



Acciai inossidabili duplex: resistenza alla propagazione della cricca di fatica in aria

Francesco Iacoviello, Vittorio Di Cocco

Università di Cassino, Di.M.S.A.T., via G. Di Biasio 43, 03043 Cassino (FR), iacoviello@unicas.it

Mauro Cavallini, Stefano Natali, Ester Franzese

Dip.I.C.M.A. - Università di Roma "Sapienza", Via Eudossiana 18, Roma

RIASSUNTO. In questo lavoro sono raccolti e discussi i risultati ottenuti negli ultimi anni presso l'Università di Cassino e l'Università di Roma "Sapienza" relativi all'analisi della resistenza alla propagazione in aria della cricca di fatica negli acciai inossidabili austeno-ferritici (duplex). Tale analisi è stata effettuata analizzando l'influenza della composizione chimica, delle modifiche microstrutturali conseguenti a trattamenti termici e delle condizioni di sollecitazione. Per quanto riguarda la prima, sono stati presi in considerazione tre acciai duplex laminati con il medesimo rapporto volumetrico delle fasi ($\alpha/\gamma = 1$), ovvero, rispettivamente, un acciaio duplex "economico" 21 Cr 1 Ni, un duplex "standard" 22 Cr 5 Ni ed un duplex "super" 25 Cr 7 Ni. Per quanto riguarda le trasformazioni microstrutturali, sono stati presi in considerazione trattamenti sia a bassa temperatura (375 e 475°C, fino a 1000 ore) che a temperatura più elevata (800°C fino a 10 ore). Infine, per quanto riguarda le condizioni di sollecitazione, è stata analizzata l'influenza del rapporto di carico.

PAROLE CHIAVE. Acciai inossidabili austeno-ferritici; Resistenza alla propagazione della cricca di fatica.

INTRODUZIONE

Gli acciai inossidabili austeno-ferritici (duplex) esistono da più di settant'anni [1], ma solo negli ultimi trenta sono stati caratterizzati da un fortissimo sviluppo, sia a causa di un notevole interesse commerciale (crescita notevole del costo del Nichel associata ad una crescente richiesta dall'industria petrolchimica), sia per l'introduzione di sistemi di produzione VOD e AOD (rispettivamente *Vacuum Oxygen Decarburisation* e *Argon Oxygen Decarburization*) che hanno consentito di ottenere un ridotto tenore di inclusioni non metalliche, con una diminuzione del tenore di Carbonio ed un più stretto controllo del tenore di Azoto. Inoltre, l'introduzione della colata continua ha permesso un'ulteriore diminuzione dei costi di produzione degli acciai inossidabili. Gli acciai duplex trovano attualmente utilizzo nell'industria chimica, petrolchimica, nucleare, cartaria, alimentare e, specialmente considerando le composizioni caratterizzate da un ridotto contenuto di Nichel (i cosiddetti duplex "economici"), anche nell'edilizia [2-4]. Attualmente gli acciai duplex riscuotono un notevole interesse nelle grandi costruzioni saldate come navi container per sostanze chimiche ad alta aggressività; il loro impiego nella realizzazione di grandi ponti saldati è limitato dal fatto che non è disponibile una mole di dati sperimentali sulla resistenza a fatica paragonabile a quella esistente per i tradizionali acciai al carbonio. Le peculiari proprietà meccaniche dei duplex, fra le quali possiamo ricordare l'elevato limite elastico combinato con una buona duttilità, permettono un alleggerimento delle strutture con il conseguente risparmio in termini di materie prime e costi di lavorazione [5]. Il comportamento a temperatura elevata è nettamente superiore rispetto a quello degli acciai inossidabili ferritici grazie alla struttura parzialmente austenitica, esente da problemi di fragilità al rinvenimento. Si può inoltre riscontrare anche un aumento della saldabilità, della formabilità a freddo e, soprattutto, della formabilità a caldo che sfrutta il loro comportamento superplastico. Questi acciai presentano, inoltre, un'eccellente resistenza alla corrosione per vaiolatura, interstiziale, intergranulare e sotto sforzo, e una buona resistenza alla corrosione generalizzata [6].



Gli acciai duplex vengono sovente distinti in base alla loro resistenza alla vaiolatura, valutata mediante l'indice di resistenza alla vaiolatura (PRE_N , Pitting Resistance Equivalent Number). L'utilizzo del PRE_N non permette comunque la valutazione dell'influenza di eventuali disomogeneità microstrutturali, come ad esempio una distribuzione non uniforme degli elementi in lega all'interno delle due fasi. L'espressione più utilizzata per definire il PRE_N è:

$$PRE_N = Cr(\%) + 3.3Mo(\%) + k \cdot N(\%)$$

dove k è una costante che varia tra 10 e 30; un valore largamente utilizzato è 16. Quando si tiene conto anche del contributo di tungsteno, si utilizza invece l'espressione:

$$PRE_W = Cr(\%) + 3.3Mo(\%) + 0.5W(\%) + k \cdot N(\%)$$

Utilizzando il PRE_N , gli acciai inossidabili duplex possono essere suddivisi secondo almeno tre categorie [7]:

- Duplex "economici", caratterizzati da un valore del PRE_N pari a circa 25, con tenori piuttosto bassi di nichel e molibdeno; possono rimpiazzare nella maggior parte delle applicazioni gli AISI 304 e 316 (ad esempio, 23% Cr, 4% Ni, 0.10% N).
- Duplex "standard", caratterizzati da valori del PRE_N pari a circa 35, con l'acciaio contenente il 22% Cr, il 5% Ni, il 3% Mo e circa lo 0.17% N che costituisce l'acciaio di riferimento per gli acciai inossidabili austeno-ferritici.
- "Superduplex" con valori del PRE_N superiori a 40, sono in grado di offrire una resistenza alla corrosione equivalente a quella degli acciai superaustenitici al 5-6% di molibdeno; l'acciaio di riferimento contiene il 25% Cr, 6.8% Ni, 3.7% Mo e 0.10% N, con o senza l'aggiunta di rame e/o tungsteno.

A causa della loro composizione chimica, gli acciai duplex possono subire una serie di precipitazioni con conseguente infragilimento praticamente per qualunque temperatura (Fig. 1). I siti preferenziali di queste precipitazioni sono i grani di ferrite, in particolare in prossimità dei bordi grano ferrite-austenite [2].

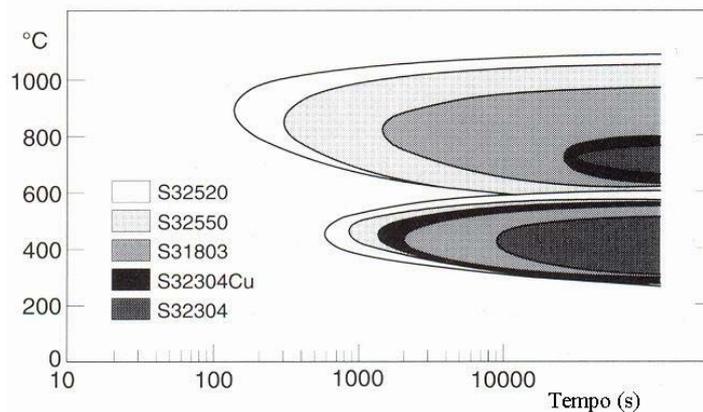


Figura 1: Influenza della composizione chimica sugli intervalli critici di temperatura negli acciai inossidabili duplex [6].

