

EFFETTO DELLA TEMPERATURA E DEL RATEO DI APPLICAZIONE DELLA DEFORMAZIONE SULLA TENSIONE DI SNERVAMENTO DEI METALLI A STRUTTURA CUBICA A CORPO CENTRATO

Pietro Paolo Milella

*ANPA- Agenzia Nazionale per la protezione dell'Ambiente,
Via V. Brancati, Roma*

SOMMARIO: E' ben conosciuto come i metalli a struttura cubica a corpo centrato (CCC) presentino un comportamento meccanico fortemente dipendente dalla temperatura T e dal rateo di applicazione della deformazione $\dot{\epsilon}$. Ciò, in generale, non è osservabile sull'altra grande categoria di metalli, quella a struttura cubica a facce centrate (CFC), in particolare per quel che concerne la tensione di snervamento che appare molto poco sensibile alle variazioni di temperatura, per lo meno nel campo delle temperature medio-basse. In una posizione intermedia tra le due citate si collocano, infine, i metalli a struttura esagonale compatta che presentano sì una dipendenza dello snervamento dalla temperatura e dal rateo di applicazione della deformazione, ma meno pronunciata di quella esibita dai metalli a struttura CCC. Molti tentativi sono stati fatti per cercare di stabilire una *equazione meccanica dello stato solido* per i metalli a struttura CCC, in cui la tensione di snervamento σ_s è univocamente definita dalla temperatura T e dal rateo $\dot{\epsilon}$, in analogia con quanto avviene nello stato gassoso in cui pressione e volume sono legati in ogni istante alla temperatura. Scopo di questa memoria è quello di derivare un'equazione meccanica dello stato solido attraverso un'impostazione teorica legata essenzialmente al concetto di atmosfera di Cottrell e di solubilità degli atomi interstiziali in soluzione solida, confortata dalla solidità granitica delle evidenze sperimentali ottenute su una vasta gamma di acciai con diversa struttura e resistenza meccanica. L'equazione ottenuta mostra che la temperatura influisce in maniera esponenziale anche sul rateo $\dot{\epsilon}$, che perde valore alle alte temperature mentre accresce la tensione di snervamento alle più basse. La particolare interdipendenza tra la temperatura, il rateo di applicazione della deformazione $\dot{\epsilon}$ e la tensione di snervamento suggeriscono un modo semplice e conveniente di determinazione dei parametri che entrano nell'equazione meccanica dello stato solido.

PAROLE CHIAVE: Dislocazione, atmosfera di Cottrell, atomi interstiziali, solubilità atomica, rateo di applicazione della deformazione, temperatura, carico dinamico.

INTRODUZIONE

E' ben conosciuto come i metalli a struttura cubica a corpo centrato (CCC) presentino un comportamento meccanico fortemente dipendente dalla temperatura T e dal rateo di

applicazione della deformazione è. Ciò, in generale, non è osservabile sull'altra grande categoria di metalli, quella a struttura cubica a facce centrate (CFC), in particolare per quel che concerne la tensione di snervamento che appare molto poco sensibile alle variazioni di temperatura, per lo meno nel campo delle temperature medio-basse. In una posizione intermedia tra le due citate si collocano, infine, i metalli a struttura esagonale compatta che presentano sì una dipendenza dello snervamento dalla temperatura e dal rateo di applicazione della deformazione, ma meno pronunciata di quella esibita dai metalli a struttura CCC. Molti tentativi sono stati fatti per cercare di stabilire una *equazione meccanica dello stato solido* in cui la tensione di snervamento σ_s è univocamente definita dalla temperatura T e dal rateo $\dot{\epsilon}$, in analogia con quanto avviene nello stato gassoso in cui pressione e volume sono legati in ogni istante alla temperatura:

$$\sigma_s = f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) \quad (1)$$

Zener ed Hollomon (1944), Manjoine (1944), Cottrell (1948, '49, '53, '57 e '58), Hollomon (1947), Yokobori (1953), Orowan (1954), Seeger (1954 e '55), Conrad (1960, '61, '62), Petch (1953, '56, '64), Campbell (1953, '59) ed altri ancora, hanno cercato di esprimere una tale relazione attraverso una via empirica fondata sulla sperimentazione o teorica basata sull'energia di attivazione e sui modelli dislocazionali. In quasi tutti i casi è stata evidenziata una dipendenza esponenziale della tensione di snervamento dalla temperatura ed una equivalenza tra rateo di applicazione della deformazione e temperatura. Quest'ultimo aspetto, in particolare, è ben espresso dalla relazione di Zener ed Hollomon:

$$\sigma_s = f(\dot{\epsilon} e^{Q/RT}) \quad (2)$$

in cui Q è la cosiddetta energia di attivazione ed R la costante universale dei gas perfetti. Scopo di questa memoria è quello di derivare un'equazione meccanica dello stato solido attraverso un'impostazione teorica legata essenzialmente al concetto di atmosfera di Cottrell, confortata dalla solidità granitica delle evidenze sperimentali ottenute su una vasta gamma di acciai con diversa struttura e resistenza meccanica. Fondamentalmente, la diversità del comportamento meccanico esibito dai metalli e loro leghe a struttura CCC rispetto a quelli CFC deve essere ricondotta alla distanza lungo la quale il reticolo cristallino è distorto dalla presenza del piano addizionale di atomi che costituisce la dislocazione, ovvero dall'ampiezza della dislocazione. Nei metalli a struttura CCC, diversamente da quanto accade in quelli CFC, l'ampiezza della dislocazione è molto piccola ed il *disturbo*, da essa introdotto nel reticolo, molto localizzato. Ciò determina una forte concentrazione di atomi interstiziali sempre presenti nell'edificio cristallino, come il carbonio, l'azoto e l'ossigeno, molto piccoli e perciò mobili e capaci di migrare al piede della dislocazione stessa spinti dalla pressione esercitata dal cuneo dislocazionale, dando vita alla cosiddetta *atmosfera* di Cottrell. La conseguenza di questo trasporto di atomi in soluzione solida e della relativa concentrazione è quella di immobilizzare od ancorare la dislocazione. Se vogliamo deformare plasticamente il metallo, infatti, dovremo attivare il sistema delle dislocazioni presente in esso e, dunque, spostare tale atmosfera che è solidale alla dislocazione stessa. Ciò dà origine ad una resistenza, nota come tensione di Peierls, che sarà tanto più elevata quanto più

concentrata si presenta l'atmosfera di Cottrell. Ogni aumento della temperatura, causando una fuga di atomi interstiziali dall'atmosfera in questione, determinerà una diminuzione di concentrazione e, conseguentemente, una riduzione della tensione di Peierls che favorirà lo spostamento della dislocazione, visibile attraverso la contemporanea riduzione della tensione di snervamento del metallo. Ciò non accadrà, evidentemente, nei metalli a struttura CFC nei quali non esiste alcun effetto o quasi, di ancoraggio esercitato dall'atmosfera di Cottrell in quanto questa è associata ad una dislocazione molto estesa e, dunque, già molto diluita a qualunque temperatura. Ancor più efficace sarà il contemporaneo aumento della solubilità degli atomi interstiziali con la temperatura che produrrà un incremento della loro concentrazione nell'edificio cristallino rispetto alla quale andrà a confrontarsi quella dell'atmosfera di Cottrell. E' chiaro, infatti, che se le due concentrazioni, quella esterna e quella interna all'atmosfera di Cottrell, avranno valori prossimi tra loro non vi sarà alcun effetto di blocco, mentre una bassa concentrazione esterna, nell'edificio cristallino, rispetto a quella interna all'atmosfera di Cottrell favorirà l'effetto frenante di trascinamento viscoso. La solubilità del carbonio nella ferrite, ad esempio, è esprimibile come (C.A. Wert, 1950):

$$C(\%) = 2.55 \cdot e^{-9700/RT} \quad (3)$$

in cui $C(\%)$ è la concentrazione percentuale in peso di carbonio, R la costante universale dei gas perfetti, pari a 2 cal/mole °K e T la temperatura in gradi assoluti. Alla temperatura dell'eutettoide, 723 °C, essa vale ~0.02 %. Già a temperatura ambiente essa scende a circa $2 \cdot 10^{-7}$ con una riduzione di un fattore 10^5 . Ciò vorrà dire che con l'abbassarsi della temperatura l'atmosfera di Cottrell si troverà ad operare in un ambiente praticamente privo di atomi interstiziali di C che darà più peso alla sua concentrazione esaltandone gli effetti di ancoraggio sulla dislocazione. Ecco, dunque, che il passaggio da qualche centinaio di gradi centigradi a temperatura ambiente sarà accompagnato da un repentino aumento della tensione di snervamento, se non intervengono fenomeni di indurimento legati alla temperatura come la fragilità al blu. Ancor più significativo sarà poi il passaggio dalla temperatura ambiente ad una molto più bassa, dato il carattere esponenziale della solubilità del C espresso dalla eqn. (3).

