

Sviluppo di tubi senza saldatura per cilindri idraulici con una migliorata combinazione di resistenza e tenacità

C. Guarnaschelli, P. Folgarait, E. Paravicini Bagliani, R. Demarchi, H. Desimone, E. Anelli

Caratteristiche tensili e resistenza a fatica sono le due proprietà fondamentali da prendere in considerazione nella progettazione di un cilindro idraulico. Anche la tenacità gioca un ruolo essenziale per l'affidabilità strutturale del componente, soprattutto a bassa temperatura. Infatti, essa garantisce un comportamento del tipo "leak before break", con incremento della sicurezza del componente.

I materiali tradizionali, comunemente basati su tubi in acciaio trafilati a freddo e distesi, non sempre assicurano valori di tenacità soddisfacenti, specialmente nella direzione trasversale alla deformazione a freddo. Per affrontare questo problema è stato sviluppato un ciclo produttivo che, attraverso modifiche all'analisi chimica dell'acciaio e all'introduzione di trattamenti termici innovativi, ha permesso di ottenere su tubi senza saldatura alti valori della tensione di snervamento ed eccellenti valori di tenacità longitudinale e trasversale, anche a bassa temperatura.

Parole chiave: Cilindri idraulici, tubi senza saldatura, resistenza meccanica, tenacità, acciai "multi-phase"

INTRODUZIONE

Il cilindro idraulico è un attuatore che converte l'energia idraulica in energia meccanica ed è utilizzato nelle macchine per movimento terra, gru, presse e macchinari industriali. I carichi maggiori di questo componente sono circonferenziali, essendo la sollecitazione longitudinale circa metà di quella circonferenziale. Dal punto di vista ingegneristico, le caratteristiche principali del tubo per cilindri idraulici sono elevate proprietà tensili, buona resistenza alla fatica ed adeguata tenacità. In particolare, la tenacità è un elemento chiave per evitare frattura fragile in caso di sovraccarico. La canna del cilindro viene di solito prodotta utilizzando tubi trafilati a freddo e sottoposti a trattamento termico di distensione. In questo modo si ottengono tolleranze dimensionali ristrette e si raggiungono tensioni di snervamento minime comprese tra 520 e 620 MPa. Tuttavia, l'operazione di trafilatura riduce la tenacità del materiale ed introduce un'importante anisotropia tra le due direzioni (longitudinale e trasversale). La tenacità (fino a -20 °C e, a volte, fino a -40 °C) è un requisito fondamentale per avere perdita prima della rottura ("leak before break"), evitando così una frattura fragile prematura. Tale criterio viene generalmente richiesto in diverse

applicazioni, ad esempio per gli apparecchi a pressione (recipienti, tubature per il trasporto di liquidi), per i quali la legge richiede un comportamento duttile nelle prove di scoppio [1], ovvero una tenacità longitudinale e trasversale di 27 J alla temperatura minima di esercizio [2,3].

Al fine di migliorare in modo sensibile i risultati ottenibili con i materiali tradizionali, si sono studiati trattamenti termici innovativi, volti ad ottenere microstrutture di tipo bifasico o "dual-phase" (DP). Gli acciai DP e quelli "multi-phase" (MP), originariamente sviluppati per prodotti piatti (nastri a caldo e a freddo), sono stati proposti anche per prodotti lunghi da trafilatura a freddo [4]. Le microstrutture DP e MP possono essere ottenute mediante un'adeguata ricottura intercritica fuori linea oppure eseguendo un ciclo opportuno di raffreddamento direttamente dopo la laminazione a caldo [4].

Nel presente lavoro è stato portato a termine uno studio di laboratorio integrato con prove industriali per esaminare gli effetti della microstruttura sulle proprietà tensili e sulla tenacità, al fine di stabilire delle linee guida per lo sviluppo di acciai MP per tubi senza saldatura trafilati a freddo e sottoposti a distensione con un'elevata resistenza meccanica e una buona tenacità trasversale a basse temperature, idonei per la fabbricazione di cilindri idraulici.

pare microstrutture MP mediante ricottura intercritica, si sono effettuate prove di laboratorio. Queste sono state progettate sulla base dei risultati ottenuti con simulazioni mediante modelli metallurgici in grado di prevedere, in funzione della temperatura intercritica (IT), le frazioni in volume e la concentrazione di carbonio nell'austenite e nella ferrite in condizioni di equilibrio. I campioni, prelevati da tubi senza saldatura, dopo trattamento di normalizzazione, sono stati riscaldati ad una temperatura compresa tra 750 °C e 820 °C (ricottura intercritica) e temprati in acqua agitata. Mediante termocoppie inserite a metà spessore, si sono misurate durante la tempra velocità di raffreddamento (CR) comprese tra 60 e 70 °C/s.

Le microstrutture sono state osservate con il Microscopio Ottico e il Microscopio Elettronico a Scansione (SEM) su sezioni metallografiche lucidate e successivamente sottoposte ad attacco con reattivo Nital 2%. Le frazioni in volume dei vari costituenti sono state misurate con il metodo del "point counting".

Le prove di trazione, con misura della tensione di snervamento (YS), del carico unitario a rottura (UTS), e dell'allungamento totale (El), e le prove di impatto Charpy con provini aventi intaglio a V (CVN), sono state eseguite su campioni presi in senso sia trasversale sia longitudinale. Per i materiali più promettenti sono state costruite le curve di transizione tra -60 °C e +40 °C, ed è stata determinata la temperatura di transizione duttile-fragile (50% FATT).

Sulla base dei risultati delle prove di laboratorio, è stata progettata e realizzata una prova industriale.

PROCEDURA SPERIMENTALE

Al fine di identificare le condizioni di trattamento termico idonee per svilup-

E. Anelli, C. Guarnaschelli, P. Folgarait

Centro Sviluppo Materiali SpA, Via di Castel Romano 00128 Roma, Italy

R. Demarchi, H. Desimone, E. Paravicini Bagliani

TenarisDalmine, Piazza Caduti 6 Luglio 1944, 1 24044 Dalmine (BG), Italy

Acciaio	C %	Mn %	Si %	P ppm	S ppm	Ni %	Cr %	Mo %	V %	Nb %	Cu %	Al %	Ca ppm	N ppm
	0.09	1.14	0.27	130	20	0.41	0.13	0.14	0.07	0.024	0.17	0.028	17	48

Tabella 1 – Analisi chimica dell'acciaio preso in esame.

MESSA A PUNTO DEL TRATTAMENTO INTERCRITICO CON PROVE DI LABORATORIO

L'analisi chimica dell'acciaio selezionato è riportata in Tabella 1.

Le temperature critiche di tale acciaio, a basso tenore di carbonio e con calibrate aggiunte di elementi di microlega (V, Nb, Mo), idoneo per lo sviluppo di microstrutture MP, sono state calcolate con le relazioni empiriche di Andrews [5]: $A_{c1} = 714^\circ\text{C}$, $A_{c3} = 849^\circ\text{C}$ e $M_s = 456^\circ\text{C}$.

La frazione in volume dell'austenite e il relativo contenuto di carbonio, per diverse temperature di ricottura intercritica, sono stati calcolati mediante software per il calcolo termodinamico (ThermoCalc), presupponendo che le condizioni di equilibrio fossero raggiunte (Fig.1).

Quando la temperatura intercritica è di poco superiore ad A_{c1} , la frazione in volume dell'austenite è molto bassa (Fig.1a), mentre il tenore di carbonio in soluzione nell'austenite è piuttosto elevato (Fig.1b), con conseguente diminuzione della temperatura di inizio formazione della martensite, M_s . L'austenite arricchitasi in carbonio risulta più stabile e tende a trasformarsi nel raffreddamento in isole di martensite ad alto carbonio con austenite residua (costituente MA), invece che in ferrite e/o bainite. Aumentando la temperatura intercritica, la frazione di austenite aumenta, ma il suo tenore in carbonio diminuisce, quindi la temprabilità si riduce. Pertanto, è possibile che durante il raffreddamento rapido si formi bainite granulare, cioè bainite in cui la cementite è stata sostituita da isole di MA finemente disperse. L'effetto della temperatura intercritica sulla frazione in volume di martensite è stato esaminato tramite prove di laboratorio, a partire da campioni con microstruttura ferritico-perlitica. Ciascun campione è stato riscaldato alla temperatura desiderata e, dopo 30 minuti di permanenza, temprato in acqua.

È stata misurata la frazione in volume di martensite e dell'eventuale bainite presenti, pari alla frazione di austenite formata durante la permanenza nel campo ferritico-austenitico; i valori corrispondenti sono indicati in Fig.1a. Come previsto, la quantità di costituenti microstrutturali duri (martensite + bainite) aumenta con la temperatura intercritica, dal 15% al 42%, ma i valori sperimentali restano sempre al di sotto della frazione di austenite calcolata all'equilibrio. Tale differenza aumenta al crescere della

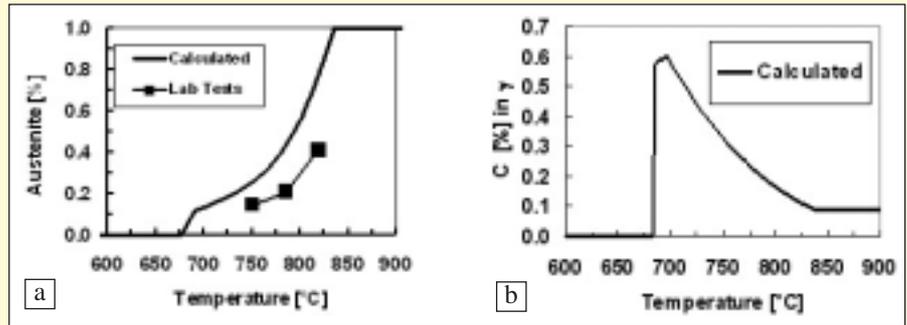


Fig. 1 – Frazione in volume (a) e contenuto di carbonio (b) dell'austenite, calcolati per diverse temperature di ricottura intercritica. Vengono inoltre mostrati alcuni dati sperimentali derivanti dalle prove di laboratorio.

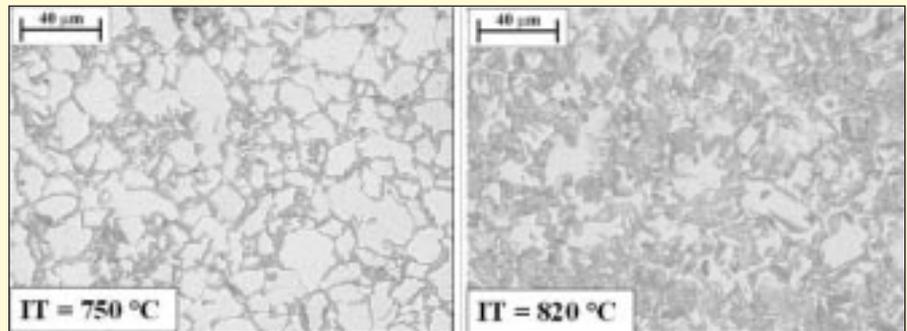


Fig.2 – Microstruttura dopo tempra intercritica in laboratorio a diverse temperature.

temperatura. Questo significa che benché le condizioni di equilibrio siano state raggiunte durante la ricottura, parte dell'austenite può ancora trasformarsi in ferrite durante il raffreddamento, a causa del contenuto di carbonio relativamente basso (Fig.1b).

Tale ipotesi è stata confermata dalle osservazioni metallografiche (Fig.2). Infatti, le microstrutture mostrano chiaramente la presenza di grani di ferrite alquanto grossolani, aventi dimensioni superiori a 10 μm, già presenti prima del trattamento infracritico. Sono stati osservati anche grani di ferrite più fini (< 10 μm) provenienti dalla frazione di materiale che è stata prima ri-austenitizzata ad una temperatura relativamente bassa e poi raffreddata rapidamente. Nelle zone dove si sono riscontrati grani fini di ferrite, vengono rilevate anche frequenti isole di costituente MA, a volte combinato con bainite.

Questo significa che data la composizione povera dell'acciaio, nonostante l'arricchimento in carbonio dell'austenite (C% = 0.20 - 0.25%, si veda la Fig.1b), durante la tempra si forma anche della ferrite fine in aggiunta al costituente MA, insieme a una certa quantità di bainite e martensite.

Data la struttura ferritico-perlitica ini-

ziale, la formazione di austenite durante la ricottura intercritica inizia dalle isole di perlite, più ricche di carbonio, aventi temperature inferiori di trasformazione. Quando la temperatura intercritica aumenta, l'austenite decora completamente i bordi dei grani austenitici preesistenti. Perciò, dopo tempra è possibile che si formi un reticolo di martensite. Le proprietà tensili e i valori di tenacità all'urto per i campioni sottoposti a tempra intercritica (IQ) in laboratorio sono riportati nella Tabella 2.

La resistenza meccanica aumenta con l'aumentare della temperatura intercritica. Il rapporto tensione di snervamento/carico unitario a rottura (Y/T) è compreso nell'intervallo 0.49 - 0.55, tipico delle microstrutture DP e MP. L'elevata capacità di incrudimento tipica di questi materiali viene confermata dagli alti valori del coefficiente di incrudimento ($n = 0.17$), misurato nell'intervallo di deformazione compreso tra 3% e il valore della deformazione uniforme corrispondente al carico massimo. La tenacità aumenta con l'incremento della temperatura intercritica, cioè al ridursi del tenore di carbonio nell'austenite appena formata, anche se si mantiene a livelli bassi alle temperature di interesse.

PROVE INDUSTRIALI

Il processo adottato per la fabbricazione dei tubi a struttura MP comprende le seguenti fasi: laminazione a caldo, normalizzazione, tempra intercritica, trafilatura a freddo (CD), distensione (SR), rad-drizzatura (S). Sono stati fabbricati tubi di dimensione finale 160 mm (diametro esterno) x 12.1 mm (spessore). Le condizioni ottimali di trattamento intercritico per sfruttare l'incrudimento derivante dalla successiva operazione di trafilatura sono state identificate attorno a 780°C. Le proprietà meccaniche dei tubi sottoposti a tempra intercritica hanno confermato i risultati ottenuti in laboratorio: basso rapporto snervamento/rottura (Y/T) e valori elevati del coefficiente di incrudimento ($n = 0.19-0.21$). Dopo la trafilatura a freddo il carico a rottura (UTS) è risultato maggiore di 950 MPa, mentre la tenacità si è ridotta significativamente.

La successiva distensione ha permesso di recuperare tenacità a livelli superiori a 200 J a temperatura ambiente, e superiori a 60 J a - 40 °C.

Un esempio di microstruttura ottenuta sul prodotto finale (IQ+CD+SR+S) è mostrata in Fig.3. Il trattamento di distensione ha prodotto sia la trasformazione delle isole martensitiche in ferrite più carburi, sia il riassetto della ferrite incrudita.

La sintesi dei risultati in termini di proprietà meccaniche dei tubi processati industrialmente è riportata in Tabella 3 e in Fig.4.

CONCLUSIONI

Le prove industriali hanno mostrato che le microstrutture "multi-phase" possono essere sviluppate con successo nei tubi senza saldatura. Queste microstrutture possono essere sfruttate per ottenere livelli di resistenza elevati (YS > 620 MPa) dopo la trafilatura a freddo e trattamento di distensione, mantenendo un'eccellente tenacità, fino a - 40°C, sia trasversalmente che longitudinalmente. I risultati qui ottenuti sono significativamente migliori di quelli ottenibili con le microstrutture tradizionali di ferrite e perlite.

RINGRAZIAMENTI

Il presente studio è stato pubblicato con il permesso della Divisione Sviluppo Prodotti Industriali & Automobilistici della Tenaris, diretta dal Dr. Mario A. Rossi, che gentilmente si ringrazia.

IT [°C]	YS (*) [MPa]	UTS [MPa]	Y/T [-]	EI [%]	Direzione	Charpy CVN (J)		
						+ 20 °C	- 20 °C	- 40 °C
750	363	743	0.49	21.0	Longitud.	27	13	11
	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.	Trasversale	n.d.	14	n.d.
785	400	784	0.51	22.5	Longitud.	60	29	20
	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.	Trasversale	n.d.	28	n.d.
820	443	807	0.55	23.0	Longitud.	66	29	19
	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.	Trasversale	n.d.	25	n.d.

(*) Rp_{0,2}

Tabella 2 - Proprietà tensili e valori di tenacità (media di tre valori) per i campioni sottoposti a tempra intercritica in laboratorio.

Fig. 3 - Esempio di microstruttura ottenuta dopo IQ+CD+SR+S (immagine SEM).

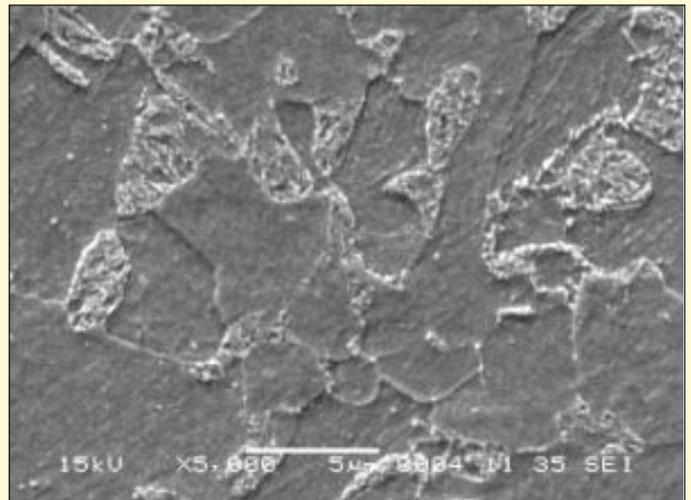
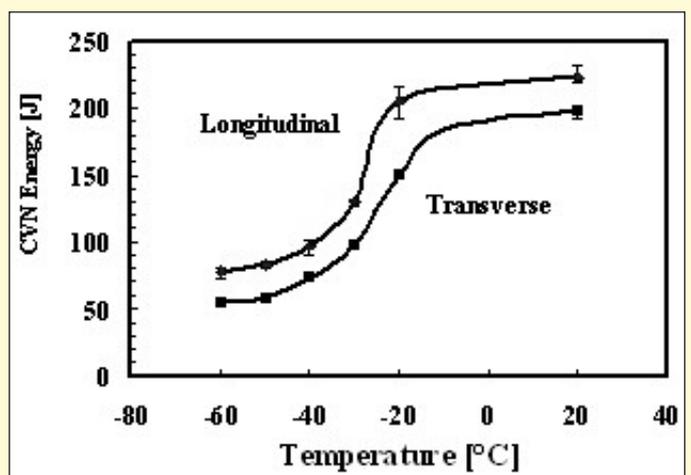


Tabella 3 - Proprietà meccaniche del tubo industriale dopo IQ e (IQ+CD+SR+S).

	YS [MPa]	UTS [MPa]	EI [-]	Charpy CVN -20°C	
				Long [J]	Trasv.[J]
IQ	402	754	22	25	20
IQ+CD+SR+S	716	769	18	190	150

Fig. 4 - Curva di transizione prove Charpy (CVN) di un tubo, dopo i procedimenti di IQ+CD+SR+S industriali.



BIBLIOGRAFIA

- [1] D.O.T. § 178.65 Spec. 39 Not reusable (not refillable) cylinders.
- [2] Pressure equipment directive 97/23/EC.
- [3] EN 10216-1/2/3/4, "Tubi in acciaio senza saldatura per impieghi a pressione", Norma Europea.
- [4] E. Anelli et al., "Sviluppo di nuovi acciai ad alta trafilabilità per vergelle", Commissione Europea, Report EUR 16781 IT (1997).
- [5] K.W. Andrews: JISI Vol. 193 luglio (1965), p.721.