Solitamente vengono identificati come critici tre intervalli di temperatura:

- fra 300 e 600°C: è l'intervallo anche definito come "infragilimento a 475°C", dalla temperatura cui corrisponde il minor tempo di incubazione; questo intervallo è caratterizzato dalla decomposizione spinodale della ferrite in domini α' ricchi in Cromo e domini α con un tenore ridotto di questo elemento. Inoltre, sono stati identificati altri processi di precipitazione: fra questi, il principale è sicuramente quello relativo alla precipitazione di particelle di una fase denominata G contenente tenori elevati di Nichel, Silicio e Molibdeno [8-11]. Queste particelle sono caratterizzate da dimensioni ridotte (solitamente comprese fra 1 e 10 nm, ma talvolta fino a 50 nm) e precipitano all'interno dei grani ferritici, con una uniformità che dipende dalla composizione chimica (ad esempio, i duplex contenenti Molibdeno sono caratterizzati da una precipitazione più uniforme rispetto ai duplex privi di Molibdeno). In ogni caso, queste particelle si trovano preferenzialmente in corrispondenza delle dislocazioni ed all'interfaccia α - γ , con la composizione chimica e le dimensioni che variano in funzione della composizione dell'acciaio [13] e delle condizioni di invecchiamento (Fig. 2).
- fra 600 e 1050°C: questo intervallo è caratterizzato dalla precipitazione di numerose fasi intermetalliche, carburi e nitruri, con composizioni chimiche, tempi di incubazione e cinetiche di precipitazione che sono fortemente influenzati dalla composizione chimica dell'acciaio [10]: fase σ , nitruri (Cr_2N , π), austenite secondaria, fasi χ , R, carburi (M_7C_3 , $M_{23}C_6$). La precipitazione di questi carburi, nitruri, fasi intermetalliche è caratterizzata da una incubazione notevolmente più breve



rispetto all'intervallo di temperatura precedente, con una conseguente diminuzione delle proprietà meccaniche e della resistenza alla corrosione [14-16].

- Al di sopra di 1050°C: i duplex solidificano formando ferrite e, durante il raffreddamento, parte di questa ferrite si trasforma in austenite (Fig. 3). Tale trasformazione è reversibile e, di conseguenza, permanenze al di sopra di 1050°C comportano un incremento della frazione volumetrica di ferrite ed una diminuzione dei coefficienti di ripartizione degli elementi di lega [18].

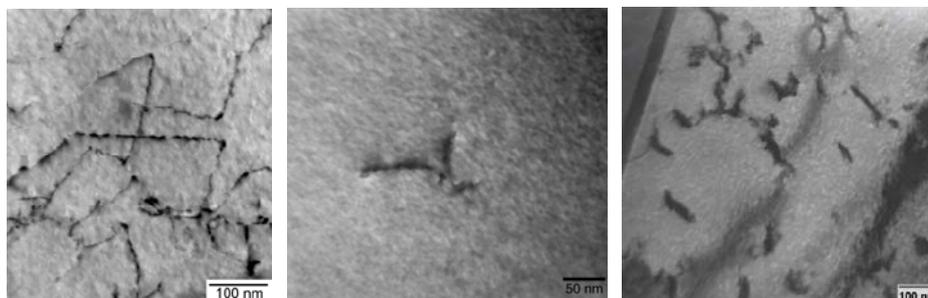


Figura 2: Precipitazione di fase G a ridosso di dislocazioni dopo 1000 ore a 475°C (TEM). Tre differenti acciai duplex. Rispettivamente da sinistra verso destra: 2101, 2205 e 2507 [13, 17].

In questo lavoro sono raccolti e discussi i risultati ottenuti negli ultimi anni presso l'Università di Cassino e l'Università di Roma "Sapienza" [19-23] relativi all'analisi della resistenza alla propagazione in aria della cricca di fatica negli acciai inossidabili austeno-ferritici (duplex), integrandoli con risultati ottenuti solo recentemente. Tale analisi è stata effettuata analizzando l'influenza della composizione chimica, delle modifiche microstrutturali conseguenti a trattamenti termici e delle condizioni di sollecitazione.

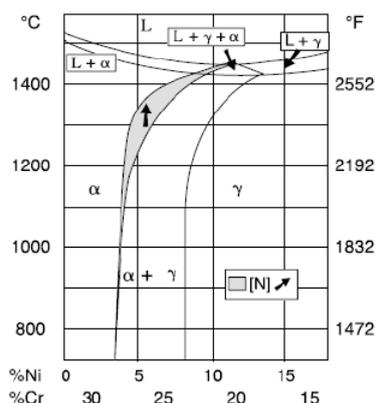


Figura 3: Sezione del diagramma di fase ternario Fe-Cr-Ni [1].

MATERIALI, TRATTAMENTI TERMICI E METODOLOGIE SPERIMENTALI

Sono stati considerati tre differenti acciai inossidabili austeno-ferritici laminati, in rappresentanza delle tre classi in cui gli acciai inossidabili duplex sono sovente distinti ("economici", "standard" e "super"), caratterizzati dalle medesime frazioni volumetriche di ferrite e di austenite ($\alpha/\gamma = 1$), caratterizzati dalle composizioni chimiche (% peso) e dalla resistenza a trazione riportate nelle Tab. 1-3:

- Acciaio duplex "economico" 21 Cr 1 Ni (EN 1.4162, di seguito indicato come "2101");
- Acciaio duplex "standard" 22 Cr 5 Ni (EN 1.4462, di seguito indicato come "2205");
- Acciaio superduplex 25 Cr 7 Ni (EN 1.4410, di seguito indicato come "2507").

Tutti gli acciai sono stati investigati considerando i seguenti trattamenti termici:

- solubilizzazione a 1050°C per 1 ora (condizioni di consegna, Fig. 4);
- invecchiamento a 475°C per 1000 ore (Fig. 2);
- rinvenimento a 800°C (per 1, 3 e 10 ore; rispettivamente, Fig. 5-7).



Le analisi metallografiche sono state ottenute utilizzando un microscopio metallografico (LOM) dopo attacco elettrochimico effettuato utilizzando una soluzione acquosa contenente acido ossalico (10%) ed applicando un potenziale di 6 V per 30 s.

C	Mn	Cr	Ni	Mo	N
0.03	5.00	21.5	1.5	0.3	0.22
R _{p02} [MPa]	R _m [MPa]	A%			
483	700	38			

Tabella 1: Composizione chimica e resistenza a trazione dell'acciaio duplex "economico" 2101 (PREN = 26); EN 1.4162.

C	Mn	Cr	Ni	Mo	N
0.019	1.51	22.45	5.50	3.12	0.169
R _{p02} [MPa]	R _m [MPa]	A%			
565	827	35			

Tabella 2: Composizione chimica e resistenza a trazione dell'acciaio duplex "classico" 2205 (PREN = 35); EN 1.4462.

C	Mn	Cr	Ni	Mo	N
0.019	0.80	24.80	6.80	3.90	0.30
R _{p02} [MPa]	R _m [MPa]	A%			
556	814	31			

Tabella 3: Composizione chimica e resistenza a trazione dell'acciaio "superduplex" 2507 (PREN = 42); EN 1.4410.

Gli acciai solubilizzati sono caratterizzati da analoghe dimensioni dei grani ferritici ed austenitici, con una evidente anisotropia legata al processo di laminazione.

Dopo invecchiamento a 475 per 1000 ore, l'analisi al microscopio elettronico a trasmissione TEM non evidenzia in maniera importante la decomposizione spinodale della ferrite, mentre, per quanto riguarda la precipitazione della fase G, si può osservare che all'aumentare del tenore degli elementi che la formano (principalmente Ni e Mo), la sua frazione volumetrica cresce (Fig. 2). Siti preferenziali di precipitazione risultano essere le dislocazioni.

