

**IGF8 - VIII Convegno Nazionale  
Gruppo Italiano Frattura  
Genova, 27-29 maggio 1992**

**COMPORAMENTO A FRATTURA DI RIORTI DURI  
IN ACCIAI AL CROMO**

A. Barbangelo

Università di Genova - Istituto di Meccanica applicata alle macchine  
Via all'Opera Pia 15/A - 16145 Genova

**SOMMARIO**

Vengono discusse la resilienza e la tenacità a frattura di una serie di acciai al 5 e 14% cromo dopo processo di riporto e postriscaldamento. La resilienza di questi materiali è governata dal rapporto contenuto in nichel su contenuto in cromo, parametro che influenza direttamente le fasi presenti nella matrice. La resilienza aumenta passando da una struttura martensitico-ferritica ad una completamente martensitica; i valori di resilienza più elevati si hanno per la struttura martensitico-austenitica. È stato rilevato un infragilimento da rinvenimento per temperature di postriscaldamento superiori a 350 °C; l'intervallo di infragilimento si estende, per alcuni materiali sino a 550 °C. La tenacità a frattura da riporti postriscaldati a 350 °C e 550 °C è funzione del contenuto in vanadio e niobio dei riporti; all'aumentare della concentrazione di questi elementi carburigeni si ha una maggiore densità di carburi eutettici e "script form" ed una diminuzione della tenacità a frattura. I riporti postriscaldati a 550 °C mostrano, in generale, una tenacità a frattura superiore rispetto agli stessi materiali postriscaldati a 350 °C; in alcuni casi peraltro il comportamento è paragonabile, presumibilmente per un permanere a 550 °C di fragilità da rinvenimento.

Non si è riscontrata interdipendenza tra la resilienza e la tenacità a frattura; tale mancanza di correlazione viene discussa in termini di criterio di distanza critica per la frattura all'apice di un difetto acuto.

## INTRODUZIONE

Gli acciai al cromo per la loro resistenza all'ossidazione e le ottime caratteristiche meccaniche sono sovente utilizzati come metallo di apporto nel processo di riporto per saldatura. In particolare queste leghe, con l'aggiunta di opportuni elementi carburigeni sono impiegate per riporti duri con elevata resistenza all'abrasione. Sfortunatamente dopo processo di riporto questi acciai presentano sensibilità all'intaglio con rischio di disastrose rotture in esercizio. I fattori che possono contribuire al decadimento della tenacità di questi materiali di apporto sono molteplici: le inusuali condizioni di solidificazione possono condurre ad una sfavorevole distribuzione di carburi duri; l'assorbimento di idrogeno nel materiale, con conseguente fragilità, è un fattore non trascurabile in quanto rischio tipico del processo di saldatura, specie in questi materiali che possono contenere come elementi carburigeni vanadio e niobio che sono trappole reversibili nei confronti dell'idrogeno [1]; molti degli acciai al cromo utilizzati per il processo di riporto conducono ad una matrice martensitica con possibile fragilità da rinvenimento e conseguente abbassamento della tenacità [2,3,4]. E' da notare che un breve rinvenimento è insito nel processo di riporto in quanto per l'ottenimento di forti spessori viene utilizzata la tecnica di saldatura a passate multiple che induce molteplici fluttuazioni termiche nel materiale già depositato. Inoltre la fragilità da rinvenimento aumenta la suscettibilità all'infragilimento da idrogeno essendovi tra i due fenomeni una relazione cooperativa [2,5,6]. Questa indagine è stata condotta per individuare, tra i diversi acciai al cromo per riporti duri proposti dal mercato, la composizione chimica e la temperatura di postriscaldamento che portano all'ottenimento di una buona tenacità, senza peraltro inficiare le caratteristiche di durezza. I materiali presi in esame sono una serie di acciai autotemperanti nominalmente al 5 e al 14% cromo con diversi contenuti in altri elementi di alligazione. Inizialmente è stata valutata la tenacità all'impatto tramite prove di resilienza Charpy su venti acciai allo stato di riporto e postriscaldati a 350, 450 e 550 °C; temperature di rinvenimento superiori non sono state prese in considerazione in quanto portano ad un abbassamento troppo elevato di durezza, proprietà fondamentale per l'impiego di questi materiali. Successivamente è stata rilevata la tenacità a frattura su dodici acciai scelti tra quelli precedentemente utilizzati per le prove di impatto, postriscaldati a 350 e 550 °C. Questi due trattamenti termici sono stati scelti per lo studio delle proprietà a fatica in quanto portano il primo al miglior compromesso tra le caratteristiche di durezza, snervamento e resilienza ed il secondo ad una resilienza generalmente più elevata, mantenendo caratteristiche di durezza e snervamento ancora accettabili. La tenacità a frattura è stata rilevata come fattore di intensificazione degli sforzi massimo negli ultimi cicli di frattura a fatica, prima della propagazione instabile. Questa metodologia è stata adottata in quanto la forma delle curve di velocità di

propagazione del difetto a fatica in funzione della variazione del fattore di intensificazione degli sforzi [7,8] suggerisce, per tutti i materiali e per entrambi i trattamenti termici, una fragilizzazione da idrogeno; in questo caso non è quindi utilizzabile la metodologia della normativa ASTM E 399 [9], normativa specifica per gli ambienti neutri.

Parallelamente all'analisi delle tenacità è stata determinata la microstruttura dei materiali esaminati ed è stata condotta un'analisi frattografica sulle superfici di frattura.

## **MATERIALI E PROCEDURE SPERIMENTALI**

I materiali esaminati sono una serie di riporti di saldatura in acciai al cromo autotemperanti allo stato di come saldato e dopo postriscaldamento.

I riporti sono stati effettuati con procedimento di saldatura ad arco sommerso con passate multiple.

La composizione degli acciai, dopo processo di riporto, è mostrata in tabella 1.

Dopo l'operazione di riporto, per ciascun tipo di materiale, sono stati prelevati tre spezzoni; ognuno di questi è stato sottoposto ad una diversa temperatura di postriscaldamento per la durata di 8 ore: uno spezzone è stato rinvenuto a 350 °C, l'altro a 450 ed il terzo a 550 °C. Lo stato di trattamento termico è stato designato come segue: "A" per il materiale come saldato; "B" per il postriscaldato a 350 °C, "C" per il postriscaldato a 450 °C e "D" per il postriscaldato a 550 °C.

I valori di durezza relativi ai diversi tipi di acciaio allo stato di riporto e dopo postriscaldamento sono mostrati in tabella 2.

Dai riporti di saldatura, nei diversi stati di trattamento termico, si sono ricavate provette Mesnager per le prove di resilienza, di dimensioni: 10 mm altezza, 10 mm larghezza, 55 mm lunghezza. Le provette sono state prelevate in direzione longitudinale così da presentare l'intaglio (di forma ad U a profondità 2 mm) perpendicolare al cordone di saldatura, essendo in questa direzione che si manifestano preferenzialmente le rotture in esercizio. Le prove di resilienza, in numero di venti per ogni materiale (cinque per ogni stato di trattamento termico), sono state effettuate alla temperatura di 20 °C.

Per le prove di tenacità a frattura, dagli spezzoni postriscaldati a 350 e 550 °C sono stati ricavati provini CT per il modo I di deformazione. I provini (tre per ogni tipo di materiale), prelevati in direzione longitudinale così da avere l'intaglio perpendicolare al cordone di saldatura, avevano dimensioni: 10 mm spessore, 25 mm larghezza e 24 mm altezza. La tenacità a frattura è stata calcolata dopo le prove di fatica come fattore di intensificazione degli sforzi massimo associato alla lunghezza del difetto che causa propagazione instabile.

Tabella 1 - Composizione chimica dei riporti esaminati.

Riporto No.	C %	Si %	Mn %	Ni %	Cr %	Mo %	W %	V %	Nb %
1	0,22	0,54	1,83	0,83	4,86	1,33	0,95	-	0,59
2	0,17	0,97	0,79	1,20	4,88	2,13	2,05	-	-
3	0,21	0,36	0,53	0,47	5,10	1,47	1,05	-	0,80
4	0,17	0,36	0,57	0,52	5,14	1,26	0,92	-	-
5	0,36	0,39	0,25	0,94	5,51	2,37	2,42	-	2,05
6	0,29	0,26	0,36	1,12	5,59	1,95	2,00	-	-
7	0,24	0,16	0,26	1,18	5,64	1,06	1,04	0,33	-
8	0,26	0,37	0,59	0,84	5,88	1,47	0,91	-	1,01
9	0,23	0,75	0,47	1,60	12,61	1,18	0,88	-	0,80
10	0,30	0,89	0,54	0,97	13,15	0,95	0,96	-	0,59
11	0,31	0,39	0,35	1,02	13,40	0,96	0,96	-	0,72
12	0,36	0,74	0,55	1,07	13,64	1,02	0,45	0,30	-
13	0,38	0,66	0,47	1,02	13,95	0,97	0,38	-	-
14	0,31	0,88	0,90	0,47	14,20	1,34	-	-	-
15	0,14	0,59	0,46	4,11	14,30	0,92	-	-	-
16	0,07	1,06	1,00	4,06	14,30	0,99	-	-	-
17	0,19	1,25	1,16	0,12	14,30	1,01	-	-	-
18	0,40	0,36	0,35	1,08	14,56	0,99	0,44	0,33	-
19	0,31	0,56	0,58	0,12	14,70	1,08	-	-	-
20	0,42	0,38	0,46	0,75	15,17	1,01	0,39	-	0,38

Tabella 2 - Valori di durezza Brinnell dei riporti: A, come saldati; B, postriscaldati a 350 °C; C, postriscaldati a 450 °C; D, postriscaldati a 550 °C.

Riporto No.	Durezza Brinnell				Riporto No.	Durezza Brinnell			
	A	B	C	D		A	B	C	D
1	430	415	430	302	11	534	461	477	341
2	423	415	430	375	12	477	461	495	360
3	392	415	445	331	13	477	445	461	320
4	415	445	415	302	14	514	477	514	445
5	444	461	471	320	15	394	363	375	320
6	453	477	496	534	16	415	388	408	321
7	514	495	461	388	17	434	388	401	277
8	460	445	445	330	18	430	415	477	320
9	437	435	477	350	19	475	472	472	461
10	555	514	495	477	20	514	477	505	340

Le provette fratturate per fatica e per impatto sono state sottoposte ad indagine frattografica al microscopio elettronico a scansione e ad analisi metallografica. Nell'analisi metallografica, per meglio evidenziare i differenti componenti microstrutturali, si sono impiegati: nital 5% (5 ml  $\text{HNO}_3$  - 95 ml etanolo), acqua ossigenata in acido (35 ml  $\text{HCl}$  - 65 ml etanolo - 7 gocce  $\text{H}_2\text{O}_2$  30%) e miscela di acidi (15 ml  $\text{HCl}$  - 15 ml  $\text{HNO}_3$  - 10 ml acido acetico) per la struttura; reagente Murakami (10 gr  $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$  - 10 gr  $\text{KOH}$  - 100 ml acqua) per i carburi.

## RISULTATI E DISCUSSIONE

**Resilienza.** I valori di resilienza,  $K$ , ottenuti per gli acciai esaminati allo stato di come saldato e dopo postriscaldamento a 350, 450 e 550 °C, sono riportati in tabella 3.

Dall'esame dei dati si nota che il tenore in cromo non influenza direttamente la resilienza dei materiali, in quanto non vi è una netta differenza di comportamento tra gli acciai a medio cromo (riporti No. 1-8) e gli acciai inossidabili (riporti No. 9-20). Dal confronto tra i valori di resilienza ottenuti per ogni stato di trattamento termico ed il contenuto nei diversi elementi di lega dei materiali si rileva invece una dipendenza di questo parametro dal contenuto in nichel dei materiali, rapportato al loro contenuto in cromo. L'andamento della resilienza in funzione del rapporto contenuto in nichel su contenuto in cromo,  $\text{Ni}/\text{Cr}$ , dei materiali, nei quattro stati di trattamento termico, è riportato in figura 1. Dall'esame dei grafici 1(a), 1(b) e 1(c) si può notare che nelle condizioni di trattamento termico di come saldato, postriscaldato a 350 e postriscaldato a 450 °C, la resilienza dei depositi aumenta all'aumentare del rapporto  $\text{Ni}/\text{Cr}$ , passando da valori di resilienza di circa 5  $\text{J}/\text{cm}^2$  per valori di  $\text{Ni}/\text{Cr}$  tendenti a zero, a valori di 30-40  $\text{J}/\text{cm}^2$  per valori di  $\text{Ni}/\text{Cr}$  superiori a 0.25.

Il contenuto in nichel ed in cromo, in valore assoluto, analogamente a quello degli altri elementi di lega non risultano avere influenza specifica sul comportamento all'impatto di questi materiali [10]. La figura 1(d), relativa ai riporti postriscaldati a 550 °C, mostra un'elevata dispersione dei dati; per spiegare questo fenomeno, che inficia in parte l'influenza diretta del rapporto  $\text{Ni}/\text{Cr}$  sulla resilienza, occorre esaminare la variazione di quest'ultimo parametro al variare della temperatura di postriscaldamento. L'esame dei dati di tabella 3 evidenzia un generale aumento della resilienza per il postriscaldamento a 350 °C rispetto allo stato di come saldato, ed un generale decadimento delle proprietà all'impatto per la temperatura di postriscaldamento 450 °C. Con l'aumento della temperatura di postriscaldamento a 550 °C si ha una differenziazione del comportamento dei materiali, con un aumento della resilienza per alcuni (riporti No. 1,3,4,5,7,9,10,12,13,14,15,17,18,20) e con una ulteriore diminuzione per altri (riporti No. 2,6,8,11,16,19). L'abbassamento della resilienza in un

Tabella 3 - Valori di resilienza, K, dei riporti: A, come saldati; B, postriscaldati a 350 °C; C, postriscaldati a 450 °C; D, postriscaldati a 550 °C.