EFFETTO DELLA TEMPERATURA

Se, dunque, associamo la variazione della tensione di snervamento di un metallo σ_s alla concentrazione, n , degli atomi interstiziali presenti nel suo reticolo, potremo assumere che la variazione istantanea $d\sigma_s$ della tensione σ_s sarà legata a quella dn di tale concentrazione secondo la relazione:

$$\frac{d\sigma_s}{\sigma_s} = \frac{dn}{n} \quad (4)$$

che integrata tra le temperature T_o e T fornisce :

$$\int_{T_o}^T \frac{dS_s}{S_s} = \int_T^{T_o} \frac{dn}{n}$$

$$\ln S_s(o) - \ln S_s = \ln n - \ln n(o) \quad (5)$$

essendo $\sigma_s(o)$, σ_s , $n(o)$ ed n le tensioni di snervamento e le concentrazioni molari alle temperature T_o e T , rispettivamente. Ovviamente, la concentrazione n di atomi interstiziali riguarderà non solo il C, ma anche O ed N ed, in generale, tutti gli atomi dotati di elevata mobilità atomica che potranno migrare nella zona del reticolo deformata dalla dislocazione. Assumendo per essi una legge generale del tipo espresso dalla eqn. (3):

$$n = P e^{-M/RT} \quad (6)$$

avremo che la (5) si scriverà come:

$$\ln S_s - \ln S_s(o) = \frac{B}{T} - \frac{B}{T_o} \quad (7)$$

con $B=M/R$ da determinarsi numericamente. Se assumiamo idealmente come temperatura di riferimento T_o un valore ∞ , allora $B/T_o=0$ e la (7) diviene:

$$\ln S_s = \ln S_s(o) + \frac{B}{T} \quad (8)$$

ed in fine:

$$S_s = S_s(o) \cdot e^{B/T} = A \cdot e^{B/T} \quad (9)$$

In un diagramma $\ln \sigma_s - 1/T$, l'eqn. (8) rappresenta una retta il cui coefficiente angolare è dato proprio dal parametro B , mentre $\ln \sigma_s(o)$ sarà individuato dall'intersezione di tale retta con l'asse delle ordinate.

L'EVIDENZA SPERIMENTALE

La correttezza dell'eqn. (8) nel rappresentare l'andamento reale della tensione di snervamento σ_s con la temperatura, è stata valutata a fronte dei risultati sperimentali ottenuti su 10 acciai di diversissima resistenza a trazione, in un arco di temperature tra -210 e 230 °C. Gli acciai considerati erano il 18 Ni da 1750 e 1260 MPa di snervamento, il 10NiCrMo, il HY 130 da 910 e 560 MPa, l'A 517, il NiMoV e gli acciai al carbonio basso tipo il SAE 1020, A 533 B, A 508 Cl3 e A 302 B. La figura 1 mostra l'andamento della tensione di snervamento σ_s di tali acciai al variare della temperatura. In una scala $\ln \sigma_s - 1/T$ gli andamenti per gli acciai di fig. 1 diventano quelli mostrati in figura 2. Due peculiarità emergono chiare dalla figura. Primo, l'andamento è effettivamente di tipo lineare, come vorrebbe l'eqn. (8); secondo, le varie categorie di acciaio possono raggrupparsi in tre grandi famiglie: quella degli acciai ad altissima resistenza, quella a medio-alta ed infine quella a medio-bassa resistenza a trazione.

Effetto della temperatura e del rateo di applicazione della deformazione sulla tensione di snervamento dei metalli a struttura cubica a corpo centrato

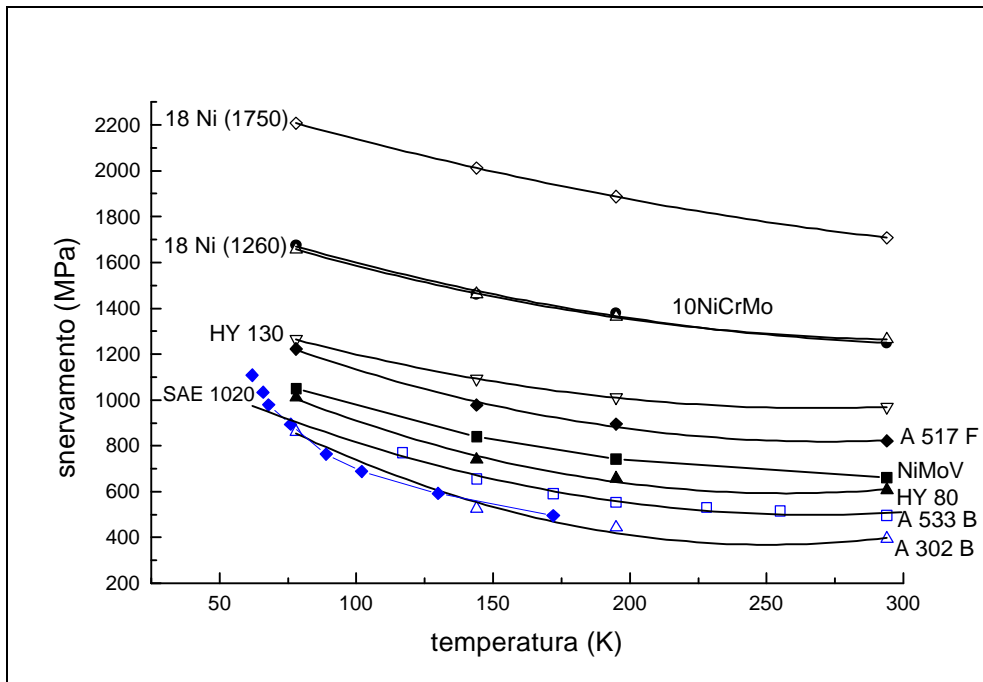


Fig. 1 - Andamento della tensione di snervamento S_s in funzione della temperatura assoluta, per 10 diversi tipi di acciaio.

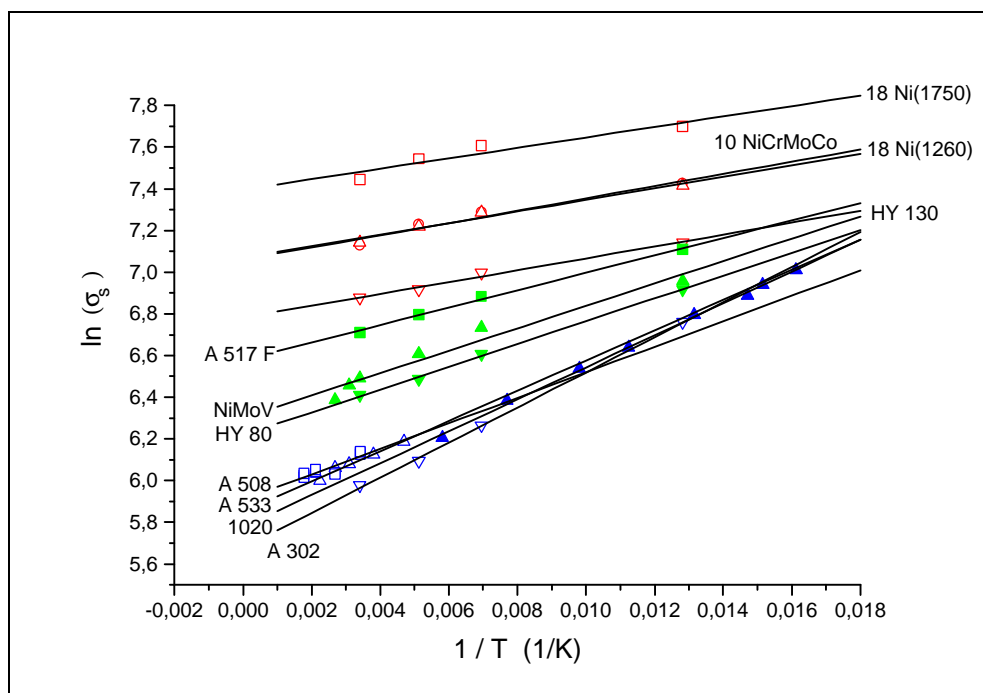


Fig. 2 - Andamento del $\ln S_s$ in funzione di $1/T$ per una serie di acciai ad altissima, medio-alta e bassa resistenza a trazione, già rappresentati in fig. 1

Ciascuna famiglia mostra una precisa pendenza B che va aumentando a mano a mano che si passa dagli alti ai bassi valori di resistenza a trazione. In un acciaio a bassa tensione di snervamento, come ad esempio l'A 533 B, c'è molta più dipendenza della tensione σ_s dalla temperatura di quanta non ne venga concessa ad uno ad altissima tensione di

snervamento, come il 18 Ni. Ciò, in effetti, non deve stupire in quanto l'elevatissimo valore di σ_s già a temperatura ambiente che si osserva in quest'ultimi acciai non lascia spazio ad ulteriori significative variazioni con il diminuire della temperatura.

