

Caratterizzazione della resistenza alla corrosione sotto sforzo di alcuni acciai di interesse industriale

A. Cigada, B. Mazza, D. Sinigaglia
 Centro di Studio sui Processi Elettrodici del CNR
 Politecnico di Milano
 G. A. Rossi
 Franco Tosi S.p.A., Legnano

Nel presente lavoro è stata studiata la resistenza alla corrosione sotto sforzo di quattro acciai di attuale interesse industriale, utilizzati per applicazioni in ambienti contenenti solfuri ed idrogeno solforato.

Gli acciai utilizzati sono due acciai basso legati al carbonio-manganese e due acciai inossidabili martensitici, con crescenti valori del carico unitario di snervamento.

Sono state effettuate innanzitutto prove di tipo tradizionale a sollecitazione costante, sforzo/tempo di rottura, utilizzando provini direct tension rastremati, in ambiente di cloruri, tamponato con acido acetico e saturato con idrogeno solforato.

I due acciai inossidabili sono stati anche studiati utilizzando provini di meccanica della frattura di tipo WOL-modificato a deformazione costante, che permettono di determinare il K_{ISCC} del materiale nell'ambiente di prova utilizzato, cioè un ambiente di cloruri, tamponato con acido acetico e contenente solfuro di sodio. Queste ultime prove sono state realizzate a 25, 80 e 200 °C, evidenziando l'effetto della temperatura sulla cinetica del fenomeno.

Introduzione

Nel settore dell'industria petrolifera e della produzione di energia, con riferimento ad esempio allo sfruttamento delle sorgenti naturali di vapore, è spesso necessario realizzare componenti (turbine, compressori, serbatoi, tubazioni, corpi in pressione, ecc.) che operano in ambienti contenenti tenori non trascurabili di idrogeno solforato.

In questi casi possono avvenire notevoli fenomeni di degradazione dei materiali che si manifestano in diverse forme: corrosione per perdita di peso (corrosione generalizzata), corrosione in celle occluse (corrosione per vaiolatura ed in fessura) e rotture assistite dall'ambiente (sulfide stress cracking, hydrogen induced cracking, hydrogen embrittlement, stress corrosion cracking).

Allo stato attuale non esistono criteri definiti per la scelta dei materiali per tali ambienti. La norma NACE standard TM-01-77 ⁽¹⁾ relativa alla resistenza alla sulfide stress cracking dei materiali metallici per usi petroliferi cerca di fissare alcuni criteri generali che tuttavia risultano essere troppo conservativi. Non sono infatti ancora ben note le complesse interazioni fra le molteplici variabili che intervengono nel determinare l'insorgenza e sviluppo del fenomeno, cioè:

- variabili ambientali, quali la composizione chimica dell'ambiente aggressivo (concentrazione dell'idrogeno solforato, dell'anidride carbonica, dello ione cloruro, ecc.), la temperatura, la pressione, il pH;

- composizione chimica e stato metallurgico del materiale;

- livello dello sforzo ed effetto dei difetti presenti.

Di conseguenza la scelta dei materiali per ambienti contenenti idrogeno solforato è normalmente effettuata in base a:

- prove standard condotte in ambienti notevolmente aggressivi, nei quali molti materiali risultano suscettibili a rottura, mentre spesso gli stessi materiali hanno mostrato di resistere nell'ambiente reale;

- norme di accettazione fissate dall'industria in base ad un limitato numero di applicazioni pratiche, spesso in condizioni diverse;

- estrapolazioni dei risultati sperimentali che possono risultare o troppo conservative o troppo ottimistiche e quindi pericolose.

E' pertanto opportuno muoversi nella prospettiva di effettuare prove nelle condizioni il più possibile vicine al reale, sia per quanto riguarda gli sforzi e gli effetti di concentrazione legati a difetti acuti (così da ottenere anche parametri utilizzabili nella progettazione del componente), sia per quanto riguarda l'ambiente.

Il tradizionale approccio di tipo quantitativo per studiare la suscettibilità alla tensocorrosione di un materiale in un dato ambiente è quello basato sul tempo richiesto per portare a rottura provini lisci o con intaglio non acuto, soggetti a sforzi nominali di livello diverso. In questi ultimi anni la tensocorrosione è stata affrontata in modo più strettamente connesso alle metodologie proprie dello studio dei fenomeni di instabilità e spesso di propagazione rapida della frattura (ovvero alle metodologie della meccanica della frattura lineare elastica) ⁽²⁻³⁾.

Ciò trova giustificazione nei risultati sperimentali di numerosi lavori, che hanno confermato in modo evidente come gli aspetti meccanici dei processi di formazione ed avanzamento subcritico di una cricca per corrosione sotto sforzo siano meglio descritti in termini di fattore di intensificazione degli sforzi K piuttosto che di sollecitazione applicata nominale o effettiva. Ad esempio la meccanica della frattura permette di prevedere le dimensioni critiche di un difetto suscettibile di provocare rotture per tensocorrosione. Inoltre i provini a deformazione costante, messi a punto secondo la meccanica della frattura, non richiedono durante la prova alcun sistema esterno di caricamento e, dato anche le dimensioni compatte dei provini stessi, possono essere utilizzati come sistema di monitoraggio quantitativo all'interno di impianti o di ambienti reali di esercizio.