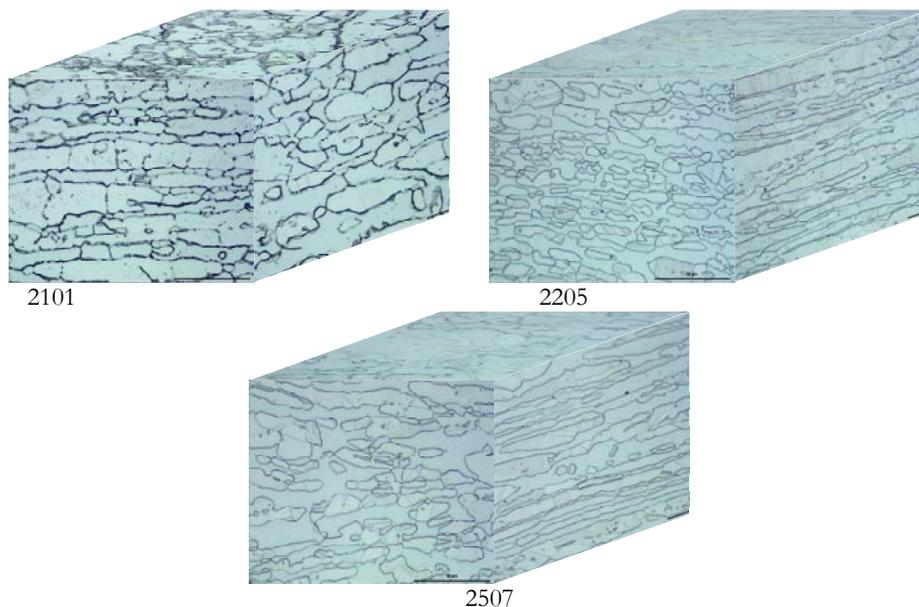


Figura 4: Microstruttura acciai duplex investigati nelle condizioni di consegna (solubilizzati).

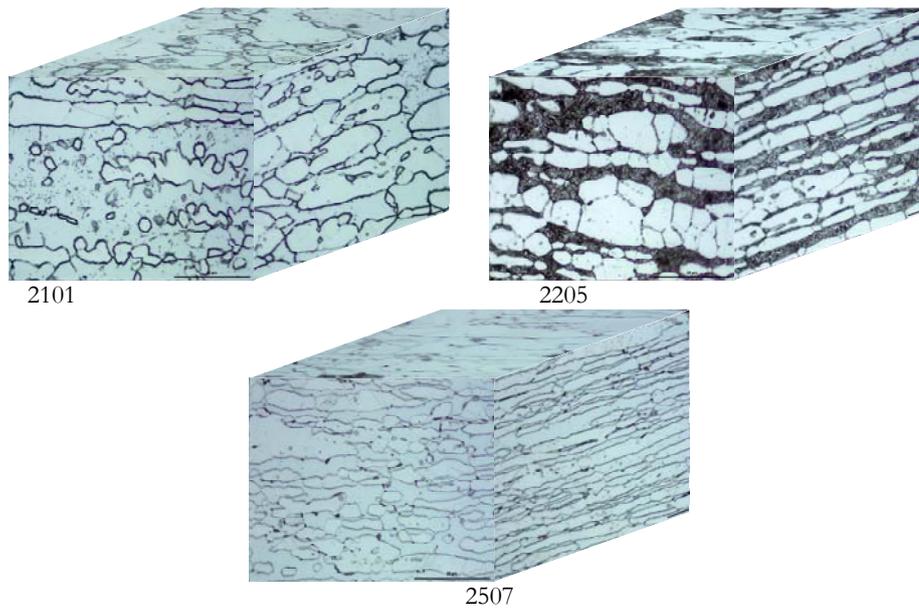


Figura 5: Microstruttura acciai duplex investigati rinvenuti a 800° per 1 ora.

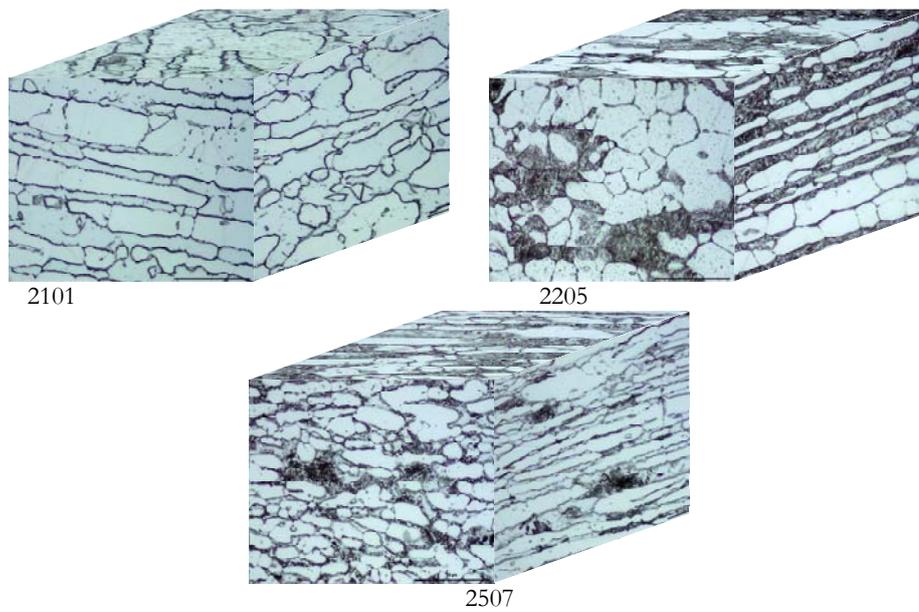


Figura 6: Microstruttura acciai duplex investigati rinvenuti a 800° per 3 ore.

Nel caso del rinvenimento a 800°C, l'evoluzione risulta notevolmente influenzata dalla composizione chimica. Nel caso dell'acciaio 2101 la permanenza a 800°C fino a 10 ore comporta la formazione di un precipitato fine, probabilmente carburi, al bordo grano α/γ , con distribuzione approssimativamente continua. Non sono osservate altre trasformazioni nei grani ferritici neppure per permanenze prolungate. L'acciaio 2205 presenta una cinetica di decomposizione della ferrite secondo la reazione eutettoidica $\delta \rightarrow \sigma + \gamma$ completamente sviluppata già dopo solo un'ora di permanenza ad 800°C. Contemporaneamente si verifica la precipitazione di carburi a bordo grano. Infine, l'acciaio superduplex 2507 presenta una evoluzione della microstruttura ad 800°C caratterizzata dapprima dalla precipitazione a bordo grano di precipitati piuttosto grossolani (elementi più scuri in Fig. 5) discontinui, e successivamente, per permanenze di 3 ore, dalla trasformazione della ferrite in austenite e fase sigma secondo la trasformazione eutettoidica $\delta \rightarrow \sigma + \gamma$ (Fig. 6). Questa evoluzione può essere osservata con una definizione più elevata attraverso l'osservazione al microscopio elettronico a scansione (Fig. 8). Con l'osservazione al SEM è possibile notare che, dopo 3 ore di permanenza, i precipitati già evidenti dopo 1 ora non sono ancora scomparsi, mentre la decomposizione della ferrite è già notevolmente sviluppata. Dopo 10 ore



di permanenza a 800°C (Fig. 7), i precipitati iniziali sono completamente scomparsi e l'eutettoide $\sigma + \gamma$ è completamente formato.

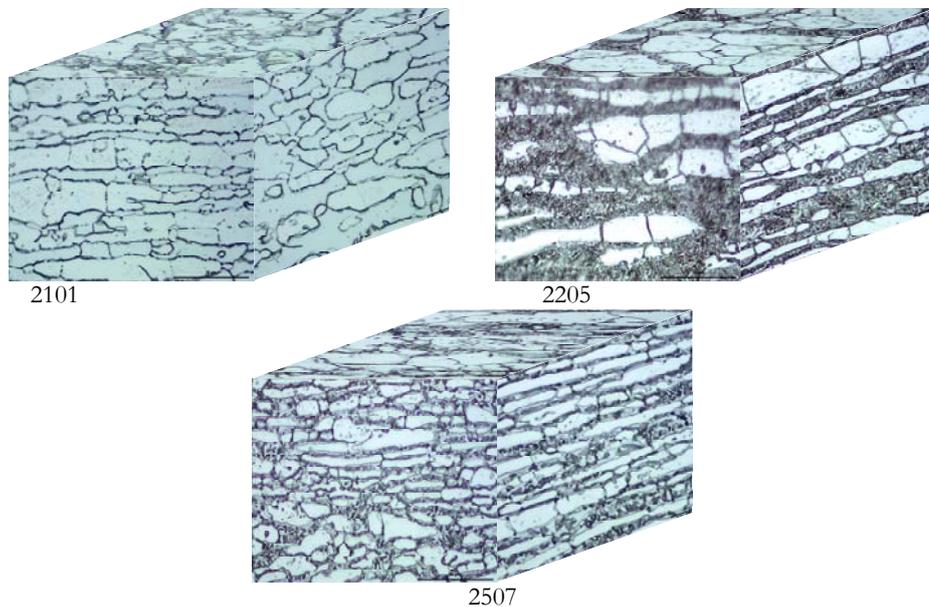


Figura 7: Microstruttura acciai duplex investigati rinvenuti a 800° per 10 ore.

