

RESISTENZA ALL'INFRAGILIMENTO DA IDROGENO DI ACCIAI PER TUBAZIONI DEFORMATI PLASTICAMENTE

M. Cabrini, S. Lorenzi, P. Marcassoli, T. Pastore

Il lavoro presenta uno studio sull'effetto dell'incrudimento e della deformazione plastica a freddo abbinata a difetti meccanici sulla resistenza alla corrosione sotto sforzo di acciai HSLA per condotte interrate. Le prove sono state effettuate su lamiere prelevate da tubi in acciaio API 5L grado X65 in cui sono stati indotti, per deformazione plastica a freddo, dei difetti di forma semplice e con diverso grado di incrudimento. Il grado di incrudimento è stato variato adottando una diversa riduzione dello spessore del provino durante l'indentazione. La distribuzione della deformazione plastica e il conseguente incrudimento indotto nel materiale è stata evidenziata mediante mappature di microdurezza Vickers rilevate nello spessore della lamiera in corrispondenza del difetto. I provini con i difetti sono stati sottoposti a prove di corrosione sotto sforzo per flessione lenta sotto protezione catodica in soluzione simulante il terreno. La presenza di infragilimento da idrogeno è stata valutata attraverso l'analisi della curva di flessione e l'esame frattografico del provino. I risultati sono discussi in relazione alle mappature di microdurezza ed al campo di deformazioni plastiche stimato mediante simulazione numerica agli elementi finiti. Attraverso questa analisi è stato possibile correlare la severità dei fenomeni di infragilimento al grado di incrudimento raggiunto ed alle caratteristiche del campo di deformazione plastica.

PAROLE CHIAVE: acciaio, corrosione, deformazioni plastiche, microscopia elettronica, prove meccaniche, simulazione numerica, danneggiamento meccanico, HSLA, incrudimento, infragilimento da idrogeno, protezione catodica

INTRODUZIONE

La deformazione plastica a freddo aumenta le proprietà resistenziali dei materiali metallici (in particolare il carico di snervamento) riducendone duttilità e tenacità. Anche la resistenza alla corrosione viene peggiorata. In particolare, è da attendersi un effetto significativo in tutti i fenomeni che coinvolgono l'azione concomitante e sinergica della corrosione e della sollecitazione meccanica, noti con il termine inglese di Environmental Assisted Cracking (EAC) [1,2].

Casi particolari di rottura differita indotta dall'ambiente sono stati riscontrati su tubazioni interrate, danneggiate dall'impatto con escavatori e macchine agricole. Le rotture possono intervenire anche dopo tempi molto lunghi dal danneggiamento, a partire da difetti non critici per il collasso meccanico immediato della tubazione. Si manifestano per l'innesco e la propagazione sub-critica di cricche per infragilimento da idrogeno, favorito dalla presenza della protezione catodica, normalmente adottata

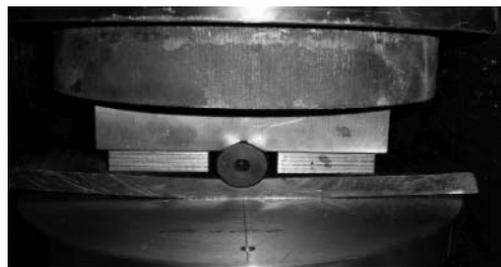
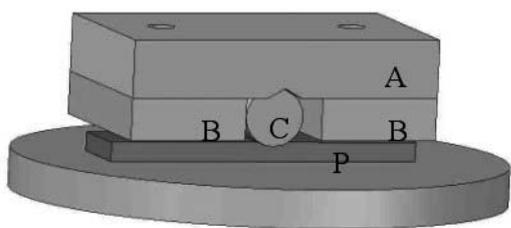
su queste strutture per prevenire la corrosione generalizzata [3,4].

L'interazione con l'utensile della macchina scavatrice induce un forte incrudimento locale e variazioni microstrutturali dell'acciaio nella zona di impatto e strisciamento, accompagnati da: alterazione della geometria del tubo, che modifica la deformata del tubo stesso, creazione di difetti più o meno acuti e rottura del rivestimento protettivo esterno, che espone proprio tali zone all'azione dell'ambiente. Tutti questi fattori incidono negativamente sull'insorgenza dell'EAC, portando così, a distanza di tempo, al cedimento della tubazione in condizioni in cui gli acciai utilizzati normalmente non mostrano alcuna suscettibilità all'infragilimento da idrogeno.

Lo studio dei fenomeni di EAC in zone di danneggiamento meccanico può essere effettuato con prove in piena scala, su tubi con difetti creati mediante macchine che riproducono in modo controllato l'azione degli escavatori [5]. Queste tecniche sono laboriose, costose e non consentono di separare gli effetti dovuti alla variazione geometrica della tubazione, dall'azione di intaglio dei difetti, dall'incrudimento e dalle alterazioni subite dal materiale.

Scopo del presente lavoro è valutare, in condizioni semplificate, la suscettibilità all'infragilimento da idrogeno di un acciaio per condotte interrate, in presenza di dan-

M. Cabrini, S. Lorenzi, P. Marcassoli, T. Pastore
Università degli Studi di Bergamo
Dipartimento di Progettazione e Tecnologie
Dalmine (BG)

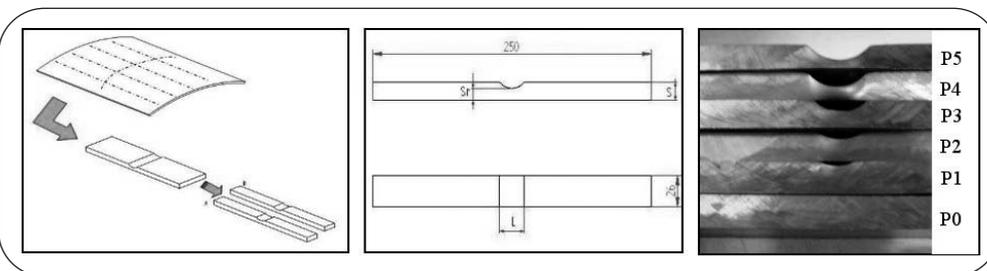


▲
Fig. 1

Dispositivo di indentazione per la realizzazione dei difetti meccanici: A piastra superiore, B: piastre secondarie di fine corsa, C: cilindro, P: provino.

