

Variazione delle proprietà elastiche degli acciai AISI 420 e AISI 316 in diverse condizioni termo-meccaniche

P. Bassani, C. Mapelli, M. Zamboni

Prove di trazione e prove di trazione-compressione vengono usualmente condotte al fine di determinare la caratteristiche meccaniche e a fatica dei materiali metallici in genere. Si è cercato di ricavare informazioni aggiuntive da prove di trazione ripetute e prove di rilassamento, interpretando i risultati secondo modelli fisico metallurgici recuperati in letteratura, che correlano quantità fisiche a grandezze misurabili nelle prove "macroscopiche" citate. Sono stati presi in considerazione come materiali due acciai inossidabili di differente tipo: AISI 316 e AISI 420. Di entrambi i materiali sono stati considerati cinque stati termo-meccanici: laminato e ricotto, trafilato con riduzione di sezione del 11%, trafilato con riduzione di sezione del 22%. Sono stati ricavati provini di geometria standard poi sottoposti a prove cicliche di trazione, consistenti in periodi di carico-scarico tra 50MPa ed un determinato carico massimo (650MPa per il ferritico, 350MPa per l'acciaio austenitico), costante per tutti i provini di un materiale. Allo stesso valore di carico sono poi state condotte prove di rilassamento a temperatura ambiente.

Parole chiave: inox, fatica, lavorazioni plastiche a freddo, diffrazione, prove meccaniche

INTRODUZIONE

L'aspetto più significativo dell'indagine condotta, che include prove di fatica oligociclica e prove di rilassamento, consiste nella definizione di una relazione tra l'energia accumulata dal materiale, rappresentata dall'area del ciclo di carico-scarico, la dissipazione energetica (correlata ai fenomeni concernenti l'effetto Bauschinger [1,2,3,4]) e la deformazione plastica, anche ai fini pratici di implementare corretti cicli di riduzione-ricottura-ricristallizzazione in ambito industriale.

L'applicazione di un approccio termodinamico allo studio di questi fenomeni, seppure secondo una modalità fenomenologica, non deve essere valutato come un mero esercizio teorico, ma apre la possibilità di includere in esso, in un prossimo futuro, anche l'effetto della temperatura e consentire un controllo dei fenomeni meccanici basato sui principi termodinamici da cui essi dipendono.

Le prove di rilassamento eseguite aiutano a comprendere l'effetto dei trattamenti di deformazione plastica a freddo, quale quello di trafilatura ivi utilizzato, sullo stato del materiale e sul suo successivo comportamento in esercizio.

PROCEDURA SPERIMENTALE

A partire da due barre del diametro di 17 millimetri, una in AISI 420 ed una in AISI 316, sono state ricavate, tramite taglio, cinque barre uguali; successivamente quattro di queste sono state trafilate a coppie con due diverse riduzioni, in modo da avere due barre di diametro 16mm e due di diametro 15mm per ciascun materiale.

Per ciascun processo di trafilatura eseguito sui due acciai, una delle due barre trafilate a freddo è stata sottoposta a trattamento termico di ricottura.

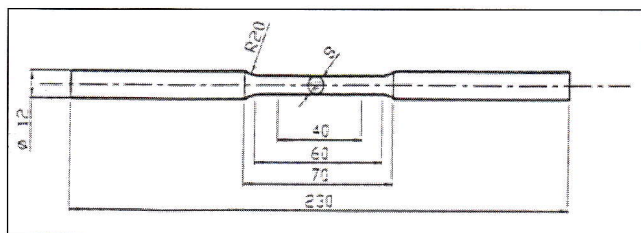


Fig.1 Dimensioni della provetta utilizzata.

Fig.1 Dimensions of the used specimen.

Il processo di ricottura è stato implementato a 780°C per 3 ore in un forno a metano passante. Infine da ciascuna delle cinque barre sono stati prodotti, tramite asportazione di truciolo al tornio, provette (Fig.1).

Da ciascuna barra sono stati ricavati in questo modo da tre a sei provini standard identici da sottoporre agli esperimenti necessari per questo lavoro.

I provini dei due acciai sono stati denominati secondo il seguente codice:

- 17 provette ricavate da acciaio allo stato ricotto prima dei processi di trafilatura a freddo;
- 16 provette ricavate da acciaio dopo il processo di trafilatura con riduzione di diametro da 17mm a 16mm;
- 15 provette ricavate da acciaio dopo il processo di trafilatura con riduzione di diametro da 17mm a 15mm;
- 16R e 15R provette ricavate da acciai trafilati a freddo e successivamente ricotti.

Per AISI 420 il carico iniziale delle prove di rilassamento e quello per la fatica oligociclica monoassiale è stato fissato a 650MPa tranne per il 15R che ha mostrato carichi di snervamento inferiori, per cui si è optato per carichi di prova pari a 550 MPa. Il corrispondente carico di prova per i campioni di AISI 316 è stato fissato pari a 350MPa. Tali valori di carico sono stati stabiliti per garantire cicli di deformazione plastica con tracciati in grado di delimitare aree di dimensione sufficientemente elevata da poter essere misurate agevolmente attraverso l'impiego dell'analizzatore di immagine.