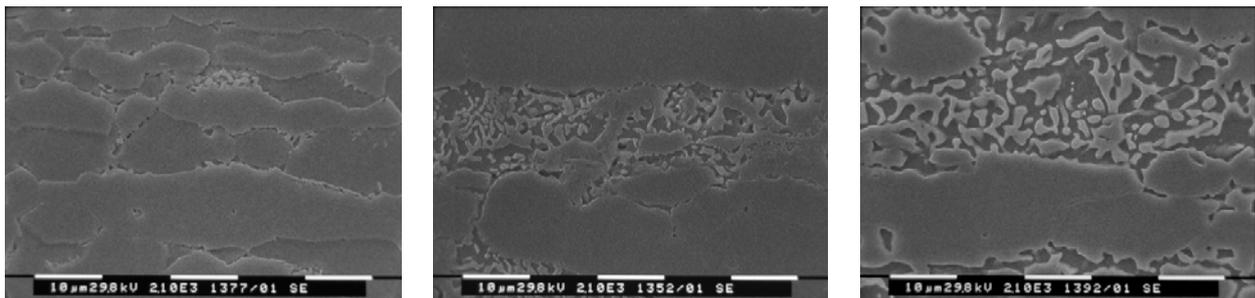


Figura 8: Analisi SEM dell'evoluzione della microstruttura dell'acciaio superduplex 2507 dopo permanenza a 800 °C (rispettivamente da sinistra verso destra: 1, 3, 10 ore).

Le prove di propagazione delle cricche di fatica sono state effettuate in aria in accordo con la normativa ASTM E647 standard [24], utilizzando provini CT dello spessore di 10 mm (direzione LT) e considerando tre differenti valori del rapporto di carico ($R = 0.1; 0.5; 0.75$; per gli acciai trattati a 800°C sono state effettuate prove solo per $R = 0.5$). Le prove sono state effettuate alla temperatura ambiente, utilizzando una macchina servoidraulica (100kN) controllata mediante computer, in condizioni di ampiezza di carico costante (forma d'onda sinusoidale), con una frequenza di applicazione del carico pari a 30 Hz. La lunghezza della cricca è stata misurata mediante estensimetro meccanico e controllata in maniera discontinua mediante microscopio ottico (40x). Le superfici di frattura sono state osservate al microscopio elettronico a scansione (SEM; nelle immagini riportate nel presente lavoro, la cricca avanza da sinistra verso destra).

RISULTATI E DISCUSSIONE

I risultati delle prove di propagazione della cricca di fatica sono riportati nelle Fig. 9 – 11, mentre l'influenza dei trattamenti termici per ciascun acciaio investigato è riportata nella Fig. 12. Si può osservare che, per quanto riguarda gli acciai nelle condizioni di consegna (solubilizzazione a 1050°C per 1 ora) non ci sono evidenti differenze nella resistenza alla propagazione della cricca fra l'acciaio 2205 ed il 2507 per tutti i rapporti di carico investigati, mentre per quanto riguarda il duplex “economico” 2101 si può osservare una velocità di avanzamento decisamente più elevata per tutte le condizioni di sollecitazione investigate (ovvero per tutti i valori di R e ΔK investigati).

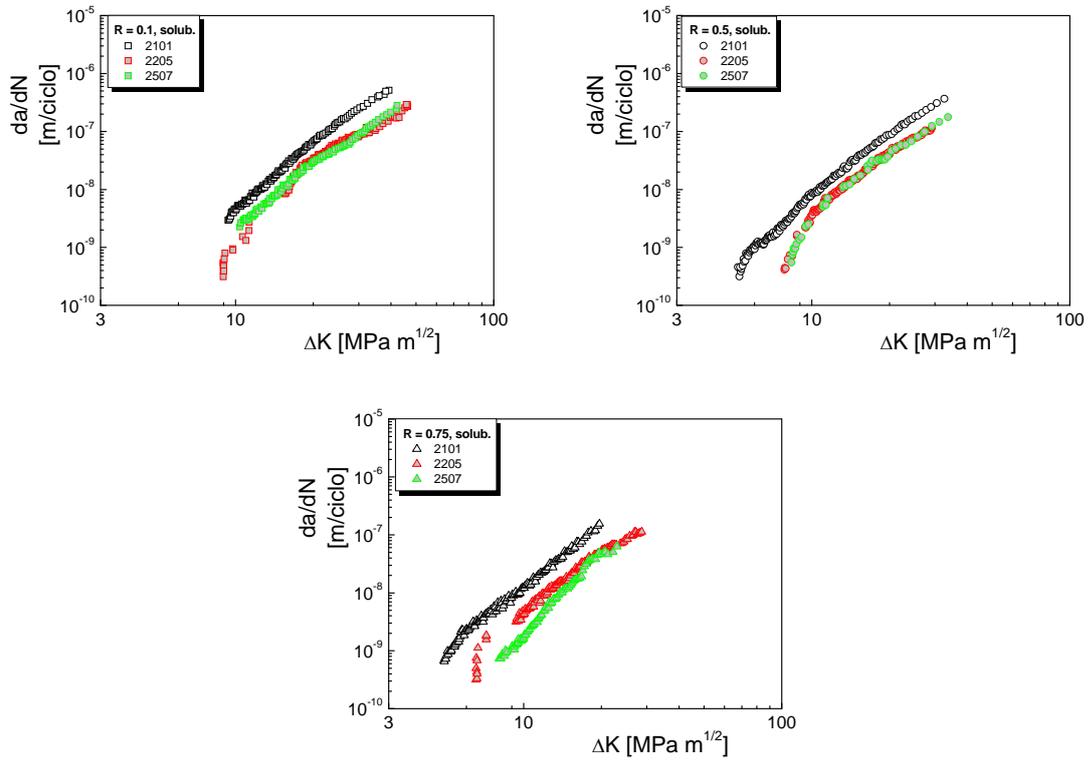


Figura 9: Resistenza alla propagazione della cricca di fatica (Acciai solubilizzati, R = 0.1, 0.5, 0.75).

