

# PROPRIETA' MECCANICHE E MICROSTRUTTURALI DI GIUNTI IN LEGA Al-Li 2198 SALDATI PER FRICTION STIR WELDING

*P. Cavaliere<sup>1\*</sup>, M. Cabibbo<sup>3</sup>, F. Panella<sup>1</sup>, A. Squillace<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Dept. of Innovation Engineering, University of Salento, I-73100, Lecce, Italy

<sup>2</sup>Department of Materials and Production Engineering, Engineering Faculty, University of Naples "Federico II", I-80125, Naples, Italy.

<sup>3</sup>Mechanical Department, Polytechnic University of Marche, I-63100, Italy.

e-mail\*: [pasquale.cavaliere@unile.it](mailto:pasquale.cavaliere@unile.it)

## SOMMARIO

Le leghe Al-Li sono generalmente caratterizzate da una forte anisotropia nelle proprietà meccaniche rispetto alla direzione di laminazione. Laminati 2198 sono stati saldati per Friction Stir Welding (FSW) in direzione parallela e ortogonale rispetto alla direzione di laminazione. La microstruttura dei giunti è stata studiata mediante microscopia elettronica in trasmissione su provini ricavati a diversa distanza dal centro dei cordoni. Le proprietà meccaniche sono state investigate mediante prove di trazione e fatica effettuate a temperatura ambiente. Il comportamento a frattura è stato studiato mediante l'utilizzo di tecniche termoelastiche (TSA) che hanno permesso di valutare tensioni e deformazioni principali nelle zone di propagazione dei provini precriccati. I risultati ottenuti sono stati validati mediante analisi numerica agli elementi finiti. Le superfici di frattura sono state studiate mediante microscopia elettronica in scansione.

## 1. INTRODUZIONE

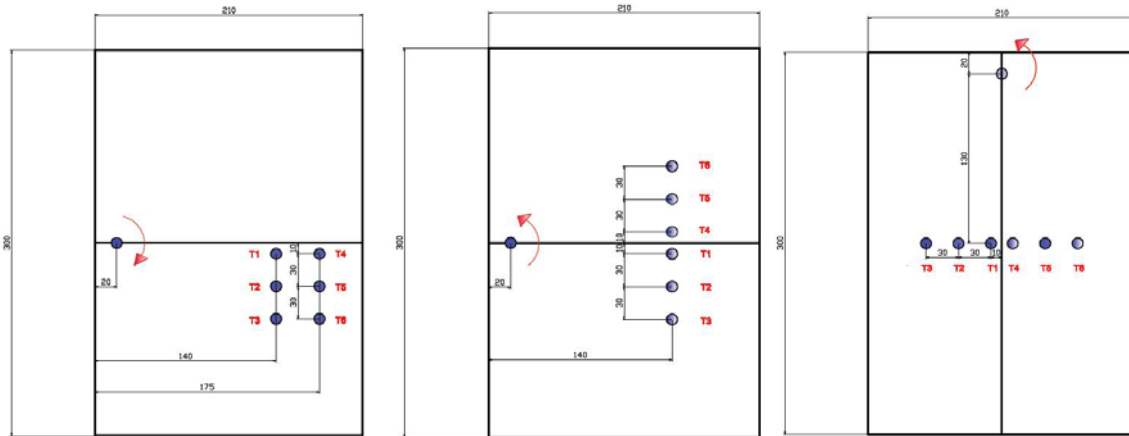
La tecnologia di saldatura Friction Stir Welding permette di ottenere giunti caratterizzati da ridotte distorsioni e tensioni residue rispetto a quelli ottenuti con tecnologie tradizionali [1-4]. Le caratteristiche microstrutturali dei giunti e le conseguenti proprietà meccaniche dipendono fortemente dalle condizioni di processo la cui variazione conduce a un largo intervallo di caratteristiche ottenibili [5]. In generale le caratteristiche di resistenza meccanica dei giunti sono molto più elevate rispetto a quelle di cordoni ottenuti con tecniche tradizionali [6-11]. In aggiunta i giunti presentano ridotte tensioni residue, minore quantità di micro difetti e migliori caratteristiche dimensionali. La rottura per sollecitazione a fatica è uno dei principali problemi legati all'esercizio delle giunzioni saldate [12-14]. In particolare per le leghe Al-Li l'utilizzo della tecnologia FSW ha permesso l'eliminazione di tutti i problemi relativi alle giunzioni saldate o rivettate [15].

## 2. PROCEDURA SPERIMENTALE

### 2.1. Materiali e procedure di saldatura

Il material utilizzato per la realizzazione dei giunti è una lega Al-Li 2198-T851 fornita in laminati dello spessore di 5 mm con la seguente composizione: Si 0.03, Fe 0.04, Cu 3.3, Mn 0.01, Mg 0.32, Cr 0.01, Ni 0.01, Zn 0.02, Ti 0.03, Zr 0.11, Pb 0.01, Li 1.0, Al bal. Piatti delle dimensioni di 200x80 mm sono state saldate nelle direzioni parallela e ortogonale rispetto a quella di laminazione. Le velocità di rotazione e avanzamento sono state 1000 RPM (in senso orario) e 80 mm/min rispettivamente, l'utensile è stato inclinato di 2° rispetto alla direzione di avanzamento. Durante il processo di saldatura si sono monitorate le variazioni di temperatura nei laminati mediante l'utilizzo

di termocoppie di tipo K posizionate in punti diversi e a diversa distanza rispetto al centro del cordone. La disposizione delle termocoppie è mostrata in figura 1.