Riporto No.	K (J cm <sup>-2</sup> )				Riporto No.	K (J cm <sup>-2</sup> )			
	A	B	C	D		A	B	C	D
1	11,8	11,0	9,6	10,2	11	6,0	8,0	7,0	7,0
2	29,0	32,0	31,0	24,0	12	6,2	6,6	4,8	12,4
3	9,0	7,4	5,8	8,0	13	5,4	6,4	5,0	11,0
4	8,1	9,2	7,5	20,0	14	5,4	7,0	4,6	19,0
5	10,2	10,2	6,8	10,2	15	23,6	34,6	26,5	41,3
6	12,8	14,2	12,2	10,0	16	32,0	38,0	38,0	34,4
7	20,0	20,0	11,8	31,0	17	5,0	6,2	4,6	14,0
8	10,8	11,8	8,4	7,8	18	6,6	8,0	5,0	10,8
9	9,4	9,6	7,0	10,7	19	4,2	6,6	6,2	5,2
10	6,0	8,0	5,0	12,5	20	5,2	7,6	6,2	13,7

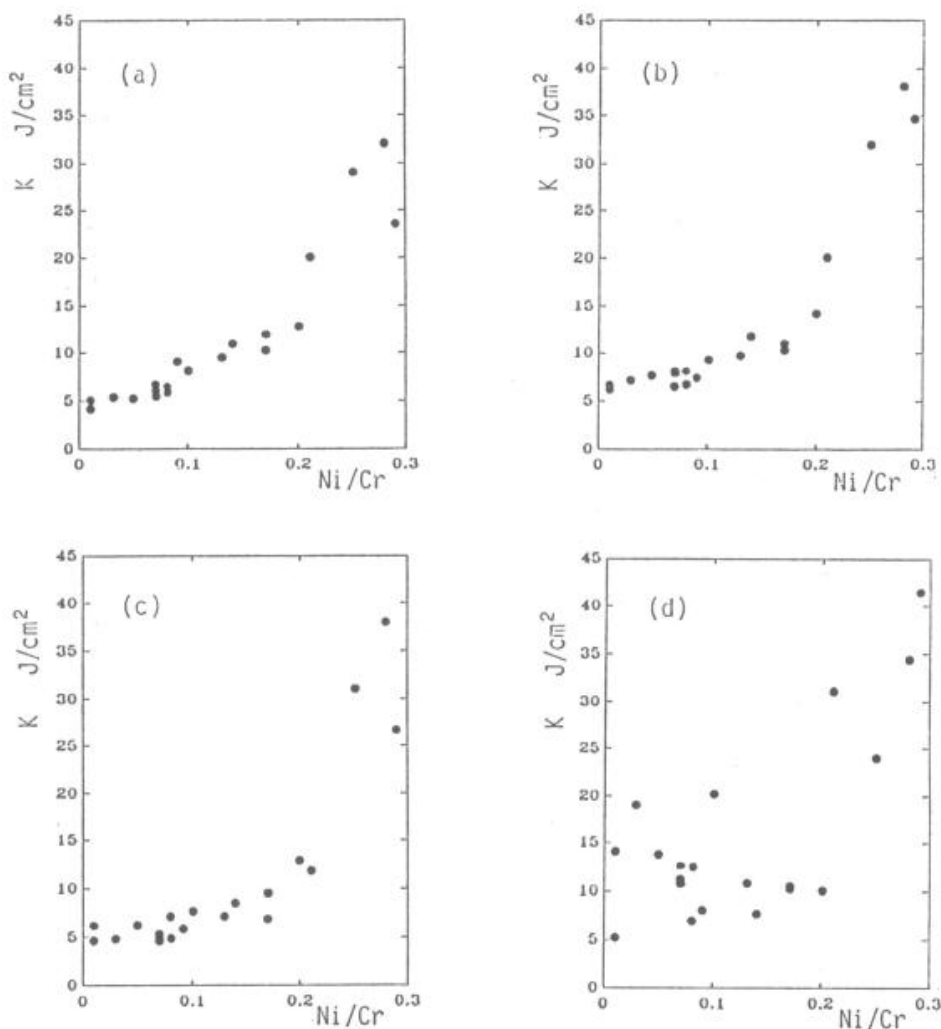


Fig 1 - Resilienza, K, in funzione del rapporto tra contenuto in nichel e contenuto in cromo, Ni/Cr, dei riporti: (a) come saldati; (b) postriscaldati a 350 °C; (c) postriscaldati a 450 °C; (d) postriscaldati a 550 °C.

certo intervallo di trattamento termico, denominato infragilimento da rinvenimento o infragilimento da martensite rinvenuta, può essere causato da differenti meccanismi: trasformazione di carburi  $M_3C$  in carburi  $M_{23}C_6$  [11]; segregazione a bordo grano di impurezze residue come fosforo, antimonio, stagno, arsenico [6,12,13]; decomposizione di austenite residua con formazione di carburi [3]. Per tutti i materiali esaminati l'intervallo di infragilimento è situato al di sopra di 350 °C e per alcuni di questi si estende sino a 550 °C. Il situarsi della temperatura di 550 °C all'interno o all'esterno dell'intervallo di infragilimento, porta alla differenziazione del comportamento dei materiali quando sono postriscaldati a questa temperatura e conseguentemente induce la dispersione dei dati riscontrata in figura 1(d). L'aumento o la diminuzione della resilienza dei depositi quando si innalza la temperatura di postriscaldamento a 550 °C possono non essere significativi di un diverso comportamento del materiale; infatti, al termine di un intervallo di temperatura che causa infragilimento, la risalita in resilienza è generalmente molto brusca, ed è sufficiente una piccola variazione dell'ampiezza dell'intervallo di temperatura od una piccola differenza locale della temperatura nel forno di trattamento termico per ottenere valori di resilienza sostanzialmente diversi.

La dispersione dei valori di fig 1(d) non è quindi da imputare ad una più blanda influenza del rapporto Ni/Cr sulla resilienza, ma ad un permanere o meno dell'infragilimento da rinvenimento alla temperatura di 550 °C.

L'analisi metallografica, come più diffusamente riportato in [10], ha permesso di identificare nel rapporto Ni/Cr, il parametro che determina, dopo saldatura, la microstruttura di questi materiali.

Per un rapporto Ni/Cr tra 0,01 e 0,14 (riporti No. 3, 4, 9, 10, 11,12, 13, 14, 17, 18, 19, 20) si ottiene una microstruttura martensitico-ferritica; la microstruttura passa a completamente martensitica per rapporti Ni/Cr tra 0,14 e 0,20 (riporti No. 1, 5, 6, 8) e per rapporti Ni/Cr superiori a 0,2 (riporti No. 2,7,15,16) la matrice martensitica contiene austenite residua. Al variare delle condizioni di postriscaldamento la distribuzione delle fasi nella struttura, per uno stesso materiale, resta invariata. Un esempio dei diversi tipi di microstruttura ottenuti al variare del rapporto Ni/Cr è riportato in figura 2. La figura 2(a) mostra le fasi presenti nei riporti No. 17 che hanno un rapporto Ni/Cr di 0,01: si ha una matrice martensitica, di tonalità più chiara, in cui sono disperse isole di ferrite; la micrografia 2(b), relativa ai riporti con valori di Ni/Cr di 0,10 (riporti No. 4), è simile alla precedente, ma le isole di ferrite sono molto meno estese; la figura 2(c), relativa ai riporti No. 6, di rapporto Ni/Cr 0,20, mostra una struttura monofasica martensitica; i riporti No. 16, di rapporto Ni/Cr 0,28, figura 2(d), mostrano invece presenza di austenite (fase più chiara) nella matrice martensitica.

Il parametro Ni/Cr influenza quindi la resilienza in quanto determina la natura delle fasi microstrutturali.

La matrice martensitico-ferritica, associata a bassi valori del rapporto Ni/Cr, è più sfavorevole per la resilienza della matrice completamente

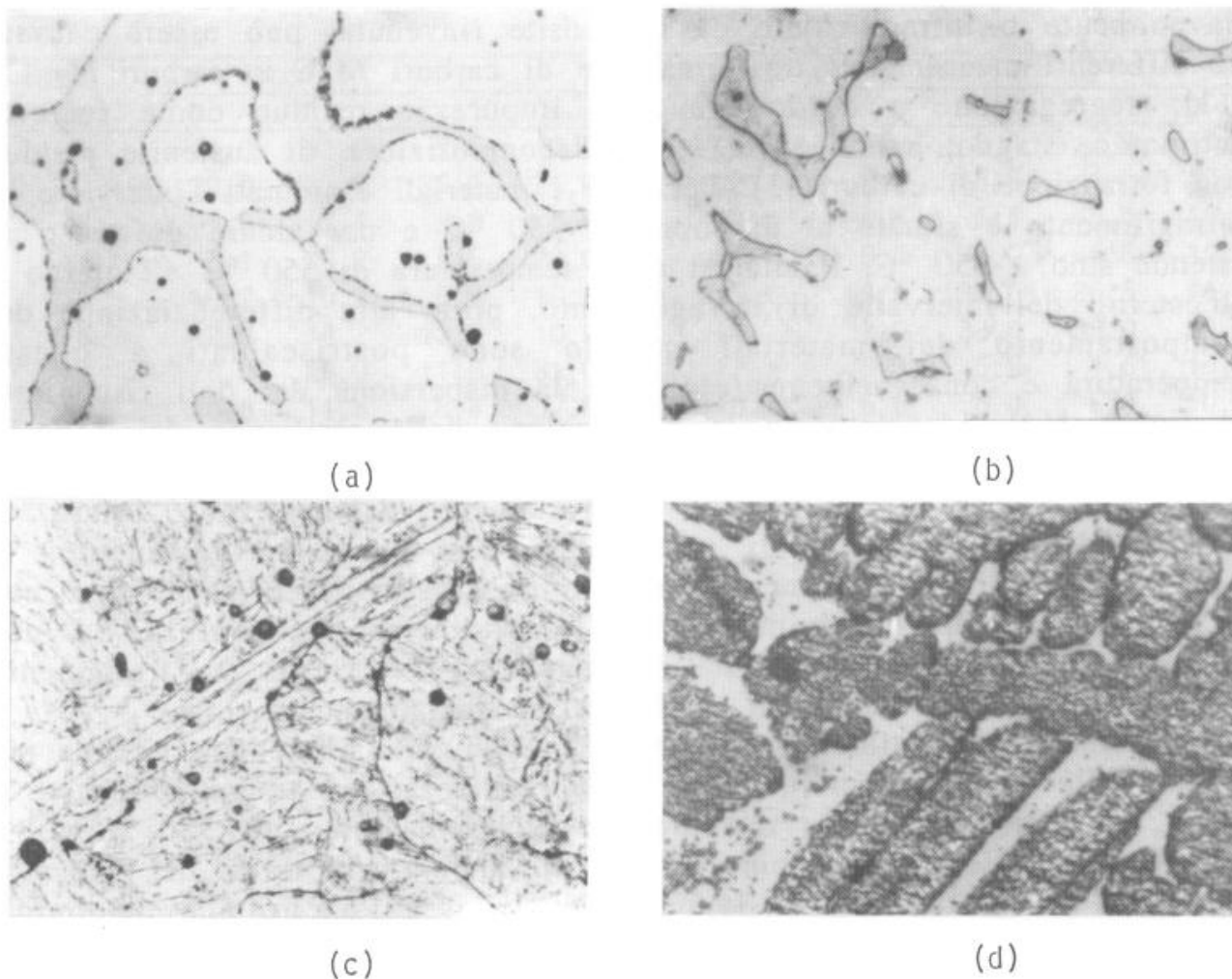


Fig 2 - Microstrutture dei riporti: (a) No. 17; (b) No. 4; (c) No. 6; (d) No. 16.  
 Ingrandimento:  $\underline{20 \mu\text{m}}$ .

martensitica; i valori migliori di resilienza si ottengono con la matrice martensitico-austenitica, associata ai valori più elevati del rapporto Ni/Cr. L'analisi metallografica, congiuntamente all'analisi frattografica [10], ha inoltre permesso di individuare come probabile causa dell'infragilimento da rinvenimento la trasformazione dei carburi da  $M_3C$  a  $M_{23}C_6$ . Essendo la presenza di carburi indispensabile, in quanto determina l'elevata durezza tipica di questi materiali, la fragilizzazione da rinvenimento non può essere eliminata tramite modifica della composizione chimica degli acciai.

**Tenacità a frattura.** I valori di tenacità a frattura ottenuti per i riporti No. 1, 3, 4, 5, 8, 9, 10, 11, 12, 15, 18 e 20 dopo postriscaldamento a 350 °C e 550 °C, sono riportati in tabella 4.

Dal confronto tra il contenuto in elementi di lega e i valori di tenacità a frattura dei riporti postriscaldati a 350 °C si rileva che il rapporto contenuto in nichel su contenuto in cromo dei materiali, contrariamente a



quanto riscontrato per la resilienza, non influenza in modo evidente la tenacità a frattura. Ad esempio i riporti No. 4 e No. 5 mostrano elevata tenacità a frattura (rispettivamente 55 e 59 MPa m<sup>1/2</sup>) pur avendo il rapporto Ni/Cr diverso (rispettivamente 0,10 e 0,29), ed i riporti No. 3 e No. 18 hanno diversa tenacità a frattura (rispettivamente 29 e 42 MPa m<sup>1/2</sup>) pur avendo il rapporto Ni/Cr molto prossimo (0,09 e 0,08).

Riporto No.	K <sub>IC</sub> (MPa m <sup>1/2</sup> )	
	B	D
1	35	37
3	29	42
4	55	68
5	28	27
8	28	41
9	29	43
10	33	46
11	30	30
12	38	59
15	59	57
18	42	55
20	35	53

Tabella 4 - Tenacità a frattura, K<sub>IC</sub>, dei riporti: B, postriscaldati a 350°C; D, postriscaldati a 550 °C.

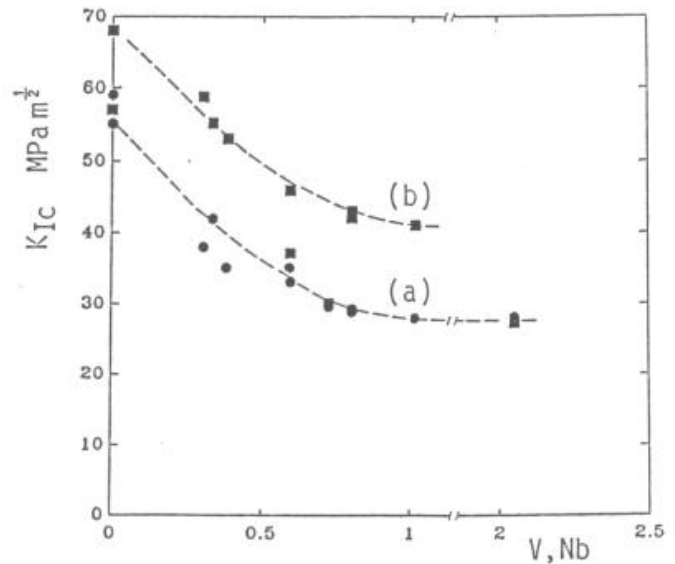


Fig 3 - Tenacità a frattura, K<sub>IC</sub>, in funzione del contenuto in vanadio e niobio, V, Nb, dei riporti: (a) postriscaldati a 350 °C; (b) postriscaldati a 550 °C.

L'esame dei dati porta invece a rilevare una dipendenza della tenacità a frattura dal contenuto in vanadio e niobio dei materiali. Come mostrato in figura 3 curva (a), all'aumentare di questi elementi carburigeni si ha un decadimento della tenacità a frattura passando da valori di 55-59 MPa m<sup>1/2</sup> in assenza di vanadio e niobio a valori di 28-29 MPa m<sup>1/2</sup> per contenuti di niobio superiori allo 0,8. Gli altri elementi di lega, come più diffusamente riportato in [7] non sembrano avere influenza specifica sulla tenacità a frattura. L'influenza degli elementi di lega sulla tenacità a frattura dei materiali postriscaldati a 550 °C è analoga a quella osservata sui materiali postriscaldati a 350 °C [8].

Come si può osservare da figura 3 curva (b), anche con il trattamento termico a 550 °C è la presenza di vanadio e l'aumento nel contenuto in niobio a determinare la diminuzione della tenacità a frattura, seppure quattro dei riporti esaminati si discostano dall'andamento generale. Il mantenimento a 550 °C conduce ad un innalzamento della tenacità a frattura per i riporti No. 3, 4, 8, 9, 10, 12, 18 e 20, mentre il comportamento dei riporti No. 1, 5, 11 e 15 è paragonabile a quello degli stessi materiali postriscaldati a 350 °C.

Il discostarsi del comportamento dei riporti 1, 5, 11 e 15 dal generale miglioramento della tenacità a frattura dovuta al rinvenimento della matrice, può essere imputato ad una fragilità strutturale da rinvenimento. Infatti, come visto precedentemente analizzando il comportamento all'impatto di questi materiali, la temperatura di 550 °C può essere in alcuni casi all'interno dell'intervallo di infragilimento. Un comportamento simile è stato osservato da Spiedel [4] per l'acciaio martensitico al 12% cromo St 12 T; questo materiale mostra un infragilimento da rinvenimento con il minimo della tenacità a frattura per il rinvenimento a 475 °C e con il permanere di fragilità strutturale anche per il rinvenimento a 550 °C.

La tenacità a frattura di questi materiali, nei due stati di trattamento termico, non è discriminata dal rapporto Ni/Cr; si può quindi assumere che, nell'intervallo di composizioni esaminato, la presenza o meno di una seconda fase ferritica o austenitica nella matrice martensitica non gioca un ruolo chiave nell'instaurarsi del meccanismo di propagazione instabile in presenza di difetto acuto. Le strutture di questi materiali si differenziano, oltre che dalla presenza o meno di una seconda fase, per la morfologia e

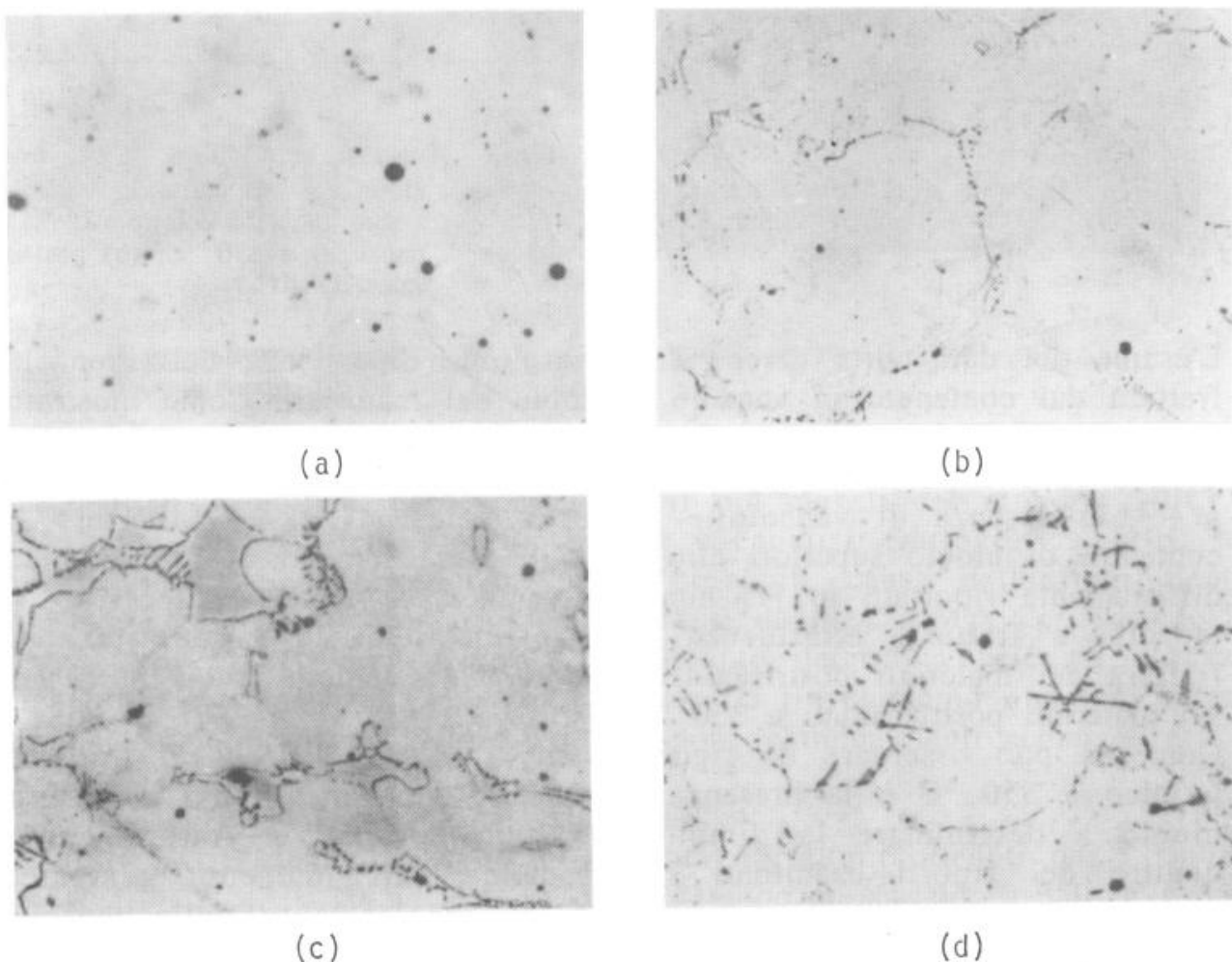


Fig 4 - Morfologia dei carburi nei riporti: (a) No. 4, (b) No. 20, (c) No. 11, (d) No. 5.  
 Ingrandimento:  $\underline{20 \mu\text{m}}$ .

distribuzione dei carburi e queste dipendono dal contenuto in elementi carburigeni. I materiali in cui non è presente né vanadio né niobio (riporti No. 4 e 15) presentano carburi globulari dispersi nella matrice, con un leggero addensamento all'interfaccia della seconda fase e a bordo del grano austenitico primario. Quando si ha presenza di vanadio allo 0,3% (riporti No. 12 e 18), si ha un leggero aumento della quantità di carburi globulari e compaiono carburi eutettici disposti prevalentemente a bordo grano; lo 0,38% di niobio (riporto No. 20) dà luogo ad una distribuzione simile alla precedente con, però, rara presenza di carburi "script form". All'aumentare del contenuto di niobio nei materiali (riporti No. 1, 10, 11, 3, 9, 8) si ha nella struttura un aumento della densità di carburi eutettici e "script form" per passare, con un contenuto in niobio del 2% (riporto No. 5) ad una distribuzione di carburi prevalentemente in "script form". Un esempio delle distribuzioni dei carburi osservate per i materiali No. 4, 20, 11 e 5 è riportato in figura 4.

Col postriscaldamento a 550 °C, oltre ad un rinvenimento della fase martensitica, si ha la comparsa di carburi secondari finemente dispersi nella matrice ed un leggero ingrossamento per coalescenza dei carburi globulari; peraltro la morfologia e distribuzione dei carburi primari resta invariata e dipendente dal contenuto in vanadio e niobio dei materiali. L'influenza del contenuto in vanadio e niobio sulla tenacità a frattura dei materiali esaminati è quindi riconducibile all'effetto che questi elementi esercitano sulla morfologia e densità dei carburi che si generano durante il processo di riporto.

Un crescente contenuto in vanadio e niobio aumenta la concentrazione di carburi primari e causa un decadimento della tenacità a frattura. I carburi secondari non sembrano avere un'influenza deleteria sulla tenacità a frattura, probabilmente a causa delle loro piccole dimensioni; infatti Bates [14] riporta che l'introduzione nella matrice di particelle di piccole dimensioni finemente disperse è addirittura benefica per la tenacità a frattura.

**Confronto tra resilienza e tenacità a frattura.** In figura 5 sono riportate le tenacità a frattura dei riporti postriscaldati a 350 °C in funzione della loro resilienza. Come si può notare non si rileva nessuna correlazione tra le due misure di tenacità dei materiali. Ad esempio riporti con valori di resilienza molto vicini, come i riporti No. 3, 11, 10, 20, 18, 4 ( $K = 7-9 \text{ J/cm}^2$ ), mostrano tenacità a frattura che vanno da 29 a 55 MPa  $\text{m}^{1/2}$  e riporti con resilienza diversa come il No. 4 e il No. 15 ( $K = 9,2 \text{ J/cm}^2$  e  $34,6 \text{ J/cm}^2$  rispettivamente) hanno valori di tenacità a frattura confrontabili (55 e 59 MPa  $\text{m}^{1/2}$ ). Comportamento analogo si rileva per i riporti postriscaldati a 550 °C.

Una certa interdipendenza tra tenacità a frattura e resilienza si rileva, invece, se si confrontano gli stessi materiali alle due diverse temperature

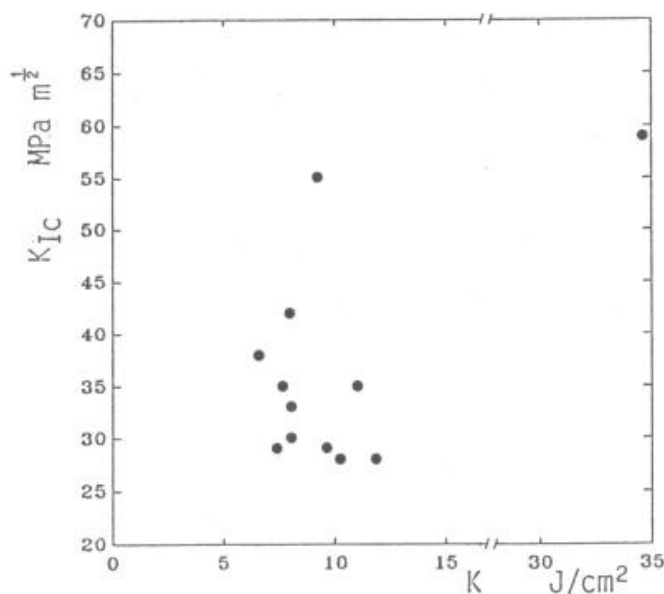


Fig 5 - Tenacità a frattura,  $K_{IC}$ , in funzione della resilienza,  $K$ , per i riporti postriscaldati a 350 °C.

di postriscaldamento.

Con il postriscaldamento alla temperatura di 550 °C, quando questa temperatura non è interessata dall'intervallo di infragilimento da rinvenimento, si ottiene un innalzamento sia della resilienza che della tenacità a frattura, se comparate con quelle ottenute per i riporti postriscaldati a 350 °C.

La mancanza di correlazione tra tenacità a frattura e resilienza tra i riporti che hanno subito uno stesso trattamento termico è coerente con la dipendenza delle due tenacità da due diversi costituenti microstrutturali: la resilienza è funzione delle fasi costituenti la matrice, governate dal parametro contenuto in nichel su contenuto in cromo, mentre la tenacità a frattura dipende dalla morfologia e distribuzione dei carburi, influenzate dal contenuto in elementi carburigeni quali vanadio e niobio.

Un'interpretazione del fenomeno può essere data con l'applicazione del modello di Ritchie, Knott e Rice [15], che correla la tensione necessaria alla propagazione instabile del difetto per clivaggio con il raggio dell'apice del concentratore degli sforzi e con la microstruttura, modello esteso successivamente da Ritchie e Horn [16] al caso di propagazione instabile con meccanismo di propagazione duttile. Gli autori adottano un criterio di frattura secondo il quale si ha propagazione instabile quando sono verificate due condizioni: 1) la tensione supera la tensione critica di frattura del materiale per eventi di frattura fragile o, corrispondentemente, la deformazione supera la deformazione critica di frattura per eventi di frattura duttile; 2) la condizione precedente deve manifestarsi ad una distanza dall'apice del difetto superiore ad una certa "distanza critica". Questa distanza, caratteristica di ogni materiale, è

funzione dei parametri microstrutturali quali dimensione dei grani [17] o distribuzione dei carburi [18].

Se il concentratore degli sforzi è arrotondato (come l'intaglio nei provini Charpy utilizzati per la determinazione della resilienza), la distribuzione delle tensioni davanti all'apice dell'intaglio è tale da raggiungere il valore massimo in prossimità dell'interfaccia tra la zona plasticizzata e la matrice indeformata, che è ad una distanza dall'apice molto più elevata della distanza critica; le condizioni di frattura sono verificate non appena la tensione massima raggiunge la tensione critica di frattura e si ha quindi un comportamento dipendente dalla tenacità intrinseca della matrice.

Se il concentratore degli sforzi è acuto (come la cricca di fatica nei provini CT utilizzati per la determinazione della tenacità a frattura) la distribuzione delle tensioni presenta il massimo molto prossimo all'apice del difetto e la tensione di frattura può essere raggiunta ad una distanza inferiore alla distanza critica, senza verificare la seconda condizione necessaria alla frattura; la propagazione instabile potrà aver luogo solamente quando, aumentando sufficientemente il livello di tensione applicata, si raggiunge una tensione pari alla tensione di frattura, ad una distanza dall'apice del difetto uguale alla distanza critica. L'aumento della tensione massima al di sopra della tensione critica di frattura, dovrà essere tanto più elevato quanto più è elevata la distanza critica. Si ha quindi un comportamento determinato in parte dalla tensione critica di frattura, legata alla tenacità intrinseca della matrice ed in parte dalla distanza critica del materiale che dipende dalla distribuzione delle difettologie. A parità di matrice, maggiore è la difettologia minore sarà la distanza critica e più facilmente si raggiungeranno le condizioni per la frattura instabile. Con difettologie paragonabili sarà la tenacità della matrice a governare il fenomeno di frattura.

La distanza critica è riconducibile al concetto di raggio di fondo intaglio limite, introdotto da Wilshaw et al. [19] per la frattura fragile e estesa da Ritchie et al. [17] alla frattura duttile.

Analizzando la dipendenza della tenacità a frattura apparente in funzione del raggio di fondo intaglio si ha una dipendenza diretta della tenacità dalla radice quadrata del raggio d'intaglio. Però i risultati sperimentali mostrano che questa relazione è valida per valori di raggio d'intaglio superiori ad un raggio d'intaglio limite; per valori inferiori si ottiene una tenacità a frattura costante. Questo raggio di fondo intaglio limite che porta apparentemente ad un valore finito anche il raggio di difetti estremamente acuti come cricche di fatica che hanno teoricamente raggio di fondo intaglio uguale a zero, è stato messo in relazione da Cottrell [20] con i parametri microstrutturali del materiale, quali dimensione dei grani, spazio interinclusionale o bande di scorrimento. Per uno stesso materiale tanto minore sarà la distanza tra le difettologie (bordi grano, inclusioni, bande di scorrimento), tanto minore sarà il raggio di fondo intaglio limite.

In figura 6 viene messo a confronto, schematicamente, l'andamento della

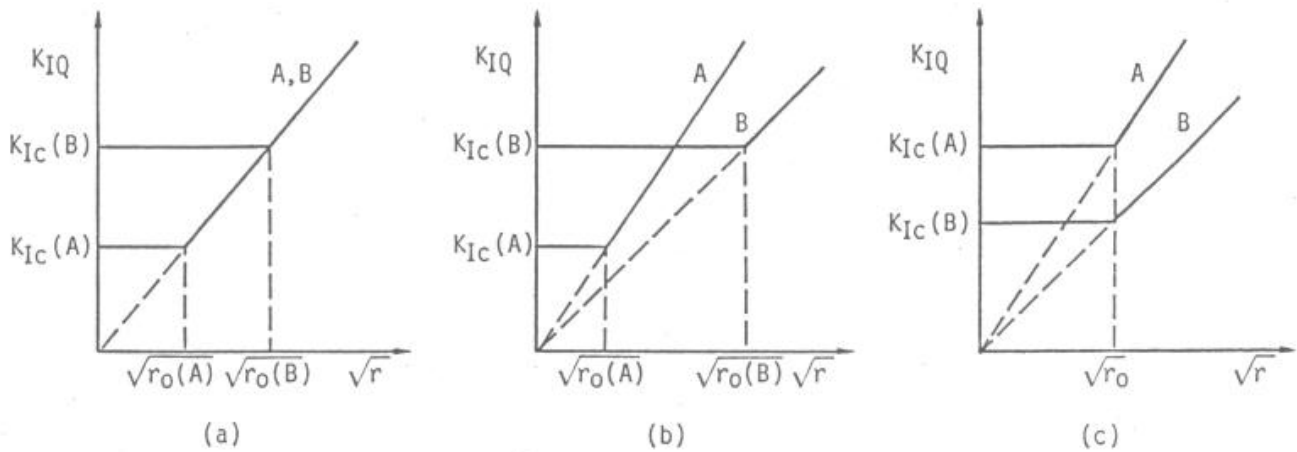


Fig 6 - Schematizzazione dell'andamento della tenacità a frattura apparente,  $K_{IQ}$ , di due materiali, A e B, al variare del raggio del fondo intaglio  $r$ . I materiali A e B hanno: (a) matrice uguale e raggio di fondo intaglio limite,  $r_0$ , diverso; (b) matrice e raggio di fondo intaglio limite diversi; (c) matrice diversa e raggio di fondo intaglio limite uguale.

tenacità a frattura apparente in funzione del raggio di fondo intaglio di due materiali diversi.

La figura 6(a) illustra il caso di due materiali, A e B, con la stessa matrice, quindi uguale tensione di frattura e uguale comportamento a raggi di fondo intaglio elevati. Il materiale A ha però nei confronti di B un raggio di fondo intaglio limite, o una distanza critica a frattura,  $r_0(A)$ , minore, dovuta ad una maggiore difettologia; esso mostra quindi una tenacità a frattura,  $K_{Ic}(A)$  più bassa.

La figura 6(b) schematizza il comportamento a frattura quando il materiale A ha una matrice con tenacità intrinseca maggiore del materiale B; il suo comportamento in presenza di raggio di fondo intaglio elevato risulterà migliore, ma se la sua difettologia è più elevata di quella del materiale B, il suo raggio di fondo intaglio limite,  $r_0(A)$ , può essere sensibilmente inferiore a  $r_0(B)$ , così da determinare una tenacità a frattura per A,  $K_{Ic}(A)$ , minore di quella di B,  $K_{Ic}(B)$ .

Il terzo grafico di figura 6, 6(c), è relativo a due materiali che, come in figura 6(b), hanno matrice diversa, con la matrice A più tenace rispetto a B; in questo caso però il raggio di fondo intaglio limite è supposto uguale per i due materiali. Come si può notare, un uguale raggio di fondo intaglio limite comporta un comportamento congruente sia con difetti acuti che arrotondati, con una tenacità del materiale A sempre superiore a quella del materiale B.

Quanto schematizzato in figura 6(a) è riconducibile al comportamento dei riporti No. 3, 11, 10, 20, 18, 4 postriscaldati a 350 °C, che avendo un rapporto Ni/Cr vicino tra loro (0,05-0,10) hanno lo stesso tipo di matrice martensitico-ferritica, quindi uguale comportamento a frattura in presenza di intaglio arrotondato, come nel caso della determinazione della resilienza ( $K = 7-9 \text{ J/cm}^2$ ). Però questi riporti hanno un contenuto in vanadio o niobio decrescente da 0,8% a zero, che si traduce in una graduale diminuzione

della densità di carburi duri; il loro raggio di fondo intaglio limite, o distanza critica per la frattura, è quindi crescente e ciò si traduce in un progressivo aumento della tenacità a frattura da 29 a 55 MPa m<sup>1/2</sup>. Considerazioni analoghe possono essere fatte per i riporti No. 9 e 18 o No. 10 e 12 postriscaldati a 550 °C.

Il comportamento dei materiali in figura 6(b) è analogo al comportamento dei riporti No. 12 e 8 postriscaldati a 350 °C. Pur essendo la matrice del riporto No. 12 (Ni/Cr = 0,07; K = 6,6 J/cm<sup>2</sup>) meno tenace di quella del riporto No. 8 (Ni/Cr = 0,14; K = 11,8 J/cm<sup>2</sup>) la tenacità a frattura del primo risulta essere 38 MPa m<sup>1/2</sup> rispetto a 28 MPa m<sup>1/2</sup> del secondo, in quanto il materiale No. 12 ha presumibilmente raggio di fondo intaglio maggiore, avendo densità di carburi duri minore (0,3% V per il riporto No. 12 e 1% Nb per il riporto No. 8). Una relazione inversa tra resilienza e tenacità a frattura si riscontra anche per i depositi No. 18 e 10 postriscaldati a 550°C. Il confronto tra le tenacità dei materiali postriscaldati a 350 e 550 °C, quando il mantenimento a 550 °C non causa fragilità, si può ricondurre a quanto schematizzato in figura 6(c). Si può ritenere che uno stesso materiale, nei due strati di trattamento termico, abbia la stessa distribuzione di carburi, essendo ininfluenza la presenza dei piccoli carburi secondari finemente dispersi, e quindi abbia raggio di fondo intaglio limite uguale. Il trattamento termico a temperatura più alta aumenta la tensione di frattura di ogni riporto facendo registrare resilienza più elevata. Avendo uno stesso materiale raggio di fondo intaglio limite uguale, all'aumento di resilienza corrisponde anche un aumento di tenacità a frattura.

## CONCLUSIONI

L'indagine sul comportamento a frattura di acciai al cromo di diversa composizione, dopo processo di riporto e postriscaldamento, porta alle seguenti conclusioni:

- La resilienza dei riporti, sia allo stato di come saldato che dopo postriscaldamento a 350, 450 e 550 °C, è governata dalla microstruttura della matrice dei materiali, che è determinata dal rapporto tra il contenuto in nichel ed il contenuto in cromo delle leghe. La resilienza, per ogni trattamento termico, aumenta all'aumentare del rapporto Ni/Cr in quanto un innalzamento di questo parametro modifica la matrice da martensitico-ferritica a completamente martensitica e quindi a martensitico-austenitica.
- Questi materiali mostrano una marcata suscettibilità all'infragilimento da rinvenimento; tutti i riporti sono fragilizzati dal postriscaldamento a 450 °C e per alcuni di essi la fragilizzazione si verifica anche con il postriscaldamento a 550 °C.
- Il confronto tra le tenacità a frattura dei riporti postriscaldati a 350 °C e il contenuto in elementi di lega mostra una stretta dipendenza di questa tenacità dal contenuto in vanadio e niobio, indipendentemente dal contenuto degli altri elementi di lega. Un aumento del contenuto in questi

elementi carburigeni causa una brusca diminuzione della tenacità a frattura. L'influenza del vanadio e del niobio è riconducibile al ruolo di questi elementi nella morfologia e distribuzione dei carburi.

- I riporti postriscaldati a 550 °C mostrano, in generale, una tenacità a frattura più elevata di quella determinata per gli stessi materiali postriscaldati a 350 °C. Alcuni di questi riporti peraltro mostrano tenacità a frattura confrontabili con quelle ottenute per la temperatura di postriscaldamento più bassa; questo comportamento è consistente con la possibile fragilizzazione da rinvenimento anche col mantenimento a 550 °C. Anche per i riporti postriscaldati a 550 °C si rileva una dipendenza della tenacità a frattura dal loro contenuto in vanadio e niobio, quindi dalla natura e distribuzione dei carburi.

- Il fatto che la tenacità all'impatto e la tenacità a frattura siano influenzate da parametri microstrutturali differenti (dalla natura delle fasi costituenti la matrice la prima e dalla forma e distribuzione dei carburi la seconda) si traduce in una mancanza di interdipendenza tra i due parametri.

- Considerazioni su meccanismi di frattura in presenza di intaglio acuto o arrotondato, hanno permesso di identificare la resilienza come misura indicativa della tenacità intrinseca della matrice, mentre la tenacità a frattura, per questi materiali, è una misura indicativa della difettologia. I materiali esaminati, per l'elevata difettologia causata dall'alto contenuto in carburi duri, costituiscono un tipico esempio di come il raggio di fondo intaglio limite, parametro riconducibile al concetto di distanza critica per la frattura in presenza di difetti acuti, sia discriminante per la tenacità a frattura.

## **Ringraziamenti**

Si ringrazia il Dott. A. Conte dell'Italsider S.p.A. - Savona, per aver fornito i materiali utilizzati in questa indagine.

## **BIBLIOGRAFIA**

[1] - G.M. Pressouyre, J. Dollet, B. Vieillar-Baron "Evolution des connaissances concernant la fragilisation des aciers par d'hydrogène" Mem. Et. Sci. Rev. Mét., Aprile 1982, 161-176.

[2] - G.M. Gordon "Physical Metallurgy of Fe-Cr-Ni Alloys" in Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, NACE, 1977, 893-945.

[3] - G. Thomas "Retained Austenite and Tempered Martensite Embrittlement" Metall. Trans. A, 9A, 1978, 439-450.



- [4] - M.O. Speidel "Corrosion Fatigue in Fe-Ni-Cr alloys" in Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, NACE, 1977, 1071-1094.
- [5] - Kenichiro Yoshino, C.J. McMahon, Jr. "The Cooperative Relation between Temper Embrittlement and Hydrogen Embrittlement in a High Strength Steel" Metall. Trans. A, 5A, 1974, 363-370.
- [6] - S.K. Banerji, C.J. McMahon, Jr., H.C. Feng "Intergranular Fracture in 4340 - Type Steels: Effects of Impurities and Hydrogen" Metall. Trans. A., 9A, 1978, 237-247.
- [7] - A. Barbangelo "Fatigue Behavior of Chromium Steel Surface Deposits", ASME Trans., J. Eng. Mat. Tech., 1992.
- [8] - A. Barbangelo "Comportamento a fatica di riporti di saldatura in acciai al cromo postriscaldati a 550 °C" Atti del XXI Convegno AIAS, Genova, Settembre 1992.
- [9] - ASTM Standard E 399.
- [10]- A. Barbangelo "Influence of alloying elements and heat treatment on impact toughness of chromium steel surface deposits" J. Mater. Sci., 25, 1990, 2975-2984.
- [11] - B.R. Banerjee, J.J. Hausen and J.M. Capenos "Advances in the Technology of Stainless Steels and Related Alloys" ASTM STP 369, 1969, 291 citato in [2].
- [12] - C.L. Briant, S.K. Banerji "Phosphorus Induced 350 °C Embrittlement in an Ultra High Strength Steel" Metall. Trans. A, 10A, 1979, 123-126.
- [13] - J.R. Rellick, C.J. McMahon, Jr. "Intergranular Embrittlement of Iron-Carbon Alloys by Impurities" Metall. Trans., 5, 1974, 2439-2450.
- [14] - R.C. Bates "Fracture Toughness Improvement" in Enciclopedia of Material Science and Engineering" ed. M.B. Bever, Pergamon Press Ltd, 1986, 1864-1868.
- [15] - R.O. Ritchie, J.F. Knott, J.R. Rice "On the Relationship Between Critical Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steel" J. Mec. Phys. Solids, 21, 1973, 395-410.
- [16] - R.O. Ritchie, R.M. Horn "Further Considerations on the Inconsistency in Toughness Evaluation of AISI 4340 Steel Austenitized at Increasing Temperatures" Metall. Trans. A, 9A, 1978, 331-341.
- [17] - R.O. Ritchie, B. Francis, W.L. Server "Evaluation of Toughness in AISI 4340 Alloy Steel Austenitized at Low and High Temperatures" Metall. Trans. A, 7A, 1976, 831-838.
- [18] - A.G. Evans "Statistical Aspects of Cleavage Fracture in Steel" Metall. Trans. A, 14A, 1983, 1349-1355.
- [19] - T.R. Wilshaw, C.A. Rau, A.S. Tetelman "A General Model to Predict the Elastic-Plastic Stress Distribution and Fracture Strength of Notched Bars in Plane Strain Bending" Eng. Frac. Mech., 1968, 191, 211.
- [20] - A.H. Cottrell "The Mechanical Properties of Matter" J. Wiley, New York, 1963.