La presente ricerca, ponendosi in questa prospettiva,

TABELLA I - *Composizione chimica percentuale degli acciai studiati.*

Sigla	C	Mn	Si	P	S	V	Cr	Ni	Mo	Altri
380	0,11	1,24	0,26	0,013	0,023	0,10	—	—	—	—
381	0,17	1,30	0,21	0,014	0,014	0,13	—	—	—	—
382	0,11	0,56	0,38	0,025	0,006	—	11,77	0,47	0,50	Cu 0,08
383	0,21	0,73	0,31	0,012	0,012	0,27	12,20	0,60	0,97	W 0,09

TABELLA II - *Principali proprietà meccaniche degli acciai studiati.*

Sigla	R (MPa)	R _{30,2} (MPa)	A (%)	Z (%)	KV (J)	KCU (J)	HB
380	514	374	29,7	—	128	—	—
381	564	395	25,0	—	96	—	—
382	784	602	19,5	64,6	137	—	235
383	1035	892	14,0	59,0	—	73	312

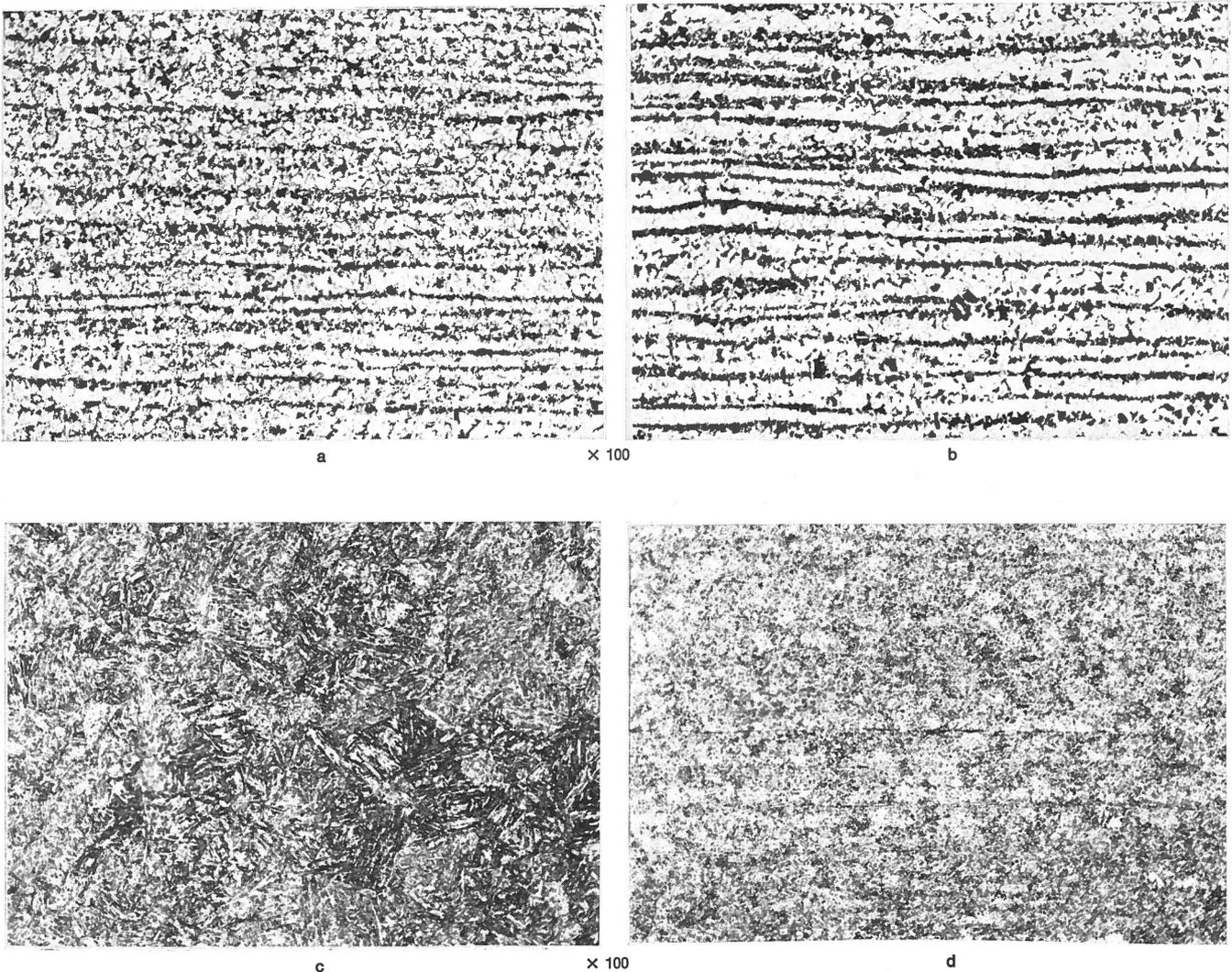


Fig. 1 - Micrografie degli acciai utilizzati. a) acciaio 380 - tipo 48 - attacco Nital 2; b) Acciaio 381 - tipo 54 - attacco Nital 2; c) acciaio 382 - tipo DA - attacco Cogne; d) acciaio 383 - tipo KA - attacco Cogne.