Device for the specimen indentation: A upper plate, B: spacing plates, C: cylinder; P: specimen.

neggiamento meccanico. In particolare si è voluto correlare l'insorgenza di tali fenomeni allo stato di deformazione plastica e di incrudimento del materiale, indotto da difetti di semplice geometria ottenuti per deformazione plastica a freddo.



▲
Fig. 2

Modalità di ottenimento, disegno ed immagine dei provini.

Test specimens.

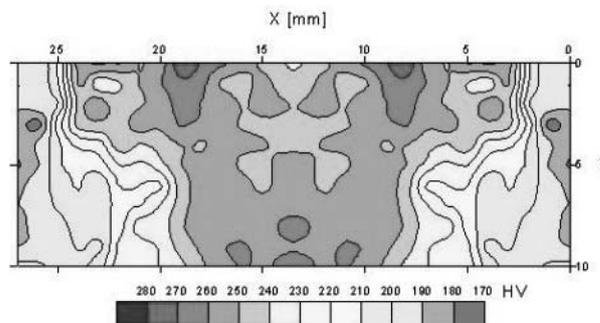
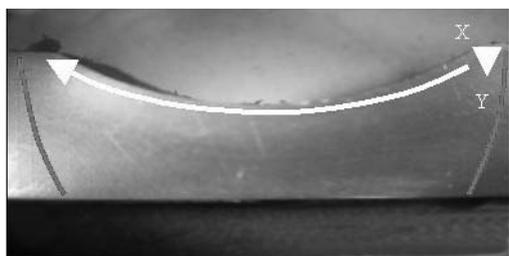
METODOLOGIA SPERIMENTALE

L'attività sperimentale è stata effettuata su un acciaio HSLA tradizionale per tubazioni interrate API 5L grado X65. L'acciaio ha una struttura a bande di ferrite e perlite, orientate nella direzione di laminazione, carico di snervamento $R_s(0.2)$ pari a 520 MPa, carico di rottura 590 MPa, allungamento totale a rottura 38% e strizione percentuale 17%.

Le prove sono state realizzate su una lamiera di 15 mm di spessore prelevata da una tubazione. I difetti sono stati indotti per indentazione con il dispositivo descritto nella Fig. 1. La deformazione plastica è stata ottenuta comprimendo sulla superficie un cilindro di acciaio temprato di 30 mm di diametro in modo da ottenere differenti penetrazioni. Si è utilizzata una macchina di compressione

oleodinamica da 3000 kN. La macchina comprime il sistema fino a quando le piastre di fondo corsa (B) giungono a contatto con il provino. Per variare i livelli di deformazione è stato cambiato lo spessore delle piastre di fondo corsa determinando così un diverso assottigliamento del provino.

Si è ottenuta una serie di 6 piastre con deformazione crescente (Fig. 2), individuate con un numero intero crescente da 0 (piastra non deformata) a 5. Ciascuna piastra, dopo l'asportazione dei bordi laterali, è stata successivamente divisa in due parti in senso longitudinale, ottenendo così coppie di provini con la stessa deformazione.



▲
Fig. 3

Mappatura di microdurezza Vickers ($HV_{500,15}$) del provino deformato plasticamente.

Vickers microhardness map ($HV_{500,15}$) over the thickness at the indentation (x axis: curved coordinate along the defect profile, y axis: distance from the indentation).

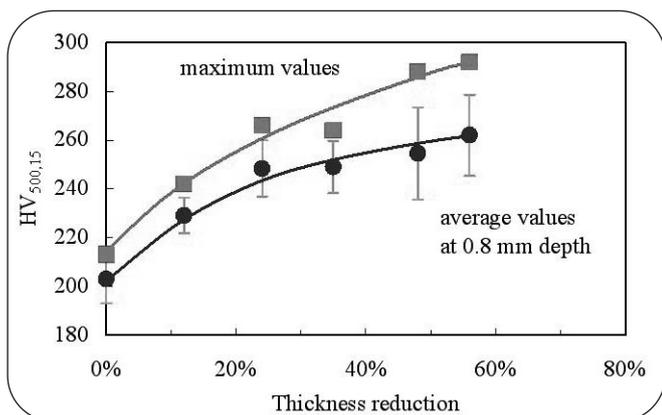


Fig. 4

Andamento della microdurezza massima e media rilevata ad una profondità di 0,8 mm dall'impronta, in funzione della riduzione dello spessore in corrispondenza del difetto.
Maximum and average microhardness measured at 0.8 mm depth as a function of thickness reduction at the indentation.

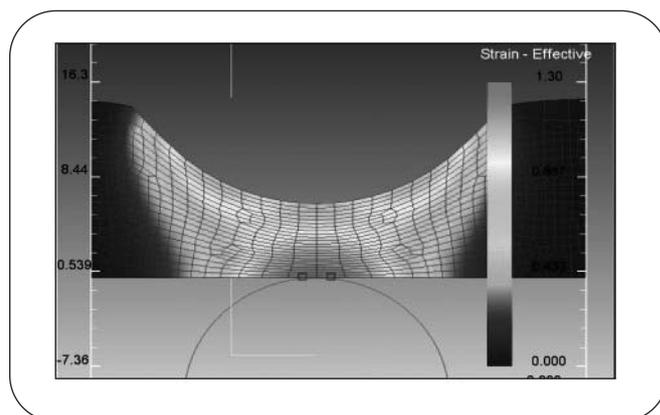


Fig. 6

Distribuzione della deformazione plastica efficace al termine della pre-deformazione (dopo la rimozione del punzone), stimata con il modello numerico.
Distribution of the effective plastic strain at the indentation calculated by finite elements model.