**Figura 1:** *Disposizione delle termocoppie durante il processo di saldatura.*

Per valutare le proprietà meccaniche dei giunti ottenuti si sono effettuate prove di trazione in direzione ortogonale rispetto alla direzione di saldatura, su provini in cui le tensioni residue sono state calcolate mediante il metodo del  $\sin^2\Psi$  [16]. Le prove di fatica, effettuate con una macchina a risonanza RUMUL a 80 Hz su provini con tratto utile di dimensioni 12.5x50 mm, sono state condotte con  $R=0.33$ . Le osservazioni microstrutturali sono state effettuate a distanze di 2.5, 5, 7.5 e 10 mm dal centro del cordone in una sezione centrale. Dopo doppio getto in una soluzione 20%  $\text{HNO}_3$  in metanolo (18V and  $-35\text{ }^\circ\text{C}$ ) le osservazioni sono state effettuate con un microscopio TEM Philips CM200. Altre prove sono state effettuate su provini precriccati (1 mm) e l'evoluzione del danneggiamento è stata monitorata mediante tecniche termoelastiche.

## 2.2. Principi della TSA

In letteratura non sono presenti molte evidenze sperimentali del monitoraggio del comportamento a fatica dei materiali metallici mediante tecniche termoelastiche [17-21]. Tali tecniche senza contatto permettono la mappatura dello stato tenso-deformativo all'apice delle cricche partendo da mappe di temperatura bidimensionale. Il sistema DeltaTherm usato nel presente studio ha permesso l'analisi della propagazione delle cricche con estrema rapidità di elaborazione [22, 23]. In [24] l'elaborazione sperimentale ha mostrato l'efficienza del sistema nel monitoraggio della propagazione di cricche di fatica e l'effetto su tale fenomeno delle tensioni residue del materiale. Er tale motivo l'andamento del fattore di concentrazione delle tensioni è stato calcolato tenendo conto dell'effetto della tensione residua nella sezione di propagazione. La tecnica termoelastica permette il calcolo delle tensioni superficiali attraverso le variazioni di temperatura dovute alla sollecitazione ciclica [25-27]. Per un materiale omogeneo, isotropo e linearmente elastico vi è una relazione lineare tra la somma delle due tensioni principali  $\Delta\sigma$  e l'ampiezza del segnale termoelastico  $V$  variante con la sollecitazione ciclica [28, 29]:

$$\Delta\sigma = -\frac{D \times R \times \rho \times C_p}{\alpha \times T \times \zeta} \times V \quad (1)$$

dove R è un fattore di calibrazione determinato dalla differenza del segnale misurato e un segnale di riferimento dipendente dalla frequenza di sollecitazione, R è un fattore di correzione per la compensazione delle variazioni del segnale a causa delle fluttuazioni di temperatura,  $\rho$  è la densità del materiale,  $C_p$  è il calore specifico a pressione costante,  $\alpha$  è il coefficiente di espansione termica, T è la temperatura assoluta e  $\zeta$  è l'emissività della superficie. Il fattore di scala tra le deformazioni principali e l'ampiezza del segnale misurato può essere calcolato da:

$$K = \frac{E(\varepsilon_x + \varepsilon_y)}{V(1-\nu)} \quad (2)$$

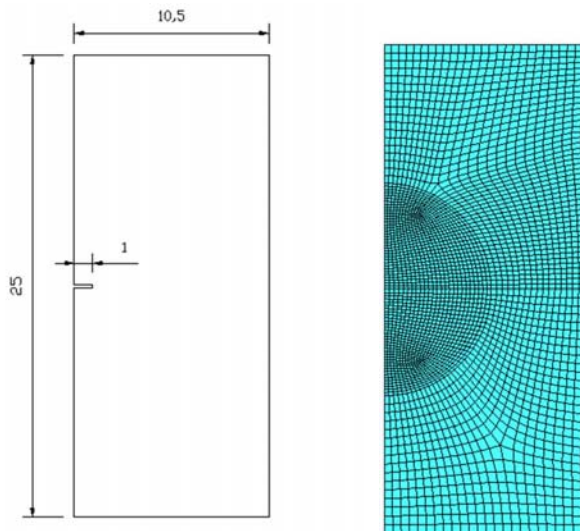
dove E è il modulo di Young e  $\nu$  è il rapporto di Poisson.

### 2.3. Valutazione numerica del fattore di intensificazione delle tensioni $K_I$

Per il Modo I di propagazioni può calcolare il fattore di intensificazione delle tensioni come:

$$K_I = \left( \frac{EG}{1 - (\alpha\nu)^2} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (3)$$

Per la configurazione adottata il calcolo è stato effettuato tramite calcoli agli elementi finiti utilizzando un codice commerciale (ABAQUS). Si sono utilizzati elementi a 4 nodi e per la propagazione si sono utilizzati 1558 elementi. La geometria e la mesh utilizzata è mostrata in figura 2.

