

STABILITÀ DI GIUNZIONI DI ACCIAIO INOSSIDABILE AUSTENITICO PER RECIPIENTI A PRESSIONE: COMPARAZIONE FRA DIVERSI METODI DI SALDATURA.

G. Poli, D. Prandstraller

Istituto di Metallurgia, Università di Bologna, Viale Risorgimento 4, 40136 Bologna
e-mail: poli@bomet.fci.unibo.it; daria@bomet.fci.unibo.it

Sommario

Sono state studiate saldature di testa a cianfrino simmetrico su AISI 316 e 304, in accoppiamento sia omogeneo che eterogeneo: esse trovano largo impiego nella realizzazione di recipienti a pressione usati in ambienti fortemente aggressivi. Le giunzioni sono state eseguite manualmente o in regime semiautomatico con sistemi TIG, MIG e ad arco elettrico. I materiali di apporto sono stati di volta in volta scelti in funzione del tipo di acciaio e della tecnica di saldatura. Le indagini sperimentali hanno interessato il cordone di saldatura e le corrispondenti ZTA. Mediante diffrazione di raggi X (XRD) è stata eseguita una valutazione comparativa dello stato tensionale residuo indotto dalla saldatura. Dalle piastre saldate sono stati ricavati: a) provini di resilienza con intaglio sul cordone e sulla ZTA; b) provini CT con intaglio in corrispondenza del cordone di saldatura, su cui è stata eseguita la valutazione della velocità di propagazione della frattura di fatica. A completamento della indagine sperimentale sono state eseguite valutazioni microstrutturali e micro- e macrosclerometriche. I dati sperimentali sono esaminati in termini di comparazione fra le diverse tecniche di saldatura, evidenziando le differenze in grado di indirizzare eventuali procedure di scelta.

Abstract

Butt welds of AISI 316 and 304 stainless steels, both in homogeneous and heterogeneous combination, were studied. They are widely employed to build pressure vessels working in chemically aggressive environments. TIG, MIG and shielded metal-arc welds are realized with manual and semi-automatic procedures. Experimental tests concerned the heat-affected and the melted zones. From welded plates two kinds of specimens were made for:

- *impact tests (notches in the heat-affected and the welding zones);*
- *fatigue tests (notches in the welding zones).*

A comparative evaluation of the residual stress state induced in welds was carried out by XRD. Micro- and macro-hardness tests and studies of the microstructures completed the welding characterization.

Experimental data were evaluated in order to compare the welding techniques and to point out differences which could drive selection proceedings.

Introduzione

Le usuali procedure di progettazione dei recipienti a pressione (*YBB*, *yield before break*; *BBL*, *break before leak*; *LBB*, *leak before break*) prevedono, nella scelta dei materiali, la massimizzazione di indici di prestazione IdP soltanto leggermente diversi fra loro [1]. Ciò obbedisce al criterio secondo cui è opportuno favorire la deformazione plastica, o eventualmente la perdita del recipiente, piuttosto che la sua esplosione. In particolare IdP assume la forma:

$$IdP = \frac{(K_{Ic})^n}{R_{P0.2}} \quad (1)$$

con $n=1$ o $n=2$ a seconda del metodo di progettazione usato. In tal modo, nel caso di geometria cilindrica, è possibile prevedere la dimensione massima del difetto sopportabile nel materiale in relazione all'entità delle tensioni circonferenziali di esercizio \mathbf{s} , pari a:

$$\mathbf{s} = \frac{P r}{2s} \quad (2)$$

con P = pressione di esercizio, r = raggio e s = spessore di parete del recipiente.

