

# Le cause di rottura dei giunti saldati

A. Marelli

*Il seguente articolo descrive alcuni casi di failure analysis (che potrebbe essere tradotto come "determinazione delle cause di cedimento/rottura") relativi a componenti saldati in materiale inossidabile, scelti tra i più significativi tra i numerosi affrontati dai tecnici del laboratorio OMECO in venti anni di attività. In particolare sono stati scelti quei casi di failure analysis per i quali è stato possibile effettuare un approfondito numero di esami, è stato possibile aver una sufficiente quantità di informazioni da parte dei clienti, si sono ottenute evidenze significative in grado di individuare univocamente il meccanismo causa della rottura. I casi sono stati scelti anche per illustrare come i meccanismi che possono determinare il cedimento o la rottura di una saldatura siano molteplici.*

**Parole chiave: acciaio inossidabile, saldatura, metallografia**

## CASO N°1: ROTTURA PER INFRAGILIMENTO DA IDROGENO DI TUBETTI IN INCOLOY 800

### Campioni

N°2 spezzoni di resistenze elettriche realizzate saldando longitudinalmente mediante TIG delle strisce in INCOLOY 800 di spessore 0,5 mm.

Al termine della saldatura, effettuata con una miscela di Argon e Idrogeno al 14 %, il tubetto ottenuto ha un diametro esterno di 7,5 mm.

Viene eseguito un controllo con Eddy Current.

Seguono le operazioni di riempimento del tubetto con dell'ossido di magnesio e la successiva operazione di laminazione in 12 passaggi con allungamento del 13% per portare il diametro esterno a 6,5 mm.

Viene poi effettuato un trattamento termico a 1050°C con raffreddamento in aria.

E' durante il collaudo della resistenza finita, effettuato sottoponendola ad uno shock termico passando da 100°C in acqua fredda, che la ditta che si occupa di realizzare le resistenze per la Richiedente, si accorge della presenza di difetti superficiali trasversali. La Fig. 1 documenta uno di tali difetti.

Scopo degli esami è determinare la natura dei difetti

### Esame al microscopio elettronico a scansione

La Fig.2 mostra la superficie di uno dei campioni: ben visibili sono i due difetti trasversali la cui larghezza è piuttosto notevole visto l'ingrandimento della foto. Sempre in Fig.2 sono presenti delle eterogeneità strutturali allineate e orientate longitudinalmente su cui ci siamo riservati di investigare con un altro tipo di esame, anche se ad un primo esame sembrano corrispondere alla saldatura (Fig. 3).

### Esame micrografico (UNI 3137/65 E UNI 6327/68) e microanalisi qualitativa EDS

La Fig.4 mostra la morfologia del difetto documentato in Fig.1 (sezione trasversale del difetto): esso corrisponde ad uno strappo meccanico in quanto le sue due superfici sembrano combaciare perfettamente.

E' stata prelevata una sezione trasversale del tubo in corrispondenza di uno dei difetti di Fig.2: è emerso che il difetto è in realtà una cricca con morfologia prevalentemente intergranulare e probabilmente molto ramificata (Fig. 5). Infatti

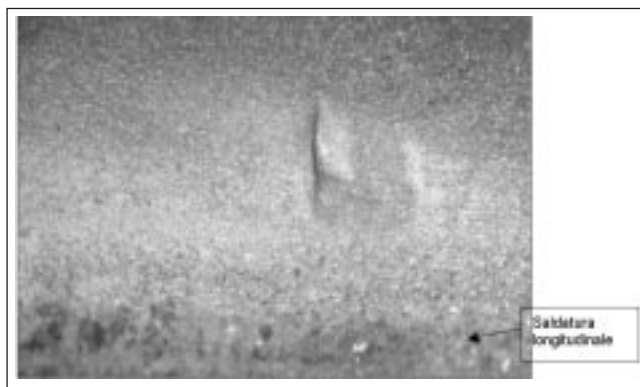


Fig.1 - Particolare di un difetto rilevato sulla superficie esterna del tubo in prossimità della saldatura longitudinale. (ingrandimento 16X).

Fig.1 - A defect detected on the external surface of the tube close to the longitudinal weld (16 magnification).

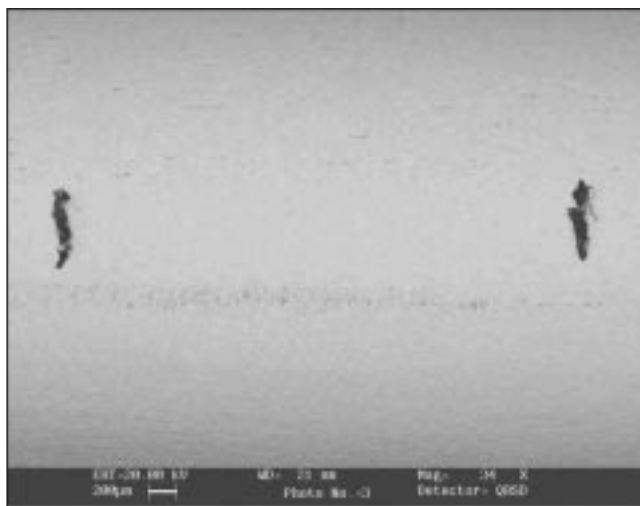


Fig. 2 - Dettaglio di altri due difetti rappresentativi.

Fig. 2 - Detail of other defects.

riteniamo che la cricca che si trova in corrispondenza del cordone di saldatura sia una diramazione della cricca di maggiori dimensioni presente in corrispondenza del metallo base (Fig.6).

La Fig.7 evidenzia la presenza di inclusioni di nitruro di titanio di grosse dimensioni sulla superficie interna di tale difetto (appaiono di colore rosa/arancio).

Un esame più accurato ha rilevato la presenza di vere e pro-

Alessandra Marelli  
OMEKO s.r.l.

Memoria presentata in occasione della giornata di studio della AIM "La saldatura degli inossidabili. Aspetti specifici e approfondimenti" tenutasi il 26 febbraio 2004.

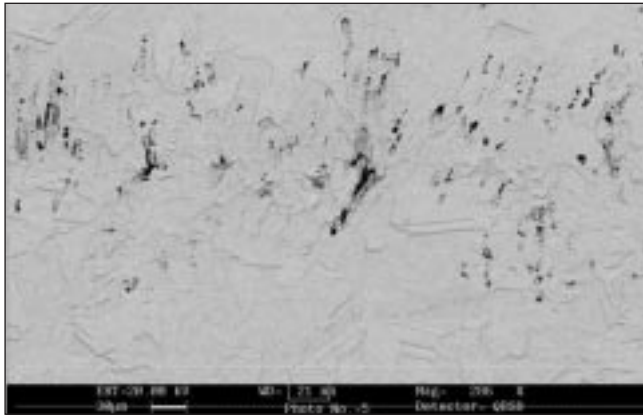


Fig. 3 – Indicazioni superficiali sul cordone di saldatura. Dettaglio del riquadro verde in Fig. 2.

Fig. 3 – Superficial defects of the weld zone. Detail of the yellow square in Fig. 2.

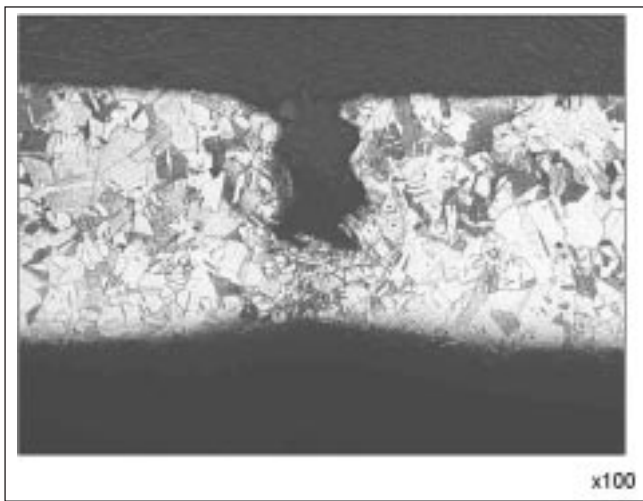


Fig. 4 – Sezione longitudinale del difetto indicato in Fig. 1 x100.