Fig. 1 - Optical micrographs of the investigated steels. a) type 380 steel - Nital 2 etching; b) 381 steel - Nital 2 etching; c) type 382 steel - Cogne etching; d) type 383 steel - Cogne etching.

si propone di inquadrare il comportamento alla tenso-corrosione di alcuni acciai di interesse industriale, utilizzando, oltre a provini lisci, anche provini a deformazione costante di tipo meccanica della frattura.

Materiali utilizzati

Nelle prove sono stati utilizzati quattro diversi materiali metallici, e cioè due acciai basso-legati al carbonio-manganese (sigla 380 e 381), allo stato di lamiera normalizzata, utilizzati per la fabbricazione di recipienti in pressione, e due acciai inossidabili martensitici allo stato rispettivamente di laminato e di fucinato, entrambi temprati e rinvenuti, l'uno a 600 °C (sigla 382) e l'altro a circa 700 °C (sigla 383), utilizzati per la realizzazione di componenti di turbine a vapore e compressori, operanti anche ad alta temperatura.

Nelle Tabelle I e II sono raccolte le composizioni chimiche e le principali proprietà meccaniche dei quattro acciai sopraddetti.

Nella Fig. 1 sono riportate le micrografie delle strutture degli acciai in esame, eseguite sulla superficie longitudinale a 100 X. Come si può osservare si tratta di una struttura ferritico-perlitica a bande nel caso degli acciai 380 e 381 (Figg. 1 a e 1 b) e di una struttura martensitica rinvenuta nel caso degli acciai 382 e 383 (Figg. 1 c e 1 d).

Prove realizzate

Prove di tipo tradizionale

Le prove tradizionali di correlazione sforzo applicato-tempo di rottura sono state realizzate su provini lisci di tipo direct-tension rastremati (Fig. 2) ⁽⁴⁾ mantenuti sotto carico statico prefissato mediante una apposita apparecchiatura a leva. I provini erano completamente immersi nella soluzione di prova, ma isolati dagli afferraggi (in acciaio AISI 316) mediante spinotti rivestiti di ossido di zirconio. Nella prima prova si è imposto, per ogni materiale, un carico leggermente inferiore a quello di snervamento e successivamente carichi via via minori fino all'individuazione di quello al quale non si ha rottura dopo un tempo prefissato (circa 1000 h). Le prove sono state realizzate a temperatura ambiente in una soluzione deaerata di NaCl 3,5% + CH₃COOH 0,5% (pH ≈ 3,9) saturata con idrogeno solforato. Si è proceduto inizialmente al montaggio del provino nella cella di prova, dopo di che la cella è stata deaerata per circa 30 min con azoto ed è in seguito stata introdotta la soluzione, preventivamente deaerata, sotto battente di azoto. A questo punto si è proceduto alla saturazione della soluzione con idrogeno solforato,

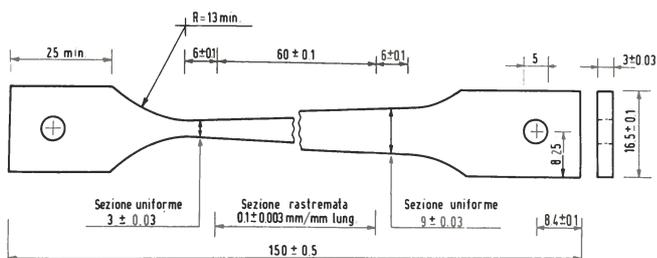


Fig. 2 - Provini « direct tension » rastremati per prove di suscettibilità alla corrosione sotto sforzo ⁽⁴⁾.

Fig. 2 - Tapered direct tension specimen for stress corrosion cracking tests ⁽⁴⁾ (dimensions in mm).