Quando a sollecitazioni meccaniche se ne abbinano altre di tipo chimico, con le risultanti sinergiche conosciute come tensiocorrosione e corrosione-fatica, la scelta del materiale più adatto alla fabbricazione dei recipienti a pressione è univocamente indirizzata verso gli acciai inossidabili. Questi materiali combinano la resistenza alla corrosione con caratteristiche meccaniche particolarmente adatte all'uso specifico (alti valori di K_{Ic} , relativamente bassi valori di $R_{P0.2}$ [2]) che permettono di progettare con alti valori di IdP . Nei casi più critici sono usati acciai inossidabili a matrice austenitica, nel tipo AISI 316L per le zone del recipiente più sollecitate (corpo e fondo) e AISI 304 nelle zone a più bassa sollecitazione chimica (testa). Di contro per fabbricare recipienti di notevoli dimensioni è necessario eseguire operazioni di giunzione tramite saldatura delle singole virole: ciò richiede l'uso di tecniche specifiche per evitare o contenere la generazione di aree a microstruttura modificata, deboli sia meccanicamente (Zona Termicamente Alterata, ZTA), sia chimicamente (Zona di Sensibilizzazione, ZS). Se a ciò si abbina la loro difettosità costituzionale, trova evidente giustificazione il fatto che la quasi totalità dei collassi strutturali si verifica in corrispondenza delle saldature. Risulta pertanto ancora attuale l'esecuzione di ricerche sperimentali in questo campo, al fine di individuare la miglior combinazione di parametri di saldatura in grado di minimizzare gli effetti suddetti.

1. Prove sperimentali e discussione dei risultati

Sono state fabbricate n° 10 piastre 160 x 80 x 8 mm mediante saldatura di testa longitudinale di due semipiastre in acciaio inossidabile austenitico. La loro tipologia, assieme ai dati necessari per identificare materiali e modalità esecutive della giunzione, è riportata in Tab. I. Dopo analisi visiva per verificare l'integrità macroscopica della saldatura, ogni piastra è stata sezionata secondo lo schema di fig. 1, ottimizzato allo scopo di ricavare il massimo numero di provini utili per le successive indagini sperimentali.

Tabella I - Metodi di saldatura e caratteristiche tecniche (vedi nota [1])

Camp.	MB1	MB2	Materiale d'apporto	Tipo	Gas di protezione	Vel. saldatura, v [m/min]	Parametri elettrici	App. termico HI [J/cm] [3]
A1	AISI 316L	AISI 316L	AISI 316L $\varnothing_{bac}=1.2$ mm	TIG manuale	Ar (P= 8 bar)	0.15	$V_{cortocir.}= 20-30$ V $i_{cc}= 160$ A, pol. diretta	19200
A2	AISI 316L	AISI 316L	AISI 316 $\varnothing_{filo}=1.2$ mm	MIG (<i>Spray-Arc</i>) semiautomatico [2]	(Ar + CO ₂)	0.45	$V_{cortocir.}= 20$ V $i_{cc}= 150$ A, pol. inversa	4000
A3.1	AISI 316L	AISI 316L	AISI 316L-17 2.5×350mm	arco elett. manuale (rivestimento rutilo)	-	0.12	$V_{cortocir.}= 20-30$ V $i_{cc}= 86$ A, pol. inversa	12900
A3.2	AISI 316L	AISI 316L	AISI 316L-16 2.5×350mm	arco elett. manuale (rivestimento basico)	-	0.10	$V_{cortocir.}= 20-30$ V $i_{cc}= 86$ A, pol. inversa	15480
B1	AISI 316L	AISI 304	AISI 316L $\varnothing_{bac}=1.2$ mm	TIG manuale	Ar (P= 8 bar)	0.18	$V_{cortocir.}= 20-30$ V $i_{cc}= 160$ A, pol. diretta	16000
B2	AISI 316L	AISI 304	AISI 316 $\varnothing_{filo}=1.2$ mm	MIG (<i>Spray-Arc</i>) semiautomatico [2]	(Ar + CO ₂)	0.45	$V_{cortocir.}= 20$ V $i_{cc}= 150$, pol. inversa	4000
B3.1	AISI 316L	AISI 304	AISI 316L-17 2.5×350mm,	arco elett. manuale (rivestimento rutilo)	-	0.15	$V_{cortocir.}= 20-30$ V $i_{cc}= 86$ A, pol. inversa	10320
B3.2	AISI 316L	AISI 304	AISI 316L-16 2.5×350mm	arco elett. manuale (rivestimento basico)	-	0.10	$V_{cortocir.}= 20-30$ V $i_{cc}= 86$ A, pol. inversa	15480
C1	AISI 304	AISI 304	AISI 304L $\varnothing_{filo}=2.2$ mm	TIG manuale	Ar (P= 8 bar)	0.15	$V_{cortocir.}= 20-30$ V $i_{cc}= 160$ A, pol. diretta	19200
C3	AISI 304	AISI 304	AISI 308L-17 2.5×350mm	arco elett. manuale (rivestimento rutilo)	-	0.15	$V_{cortocir.}= 20-30$ V $i_{cc}= 86$ A, pol. inversa	10320