EFFETTO DEL RATEO DI APPLICAZIONE DELLA DEFORMAZIONE

Una volta stabilita la relazione fondamentale tra la temperatura e la tensione di snervamento, espressa dall'eqn. (9), rimane da esaminare gli effetti del rateo di applicazione della deformazione $\dot{\epsilon}$ sulla tensione di snervamento σ_s e stabilire come questi effetti si modificano al variare della temperatura e, dunque, si legano ad essa, al fine di pervenire ad una forma finale di equazione meccanica dello stato solido che esprima compiutamente la dipendenza funzionale riassunta dalla eqn. (1). A tal fine concentriamoci su di un tipo specifico di acciaio, come ad esempio l'acciaio al carbonio basso tipo A 533 B, in uso in campo nucleare per la costruzione dei recipienti in pressione. La composizione chimica di tale acciaio è mostrata in tabella 1. La scelta di tale acciaio si è resa opportuna in quanto si disponeva dei risultati di una serie molto nutrita di prove condotte su provini cilindrici a varie temperature e diversi ratei di applicazione della deformazione (G. Wilkowski et alii, 1986). I risultati sono presentati in forma riassuntiva in tabella 2.

Tabella 1. Composizione chimica in peso (%) dell'acciaio al carbonio A 533 B

C	Mn	P	S	Si	Ni	Mo
0.19	1.28	0.012	0.013	0.21	0.64	0.55

Si può notare come il campo delle temperature considerato nella sperimentazione sia particolarmente ampio andando da $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $175\text{ }^{\circ}\text{C}$, ma soprattutto ricco è quello, in generale meno scandagliato e studiato, dei ratei di applicazione della deformazione che vanno da 0.001 s^{-1} , rappresentativo di una situazione di carico applicato in modo quasi statico, a ben $530\text{--}570\text{ s}^{-1}$. Per ciascun rateo $\dot{\epsilon}$, sono stati riportati in veste grafica in una scala semilogaritmica, secondo l'eqn. (8), i valori delle relative tensioni di snervamento al variare della temperatura. I risultati sono mostrati in figura 3.

Si può ben vedere come l'andamento lineare $\ln\sigma_s - 1/T$ esistente per $\dot{\epsilon} = 10^{-3}\text{ s}^{-1}$, già visto in fig.2 che si riferisce proprio ad applicazioni quasi statiche del carico, permane anche ai livelli più alti di $\dot{\epsilon}$, ma ancor più interessante è il fatto che la pendenza delle curve pur variando è tale da puntare sempre alla stessa intersezione con l'asse delle ordinate che fornisce il valore del parametro A dell'eqn. (9) che, dunque, è unico per tutti i ratei di applicazione della deformazione $\dot{\epsilon}$ e può ritenersi una caratteristica del materiale in esame. Nel caso specifico dell'acciaio A 533 B, $\ln\sigma_s(0)$ vale 5.84 e quindi:

$$A = 344 \quad (10)$$

Questo confluire delle varie curve verso uno stesso punto vuol significare che l'effetto dell'applicazione dinamica del carico è sempre meno pronunciato via, via che si entra nel campo delle temperature più elevate dove le curve si avvicinano tra loro, mentre a quelle più basse esso si esprimerà con un vigore maggiore.

Tabella 2. Dati di resistenza a trazione ottenuti su provini di A 533 B a varie temperature e ratei di deformazione

Temperatura (°C)	rateo $\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	snervamento (MPa)	allungam. totale (%)	riduzione area (%)
-60	0.001	486	23	68
-60	0.1	542	28	66
-60	1.0	590	28	67
-60	531	689	25	
-10	0.001	459	24	70
-10	0.1	490	22	68
-10	1.0	511	28	67
-10	537	569	26	
50	0.001	438	28	68
50	0.1	476	29	71
50	1.0	484	28	69
50	542	517	26	
100	0.001	429	29	70
100	0.1	444	28	70
100	1.0	455	28	66
100	556	483	27	
175	0.001	403	19	69
175	0.1	420	26	69
175	1.0	443	27	66
151	574	455	27	

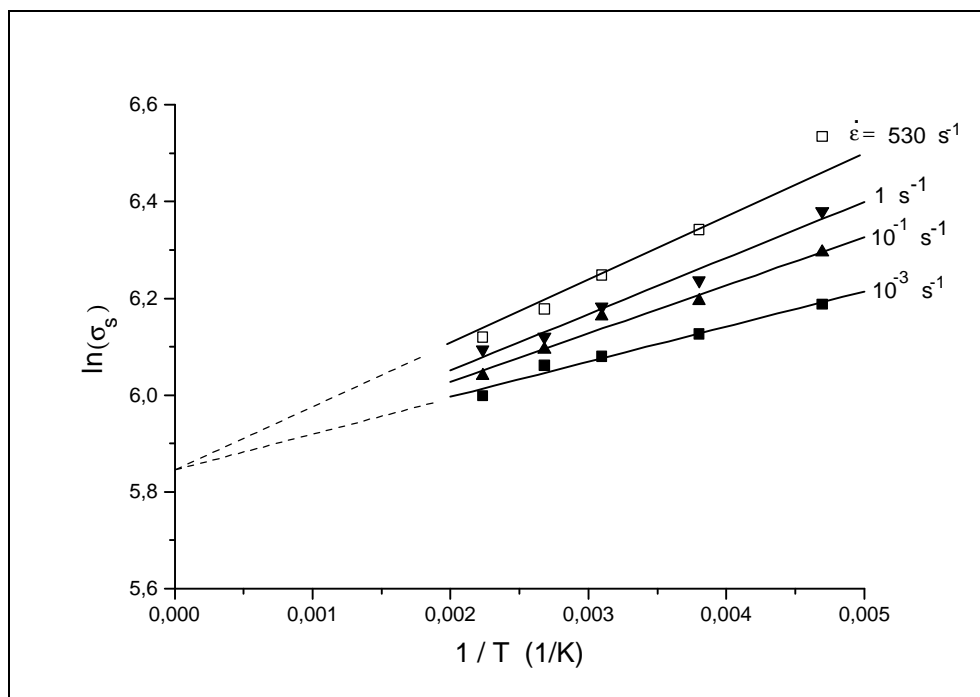


Fig. 3 - Andamento del $\ln \sigma_s$ in funzione di $1/T$ in un acciaio al carbonio tipo A 533 B per quattro diversi ratei di applicazione della deformazione $\dot{\epsilon}$.

L'EQUAZIONE MECCANICA DELLO STATO SOLIDO

La linearità degli andamenti $\ln \sigma_s - 1/T$ al variare di $\dot{\epsilon}$ porta ad un'altra conseguenza. Diagrammiamo le pendenze m delle varie curve di fig. 3 in funzione del logaritmo del rateo di applicazione della deformazione, $\ln \dot{\epsilon}$. Ciò è visibile in figura 4. Il risultato è ancora lineare ed esprimibile con l'equazione:

$$m = 119 + 7.2 \ln \dot{\epsilon} \quad (11)$$

E' bene ricordare che la pendenza m altro non è se non il parametro B dell'eqn. (9). Sostituendo, dunque, a B , nell'eqn. (9), l'espressione di m data dall'eqn. (11) e ricordando il valore di A dato dalla (10) otterremo:

$$\sigma_s = 344 \cdot \left(e^{119/T} \cdot \dot{\epsilon}^{7.2/T} \right) \quad (12)$$

La (12) costituisce l'equazione meccanica dello stato solido valida per un acciaio tipo A 533 B. Se riportiamo in diagramma tutti i dati sperimentali della tensione di snervamento σ_s di tabella 2 in funzione del parametro D che rappresenta l'espressione tra parentesi in eqn. (12):

$$D = e^{119/T} \cdot \dot{\epsilon}^{7.2/T} \quad (13)$$

otterremo il grafico di figura 5. Per un acciaio generico la (12) potrà essere scritta nella forma più generale:

$$\sigma_s = A \cdot \left(e^{B/T} \cdot \dot{\epsilon}^{C/T} \right) \quad (14)$$

con A , B e C da determinarsi sperimentalmente. Si deve notare la sostanziale differenza tra l'eqn. (14) e quella trovata da Zener ed Hollomon (1944):

$$\sigma_s = \dot{\epsilon} \cdot e^{Q/RT} \quad (15)$$

che indica l'equivalenza tra il rateo di applicazione della deformazione $\dot{\epsilon}$ e la temperatura T . Al contrario, l'eqn. (14) mostra che la temperatura T ha, essa stessa, un'influenza sugli effetti di $\dot{\epsilon}$ che sono tanto più elevati quanto più basso è il valore di T . Deve essere ricordato, però, che la formulazione dell'eqn. (15) si basava su un numero estremamente ridotto di dati dinamici

CONCLUSIONI

Basandosi sul concetto di atmosfera di Cottrell e sulla interazione tra questa e la concentrazione di atomi in soluzione solida nella matrice di ferro, è stata derivata un'equazione meccanica dello stato solido che esprime la dipendenza della tensione di snervamento σ_s dalla temperatura. Tale dipendenza è valida per i metalli a struttura CCC nei quali le dislocazioni sono strette e l'atmosfera di Cottrell molto concentrata. Alle

Effetto della temperatura e del rateo di applicazione della deformazione sulla tensione di snervamento dei metalli a struttura cubica a corpo centrato

basse temperature, in particolare, la bassissima solubilità degli atomi interstiziali come il carbonio, l'azoto e l'ossigeno, fa sì che l'atmosfera di Cottrell si venga a trovare in un ambiente praticamente privo di atomi in soluzione solida, mentre, al contrario, essa ne è ricchissima in quanto la temperatura la tiene raccolta inibendone l'allontanamento da agitazione termica.

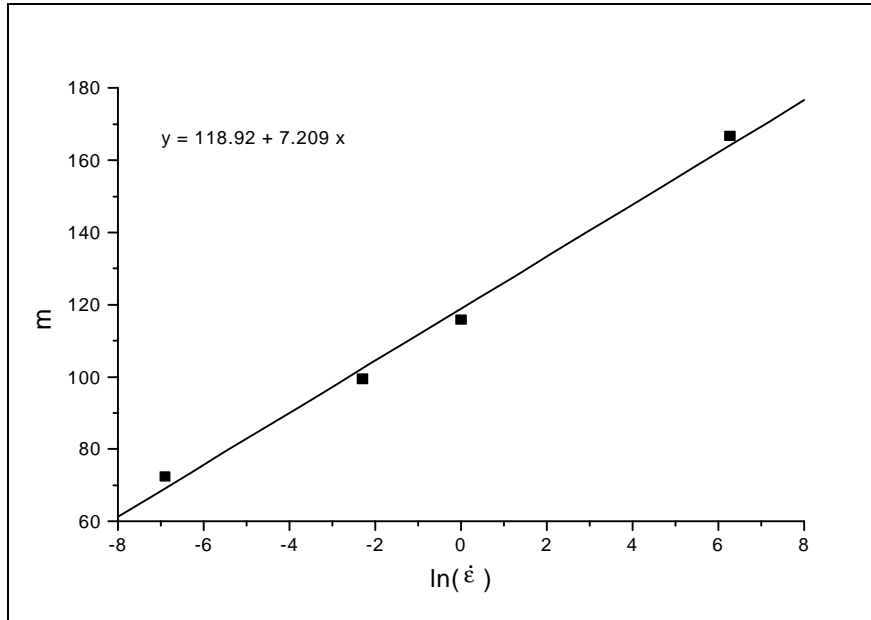


Fig. 4 - Andamento delle pendenze m delle rette di fig. 3 in funzione del $\ln \dot{\epsilon}$.

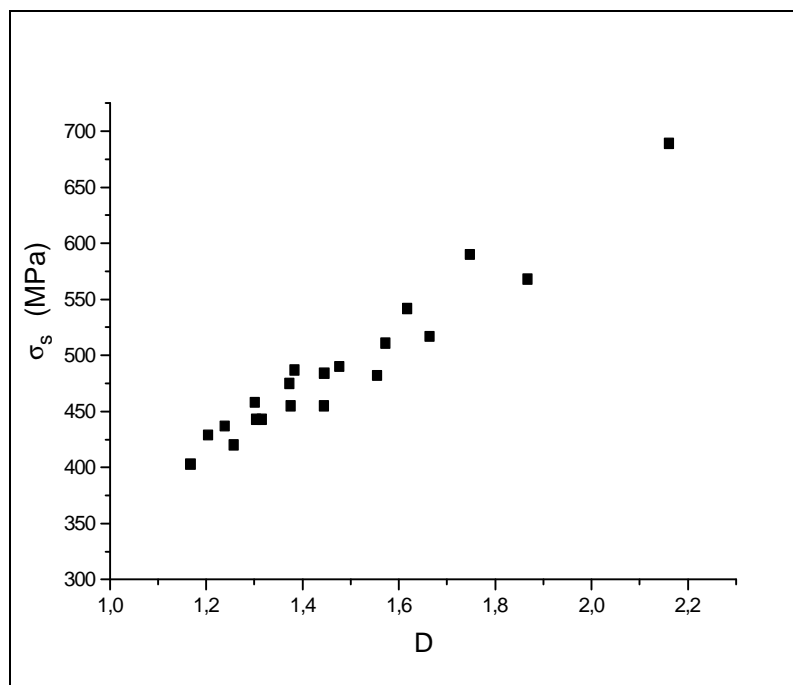


Fig. 5 - Andamento della tensione di snervamento S_s di un acciaio al carbonio tipo A 533 B in funzione del parametro D .

