

Monitoraggio tramite emissione acustica dei meccanismi di cracking assistiti da idrogeno durante prove di trazione a bassa velocità di deformazione in atmosfera di idrogeno puro e miscelato

S. Rahimi, G. Scionti, E. Piperopoulos, M. F. Milazzo, E. Proverbio

L'idrogeno sta diventando il vettore energetico più importante nel processo di transizione energetica in particolare per il trasporto e lo stoccaggio dell'energia. Vi è quindi un crescente interesse nell'utilizzo di miscele di idrogeno e gas naturale per ridurre le emissioni di carbonio. Comunque, il dibattito sulla compatibilità dell'attuale rete del gas naturale con l'idrogeno è ancora aperto e non esiste un'armonizzazione sul valore della concentrazione ammissibile di idrogeno nel gas naturale. In effetti le leggi nazionali e le direttive UE stabiliscono differenti limiti per l'iniezione di idrogeno nella rete gas. La tecnica dell'emissione acustica è stata utilizzata con successo per studiare i meccanismi di cracking assistiti dall'idrogeno nelle leghe metalliche. La tecnica è stata utilizzata in questo caso per monitorare i meccanismi di cracking durante prove di velocità a deformazione lenta su campioni tubolari di acciaio al carbonio pressurizzati con idrogeno puro e gas idrogeno miscelato con metano. L'analisi meccanica e morfologica delle superfici di frattura ha evidenziato l'influenza della pressione parziale sui meccanismi di fessurazione. L'emissione acustica (EA) ha consentito l'identificazione di diversi cluster di dati correlati alle specifiche modalità di cracking osservate.

PAROLE CHIAVE: ACCIAIO, IDROGENO, FRATTURA ASSISTITA DA IDROGENO, EMISSIONE ACUSTICA

INTRODUZIONE

La miscelazione dell'idrogeno nelle esistenti reti di gas naturale è uno degli approcci primari utili alla decarbonizzazione delle reti di distribuzione, alla riduzione delle emissioni di gas serra e alla promozione dello sviluppo di un'economia dell'idrogeno. Tale approccio è anche alla base della procedura Power-to-Gas (P2G) per prevede l'utilizzo dell'elettricità rinnovabile in eccesso per produrre idrogeno da iniettare nella rete gas. Utilizzare le infrastrutture esistenti per il gas naturale per passare all'uso dell'idrogeno verde può inoltre evitare investimenti significativi e ritardi temporali associati alla costruzione di una nuova rete di distribuzione per il trasporto dell'idrogeno. Questo approccio ha peraltro il potenziale di favorire l'incremento della produzione di impianti di energia rinnovabile, aumentare la quota di idrogeno verde nelle forniture energetiche e garantire i mezzi per la fornitura

Sina Rahimi, Giuseppe Scionti,
Elpida Piperopoulos, Maria Francesca
Milazzo, Edoardo Proverbio
Università degli Studi di Messina

di idrogeno per applicazioni nel settore di produzione primaria di energia e dei trasporti [1].

L'impiego di idrogeno all'interno delle infrastrutture esistenti deve essere accompagnato da una attenta valutazione dell'eventuale impatto sull'integrità, sulla durata e la sicurezza dell'intera infrastruttura man mano che la percentuale di idrogeno nella miscela aumenta. Concentrazioni differenti di idrogeno possono avere implicazioni differenti sulle linee di trasmissione, distribuzione e servizio, sugli impianti di stoccaggio e sulle apparecchiature per l'uso finale [2]. Concentrazioni di idrogeno relativamente basse (1-5% in volume) sono considerate ammissibili senza che queste comportino un aumento significativo dei fattori di rischio nello stoccaggio, nella trasmissione e nell'utilizzo di miscele di idrogeno. Miscele di idrogeno fino al 20% sono in fase di valutazione, al momento senza la registrazione di incidenti significativi [3] [4].

È da evidenziare tuttavia che, ad oggi, si riscontra nei paesi europei una varietà di limiti per l'utilizzo di idrogeno in miscela con valori che vanno dallo 0,1% al 12% in volume e che caratterizzano il diverso approccio utilizzato in ogni paese [5]. Questa mancanza di armonia tra le normative indica lacune tuttora esistenti sulla conoscenza dell'interazione dell'idrogeno con i materiali e le strutture.

La concentrazione specifica nella miscela per una particolare rete gas deve essere studiata attentamente in funzione delle differenti tipologie di acciai utilizzati nelle condotte d'epoca, della composizione del gas naturale e delle condizioni operative specifiche di ciascuna sezione della rete di gas naturale (trasmissione, distribuzione, linee di servizio). L'iniezione e la miscelazione dell'idrogeno richiedono lo studio delle modifiche necessarie al monitoraggio, alla manutenzione e alla sostituzione delle reti di condotte esistenti, per mantenere la sicurezza e la consegna dei prodotti del gas agli utilizzatori finali.

In effetti la maggior preoccupazione resta la valutazione dell'effetto dell'idrogeno sul comportamento dei materiali ed in particolare degli acciai usati per la rete gas [6] [2]. È stato osservato che piccole quantità di idrogeno possono avere un effetto sostanziale sulla fatica e sulla frattura degli acciai [7]. Inoltre, la composizione e la microstruttura degli acciai hanno una notevole influenza sulla suscettibilità all'infragilimento da idrogeno. Gli acciai API 5L X52 sono stati utilizzati per il trasporto di gas naturale fin

dai primi anni '50, il contenuto di carbonio di tali acciai era circa quasi tre volte superiore a quello attualmente presente nei moderni acciai della stessa classe di resistenza. Nel processo di produzione moderni sono state inoltre introdotti trattamenti termici e processi termomeccanici che hanno modificato sostanzialmente la microstruttura e le proprietà degli acciai originali [6].