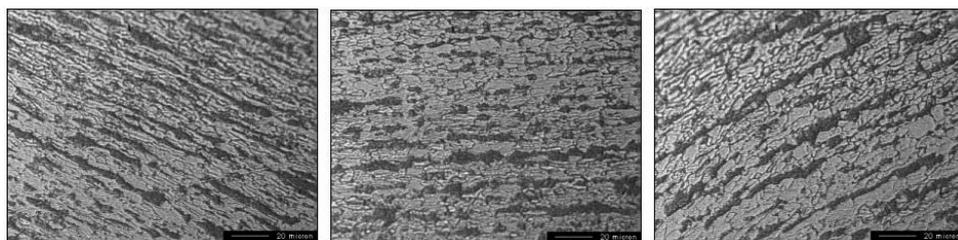


Fig. 5

Immagini al microscopio ottico della microstruttura dell'acciaio nella zone di maggiore deformazione.
Optical micrographs of the steel in the plastic zones below the indentation.

Lo stato di incrudimento in corrispondenza del difetto è stato caratterizzato mediante misure della microdurezza Vickers rilevate nella sezione laterale del provino, lungo il profilo del difetto.

L'intero processo di deformazione plastica adottato per creare i difetti è stato simulato con un modello numerico bidimensionale. Il modello utilizza il codice di calcolo ad elementi finiti "Deform-2D". La simulazione è stata effettuata in stato piano di deformazione, utilizzando la curva di flusso del materiale, sforzo reale-deformazione reale, ricavata dalla curva sperimentale di trazione. Il punzone è stato schematizzato con un cilindro di materiale infinitamente rigido e si è assunta una condizione di attrito a taglio costante.

La suscettibilità all'infragilimento da idrogeno è stata valutata con prove di flessione in tre punti a lenta velocità di deformazione, in soluzione NS4, al potenziale di -900 mV vs SCE. La prova è stata effettuata con distanza tra gli appoggi pari a 180 mm e corsa del punzone centrale di 50 mm.

Parkins [6] ha proposto la soluzione NS4 per simulare la composizione media dell'acqua rinvenuta al di sotto del rivestimento di tubazioni interrate. La composizione della soluzione è: 0.483 g/l di NaHCO₃, 0.122 g/l di KCl,

0.180 g/L di CaCl₂ e 0.100 g/L di MgSO₄.

Prima delle prove, i provini sono stati sgrassati in etere ed acetone; mediante saldatura, è stato applicato un collegamento elettrico con il sistema di protezione catodica. Infine, parte della superficie, ad eccezione della zona centrale di deformazione plastica, è stata ricoperta con nastro autoagglomerante per diminuire la corrente di protezione catodica.

Le prove di flessione sono state effettuate a 25°C, in una cella di plexiglass da 25 L con riciclo

della soluzione. La protezione catodica è stata applicata mediante un potenziostato, 4 contro elettrodi in grafite disposti in modo da rendere uniforme la distribuzione della corrente, e un elettrodo di riferimento al calomelano saturo per la rilevazione del potenziale.

Le prove hanno avuto una durata di circa 42 ore, ad una velocità costante di spostamento della traversa di 0.02 mm/min.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Caratterizzazione della zona incrudita

La Fig. 3 mostra, a titolo di esempio, la distribuzione della microdurezza rilevata nella zona del difetto. La mappatura è ricondotta ad una geometria rettangolare considerando in ascissa la coordinata curvilinea x , in ordinata la distanza dal bordo superiore, assumendo convenzionalmente il valore 0 per individuare la posizione della superficie di contatto con il punzone e 10 quella della faccia opposta del provino. La zona deformata, delimitata dalle linee rosse nella figura, interessa tutta la zona sottostante il difetto: in modo più ampio ed esteso vicino al bordo di contatto con il punzone e in modo meno esteso man mano ci si allontana da esso. Le zone

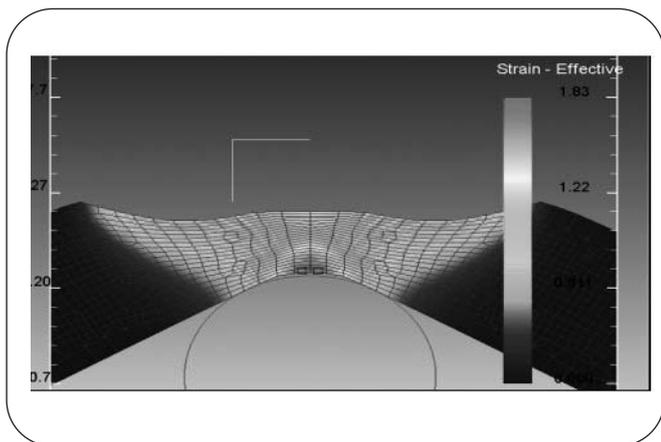


Fig. 7

Distribuzione della deformazione plastica efficace ottenuta per simulazione numerica al termina della prova di piega sul provino P5.
Distribution of the effective plastic strain at the indentation estimated by the finite elements model for specimen n.5 (highest straining grade), after the slow bending test.

