

ISBN 978-88-8305-223-1

Metallurgia Meccanica

5

LIBER

Collana Didattica Open Access dell'Università del Salento

Metallurgia Meccanica

Pasquale Daniele Cavaliere



Università del Salento

LIBER

Collana Didattica Open Access dell'Università del Salento

LIBERO
COLLANA DIDATTICA OPEN ACCESS
DELL'UNIVERSITÀ DEL SALENTO

5

Metallurgia Meccanica

PASQUALE DANIELE CAVALIERE



UNIVERSITÀ DEL SALENTO

2025

Comitato Scientifico

Paola Davoli
Attilio Pisanò
Vittorio Boscia
Michele Campiti
Raffaele Casciaro
Antonio Ficarella
Maria Grazia Guido
Mariano Longo
Luigi Melica
Ludovico Valli

Indice

CAPITOLO I TENSIONE E DEFORMAZIONE	3
CAPITOLO II PROVE MECCANICHE	35
CAPITOLO III LA DEFORMAZIONE NEI METALLI REALI	95
CAPITOLO IV LA FATICA	131
CAPITOLO V LA FATICA NEI COMPONENTI PRECRICCATI	255
CAPITOLO VI I METALLI AD ALTA TEMPERATURA	315
CAPITOLO VII CREEP	353
CAPITOLO VIII PROCESSI DI DEFORMAZIONE PLASTICA	387

Capitolo I

TENSIONE E DEFORMAZIONE

La resistenza dei materiali è descritto attraverso le relazioni intercorrenti tra forze esterne, forze interne e deformazioni. Per poter ricavare tali relazioni bisogna, in ogni situazione, considerare il corpo in equilibrio. In condizioni di equilibrio sarà quindi possibile ricavare le relazioni tra i carichi esterni agenti su un corpo e le forze interne che si oppongono a tale azione.

Le proprietà meccaniche sono le caratteristiche dei materiali che definiscono la risposta alle sollecitazioni applicate. Tale risposta è nota come deformazione, esistono tre tipi di deformazione in funzione delle quali si possono definire le seguenti proprietà:

proprietà elastiche che governano le deformazioni elastiche dove il materiale assume nuovamente la sua geometria iniziale dopo la rimozione dei carichi applicati; proprietà plastiche, che governano le deformazioni plastiche dove il materiale non assume nuovamente la sua geometria iniziale dopo la rimozione dei carichi applicati e proprietà a frattura che definiscono le leggi associate con la separazione del materiale in due o più parti durante e dopo l'applicazione di carichi.

La Metallurgia Meccanica utilizza i principi della meccanica e della metallurgia per comprendere, razionalizzare e prevedere la risposta dei metalli ai carichi applicati.

Il tema principale è legato al trinomio struttura-proprietà-prestazioni. Modificazioni in uno dei tre producono ingenti cambiamenti nelle altre due, tali cambiamenti sono indotti nei metalli dalla loro storia termomeccanica dalla produzione all'utilizzo.

I concetti di tensione, deformazione e frattura possono essere studiati ed analizzati seguendo due approcci: quello della meccanica del continuo, che assumendo che i materiali siano isotropi ed omogenei, attraverso parametri globali, determina lo stato tensionale e la risposta dei metalli alle sollecitazioni esterne; oppure un approccio microstrutturale, che descrive le modificazioni nelle proprietà meccaniche basandosi sulla conoscenza dei processi sollecitativi e deformativi su scala atomica.

Quando soggetti a sollecitazioni esterne, i metalli esibiscono in generale la seguente sequenza di risposte, funzione dell'entità delle forze applicate: una deformazione elastica in cui l'energia è recuperabile, i legami atomici non si rompono, il materiale obbedisce alla legge di Hook (lineare); oppure una deformazione plastica in cui l'energia non è recuperabile, i legami atomici si rompono, il legame tra tensione e deformazione è descritto dalla legge di Hollomon (non-lineare); per forze estremamente ingenti il materiale giunge a frattura.

Definizione della tensione monoassiale

La tensione è la misura della concentrazione locale della forza meccanica. Considerando un prisma soggetto a due forze (F) uguali ed opposte agenti su due facce di area A_0 , tale tensione è detta normale e può essere di trazione o compressione.



Figura 1.1: tensione monoassiale generata in un solido di sezione A_0 da una forza F .

Si definiscono la tensione vera monoassiale:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (1.1)$$

e la tensione ingegneristica o nominale:

$$\sigma_0 = \frac{F}{A_0} \quad (1.2)$$

che sono legate tra loro dalla seguente relazione:

$$\sigma_0 = \frac{F}{A_0} = \frac{F}{A} \frac{A}{A_0} = \sigma \frac{A}{A_0} \quad (1.3)$$

Definizione della tensione in tre dimensioni

Vogliamo definire la tensione in un punto O di un corpo sollecitato da forze esterne.