Lo scopo di questa ricerca è quello di valutare gli effetti della composizione dell'atmosfera di lavoro sul comportamento di un acciaio API 5L X65Q di nuova generazione durante prove a velocità deformazione lenta (SSR). Il contemporaneo utilizzo di tecniche di monitoraggio di Emissione Acustica (EA), come applicato anche in letteratura [8] e di tecniche di clustering [9] dei dati di EA ha permesso l'identificazione di diverse popolazioni di eventi di EA correlabili con le specifiche modalità di fratturazione osservate. Tuttavia, in letteratura sono stati riportati risultati contraddittori riguardo la correlazione tra infragilimento da idrogeno e segnali di EA in funzione della tipologia di materiale e delle condizioni sperimentali adottate. Sebbene esistano prove convincenti che segnali di EA di elevata energia ed ampiezza siano riconducibili all'avanzamento di cricche negli acciai infragiliti da idrogeno [8] [10], alcuni autori riportano l'assenza di alterazioni dell'ampiezza e dell'attività di EA in acciai dopo la carica di idrogeno, nonostante la modalità di frattura sia cambiata da duttile a fragile con riduzione della duttilità [11].

METODI SPERIMENTALI

Per le prove sono stati utilizzati dei provini cavi (diametro della sezione di misura 10 mm, diametro del foro interno 4 mm), appositamente disegnati [12] e ottenuti a partire da barre estratte da una tubazione senza saldatura da 12 pollici di diametro e 17 mm di spessore di parete in acciaio al carbonio API 5L X65Q (acciaio temprato e rinvenuto) fornita dalla Nippon Steel Corporation. La composizione dell'acciaio è riportata in Tab. 1

Tab. 1 - Composizione dell'acciaio utilizzato per la produzione del tubo API 5L X65Q, % in peso / Composition of steel used for the production of API 5L X65Q pipe, % by weight.

C	P	S	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	V	N
0.0621	0.0075	0.0015	0.144	1.10	0.105	0.059	0.074	0.048	0.0033	0.0425	0.0041

La tubazione è stata prodotta con processo di termo-formatura e trattamento di tempra e rinvenimento e la microstruttura risultante è costituita da ferrite (ferrite aciculare e poligonale) e bainite (Fig. 1). La caratterizzazione meccanica è stata effettuata con prove di trazione a velocità di deformazione lenta (SSR) con una velocità di deformazione ($\dot{\epsilon}$) pari a $10^{-6} s^{-1}$. Le caratterizzazioni meccaniche eseguite come meglio descritto in [13] sono state eseguite pressurizzando il circuito di prova con gas idrogeno puro (purezza del gas 99,999%) a 10 MPa (100 bar) e 1 MPa (10 bar) o miscele di idrogeno – metano al 15% alle pressioni indicate nella Tabella 1. I test, condotti tutti in triplice ripetizione, sono stati eseguiti dopo un tempo prefissato di

"precarica" (mantenimento del sistema in pressione senza applicazione del carico), variabile da 24 h a una settimana. Le prove in atmosfera di idrogeno miscelato sono state condotte a 75 bar per avvicinarsi ad un valore compatibile con le massime pressioni di esercizio riscontrabili nelle condotte gas. La frazione di idrogeno impiegata è stata variata dal 5% al 15%. In questo lavoro sono riportati solo i risultati ottenuti al 15% di frazione molare. In queste condizioni la pressione parziale di idrogeno è di 11.25 bar prossima al valore di 10 bar utilizzato per i test in idrogeno puro a bassa pressione.

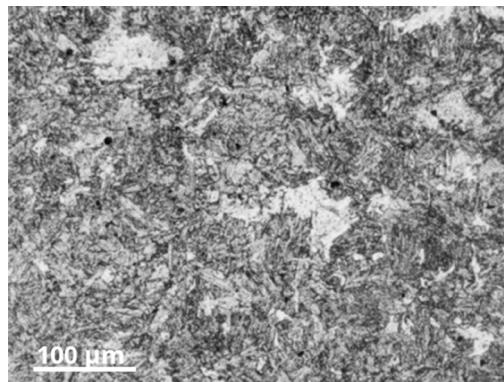


Fig.1 - Micrografia ottica dell'acciaio API 5L X65Q utilizzato per i test. Sezione longitudinale. Attacco Nital 2% / Optical micrography of API 5L X65Q steel used for test. Longitudinal cross section. Nital etching, 2%

Tab.2 - Condizioni di prova e identificazione dei campioni - Test conditions and sample identification.

Pressione	Tempo di precarica	Atmosfera				
		N ₂ puro	H ₂ puro	Miscela 15 % H ₂ – 85 % CH ₄		
		24h	24h	24h	72 h (3 g)	168 h (1 sett.)
10 MPa (100 bar)		N100	H100	-	-	-
1 MPa (10 bar)		-	H10	-	-	-
7.5 MPa (75 bar)		-	-	H15_24	H15_3D	H15_1W

Due sensori piezoelettrici di EA a banda larga (Vallen VS 150-MS) sono stati fissati sia al supporto inferiore che al superiore dei campioni. Un terzo sensore, utilizzato come sensore di guardia, è stato posizionato vicino al dispositivo di serraggio superiore. La soglia per l'ampiezza (A) e il tempo di discriminazione della durata del segnale (DDT) è stata impostata rispettivamente a 30,2 dB e 0,4 ms. La rimozione del rumore tramite sensore di guardia e il filtraggio parametrico sono stati effettuati sui dati grezzi. Il filtraggio parametrico è stato basato sull'utilizzo dei conteggi (CNTS) e dei parametri durata (D) e frequenza media (AF), impiegati come indici utili alla discriminazione della modalità di propagazione delle cricche ad alta e bassa frequenza [14], gli eventi AE sono stati successivamente clusterizzati mediante un algoritmo di miscela gaussiana [15].

RISULTATI E DISCUSSIONE

In assenza di idrogeno (test N100) il comportamento meccanico e la modalità di frattura dell'acciaio sono tipicamente duttili. Si tenga presente la forma tubolare influisce in parte sul comportamento del materiale soprattutto in termini di riduzione di sezione. La superficie di frattura è duttile con una morfologia fibrosa e caratterizzata da numerose porosità e dai tipici dimples. Si evidenzia la presenza di numerose inclusioni non metalliche. Passando ad una atmosfera di idrogeno puro alla stessa pressione (test H100), il comportamento cambia drasticamente, anche se non si apprezza un'alterazione del carico di snervamento o del carico di rottura, la deformazione a rottura crolla significativamente passando da $17.7\% \pm 1.3$ a $10.4\% \pm 1.7$, rispettivamente (Fig. 2). La superficie di frattura è netta con una microstruttura tipica di un meccanismo di clivaggio o quasi-clivaggio evidenziata dalle numerose faccette di clivaggio che interessano i grani bainitici e di ferrite aciculare che caratterizzano la microstruttura di questo acciaio. Notabile la presenza di cricche lenticolari ortogonali alla superficie e riconducibile a meccanismi di decoesione assistita da idrogeno (HEDE) a bordo grano [16]. Un comportamento a frattura duttile è individuabile solo in una porzione ridotta di superficie in prossimità del bordo esterno e riconducibile alla superficie di strappo (Fig. 3).

Nel caso dei test condotti a pressione ridotta (1 MPa [10 bar]), la superficie di frattura è caratterizzata da una su-

perficie anulare interna piana di circa 400-500 μm di spessore con morfologia "fragile" e da una superficie a taglio orientata a circa 45° con progressiva transizione verso una frattura completamente duttile. La frattura per clivaggio o quasi-clivaggio è limitata a ridotte porzioni di superficie in prossimità della cavità interna. Sulla superficie a frattura "fragile", ad alto ingrandimento, sono evidenti creste di strappo (tearing) e altre caratteristiche tipiche di un comportamento di micro-plasticità locale assistita da idrogeno [17] [8] (Fig. 4). Sorprendentemente passando dal test in idrogeno puro a 10 bar a quelli in miscela di idrogeno al 15% e 75 bar di pressione assoluta, benché le curve di sforzo-deformazione in condizioni di SSR si differenzino di poco e comunque in maniera non statisticamente significativa, è interessante notare che le superfici di frattura si distinguono in maniera abbastanza netta da quelle osservate in idrogeno puro a 10 bar.

La superficie di frattura è in effetti più complessa. La porzione più interna (in prossima alla cavità centrale) per uno spessore di circa 600 - 800 μm mostra meccanismi di frattura misti con aree di clivaggio ridotte, frammiste a zone a comportamento parzialmente-duttile (non sono però presenti dimples) e caratterizzate da numerose fratture ortogonali alla superficie riconducibili a meccanismi di decoesione assistita da idrogeno. In prossimità della cavità interna sono individuabili limitate aree con frattura a clivaggio simili a quelle osservate per l'idrogeno puro ad alta pressione (Fig. 5). Nella superficie restante il meccanismo degrada verso l'esterno in una frattura prevalentemente duttile. È interessante notare che modificando il tempo di precarica, benché macroscopicamente la morfologia della superficie di frattura non si modifichi sostanzialmente, a livello microstrutturale si apprezzano alterazioni sia dell'estensione che della distanza delle cricche ortogonali alla superficie. Più fitte e di ridotta dimensione per tempi di precarica brevi (24 ore) più marcate ed estese per tempi di precarica lunghi (Fig. 6). Dati di letteratura e modelli di diffusione per l'idrogeno nell'acciaio X65 [18] [19] supportano l'ipotesi che i processi diffusivi e di cattura giochino un ruolo predominante durante la fase di precarica.

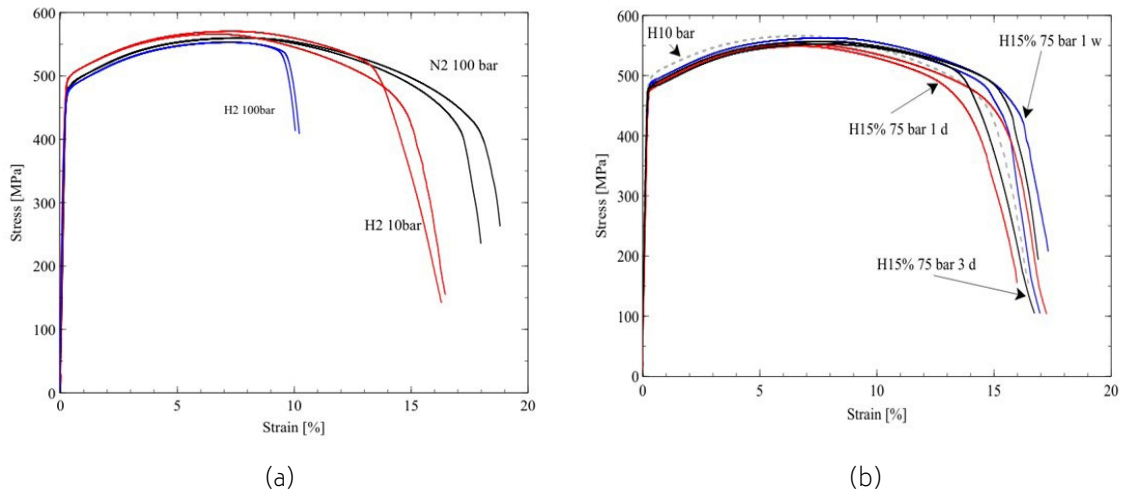


Fig.2 - Curve sforzo deformazione ottenute durante le prove di SSR nei diversi ambienti gassosi: a) gas puri, b) miscela di idrogeno-metano a 75 bar con tempi di pre-carica variabili - Stress-strain curves obtained during SSR tests in different gaseous environments: a) pure gases, b) hydrogen-methane mixture at 75 bar with variable pre-charging times.

Il monitoraggio con tecniche di Emissione Acustica effettuato durante le prove di SSR ha permesso di mettere in evidenza i diversi comportamenti in campo plastico (zona di incrudimento) e in zona post-strizione prima della frattura finale dell'acciaio. Gli eventi di EA sono stati clusterizzati sulla base dei parametri di forma d'onda in

due popolazioni in cui un ruolo predominante è stato determinato dal rapporto tra il risetime (R, tempo di salita dell'impulso sino al valore massimo) e la frequenza media (AF, rapporto tra il numero di conteggi per impulso e la durata D dell'impulso stesso).

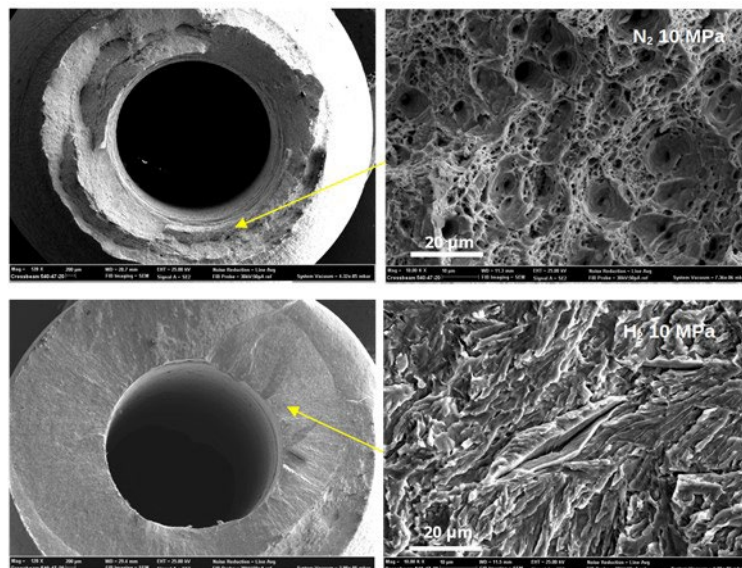


Fig.3 - Superficie di frattura dei provini testati in azoto e idrogeno puri a 10 MPa (100 bar). / Fracture surface of specimens tested in pure nitrogen and hydrogen at 10 MPa (100 bar).

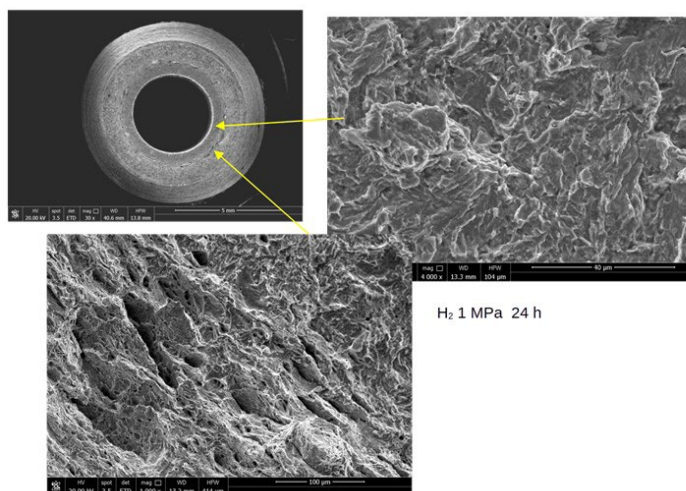


Fig.4 - Superficie di frattura dei provini testati in idrogeno puro a 1 MPa (10 bar) / Fracture surface of specimens tested in pure hydrogen at 1 MPa (10 bar).

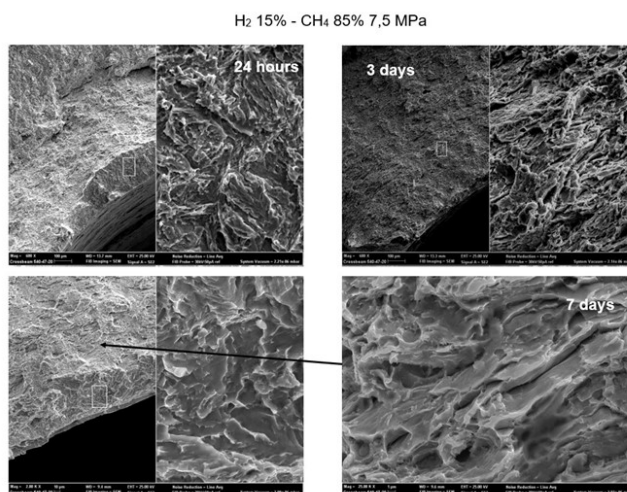


Fig.5 - Superficie di frattura dei provini testati in miscela di idrogeno-metano al 15% a 7.5 MPa (75 bar) per diversi tempi di pre-carica / Fracture surface of the specimens tested in 15% hydrogen-methane mixture at 7.5 MPa (75 bar) for different pre-charging times.

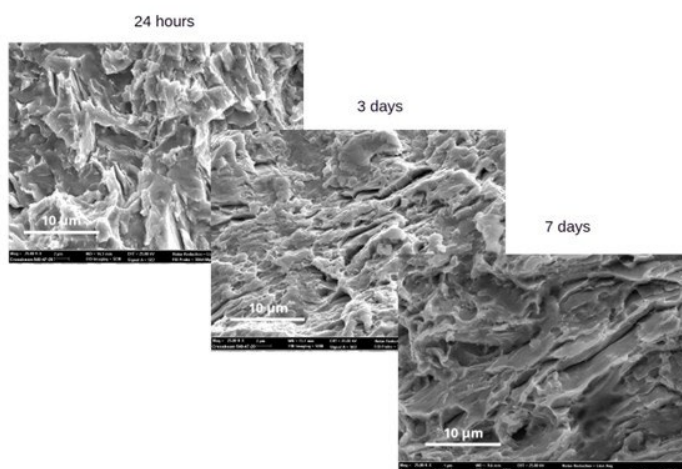


Fig.6 - Dettagli microstrutturali della superficie di frattura dei provini testati in miscela di idrogeno-metano al 15% a 7.5 MPa (75 bar) per diversi tempi di pre-carica / Microstructural details of the fracture surface of the specimens tested in 15% hydrogen-methane mixture at 7.5 MPa (75 bar) for different pre-charging times.

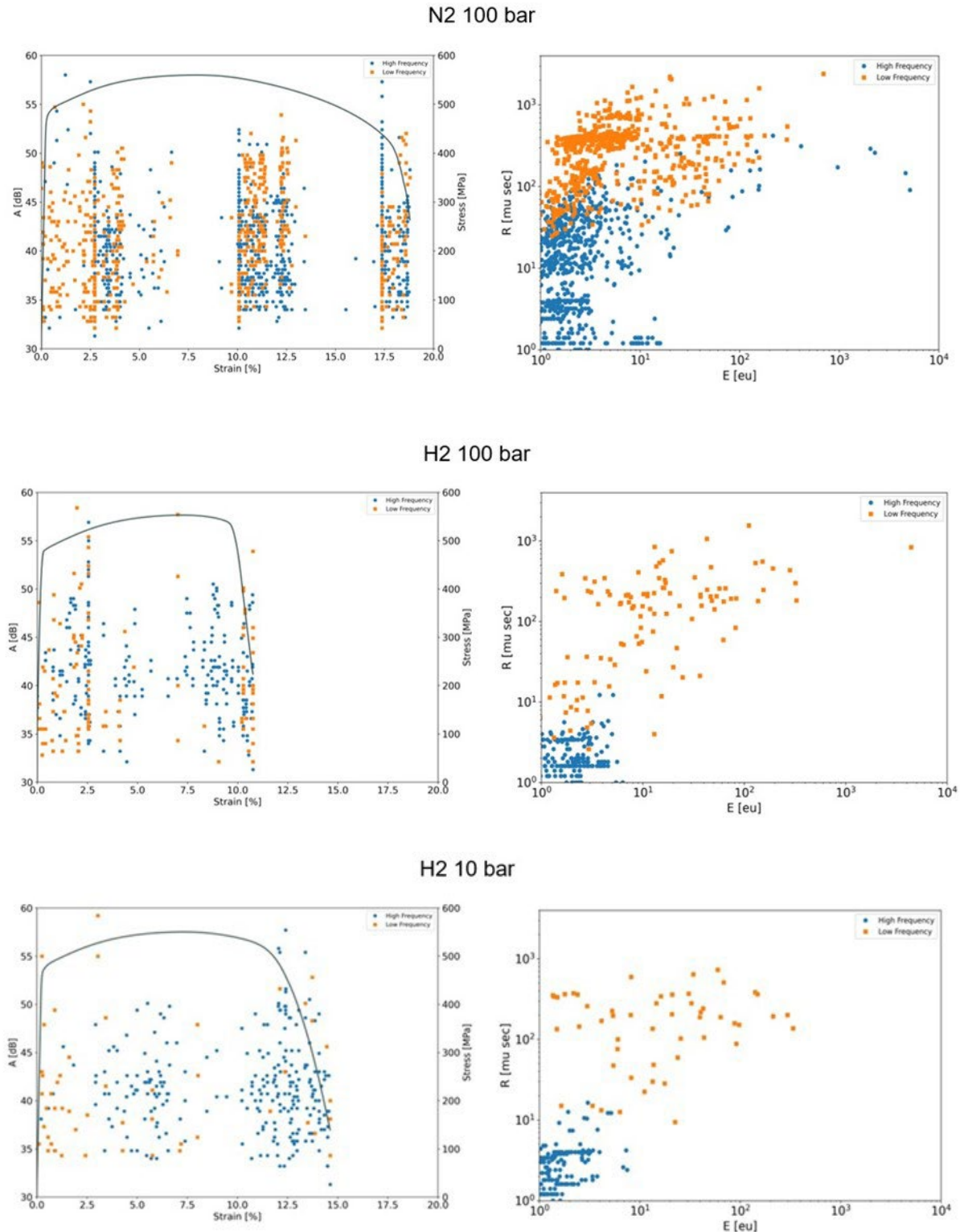


Fig.7 - Prove di trazione in atmosfera di gasi puri e ampiezza A [dB] degli eventi di EA durante le prove di SSR (curva superiore). Correlazione tra rilettime (R) e Energia in eu (1 eu corrisponde a 10^{-9} V s) degli impulsi di EA nelle due popolazioni di eventi (eventi ad alta frequenza, simboli blu, eventi a bassa frequenza simboli arancioni), curve inferiori / Tensile tests in pure gas atmosphere. Amplitude [dB] of EA events during SSR tests (upper curve). Correlation between risetime (R) and Energy [eu, 1 eu corresponds to 10^{-9} V s) of EA pulses in the two event populations (high frequency events, blue symbols, low frequency events orange symbols), lower curves.

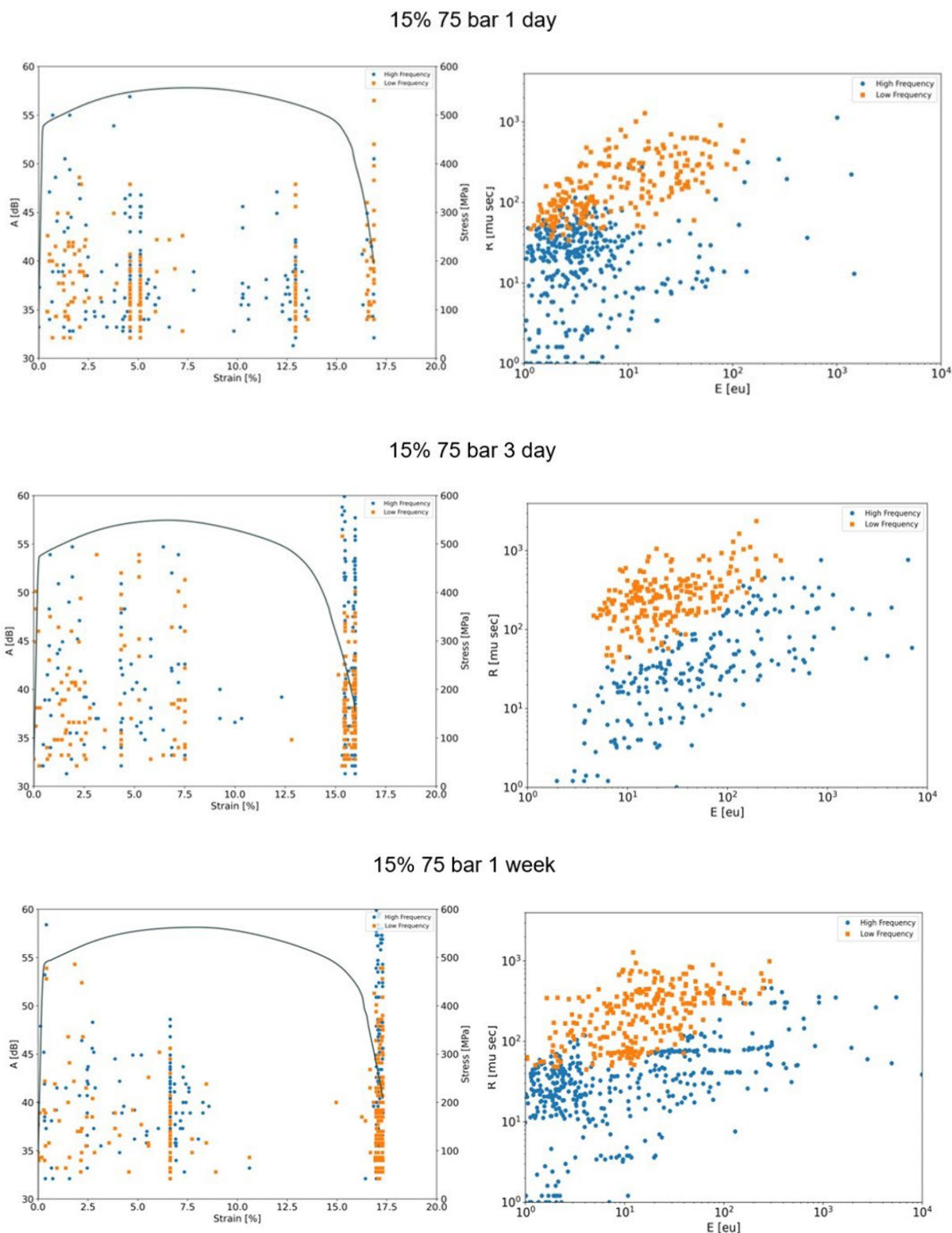


Fig.8 - Prove di trazione in idrogeno miscelato a differenti tempi di precarica. Ampiezza [dB] degli eventi di EA durante le prove di SSR (curva superiore). Correlazione tra risetime (R) e Energia [eu, 1 eu corrisponde a 10^{-9} V s] degli impulsi di EA nelle due popolazioni di eventi (eventi ad alta frequenza, simboli blu, eventi a bassa frequenza simboli arancioni), curve inferiori / Tensile tests in blended hydrogen at different charging times. Amplitude [dB] of EA events during SSR tests (upper curve). Correlation between risetime (R) and Energy [eu, 1 eu corresponds to 10^{-9} V s] of EA pulses in the two event populations (high frequency events, blue symbols, low frequency events orange symbols), lower curves.