Note:

- [1] Saldature di testa, con cordone a doppio Y. Direzione di laminazione piastre longitudinale rispetto la saldatura. Su un lato due passaggi, sul lato opposto un solo passaggio. Ambiente: T = 20°C, pressione atmosferica.
- [2] MIG semiautomatico: erogazione del filo-elettrodo automatica, saldatura manuale.
- [3] Apporto termico calcolato tramite la: $HI = \frac{60 Vi}{v}$

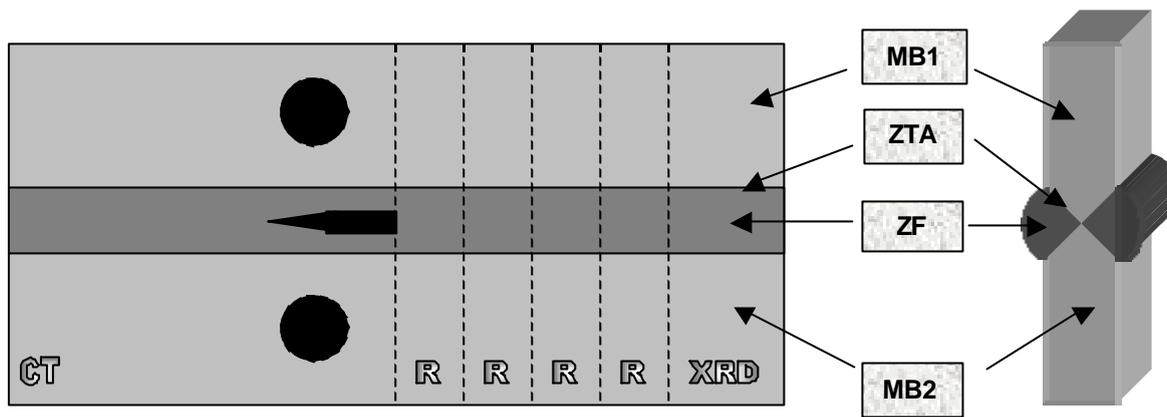


Figura 1

Modalità di prelievo dei campioni per le prove di DK_{th} (CT), di resilienza (R), e per l'analisi diffrattometrica (XRD). MB1-2=Materiali base; ZTA= Zona Termicamente Alterata; ZF= Zona Fusa.

In fig. 2a-b, sono riportati esempi degli aspetti microstrutturali della saldatura, rilevati mediante MO su sezioni trasversali, previa preparazione metallografica (lappatura e successivo attacco elettrochimico in soluzione acquosa in 10% vol. di acido ossalico): non sono state rilevate differenze microstrutturali importanti fra i diversi campioni. In particolare è sempre presente nel punto di contatto fra i cianfrini un'area decoesa, spesso ripiena di scoria.

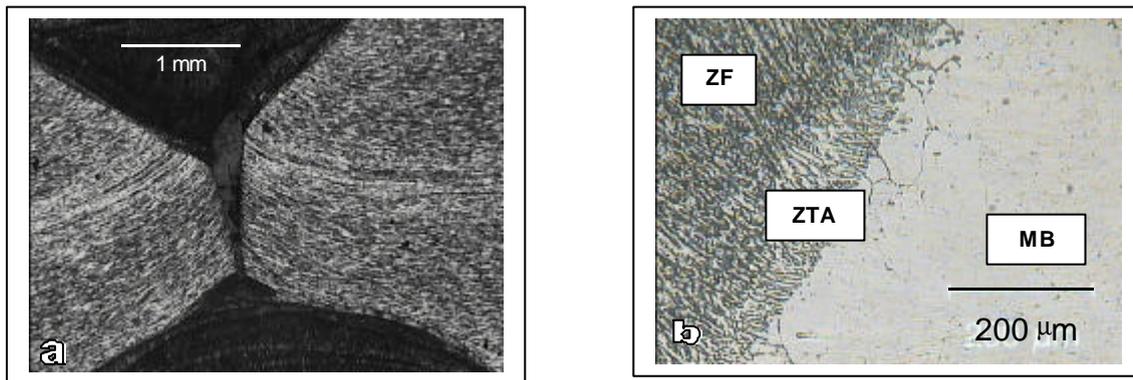


Figura 2

Esempi di microstrutture delle saldature.