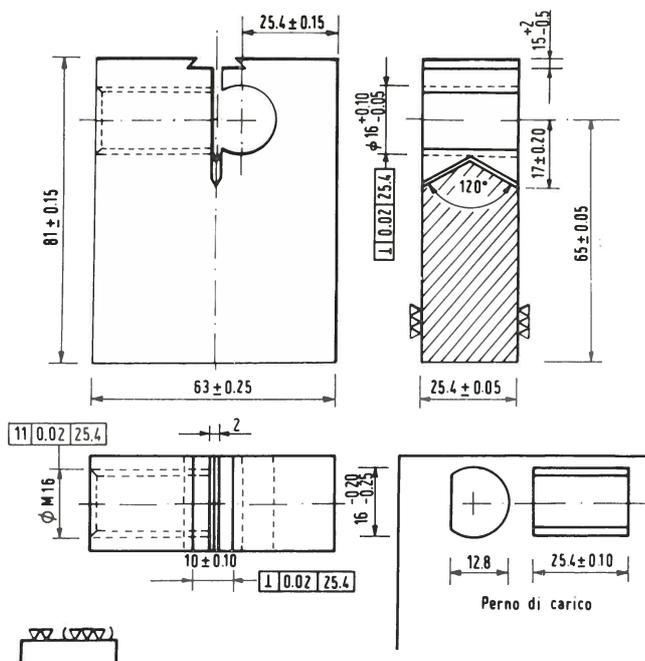


Fig. 3 - Disegno costruttivo di un provino WOL-modificato da 1" con intaglio chevron.

Fig. 3 - 1" WOL-modified specimen with chevron notch (dimensions in mm).

fatto gorgogliare bolla a bolla per circa 30 min. Solo al termine di questa operazione si è imposto al provino il carico prefissato. Il gorgogliamento di idrogeno solforato è stato ripetuto periodicamente durante il corso della prova.

Al termine della misura ogni provino è stato levigato alle carte ad umido, lucidato alle paste diamantate (fino a 1 μm) ed infine è stato osservato al microscopio metallografico (500 X) per individuare la massima sezione in cui fossero eventualmente presenti cricche di tenso corrosione. Tale rilevazione ha permesso di aggiungere alla conoscenza dello sforzo nominale agente sulla sezione minima (in cui si è sempre manifestata la rottura), anche quella dello sforzo nominale minimo in corrispondenza al quale le cricche si sono solo innescate. Tale sforzo minimo dovrebbe coincidere con quello di soglia e quindi permettere di ottenere quest'ultimo con l'esecuzione di una sola misura ⁽⁴⁾.

Prove di meccanica della frattura

Le prove sono state realizzate per la determinazione del valore di soglia del fattore di intensificazione degli sforzi (K_{ISCC}) in una soluzione deaerata di NaCl 3,5% + CH₃COOH 0,5% + Na₂S 0,1% a pH iniziale ≈ 3,9 alle temperature di 25, 80 e 200 °C, mediante l'uso di provini del tipo WOL-modificato a deformazione costante (Fig. 3) precriccati a fatica ⁽⁵⁾. Come la cricca avanza, l'effetto della diminuzione dello sforzo agente è maggiore di quello dovuto alla propagazione della cricca, per cui il K_I diminuisce fino a quando la cricca stessa si arresta per un valore di K_I uguale al valore di soglia K_{ISCC} del materiale nell'ambiente di prova utilizzato.

Il dimensionamento dei provini è stato fatto rispettando la norma ASTM E 399 ⁽⁶⁾; questo fatto comporta di avere sempre una trascurabile zona di deformazione plastica all'apice della cricca. Ora per la validità delle

prove di tensocorrosione su provini precriccati è opportuno riportare le condizioni della norma citata nel seguente modo:

$$\left\{ \begin{array}{l} B \\ a_{\min} \\ (W - a)_{\min} \end{array} \right. \geq 2,5 \left(\frac{K_{ISCC}}{R_s} \right)^2 \quad (1)$$

condizione nel nostro caso non valutabile a priori, non essendo noti dalla letteratura valori esatti o stimati del K_{ISCC} per gli acciai in esame.

Si è allora deciso di dimensionare i provini prendendo il massimo spessore compatibile con gli spessori dei semilavorati a disposizione e con le attrezzature di prova, cioè 25,4 mm. Sul provino è stato inoltre praticato un intaglio meccanico di tipo chevron (Fig. 3) che permette sia di mantenere planare l'avanzamento dell'apice della cricca, sia di avere un fronte di avanzamento poco incurvato durante la precricatura di fatica rendendo così più agevole e precisa la misura della lunghezza iniziale della cricca stessa. In particolare si sottolinea che gli accessori, viti e spinotti, sono stati realizzati con il medesimo materiale del provino per evitare ogni effetto di accoppiamento galvanico.