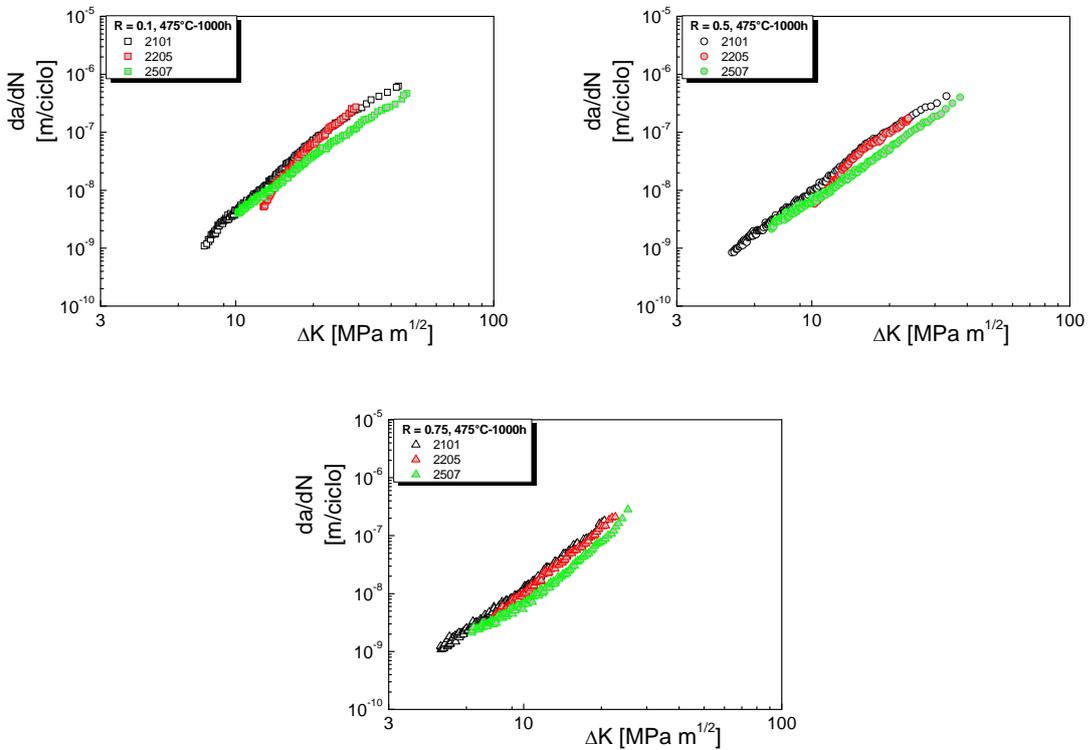


Figura 10: Resistenza alla propagazione della cricca di fatica (475°C-1000h, R = 0.1, 0.5, 0.75).

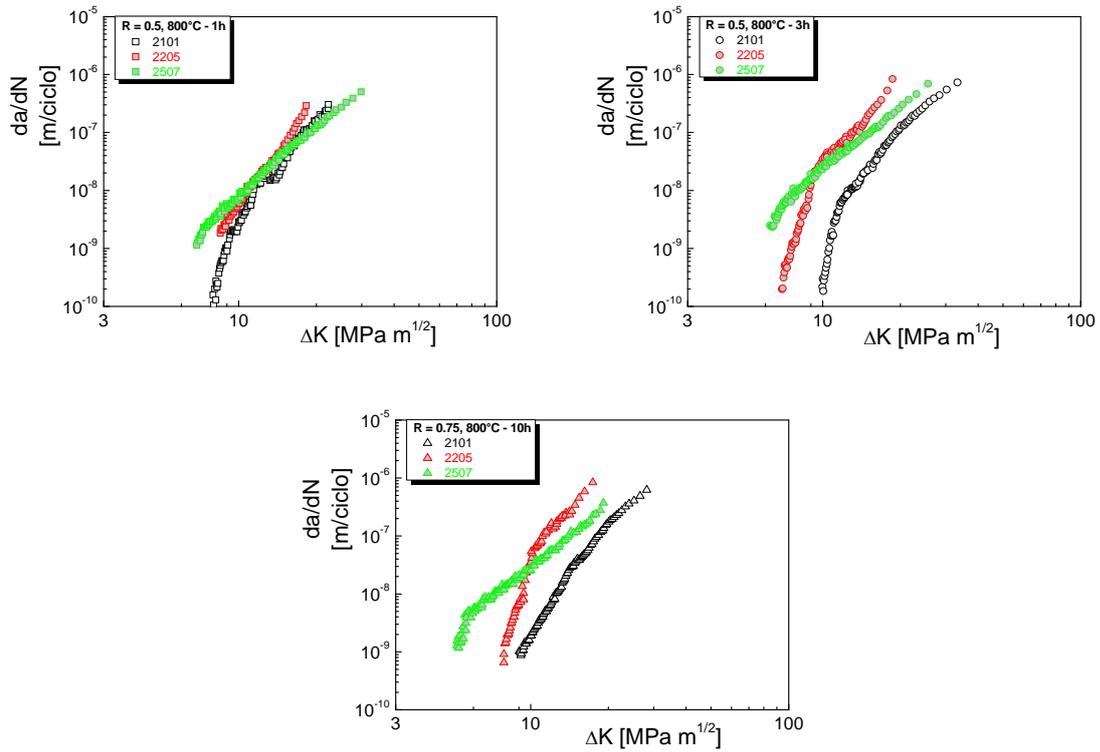


Figura 11: Resistenza alla propagazione della cricca di fatica (800°C – 1, 3, 10 h, R = 0.5).

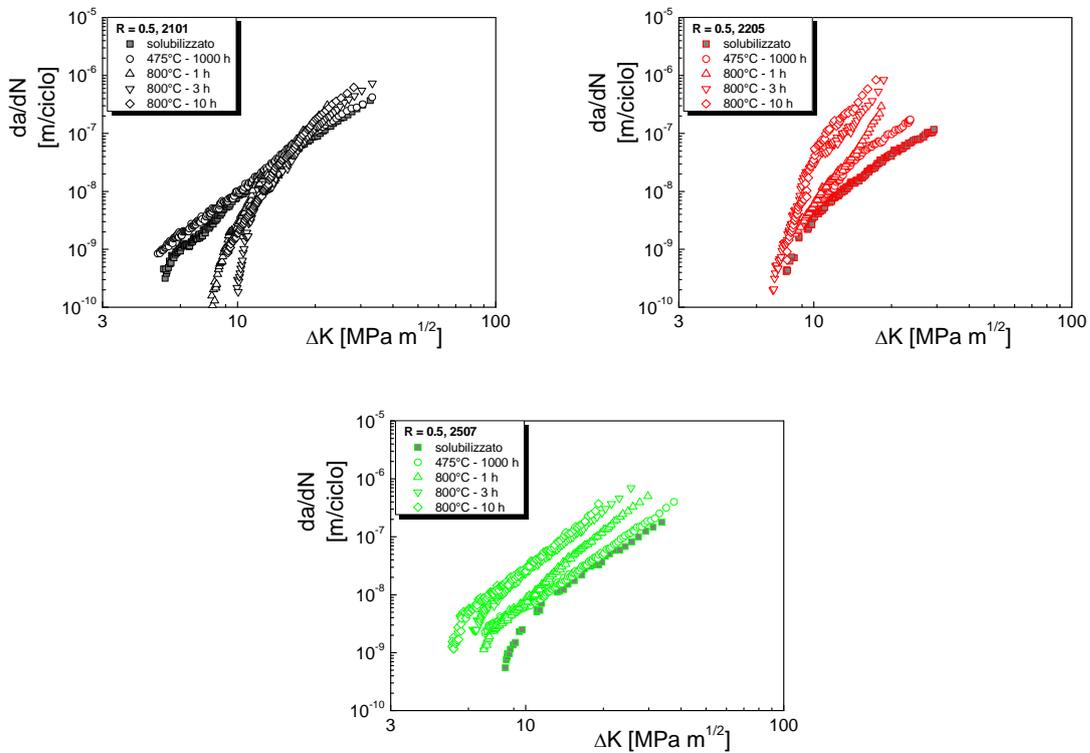


Figura 12: Resistenza alla propagazione della cricca di fatica per i tre acciai investigati (R = 0.5).



Sebbene non siano state effettuate prove di soglia secondo le modalità indicate nella normativa ASTM [24], estrapolando i risultati di propagazione ottenuti è possibile ipotizzare che il 2101 presenti anche valori di soglia ΔK_{th} decisamente inferiori a quelli relativi agli acciai 2205 e 2507.

Per quanto riguarda i micromeccanismi di avanzamento della cricca di fatica nei duplex solubilizzati, questi sono influenzati sia dalle condizioni di sollecitazione, sia per quanto riguarda il ΔK applicato che per il valore di R (in particolare nell'acciaio 2101). Per quanto riguarda i valori più bassi di ΔK , si può osservare una evidente importanza della presenza di striature per tutti e tre gli acciai investigati (Fig. 13, 15, 17); per condizioni di sollecitazione più critiche (valori più elevati di ΔK e/o di R) il clivaggio dei grani ferritici diviene sempre più evidente (Fig. 14, 16, 18), in particolare nell'acciaio 2101 (Fig. 14). Per questo acciaio, infatti, l'estensione delle zone di clivaggio diviene decisamente importante (anche superiore a 50 μm), mentre nel caso del 2205 e del 2507 l'estensione delle zone di clivaggio non supera i 20 μm .

