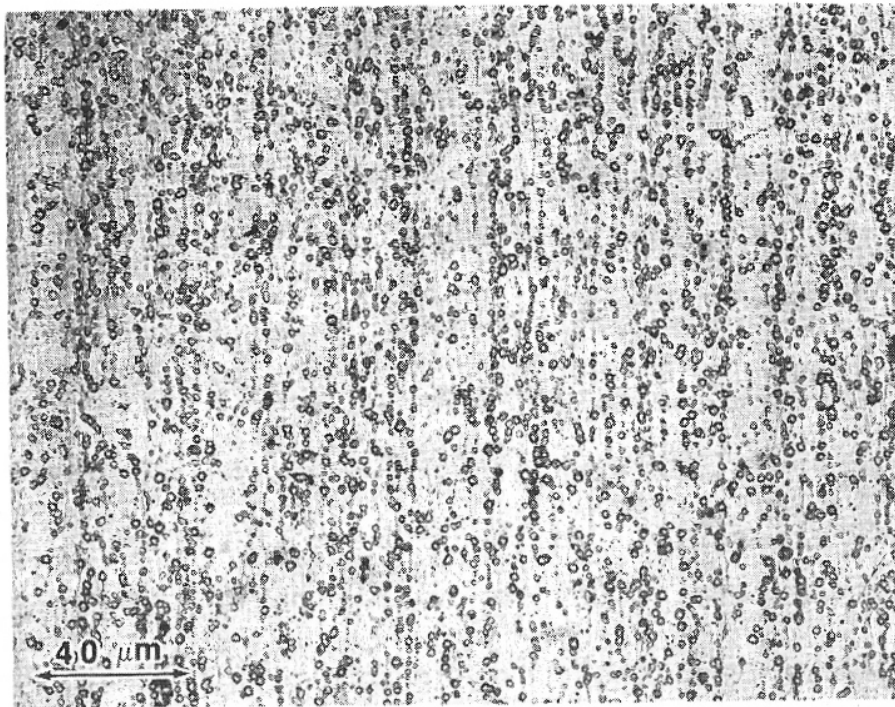


Figura 1. Microstruttura della lega 2090-T83. Si nota come i precipitati sono allineati nella direzione di laminazione.

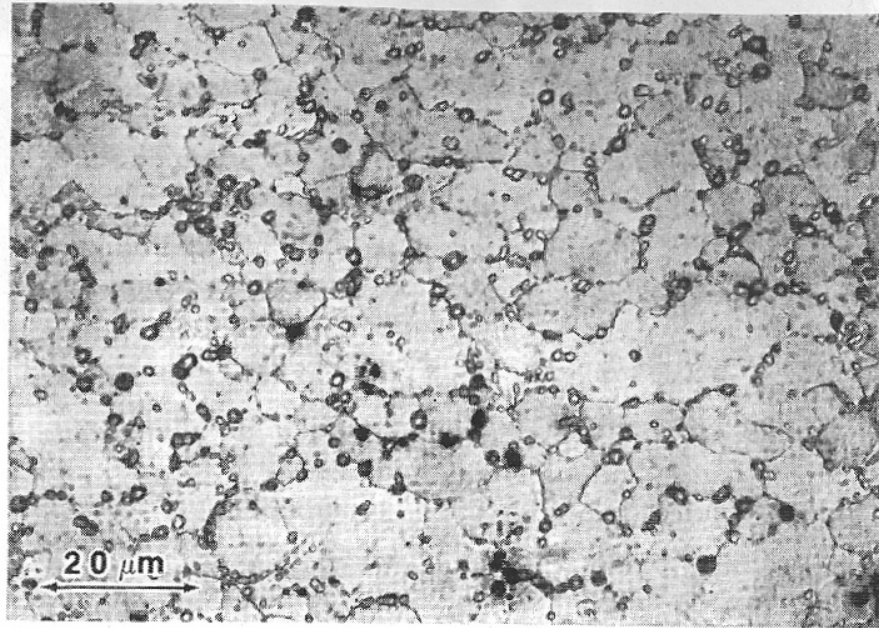


Figura 2. Microstruttura ricristallizzata di una sezione perpendicolare al piano di laminazione della lega 2090-T83.