La cricatura a fatica è stata eseguita in quattro stadi (macchina Instron mod. 1273 da 250 kN) con un ΔK_I imposto di circa 28 MPa \sqrt{m} e facendo avanzare la cricca di una lunghezza uguale per ogni stadio, fino a raggiungere una distanza massima dal piano di caricamento di circa $a/W = 0,45$, avendo cura di diminuire ad ogni stadio successivo il carico massimo

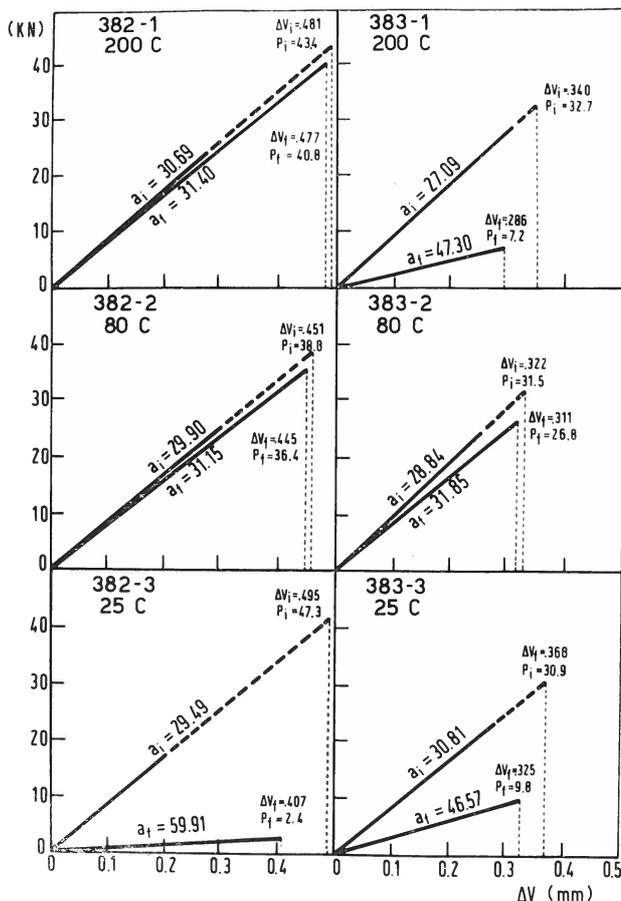


Fig. 4 - Curve di calibrazione sperimentali iniziali e finali eseguite a temperatura ambiente.

Fig. 4 - Initial and final experimental calibration curves at room temperature.

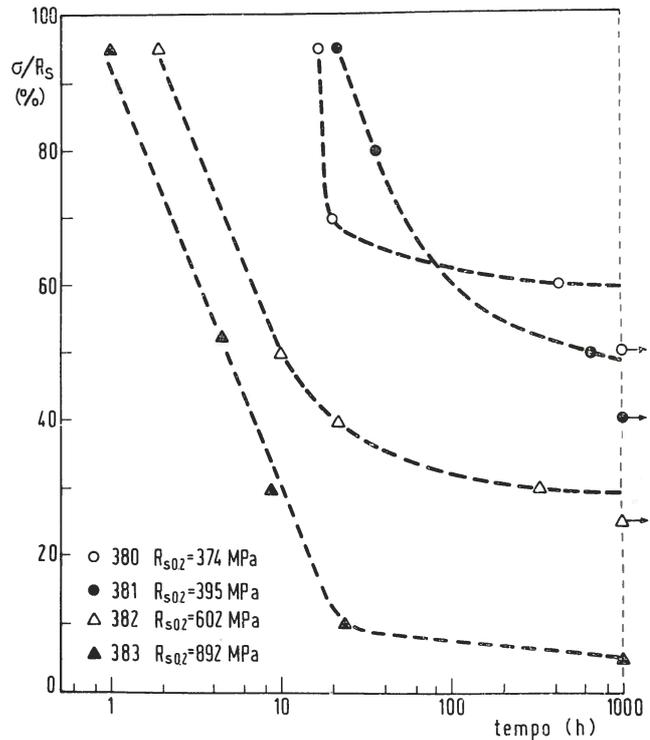


Fig. 5 - Risultati delle prove su provini « direct tension » rastremati in NaCl 3,5%, CH₃ COOH 0,5% H₂S saturo a temperatura ambiente.

Fig. 5 - Experimental results for tests with tapered direct tension specimens in 3,5% NaCl + 0,5% CH₃ COOH saturated with H₂S, at room temperature.

imposto. In questa operazione di precricatura non si è mai raggiunto un $K_{I\max}$ maggiore di 31 MPa \sqrt{m} .

La procedura seguita per la determinazione del K_{ISCC} è stata la seguente:

— su ogni provino precriccato si è eseguita la curva di calibrazione in campo elastico $P/\Delta V$ per la lunghezza iniziale a_i della cricca di fatica (Fig. 4), misurando l'apertura della cricca ΔV con un opportuno estensimetro posto all'imbocco della cricca stessa;

— fissato un valore di K_{Ii} si è determinato il corrispondente carico P_i mediante la formula (5):

$$K_I = \frac{P}{B \sqrt{a}} \cdot C_3 \left(\frac{a}{W} \right) \quad (2)$$

dove:

P = carico applicato (in MN)

B = spessore del provino (in m)