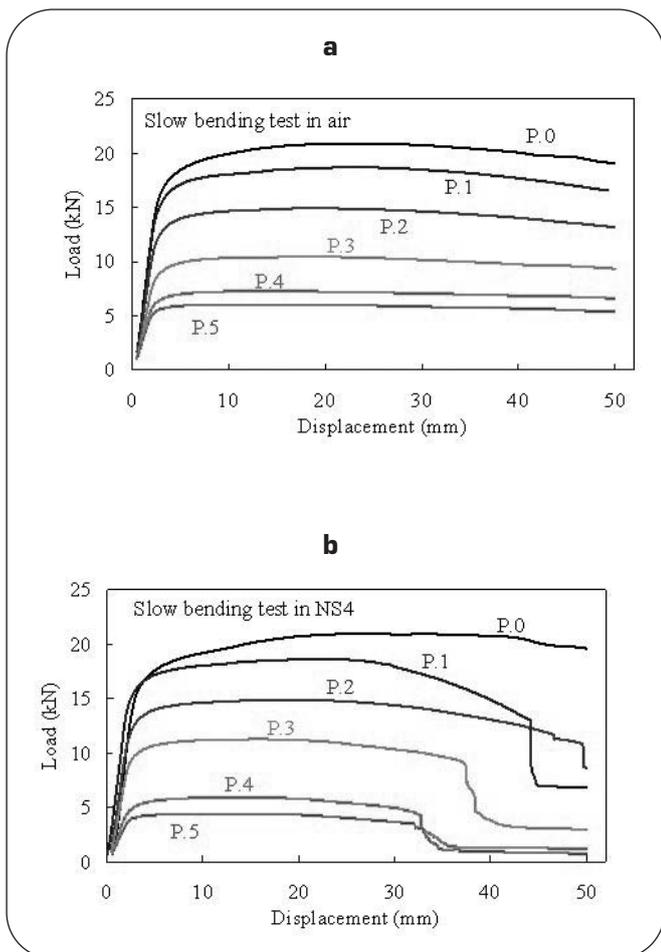


Fig. 8

Risultati della prova di flessione lenta in aria (a) e in soluzione NS4 a -900 mV vs SCE (b).
Slow bending test results in air (a) and in NS4 solution at -900 mV vs SCE (b).

più dure si riscontrano nella zona di contatto, a ore circa 5 e 7 rispetto alla direzione di penetrazione del punzone. Il grafico di Fig. 4 illustra l'aumento di durezza, ad una profondità di 0.8 mm dalla superficie, nelle zone immediatamente sottostanti all'impronta. Al crescere della deformazione plastica, cioè all'aumentare della riduzione dello spessore, il grado di incrudimento del materiale in queste zone raggiunge il 25% di incremento della durezza per una riduzione dello spessore di circa il 60%. In queste zone, la deformazione plastica produce un notevole stiramento dei grani di ferrite e perlite, illustrato in Fig. 5.

La Fig. 6 mostra i risultati della simulazione numerica sul provino più deformato. Riporta la distribuzione della deformazione efficace dopo la rimozione del punzone. È evidente l'analogia con la mappatura della microdurezza. Durante la prova di piega lenta, allo stato di deformazione plastica indotto dall'indentazione, si somma il campo di ulteriore deformazione dovuta alla flessione. La Fig. 7 ne mostra la distribuzione ottenuta con la simulazione numerica (in termini di deformazione effettiva) al termine della piega sul provino con il difetto maggiore. La deformata rilevata sul provino al termine delle prove sperimentali di flessione in aria è in pieno accordo con la deformata stimata con la simulazione, confermando quindi la validità del modello numerico utilizzato.

Prove di suscettibilità all'infragilimento da idrogeno

La Fig. 8 riporta le curve carico vs spostamento della traversa mobile (inflexione) ottenute nelle prove di piega lenta in aria e in soluzione.

Le prove di flessione in aria hanno un andamento simile tra loro, con valori di carico massimo che decrescono linearmente con lo spessore del provino. Al termine delle prove, sulla zona centrale di massimo allungamento del provino, è possibile osservare la presenza di lacerazioni duttili (Fig. 9).

Il provino non pre-deformato mostra delle curve simili sia in aria che in soluzione sotto protezione catodica. Su entrambi i provini non si osservano cricche al termine della prova.

I provini pre-deformati mostrano curve sostanzialmente sovrapponibili alle corrispondenti curve in aria solo nel

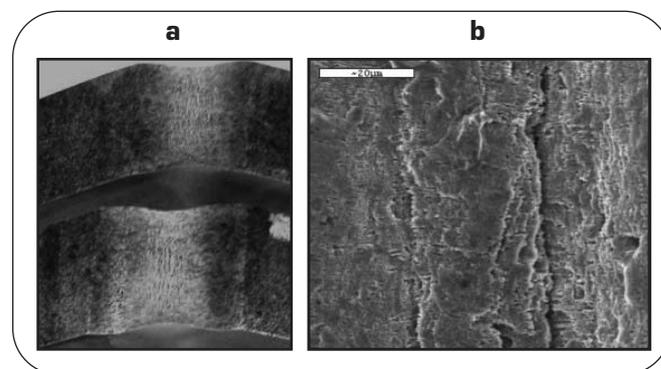


Fig. 9

Aspetto della superficie dei provini al termine della flessione in aria: macrografia al microscopio ottico (a), particolare al SEM degli strappi duttili (b).
Surface of the specimens after slow bending test in air: optical microscope (a) and SEM images (b).

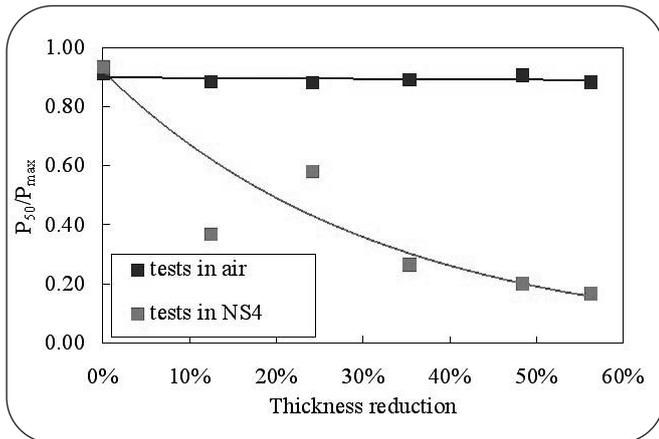


Fig. 10

Effetto della pre-deformazione sul rapporto tra carico al termine della prova di flessione (P_{50}) e carico massimo (P_{max}).

P_{50} to P_{max} ratio after slow bending test as a function of thickness reduction at the indentation (P_{50} is the load at 50 mm deflection; P_{max} is the maximum load).

tratto iniziale; poi se ne discostano sensibilmente nella parte finale, dopo il raggiungimento di ampie deformazioni plastiche. Lo scostamento si manifesta per spostamenti della traversa (cioè per flessioni) tanto minori quanto maggiore è il livello di deformazione plastica iniziale subita dal provino (maggiore assottigliamento) ed è abbinato all'innesco e propagazione di cricche per infragilimento da idrogeno. Si è quindi assunto il rapporto tra carico al termine della prova (P_{50}) e carico massimo (P_{max}) come indice dello stato di fessurazione del provino. La Fig. 10 riporta l'andamento di questo parametro in funzione della riduzione di spessore indotta nel provino dalla predeformazione. La presenza del difetto creato per deformazione plastica a freddo determina l'insorgenza di fenomeni di infragilimento da idrogeno, con uno stato fessurativo che cresce con l'entità della deformazione plastica nella zona del difetto.