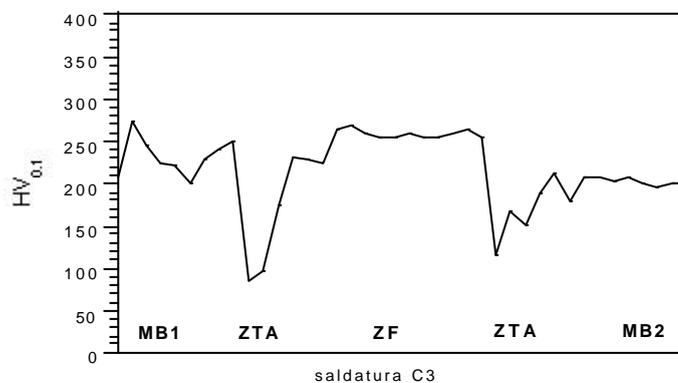


Figura 3

Profilo di microdurezza $HV_{0.1}$ nella saldatura del campione C3

Sulle stesse superfici oggetto dell'indagine microstrutturale sono stati eseguiti profili microsclerometrici HV_{0.1} che, partendo da MB1, hanno interessato la ZTA e la ZF (circa a metà del cordone di saldatura), per finire, dopo aver attraversato la corrispondente ZTA, su MB2. I risultati, congruenti ed omogenei nei vari campioni, sono del tipo di quelli riportati in fig. 3, relativi al profilo HV_{0.1} sul campione C3. Si può notare il forte decremento di microdurezza in corrispondenza delle ZTA, mentre in ZF si hanno valori simili a quelli del MB. Sulle piastre saldate sono state eseguite misure di durezza HRA in corrispondenza delle ZTA e di ZF: i valori, riportati in Tab. II, sono coerenti con i valori di microdurezza.

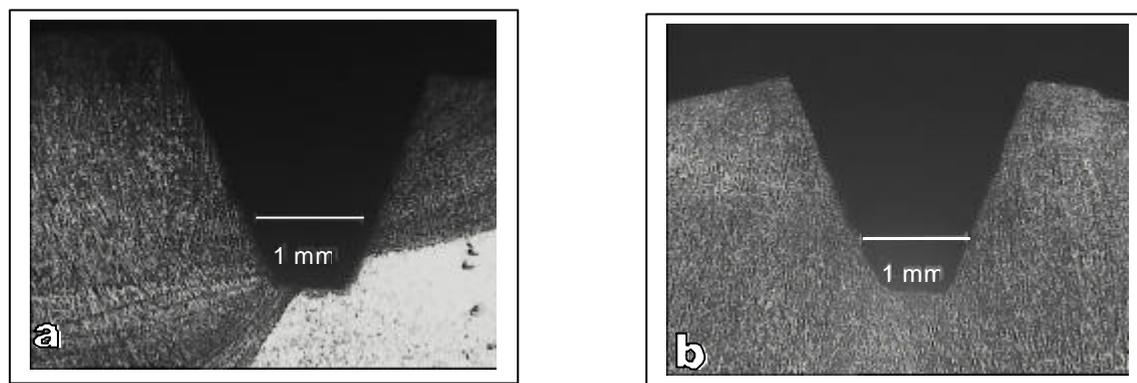


Figura 4
Apice dell'intaglio su ZTA (a) e su ZF (b) in provini di resilienza

Tabella II – valori di durezza HRA e di Resilienza

Camp.	Zona di prova/intaglio	HRA	Resilienza [J/cm ²]	%E _n
A1	ZF	51.0	200	46.5
	ZTA	45.0	>202	-
A2	ZF	49.0	243	57.8
	ZTA	48.0	187	48.0
A3.1	ZF	50.0	140	51.2
	ZTA	48.8	199	52.3
A3.2	ZF	48,6	85	59.7
	ZTA	49.3	173	50.8
B1	ZF	47.7	>215	-
	ZTA	50.8 _a / 47.7 _b	208 _c	54.8 _c
B2	ZF	49.7	97	50.4
	ZTA	47.0 _a / 48.4 _b	157 _c	75.5 _c
B3.1	ZF	50.5	94	58.1
	ZTA	49.0 _a / 50.7 _b	>201 _c	-
B3.2	ZF	48.5	90	58.1
	ZTA	49.1 _a / 45.6 _b	207 _c	53.8 _c
C1	ZF	50.0	92	48.3
	ZTA	50.0	>235	-
C3	ZF	51.4	75	60.4
	ZTA	51.4	268	39.9