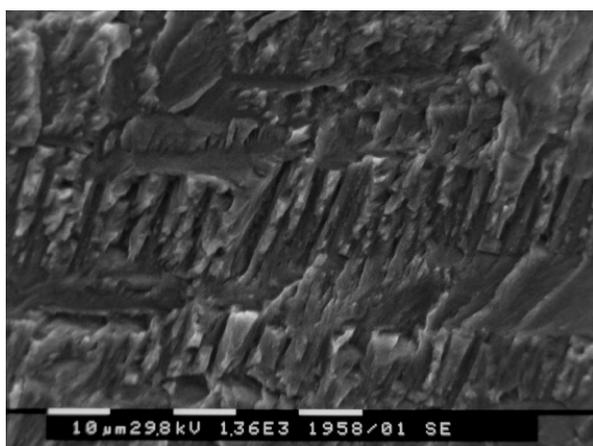


Figura 13: Duplex 2101 solubilizzato: analisi SEM della superficie di frattura ($R = 0.1$; $\Delta K = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

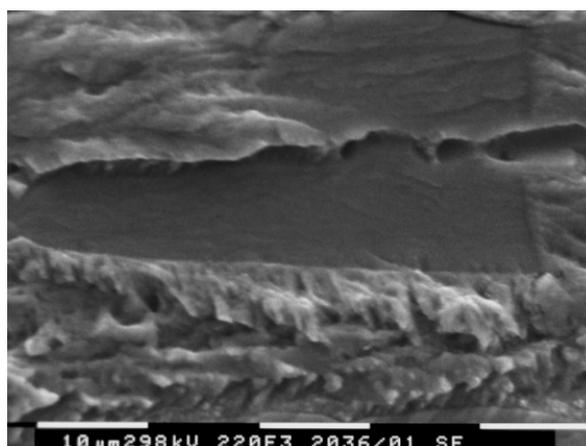


Figura 14: Duplex 2101 solubilizzato: analisi SEM della superficie di frattura ($R = 0.5$; $\Delta K = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

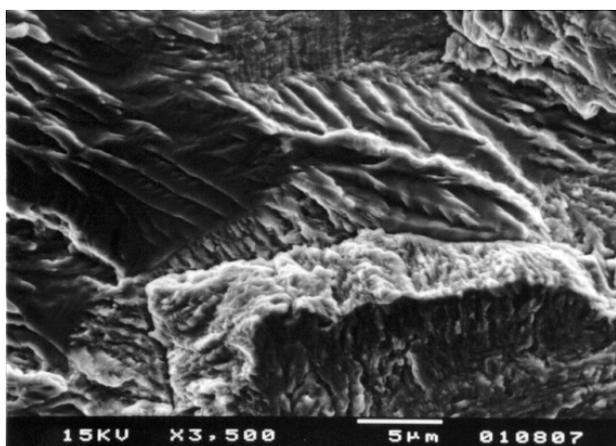


Figura 15: Duplex 2205 solubilizzato: analisi SEM della superficie di frattura ($R = 0.5$; $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

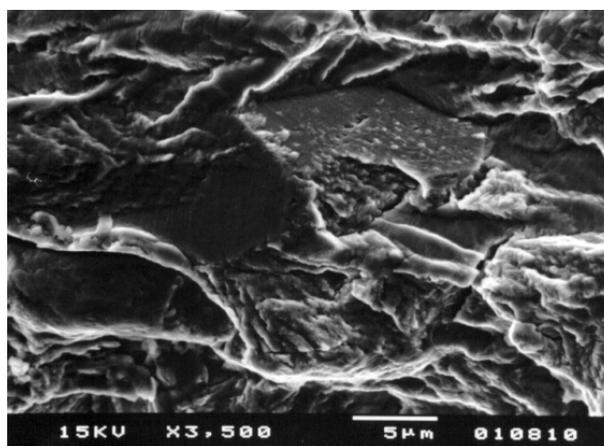


Figura 16: Duplex 2205 solubilizzato: analisi SEM della superficie di frattura ($R = 0.5$; $\Delta K = 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

Per quanto riguarda gli acciai invecchiati a 475°C per 1000 ore, la differente cinetica della precipitazione della fase G evidenziata nella Fig. 2, comporta conseguenze sia sulle velocità di avanzamento macroscopiche (Fig. 10) che sui micromeccanismi di avanzamento (Fig. 19-21). Infatti, le trasformazioni conseguenti all'invecchiamento a 475°C, tutte localizzate nei grani ferritici, comportano un innalzamento molto evidente delle velocità di avanzamento degli acciai più ricchi in elementi di lega (2205 e 2507), che diventano praticamente identiche a quelle ottenute con l'acciaio "economico" 2101 invecchiato. Anche i micromeccanismi sono caratterizzati da una analoga evoluzione. Nell'acciaio 2101 l'invecchiamento a 475°C per 1000 ore non implica un aumento dell'importanza del clivaggio nei grani ferritici (Fig. 19),



mentre nel 2205 e nel 2507 si verifica un aumento evidente della frazione della superficie di frattura interessata da tale morfologia (rispettivamente Fig. 20 e 21), talora con l'evidenza di striature fragili a "spina di pesce".

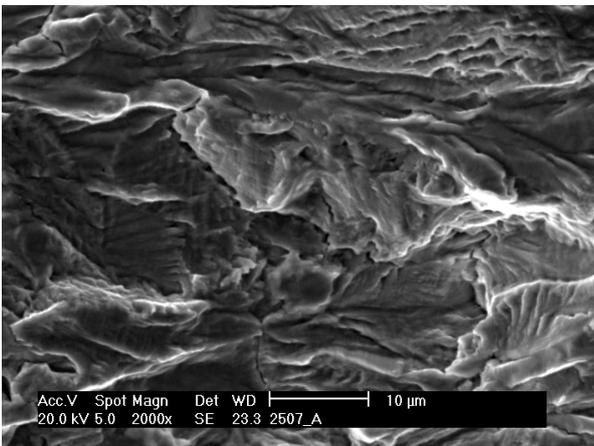


Figura 17: Duplex 2507 solubilizzato: analisi SEM della superficie di frattura ($R = 0.1$; $\Delta K = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

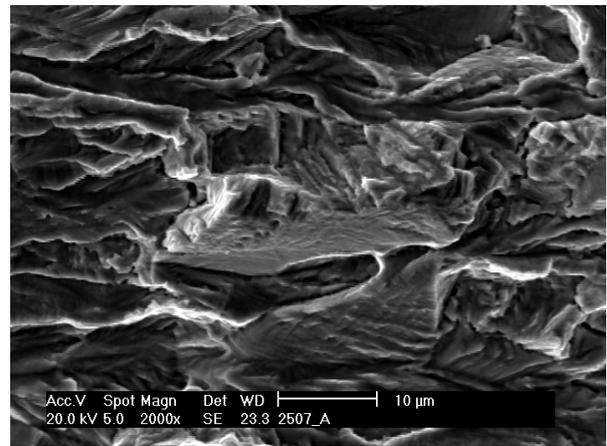


Figura 18: Duplex 2507 solubilizzato: analisi SEM della superficie di frattura ($R = 0.75$; $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

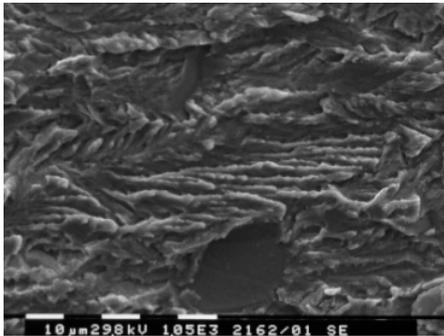


Figura 19: Acciaio 2101 invecchiato 475°C - 1000h. $R = 0.75$; $\Delta K = 11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

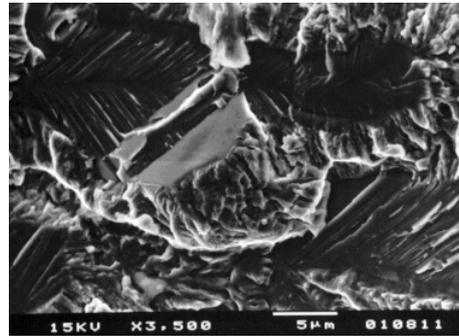


Figura 20: Acciaio 2205 invecchiato 475°C - 1000h. $R = 0.1$; $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

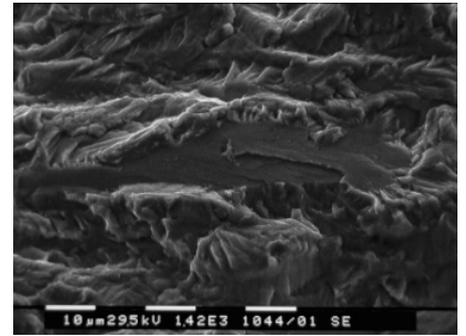


Figura 21: Acciaio 2507 invecchiato 475°C - 1000h. $R = 0.1$; $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Anche nel caso di permanenze ad 800°C , la composizione chimica influenza notevolmente sia la velocità di avanzamento macroscopica (Fig. 11) che i micromeccanismi di avanzamento della cricca (Fig. 22 - 30). Nel caso dell'acciaio 2101, si osserva addirittura un incremento della resistenza alla propagazione della cricca di fatica (Fig. 12), con la soglia ΔK_{th} che aumenta fino a trovare un massimo dopo 3 ore di permanenza ad 800°C pari a circa $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (da confrontare con il valore di circa $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ottenuto con l'acciaio nelle condizioni di consegna). Tale risultato non può essere dovuto solo alla più lenta cinetica di precipitazione dei carburi, nitruri e composti intermetallici (Fig. 5-7), ma è probabilmente legato ad altri fenomeni (ad esempio, una parziale ferritizzazione) ancora oggetto di analisi.

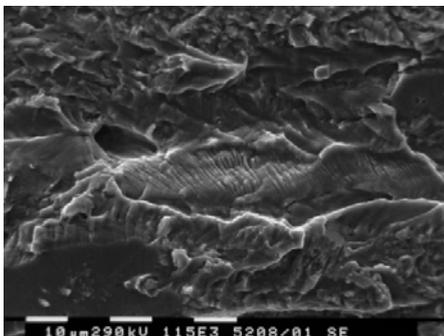


Figura 22: Acciaio 2101 (800°C -1h) $R = 0.5$; $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

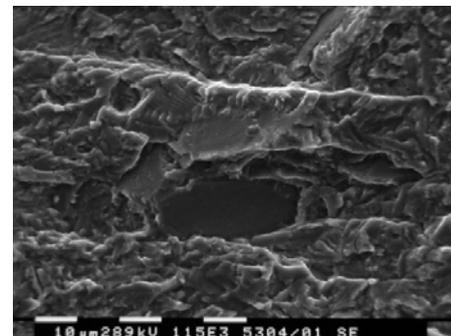


Figura 23: Acciaio 2101 (800°C -3h) $R = 0.5$; $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

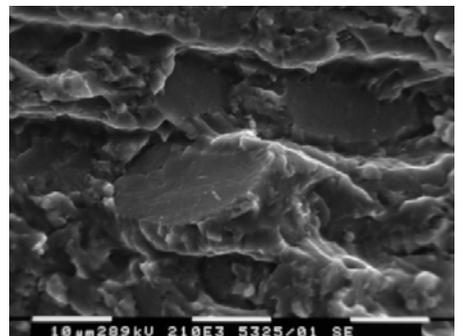


Figura 24: Acciaio 2101 (800°C -10h) $R = 0.5$; $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

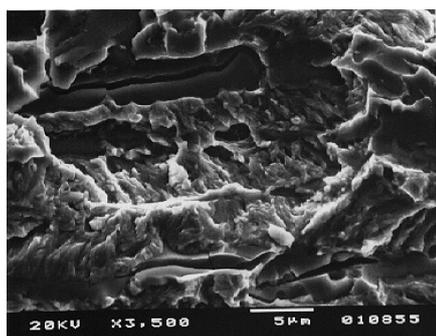


Figura 25: Acciaio 2205 (800°C-1h);
R = 0.5; $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

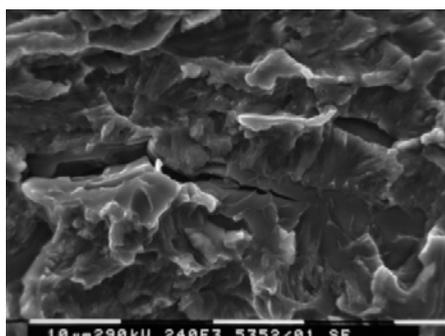


Figura 26: Acciaio 2205 (800°C-3h);
R = 0.5; $\Delta K = 14 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

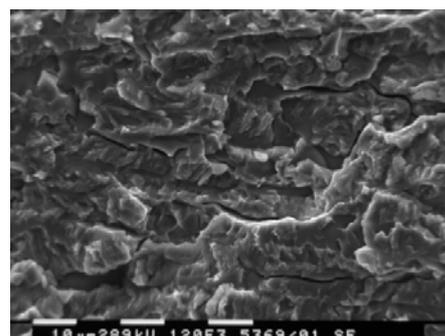


Figura 27: Acciaio 2205 (800°C-10h);
R = 0.5; $\Delta K = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

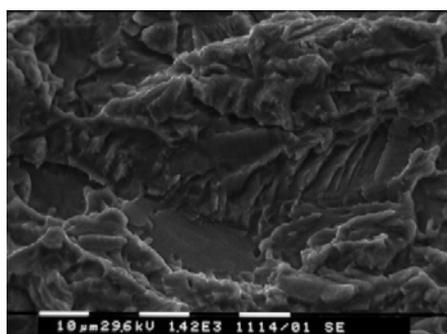


Figura 28: Acciaio 2507 (800°C-1h);
R = 0.5; $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

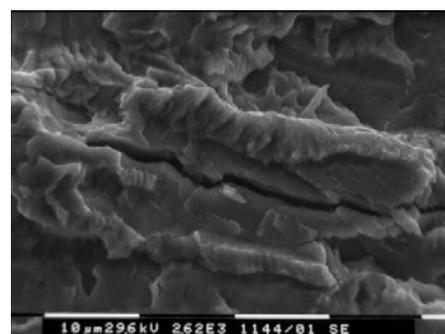


Figura 29: Acciaio 2507 (800°C-3h);
R = 0.5; $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

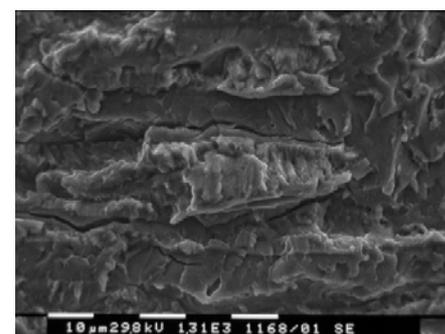


Figura 30: Acciaio 2507 (800°C-10h);
R = 0.5; $\Delta K = 9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Per quanto riguarda i micromeccanismi di avanzamento, l'acciaio 2101 invecchiato per 1000 ore a 475°C non sembra differire molto dall'acciaio nelle condizioni di consegna (solubilizzato a 1050°C per 1 ora): le superfici di frattura sono caratterizzate dalla presenza di striature e di aree di clivaggio, con rarissime cricche secondarie.

Nel caso dell'acciaio 2205, si può osservare che i trattamenti termici divengono evidenti solo negli stadi II e III di propagazione della cricca di fatica (Fig. 12), rispettivamente lo "stadio di Paris" e la rottura di schianto, mentre la soglia ΔK_{th} sembrerebbe essere sostanzialmente indipendente dal trattamento subito dal materiale. L'incremento della pendenza dello stadio di Paris è sempre più evidente con l'aumentare della permanenza a 800°C, fino a raggiungere dopo 10 ore velocità di avanzamento macroscopiche di quasi due ordini di grandezza più elevate rispetto all'acciaio solubilizzato. Per quanto riguarda i micromeccanismi di avanzamento (Fig. 25-27), si può osservare che la rottura per clivaggio dei grani ferritici è ottenuta anche per valori di ΔK non elevati per tutte e tre le permanenze a 800°C investigate. Inoltre, all'aumentare della permanenza ad 800°C, il progressivo infragilimento dei grani ferritici comporta un deciso incremento della densità di cricche secondarie sia transgranulari che intergranulari.

Nel caso dell'acciaio 2507 si può osservare che i trattamenti termici influenzano la resistenza alla propagazione della cricca di fatica in tutti e tre gli stadi, dalla soglia ΔK_{th} alla rottura di schianto (Fig. 12). Dopo 10 ore di permanenza, l'incremento della velocità di avanzamento macroscopica è di circa un ordine di grandezza, indipendentemente dal valore del ΔK applicato. Per quanto riguarda i micromeccanismi di avanzamento della cricca, si può osservare un comportamento analogo all'acciaio 2205, con il clivaggio e la formazione di cricche secondarie sia transgranulari che intergranulari che divengono sempre più importanti all'aumentare della permanenza ad 800°C. L'incremento dell'evidenza delle cricche secondarie con la durata del trattamento a 800°C consiste sia in un aumento della loro densità che nell'incremento della loro lunghezza media.

CONCLUSIONI

In questo lavoro sono raccolti e discussi i risultati ottenuti negli ultimi anni presso l'Università di Cassino e l'Università di Roma "Sapienza" relativi all'analisi della resistenza alla propagazione in aria della cricca di fatica negli acciai inossidabili austeno-ferritici (duplex). Tale analisi è stata effettuata analizzando l'influenza della composizione



chimica (investigando tre acciai inossidabili duplex: 2101, 2205 e 2507), delle modifiche microstrutturali conseguenti a trattamenti termici (considerando gli acciai dopo solubilizzazione, invecchiamento a 475°C per 1000 ore e rinvenimento a 800°C per 1, 3 e 10 ore) e delle condizioni di sollecitazione (tre differenti rapporti di carico, rispettivamente pari a 0.1, 0.5, 0.75).

Dai risultati delle analisi metallografiche (LOM, SEM e TEM), delle prove di propagazione di cricche di fatica e delle analisi SEM delle superfici di frattura, è possibile riassumere i seguenti risultati:

- Dopo solubilizzazione a 1050°C per 1 ora (condizioni di consegna), l'acciaio duplex "economico" 2101 risulta essere caratterizzato da una resistenza alla propagazione della cricca di fatica inferiore rispetto agli acciai 2205 e 2507 per tutti i rapporti di carico investigati, con valori di soglia ΔK_{th} inferiori e velocità di propagazione più elevate; la composizione chimica non sembra invece influenzare la resistenza alla propagazione per gli acciai duplex maggiormente legati: il 2205 ed il 2507 sono caratterizzati da valori $da/dN-\Delta K$ praticamente identici, per tutte le condizioni di sollecitazione investigate.

- A causa della differente composizione chimica, l'acciaio 2101 risulta essere molto meno suscettibile al fenomeno dell'infragilimento a 475°C per 1000 ore rispetto al 2205 ed al 2507 (valori di $da/dN-\Delta K$ praticamente identici a quelli ottenuti con l'acciaio solubilizzato); nel caso dell'acciaio 2205, la permanenza a 475°C comporta un incremento delle velocità di avanzamento nelle fasi II e III, lasciando praticamente immutata la soglia ΔK_{th} , mentre nel caso dell'acciaio 2507 il peggioramento riguarda tutte e tre le fasi dell'avanzamento, dalla soglia alla rottura di schianto.

- La permanenza ad 800°C sembra addirittura migliorare la resistenza alla propagazione della cricca di fatica nell'acciaio 2101, mentre nel caso del 2205 e del 2507 il peggioramento diviene sempre più evidente sia considerando la velocità di avanzamento macroscopica, che i micromeccanismi di avanzamento, con l'importanza del clivaggio e delle cricche secondarie intergranulare e transgranulare che aumenta con la durata del trattamento ad 800°C.

BIBLIOGRAFIA

- [1] I. Alvarez-Armas, *Recent Patents on Mechanical Engineering*, 1 (2008) 51.
- [2] J. Charles, *Duplex Stainless Steels 91*. Les Editions de Physique, Beune, Francia, (1991) 3.
- [3] J. Foct, 1st European Stainless Steel Conference, Firenze, AIM ed, 2 (1993) 391.
- [4] J. Charles, *Duplex Stainless Steel 97- 5th World Conference*, (1997).
- [5] S. Bernhardsson, *Duplex Stainless Steels 91*. Les Editions de Physique, Beune, Francia, (1991) 185.
- [6] R. N. Gunn, *Duplex stainless steels – Microstrutture, properties and applications*, Abington Publishing, Cambridge, England, (1997).
- [7] E. Ramous, *La Metallurgia Italiana*, 4 (2004) 37.
- [8] M. Guttman, *Duplex Stainless Steels 91*. Les Editions de Physique, Beune, Francia, (1991) 79.
- [9] A. Mateo, L. Llanes, M. Anglada, A. Redjaimia, G. Metauer, *J. of Materials Science*, (1997) 4533.
- [10] F. Danoix, P. Auger, *Materials Characterization*, 44 (2000) 177.
- [11] C.J. Park, H.S. Kwon, *Corrosion Science*, 44 (2002) 2817.
- [12] J. Charles, P. Pugeault, F. Dupouiron, D. Catelin, *Bulletin du Cercle des Métaux*, XV (1988) 24.
- [13] F. Iacoviello, F. Casari, S. Gialanella, *Corrosion Science*, 47 (2005) 909.
- [14] F. Iacoviello, M. Habashi, M. Cavallini, *Materials Science and Engineering A*, A224 (1997) 116.
- [15] F. Iacoviello, J. Galland, M. Habashi, *Corrosion Science*, 260(40) (1998) 1281.
- [16] F. Iacoviello, M. Boniardi, G.M. La Vecchia, *Int. J. of Fatigue*, 21 (1999) 957.
- [17] F. Casari, V. Di Cocco, F. Iacoviello, G. Ischia, *Atti del Duplex 2007*, (2007) 36.
- [18] A.J. Strutt, G.N. Lorimer, C.V. Roscoe, K.J. Gradwell, *Duplex stainless steel '86*, The Hague, Nederland, (1986) 310.
- [19] M. Boniardi, F. Iacoviello, G.M. La Vecchia, *La Metallurgia Italiana*, 88(4) (1996) 267.
- [20] V. Di Cocco, E. Franzese, F. Iacoviello, S. Natali, *Atti del 31° Convegno Nazionale AIM*, Milano, (2006) 30.
- [21] V. Di Cocco, E. Franzese, F. Iacoviello, S. Natali, *Atti del Duplex 2007*, (2007) 37.
- [22] E. Franzese, V. Di Cocco, S. Natali, F. Iacoviello, *Atti del Convegno IGF XIX*, Milano, (2007) 12.
- [23] V. Di Cocco, E. Franzese, F. Iacoviello, S. Natali, *XXXII Convegno Nazionale AIM*, Ferrara, (2008) 86.
- [24] ASTM Standard test Method for Measurements of fatigue crack growth rates (E647-93), *Annual Book of ASTM Standards* (1993), 0301, American Society for Testing and Materials.