La durata delle prove di rilassamento è stata posta pari a 1 ora.

P. Bassani, C. Mapelli - Politecnico di Milano

M. Zamboni - CNR, Ieni - Milano

Memoria presentata al 29° Convegno Nazionale AIM, Modena, 13-15 novembre 2002

Il numero di cicli delle prove di fatica oligociclica è stato variato per i diversi campioni in base allo stato di deformazione plastica (Tab.1).

	17	16	15	16R	15R
AISI 420	14000	12000	1000	14000	14000
AISI 316	25000	23000	1000	25000	25000

Tabella 1 Numero di cicli di fatica oligociclica

Table 1. Number of the applied cycles in the oligo-cyclic fatigue tests.

La differenziazione è stata operata al fine di garantire che ogni campione subisse il medesimo apporto di energia, con l'inclusione pure dell'energia assorbita durante il processo di trafila a freddo.

I campioni, prima dell'utilizzo ed una volta eserciti, sono stati osservati attraverso un'analisi EBSD (Electron Back Scattering Diffraction) per cogliere eventuali orientazioni preferenziali della struttura.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Prove di rilassamento

I risultati delle prove di rilassamento sono stati interpretati attraverso l'approccio di Xiao et al. [5] al fine di cogliere il ruolo dei principali fattori di influenza.

In termini energetici il rilassamento rappresenta la naturale tendenza del materiale, a portarsi ad uno stato di energia minore attraverso i meccanismi di redistribuzione degli sforzi operanti mediante il movimento delle dislocazioni che, nel consentire un rilascio di energia in eccesso, portano ad una maggiore stabilità. Per cui è prevedibile che lo stato di tensione indotto dalla deformazione plastica diminuisca.

$$\Delta\sigma = \sigma_i - \sigma_t = E\varepsilon_p$$

dove

σ_i sforzo iniziale di trazione,

σ_t sforzo al generico istante t durante il rilassamento,

E modulo elastico del materiale,

ε_p deformazione plastica.

Differenziando opportunamente la precedente equazione si ottiene:

$$\dot{\varepsilon}_p = -\frac{d\sigma}{Edt}$$

Ricorrendo alla teoria di Orowan sul legame tra velocità di deformazione e densità di dislocazioni è utile scrivere:

$$\dot{\varepsilon}_p = \rho_m v b$$

dove

ρ_m è la densità di dislocazioni mobili,

v è la velocità media delle dislocazioni,

b è il vettore di Burgers.

Secondo Johnston e Gilman:

$$v = B(\sigma^*)^m$$

con B e m costanti del materiale, $\sigma^* = \sigma - \sigma_f$ lo sforzo effettivo (σ_f è lo sforzo a fine rilassamento).

Differenziando si ottiene

$$\dot{\sigma}^* = \dot{\sigma}$$

e quindi

$$\dot{\sigma}^* = -\phi E \rho_m b B (\sigma^*)^m$$

Le dislocazioni normalmente si distribuiscono in modo eterogeneo in regioni ad alta e bassa densità, specialmente nei metalli molto deformabili.

La densità di dislocazioni mobili diminuisce nel tempo a causa dell'annullamento operato da parte delle dislocazioni di segno opposto.

La forza motrice di questo processo è data dalla riduzione dell'energia di deformazione elastica delle dislocazioni. Per questo motivo si assume che la densità di dislocazioni mobili ρ_m , diminuisca col tempo secondo un'iperbole durante il rilassamento a temperatura costante.

$$\rho_m = \frac{A}{t+a},$$

con A e a costanti del materiale e t variabile temporale della prova, si procede all'integrazione della precedente equazione relativa allo sforzo effettivo e si ottiene:

$$\sigma = [K \ln(t+a) + C]^{-n}$$

dove l'integrazione è stata svolta ponendo

$$K = (m-1)\phi E b B A$$

$$C = \sigma_0^{(1-m)} - (m-1)\phi E b B A \ln a$$

$$n = \frac{1}{m-1}$$

equazione che si conforma qualitativamente all'andamento logaritmico della curva di rilassamento. Per i due materiali testati (tab.2, tab.3) in diverse condizioni si evidenzia una significativa differenza soprattutto nel parametro correlato alla densità di dislocazioni mobili, da cui dipende lo sforzo di snervamento [6].

	15	17	16	16R	15R	17 dopo 13500 cicli
a	1.16*10 ⁻⁴	6.81*10 ⁻⁴	9.1*10 ⁻⁴	4.6*10 ⁻²	8.43*10 ⁻²	1.06*10 ⁻⁴
C	2.8*10 ⁻⁶	1.34*10 ⁻⁶	2.73*10 ⁻⁶	2.45*10 ⁻⁶	2.58*10 ⁻⁶	2.6*10 ⁻⁶
K	1.41*10 ⁻⁸	1.44*10 ⁻⁸	1.67*10 ⁻⁸	3.95*10 ⁻⁸	3.58*10 ⁻⁸	1.44*10 ⁻⁸
n	0.5	0.47	0.5	0.5	0.48	0.5