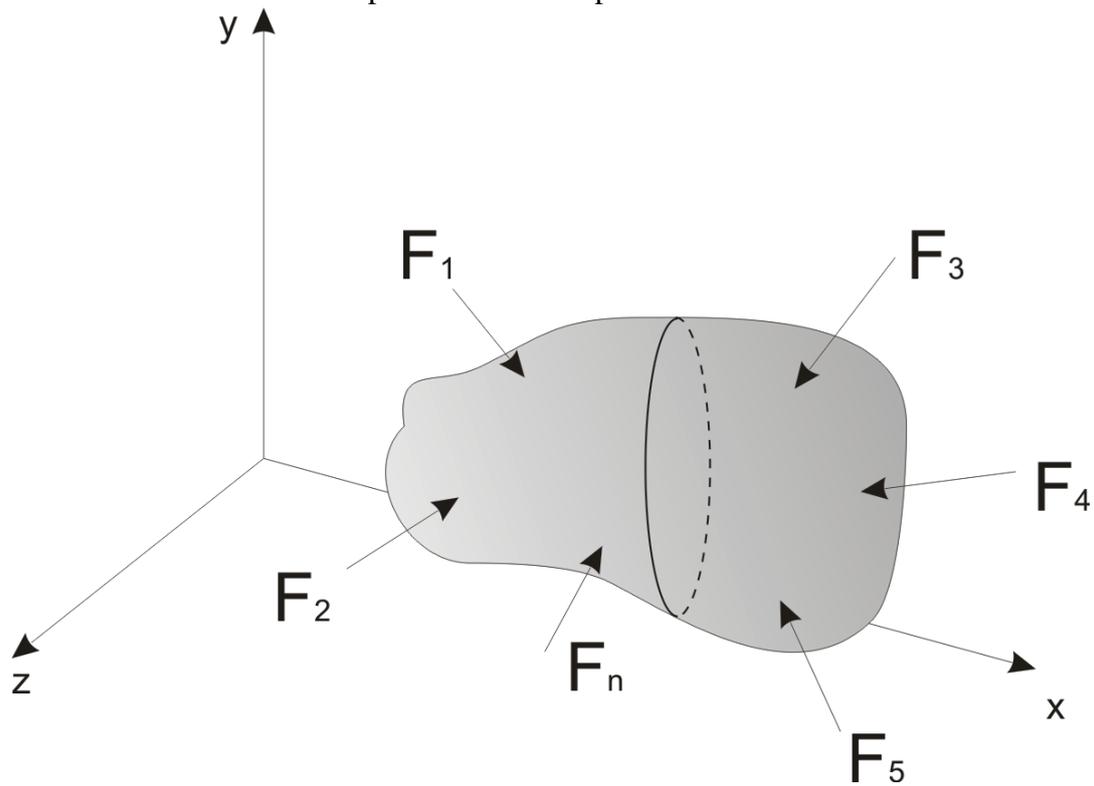


Figura 1.2: generico solido su cui agiscono una serie di forze dall'esterno.

Il primo passo e' di tagliare il corpo in due pezzi lungo un piano passante per il punto O.

Sia \mathbf{n} il vettore unitario normale alla superficie generata dal taglio

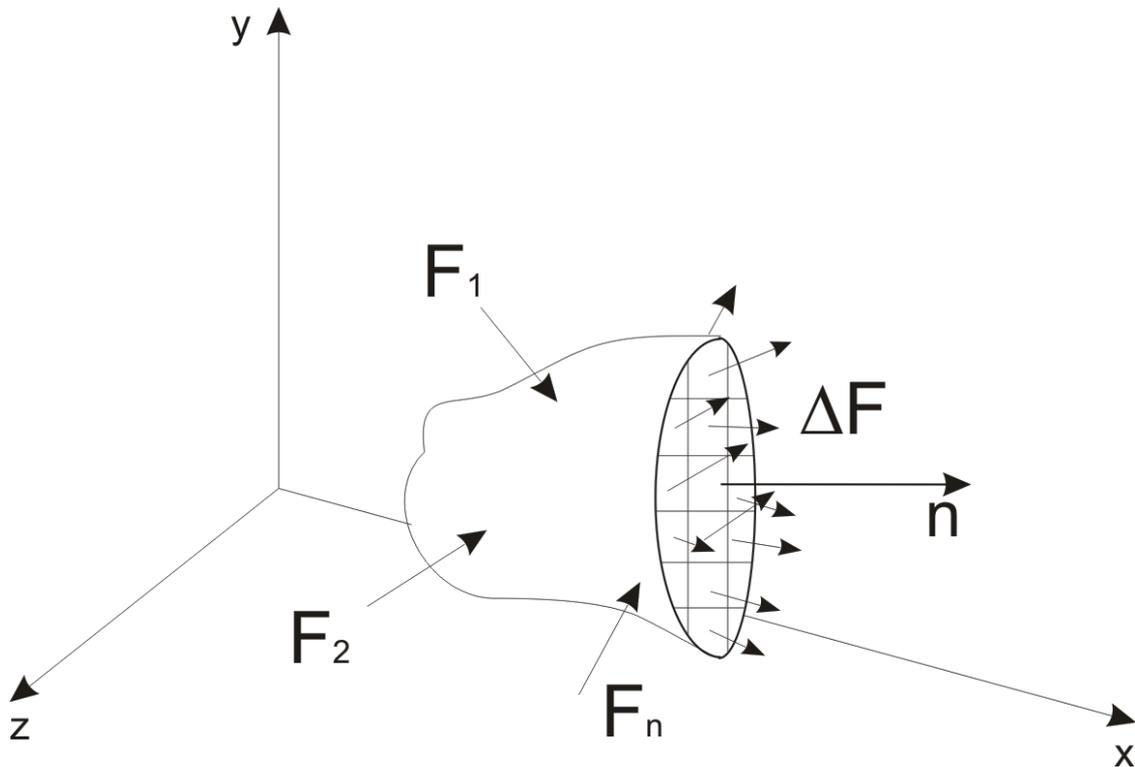


Figura 1.3: definizione del vettore n uscente dalla sezione tagliata del solido.

Le forze agenti sulla superficie tagliata sono le forze interne trasmesse dall'altro pezzo e sono necessarie per mantenere i due pezzi in equilibrio statico.

Per il piano di taglio definiamo un vettore di trazione t_n

$$t_n = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta F}{\Delta A} \quad (1.4)$$

Dove ΔF sono le forze interne agenti su un area ΔA intorno al punto O .

In generale, l'applicazione di una serie di forze genera tensioni normali e tangenziali, queste saranno differenti considerando piani diversi del corpo. Per tale motivo e' di fondamentale importanza definire i sistemi di assi coordinati a cui si fa riferimento durante l'analisi. Le tensioni e le deformazioni sono caratterizzate da un valore numerico e da due direzioni, non sono vettori (i quali sono caratterizzati da una sola direzione) e per tale motivo sono detti tensori del secondo ordine.

Vediamo che t_n e' l'intensita' della forza agente su un piano la cui normale e' n nel punto O . Per descrivere tale situazione bisogna avere due indici per ogni componente di tensione, il primo indica il piano su cui la forza agisce e il secondo la direzione lungo quale la forza agisce.

Considerando un sistema cartesiano fisso con l'oggetto e con origine nel punto O , con vettori unitari e_x, e_y, e_z , possiamo esprimere il vettore di trazione come:

$$t_n = t_{nx}e_x + t_{ny}e_y + t_{nz}e_z \quad (1.5)$$

Noi conosciamo lo stato tensionale nel corpo se per ogni piano passante per quel punto riusciamo a calcolare il vettore di trazione. Se conosciamo il vettore di trazione su tre piani mutualmente

perpendicolari passanti per il punto O, possiamo sempre calcolare il vettore di trazione relativo a qualunque altro piano passante per O.

Selezioniamo $\mathbf{n} = e_x, e_y, e_z$.

Questo definisce tre forze di trazione $\mathbf{t}_{ex}, \mathbf{t}_{ey}, \mathbf{t}_{ez}$ agenti sui piani yz, xz, xy, ognuna di queste forze di trazione ha tre componenti:

$$t_{ex} = \sigma_{xx}e_x + \sigma_{xy}e_y + \sigma_{xz}e_z \tag{1.6}$$

$$t_{ey} = \sigma_{yx}e_x + \sigma_{yy}e_y + \sigma_{yz}e_z$$

$$t_{ez} = \sigma_{zx}e_x + \sigma_{zy}e_y + \sigma_{zz}e_z$$

In termini matriciali la tensione nel punto O e' data da:

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} \end{bmatrix} \tag{1.7}$$

Consideriamo i tre piani precedentemente definiti come le facce di un cubo infinitesimo che racchiude il punto O con gli assi x, y, z, perpendicolari alle tre facce del cubo. Definiamo anche le facce positive del cubo corrispondenti alle direzioni +x, +y, +z.

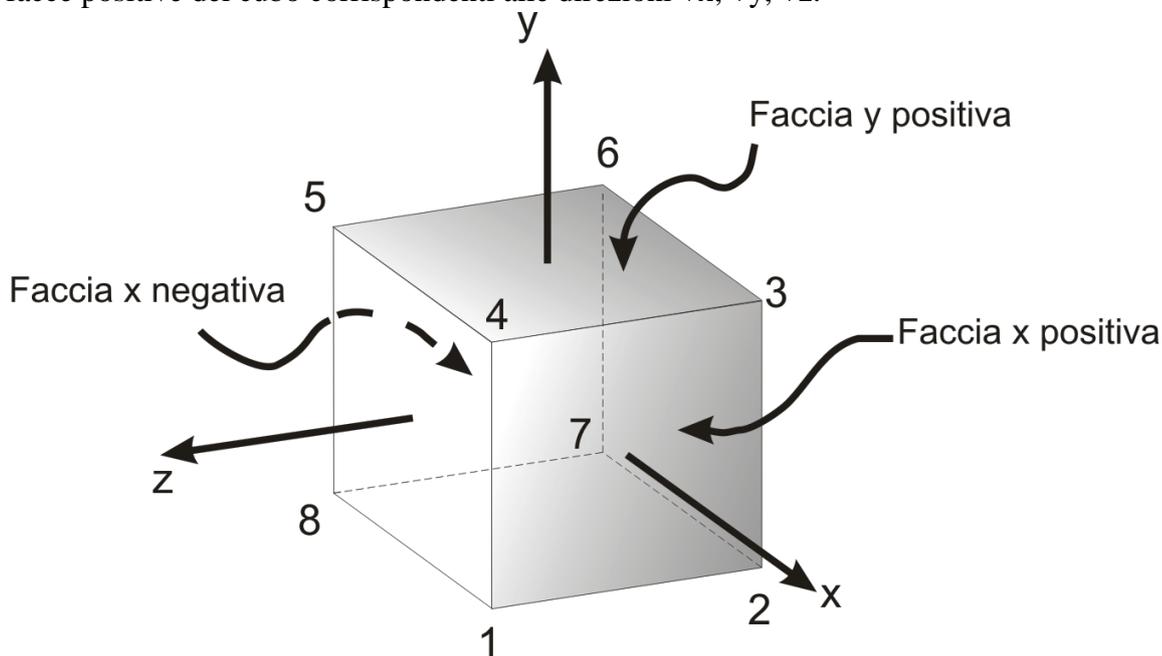


Figura 1.4: versi positivi e negativi del sistema di coordinate scelto rispetto all'elementino solido.

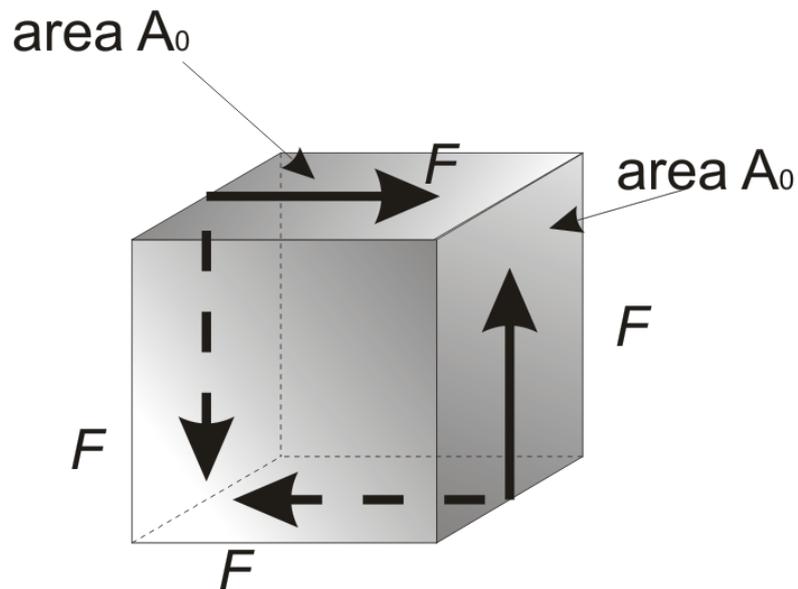
La trazione \mathbf{t}_{ex} e' applicata sul piano yz. σ_{xx} e' la sua componente nella direzione x mentre σ_{xy} e σ_{xz} lo sono nelle direzioni y e z. La σ_{xx} e' detta componente della tensione normale, mentre σ_{xy} e σ_{xz} sono dette componenti della tensione di taglio. In generale una componente tensionale σ_{ij} denota la j-ma componente di tensione applicata ad un'area con normale positiva nell'i-mo asse.

Si puo' quindi calcolare la tensione \mathbf{t}_n agente su qualunque piano con normale \mathbf{n} conoscendo le componenti tensionali:

$$\begin{Bmatrix} t_{nx} \\ t_{ny} \\ t_{nz} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} n_1 \\ n_2 \\ n_3 \end{Bmatrix} \quad (1.8)$$

dove n_1, n_2, n_3 sono i coseni direttori del vettore unitario \mathbf{n} .

Supponiamo di applicare delle sollecitazioni parallele alle facce di un corpo in maniera tale da causare una sollecitazione di taglio.



$$\text{stress } \tau = \frac{F}{A_0}$$

Figure 1.5: tensione tangenziale generate da una forza F agente parallelamente alle facce di sezione A_0 .

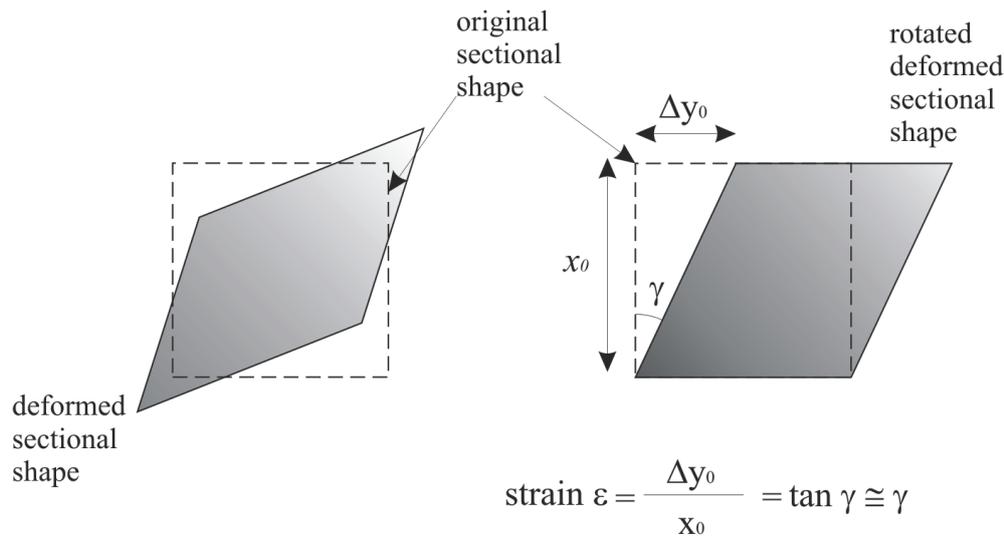


Figura 1.6: deformazione tangenziale.

Anche la sollecitazione di taglio come quella di trazione e' definita come forza per unita' di superficie:

$$\tau = \frac{F}{A_0} \quad (1.9)$$

Componenti principali di tensione

Considerando tutti i possibili sistemi di assi coordinati, vi sono tre piani mutualmente perpendicolari passanti per il punto O in cui le sollecitazioni di taglio agenti sulle facce del cubo sono nulle.

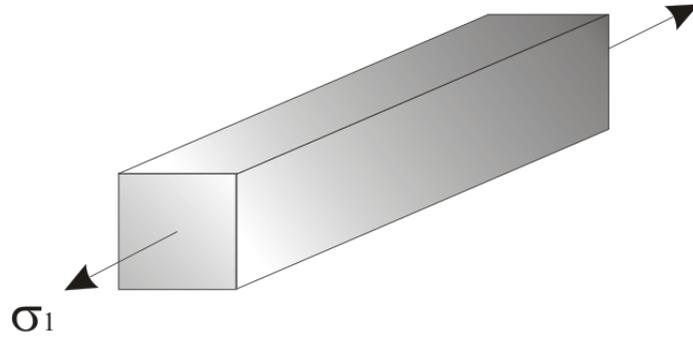
Indicando questi assi con 1, 2, 3, chiamiamo queste direzioni principali e le componenti di tensione normale agenti sui piani 23, 13 e 12 le componenti principali di tensione σ_1 , σ_2 , σ_3 .

Utilizzando le direzioni principali, la tensione nel punto O puo' essere calcolata come:

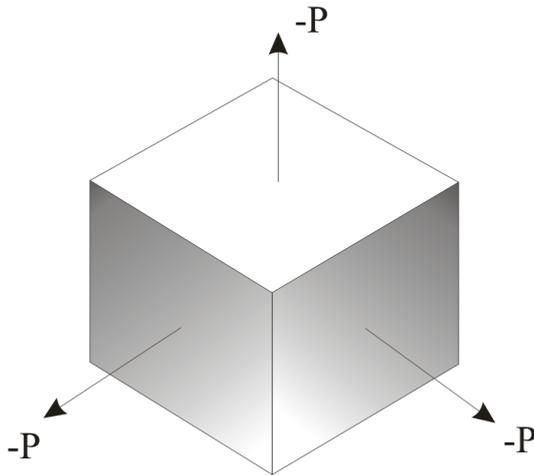
$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{bmatrix} \quad (1.10)$$

Mostrando alcuni esempi si nota come sia matematicamente piu' semplice lavorare in un sistema di assi principali.

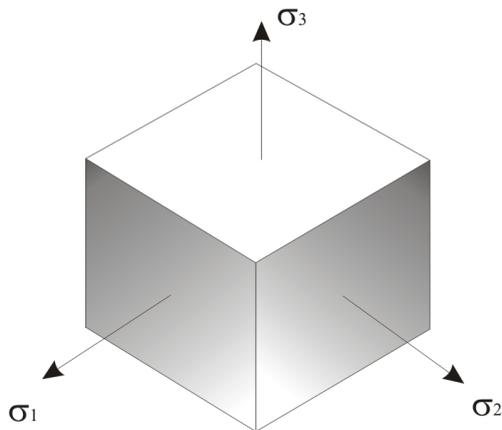
TENSIONE UNIASSIALE



PRESSIONE IDROSTATICA



TENSIONE TRIASSIALE



TENSIONE BIASSIALE

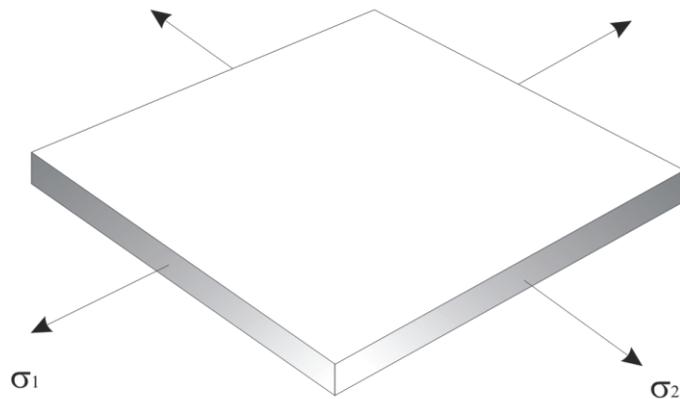


Figura 1.7: generici stati di sollecitazione generati da differenti applicazioni dei carichi.

La finalita' e' calcolare le direzioni e le tensioni principali. Calcoliamo le componenti tensionali da un sistema di coordinate ad un altro per un problema di tensione piana.

Immaginiamo che il piano xy sia proprio di una lamina sottile, lo stato tensionale in un dato punto puo' essere approssimato alla dipendenza esclusiva delle quattro componenti σ_{xx} , σ_{xy} , σ_{yx} e σ_{yy} .

Le uniche componenti diverse da zero sono nel piano xy, indichiamo tale situazione come sollecitazione piana (una delle tre tensioni principali e' nulla).

Consideriamo un elemento del corpo sollecitato in stato tensionale piano,

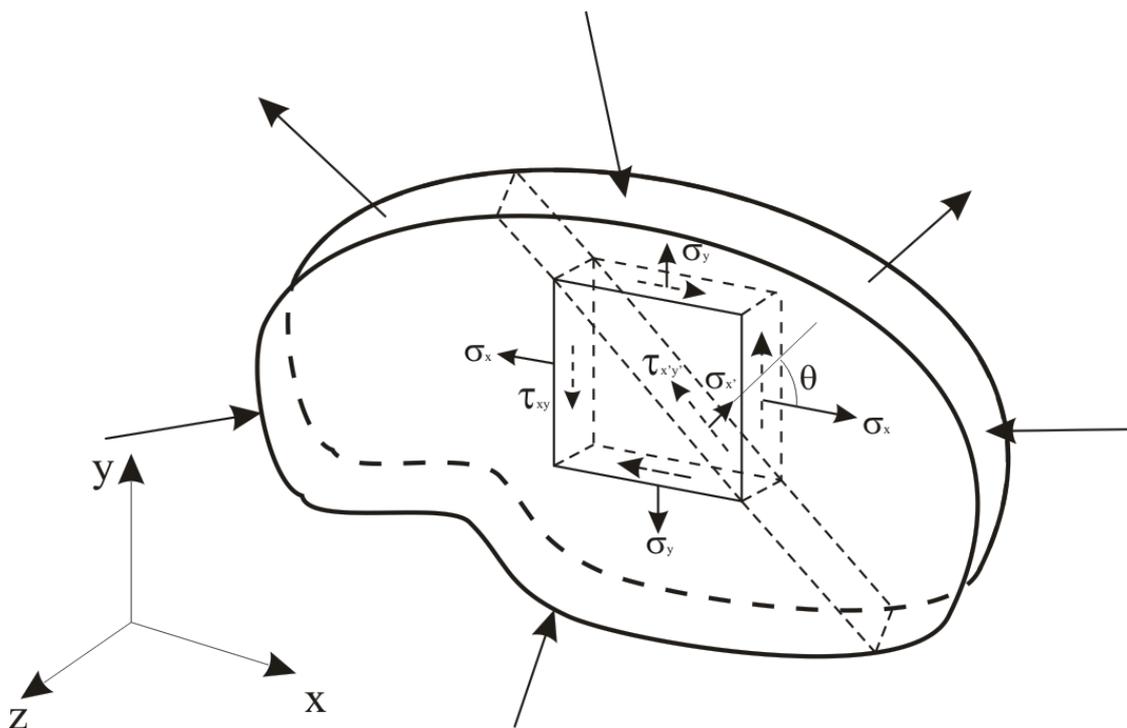


Figura 1.8: tensioni agenti in un solido in stato di sollecitazione piano.

e un sistema di coordinate x', y' tale che l'asse x' sia inclinato di un angolo θ rispetto all'asse x .

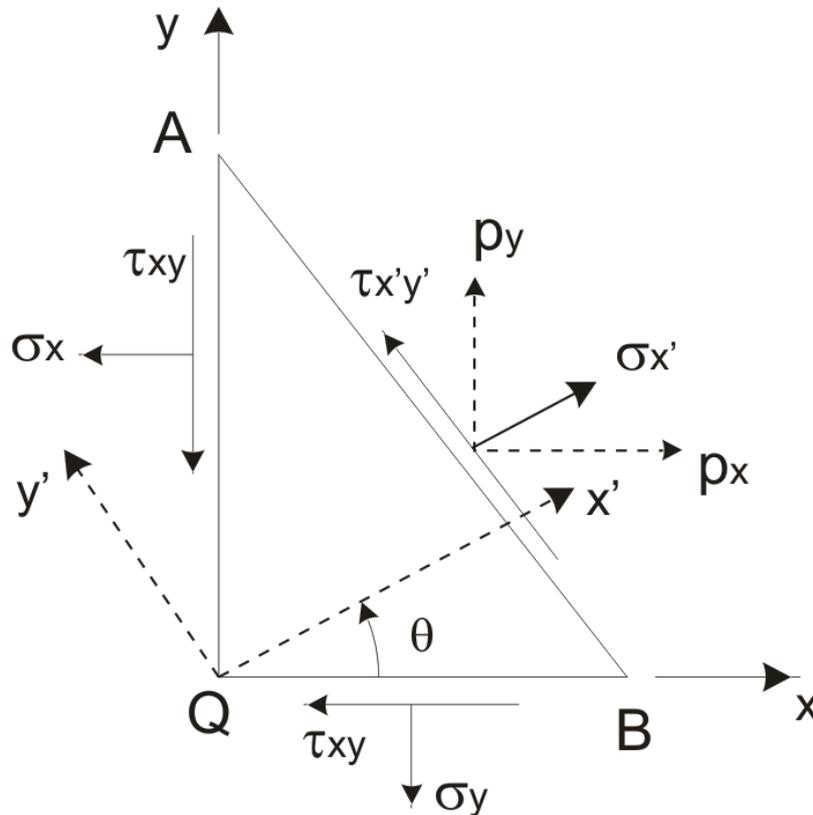


Figura 1.9: cambio di coordinate rispetto ad un generico angolo θ .

Scrivendo le equazioni di equilibrio per il triangolo QAB si dimostra:

$$\begin{aligned}\sigma_{x'x'} &= \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{2} + \frac{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}{2} \cos 2\theta + \tau_{xy} \sin 2\theta \\ \tau_{x'y'} &= -\frac{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}{2} \sin 2\theta + \tau_{xy} \cos 2\theta \\ \sigma_{y'y'} &= \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{2} - \frac{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}{2} \cos 2\theta - \tau_{xy} \sin 2\theta\end{aligned}\tag{1.11}$$

Ponendo:

$$\tau_{x'y'} = 0$$

si ottiene l'angolo θ principale:

$$\tan 2\theta = \frac{2\tau_{xy}}{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}\tag{1.12}$$

mentre le tensioni principali sono date da:

$$\sigma_{1,2} = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}{2}\right)^2 + \tau_{xy}^2} \quad (1.13)$$

Ordinando le tensioni principali come $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$, si puo' calcolare la tensione tangenziale massima come:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \quad (1.14)$$

La tensione tangenziale massima agisce sempre su un piano inclinato di 45 gradi rispetto a quello su cui agiscono σ_1 e σ_3 .

Componenti idrostatica e deviatorica

Consideriamo la matrice delle tensioni nella sua forma generale (1.7), e' conveniente considerarla come divisa in due parti di cui una detta idrostatica o sferica e l'altra detta deviatorica.

La componente idrostatica e' definita come:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}}{2} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{2} \quad (1.15)$$

In funzione di tale equazione definiamo lo stato di sollecitazione idrostatico come:

$$[\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_m & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_m & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_m \end{bmatrix} \quad (1.16)$$

Lo stato di sollecitazione deviatorica e' definito in funzione della sua matrice tensoriale come differenza rispetto a quella idrostatica:

Riferendoci alle tensioni principali le componenti della tensione deviatorica possono essere scritte come:

$$[\sigma'] = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} - \sigma_m & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} - \sigma_m & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} - \sigma_m \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{(2\sigma_{xx} - \sigma_{yy} - \sigma_{zz})}{3} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \frac{(2\sigma_{yy} - \sigma_{xx} - \sigma_{zz})}{3} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \frac{(2\sigma_{zz} - \sigma_{xx} - \sigma_{yy})}{3} \end{bmatrix}$$

$$[\sigma'] = \begin{bmatrix} \sigma_1 - \sigma_m & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 - \sigma_m & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 - \sigma_m \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{(2\sigma_1 - \sigma_2 - \sigma_3)}{3} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{(2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3)}{3} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{(2\sigma_3 - \sigma_1 - \sigma_2)}{3} \end{bmatrix}$$

e schematizzate come:

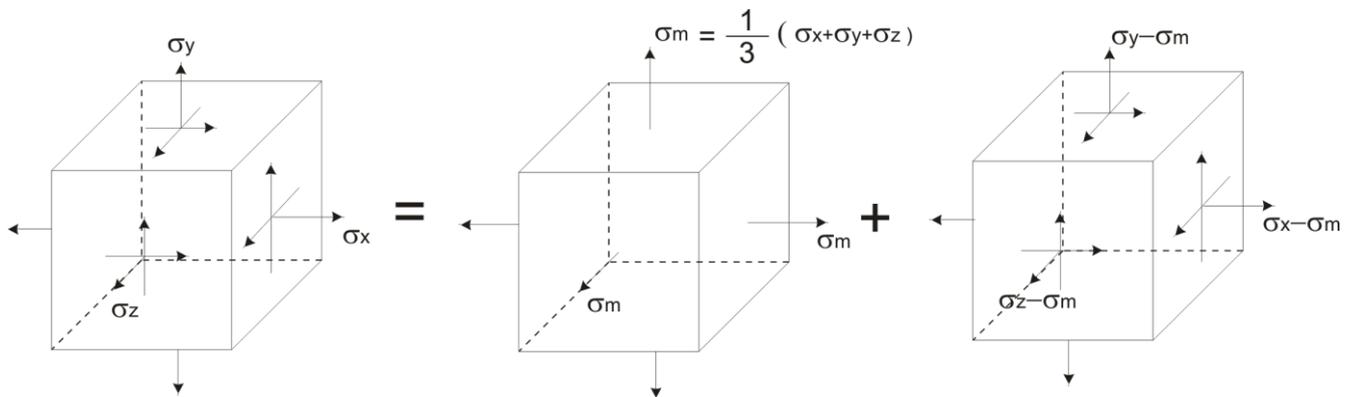


Figura 1.10: tensioni principali (sinistra), componenti idrostatiche (centro), componenti deviatoriche (destra).

In generale, la componente idrostatica e' responsabile di un cambio di volume nel materiale mentre la componente deviatorica e' responsabile delle distorsioni.

Deformazione monoassiale

L'esperienza mostra che non appena una forza viene applicata a un materiale solido ne consegue una variazione della sua geometria iniziale quindi subisce una deformazione.

Consideriamo una barra di lunghezza L_0 , applichiamo una forza tale da fare allungare la barra di una quantita' $DL=L-L_0$.