Note:

Durezza MB: 316L= 44.9 HRA; 304= 54.0 HRA

a= lato 316 L; b= lato 304; c= valore mediato tra ZTA lato 316L e ZTA lato 304

Sono stati realizzati provini di resilienza Charpy-V ($r_{\text{apice}} = 2 \text{ mm}$), aventi l'apice dell'intaglio localizzato nella ZTA o al centro della ZF (fig. 4a-b). Le prove, eseguite secondo modalità standard [3], hanno fornito i valori di resilienza di Tab. II che, per validare il confronto relativo, sono stati riferiti all'area della sezione trasversale, parametro leggermente variabile da provino a provino. Si precisa che, a causa dell'elevata tenacità dei materiali testati, alcuni provini non sono giunti a rottura, invalidando la prova: in tali casi viene egualmente riportato il valore misurato sperimentalmente, dato puramente qualitativo, da intendersi come limite inferiore della resilienza del provino.

Mediante strumentazione estensimetrica del pendolo Charpy è stata registrata la funzione forza F/spostamento di cui si riportano in fig. 5a-b alcuni andamenti caratteristici. L'area sottesa dalla curva sperimentale è proporzionale all'energia totale (E_{tot}) coinvolta nel processo di rottura del provino. Tale entità deriva dalla somma di due contributi distinti:

$$E_{\text{tot}} = E_n + E_p \quad (3)$$

dove:

E_n = area sottesa fino a F_m , valore massimo della forza offerta dal materiale come reazione all'avanzamento del pendolo, a cui consegue un accumulo di energia del sistema;

E_p = area sottesa da F_m fino all'azzeramento di F. In questa fase si ha propagazione instabile del difetto e conseguente rilascio energetico.

Nel caso di materiali fragili E_p tende a zero, valore raggiunto nel caso di puro clivaggio [4, 5]. Se il materiale ha comportamento duttile, E_p è un indice della plasticizzazione all'apice del difetto durante la propagazione. Gli acciai inossidabili austenitici massimizzano quest'ultimo effetto. Per tale ragione in tabella II si è scelto di riportare, accanto ai valori di resilienza, proporzionali a E_{tot} , la frazione percentuale di E_n rispetto alla E_{tot} .

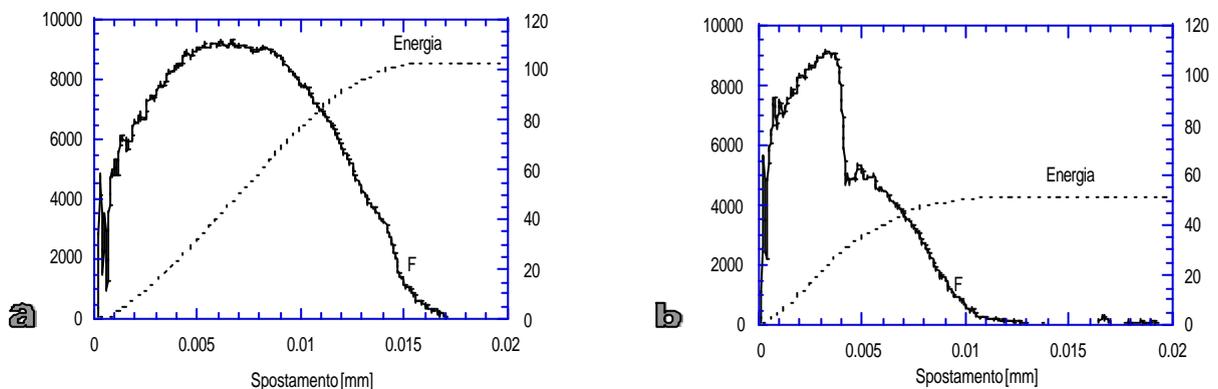


Figura 5

Esempi di curve forza/spostamento di provini Charpy-V. Andamenti di tipo a) sono riscontrabili su provini con intaglio in ZTA; quelli di tipo b) su provini con intaglio in ZF.

Per quanto suddetto, andamenti come quello in fig. 5b sarebbero da attribuire ad una propagazione instabile in modalità fragile del difetto. In realtà, data l'evidente duttilità dei materiali esaminati, è necessario ricercare altra spiegazione. Esami stereomicroscopici post-frattura hanno evidenziato che la zona di decoesione, spesso presente al centro di saldatura (fig. 2b), è ciò che causa tale comportamento. Infatti, se in fase di propagazione si incontrano tali zone, è necessariamente assente il fenomeno di plasticizzazione che si ripresenta soltanto quando la fessura ritorna a propagarsi nel metallo. Nei provini con intaglio localizzato nella ZTA questo non può avvenire per la mancanza di zone decoese, giustificando così il diverso aspetto della curva di fig. 5a, indice dell'elevata duttilità del materiale.

Tabella III

Valori sperimentali di ΔK_{th}

Camp.	ΔK_{th} (MPa m ^{1/2})
A1	19.5
A3.2	20.4
B1	24.1
B2	20.9
B3.1	13.4
B3.2	20.0
C1	20.7
C3	20.4

Per la valutazione del tasso di avanzamento per fatica delle microfessurazioni sono stati realizzati provini CT prelevati come da schema di fig. 1. Secondo modalità correnti, l'intaglio è stato eseguito sul cordone di saldatura. Vincoli dimensionali non consentono di soddisfare la condizione di deformazione piana, impedendo la corretta valutazione del K_{IC} . Perciò, al fine di una comparazione consistente, è stato utilizzato il parametro ΔK_{th} , valutato tramite prove in controllo di carico: dopo la fase di precriccaggio, necessaria per propagare la cricca dalle dimensioni inizialmente nulle (fondo intaglio) fino a circa 4 mm, il ΔK applicato viene progressivamente diminuito, fino all'individuazione del ΔK_{th} , per valori di tasso di

avanzamento del difetto dell'ordine di 10^{-10} - 10^{-12} m/ciclo. In fig. 6a-c è riportato l'andamento del tasso di avanzamento del difetto rispetto al ΔK , funzione il cui tratto pseudolineare è descritto dalla nota legge di Paris. In Tab. III sono raccolti i valori determinati sperimentalmente, precisando che, per ragioni collegate all'eterogeneità strutturale delle saldature, su qualche provino CT non è stato possibile arrivare a determinare il ΔK_{th} .

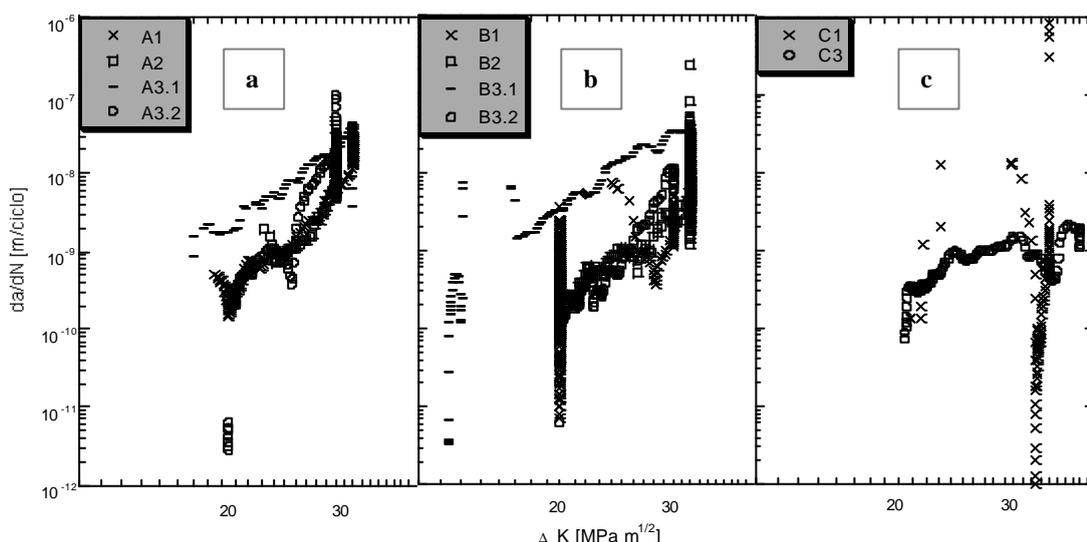


Figura 6

Curve sperimentali relative al tasso di avanzamento del difetto in funzione del ΔK . Si nota che su parecchi provini CT è stato possibile valutare ΔK_{th} , i cui valori sono riportati in Tab. II.

Diffrattogrammi RX sono stati eseguiti utilizzando la radiazione $CoK\alpha$ monocromatica per incidere su ZF e su entrambe le ZTA. Le indagini sono state compiute su ogni saldatura sia sulla superficie a due passate che su quella opposta, ad una sola passata.

I risultati pongono in evidenza:

- una differenza di tessitura sulle diverse ZF, dovuta principalmente all'apporto termico HI di diversa entità (Tab. I) che condiziona le modalità di solidificazione. E' probabile che l'effetto sia da collegare anche alla diversa natura del metallo d'apporto;
- che sulle ZTA si è ottenuto un forte addolcimento del metallo, con la scomparsa di qualsiasi effetto da collegare ai precedenti trattamenti meccanici subiti dai semilavorati;
- lo stato tensionale residuo su ZF e sulle ZTA è di piccola entità, in relazione all'elevata capacità di assorbimento delle sollecitazioni tipica degli acciai inossidabili austenitici.

Conclusioni

Vengono presentate alcune considerazioni sull'integrità strutturale delle giunzioni in acciaio inossidabile austenitico e sul loro comportamento in esercizio, con particolare riguardo alle condizioni di stabilità dei macro- o microdifetti in esse indotti dai modi di saldatura.

Parecchie delle saldature esaminate presentano ampie aree decoese localizzate nella zona di accosto dei lembi. Queste sono sede di accumulo di scoria e, agendo come difettosità intrinseca, condizionano fortemente la stabilità della giunzione. Infatti viene di molto decrementata E_{rob} , energia a rottura valutata mediante resilienza strumentata con intaglio in ZF. Inoltre si riscontra un notevole abbassamento dei valori di $\%E_p$ (differenza a 100 di $\%E_n$), con la apparente propagazione dei difetti in condizioni di impatto secondo modalità di tipo fragile. Ciò è in evidente contrasto con l'elevata duttilità tipica di tutti i materiali esaminati. Di contro si nota una bassa variabilità dei risultati sperimentali relativi al tasso di avanzamento dei difetti per fatica: tranne poche eccezioni i valori sperimentali di DK_{th} sono compresi fra 20 e 21 MPa.m^{1/2}. A giustificazione delle piccole differenze di DK_{th} è necessario porre l'effetto dell'apporto termico HI associato alle diverse modalità di saldatura: ciò induce stati tensionali e tessiture in ZF solo leggermente differenti tra loro, ma tali da condizionare le modalità di propagazione del difetto.

Indipendentemente dal materiale su cui si localizzano, in tutte le giunzioni esaminate sono presenti ZTA dotate di alta duttilità, come deducibile dai valori di $\%E_p$ spesso molto elevati. Pertanto in tali zone si riscontra una elevata tendenza a limitare il tasso di avanzamento delle microfessurazioni da fatica mediante plasticizzazione. Questo effetto può risultare molto positivo nelle condizioni operative dei recipienti a pressione tanto che, se le modalità progettuali sono state convenientemente sviluppate, rende sopportabile il decremento locale di caratteristiche meccaniche statiche sperimentalmente evidenziato dall'abbassamento dei valori di durezza.

In definitiva, si può affermare che, non esistendo differenze di qualità sostanziali attribuibili al metodo di giunzione, la scelta debba essere di volta in volta eseguita sulla base di altri parametri. Tra questi potrebbero prevalere la velocità di saldatura e la minimizzazione dell'intervento manuale, quest'ultima condizione al fine di migliorare la costanza qualitativa. Nei casi esaminati, queste condizioni paiono ottimizzate con la tecnica MIG semiautomatica.

Ringraziamenti

Questa ricerca è finanziata dal MURST, fondi ex 60%. Si ringraziano i Sigg. Bulgarelli, Dalla Vecchia, Ferrari e Zeccoli per il contributo offerto per l'esecuzione delle prove sperimentali.

Bibliografia

- [1] Ashby M. F., *"Materials Selection in Mechanical Design"*, Pergamon Press, **1992**
- [2] Ashby M. F., D. R. H. Jones *"Engineering materials"*, vol. I e II, Pergamon Press, **1986**
- [3] ASTM E 23, *"Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials"* **1998**
- [4] AA.VV., *"Evaluating material properties by dynamic testing"*, E. van Walle, **1996**
- [5] AA.VV., *"What does the Charpy test really tell us?"*, American Society for Metals, **1978**