Tabella 2 Coefficienti di rilassamento AISI 420

Table 2. Relaxation coefficients for AISI 420

	15	17	16	16R	15R	17 dopo 24000 cicli
a	6.4*10 ⁻²	0.37	9.9*10 ⁻²	2.11	1.8	5.9*10 ⁻²
C	5.8*10 ⁻⁶	2.17*10 ⁻⁶	5.6*10 ⁻⁶	1.5*10 ⁻⁵	1.87*10 ⁻⁵	5.3*10 ⁻⁶
K	3.25*10 ⁻⁸	8.42*10 ⁻⁸	3.14*10 ⁻⁸	5.8*10 ⁻⁷	5.76*10 ⁻⁷	3.22*10 ⁻⁸
n	0.48	0.44	0.48	0.52	0.53	0.48

Tabella 3 Coefficienti di rilassamento AISI 316

Table 3. Relaxation coefficients for AISI 316

Il parametro a degli acciai incruditi e degli acciai sottoposti ai cicli di fatica oligociclica fornisce risultati di densità delle dislocazioni mobili di due ordini di grandezza superiori rispetto agli acciai allo stato ricotto. La velocità delle dislocazioni correlata al parametro n sembra assumere valori analoghi all'interno delle due classi di acciaio, anche se per tutti e due gli acciai, lo stato ricotto mostra un valore inferiore del parametro n.

La spiegazione più plausibile di questo fenomeno può essere correlata all'infiorata energia elastica immagazzinata dalle dislocazioni e quindi alla conseguente inferiore forza ed accelerazione che se ne origina.

Prove di fatica oligociclica monodirezionali

Le prove di fatica oligociclica che sono state svolte hanno permesso di evidenziare all'interno di ogni ciclo di carico gli andamenti relativi all'energia elastica, all'energia assorbita dal materiale, il lavoro reversibile e la dissipazione correlata all'effetto Bauschinger (fig.2).

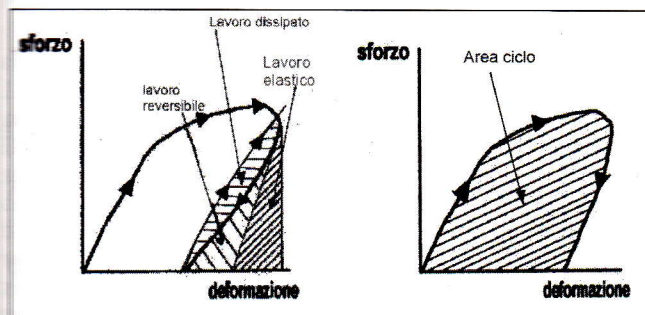


Fig.2 Aree rilevabili sulla curva σ - ϵ ed associabili alle differenti componenti energetiche.

Fig.2 Characteristic areas on the σ - ϵ diagram which are associated to the different energy components.

Il lavoro reversibile ed il lavoro plastico non mostrano variazioni significative al procedere dei cicli di sollecitazione (tab.4).

(10^{-5} J/mm ³)	AISI 420	AISI 316
Media lavoro reversibile	1.03	0.31
Dev. St. lavoro reversibile	0.04	0.006
Media energia elastica	105.85	32.1
Dev. St. energia reversibile	4.7	0.9

Tabella 4. Statistiche relative al lavoro reversibile ed all'energia elastica.

Table 4. Statistical data about the reversible work and the elastic energy.

Si può notare (fig.3, fig.4) che, nei campioni trafilati e per i campioni allo stato ricotto, l'andamento dell'area dei cicli riguardanti l'energia assorbita mostra un andamento ben definito. Sulla stessa rappresentazione è possibile notare come il ciclo dissipativo connesso con l'effetto Bauschinger tenda a decrescere al procedere dei cicli deformativi, ma cresca in rapporto all'energia assorbita. Quest'effetto può essere spiegato da un punto di vista meccanico con l'incremento della densità delle dislocazioni dimostrata anche dalle prove di rilassamento e con il conseguente incremento dell'energia dovuta al reciproco bloccaggio.

L'aspetto più significativo appare certamente quello della relazione tra l'energia accumulata dal materiale, rappresentata dall'area del ciclo di carico-scarico, la dimensione del ciclo dissipativo e la deformazione plastica, anche ai fini pratici di implementare corretti cicli di riduzione-ricottura-ricristallizzazione in ambito industriale.

L'energia accumulata dal materiale durante i processi di trafilatura è stata calcolata attraverso un sistema di calcolo discreto degli sforzi. Un approccio classico e facilmente implementabile per comprendere l'energia accumulata dal materiale durante la trafilatura è quello di integrare la curva di incrudimento del materiale, noti K' e j (tab.5):

$$\sigma = K' \epsilon^j$$

Al fine di calcolare lo stato d'incrudimento presente all'interno del materiale in deformazione è necessario ricavare lo stato di sforzo all'interno dello stesso. Per ricavare gli sforzi incogniti (σ_a' , σ_r' , σ_t' , τ_{ar}') all'interno di ciascun elemento si

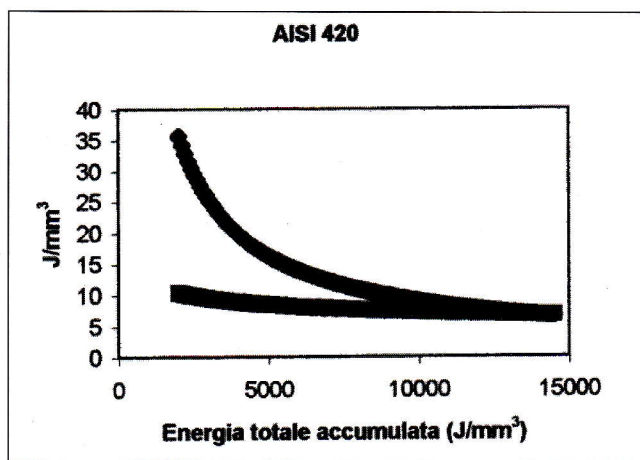


Fig.3 Andamento del lavoro plastico e dell'energia dissipata in ogni ciclo carico-scarico per AISI 420 in funzione dell'energia totale accumulata (ΔE_{tot}).

Fig.3 Trend of the plastic work and the dissipated energy of each cycle for the AISI 420 as function of the total stored energy (ΔE_{tot}).

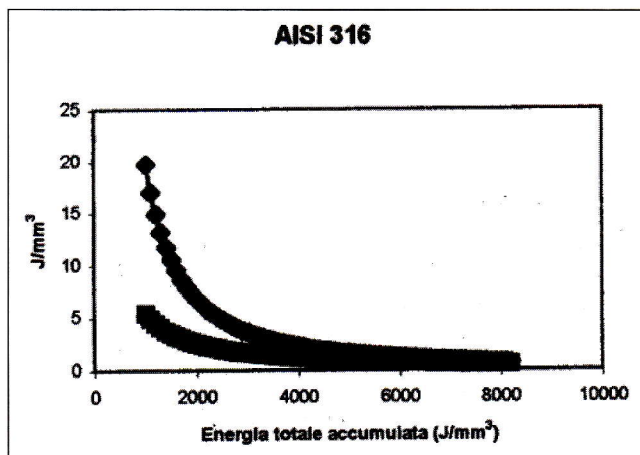


Fig.4 Andamento dell'area dei cicli e dissipazione in ogni ciclo carico-scarico per AISI 316 in funzione dell'energia totale accumulata (ΔE_{tot}).

Fig.4 Trend of the plastic work and the dissipated energy of each cycle for the AISI 316 as function of the total stored energy (ΔE_{tot}).

	AISI 420	AISI 316
K'	1124	536
j	0.18	0.12

Tabella 5 Coefficienti di incrudimento

Table 5

sono rese necessarie quattro equazioni.

Si considerano inizialmente gli elementi appartenenti alla periferia del pezzo, aventi una sezione longitudinale di forma trapezoidale (fig.5).

f_x e f_y rappresentano le azioni applicate al contorno da parte della trafilatura.

1. Equilibrio delle forze in direzione orizzontale:

$$\sigma_a' A_3 - f_x A_2 + \tau_{ar}' A_4 - \sigma_a A_1 = 0$$

$$\sigma_a' = f_x \frac{A_2}{A_3} + \sigma_a \frac{A_1}{A_3} - \tau_{ar}' \frac{A_4}{A_3} = C_2 - C_1 \tau_{ar}' \quad (1)$$

con

$$C_1 = \frac{A_4}{A_3} \text{ e } C_2 = \frac{f_x A_2 + \sigma_a A_1}{A_3}$$

A_1 , A_2 , A_3 e A_4 rappresentano il valore delle aree delle su-

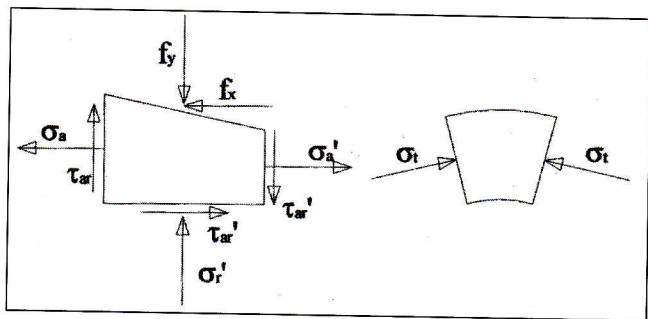


Fig. 5 Diagramma degli sforzi agenti sugli elementi periferici.

Fig. 5 Layout of the stresses on the surface boundary elements.

perfici laterali dell'elemento e, con riferimento alla seguente figura, sono pari a:

$$A_1 = \frac{\pi R_1 + \pi R_2}{2} (R_1 - R_2) \quad A_2 = \frac{\pi(R_1 + R_3)}{360} a \cos \alpha$$

$$A_3 = \frac{\pi R_3 + \pi R_2}{2} (R_3 - R_2) \quad A_4 = \frac{2\pi R_2 a}{360}$$

$$A_5 = \frac{(R_1 + R_3 - 2R_2)a}{2}$$

dove R_1 , R_2 e R_3 rappresentano le distanze dall'asse centrale dell'intero trafilato.

2. Equilibrio delle forze in direzione verticale:

$$\sigma_r' A_4 - f_y A_2 + \tau_{ar} A_1 - \tau_{ar}' A_3 + 2\sigma_t A_5 \sin \frac{d\gamma}{2} = 0$$

ed essendo $\tau_{ar} = f_x$:

$$\sigma_r' A_4 - f_y A_2 + f_x A_1 - \tau_{ar}' A_3 + 2\sigma_t A_5 \sin \frac{d\gamma}{2} = 0$$

$$\sigma_r' = \frac{f_y A_2 - f_x A_1}{A_4 + 2A_5 \sin \frac{d\gamma}{2}} + \tau_{ar}' \frac{A_3}{A_4 + 2A_5 \sin \frac{d\gamma}{2}} = C_3 + C_4 \tau_{ar}'$$

con

$$C_3 = \frac{f_y A_2 - f_x A_1}{A_4 + 2A_5 \sin \frac{d\gamma}{2}} \quad e \quad C_4 = \frac{A_3}{A_4 + 2A_5 \sin \frac{d\gamma}{2}}$$

3. Per la simmetria del problema:

$$\sigma_t' = \sigma_t$$

Per la costanza del volume $\epsilon_a = -2\epsilon_r = -2\epsilon_t$, per cui $d\epsilon_r = d\epsilon_t$ o anche:

$$\sigma_r' = \sigma_t' = \sigma_t \quad (3)$$

4. Secondo il criterio di resistenza di Von Mises, lo sforzo alla plasticizzazione vale:

$$\sigma_{max} = \sigma_{lim} \quad (4)$$

dove

$$\sigma_{max} = \sqrt{\sigma_I^2 + \sigma_{II}^2 + \sigma_{III}^2 - (\sigma_I \sigma_{II} + \sigma_I \sigma_{III} + \sigma_{II} \sigma_{III})} \quad e \quad \sigma_{lim} = R_s$$

Essendo gli sforzi principali:

$$\sigma_I = \frac{\sigma_a + \sigma_r}{2} + \sqrt{\left(\frac{\sigma_a - \sigma_r}{2}\right)^2 + \tau_{ar}^2}$$

$$\sigma_{II} = \frac{\sigma_a + \sigma_r}{2} - \sqrt{\left(\frac{\sigma_a - \sigma_r}{2}\right)^2 + \tau_{ar}^2}$$

$$\sigma_{III} = \sigma_t$$

sviluppando i calcoli si ottiene:

$$R_s^2 = (\sigma_a' - \sigma_r')^2 + 3(\tau_{ar}')^2$$

Tenendo conto della (1) e della (2) e posti $a = (C_1 + C_4)^2 + 3$, $b = -2(C_1 + C_4)(C_2 - C_3)$ e $c = (C_2 - C_3)^2 - R_s^2$:

$$a(\tau_{ar}')^2 + b\tau_{ar}' + c = 0$$

$$\tau_{ar' 1,2} = \frac{-b \pm \sqrt{b^2 - 4ac}}{2a}$$

Tra le due soluzioni fornite dalla precedente equazione si considera solo:

$$\tau_{ar' 1,2} = \frac{-b + \sqrt{b^2 - 4ac}}{2a}$$

poiché garantisce che gli sforzi siano orientati come previsto e non in verso opposto.

Dopo aver ricavato τ_{ar}' , sostituendo nella (1), nella (2) e nella (3), si ricava il valore di σ_a' , σ_r' e σ_t' .

Per gli elementi interni il dominio si procede in modo analogo secondo uno schema leggermente diverso che non vede più l'imposizione di condizioni al contorno (fig.6).

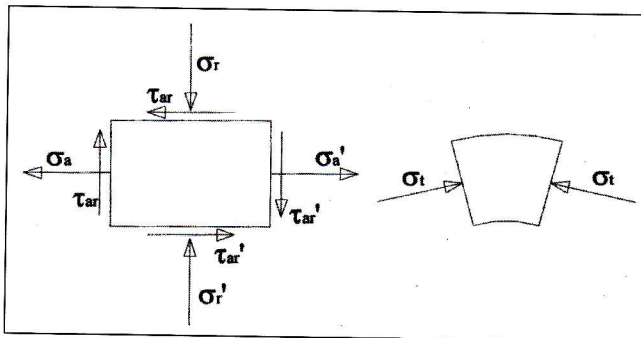


Fig.6 Diagramma degli sforzi agenti sugli elementi interni.

Fig.6 Layout of the stresses on the inner elements.

L'energia per la sezione centrale del provino che è stata utilizzata per ricavare i provini sottoposti alle prove cicliche risulta pari a $0.039 \cdot 10^{-5} \text{ J/mm}^3$ e $0.08 \cdot 10^{-5} \text{ J/mm}^3$ per l'AISI 316, sezione ridotta a 16 mm e sezione ridotta a 15mm rispettivamente, mentre per l'AISI 420 le energie assorbite durante la trafilatura risultano essere rispettivamente $0.065 \cdot 10^{-5} \text{ J/mm}^3$ e 0.147 J/mm^3 .

L'energia accumulata dal materiale e quella dissipata sono certamente in relazione sulla base di quanto previsto dalla teoria della plasticità su basi cristalline che pone in relazione i moti deformativi dei sistemi di scorrimento con le relative rotazioni ed i conseguenti incrudimenti [7,8].

Le variazioni della direzione di scorrimento (s_j) e della normale al piano di scorrimento (m_j) per un generico sistema di scorrimento α sono pari a:

$$ds_i^{(\alpha)} = d\omega_j s_j^{(\alpha)}$$

$$dm_j^{(\alpha)} = d\omega_j m_j^{(\alpha)}$$

dove $d\omega_j$ rappresenta la rotazione incrementale del reticolo cristallino rispetto ad una terna di riferimento fissa. Questa rotazione risulta pari a:

$$d\omega_{ij} = \sum_{\beta} W_{ij}^{(\beta)} d\gamma^{(\beta)}$$

dove:

$$W_{ij}^{(\beta)} = \frac{m_i^{(\beta)} s_j^{(\beta)} - m_j^{(\beta)} s_i^{(\beta)}}{2}$$

mentre $d\gamma$ è lo scorrimento indotto a livello cristallino.

La sommatoria coinvolge i contributi di tutti i piani β attiva-

ti, lungo i quali cioè $\tau^{(\beta)} = \tau_c^{(\beta)}$, ossia lo sforzo di scorrimento risulta superiore al valore critico che porta allo scorrimento.

Per la determinazione di $d\gamma^{(\beta)}$ o per cogliere l'incremento dello sforzo di scorrimento si consideri l'equazione:

$$d\tau^{(\beta)} = \sum_{\beta} h_{\beta\eta} d\gamma^{(\eta)}$$

che procura n equazioni utili per determinare $d\gamma^{(\eta)}$ (con $\eta = 1, \dots, n$) (o noto $d\gamma^{(\eta)}$ conduce alla determinazione $d\tau^{(\beta)}$) lungo gli n sistemi di scorrimento attivi.

D'altra parte, è noto che una struttura caratterizzata da una spiccata orientazione preferenziale e con un elevato numero di sistemi di scorrimento attivi tende a realizzare scorrimenti plastici solo a seguito dell'applicazione di sforzi più elevati rispetto a strutture più disordinate, a causa dell'interazione tra i diversi sistemi di scorrimento che tendono ad interferire nel proprio movimento. Altresì va rilevato che ad un maggiore grado di disordine corrisponde una maggiore entropia, mentre ad un maggiore ordine, e quindi anche ad un inferiore grado di simmetria, corrisponde un'entropia inferiore.

Per cui il processo di trafilatura, che porta ad un incremento dell'orientazione preferenziale conduce ad una diminuzione dell'entropia configurazionale del sistema e ad una maggiore interferenza tra le dislocazioni sui sistemi di scorrimento attivati con un conseguente incrudimento del materiale. I processi di trafilatura ed i cicli carico uniaassiale conducono ad un orientamento preferenziale, come rilevato dall'indagine EBSD (fig.7).

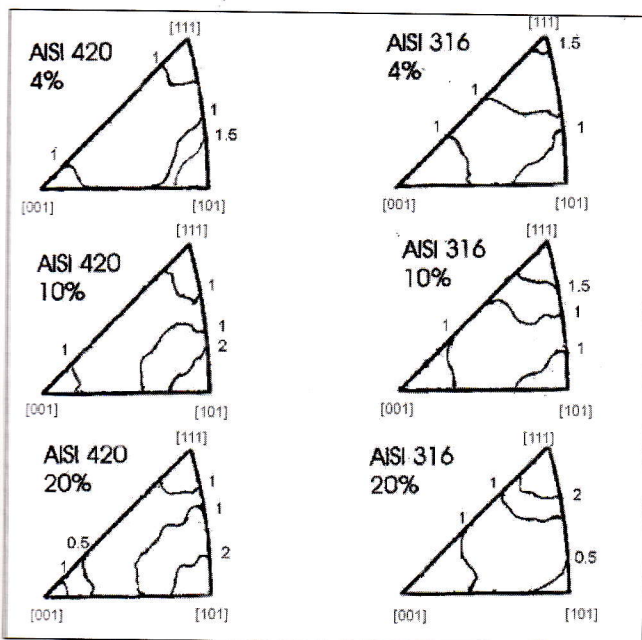


Fig.7 Triangoli standard relativi ai due sistemi cubici presi in esame. I valori percentuali indicano la deformazione plastica percentuale. Le linee di livello rappresentano il numero relativo dei grani con una determinata orientazione spaziale rispetto al sistema di riferimento.

Fig.7 Standard polar triangle for the two studied cubic lattices. The percentage values indicate the percentage plastic deformation. The level lines represent the relative number of grains having a determined spatial orientation with respect to a reference system.

Si nota come soprattutto nei cicli iniziali si verifichi una consistente riorientazione dei reticoli cristallini. Al procedere della deformazione, il tasso di incremento di anisotropia indotta tende a diminuire e gli effetti di questo sono confermati anche dalle prove di rilassamento che non sembrano

evidenziare significative variazioni relative alla densità di dislocazioni mobili.

Vale la pena tentare di valutare i fenomeni osservati mediante l'applicazione dei principi termodinamici che governano l'esplicitarsi dei processi meccanici. L'energia dissipata, evidenziata dai cicli associati alla componente dissipativa, può essere ritenuta uguale e di segno opposto alla variazione dell'entropia configurazionale, mentre l'energia accumulata dal materiale è legata agli scorrimenti permanenti indotti e all'interazione delle dislocazioni implicate in questi ultimi. A loro volta gli scorrimenti indotti sono comunque condizionati dalla diminuzione di entropia configurazionale del sistema. Dato che lo sviluppo di calore durante il processo deformativo è comunque legato al verificarsi dello scorrimento, che, come già detto, dipende dallo stato di disordine del sistema, può essere utile assegnare alla variazione di entropia configurazionale il ruolo di fattore regolante di un processo che si presenta come non lineare. A questo si aggiunge il vantaggio operativo non indifferente che la variazione di entropia configurazionale può essere valutata al termine del processo deformativo attraverso misure diffrattometriche, a meno dell'intervento di fenomeni di ricristallizzazione.

Affinché in un ciclo di carico-scarico il processo di deformazione plastica possa esplicitarsi è necessario che il potenziale di energia libera di Gibbs divenga positivo:

$$\Delta G > 0$$

$$\Delta G = -T\Delta S + \Delta E$$

dove (ΔE variazione di energia accumulata nel singolo ciclo carico-scarico) può essere messa in relazione con ΔS (variazione entropia del sistema nel ciclo carico-scarico) attraverso una funzione, qui denominata $A(\Delta E_{tot})$, che dipende dall'energia accumulata dal sistema durante la sua storia deformativa. Ne consegue che:

$$\Delta G = -T\Delta S + A(\Delta E_{tot}) T\Delta S.$$

Sulla base dei dati riportati relativi a $T\Delta S$ e ΔE accumulati dal materiale ad ogni ciclo di carico e scarico in funzione dell'intera energia accumulata dal materiale (ΔE_{tot}) durante la propria storia deformativa è stato possibile valutare l'andamento di $A(\Delta E_{tot})$ (tab.6). È interessante rilevare come l'andamento della funzione sia del tutto analogo, nonostante i materiali abbiano reticoli cubici differenti e nell'AISI 420 vi sia una significativa presenza di carburi.

L'intera ΔG accumulata durante l'insieme dei cicli deformativi è quella che poi opererà come forza motrice della ricristallizzazione. Quindi in base alla variazione di entropia configurazionale del sistema è possibile valutare il comportamento deformativo del materiale e l'energia in esso accumulata. Qualora la dissipazione e l'energia ceduta al materiale risultino prossime si verifica una rielasticizzazione del materiale dovuta al sussistere della relazione:

$$T\Delta S = A(\Delta E_{tot}) T\Delta S.$$

Nel caso dell'AISI 316 questa relazione appare essere stata raggiunta, mentre per l'AISI 420 nel numero di cicli imposto questa relazione sembra essere prossima ma non ancora soddisfatta.

AISI 420	$-1.31 \ln(\Delta E_{tot}) + 14.39$
AISI 316	$-\ln(\Delta E_{tot}) + 11.41$

Tabella 6 Andamenti di $A(\Delta E_{tot})$

Table 6. Trend of $A(\Delta E_{tot})$

Infine va segnalato che i materiali sottoposti a ricottura dopo la deformazione a freddo in trafilatura, hanno un comportamento del tutto equivalente al materiale ricotto di partenza, il

che è indice di una completa ricristallizzazione. E' evidente che l'energia non viene dissipata solo attraverso una variazione configurazionale di tipo ordine-disordine, perché una tale affermazione sarebbe del tutto riduttiva in quanto intervengono anche significativi fenomeni dissipativi dovuti agli effetti di superficie. D'altra parte la variazione di energia configurazionale è sempre correlata e mai svincolata dall'esplicarsi di tali fenomeni dissipativi ed una sua variazione è sempre legata all'intervento e alla variazione di altri fattori di dissipazione. Questo permette di riassorbire tali effetti in una funzione, nella fattispecie $A(\Delta E_{tot})$ che consente di realizzare un approccio di carattere fenomenologico.

CONCLUSIONI

- Dall'indagine svolta mediante prove di rilassamento e di fatica oligociclica su AISI 316 e AISI 420, sia allo stato ricotto che a seguito di due differenti stati di incrudimento indotti per mezzo di trafilatura, si è correlato il comportamento del materiale ai principi termodinamici regolanti i fenomeni meccanici e microstrutturali evidenziati;
- la deformazione plastica è stata correlata alla variazione del potenziale di Gibbs, in cui è stato scelto come fattore rego-

lante la variazione di entropia configurazionale che può essere valutata attraverso misure diffrattometriche, in quanto correlata allo stato di disordine del reticolo cristallino;

- la funzione che lega la variazione dell'energia dissipata con l'energia accumulata in funzione dell'energia totale accumulata dal sistema durante l'intera storia deformativa, e che quindi determina la variazione del potenziale di Gibbs, ha un andamento analogo in entrambi gli acciai oggetto dello studio.

BIBLIOGRAFIA

[1] Ashby, M.F., Phil. Mag. A, 1970, 21, 399.
 [2] Polak, J., Cyclic Plasticity and Low Cycle Fatigue Life of Metals, Mat. Sci. Monographs 63. Elsevier, 1991.
 [3] Abel, A. and Muir, H., Phil. Mag. A, 1973, 26, 459.
 [4] Feugas, X., Acta mater., 1999, 47, 3617.
 [5] Xiao, L. Mai, J.L., Mater. Sci. Eng., 1998, 250.
 [6] Jackson, P.J., Acta Metall., 1985, 33, 449.
 [7] Wagoner, R.H., Fundamentals of Metal Forming, John Wiley & Sons, USA, 1997, 263-304.
 [8] Harren, S.V. Asaro, R.J., J. Mech. Phys. Solids, 1989, 37, 191.

ABSTRACT

VARIATION OF THE ELASTIC PROPERTIES OF THE STEELS AISI 420 AND AISI 316 AS FUNCTION OF DIFFERENT THERMO-MECHANICAL CONDITIONS

Tensile and compression tests are often implemented to point out the mechanical and fatigue properties of the steels. In this study, some tensile oligo-cyclic fatigue tests and the relaxation ones have been performed on two types of steels: AISI 420 and AISI 316 which have a ferritic structure and an austenitic one, respectively, in order to evaluate their different elastic answer as function of the thermo-mechanical conditions. The specimens (fig.1) have been sampled from steels that have undergone different plastic deformation routes before the mechanical tests have been performed. The three different conditions experienced by the steels are: rolling + annealing, wiredrawing with 11% reduction and wiredrawing with 22% reduction. Then, the specimens belonging to each condition have undergone oligo-cyclic fatigue tests between 50MPa and a maximum load which has the value of 650MPa for AISI 420 and 350MPa for AISI 316. The maximum loads have been kept constant for all the specimens of each steel. The main aim of the investigation is the underlining of a phenomenological relation between the mechanical behaviour of the steels, the lattice orientation and the fundamental thermodynamic principles.

On the basis of the different deformation history each specimen has undergone a different number of cycles in the oligo-cyclic fatigue tests (table 1). This modulation has been defined to grant that each tested sample can store the same quantity of energy during the plastic deformation, taking into account also the former cold plastic deformation applied by the wiredrawing.

Starting from the same load applied for the cyclic tensile tests, the relaxation ones have been implemented on each specimen.

The EBDS tests (Electron Back Scattering Diffraction) have been performed on all the specimens which have undergone a complete oligo-cyclic test in order to evaluate the occurrence of some particular textures and their sharpness.

The relaxation tests have been interpreted and discussed by the application of a model proposed by Jackson and the results have been reported in table 2 and table 3. According to the theoretical statements, the hardened steels have shown a

greater density in the dislocation population as it has pointed out from the values assumed by the parameter.

The thermodynamic analysis is founded on the distinction of the different characteristic areas of the σ - ϵ diagram (fig.2). The reversible work and the elastic energy do not show significant variation as the number of the fatigue cycles grows (table 4). For both the steels the dissipated energy decreases slightly as the number of the cycles grows, but it increases with respect to the plastic work (fig.3, fig.4). This can be explained by the growth of the dislocation density as confirmed also by the relaxation tests.

The total energy stored in the steels during the plastic deformation has been computed by taking into account the deformation in each region of the wiredrawn product. Moreover, on the basis of the crystalline based plasticity each deformation is always related with a rotation of the crystal lattices. So, after the cold plastic deformation a variation of the configurational entropy takes place, and the induction of the anisotropy produces its decrease. This is confirmed by EBDS analysis on the lattice orientations (fig.7). This is only a little part of the dissipated energy because the most part is dissipated by heat, but the exchanged heat could be measured only during the process, while the variation of the configurational entropy can be evaluated by a comparison between the undeformed material and the deformed one. A thermodynamic interpretation of the observed phenomena has been operated, because the possibility of consider the variation of the configurational entropy as a ruling factor can permit to reach important information on plastic deformed materials on the basis of the textures revealed by the diffractometric devices.

On the basis of the configurational entropy variation it is possible to evaluate the deformation behaviour of the material and the related stored energy. If the dissipation and the energy provided to the material are similar, the behaviour becomes elastic and the relation of the Gibbs energy becomes:

$$T \Delta S = A(\Delta E_{tot}) T \Delta S$$

(The Gibbs energy has to be positive to permit plastic deformation: $\Delta G > 0$)

$$\Delta G = -T \Delta S + DE$$

$$\Delta G = -T \Delta S + A(\Delta E_{tot}) T \Delta S.$$

The trend of $A(\Delta E_{tot})$ is recorded in table 6 and it is worthwhile that the found trend is analogous for both bcc lattice and fcc one.