L'analisi frattografica (Fig. 11) mostra diverse modalità di propagazione. Inizialmente l'avanzamento è dovuto all'infragilimento da idrogeno sostenuto dalla lenta e continua deformazione plastica; è abbinato al discostamento iniziale della curva di carico da quella in aria. In questa fase, il carico diminuisce progressivamente e l'azione congiunta della lenta deformazione e dell'infragilimento da idrogeno produce una morfologia caratteristica descritta in Fig. 11-c.

Il secondo stadio è di propagazione instabile e si presenta sulla curva di carico come una repentina diminuzione. La superficie di frattura ha una morfologia illustrata in Fig. 11-d. La propagazione delle cricche è sempre transgranulare.

Al termine, la cricca devia lungo piani perpendicolari alla direzione di flessione (Fig. 11-a), coincidenti con la direzione di laminazione a caldo dell'acciaio, ovvero lungo i piani di bandeggio della microstruttura di ferrite/perlite e di giacitura delle inclusioni di solfuro di manganese. Sono visibili propagazioni lungo piani paralleli (Fig. 11-b).

La deviazione della cricca avviene principalmente in cor-

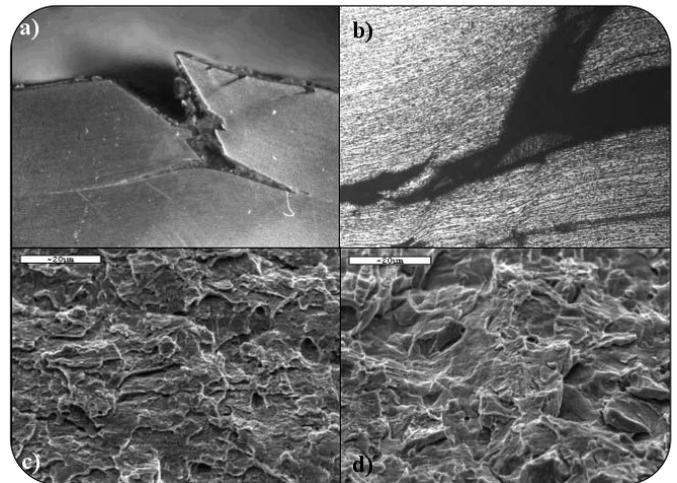


Fig. 11

Morfologia delle cricche riscontrate sui provini al termine della prova di piega lenta in ambiente: a) e b) sezioni metallografiche; c) superficie di frattura in zone di HE assistito dalla deformazione plastica; d) superficie di frattura in zone di propagazione instabile.

Morphology of the cracks observed in the indented zone after the slow bending test in NS4: a) and b) metallographic sections; c) fracture surface at the HE propagation assisted by slow plastic strain; d) fracture surface at the unstable propagation.

rispondenza di bande di perlite, probabilmente facilitata anche dalla minore deformabilità plastica della perlite rispetto alla ferrite. Dopo la deviazione, la propagazione procede nuovamente per HE assistito dalla lenta deformazione plastica.

I provini meno incruditi (provini 1 e 2) mostrano numerose cricche innescate in tutto il tratto centrale. I provini con riduzione dello spessore superiore al 30% mostrano, al termine, un'unica ed ampia cricca centrale (Fig. 12). Nel complesso la morfologia di avanzamento è molto simile a quella osservata sulle rotture in campo e nelle prove in piena scala [7].

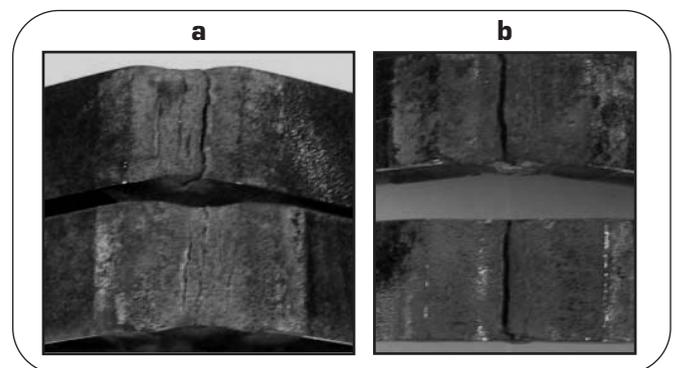


Fig. 12

Immagine dei provini al termine delle prove di piega in ambiente: a) 1 e 2; b) 4 e 5.

Effect of indentation on cracking morphology after slow bending test: a) specimens 1 and 2 (13% and 27% thickness reduction) and b) specimens 4 and 5 (53% and 67% thickness reduction).

Per tutti i provini pre-deformati, l'innesco delle cricche e la prima fase del loro avanzamento è avvenuto per infragilimento da idrogeno assistito dalla deformazione plastica. Il valore della deformazione subita dai provini stessi al momento dell'innesco delle cricche può essere stimato attraverso la simulazione numerica della prova di piega, valutando la deformazione iniziale (al termine della pre-deformazione) e quella raggiunta nel momento in cui la curva in ambiente inizia a scostarsi dalla curva in aria, considerato come punto di innesco delle cricche. Questi risultati sono illustrati in Fig. 13.

La Fig. 14 riporta il profilo della deformazione sulla superficie superiore, maggiormente sollecitata nella piega, prima della flessione in tre punti e al momento dell'innesco delle cricche. Si nota che la pre-deformazione iniziale altera la distribuzione della successiva de-

mazione: l'incrudimento del materiale e la presenza del campo di sforzi interni residui di compressione fanno sì che i punti più deformati durante la creazione dei difetti tendano poi ad agire da zone non deformabili plasticamente del provino, concentrando la deformazione plastica nella zona centrale adiacente. L'effetto è particolarmente evidente per i provini con i difetti di maggiore entità (riduzione dello spessore maggiore di 30%). Su questi provini la deformazione al momento dell'innesco è concentrata nel punto centrale, in asse con il punzone, e ciò giustifica l'unica cricca centrale osservata.

I provini P1 e P2 (con riduzione dello spessore minore di 30%), al momento dell'innesco delle cricche da HE nella prova di flessione in ambiente, sono già deformati su tutto il tratto centrale in corrispondenza del difetto, "nascondendo" completamente la pre-deformazione iniziale dovuta all'indentazione. Per questo l'innesco delle cricche è distribuito in modo relativamente uniforme sul tutto il tratto centrale.

Per questi provini, la distribuzione della deformazione al momento dell'innesco risente unicamente della geometria del difetto nella zona di piega, che modifica lo spessore e induce una maggiore deformazione nelle zone laterali immediatamente adiacenti a quella centrale.

Una volta innescate le cricche, il modello numerico utilizzato per le simulazioni non è in grado di simulare la deformazione sul provino poiché sia lo sforzo che la deformazione vengono concentrati all'apice dei difetti, dove poi si raggiungono condizioni di propagazione instabile in seguito ad un primo avanzamento della cricca per infragilimento da idrogeno assistito dalla deformazione plastica.

Nei fenomeni di infragilimento da idrogeno, una lenta deformazione in campo plastico contemporanea alla reazione di riduzione dell'idrogenione è una condizione nettamente più severa di quelle in cui la deformazione plastica e la riduzione di idrogeno avvengono in momenti separati. Di conseguenza, l'area indicata in Figura 15 (a titolo di esempio per il solo provino 3) rappresenta la condizione di deformazione continua e lenta, simultanea alla riduzione dell'idrogenione, che è la reale forza motrice del processo di infragilimento.

Il campo di deformazione plastica abbinata al difetto ha quindi un'azione complessa nell'insorgenza dell'infragilimento da idrogeno e nell'influenzare la suscettibilità del materiale a questi fenomeni. L'incrudimento porta ad una maggiore suscettibilità alla corrosione sotto sforzo dei materiali come è confermato dalla presenza di cricche nei provini con i difetti e, viceversa, dalla loro assenza nel provino senza difetto. Inoltre, l'entità della fessurazione durante la flessione lenta cresce con l'aumentare delle dimensioni del difetto indotto. Tuttavia, il comportamento osservato non è riconducibile al semplice effetto peggiorativo dell'incrudimento.

In effetti, l'insorgenza delle cricche non è stata osservata nelle zone di maggior incrudimento dei difetti ma nelle zone in cui, durante la piega, si manifestano condizioni di alta deformazione plastica, lentamente crescente (condizioni di "Slow Strain Rate" - SSR). Le zone di massimo incrudimento, se non sottoposte a tali condizioni di SSR non hanno mostrato alcun fenomeno di cedimento assistito dall'ambiente.

Questo è stato confermato eseguendo una prova statica su un provino con il maggior difetto (P5) sottoposto ad

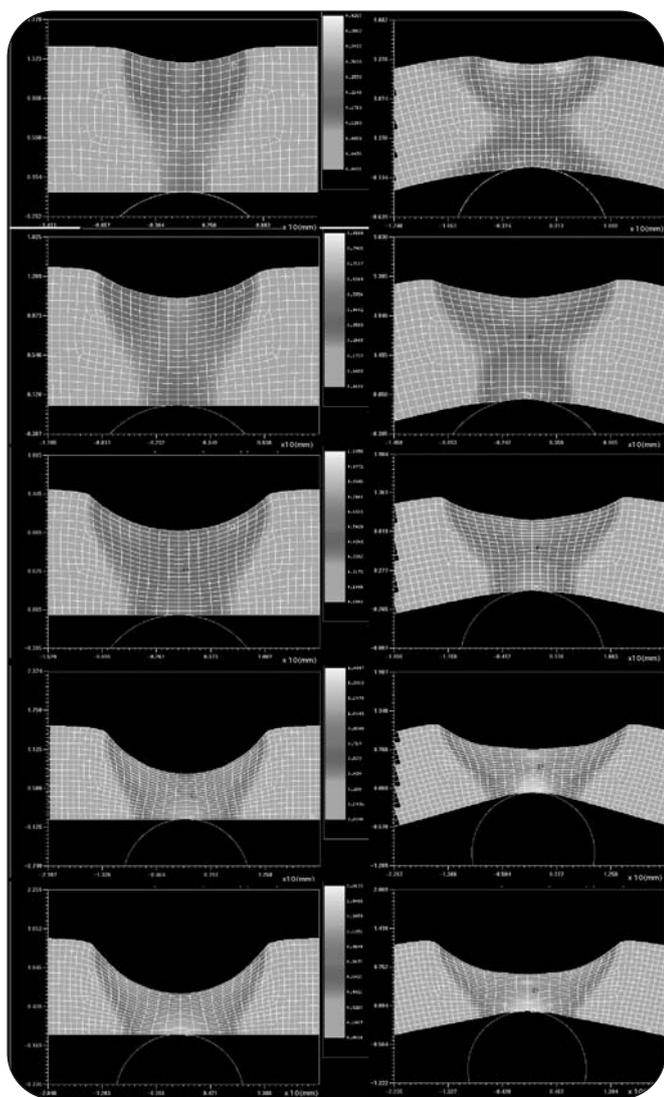


Fig. 13

Simulazione numerica con il codice Deform 2D dello stato di deformazione dei provini: a) al termine della pre-deformazione; b) al momento dell'innesco delle cricche.

results of finite elements analysis on specimens: a) effective strain field after indentation; b) effective strain field at crack initiation.

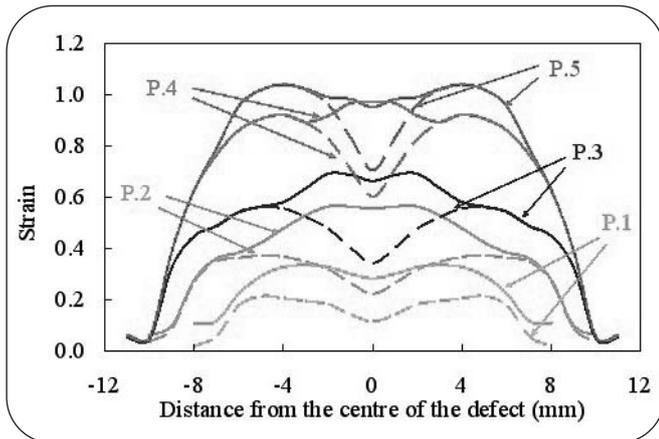


Fig. 14

Profilo delle deformazione plastica effettiva sulla superficie di piega dei provini prima della prova di flessione (curva tratteggiata) e al momento dell'innesco delle cricche (durante la flessione).

effective plastic strain on indentation surface before the slow bending test (dash line) and at the crack initiation (during the test).

una flessione di 25 mm ed immerso in soluzione, in condizioni di decisa sovrapprotezione catodica a -1500 mV vs SCE: dopo 6 mesi non si è osservato l'innesco di cricche. Pertanto, pur realizzando difetti meccanici con considerevoli deformazioni plastiche, non si sono determinate condizioni tali da rendere l'acciaio suscettibile all'infragilimento da idrogeno in assenza di velocità di deformazione plastica costante (almeno per periodi di esposizione di alcuni mesi).

La presenza di deformazione plastica, in condizioni di deformazione lenta, continua ad essere la condizione necessaria per il prodursi dell'infragilimento da idrogeno. In relazione a questo, i difetti possono influenzare in modo determinante l'innesco delle cricche perché modificano il campo di deformazione, concentrandola in zone meno dure del materiale, e questa azione è assistita anche dal campo di sforzo residuo indotto dal difetto stesso. Il difetto crea una zona di materiale con proprietà nettamente differenti rispetto al metallo base circostante. E questo può modificare la distribuzione e l'entità delle deformazioni, e indurre condizioni favorevoli all'insorgenza di infragilimento da idrogeno, anche per piccole deformazioni plastiche di per sé insufficienti a indurre il cedimento.

CONCLUSIONI

Nel lavoro è stata analizzata l'influenza di aree localizzate di deformazione plastica a freddo indotte da difetti sull'infragilimento da idrogeno di un acciaio HSLA di grado nominale API 5L X65, per tubazioni interrate. Le prove hanno evidenziato un effetto complesso del difetto. L'incrudimento accompagnato ai difetti considerati aumenta la suscettibilità dell'acciaio ma non lo rende suscettibile ad HE in condizioni di sollecitazione statica. La presenza di zone fortemente incrudite e del campo di sforzi residui di compressione creati dal difetto svolge un ruolo predominante nel guidare e localizzare l'insorgenza

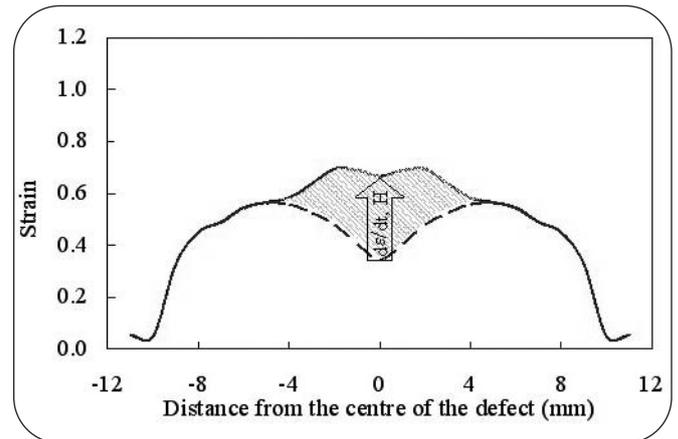


Fig. 15

Profilo delle deformazione plastica effettiva sulla superficie di piega dei provini prima della prova di flessione (curva tratteggiata) e al momento dell'innesco delle cricche (durante la flessione).

Effective plastic strain on indentation surface of the specimen n.3 before the slow bending test (dash line) and at the crack initiation (during the test).

za delle condizioni di lenta deformazione necessarie per l'infragilimento da idrogeno su questi materiali.

BIBLIOGRAFIA

- 1] R.S.Treseder, R.P.Badarak, "Effect of cold working on SSC resistance of carbon and low alloy steel - A review", Corrosion 1997, Paper No.41
- 2] H.Huang, W.J.D. Shaw "Hydrogen Embrittlement Interactions in Cold-Worked Steel" Corrosion 51, 1 (1995)
- 3] 4th Report of the European Gas Pipeline Incident Data Group, EGIG, Dicembre 1999
- 4] Robert J. Eiber, W.A. Maxey, C.W. Bert, G.M. McClure, "The effects of dents on the failure characteristics of line pipe" NG-18 Committee American Gas Association (AGA), May 1981
- 5] G.Mannucci, M.Guagnelli, O. Vittori, C. Spinelli, "An experimental approach to evaluate the resistance of gas pipeline to dent and gouge damage by an excavator", 4th International Pipeline Conference September 29-October 3, 2002, Calgary, Alberta, Canada.
- 6] R.N.Parkins, "Environmental sensitive cracking Low-pH SCC of high pressure pipelines" Battelle NG18 Report 191 August 1990
- 7] M.Cabrini, T.Pastore, Prove di flessione lenta per la valutazione dell'effetto del danneggiamento meccanico sull'infragilimento da idrogeno di acciai per tubazioni protette catodicamente, Giornate Nazionali sulla Corrosione e Protezione dei materiali, Senigallia, (2005)
- 8] G.Herbsleb, W.Schwenk, "The influence of dynamic mechanical parameters on Stress Corrosion Cracking on steel, a review", NACE, vol.41, No 8, August 1985
- 9] M.Hashimoto, R.N.Latanision, "Hydrogen Transport During Plastic Deformation" Proceedings, International Congress on Metallic Corrosion, Vol.4, Toronto 1984

ABSTRACT

HYDROGEN EMBRITTLEMENT RESISTANCE OF PLASTICALLY STRAINED PIPELINE STEELS

Keywords: steel, corrosion, plastic straining, electronic microscopy, mechanical test, numeric simulation, mechanical damage, HSLA, strain hardening, hydrogen embrittlement, cathodic protection

The cold plastic strain increases the strength of metallic materials, decreasing ductility, toughness and resistance to corrosion. A significant effect on Environmental Assisted Cracking (EAC) is expected, due to synergic and simultaneous action of corrosion and loading. Some environmental assisted failures were found on buried pipelines damaged by impact of excavators or agricultural devices. The failures can occur after very long time, on not critical damages for the immediate mechanical failure. They are due to initiation and sub-critical crack propagation for Hydrogen Embrittlement (HE) favoured by cathodic protection that is generally adopted in order to prevent generalized corrosion of steel.

The impact of the excavator tool causes a significant local strain hardening and microstructural variations of the steel. Furthermore, this is associated with the variation of pipeline geometry, with the formation of sharp defects and with rupture of the protective coating that exposes metallic surface. All these factors can even promote the failure on steels which are not susceptible to HE under usual exposure conditions without any mechanical damages.

The analysis of EAC phenomena in mechanical damaged zones can be carried out by means of full scale tests on pipelines containing defects created by devices simulating the action of the excavators. These techniques are complicated, expensive and they do not permit to separate the effects related with geometrical variation, notch effect, strain hardening and alterations of the material. Aim of this work is the evaluation in simplified conditions of Hydrogen Embrittlement susceptibility of damaged steel pipelines.

The behaviour of a HSLA steel API 5L X65 with a banded ferrite/pearlite microstructure oriented along the rolling direction was analyzed.

Mechanical damage was produced by indentation of 15 mm thickness steel plates at five different depths (Figures 1-2). A 3000 kN hydraulic compression machine with a 30 mm diameter cylindrical indenter were used. Couples of specimens with identical indentation were obtained.

The strain hardening distribution was evaluated by means of Vickers microhardness maps measured on the lateral surfaces of specimens (Figure 3-5). The hardness varies along the profile of indentation and over the thickness. The hardest zones are located at about $\pm 30^\circ$ respect to the direction of penetration. Furthermore, the hardness increases as the reduction of thickness of the specimens by indentation rises (Figure 4).

The plastic deformation field was also estimated through a Deform-2D® finite elements model. The complete process of plastic strain during indentation was simulated under plane strain conditions. The cylinder was assumed as undeformable and a constant shear friction was considered. The true stress vs true strain curve of the material was estimated from loading curve after tensile tests.

The results of the simulation match the microhardness map (Figure 6).

The Hydrogen Embrittlement susceptibility was assessed by means of three points slow bending tests at -900 mV vs SCE potential in NS4 solution, with composition simulating water found on buried pipeline. The tests were performed at 0.02 mm/min displacement rate, up to reach 50 mm deflection (180 mm span).

The specimens without any defect show behaviour during slow bending test in NS4, under cathodic protection, similar to that measured in air (Figure 8). No cracking was found. On the contrary, the damaged specimens always showed a decreasing of load, after a significant plastic strain was reached. The difference between the test in air and in NS4 becomes more evident as indentation depth increases (Figure 10). This is related with the initiation and the propagation of HE cracks evidenced by failure analysis at SEM (Figure 11).

The specimens with small indentation showed several cracks on all the surface of indentation. On the contrary the specimens with high reduction of thickness showed a single wide central crack (Figure 12).

Different crack propagation morphology was observed on fracture surface. The initiation and first crack growth are related with Hydrogen Embrittlement assisted by the continuous slow plastic straining. A progressive decreasing of the load was produced. The successive phase is an unstable propagation that causes a sudden decreasing of load. Finally, the crack deviates along the ferrite/pearlite banded planes, favoured by the different deformability of pearlite and ferrite, and it propagates again by the HE mechanism assisted by the continuous slow plastic straining. The fracture morphology is very similar to that observed in field.

HE induced cracking was only detected on specimens with mechanical damaging and becomes very evident as the defect depth increases. Thus, mechanical damaging can enhance the susceptibility of steel confirming the deleterious effect of cold plastic deformation on stress corrosion cracking.

Nevertheless, mechanical damaging did not produce susceptibility to HE under static loading and slow plastic straining remains necessary. This was confirmed by a static test performed on a damaged specimen with the maximum depth of indentation (67% of thickness reduction) at 25 mm deflection, in NS4 solution, at -1500 mV vs SCE (i.e. under overprotection condition for cathodic protection). No cracks were observed after 6 months.

However it is not possible to explain the behaviour only by the negative effect of strain hardening. The plastic strain field due to the damage has a complex influence on HE phenomena. Actually, the cracking on specimens with high reduction of thickness was not found in the zones of highest strain hardening produced by mechanical damage.

In order to explain this behaviour, plastic strain at HE initiation was estimated by the numeric simulation (Figure 7 and 13). The deflection at crack initiation was evaluated by assessing the values at which the bending curves in solution deviates from in air curves. This analysis demonstrates that strain hardened areas and residual compression stress produced by indentation affect the distribution of plastic strain during the successive bending. The hardest zones (also evidenced by microhardness) behave as undeformable areas and during bending they concentrate the straining in the less hard adjacent central zone, promoting initiation of a single central crack.

On the contrary, at low indentation, the deformation at the crack initiation during slow bending test is more pronounced than plastic deformation due to the defect. Thus, the deformation is primarily guided from bending and several cracks were produced in the plastic zone.

The mechanical damage can decisively influence the HE crack initiation, because it modifies the plastic strain field (Figures 14-15). It creates in the steel a zone with very different properties respect to the near base material. This can modify the distribution and the value of strain and it can create conditions favourable to Hydrogen Embrittlement phenomena, even in case of damage not critical for mechanical failure.