È importante ricordare che durante un test di deformazione meccanica le sorgenti di emissione acustica possono essere molteplici, dallo scorrimento delle dislocazioni, ai meccanismi di decoesione delle inclusioni, di nucleazione delle cricche, di coalescenza dei microvuoti, di frattura delle inclusioni non metalliche o delle lamelle di cementite, o di avanzamento delle cricche, etc. Il comportamento di AE durante le prove di trazione dei campioni testati in azoto è quello tipico degli acciai a basso tenore di carbonio (Fig. 7). Il tasso più elevato di emissione di eventi si osserva durante la fase di incrudimento con netta prevalenza di eventi a media energia ed elevata durata (simboli in arancio in figura). Successivamente l'emissione riprende subito dopo l'innesco della strizione con una popolazione mista di eventi, ad indicare l'insorgenza di meccanismi aggiuntivi con emissioni brevi e a ridotta energia. La fase successiva di riduzione della sezione diventa generalmente silente sino all'approssimarsi della frattura finale ove riscontriamo gli eventi più energetici. Secondo la letteratura l'evento energetico di EA impulsivo di tipo burst è spesso associato alla frattura di inclusioni non metalliche o lamelle di cementite [8]. Il comportamento dei provini in atmosfera di idrogeno puro è invece caratterizzato da una ridotta emissività e da una popolazione di eventi ad alta frequenza con risetime estremamente brevi e impulsi di ridotta energia. Questi eventi sono preponderanti nella fase di frattura finale, che si estende con gradualità a partire dal raggiungimento del carico massimo e associabili all'avanzamento delle cricche con meccanismi di strappo (tearing), cracking e fessurazione per clivaggio osservati sulla superficie di frattura. La popolazione di eventi a bassa frequenza è sostanzialmente limitata alla fase di incrudimento. Viceversa, la fase di frattura finale è ben limitata e distinta nei provini testati in miscela di idrogeno, con una significativa presenza di eventi ad alta energia e bassa frequenza riconducibili a meccanismi di lacerazione per scorrimento plastico (shearing). Contrariamente ai provini testati in idrogeno puro il cluster di eventi ad alta frequenza (simboli blu) include anche eventi ad alta energia (Fig. 8). Notabile l'assenza di eventi acustici nella fase di post strizione, se si esclude una ridotta emissività riscontrata solo per i provini pre-caricati per 24 ore. Sebbene la correlazione diretta sia difficile questa differenziazione funzione del tempo di pre-carica è supportata dalla differente

morfologia microstrutturale riscontrata sulle superficie di frattura (Fig. 6).

Pur risultando evidente che il quadro dei meccanismi di frattura sia abbastanza complesso, in funzione anche della microstruttura iniziale di questo acciaio, risulta parimenti chiaro che un approfondimento dei meccanismi emissivi supportato anche da indagini e osservazioni in condizioni di prova parziale (test interrotti a diversi valori di deformazione) potrebbe fornire informazioni interessanti sugli effetti dell'idrogeno in presenza ed in assenza di gas di miscela, anche ai fini di una eventuale applicazione per il monitoraggio in campo.

CONCLUSIONI

L'esecuzione di prove di trazione a bassa velocità di deformazione di provini cavi in acciaio API 5L X65Q in atmosfera di idrogeno e miscela di idrogeno-metano ha permesso di evidenziare come la presenza di idrogeno anche a bassa pressione o in frazione relativamente ridotta (15% in miscela di metano) possa influire in maniera significativa sul comportamento dell'acciaio.

L'utilizzo di idrogeno in miscela con il metano pur non modificando sostanzialmente l'allungamento a rottura rispetto a quello osservato in atmosfera di idrogeno puro a bassa pressione (10 bar) promuove l'evoluzione di meccanismi di frattura significativamente differenti. Gli effetti dell'idrogeno sul movimento delle dislocazioni e i relativi meccanismi di danno associati quali coalescenza dei microvuoti (MVC), plasticità localizzata favorita dall'idrogeno (HELP), emissione di dislocazioni indotta dall'adsorbimento (AIDE) e la nucleazione e coalescenza di nanovuoti indotta da vacanze (NVC), risultano qui preponderanti rispetto a meccanismi di frattura per clivaggio o quasi-clivaggio riscontrati in idrogeno puro.

L'utilizzo della tecnica di emissione acustica ha permesso di mettere in luce le differenze nelle modalità di frattura nelle diverse condizioni di prova sebbene un'analisi dei dati più approfondita sia necessaria per associare con certezza gli specifici meccanismi di danno con i cluster di eventi di EA e rimuovere eventuali eventi spuri. Notabile ad ogni modo il fatto che il cluster predominante in presenza di idrogeno puro è quello riconducibile ad eventi ad alta frequenza e ridotta energia (burst di ridotta durata),

di contro in presenza di idrogeno blended il contributo shearing) è significativo soprattutto nella fase finale della di eventi ad alta energia e lunga durata (meccanismi di frattura.

RIFERIMENTI

- [1] Topolski K, Reznicek EP, Erdener BC, San Marchi CW, Ronevich JA, Fring L, et al. Hydrogen Blending into Natural Gas Pipeline Infrastructure: Review of the State of Technology. National Renewable Energy Laboratory (NREL). 2022; (October). Available from: <https://www.nrel.gov/docs/fy23osti/81704.pdf>
- [2] Somerday, B.P. & San Marchi, Chris, Effects of Hydrogen Gas on Steel Vessels and Pipelines. Materials for the Hydrogen Economy. 2007, Report n. SAND2006-1526P. <https://doi.org/10.1201/9781420006070.ch7>.
- [3] Melaina MW, Antonia O, Penev M. Blending Hydrogen into Natural Gas Pipeline Networks: A Review of Key Issues [Internet]. Golden, CO (United States); 2013 Mar. Available from: <http://www.osti.gov/servlets/purl/1068610/>
- [4] Krosch D, O'Shea B. Hydrogen in the Gas Distribution Networks. Clean Energy Transition - Department for Energy and Mining. 2020;149.
- [5] Ronevich J, Marchi CS. Hydrogen Effects on Pipeline Steels and Blending into Natural Gas influence of stress in hydrogen environments Hydrogen Materials Mechanics. 2019;
- [6] Belato Rosado D, De Waele W, Vanderschueren D, Hertelé S. Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels. International Journal Sustainable Construction & Design. 2013;4(1).
- [7] Meng B, Gu C, Zhang L, Zhou C, Li X, Zhao Y, et al. Hydrogen effects on X80 pipeline steel in high-pressure natural gas/hydrogen mixtures. Int J Hydrogen Energy [Internet]. 2017;42(11):7404–12. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijhydene.2016.05.145>
- [8] Merson ED, Myagkikh PN, Klevtsov G V., Merson DL, Vinogradov A. Effect of fracture mode on acoustic emission behavior in the hydrogen embrittled low-alloy steel. Eng Fract Mech. 2019 Apr 1;210:342–57.
- [9] Qiu F, Shen Z, Bai Y, Shan G, Qu D, Chen W. Hydrogen defect acoustic emission recognition by deep learning neural network. Int J Hydrogen Energy. 2024 Feb 7;54:878–93.
- [10] Bhattacharya AK, Parida N, Gope PC. Monitoring hydrogen embrittlement cracking using acoustic emission technique. J Mater Sci [Internet]. 1992 Mar 1;27(6):1421–7. Available from: <http://link.springer.com/10.1007/BF00542897>
- [11] You Y, Teng Q, Zhang Z, Zhong Q. The effect of hydrogen on the deformation mechanisms of 2.25Cr–1Mo low alloy steel revealed by acoustic emission. Materials Science and Engineering: A. 2016 Feb;655:277–82.
- [12] Piperopoulos E, Milazzo MF, Rahimi S, Bruzzaniti P, Proverbio E. Definition of an Experimental Set-up for Studying the Safety of Hydrogen Transport Systems. Chem Eng Trans [Internet]. 2023;105:109–14. Available from: www.cetjournal.it
- [13] Rahimi, S., Scionti, G., Piperopoulos, E., & Proverbio, E. (2024). Coupled slow strain rate and acoustic emission tests for gaseous hydrogen embrittlement assessment of API X65 pipeline steel. Materials Letters, 367. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.136598>
- [14] Du K, Li X, Tao M, Wang S. Experimental study on acoustic emission (AE) characteristics and crack classification during rock fracture in several basic lab tests. International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences. 2020 Sep 1;133:104411.
- [15] Calabrese L, Galeano M, Proverbio E, Di Pietro D, Donato A, Cappuccini F. Advanced signal analysis of acoustic emission data to discrimination of different corrosion forms. International Journal of Microstructure and Materials Properties. 2017;12(3–4).
- [16] Djukic MB, Bakic GM, Sijacki Zeravcic V, Sedmak A, Rajicic B. The synergistic action and interplay of hydrogen embrittlement mechanisms in steels and iron: Localized plasticity and decohesion. Vol. 216, Engineering Fracture Mechanics. Elsevier Ltd; 2019.
- [17] Martin ML, Fenske JA, Liu GS, Sofronis P, Robertson IM. On the formation and nature of quasi-cleavage fracture surfaces in hydrogen embrittled steels. Acta Mater. 2011 Feb;59(4):1601–6.
- [18] Fallahmohammadi, E., Bolzoni, F., Fumagalli, G., Re, G., Benassi, G. Lazzari, L., Hydrogen diffusion into three metallurgical microstructures of a C–Mn X65 and low alloy F22 sour service steel pipelines. 2014, International Journal of Hydrogen Energy. 39. 13300–13313. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2014.06.122>.
- [19] Jemblie L, Hagen AB, Hagen CHM, Nyhus B, Alvaro A, Wang D, et al. Safe pipelines for hydrogen transport. Int J Hydrogen Energy. 2024; <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2024.06.309>.

Acoustic Emission monitoring of hydrogen-assisted cracking mechanisms during slow strain rate tests in pure and blended hydrogen atmosphere

Hydrogen is becoming the most important energetic vector in the energetic transition process in particular energy transport and energy storage. There is therefore a growing interest in using hydrogen blends in natural gas to reduce carbon emissions. However, the debate on the compatibility of the current natural gas network with hydrogen gas is still open, and there is no harmonization of allowable hydrogen concentration in natural gas. Indeed, national laws and EU Directives set different limits for hydrogen injection into the Gas Grid.

The Acoustic Emission technique has been successfully used to study hydrogen-assisted cracking mechanisms in metal alloys. The technique was used here to monitor the cracking mechanisms during slow strain rate tests on tubular carbon steel specimens pressurized with pure hydrogen and methane blended hydrogen gas. Mechanical as well as morphological analysis of fracture surfaces evidenced the influence of partial pressure on cracking mechanisms. Acoustic Emission allowed the identification of different data clusters correlated with the specific observed cracking modes.

KEYWORDS: STEEL, HYDROGEN, HYDROGEN ASSISTED CRACKING, ACOUSTIC EMISSION

[TORNA ALL'INDICE >](#)