Fig. 4 – Longitudinal section of the defect documented in Fig. 1 Attacco/etching: HCL + HNO<sub>3</sub>.

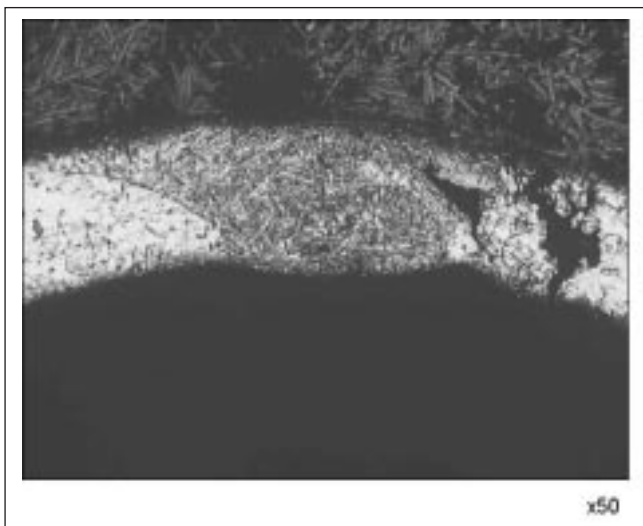


Fig. 5 – Sezione trasversale di un altro difetto x50.

Fig. 5 – Cross section of another superficial defect. Attacco/etching: HCL + HNO<sub>3</sub>.

prie catene di nitruri orientate nel senso di lavorazione del materiale, di dimensioni molto grandi (Fig.8), non normali per il tipo di materiale.

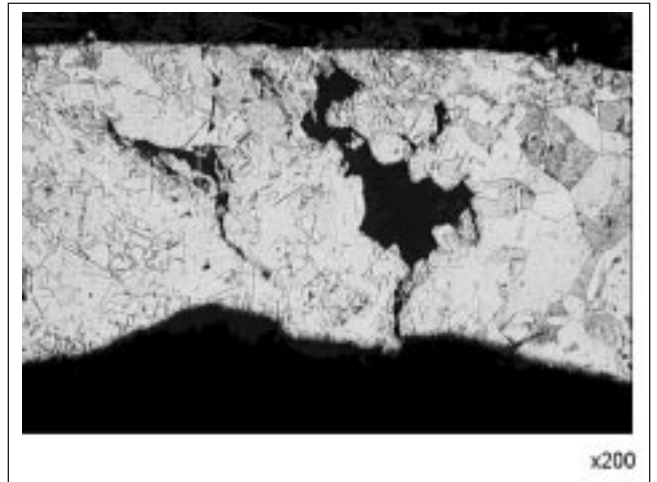


Fig. 6 – Dettaglio del difetto di Fig. 5 x200.

Fig. 6 – Detail of defect documented in Fig. 5. Attacco/etching: HCL + HNO<sub>3</sub>.

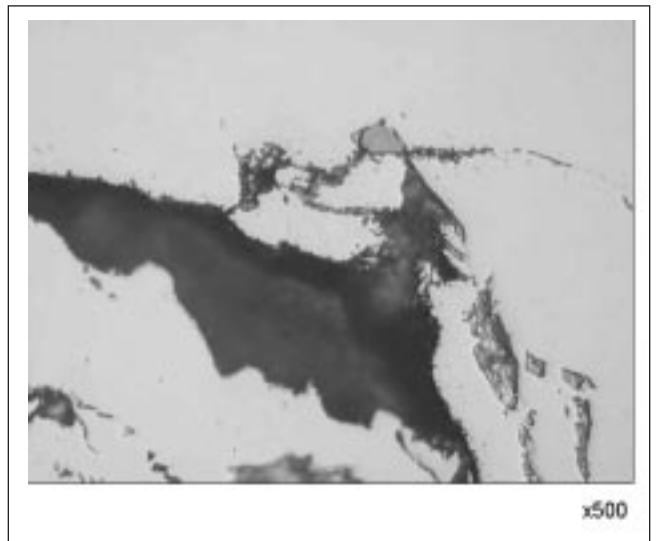


Fig. 7 – Particolare della zona indicata in Fig. 6. Senza attacco x500.

Fig. 7 – Detail of the zone indicated in Fig. 6.

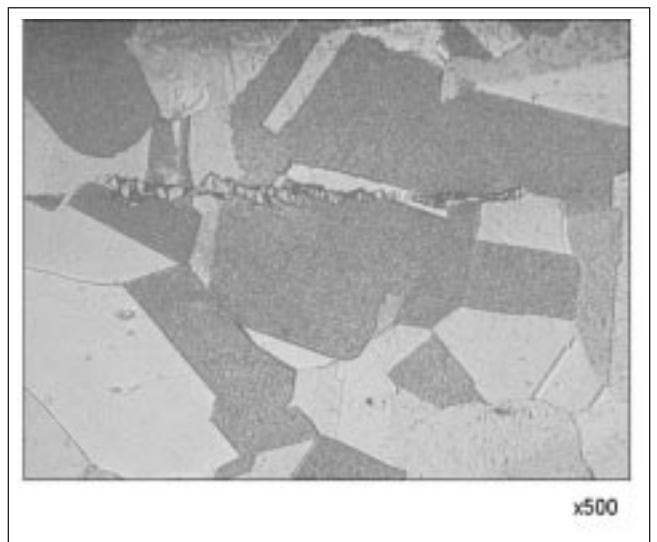


Fig. 8 – Inclusioni orientate nel senso di laminazione x500.

Fig. 8 – Inclusions oriented in stretching direction. Attacco/etching: HCL + HNO<sub>3</sub>.

CASO 2: CORROSIONE DI UN TUBO IN ACCIAIO INOSSIDABILE IN AISI 304L ELETTROUNITO

Campione

N°1 tubo diametro 70 mm e spessore 2 mm dichiarato in acciaio inossidabile AISI 304L, interessato da perdite. Il tubo fa parte di un impianto che è stato sottoposto alla sola prova idraulica con acqua di rete.

Scopo degli esami è stabilire le cause delle perdite.

Esame visivo

Sulla superficie esterna del tubo è presente un difetto di forma tondeggiante; intorno ad esso la superficie del tubo si presenta integra, non cromaticamente alterata e priva di depositi ( Fig.1). Dal momento che è l'unico difetto individuato sulla superficie esterna del campione, verrà esaminato più approfonditamente allo scopo di verificare se ad esso si deve la perdita del tubo.

Sezionato longitudinalmente, è stato possibile esaminare anche la superficie interna del tubo: si rileva la presenza di depositi di colore rossastro particolarmente concentrati in prossimità della zona elettrounita (Fig.2). In corrispondenza del riquadro blu si nota una zona circolare in cui il deposito non è presente. Esso corrisponde al difetto individuato sulla superficie esterna.

Ad un attento esame, la zona elettrounita si presenta irregolare (Fig.3): la giunzione dovrebbe essere continua.

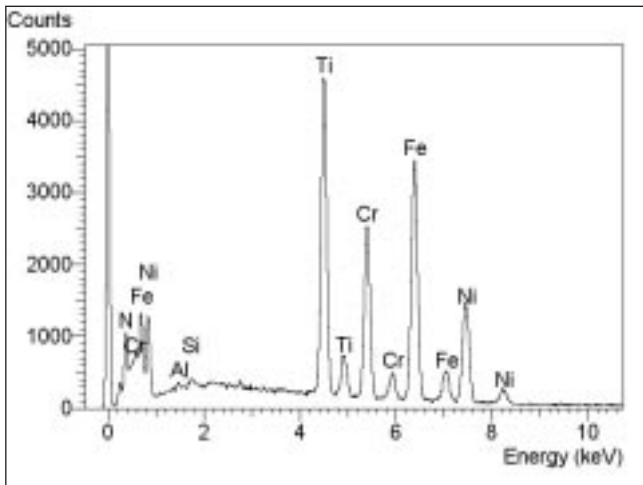


Fig. 9 – Microanalisi qualitativa EDS rappresentativa della composizione delle inclusioni.

Fig. 9 – Qualitative microanalysis EDS of the inclusions.

E nitru di titanio sono anche le eterogeneità individuate sulla superficie del campione in Fig.2.

Lo spettro EDS (Fig.9) è stato fatto all'interno dei difetti individuati, e mostra, oltre ai picchi del metallo base, picchi importanti di Azoto e Titanio.

Conclusione

I difetti presenti sulla superficie dei campioni esaminati sono l'amplificazione per strappo meccanico di difetti già esistenti prima dell'operazione di laminazione.

In corrispondenza della zona fusa sono stati individuati parecchi difetti di piccolissime dimensioni, riconducibili a nostro avviso all'evacuazione di inclusioni di gas intrappolate nel metallo fuso durante la saldatura. L'indagine è stata comunque approfondita sui difetti principali, più grossi.

A giudicare dalla morfologia e dall'estensione di uno dei difetti esaminati (Fig.6), possiamo ritenere che possano essere legati alla miscela di gas contenente idrogeno, in quanto solo tale elemento è in grado di generare cricche intergranulari.

L'idrogeno è un elemento molto piccolo, in grado di diffondere in qualsiasi metallo e quindi è possibile che le cricche si estendano anche in corrispondenza del metallo base; a tale fenomeno è associata una sensibile riduzione della duttilità del metallo.

Le leghe di nichel, in quanto strutture cubiche a facce centrate, hanno una bassa suscettibilità all'infragilimento da idrogeno rispetto ai metalli con struttura cubica a corpo centrato: ciò induce a pensare che le condizioni presenti durante la saldatura siano inadeguate, in particolare potrebbe essere eccessivo il quantitativo di idrogeno nella miscela utilizzata. Certamente, comunque, la presenza di eterogeneità come le inclusioni piuttosto numerose e di dimensioni importanti di nitruro di titanio ha contribuito a rendere il fenomeno ancora più critico: sono molto dure e tendono ad ostacolare la deformazione del metallo e probabilmente contribuiscono alla diffusione dell'idrogeno.

Questo giustifica il fatto di aver trovato sui lembi delle cricche e dei difetti quantità importanti di tali inclusioni.

Il fatto che il controllo con Eddy Current non abbia rilevato difetti di questo tipo, può essere spiegato con il fatto che generalmente l'idrogeno atomico diffuso all'interno della struttura reticolare del metallo genera discontinuità di dimensioni molto piccole.

Con il tempo, e quindi dopo il processo di saldatura e solidificazione del cordone, l'idrogeno da atomico può diventare molecolare generando delle spaccature simili a quelle documentate in Fig.6.

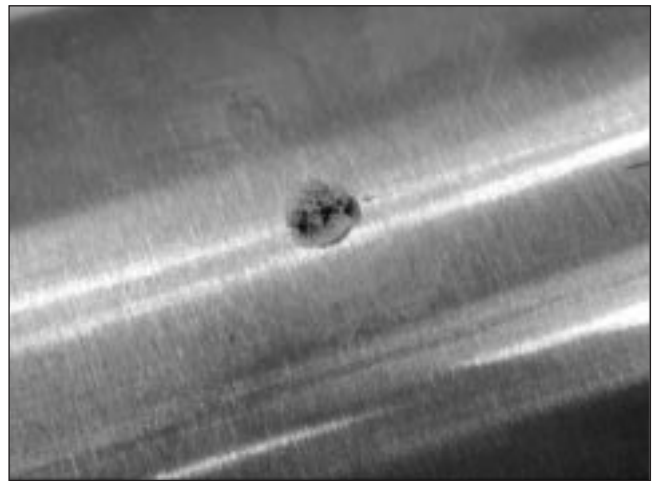


Fig. 1 – Dettaglio di un difetto affiorante sulla superficie esterna del tubo.

Fig. 1 – Detail of the defect present on the external surface of the piece of pipe.

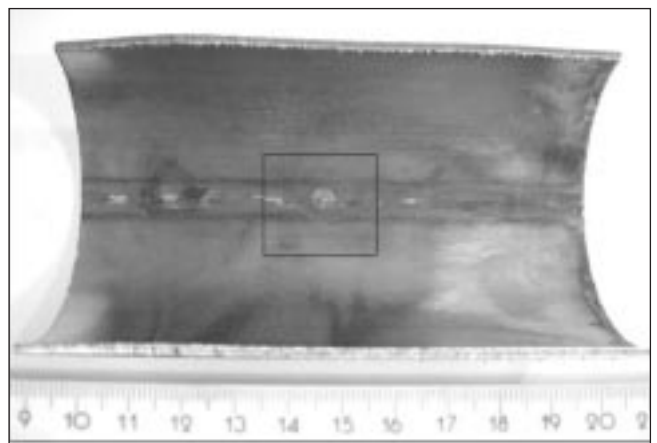


Fig. 2 – Dettaglio del tubo di Fig. 1 dopo sezionamento longitudinale.

Fig. 2 – Detail of Fig. 1 after longitudinal cutting.



Fig. 3 – Dettaglio delle condizioni della saldatura per elettrodeposizione.

Fig. 3 – Detail of the electrical weld of the pipe.

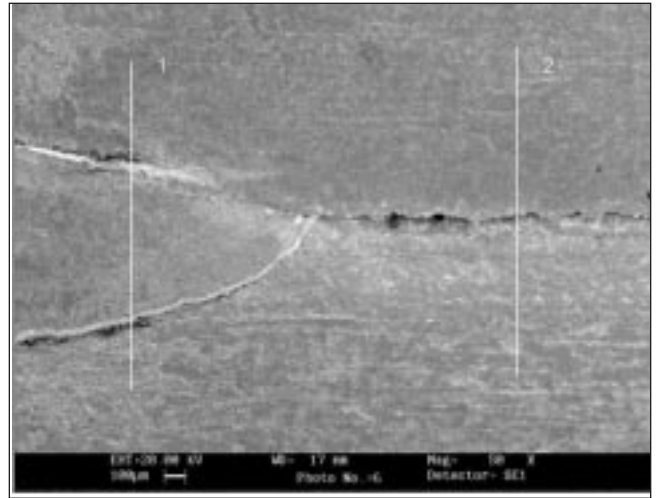


Fig. 5 – Dettaglio di un tratto della zona elettrodepositata.

Fig. 5 – Detail of the weld.

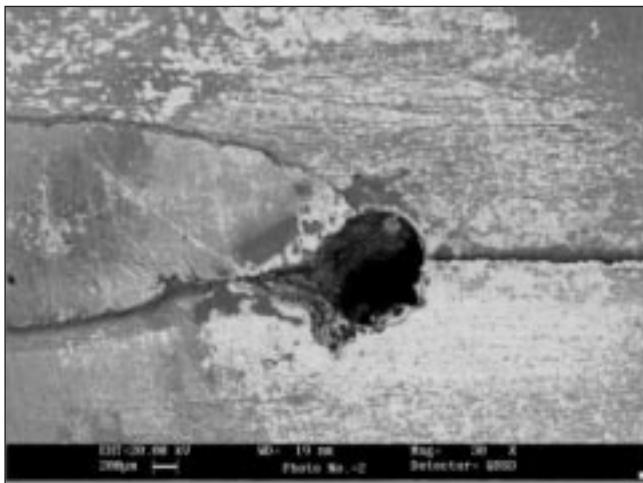


Fig. 4 – Esame al microscopio elettronico a scansione. Particolare della zona evidenziata dal riquadro blu di Fig. 2. Immagine processata con elettroni BSD.

Fig. 4 – Detail of the area indicated by the blue square in Fig. 2 (QBSD image).

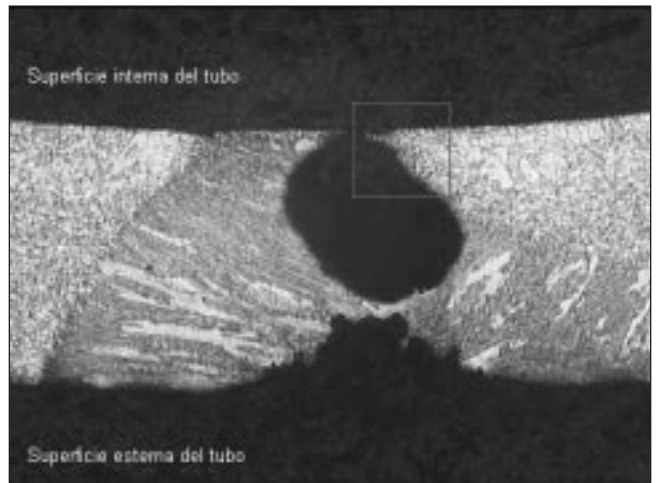


Fig. 6 – Esame microscopico. Attacco: Elettrolitico in Acido Ossalico 10%. Sezione trasversale della perdita di Fig. 4 x 25

Fig. 6 – Etching : electrolytic in oxalic acid 10%. Cross section of the leakage of Fig. 4.

### Esame al microscopio elettronico a scansione e microanalisi qualitativa EDS

La zona evidenziata dal riquadro blu in Fig. 2 è stata esaminata ad un maggiore ingrandimento: la zona non interessata da depositi presenta un foro in corrispondenza delle elettrogiunzioni. Le zone scure, invece, corrispondono al deposito, la cui composizione è stata rilevata con la microanalisi (Fig. 12): ossido/idrossido di ferro, che conferisce la tipica colorazione rosso-bruna della ruggine, carbonati, cloruri e composti dello zolfo tipici di condense acquose. In particolare la presenza del picco di cloro rileva la presenza di cloruri che sono in grado di favorire un fenomeno di corrosione localizzata. La Fig. 5 mostra un tratto della zona elettrodepositata che presenta delle irregolarità.

### Esame micrografico (UNI 3137/65)

La Fig. 6 mostra il difetto di Fig. 4 sulla sezione trasversale: ad esso corrisponde sulla superficie interna del tubo un pit di corrosione di dimensioni piuttosto rilevanti in quanto interessanti quasi l'intero spessore del tubo. Sulla superficie esterna si nota la morfologia del punto documentato in Fig. 1. Ragionevolmente i due difetti sono comunicanti su un piano diverso da quello documentato: in tale modo viene

giustificata la perdita del tubo. Entrambi i difetti interessano la zona fusa (elettrodeposizione).

Comunque, la corrosione è iniziata sulla superficie interna del tubo, probabilmente in corrispondenza delle irregolarità individuate in corrispondenza della elettrodeposizione.

Le Figg. 8÷11 documentano che l'elettrodeposizione non è stata eseguita in modo corretto in quanto in entrambe le sezioni esaminate si notano difetti come mancanze di fusione (Fig. 8) e mancanze di penetrazione (Fig. 10) dai quali si sono innescate anche delle cricche trasgranulari. In corrispondenza di tali punti si possono verificare ristagni aumentando l'aggressività dei cloruri.

La microstruttura del metallo è costituita da grani regolari di austenite; l'assenza di carburi e fasi precipitate indicano che il trattamento termico di solubilizzazione è stato eseguito correttamente.

Cr%	ANALISI CHIMICA P.M.I.	
	Ni%	Mo%
16,80	11,30	2,10

Gli elementi indicati risultano conformi all'acciaio dichiarato.

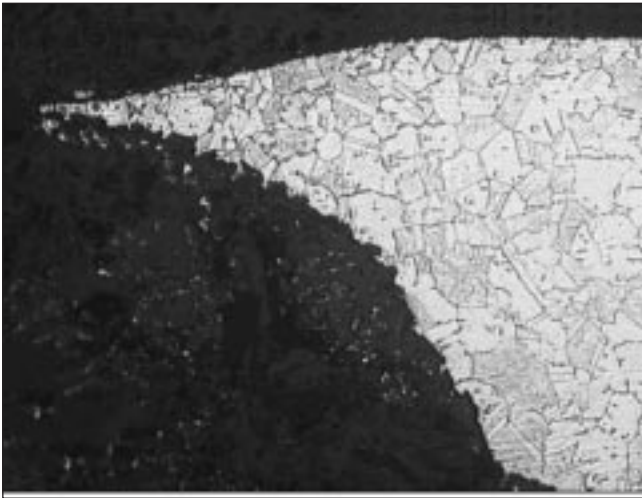


Fig. 7 – Dettaglio del bordo della perdita di Fig. 6 x 200.  
Fig. 7 – Detail of the internal surface of the leakage of Fig. 6.

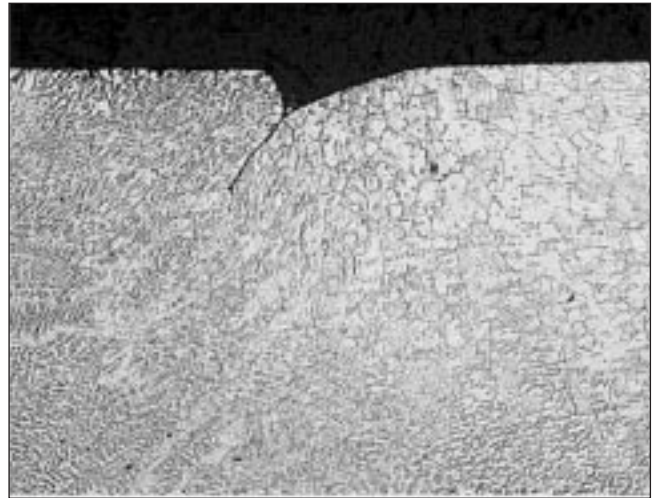


Fig. 9 – Dettaglio della zona evidenziata dal riquadro di Fig. 8 x 100.  
Fig. 9 – Detail of the area delimited by the yellow square in Fig. 8.

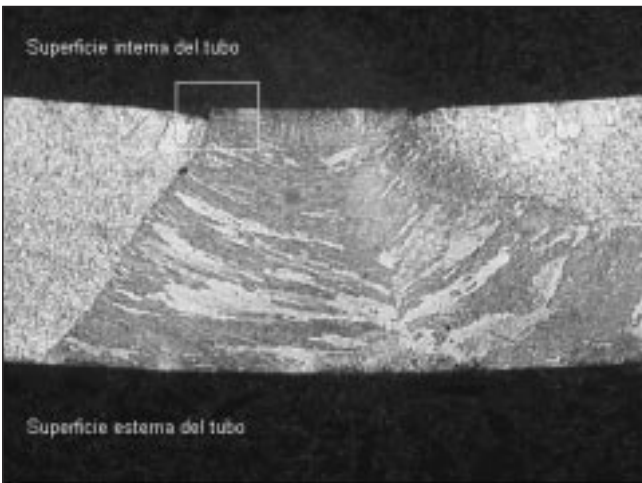


Fig. 8 – Sezione trasversale 1 di Fig. 5 x 25.  
Fig. 8 – Cross section 1 indicated in Fig. 5.

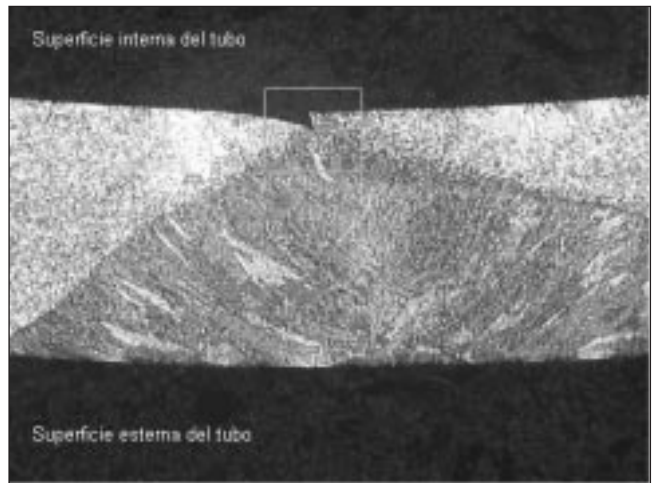


Fig. 10 – Sezione trasversale 2 di Fig. 5 x 25.  
Fig. 10 – Cross section 2 indicated in Fig. 5.

**Conclusioni**

Il tubo in esame è interessato da un fenomeno di corrosione localizzata (pitting) passante lo spessore del tubo in corrispondenza della saldatura (per elettrodeposizione). La zona di elettrodeposizione presenta numerose irregolarità macroscopiche come risulta evidente in Fig. 3. Queste irregolarità interessano la saldatura lungo tutta la sua lunghezza, e anche dove i lembi del tubo risultano saldati, in realtà sono stati evidenziati difetti come mancanze di penetrazione e di fusione (Fig.8 e 10). In generale, la giunzione senza materiale d'apporto presenta una resistenza alla corrosione intrinsecamente inferiore a quella del materiale base, a differenza di quanto accade per le saldature con materiale d'apporto dove, per ovviare alle più limitate caratteristiche strutturali della zona fusa si ricorre all'utilizzo di metalli di apporto maggiormente legati del materiale allo scopo di evitare fenomeni di segregazione. (Sia detto per inciso che questa prassi, ormai abbondantemente diffusa, può determinare in alcuni casi l'insorgenza di problemi corrosivistici nella zona termicamente alterata che viene ad essere meno nobile sia del materiale base che della zona fusa). Il fenomeno di corrosione diffuso che ha, in talune aree, determinato la completa foratura del tubo è da ritenersi il risul-

tato dell'accumulo di soluzione acquosa residua dopo svuotamento dei tubi al termine della prova idraulica. La presenza di elementi di natura ionica nella soluzione esaminata quali Calcio, Magnesio e Sodio nonché di componenti caratteristici di sedimenti come Alluminio e Silicio segnalano in modo evidente l'impiego di acque non trattate (ossia non demineralizzate come prescritto, ad esempio, dalle specifiche ASME) nel corso della prova di tenuta idrostatica. La presenza di difetti di saldatura e, plausibilmente, la non completa efficacia del sistema di drenaggio del manufatto in esame hanno pertanto favorito l'accumulo di soluzione acquosa con caratteristiche aggressive specie in corrispondenza delle saldature e degli interstizi del sistema. Le caratteristiche dell'acqua utilizzata sono difficilmente esperibili a posteriori ma risulta altresì evidente come la loro stagnazione all'interno dei tubi e delle apparecchiature in esame possa determinare l'insorgenza delle condizioni potenzialmente più gravose per l'insorgenza di corrosione localizzata. In particolare la presenza di ossigeno e, conseguentemente, di superficie metallica passivata accompagnata da aree con sacche di soluzione aggressiva, determina condizioni di

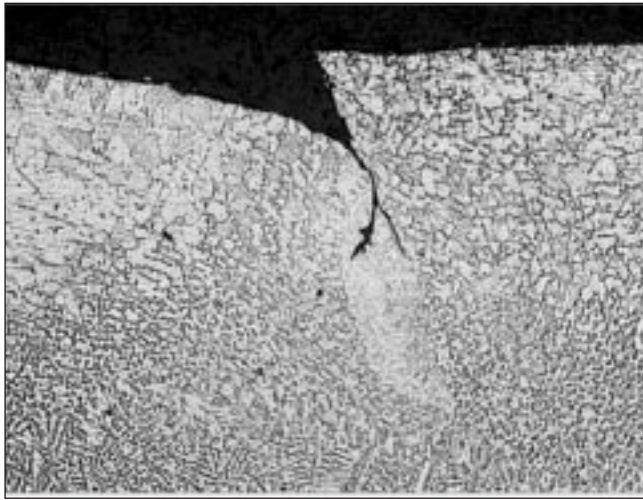


Fig. 11 – Dettaglio della zona evidenziata dal riquadro di Fig. 10 x 100.

Fig. 11 – Detail of the area delimited by the green square in Fig. 10.

areazione differenziale e attacco delle aree ricoperte da soluzione (si noti per inciso come un processo del tutto analogo si applichi a maggior ragione nelle aree interessate dalla formazione di interstizi).

Gli elementi aggressivi presenti nella soluzione acquosa utilizzata per la prova idrostatica sono, in linea ipotetica riconducibili a due:

1. Presenza di significativi tenori di cloruri, accompagnata verosimilmente da una certa acidità.
2. Presenza di contaminazione batterica, accompagnata da un tenore, anche relativamente limitato, di cloruri.

In entrambi i casi è da ritenersi evidente la presenza di ossigeno, infatti i prodotti di corrosione, che si è evidenziato contengano significativi tenori di cloro e ferro, presentano la colorazione caratteristica del ferricloruro (sali di ferro III assai ossidanti e caratteristici prodotti di ambienti ossidanti).

A favore delle due ipotesi si possono elencare alcuni aspetti distinti:

A) corrosione interstiziale e/o per stagnazione di soluzione acquosa aggressiva in presenza di ossigeno intrappolato nei tubi.

**Pro**

- Presenza di aree catodiche estese in corrispondenza di aree anodiche (dove ha luogo la dissoluzione del metallo) di dimensioni ridotte
- Identificazione della presenza di cloro nell'esame EDS, essendo i cloruri l'elemento principale in grado di determinare questo tipo di fenomeno corrosivo.

Inoltre si segnala come la temperatura critica di crevice (corrosione interstiziale) sia in genere almeno 10°C inferiore a quella di pitting. Un eventuale ambiente caldo (35-45°C) favorirebbe l'instaurarsi delle condizioni richieste per l'innesco del fenomeno.

**Contra**

- Presenza di aloni concentrici intorno al pit
- Localizzazione del fenomeno in corrispondenza delle saldature
- Richiesta di un'acqua aggressiva per l'attacco di un materiale di discreta resistenza al pitting quale l'AISI 316 (nelle comuni acque di pozzo composti fortemente ossidanti o pH significativamente acidi e soluzioni saline o salmastre sono generalmente rari)
- Esame visivo fotografico fornito dalla richiedente che evi-

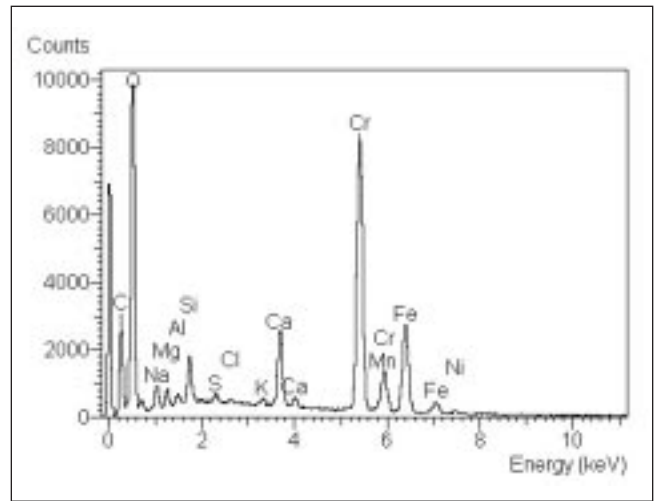


Fig. 12 – Microanalisi EDS effettuata in corrispondenza del deposito di Fig. 5.

Fig. 12 – EDS microanalysis, performed in correspondence of the deposit of Fig. 5.

denzia lo sviluppo di prodotti di corrosione pronti a sfidare i capisaldi delle leggi di gravità (cosa pressoché inosservata per i comuni fenomeni di pitting e crevice corrosion)

B) Corrosione influenzata dalla presenza di batteri (MIC Microbiologically Influenced Corrosion)

**Pro**

- Le immagini fotografiche relative all'esame sul campo effettuate dalla Richiedente (specie quelle relative al serbatoio di stoccaggio della soluzione acquosa impiegata) lasciano pochi dubbi. Il fenomeno evidenziato in corrispondenza delle saldature è un caso da manuale di MIC attribuibile prevalentemente a batteri ferro-manganese ossidanti (prevalentemente aerobi) quali ad esempio la gallionella o "slime-formers".
- Attacco assolutamente preferenziale della zona fusa con andamento cavernizzante (sovente il foro di ingresso ricoperto da una pustola è assai ridotto rispetto all'ampia cavità immediatamente sottostante)
- Aspetto caratteristico con cerchi concentrici e striature dei prodotti di corrosione il cui avanzamento non segue che marginalmente le limitanti leggi di gravità
- Compatibili con la presenza di cloro (ossia cloruri), sali alcalini e depositi silicei o silicoalluminati.
- In grado di determinare le condizioni sufficientemente ossidanti richieste per la formazione di ferri-manganese cloruri e conseguente del potenziale critico di pitting.

Questi composti, qualora presenti, agiscono sinergicamente con fenomeni di ristagno e formazione di superficie interessate da fenomeni di areazione differenziale.

**Contra**

- Non si osserva significativa presenza di fosforo quasi sempre associato a questo tipo di depositi organici.
- Esistono oggettive difficoltà di una sua certa attribuzione in quanto, oltre al fatto che l'esame sarebbe da effettuarsi sui componenti biologici, il picco del manganese caratteristico risulta sovrapposto al picco secondario del cromo e quello del ferro è pressoché indiscernibile da quello caratteristico del materiale base; analogamente si può dire per il picco dello zolfo.

Si segnala inoltre che i due meccanismi (con una condizione necessaria per la presenza del secondo) hanno a nostro avviso agito simultaneamente.

L'analisi delle acque impiegate risulta il mezzo più sicuro ed economico per discriminare tra le due cause di corrosione proposte.

Per quanto concerne gli interventi da effettuare per evitare il ripetersi del fenomeno si possono suggerire in ordine di priorità i seguenti:

1. Selezione di acque di qualità adeguata per le prove idrostatiche
  2. Completo drenaggio al termine della prova
  3. Riduzione del tempo morto tra la prova idrostatica e la messa in servizio
  4. Miglioramento della qualità delle saldature elettro unite.
- Non si ritiene in questa fase utile procedere all'up-grade dei materiali impiegati inevitabilmente accompagnato da un aggravio di costi ingiustificato, in quanto il fenomeno corrosivo è da attribuirsi a condizioni anomale non corrispondenti a quelle di esercizio.

**CASO 3 : ROTTURA PER FATICA DI SALDATURA  
TRA FLANGIA E TUBO IN AISI 316Ti**

**Campioni**

N°2 campioni costituiti da un tubo saldato circonferenzialmente con metodologia TIG ad una flangia; sia il tubo che la flangia sono realizzati in acciaio inossidabile austenitico AISI 316 Ti.

All'interno del tubo è alloggiata una termocoppia che serve per misurare la temperatura di un flusso.

I due campioni sono stati installati contemporaneamente; uno si è completamente rotto in corrispondenza della linea di fusione della saldatura dalla parte del tubo ( Fig.3), l'altro mostra una cricca interessante circa metà della superficie esterna del tubo, sempre in corrispondenza della linea di fusione (Fig.2 – cricca evidenziata tramite liquidi penetranti). Scopo degli esami è determinare la causa della rottura.

**Esame frattografico**

La superficie di frattura del campione identificato A ( quello completamente rotto) si presenta ortogonale all'asse longitudinale del tubo e priva di deformazioni macroscopiche (Fig.2).

In corrispondenza della superficie esterna del tubo sono presenti numerosi gradini che si sviluppano radialmente verso l'interno, corrispondenti a più inneschi.

La Fig.3 documenta alcuni di questi inneschi.

La superficie di frattura presenta la morfologia tipica di un meccanismo di frattura per fatica, con andamento transgranulare e con le tipiche linee di spiaggia ( Fig.4). Le frecce indicano la direzione di avanzamento delle cricche: corrisponde a quella ipotizzata dall'esame visivo, dalla superficie esterna verso quella interna del tubo

**Esame metallografico (UNI 3138/84 – UNI 3137/65)  
e prove di durezza (UNI EN 1321/97)**

E' stata prelevata una sezione longitudinale del campione B in corrispondenza della cricca: la Fig.5 documenta come essa interessi l'intero spessore del tubo e si inneschi a partire dalla linea di fusione. La Fig.6, che documenta la stessa sezione ad un maggiore ingrandimento, mette in evidenza la cricca in tutta la sua interezza; la sua morfologia è lineare e transgranulare, riconducibile ad un meccanismo di rottura per fatica.

La Fig.7 mostra l'innesco della cricca, che interessa parte della zona fusa; la cricca avanza poi nella zona termicamente alterata, caratterizzata da una microstruttura a grano di dimensioni maggiori rispetto a quelle del metallo base del tubo. Tale alterazione è attribuibile all'apporto di calore durante il processo di saldatura, che ha comportato anche una distensione della microstruttura tale da annullarne l'incrudimento dovuto alla lavorazione meccanica ( laminazione). La Fig.8, rappresentativa della zona termicamente alterata del tubo su una sezione non comprendente la cricca, ne mette in evidenza la differenza microstrutturale con la microstruttura del tubo.

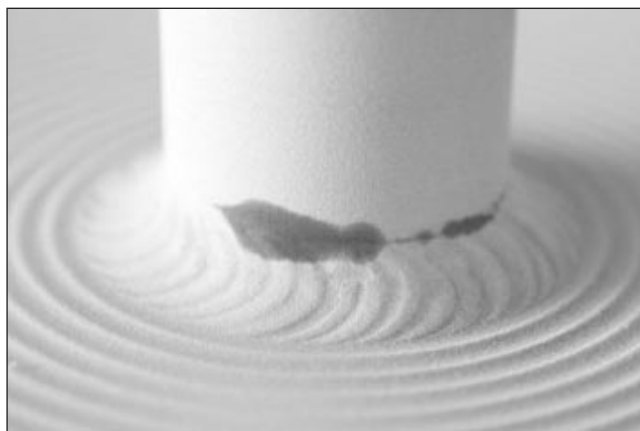


Fig. 1 – Esame visivo. Particolare del camp.B. Innesco della cricca.

Fig. 1 – Detail of the failure of the samples.



Fig. 2 – Particolare del camp. A . Superficie della frattura lato flangia.

Fig. 2 – Detail of the failure of the samples.

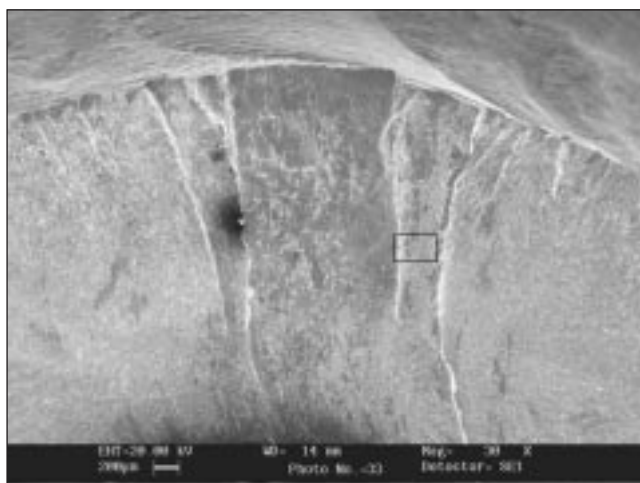


Fig. 3 – Esame frattografico al microscopio elettronico a scansione S.E.M. Superficie esterna. Particolare di alcuni inneschi della rottura del campione A.

Fig. 3 – Detail of some initiations points of the fracutre of sample A.

mento dovuto alla lavorazione meccanica ( laminazione). La Fig.8, rappresentativa della zona termicamente alterata del tubo su una sezione non comprendente la cricca, ne mette in evidenza la differenza microstrutturale con la microstruttura del tubo.

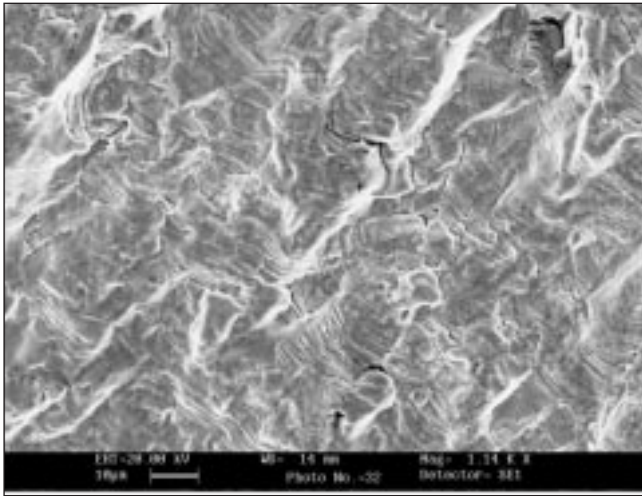


Fig. 4 – Particolare evidenziato in Fig. 3. E' evidente il tipico avanzamento della fatica.

Fig. 4 – Detail of the square in Fig. 3. Typical morphology of a fatigue phenomenon.



Fig. 7 – Innesco della cricca di Fig. 6 x100. Attacco: HCL+HNO<sub>3</sub>.

Fig. 7 – Initiation of the crack of Fig. 6.

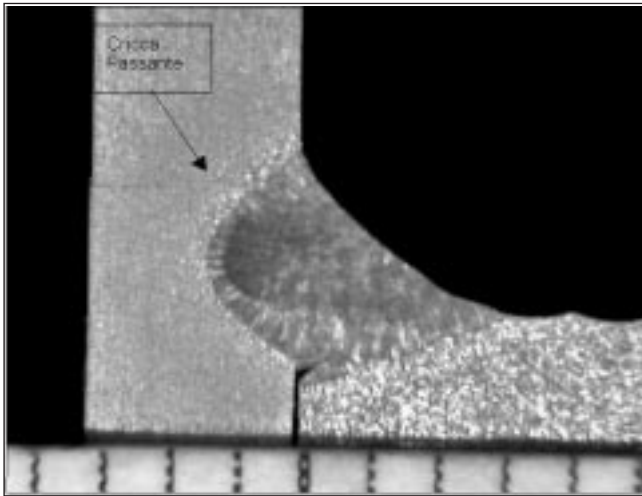


Fig. 5 – Esame macroscopico. Attacco: HCL+HNO<sub>3</sub>. Sezione trasversale della saldatura in una zona criccata. Campione identificato B.

Fig. 5 – Cross section of the weld in correspondence of the crack (pointed by the arrow) of sample B.

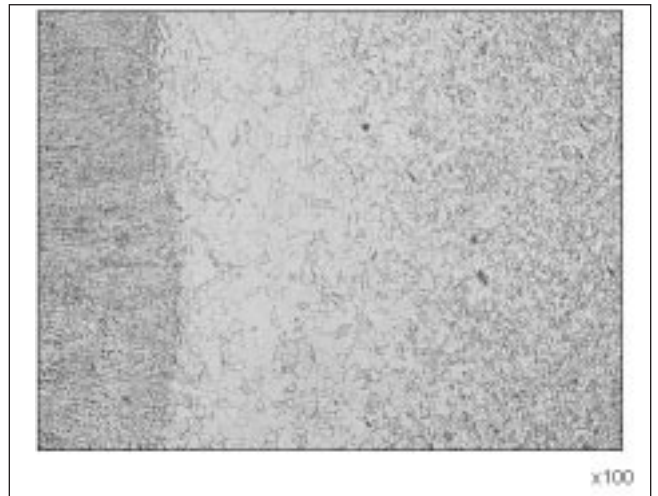


Fig. 8 – Zona termicamente alterata – lato tubo x100. Attacco: HCL+HNO<sub>3</sub>.

Fig. 8 – Heat affected zone – tube side.

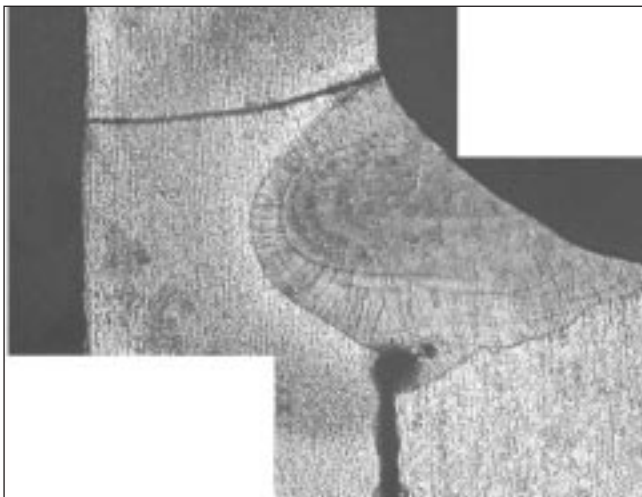


Fig. 6 – Esame microscopico. Sezione del tratto di saldatura criccata del campione identificato B x25. Attacco: HCL+HNO<sub>3</sub>.

Fig. 6 – Cross section of the weld in correspondence of the crack of sample B.



Fig. 9 – Andamento della cricca nella zona termicamente alterata lato tubo x500.

Fig. 9 – Detail of the crack in the haet affected zone –tube side.



Fig. 10 – Materiale base tubo x500. Attacco: HCL+HNO<sub>3</sub>.

Fig. 10 – Parent metal of the tube.

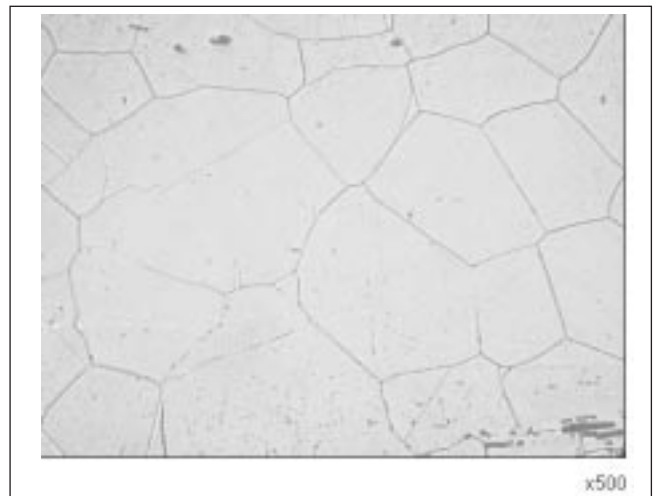


Fig. 11 – Materiale base della flangia x500. Attacco: HCL+HNO<sub>3</sub>.

Fig. 11 – Parent metal of the flange

La Fig.9 mostra un tratto della cricca che si sviluppa all'interno della zona termicamente alterata, dove i grani sono equiassici e privi di incrudimento, a differenza della microstruttura del tubo, con grani più piccoli, orientati nella direzione di laminazione e fortemente incruditi ( Fig.10); i valori di durezza ottenuti nelle due zone rappresentano il diverso grado di incrudimento.

Il metallo base della flangia è costituito da grani molto più grossi (confronto diretto con Fig.10), equiassici e distesi (Fig.11); non è presente una zona termicamente alterata vera propria (Fig.12), sia perché non c'è diversità nella microstruttura, sia per i valori di durezza, simili a quelli del metallo base.

**Conclusione**

Sulla base degli esami effettuati si ritiene che il cedimento dei due campioni sia avvenuto per un meccanismo di fatica, dove le sollecitazioni alternate in gioco, di bassa entità ma con frequenza piuttosto elevata (giudicabile dalla distanza tra le linee di spiaggia) sono riconducibili con molta probabilità alla presenza di vibrazioni. La rottura si è probabilmente innescata su un fronte di 180°, per poi propagarsi fino ad interessare l'intera sezione resistente.

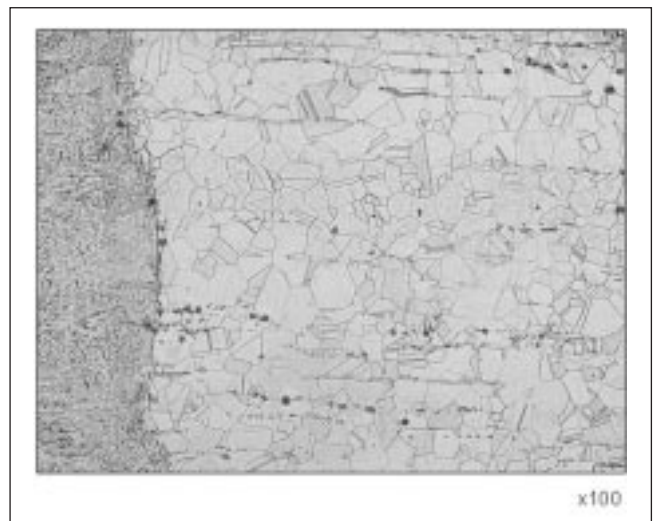
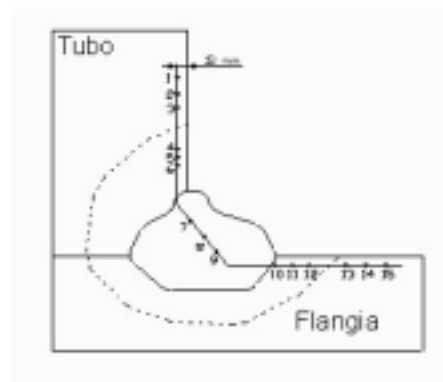


Fig. 12 – Zona termicamente alterata lato flangia x100. Attacco: HCL+HNO<sub>3</sub>.

Fig. 12 – Heat affected zone – flange side.



Pos.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
HV10	317	306	156	143	141	140	164	162	183	160	160	162	162	162	159

Il fatto che la rottura dei campioni si sia verificata piuttosto velocemente, induce comunque a pensare che non sia stata promossa solo dalla presenza di tale tipo di sollecitazioni. Non sono state rilevate discontinuità geometriche a cui attribuire l'innesco della rottura; la zona a disegno più critica dovrebbe essere quella corrispondente al cambiamento di sezione tra il cordone e il tubo, ma si è visto che la rottura in realtà parte dalla zona fusa, anche se molto vicino alla zona termicamente alterata. Il fatto però che l'esame frattografico abbia rilevato numerosi inneschi in corrispondenza della superficie esterna del tubo, dai quali, successivamente, la cricca di fatica si è propagata fino a interessare l'intero spessore del tubo può far pensare che la geometria del cordone possa aver contribuito alla rottura.

A nostro avviso, comunque, la rottura è stata promossa principalmente dalla diversità microstrutturale tra il tubo e la zona termicamente alterata: l'apporto di calore durante la saldatura, e probabilmente un raffreddamento piuttosto lento, hanno provocato un ingrossamento del grano austenitico e una distensione tale da ridurre i valori di durezza da 310 HV a 142HV per un'area piuttosto estesa a partire dalla linea di fusione. E' ragionevole pensare che la cricca si sia innescata proprio in tale zona.

Il livello di incrudimento del tubo, comunque, è da ritenersi piuttosto alto e attribuibile a rapporti di riduzione troppo elevati.

La microstruttura della flangia, invece, non presenta alterazione in corrispondenza della linea di fusione.

A B S T R A C T

**FAILURE ANALYSIS OF STAINLESS STEELS AND NICKEL ALLOYS WELDS**

**Keywords:**  
*stainless steel, welding, metallography*

*The following article describes some failures of stainless weld components; they were chosen among the several failure analysis performed by OMECO Laboratories in twenty years of experience.*

**1- FAILURE FOR HYDROGEN EMBRITTLEMENT OF WELDED TUBES DECLARED AS INCOLOY 800 (ELECTRICAL RESISTANCE)**

*Strip of 0,5 mm of thickness are longitudinally welded (TIG, inert gas shielded (mixture of argon and hydrogen 14%)) to obtain tubes of 7,5 mm of diameter. Eddy current control is performed. The tubes are filled with magnesium oxide. Then the welded tubes are stretched in 12 steps to obtain elongation of 13% and a diameter of 6,5 mm. A heat treatment at 1050°C and air-cooled is performed.*

*During the final test of the electrical resistance, circumferential defects are detected (Fig.1).*

*Visual examinations at high magnification with the electron scanning microscope and metallographic examination on sections of the tubes in correspondence of the defects were performed (Fig.1÷8); the obtained evidences pointed out that some of the detected defects are the amplification for*

*mechanical stretch of tiny solidification defects present before the stretching phase in correspondence of the weld zone.*

*The biggest defects, anyway, correspond to intergranular cracks; they were generated by hydrogen absorbed during the welding process.*

*Hydrogen is a very small element, which may diffuse very easily at the grainboundaries of the microstructure of the metals, generating intergranular cracks and embrittling it. It is possible the intergranular cracks propagate in the base metal, too.*

*Nickel alloys, since fcc structures, are resistance to hydrogen embrittlement. For this reason it is probably the welding conditions were improper; in particular the content of hydrogen in the gas shielded mixture is too high.*

*Anyway, the presence of several nitrides in the microstructure contributed to the defects, because they are very hard and obstruct the deformation of the metal during the stretching phase (on the edges of the crack nitrides were detected).*

*The Eddy current control didn't detected these defects because they were not present yet. The cracks occurred when the absorbed hydrogen elements had the time to become molecules.*

**2- CORROSION OF A AISI 304L STAINLESS STEEL ELECTRICALLY SEAM WELDED PIPE**

*A leaking pipe (diameter 70 mm and thickness 2 mm), declared as stainless steel AISI 304L, taken from a plant, that*

was hydraulic tested with well water, but didn't work, yet. On the external surface of the tube there is a circle defect; the surface close to it is clean and without deposits (Fig.1). The internal surface of the pipe presents, after longitudinal cutting, red-brown deposits lined in correspondence of the electrical weld (Fig.2). The indication of Fig.2 corresponds to the defect detected on the external surface: it is the leakage. On the base of the performed examinations (evidences in Fig.4÷12), the leakage corresponds to a localized corrosion phenomenon in correspondence of the weld. The electrical weld has several macroscopic discontinuities (Fig.3) on the whole length of the sample and, even where the edges seams welded, defects as lack of fusion or lack of penetration were detected by the metallographic examinations (Fig.8÷10). The presence of irregularities in correspondence of the weld and probably an uncompleted drainage of the plant after the hydraulic test promoted the drift of aggressive elements. The EDS microanalysis detected the typical elements of water condense (as Carbonates and silicates), when the standard specification usually suggest to use demineralized water for this kind of test. In particular, the presence of oxygen suggests the presence of passive metallic surfaces close to areas with aggressive substances, generates differential aeration conditions and corrosion attack (crevice corrosion). And usually the welds without filler metal are less corrosion resistant than the parent metal; that's way the corrosion advanced in the weld zone. We may consider the corrosion was promoted by the presence of chlorides and bacterium, combined with the presence of oxygen. We collected all the PRO and all the CONTRA of this theory. One of the PRO is the superficial condition of the surfaces of the other components of the plant, that present areas with

the morphologies typical of MIC (Microbiologically Influenced Corrosion).

**3 – FATIGUE FAILURE OF THE WELD BETWEEN A TUBE AND A FLANGE DECLARED AS AISI 316Ti**  
*N°2 samples made of tubes circumferentially welded with a flange (TIG); both the tube and the flange are declared as stainless steel AISI 316 Ti.*

*These samples are used to fix a thermocouple that has to measure the temperature of a gas flow. The samples were set up at the same time. The sample identified A is completely failed in correspondence of the fusion line of the tube (Fig.3); the sample B has a circumferential crack extended about 180° in correspondence of the fusion line of the tube (Fig.2). On the base of the performed examinations, the failure of the samples occurred for a fatigue mechanism, promoted by high frequency-low amplitude cyclical stress, reasonably similar to vibrations. The failure initiated on a 180° extended line, and propagated through the resistant section. The failure occurred quite fast (as reported by Customer): we have to think that there were something else contributed to the phenomenon. There were not stress concentration: in correspondence of the fusion line of the weld on the tube side there are not discontinuities or geometrical irregularities.. But the fractographic examinations pointed out several initiation points on the fracture surface, so the shape of the weld may contributed to the failure, even if, anyway, the crack started from the weld zone. But we think the higher contribute to the failure was given by the coarser microstructure of the tube in the heat affected zone characterized by lower hardness values (142 HV versus 310 HV of the parent metal of the tube). And usually, low hardness values correspond to lower fatigue limit.*