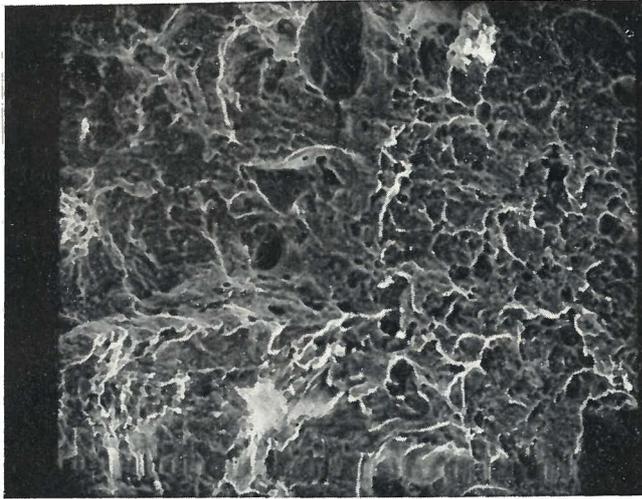
a = lunghezza della cricca misurata dal piano di carico (in m)

W = larghezza del provino misurata dal piano di carico (in m)

$C_3 \left(\frac{a}{W} \right)$ = cedevolezza del provino esprimibile mediante l'espressione:

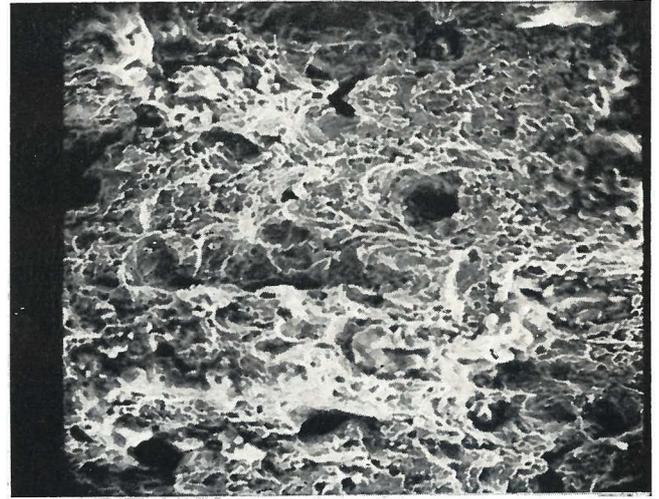
$$C_3 = 30,96 \left(\frac{a}{W} \right) - 195,8 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 730,6 \left(\frac{a}{W} \right)^3 - 1186,3 \left(\frac{a}{W} \right)^4 + 754,6 \left(\frac{a}{W} \right)^5 \quad (3)$$

valevole per a/W compreso tra 0,25 e 0,75 ÷ 0,80;



a

× 200



b



c

× 200



d



e

× 200

Fig. 6 - Superfici di frattura di alcuni provini « direct tension » ottenuti al microscopio elettronico a scansione. a) acciaio 380 - 95% R_s; b) acciaio 381 - 95% R_s; c) acciaio 382 - 95% R_s; d) acciaio 383 - 95% R_s; e) acciaio 383 - 95% R_s.

Fig. 6 - SEM micrographs of stress corrosion fracture surfaces of some tapered direct tension specimens. a) type 380 steel - 95% Y.S.; b) type 381 steel - 95% Y.S.; c) type 382 steel - 95% Y.S.; d) type 383 steel - 95% Y.S.; e) type 383 steel - 95% Y.S.

— noto il carico iniziale P_i, dalla curva di calibrazione (Fig. 4) si è risaliti al valore di ΔV_i, imposto poi al provino mediante serraggio della vite di carico;

— si è introdotto il provino così deformato nella cella (o nell'autoclave) di prova, unitamente al necessario quantitativo di Na₂S anidro e si è deareato con azoto il contenitore per 30 min. Si è poi introdotta sotto battente di azoto la soluzione di cloruro di sodio ed acido acetico, previamente deaerata;

— ad intervalli di 7 gg. si è proceduto ad un controllo della lunghezza della cricca, con ricambio della soluzione, il cui pH non ha mai superato il valore di 4. La prova è stata interrotta quando a distanza di 7 gg. non si è verificato nessun avanzamento;

— è stata poi effettuata una nuova curva di calibrazione P/ΔV (Fig. 4) per la lunghezza finale a_f della cricca e si è poi proceduto all'apertura meccanica del provino;

— le lunghezze delle cricche di fatica e di SCC, inizialmente stimate misurando il valore di a sulle superfici esterne dei provini, sono state più accuratamente calcolate dopo aver misurato anche i valori a 1/4, 1/2 e 3/4 dello spessore mediante la formula

