

Un attento esame della parte più aperta del cedimento rivelò piccole cricche sulla parete interna, orientate in direzione longitudinale (figura 15.34). Quando la parete interna fu ripulita, si osservarono numerose altre cricche (figura 15.35).



Figura 15.34. Cricche sulla parete interna della zona più aperta del particolare scoppiato. 1 x circa.

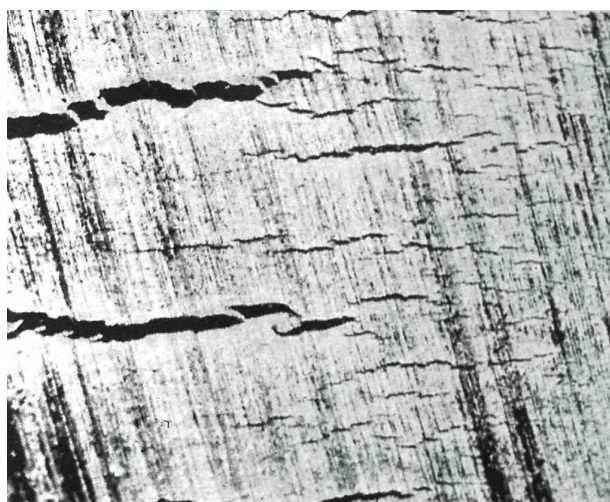


Figura 15.35. Cricche di figura 15.34, meglio evidenziate ad alto ingrandimento dopo pulizia della superficie. 10 x circa.

Sulle superfici di frattura in questa regione erano visibili zone deformate presso la parte interna della parete e zone di frattura fibrosa orientate verso l'esterno della parete (figura 15.36).

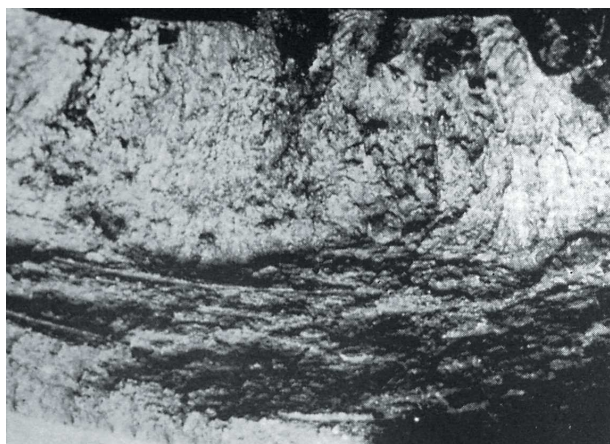


Figura 15.36. Aspetto della superficie di frattura nella zona più aperta del particolare esploso. 5 x circa.

Ulteriori cricche finemente ramificate si osservarono al microscopio su provette micrografiche prelevate nella zona criccata mostrata in figura 15.35. La micrografia in figura

15.37 mostra le cricche senza attacco. Nella provetta attaccata e osservata a più alto ingrandimento (figura 15.38) le cricche erano manifestamente transgranulari, tipiche della tenso-corrosione (SCC) degli acciai austenitici.

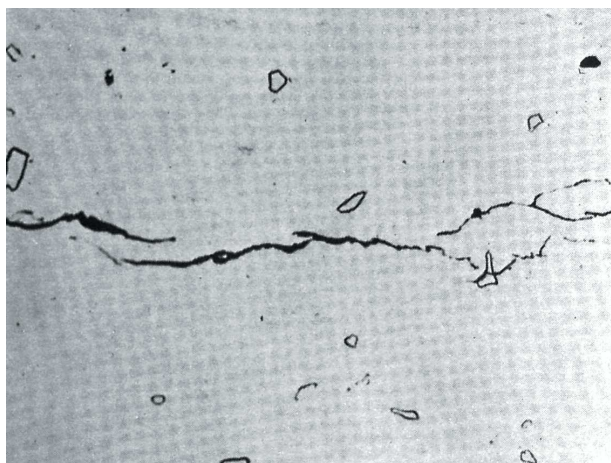


Figura 15.37. Aspetto di una cricca presso la superficie interna nella sezione micrografica del corpo cilindrico esploso. Nessun attacco. 200 x.