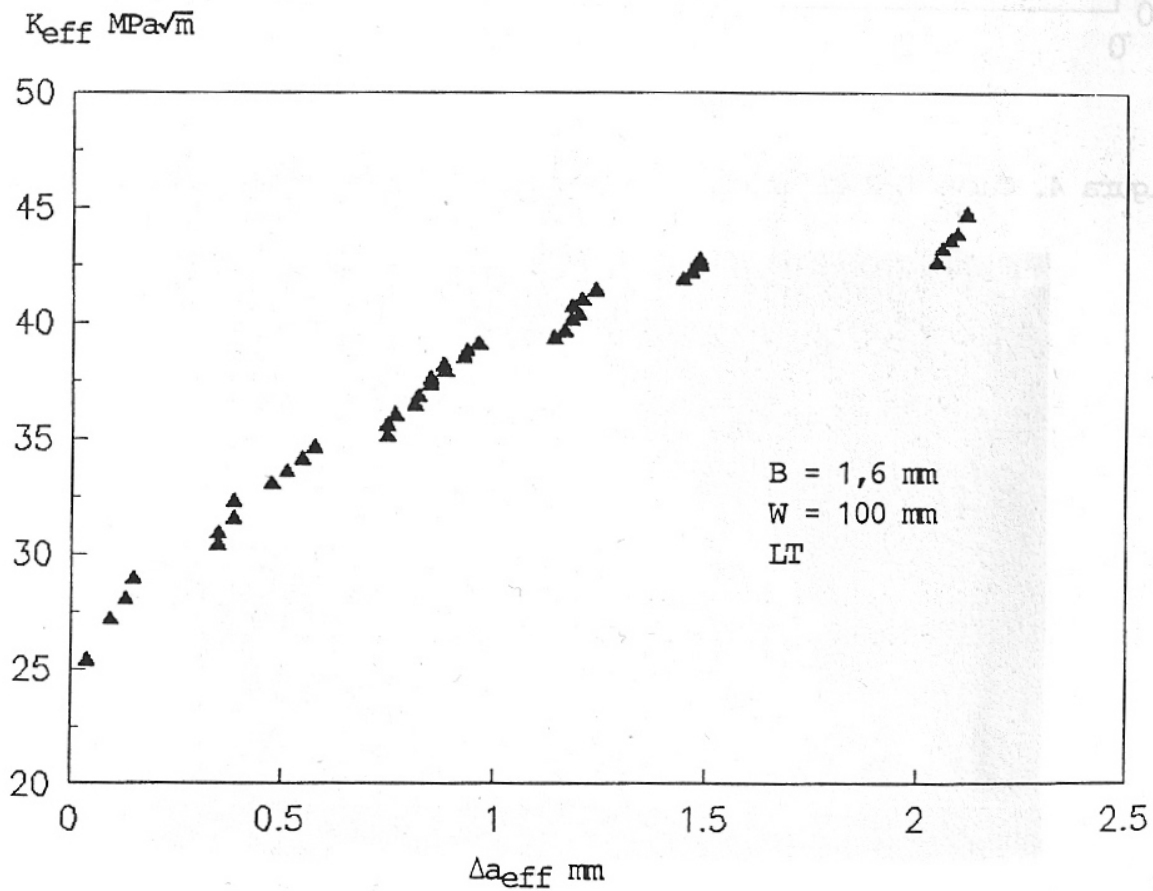


Figura 3. Curva K-R di un campione di lega 2090-T83 nella direzione LT.

K_{eff} MPa \sqrt{m}

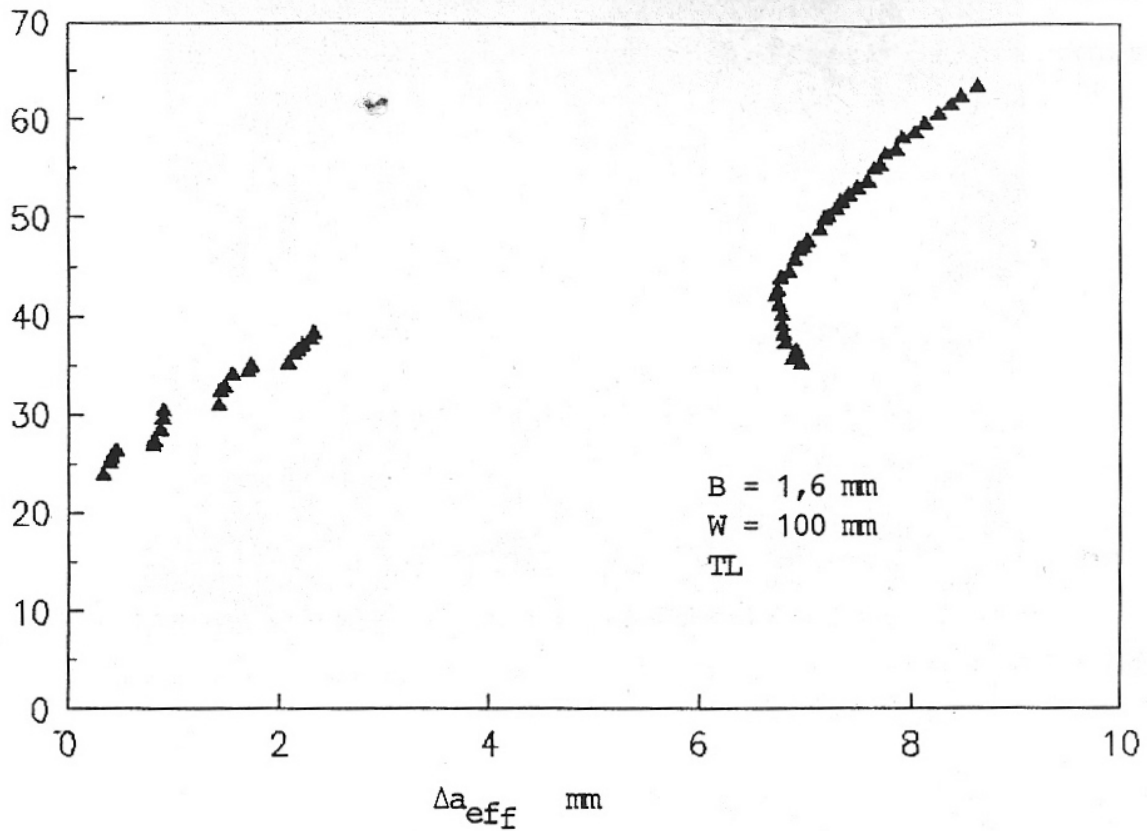


Figura 4. Curva K-R di un campione di lega 2090-T83 nella direzione TL.

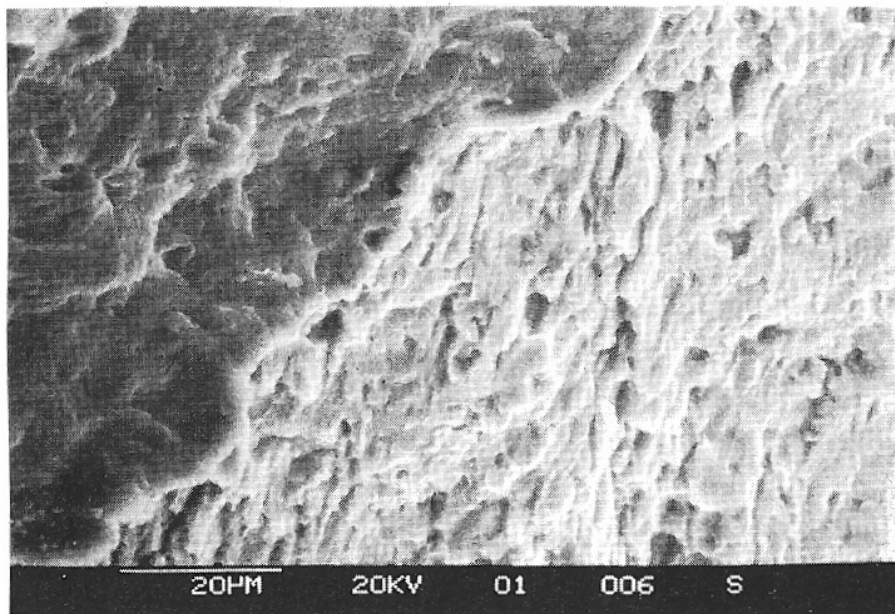


Figura 5. Superficie di frattura della lega 2090-T83: in alto a sinistra, zona che ha ceduto per taglio, a destra decoesione mista intergranulare.

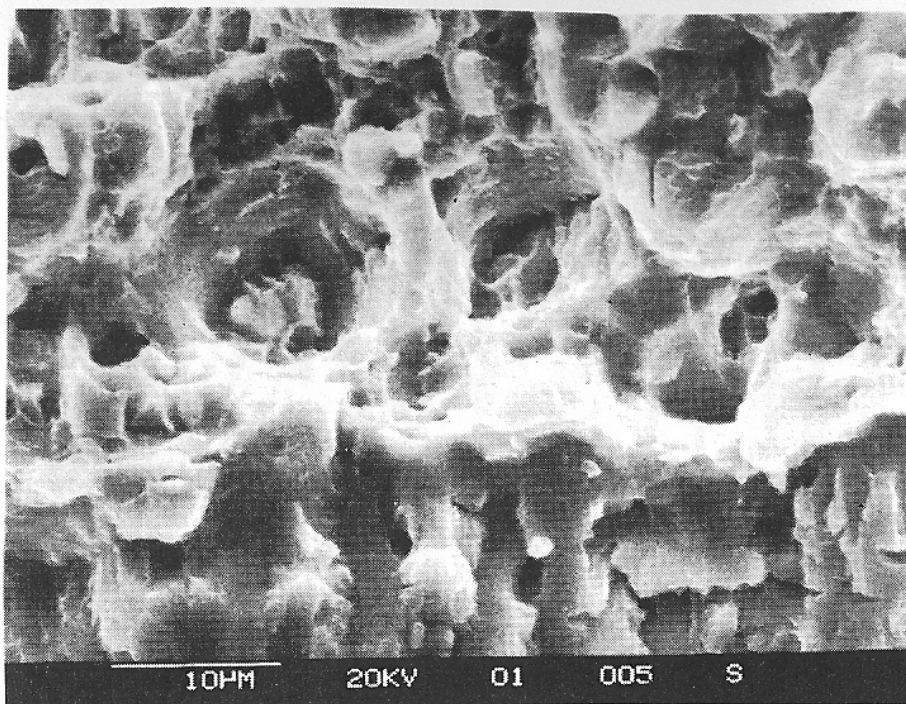


Figura 6. Stretched zone: in basso é ancora visibile la zona di fatica, in alto la zona di rottura con iniziali microvuoti.

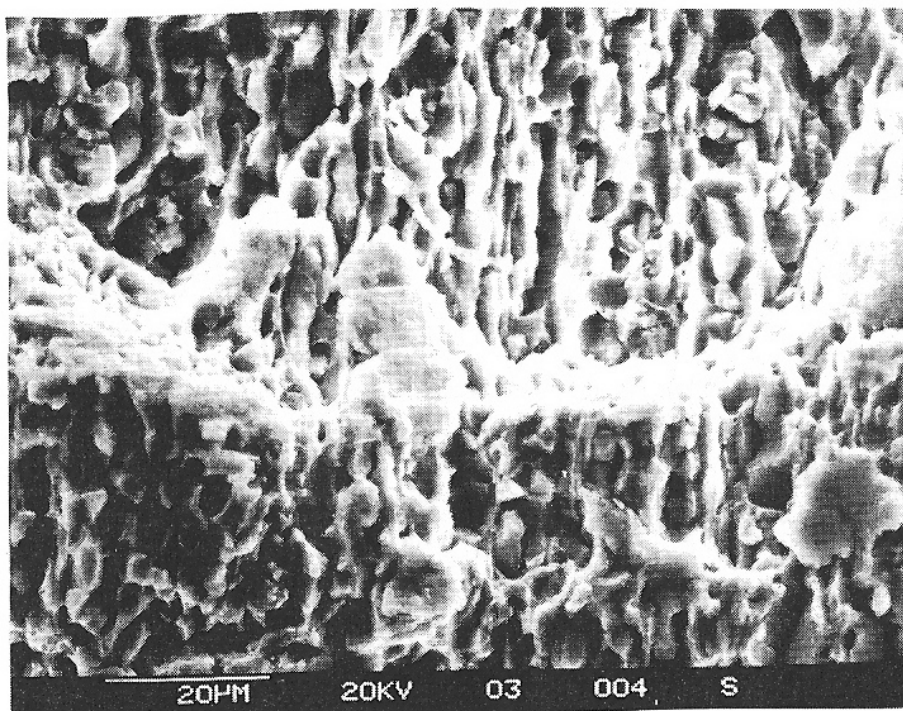


Figura 7. Particolare della zona di propagazione: la morfologia é prevalentemente intergranulare; lo scalino al centro rappresenta una zona di arresto dopo il pop-in.

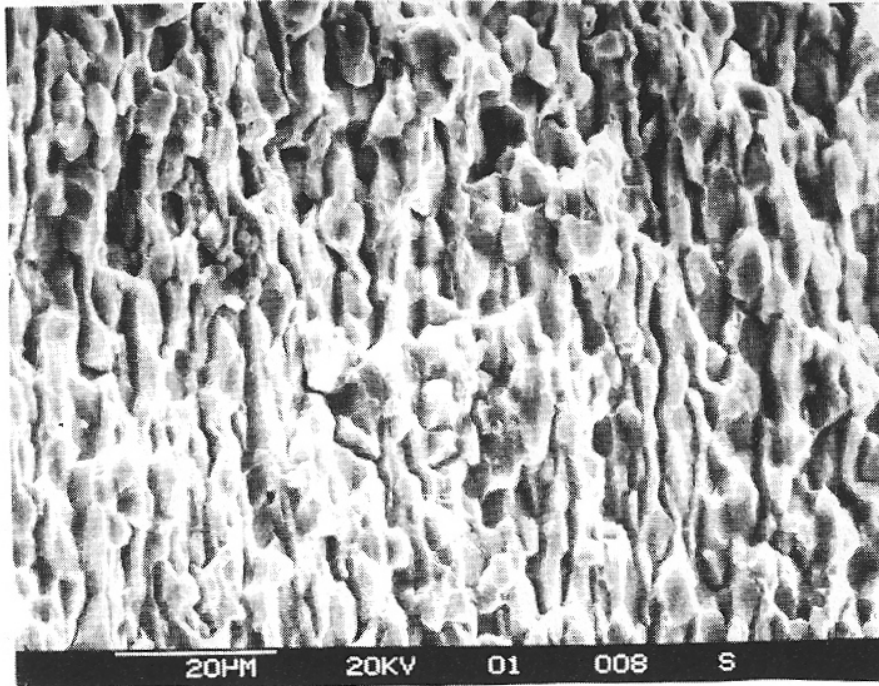


Figura 8. Frattura totalmente intergranulare in zone assoggettate a deformazione piana durante la propagazione per "tunnelling".