$$a = \frac{a_{dx} + 2 a_{1/4} + 2 a_{1/2} + 2 a_{3/4} + a_{sin}}{8} \quad (4)$$

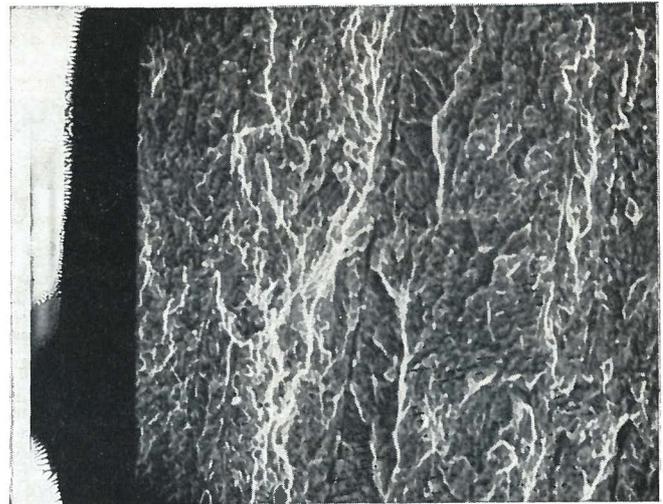
TABELLA III - Quadro riassuntivo delle prove realizzate con provini WOL-modificati.

Sigla	Temp. (°C)	B (mm)	a _i (mm)	ΔV _i (mm)	P _i (KN)	K _{II} (MPa√m)	a _f (mm)	ΔV _f (mm)	P _f (KN)	K _{I,ISCC} (MPa√m)	a _f /W	W - a _f (mm)	$2.5 \left(\frac{K_{ISCC}}{R_{s0.2}} \right)^2$ (mm)	$1 \left(\frac{K_{ISCC}}{R_{s0.2}} \right)^2$ (mm)
382-1	200	25.4	30.69	0.481	39.1	58.2	31.40	0.477	36.7	56.1	0,483	33.60	21.71	8.68
382-2	80	25.4	29.90	0.451	37.6	54.4	31.15	0.445	35.4	53.5	0,479	33.85	19.74	7.90
382-3	25	25.4	29.49	0.495	47.3	67.4	59.91	0.407	2.4	30.9 *	0,922	5.09	6.59	2.63
383-1	200	25.4	27.09	0.340	29.5	38.6	47.30	0.286	6.5	25.5	0,728	17.70	2.04	0.82
383-2	80	25.4	28.84	0.322	30.5	42.5	31.85	0.311	26.0	40.4	0,490	33.15	5.13	2.05
383-3	25	25.4	30.81	0.368	30.9	46.2	46.57	0.325	9.8	36.2	0,715	18.43	4.12	1.65

* Valore non completamente valido.

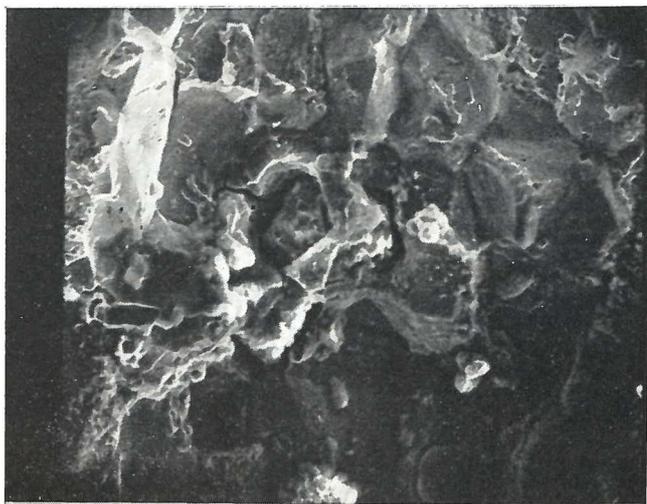


a



b

× 200



c

× 200

Fig. 7 - Superfici di frattura di alcuni provini « WOL-modificati » ottenute al microscopio elettronico a scansione. a) acciaio 382 - 25 °C; b) acciaio 383 - 80 °C; c) acciaio 383 - 80 °C.

Fig. 7 - SEM micrographs of stress corrosion fracture surfaces of some WOL-modified specimens. a) type 382 steel - 25 °C; b) type 383 steel - 80 °C; c) type 383 steel - 80 °C.

— è stato poi determinato il valore di ΔV_f al termine della prova. La vite di carico impone infatti la rigidità del provino non nelle zone dove viene collocato il clip-gage, ma sull'asse di carico; avanzando la

cricca il valore di ΔV iniziale misurato nella zona del clip-gage diminuisce. Il nuovo valore può essere calcolato come:

$$\Delta V_f = \Delta V_i \frac{a_i}{a_f} \frac{a_f + C_1}{a_i + C_1}$$

dove C₁ (= 16 mm) è la distanza del punto di collocamento del clip-gage dal piano di carico;

— noto ΔV_f e la curva P/ΔV finale si è calcolato il P finale agente sul provino e per tener conto dell'effetto della temperatura sul modulo di Joung (e perciò sulla pendenza della curva P/ΔV) i valori di P_f per le prove realizzate alle temperature di 80 e 200 °C sono stati diminuiti rispettivamente del 3 e del 10% rispetto ai valori ottenuti a temperatura ambiente; si è infine verificato il rispetto delle condizioni di deformazione piana mediante l'equazione (1).