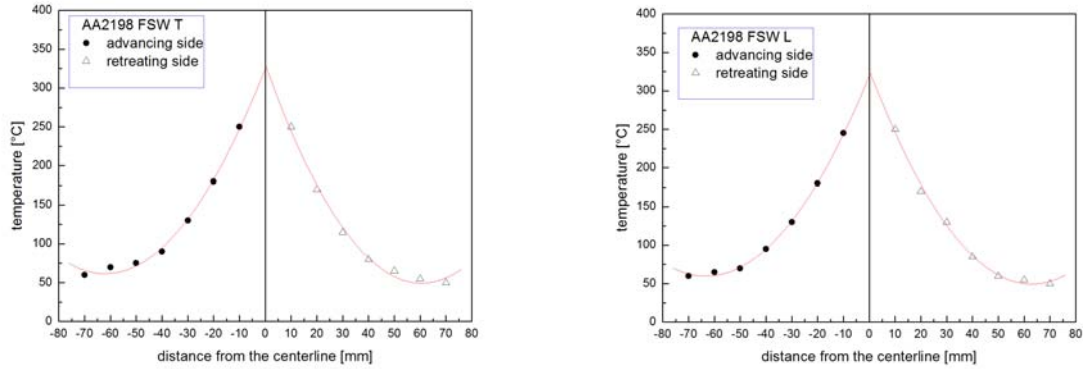


**Figura 2:** Geometria del provino e mesh utilizzata per la presente analisi.

### 3. RISULTATI E DISCUSSIONE

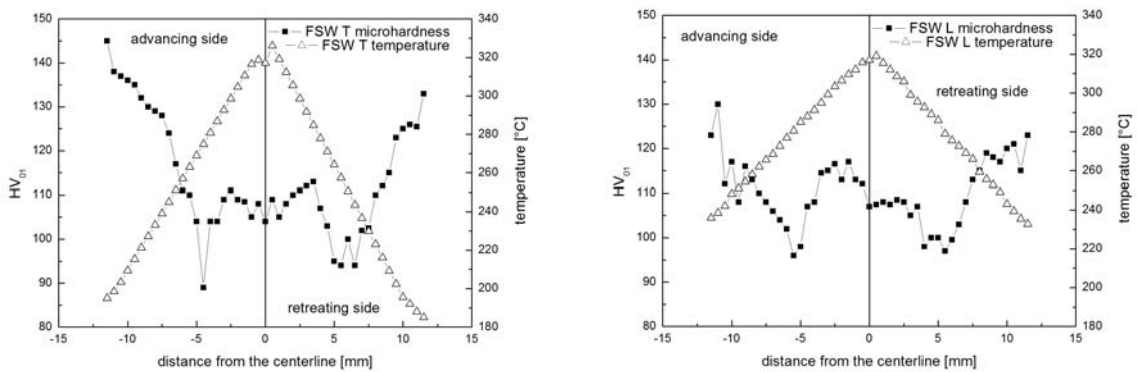
#### 3.1. Comportamento termo-meccanico dei giunti

La variazione di temperatura in funzione della distanza dalla linea centrale del cordone è mostrata in figura 3.



**Figura 3:** Andamento della temperatura nei cordoni calcolata dalle misure effettuate mediante termocoppie.

Per entrambi i cordoni la massima temperatura misurata (ad una distanza di 100 mm dal centro) è risultata di 250 °C. Tale temperatura diminuisce allontanandosi dal centro della saldatura, in entrambe le configurazioni la temperatura nel lato di avanzamento dell'utensile è risultata più elevata, tale differente andamento e le conseguenti caratteristiche microstrutturali sono risultate influenti per gli andamenti delle micro durezza misurate nella sezione centrale del cordone (figura 4).



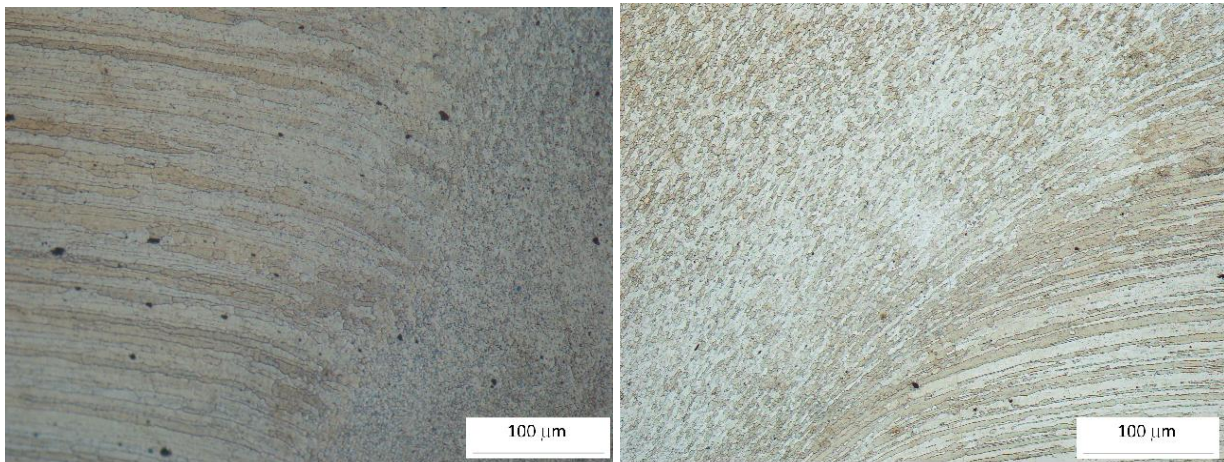
**Figura 4:** Andamento delle micro durezza e delle temperature nella sezione centrale dei giunti.

Il differente andamento delle temperature rende evidente un pronunciato sovra invecchiamento nella configurazione T per il lato di avanzamento dell'utensile (maggiormente sollecitato dall'effetto della rotazione dell'utensile).

#### 3.2. Evoluzione microstrutturale

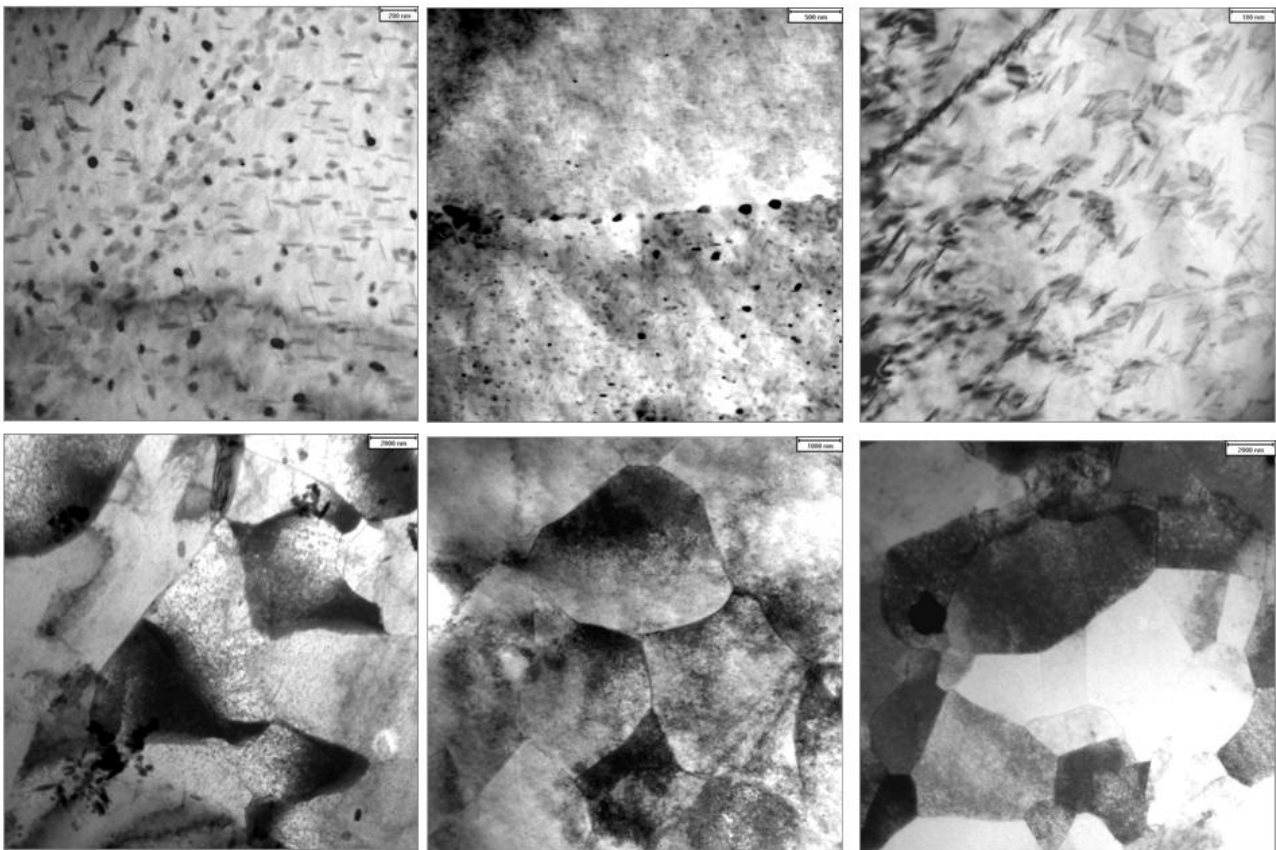


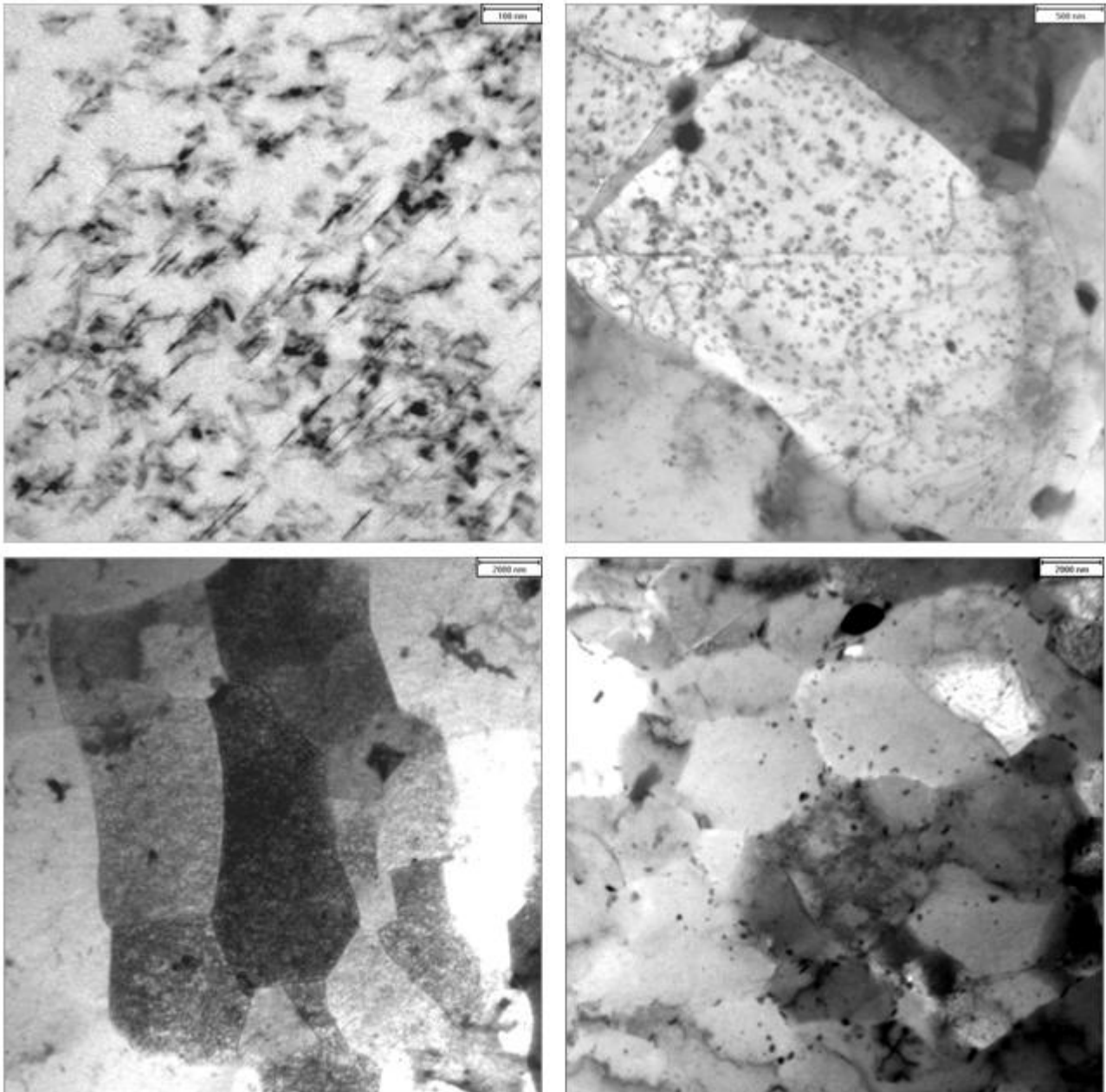
Dalle osservazioni effettuate mediante microscopia ottica non si sono osservati difetti nella sezione ortogonale rispetto al piano di avanzamento dell'utensile (figura 5).