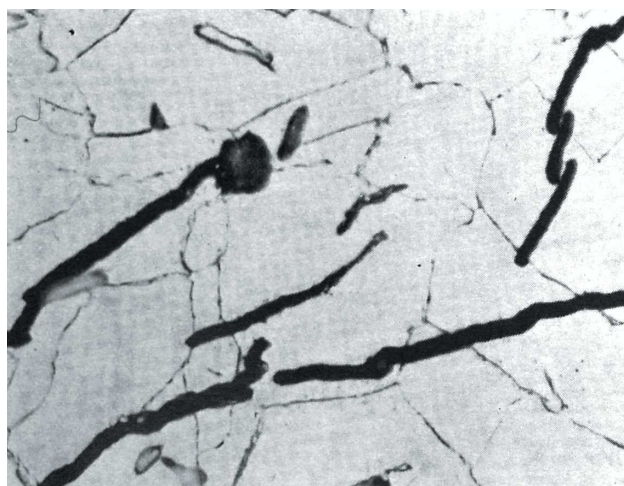


Figura 15.38. Andamento transgranulare delle cricche osservate ad alto ingrandimento sulla stessa provetta di figura 15.37. Attacco elettrolitico in acido ossalico 10 %. 1000 x.

La SCC può manifestarsi solo quando sono contemporaneamente presenti:

- 1) un materiale suscettibile alla SCC;
- 2) un ambiente specificatamente corrosivo per quel metallo;
- 3) sollecitazioni di trazione.

La suscettibilità degli acciai austenitici alla SCC transgranulare in presenza di cloruri è ben nota. La documentazione sull'incidente che portò all'esplosione parlava di un solo esperimento condotto con triclورو di vanadio (presenza di cloruri) ad alta pressione (presenza della sollecitazione di trazione). Comunque è poco probabile che un solo esperimento abbia potuto generare una SCC tale da causare subito l'esplosione. È assai più probabile che nel corso degli anni, in numerosi esperimenti analoghi, la parete del recipiente sia stata indebolita per la presenza di sempre più numerose cricche di SCC, tanto da diventare gradualmente incapace di reggere le normali condizioni sperimentali per cui il recipiente a pressione era stato progettato e costruito.

Osservando la superficie della frattura di figura 15.36, si comprese che più della metà della parete si era rotta per SCC prima che avvenisse la frattura di schianto. La superficie di frattura fibrosa (sotto) segue la giacitura delle impurezze e dei carburi degli elementi stabilizzanti, orientati nella dire-

zione di massima stiratura del fucinato. Sulla generatrice opposta a quella aperta dallo scoppio si osservarono cricche di SCC.

Poiché la SCC non avviene se manca anche una sola delle tre condizioni base richieste, nel caso attuale si suggerì d'usare una lega resistente alla tenso corrosione (una lega di nichel), o di usare camicie intercambiabili.

Effetto dei solidi disciolti

La corrosione dei metalli può dipendere da molte cause, di cui alcune possono sembrare innocue o non gravi. Anche l'acqua pura può essere corrosiva o può accelerare la corrosione. Se qualche meccanismo di concentrazione è attivo, piccole quantità di solidi disciolti possono essere disastrose, come nel seguente esempio che descrive un caso di tenso corrosione di un generatore di vapore di una centrale nucleare, dovuto alla presenza di basse concentrazioni iniziali di ioni cloruro.

Durante una sosta programmata fu rilevata una piccola perdita in un recipiente di un generatore di vapore di una centrale nucleare, costruito con lamiera d'acciaio ASTM A302, grado B ($C \leq 0,25$, $Mn 1,15 \div 1,5$, $P \leq 0,035$, $S \leq 0,04$, $Si 0,15 \div 0,4$, $Mo 0,45 \div 0,6$ %), spessore 100 mm. La perdita era collocata alla fine di una saldatura circonferenziale della parte superiore del corpo. L'impianto aveva lavorato per circa 3 anni a piena potenza nei sei anni dopo l'installazione. L'esame dell'area che conteneva la perdita evidenziò un foro lungo circa 16 mm e largo circa 5 mm. Ulteriori esami visivi, con ultrasuoni e con particelle magnetiche di quella saldatura e di altre in analoghi impianti di generazione di vapore, rivelarono un centinaio di cricche associate a ogni fine saldatura. La figura 15.39 mostra la macrografia di una provetta polimentata e attaccata che conteneva il difetto. I dettagli furono asportati dall'erosione, conseguente alla fuga del fluido, ma il danneggiamento chiaramente attraversa entrambe le parti: la saldatura e il metallo base.

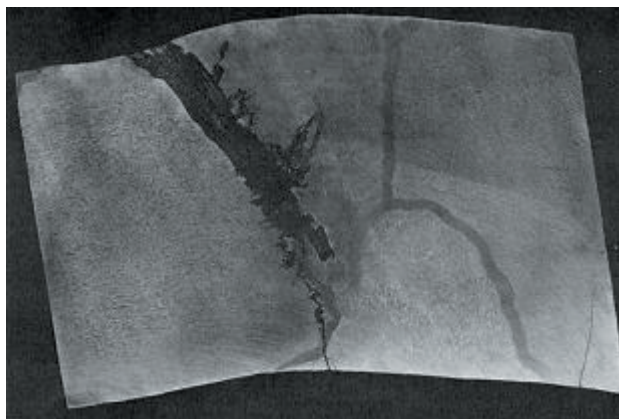


Figura 15.39. Sezione trasversale della perdita nella parete del generatore di vapore. La cricca s'estende attraverso la saldatura, la zona termicamente alterata e il metallo base. L'erosione danneggiò molti dei dettagli originali della cricca. 0,5 x circa.

La saldatura era stata realizzata dall'esterno mediante un processo ad arco sommerso con supporto al rovescio. Il supporto era poi stato eliminato e la saldatura completata dall'interno manualmente con elettrodi rivestiti tipo E8018-C3. La saldatura fu distesa per 12 ore a 540 °C. Tuttavia, la durezza misurata sul cordone dimostrò che la temperatura del trattamento di distensione era stata minore dei 540 °C prescritti, lasciando tensioni residue relativamente alte. Gli esami metallografici dimostrarono che il metallo base (acciaio ASTM A302, grado B) possedeva una struttura sorbitica e che la zona fusa di entrambe le saldature ad arco sommerso e

con elettrodi rivestiti era dendritica com'è normale per tutti i cordoni di saldatura. La ZTA sotto cordone mostrava una struttura aciculare normalmente associata a martensite non rinvenuta. La morfologia della superficie danneggiata, osservata al microscopio elettronico a scansione evidenziò le classiche striature, tipiche della propagazione della frattura di fatica (figure 15.40 e 15.41). L'esame visivo evidenziò le linee di spiaggia che permisero di rintracciare l'origine della frattura in corrispondenza di un cratere di corrosione sulla superficie interna del recipiente. La microanalisi elettronica EDS nelle aree colorate evidenziò la presenza di rame e zinco.

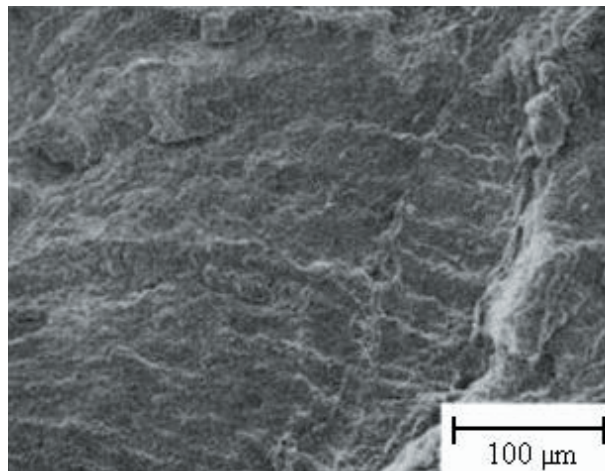


Figura 15.40. Morfologia della superficie di frattura della parete del generatore di vapore nella regione dove si osservarono striature regolarmente spaziate, tipiche della fatica.



Figura 15.41. Superficie di frattura di un generatore di vapore danneggiato. La morfologia della frattura è tipica della fatica. L'innesco è sulla superficie interna in corrispondenza di un punto di corrosione.

Tre provette furono prelevate da regioni criccate di un altro generatore di vapore. Tutte esibiscono le stesse caratteristiche, inclusi i crateri di corrosione all'origine delle cricche (figure 15.40 e 15.41) in vari stadi di propagazione. La microanalisi elettronica EDS del bordo principale delle cricche rivelò sempre tracce di rame e silicio e in alcuni casi anche di zinco e nichel. Nel punto d'origine delle cricche erano sempre presenti il ferro, il cromo, il nichel, il silicio, lo zolfo, il rame e lo zinco.

Nelle morchie si trovarono ossidulo di rame (Cu_2O) ed ematite (Fe_2O_3). È noto che le acque salmastre dei fiumi usate per il raffreddamento nei generatori di vapore corrodono le leghe di rame dei tubi di condensazione. Per questo motivo si trovò presenza di rame nelle morchie. La presenza d'ossido di ferro segnalò uno scadente controllo dell'ossigeno nell'acqua che alimentava il generatore di vapore, almeno per un certo periodo, e che la concentrazione d'idrazina, che elimina l'ossigeno dall'acqua, era stata mantenuta troppo bassa rispetto a quanto richiesto dal tipo d'acqua usata. Questi fattori