Risultati e discussione

Prove di tipo tradizionale

I risultati delle prove sono stati raccolti nella Fig. 5, riportando il tempo di rottura in funzione del rapporto σ/R_{s0.2} dove σ rappresenta il valore dello sforzo nominale agente sulla sezione minima del provino.

Dall'andamento delle curve è possibile riconoscere l'esistenza di un valore di soglia dello sforzo σ_{th} per ciascuno degli acciai esaminati; tale valore è superiore ai valori di sforzo relativi ai provini non rotti dopo un tempo di 1000 ore. Inoltre dal confronto delle curve

risulta, come era da prevedersi, nettamente evidenziata la diminuzione del σ_{th} al crescere del limite di snervamento degli acciai stessi. Così il σ_{th} passa da un 50% del $R_{s0.2}$ per l'acciaio 380, al 40% e 25% rispettivamente per gli acciai 381 e 382, crollando al 5% per l'acciaio tipo 383 a nettamente più elevate proprietà meccaniche resistenziali.

Quest'ultimo acciaio è anche il solo che abbia evidenziato la presenza di cricche innescate in corrispondenza di sezioni maggiori di quella minima in cui è avvenuta la rottura. La conseguente valutazione dello sforzo nominale minimo non coincide in nessun caso con il σ_{th} sopra definito. Sembra pertanto potersi concludere che la metodologia del Fessler (⁴), applicata dall'autore nell'ambiente carbonato-bicarbonato, non è estendibile alle nostre condizioni.

Nella Fig. 6 sono riportate le frattografie ottenute al microscopio elettronico a scansione di alcuni provini. Come si vede le cricche di SCC presentano un andamento di tipo transgranulare per gli acciai al carbonio-manganese 380 e 381 (Figg. 6 a e 6 b), intergranulare per l'inossidabile martensitico 382 (Fig. 6 c), prevalentemente transgranulare con numerose ramificazioni per l'inossidabile martensitico 383 (Fig. 6 d) ma con presenza anche di zone intergranulari (Fig. 6 e).

Prove di meccanica della frattura

I risultati delle prove effettuate con i provini WOL-modificati sono raccolti in Tabella III; come si può notare sul provino 382-3 la cricca di corrosione sotto sforzo è avanzata tanto da determinare un valore $a/W = 0,922$, fuori dal campo di rigorosa validità della funzione $C_3(a/W)$; inoltre anche il valore di $W - a = 5,09$ mm è tale da non rispettare le condizioni di deformazione piana ($\geq 6,59$ mm); il valore di K_{ISCC} misurato su tale provino non può pertanto essere considerato del tutto valido. Poiché però sono rispettate le meno restrittive condizioni

$$\left\{ \begin{array}{l} B \\ a \\ W - a \end{array} \right. \geq 1 \left(\frac{K_{ISCC}}{R_s} \right)^2 \quad (5)$$

il valore ottenuto può essere considerato, in accordo con Rolfe e Barsom (²), parzialmente valido.

Dall'esame dei risultati si nota che anche il valore di soglia del fattore di intensificazione degli sforzi (K_{ISCC}) diminuisce con l'aumento delle caratteristiche meccaniche resistenziali. Per quanto riguarda l'effetto della temperatura di prova si può osservare, come linea di tendenza, che mentre la resistenza alla corrosione sotto sforzo dell'acciaio 382 migliora con l'aumento della temperatura, per l'acciaio 383 a più elevate caratteristiche meccaniche sembra essere presente un massimo di resistenza a temperature intermedie, con un decadimento a temperature elevate.

Nella Fig. 7 sono riportate le frattografie di alcuni provini criccati. Come si può vedere le superfici di frattura sono del tutto analoghe a quelle trovate sui provini direct tension degli stessi materiali; anche in questo caso infatti mentre l'acciaio 382 mostra una cricca di tipo intergranulare (Fig. 7 a), l'acciaio 383 accanto a zone transgranulari (Fig. 7 b) mostra zone prevalentemente intergranulari (Fig. 7 c).

Testo pervenuto il 7 ottobre 1980.

Bibliografia

1. NACE STANDARD TM-01-77: Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking at Ambient Temperatures.
2. S.T. ROLFE, J.M. BARSOM: Fracture and Fatigue Control in Structures - Applications of Fracture Mechanics, Prentice Hall Inc., Englewood Cliffs, New Jersey (1977).
3. D. SINIGAGLIA, G. RE, P. PEDEFERRI: Cedimento per fatica ed ambientale dei materiali metallici, Clup, Milano (1979).
4. R.R. FESSLER: Review of the Latest NG-18 Stress Corrosion Cracking Research Results, Battelle's Columbus Laboratories, in corso di stampa.
5. S.R. NOVAK, S.T. ROLFE: Modified WOL Specimen for K_{ISCC} Environmental Testing, Journal of Materials, 4, 701 (1969).
6. ASTM E 399-70T: Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials.