

LINEE DI SCORRIMENTO IN CAMPIONI DI RESILIENZA DI ACCIAI LEGATI NITRURATI E NITROCARBURATI

Donato Firrao¹, Concetta De Martino²

^{1,2}Dip. di Scienza dei Materiali e Ingegneria Chimica,
Politecnico di Torino, Corso Duca degli Abruzzi 24, 10129 Torino
diretto@sepint.polito.it¹, concetta@polito.it²

Sommario

Si sono studiate le superfici di frattura di provini Charpy-V e Charpy-U con raggio di fondo intaglio variabile, fabbricati con due differenti acciai per utensili per deformazione a caldo nitrurati e nitrocarburi. Lo studio ha mostrato l'esistenza di particolari meccanismi di nucleazione e propagazione: due successive aree di frattura fragile sono seguite da una zona di scorrimento per taglio ed una rottura finale fragile.

Le differenti larghezze delle zone iniziali di frattura al variare del raggio di fondo intaglio sono state correlate con i valori dell'energia assorbita all'impatto. Sulla base delle caratteristiche microstrutturali e di microfrattografia sono state avanzate ipotesi per l'interpretazione dei risultati di tenacità in base alle differenti morfologie delle superfici di frattura e alle costituzioni microstrutturali delle zone corrispondenti.

Abstract

A study of the fracture surface of impact tested Charpy-V and Charpy-U samples with varying notch root radii, fabricated with two hot working tool steels, nitrided or nitrocarburiized to increase working life, has shown that peculiar initiation mechanisms are active: two subsequent brittle fracture areas are followed by shear lip propagation and final brittle rupture in the bulk. A comparison between different initial rupture zones widths and their correlation with absorbed energy values was made. The microstructural and microfractography features yielded a hypothesis of toughness results interpretation on the basis of different fracture surface morphologies and corresponding microstructural constitutions.

1. Introduzione

Gli acciai per lavorazione a caldo sono usualmente sottoposti a trattamento termico superficiale per migliorare le resistenze ad usura e a fatica. La nitrurazione e la nitrocarburazione sono tra i trattamenti superficiali più adottati. Tuttavia questi trattamenti causano riduzione di tenacità a frattura e delle

proprietà di resistenza di impatto. Tuttora manca una completa comprensione delle ragioni che conducono alla fragilità dei componenti nitrurati e nitrocarburi. La ricerca specifica frattografica si è rivolta alla comprensione del fenomeno nell'ambito di un programma di studio su un acciaio con un minor contenuto di elementi leganti di quelli tradizionalmente impiegati [1][2][3]. Infatti è noto come la frattografia possa rivelare l'effetto della microstruttura sulla tenacità meglio della metallografia ottica o elettronica. A questo scopo sono stati utilizzati campioni tipo Charpy-V fabbricati impiegando sia un acciaio tradizionale (AISI H-13), sia un acciaio di nuova composizione a ridotto contenuto di elementi leganti. Le loro superfici di frattura sono state esaminate e i risultati confrontati prendendo in considerazione campioni allo stato sia bonificato [4] sia bonificato e trattato superficialmente [5]. Lo studio viene ora ampliato prendendo in considerazione l'effetto dell'intensità della concentrazione di tensione.

Per interpretare le superfici di frattura si è partiti dalla considerazione che nitrurazione o nitrocarburazione causano la formazione sulla superficie degli acciai di uno strato sottile prevalentemente formato da nitruri e carbonitruri del tipo ϵ e γ' , seguito da una più ampia zona di diffusione dell'azoto.

Esperimenti precedenti avevano mostrato una frattura fragile nello strato superficiale, seguita da una frattura di taglio lungo archi di linee di scorrimento e da una rottura finale di modo-I a cuore [5]. Una serie di campioni con raggio di fondo intaglio a U crescente fabbricati con gli stessi acciai per lavorazioni a caldo utilizzati in precedenza è stata assoggettata a prove di resilienza. Le superfici di frattura sono state esaminate mediante microscopia elettronica a scansione (SEM) per poter distinguere le diverse morfologie correlate con i differenti strati sottili superficiali e a cuore; i risultati dell'analisi frattografica sono stati utilizzati come base per l'interpretazione critica dell'intero fenomeno di frattura.

2. Parte sperimentale

La composizione degli acciai utilizzati, identificati come UD14R e UD07, è riportata nella Tabella 1. Sono classificati rispettivamente come UNI X 37 Cr Mo V 050101 KU (AISI H-13) e come X 35 Cr Mo V 0301 KU. Si noti che il secondo acciaio ha un contenuto notevolmente più basso di elementi stabilizzanti dei carburi e dei nitruri. Entrambi gli acciai sono stati prodotti in forni ad arco elettrico e successiva rifusione sotto scoria elettrofusa (*ESR-Electro Slag Remelting*).

Tabella 1.

Composizione degli acciai.

Acciaio	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	S	P
UD14R	0,39	0,92	0,40	5,15	1,34	0,99	0,19	0,001	0,018
UD07	0,34	0,23	0,50	3,04	0,90	0,21	0,14	0,003	0,009

Dettagli sulla procedura di produzione dei due acciai e sulla fabbricazione delle barre possono essere trovati in un altro precedente lavoro [4]. La barra UD07 con sezione 230 x 360 mm è stata trattata termicamente tal quale con riscaldamento a 920°C, tempra in olio e successivo rinvenimento a 560°C e poi da essa sono stati ricavati i campioni, mentre per la barra UD14R (210x340 mm di sezione), consegnata allo stato ricotto, i campioni sono stati dapprima ricavati dalla barra e poi bonificati individualmente con tempra in olio da 1020°C e doppio rinvenimento a 600°C. I campioni Charpy-U sono stati ricavati lungo l'orientazione L-S delle barre con i seguenti valori del raggio di

fondo intaglio p : 1,5 - 2,0 - 2,5 - 3,0 - 3,5 mm. Successivamente alcuni dei campioni dei due acciai sono stati nitrurati in gas o nitrocarburi in bagno salino (mediante processo TF1), altri nitrurati in plasma in un intervallo di temperature comprese tra 510 e 525°C mediante processo MicroPulse®.

3. Risultati e discussione

Come in precedenza rilevato [5], la frattura nei campioni nitrurati e nitrocarburi si sviluppa con un percorso molto simile a quello già dettagliatamente illustrato in un precedente lavoro [7] su campioni di flessione intagliati di acciaio AISI 4340 allo stato di piena tempra:

- inizio della frattura ad una certa distanza dal centro dell'intaglio, con il percorso di frattura partente da una microcricca radiale preesistente e proseguita nella zona plastificata dove si sviluppa un campo di linee di scorrimento;
- propagazione della cricca lungo un arco delle superfici di scorrimento (dove si sviluppa una localizzazione intensa della deformazione plastica) verso la sezione che comprende il piano di simmetria dell'intaglio, con formazione di labbra di taglio ben definite;
- propagazione della frattura nella sezione di minimo spessore fino alla completa separazione del campione.

L'aspetto della frattura ha portato alla necessità di ulteriori osservazioni al SEM con la vista fortemente inclinata rispetto alla normale alla superficie di frattura stessa. Immagini frontali, infatti, possono dare l'impressione dell'esistenza di una doppia labbra di taglio.

In figura 1 si riporta una vista inclinata del campione UD14R fratturato preso dal lotto dei campioni Charpy-V precedentemente esaminati [5].

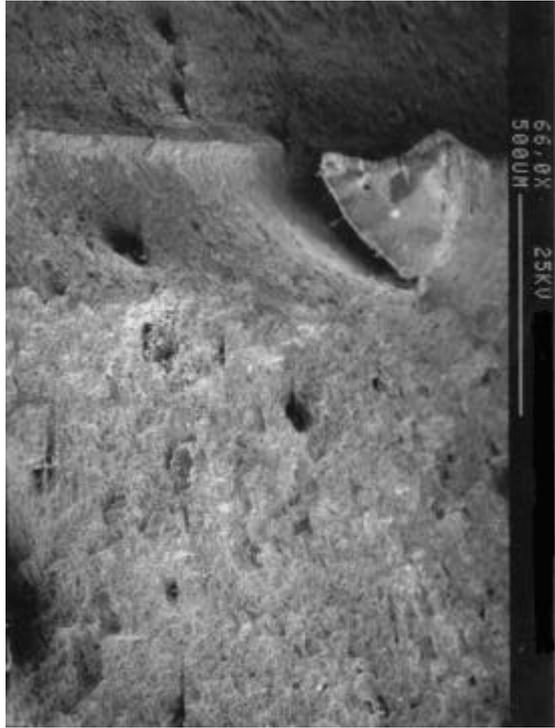


Figura 1 - Vista di una delle due superficie di frattura di un campione UD14R nitrocarburato (intaglio Charpy-V, $r=0,25$ mm).

E' qui evidente che la frattura si sviluppa inizialmente lungo una direzione che forma circa 30° con la bisettrice dell'intaglio e procede piatta in direzione radiale fino ad una profondità di $100\ \mu\text{m}$ ca. Questa frattura piatta sembrerebbe formata da due regioni caratterizzate da diverse morfologie fragili, la prima delle quali molto sottile ($15\text{-}20\ \mu\text{m}$). Dopo si sviluppano labbra di taglio ad arco fino alla profondità di circa $400\ \mu\text{m}$.

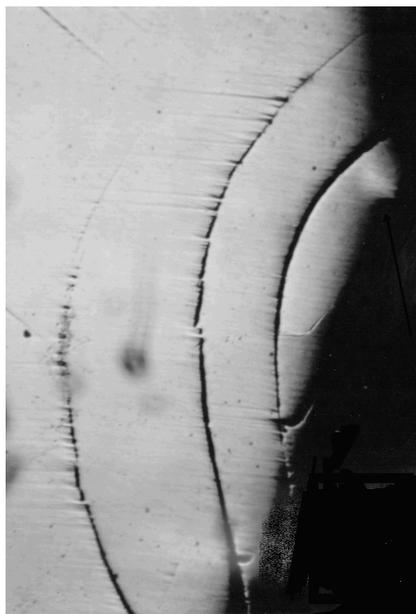


Figura 2. Sezione di un campione UD14R nitrocarburato (intaglio Charpy-V, $r=0,25$ mm).

L'osservazione combinata delle figure 1 e 2 porta a comprendere che in realtà, nel campo delle linee di scorrimento, si verificano rotture multiple contemporanee fra cui prevalgono 2 fratture pendenti origine da cricche radiali simmetricamente posizionate rispetto al centro dell'intaglio stesso.

Delle due fratture quella che raggiunge prima la regione di minimo spessore si sviluppa ulteriormente in essa, mentre la prima si ferma per l'esaurimento della forza di estensione del difetto (l'altra frattura è proceduta oltre ed è svanito il campo delle linee di scorrimento che ha causato la condizione di instabilità), con l'evidente arrotondamento dell'apice della cricca che si ferma; in tal modo se ne assorbe l'energia cinetica. La regione di materiale compresa tra i due archi di superfici di scorrimento risulta quindi quasi completamente isolata dal resto del campione. La zona di interferenza delle due fratture di taglio è una zona di transizione da una pura frattura di modo-II, caratteristica delle rotture di taglio, ad una frattura di modo-I, caratteristica della rottura della regione di minimo spessore.

Quando un campione dell'acciaio UD07 ($p=0,25\text{mm}$) nitrurato in gas è stato esaminato, ha evidenziato lo stesso meccanismo di frattura con la prima cricca radiale che ha raggiunto una profondità di circa $270\ \mu\text{m}$ (Figura 3). Un percorso di frattura analogo si osserva nei campioni nitrurati in plasma [6].



Figura 3. Vista di una delle due superficie di frattura di un campione UD07 nitrurato in gas (intaglio Charpy-V, $r = 0,25\ \text{mm}$).

Una completa interpretazione del processo di frattura può essere tentata con l'aiuto della figura 4; si noti che le fasi della frattura qui identificate si discostano parzialmente dai punti relativi alla frattura precedentemente descritti.

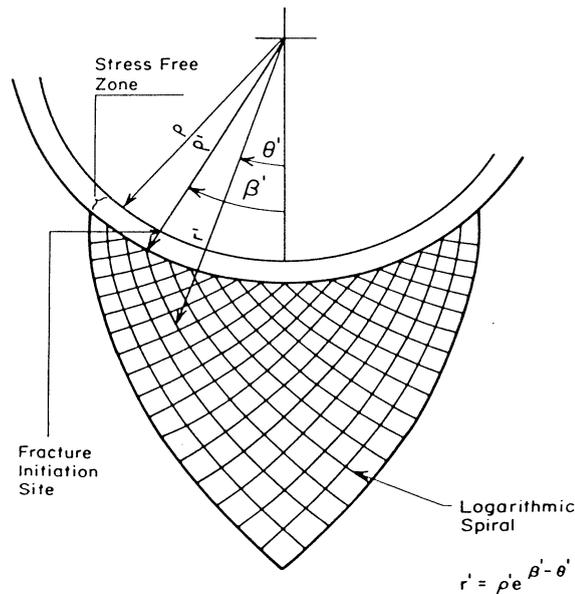


Figura 4. Campo teorico modificato delle linee di scorrimento per raggi di fondo intaglio circolari con zona anulare libera da tensioni, dovuta alla formazione di microcricche lungo l'arco dell'intaglio.

- I) Quando il pendolo colpisce la superficie del campione opposta all'intaglio di raggio ρ si creano sulla superficie dell'intaglio microcricche radiali multiple la cui lunghezza è in relazione con la profondità dell'azoto diffuso, anche se non esattamente coincidente con essa. La frattura nella zona di diffusione è preceduta dalla rottura dello strato più sottile superficiale esterno: ciò porta a due differenti morfologie di frattura fragile;
- II) Una zona libera da tensioni si sviluppa alla radice dell'intaglio il cui perimetro più esterno coincide con la superficie di intaglio di raggio ρ' più grande rispetto a ρ ;
- III) Su tale superficie nominale libera da tensioni, creata in conseguenza della formazione simultanea delle cricche, si appoggia un campo di linee di scorrimento a spirale logaritmica; molte superfici di scorrimento si attivano contemporaneamente; ciascuna di esse tende a raggiungere la regione di minimo spessore;
- IV) La competizione si restringe poi solo a due delle linee di scorrimento posizionate dalle due parti del centro dell'intaglio in maniera quasi simmetrica, una delle quali arriva per prima al centro dell'intaglio e si propaga ulteriormente nella regione di minimo spessore, con una frattura di modo-I.

Si è poi proceduto alla misura della proiezione della cricca radiale e della linea di scorrimento nella direzione normale alla mezzeria dell'intaglio, per i vari campioni sottoposti a prova.

La combinazione dei risultati sui campioni Charpy-V ($\rho=0,25$ mm) e Charpy-U ($\rho=1,5 - 2,0 - 2,5 - 3,0 - 3,5$ mm) è riportata nel grafico di figura 5.

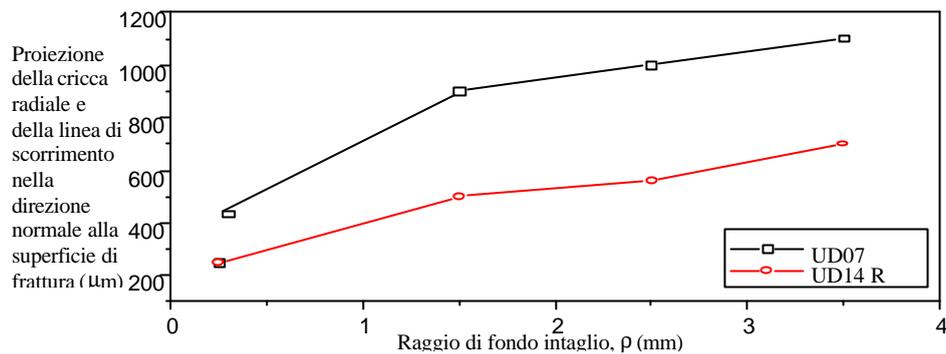


Fig.5 Proiezione, nella direzione normale alla superficie globale di frattura, della cricca radiale e della linea di scorrimento in funzione del raggio di fondo intaglio.

L'influenza della composizione dell'acciaio sull'estensione del fenomeno che precede la rottura è chiara. I campioni nitrurati fabbricati con acciaio UD07, che esibiscono una più grande energia di impatto assorbita, sono caratterizzati da una lunghezza della proiezione più grande rispetto alla stessa proiezione per i campioni di acciaio UD14R, che assorbono minore energia. Sono in corso studi per confrontare l'energia specifica assorbita dalle varie zone di frattura.

4. Conclusioni

Sono stati individuati quattro stadi nell'evoluzione della propagazione della frattura in campioni Charpy-U e Charpy-V con intaglio arrotondato fabbricati con due acciai per lavorazione a caldo:

- 1) La nucleazione di cricche radiali multiple, nello strato sottile più superficiale dove predominano i nitruri e i carbonitruri di tipo ϵ e γ' ;
- 2) La propagazione delle cricche multiple, nella stessa direzione radiale, all'interno della zona di diffusione dell'azoto, con la creazione di una ampia zona libera da tensioni;
- 3) Lo sviluppo di cricche multiple a spirale logaritmica all'interno di un campo di linee di scorrimento che si crea a partire dalla zona libera da tensioni (una delle cricche raggiunge per prima il piano di simmetria dell'intaglio).
- 4) La frattura finale di modo-I nella sezione di minimo spessore.

E' stato verificato che esiste una relazione tra il raggio ρ di fondo intaglio e la proiezione della cricca radiale e della linea di scorrimento che conduce alla rottura. Acciai con minor contenuto di elementi leganti stabilizzanti dei nitruri presentano costantemente un valore maggiore di tale proiezione.

Bibliografia

- [1] M. Rosso, G. Scavino, G. Ubertalli and A. Magnacca, "Properties of plasma overcarburized Cr-alloyed steels", Proc. of the 4th European Conference on Advanced Materials and Processes, ed. AIM - FEMS, Padua-Venice, **F**, 141-146, **1995**.

- [2] M. Rosso and A. Bennani, "*Heat treatment and properties of high performance hot working tool steel*" Proc. of Surface Treatment '97, 15-17 July 1997, Wessex Institute of Technology, Oxford, 125-134, **1997**.
- [3] M. Rosso, F. Regaldo, A. Bennani, and A. Vuillermin, "*Trattamento termico di acciai per stampi di fucinatura: proprietà ed applicazioni*" Proc. of the XVI Conv. Naz. Tratt. Term., Published by Associazione Italiana di Metallurgia, Milano, Vol. **XC**, 187-199, **1997** e in Metall. It., Vol. **XC**, 21-30, **1998**.
- [4] M. Rosso, A. Bennani, A. Vuillermin, and U. Regina, "*Heat treatment and performances of an innovative hot working tool steel*", Proc. of the 11th Congress of the International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering and of the 4th ASM Heat Treating and Surface Engineering Conference in Europe", Florence, Italy, October 19-21 1998 ed. AIM, Vol. **1**, 537-546, **1998**.
- [5] D. Firrao, M. Rosso, G. Scavino, and G. Ubertalli, "*Influence of microstructure on the fracture behaviour of hot working tool steels nitrated layers*" Proc. of 11th Congress of the International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering and of the "4th ASM Heat Treating and Surface Engineering Conference in Europe", Florence, Italy, October 19-21, ed. AIM, Vol. **1**, 523-536, **1998**.
- [6] M. Rosso, G. Scavino, D. Ugués, and A. Bennani, "*Influence of Increasing Notch Radius on Properties of Nitrated Hot Work Tool Steels*", Monaco, Euromat **1999**, in via di pubblicazione.
- [7] D. Firrao, J.A. Begley, G. Silva, R. Roberti, and B. De Benedetti, "*Fracture initiation and propagation at the notch in as-quenched AISI 4340 steel Charpy type bars with varying notch root radii*", Scripta Met., **14**, 519-524, **1980**.