**Figura 5:** *Micrografie ottiche dei giunti nelle configurazioni L e T.*

L'evoluzione dimensionale dei grani dalla zona termo-meccanicamente alterata e la zona termicamente alterata è mostrata in figura 6.





**Figura 6:** Micrografie TEM dei giunti (nella configurazione T) a diverse distanze dal centro 0, 2.5, 5, 7.5, 10 mm.

Le diverse fasi, analizzate attraverso misurazioni SAEDP, hanno mostrato la formazione di precipitati  $\theta'$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ),  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) nella zona del nugget e  $\theta'$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ),  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ),  $\text{T}_1$  ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ) nelle zone TMAZ e HAZ.

I precipitati  $\text{T}_1$  sotto forma di placchette sono la fase maggiormente indurente nelle leghe Al-Li, tali precipitati si dissolvono al di sopra di  $300^\circ\text{C}$  e le uniche fasi indurenti rimangono le  $\theta'$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) e  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ). Anche la forma di tali precipitati è differente, nella zona HAZ i precipitati sono sferici e uniformemente distribuiti all'interno e sui bordi dei grani, a 5 mm dalla zona centrale del cordone si nota un forte sovra invecchiamento con riduzione della durezza, tale zona è caratterizzata da una microstruttura molto povera di precipitati. Nella zona TMAZ gli stessi precipitati appaiono allungati e distribuiti all'interno dei grani. Nella zona del nugget tornano ad essere sferici ma i precipitati  $\text{T}_1$

scompaiono. Le dimensioni medie dei grani sono risultate 5-6  $\mu\text{m}$  nella HAZ e 1-1.5  $\mu\text{m}$  nel nugget.

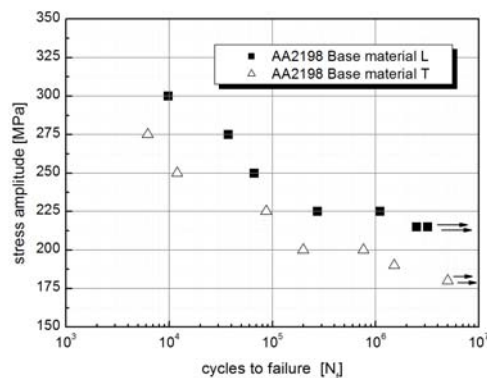
### 3.3. Comportamento a fatica

Le caratteristiche meccaniche del materiale base sono riportate nella tabella I,

Alloy	$\sigma_y$ (MPa)	UTS (MPa)	E (GPa)	$\epsilon$	A (%)
AA2198-T	347	431	74.3	0.2	18.3
AA2198-L	436.3	490.7	76.7	0.16	13.7

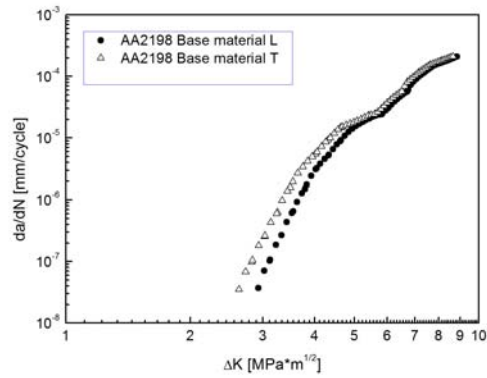
**Tabella 1:** Proprietà meccaniche del materiale base in direzione trasversale e longitudinale rispetto alla direzione di laminazione.

Le proprietà a fatica sono mostrate in figura 7.



**Figura 7:** Curve S-N in direzione T e L.

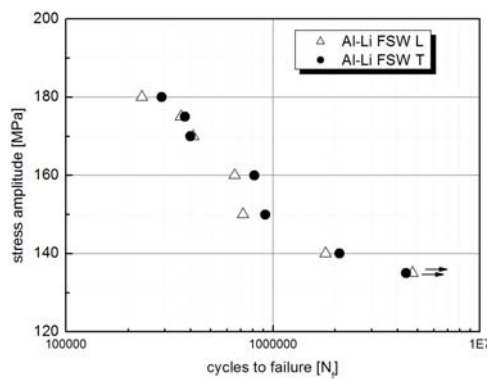
Dalla tabella e dalla precedente figura si nota la forte anisotropia di tali leghe rispetto alla direzione di laminazione. Le corrispondenti curve di propagazione sono mostrate nei grafici della figura 8.



**Figura 8:** Curve di propagazione per il materiale base nelle direzioni L e T.

Dalle curve precedenti si nota una maggiore suscettibilità alla propagazione in direzione trasversale rispetto a quella longitudinale.

Dopo saldatura le curve S-N risultano quelle riportate in figura 9.

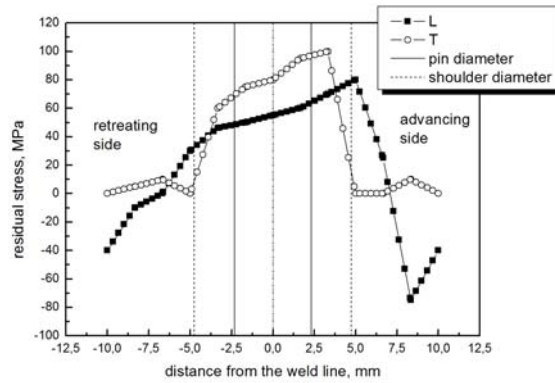


**Figura 9:** Curve S-N per la lega studiata dopo saldatura FSW.

L'anisotropia mostrata dopo laminazione scompare dopo la saldatura mostrando una più omogenea distribuzione dei precipitati e della microstruttura dovuta all'effetto dell'utensile.

Le tensioni residue in direzione ortogonale alla linea di saldatura sono mostrate in figura 10.



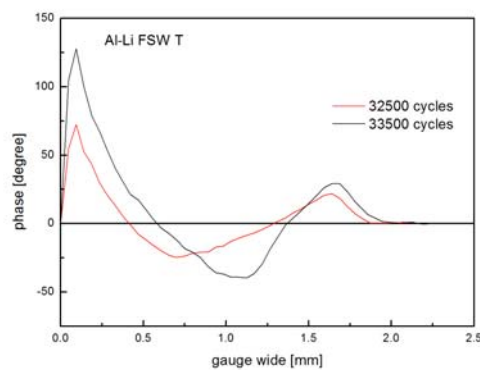


**Figura 10:** Profilo delle tensioni residue in entrambe le configurazioni.

Le tensioni residue hanno carattere compressivo nella zona di saldatura cambiando in uno stato di trazione nella zona termicamente alterata. Il valore più elevato è stato misurato nella zona di avanzamento dell'utensile, infatti durante il processo la maggiore deformazione è raggiunta nel lato opposto con conseguente maggiore temperatura e addolcimento [30-33]. La differenza tra la direzione L e T è che in quest'ultima l'avanzamento dell'utensile avviene ortogonalmente alla direzione più resistente con conseguente maggiore incrudimento.

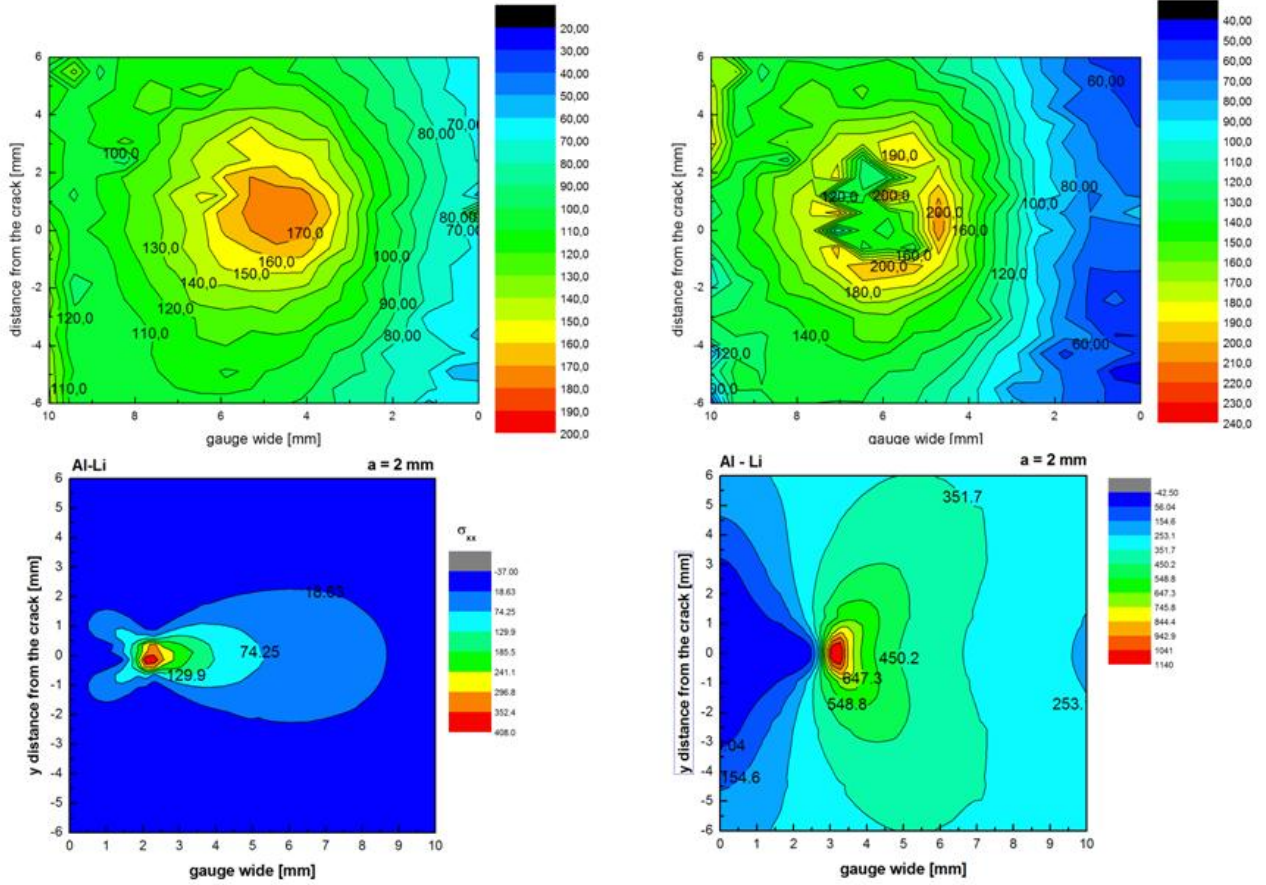
### 3.4. Analisi termoelastica e modellazione dei difetti.

Tutte le prove sono state monitorate mediante analisi termoelastica, generalmente l'apice della cricca viene identificato attraverso il punto della curva di fase che mostra una perdita di adiabaticità del sistema, in tal modo si può correlare il cambio di fase con la distanza rispetto ad un punto di riferimento al variare del numero di cicli; in tale maniera si identificano contemporaneamente la posizione dell'apice e la velocità con la quale si sposta (figura 11).



**Figura 11:** Profili di fase al variare del numero di cicli.

La distribuzione delle tensioni principali nell'intorno dell'apice è mostrata in figura 12.



**Figura 12:** Distribuzione delle tensioni principali al variare della posizione della cricca.

Si nota un aumento dei valori tensionali all'apice all'aumentare del numero dei cicli. L'allargamento dei profili mostra inoltre la concentrazione delle tensioni all'aumentare dei cicli di sollecitazione.

I risultati dei calcoli agli elementi finiti hanno permesso di elaborare l'evoluzione teorica di  $K_I$  a differenti valori di lunghezza della cricca. Per tenere conto delle tensioni residue si è utilizzata la seguente espressione:

$$K_I = \int_0^a S_0(x)m(x,a)dx \quad (4)$$

Dove:

$$m(x,a) = \frac{\left[ 1 + m_1 \left( 1 - \frac{x}{a} \right) + m_2 \left( 1 - \frac{x}{a} \right)^2 \right]}{\sqrt{2\pi(a-x)}}$$

$$m_1 = 0.6147 + 17.1844 \left( \frac{a}{W} \right)^2 + 8.7822 \left( \frac{a}{W} \right)^6 \quad (5)$$

$$m_2 = 0.2502 + 3.2889 \left( \frac{a}{W} \right)^2 + 70.0444 \left( \frac{a}{W} \right)^6$$

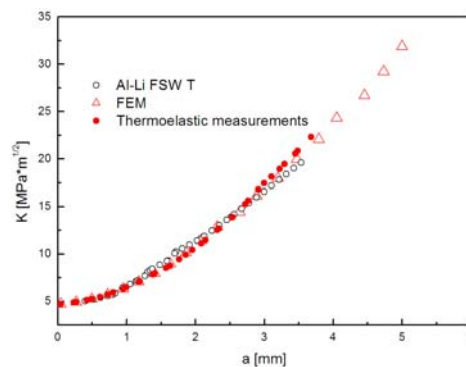
Dove  $S_0$  è il profilo delle tensioni residue lungo il percorso di propagazione,  $m(x,a)$  è la funzione peso e  $m_1$  ed  $m_2$  i coefficienti. Il contributo dovuto all'effetto di chiusura della cricca è stato valutato attraverso la:

$$K_{aperture} = C \sigma_{aperture} \sqrt{\pi a}$$

$$C = 1.12 - 0.231 \left( \frac{a}{W} \right) + 10.55 \left( \frac{a}{W} \right)^2 - 21.72 \left( \frac{a}{W} \right)^3 + 30.39 \left( \frac{a}{W} \right)^4 \quad (6)$$

In tal modo si tiene conto di tutti i fattori che influenzano il fattore di intensificazione delle tensioni al variare della lunghezza della cricca.

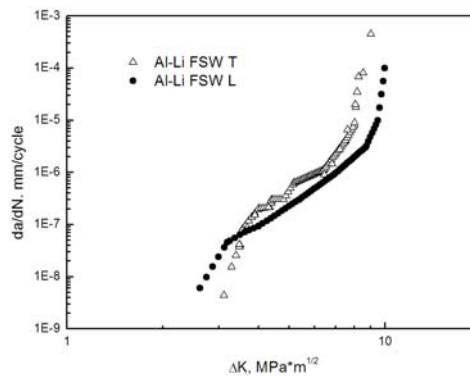
I diversi andamenti sono mostrati in figura 13.



**Figura 13:**  $K_I$  in funzione della lunghezza della cricca.

In generale le curve relative ad un monitoraggio effettuato con camera CCD ad alta velocità mostrano una sotto stima di  $K_I$  mentre le misure effettuate con tecniche termoelastiche sono molto più prossime ai valori teorici.

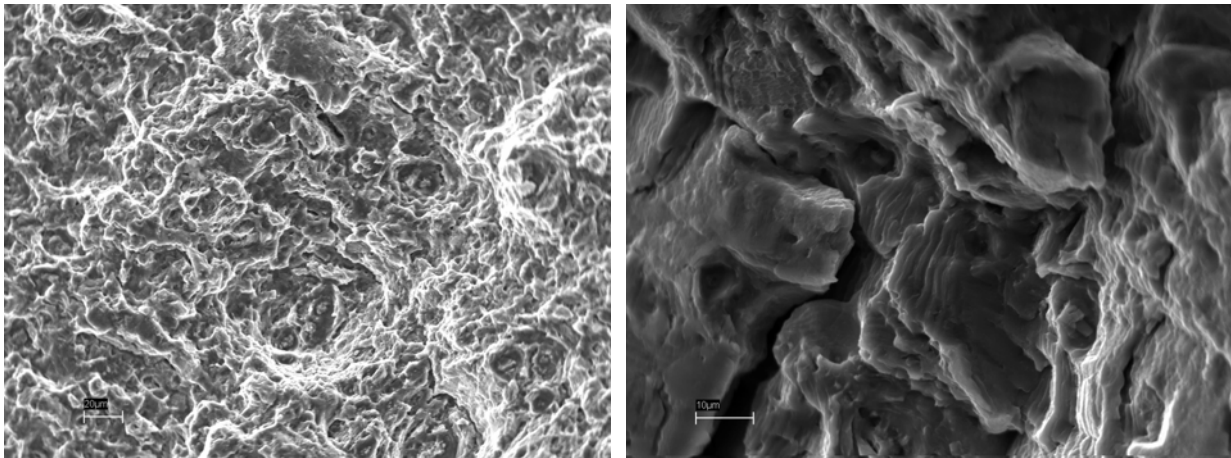
Le conseguenti curve di propagazione sono mostrate in figura 14 per entrambe le configurazioni studiate.



**Figura 14:** Curve di propagazione ricavate dalle misure termoelastiche.

### 3.5. Frattografia.

Le superfici di frattura dei sono caratterizzate da dimples molto fini che rivelano un comportamento duttile del materiale durante la rottura (figura 15).



**Figura 15:** Superfici di frattura dei giunti in configurazione T.

Tutti i provini hanno mostrato la frattura nella zona di avanzamento dell'utensile, la modalità di rottura fondamentale è il clivaggio con zone di duttilità locale e striature di fatica.

## 4. CONCLUSIONI

Nel presente lavoro sono mostrati i risultati dello studio di una lega Al-Li 2198 saldata per FSW in diverse direzioni rispetto alla direzione di laminazione. Le osservazioni della microstruttura mediante microscopia elettronica in trasmissione ha permesso di mappare l'evoluzione della precipitazione delle fasi indurenti nelle diverse zone del cordone. Dopo saldatura si è notata la scomparsa dell'anisotropia meccanica rispetto alla direzione di laminazione che normalmente caratterizza le leghe Al-Li. L'analisi termoelastica dei provini precriccati ha permesso un più preciso monitoraggio dell'avanzamento dei difetti rispetto all'utilizzo di tecniche tradizionali.

## Bibliografia

- [1] Mishra RS, Ma ZY. (2005) Friction stir welding and processing. Mater. Sci. Eng. R50, 1-78.
- [2] Bussu G, Irving PE. (2003) The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints. Int. J. Fatigue 25, 77–88.
- [3] John R, Jata KV, Sadananda K. (2003) Residual stress effects on near threshold fatigue crack growth in friction stir welded aerospace alloys. Int. J. Fatigue 25, 939-948.
- [4] Jata KV, Sankaran KK, Ruschau J. (2000) Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451. Met. Mater. Trans 31A, 2181-2192.
- [5] Cavaliere P, Squillace A, Campanile G, Panella F. (2006) Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6056 joints produced by Friction Stir Welding. J. Mater. Proc. Tech. 180, 263–270.
- [6] Ulysse P. (2002) Three-dimensional modeling of the friction stir-welding process. International Journal of Machine Tools & Manufacture 42, 1549–57.
- [7] Rhodes CG, Mahoney MW, Bingel WH. (1997) Effects of Friction Stir Welding on microstructure of 7075 aluminium. Scripta Mater. 36, 69–75.
- [8] Sato YS, Urata M, Kokawa H, Ikeda K. (2003) Hall-Petch relationship in friction stir welds of equal channel angular-pressed aluminium alloys. Mater. Sci. Eng. A354, 298-305.

- [9] Berbon PB, Bingel WH, Mishra RS, Bampton CC, Mahoney MW. (2001) Friction Stir Processing: A Tool To homogenize Nanocomposites Aluminum Alloys. *Scripta Mater.* 44, 61–66.
- [10] Cavaliere P, Nobile R, Panella F, Squillace A. (2006) Mechanical and microstructural behaviour of 2024-7075 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding. *Int. J. Mach. Tools Manufac.* 46, 588-594.
- [11] Cavaliere P, Squillace A. (2006) Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of dissimilar AA6082-AA2024 joints produced by Friction Stir Welding. *Mater. Sci. For.* 1163-1168, 519-521.
- [12] James MN, Bradley R, Lombard H, Hattingh DG. (2005) The relationship between process mechanisms and crack paths in friction stir welded 5083-H321 and 5383-H321 aluminium alloys. *Fatig Fract Eng Mater Struct* 28, 245-256.
- [13] Ericsson M, Sandstrom R. (2003) Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. *Int J Fatigue* 25, 1379-1387.
- [14] Dickerson TL, Przydatek J. (2003) Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root flaws. *Int J Fatigue* 25, 1399-1409.
- [15] Wei S, Hao C, Chen J. (2007) Study of friction stir welding of 01420 aluminum–lithium alloy. *Mater. Sci. Eng.* A452–453, 170–177.
- [16] Chan RW. *Concise Encyclopedia of Materials Characterization.* Elsevier Science Publishers, 2005.
- [17] Luong MP. (1998) Thermography: A New Nondestructive Evaluation Method in Fatigue Damage. *Mech. Mater.* 28, 155–163.
- [18] Hermanson KS, Sandor BI. *Corrosion Fatigue Modeling Via Differential Infrared Thermography.* *Exp. Tech.* 1998;22:19–21.
- [19] Yang B, Liaw PK, Wang H, Huang JY, Kuo RC, Huang JG. *Thermography: A New Nondestructive Evaluation Method in Fatigue Damage.* *JOM* 2003;e 55.
- [20] Zhang D, Sandor BI. *ASTM STP* 1991;1122:341–353.
- [21] Liaw PK. *Nondestructive Evaluation (NDE) and Materials Properties IV.* Warrendale, PA, TMS, 1999.
- [22] Diaz FA, Patterson EA, Tomlison RA, Yates JR. (2004) Measuring stress intensity factors during fatigue crack growth using thermoelasticity. *Fatig. Fract. Eng. Mater. Struct.* 27, 571-583.
- [23] Harwood N, Cummings WM. *Thermoelastic Stress Analysis.* Adam Hilger, 1991.
- [24] Shiratori M, Miyoshi T, Nakanishi T, Noda T, Hanada A. (1990) Detection of Cracks and measurement of Stress intensity factors by infrared video systems. *JSME International Journal Series I*33, 400-408.
- [25] Belgen MH. (1967) Structural Stress Measurements with an Infrared Radiometer. *ISA Trans.* 6, 164-77.
- [26] Cavaliere P, Rossi GL, Di Sante R, Moretti M. (2008) Thermoelasticity for the evaluation of fatigue behavior of 7005/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/10p metal matrix composite sheets joined by FSW. *Int. J. Fatigue* 30, 198–206.
- [27] Cavaliere P, De Santis A, Panella F, Squillace A. (2009) Thermoelasticity and CCD analysis of crack propagation in AA6082 friction stir welded joints. *Int. J. Fatigue* 31, 385-392.
- [28] Offermann S, Beaudoin JL, Bissieux C, Frick H. (1997) Thermoelastic Stress Analysis Under Nonadiabatic Conditions. *Exp. Mech.* 37, 409-413.
- [29] John R, Jata KV, Sadananda K. (2003) Residual stress effects on near-threshold fatigue crack growth in friction stir welds in aerospace alloys. *Int. J. Fatigue* 25, 939–948.
- [30] Liechty BC, Webb BW. Modeling the frictional boundary condition in friction stir welding. *Int. J. Mach. Tools Manufac.* doi:10.1016/j.ijmachtools.2008.04.005
- [31] Bastier A, Maitournam MH, Roger F, Dang Van K. (2008) Modelling of the residual state of friction stir welded plates. *J. Mater. Proc. Tech.* 200, 25-37.
- [32] Zhang Z, Zhang HW. Numerical studies on controlling of process parameters in friction stir welding. *J. Mater. Proc. Tech.* doi:10.1016/j.jmatprotec.2008.01.044



[33] Rajesh SR, Bang HS, Chang WS, Kim HJ, Oh CI, Chu JS. (2007) Numerical determination of residual stress in friction stir weld using 3D-analytical model of stir zone. J. Mater. Proc. Tech 187-188, 224-226.