La diversa concentrazione di atomi interstiziali, fuori e dentro l'atmosfera di Cottrell, esalta l'effetto di ancoraggio di quest'ultima che nel trascinamento conseguente al moto delle dislocazioni attraverso l'edificio cristallino, che mal sopporta la presenza di atomi forestieri, si opporrà vigorosamente elevando il valore della tensione di snervamento del metallo. Al contrario, alle temperature più elevate l'atmosfera di Cottrell è più povera di atomi forestieri mentre l'ambiente esterno ad essa se ne arricchisce riducendo il contrasto tra le due concentrazioni che si equivarranno sempre più, confondendosi quasi. In tali condizioni si riduce l'effetto viscoso del trascinamento in quanto atomi interni ed esterni potranno scambiarsi agevolmente. Ciò accade pure, a temperatura molto bassa, nei metalli a struttura CFC in cui la dislocazione molto larga non può di per sé sostenere concentrazioni elevate di atomi interstiziali risultando praticamente priva di atmosfera stessa. L'applicazione dinamica della deformazione esalta le capacità di ancoraggio, ma i suoi effetti non sono indipendenti dalla temperatura che li attenua con l'aumentare ed amplifica col diminuire, contrariamente a quanto previsto da Zener ed Hollomon. La pendenza delle rette $\ln\sigma_s - 1/T$ al variare del rateo di applicazione della deformazione è tale da puntare sempre verso lo stesso valore d'intersezione con l'asse delle ordinate. Ciò suggerisce un metodo semplice di valutazione numerica dei parametri A , B e C nell'eqn. (14). Con una serie di semplici prove di trazione quasi statica a varie temperature si determina la pendenza m_0 della retta d'interpolazione dei dati sperimentali in un diagramma $\ln\sigma_s - 1/T$ ed il valore di A , valido dunque per tutti i ratei è, mentre con un'altra serie di prove sempre a varie temperature, ma ad un solo valore di è facilmente ottenibile in una macchina di trazione, si individua un'altra pendenza m_1 con la quale è possibile costruire la retta di equazione :

$$m = a + b \cdot \ln \dot{\epsilon} \quad (16)$$

e, noti i coefficienti a e b , determinare i valori degli altri due parametri B e C dell'eqn. (14).

BIBLIOGRAFIA

- Campbell J.D., 1959, "Yield Delay Time of Mild Steel", Trans. ASM, 51, p.659
- Campbell J.D., 1953, "The Dynamic Yielding of Mild Steel", Acta Metall., 1, p. 706
- Conrad H., 1961, "On the Mechanism of Yielding and Flow in Iron", Jour. Iron Steel Inst., 198, p. 364
- Conrad H., Hayes W., "Correlation of the Thermal Component of the Yield Stress of the BCC Metals", Aersp. Corp., 1962
- Conrad H., Wiedersich H., 1960, "Activation Energy for Deformation of Metals at Low Temperatures", Acta Metall., 8, p. 128
- Cottrell A.H., 1948, "Effects of Solute Atoms on the Behaviour of Dislocations", Ph. Soc., p. 30.
- Cottrell A.H., 1957, "Deformation of Solids at High rates of Strain", Conf. on Prop. of Mat. at High Rates of Strain, pp. 1-12

Effetto della temperatura e del rateo di applicazione della deformazione sulla tensione di snervamento dei metalli a struttura cubica a corpo centrato

- Cottrell A.H.,1953, "Dislocations and Plastic Flow in Crystals", Oxford
- Cottrell A.H., Bilby B.A.,1949, "Dislocation Theory of Yielding and Strain Aging of Iron", Ph. Soc., 62, p. 49
- Cottrell A.H.,1958, "Theory of Brittle Fracture in Steels and Similar Metals", Trans. AIME, 212, pp. 192-203
- Hollomon J. H.,1947, "The Mechanical Equation of State", Trans. AIME, 171, pp. 535-545
- Manjoine M.J.,1944, "Influence of Rate of Strain and Temperature on Yield Stress of Mild Steels", Jour. Appl. Mech., 11, 4, A211-218
- Orowan E.,1954, "Dislocations and Mechanical Properties", Disl. in Metals, AIME
- Petch N.J., 1953, "The Cleavage Strength of Polycrystals", Jour. Iron Steel Inst., 174, p.25
- Petch N.J.,1964, "The Fracture of Metals", Progr. in Metal Phys., 5, p.1
- Petch N.J., Helsop J.,1956, "The Stress to move a Free Dislocation in Alpha Iron", Phil. Magaz., 47, p.886
- Seeger A., 1955, "The Generation of Lattice Defects by Moving Dislocations and Its Applications to Temperature Dependence of the Flow Stress in FCC Crystals", Phil. Magaz., 46, p. 1194
- Seeger A., 1954, "The Temperature Dependence of the Critical Shear Stress and of Work Hardening of Metal Crystals", Phil. Magaz., 45, p. 771, 1954
- Wert C.A.,1950, Trans. AIME, 188, p.1242
- Yokobori T.,1953, "The Cottrell Bilby Theory of Yielding of Iron", Ph. Rev., 88, p. 1423,
- Zener C., Hollomon J.H., 1944, "Effect of Strain Rate upon Plastic Flow", Jou. Appl. Ph., 15, 22-32.