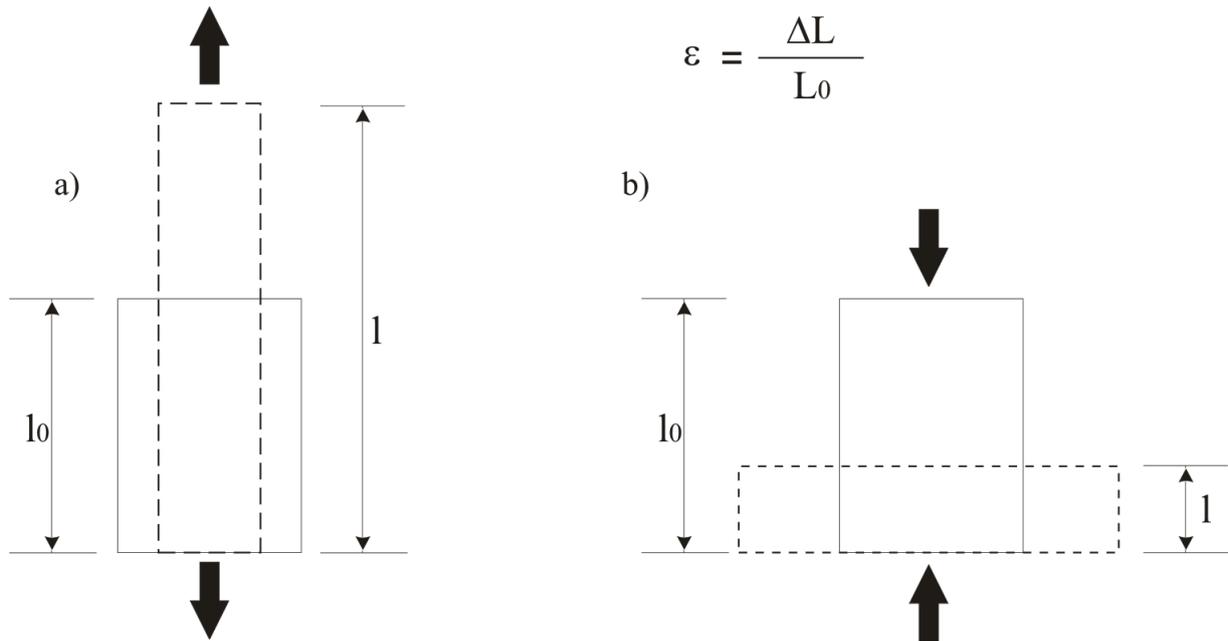


Figura 1.11: deformazione generata da una forza agente in un'unica direzione.

Definiamo la deformazione nominale o ingegneristica come:

$$e = \frac{\Delta L}{L_0} \tag{1.19}$$

Definiamo anche la deformazione tangenziale vera o ingegneristica come:

$$\gamma = \frac{a}{b} \tag{1.20}$$

visualizzabile nella seguente figura 1.12.

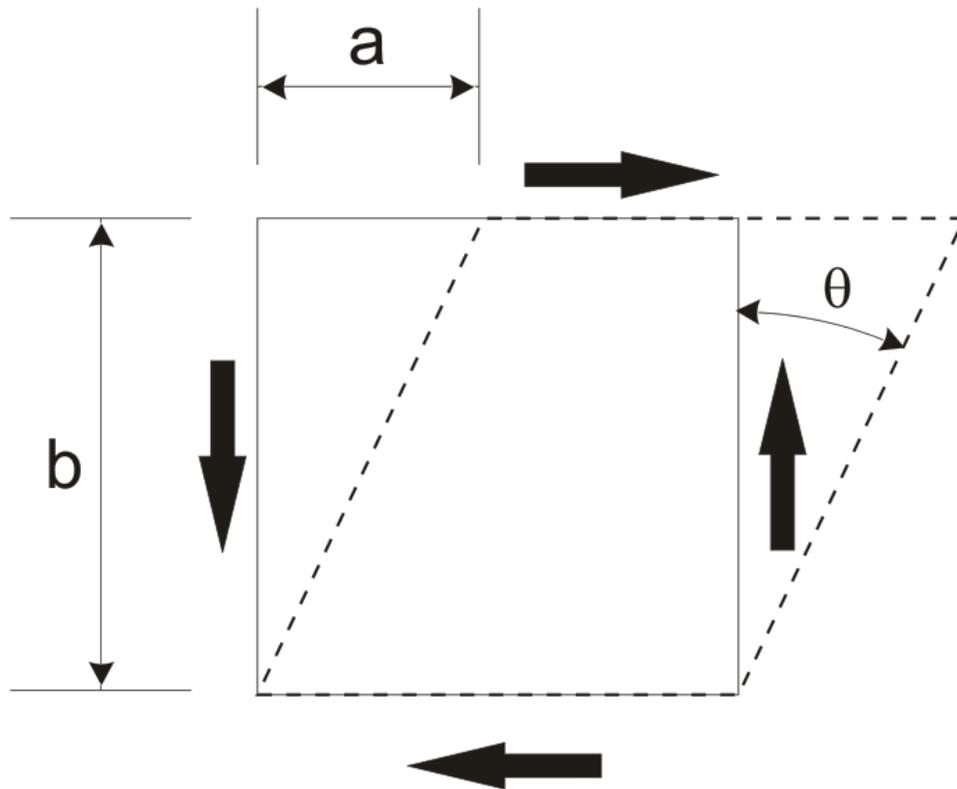


Figura 1.12: deformazione tangenziale.

Tali definizioni sono valide solo per deformazioni piccolissime, per tale analisi è quindi necessario introdurre il concetto di deformazione vera:

$$d\varepsilon = \frac{dL}{L} \quad (1.21)$$

per una qualunque deformazione da L_0 a L :

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L d\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} \quad (1.22)$$

che integrata diventa:

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \quad (1.23)$$

che per piccole deformazioni diventa:

$$\varepsilon = \ln\left(1 + \frac{L}{L_0}\right) \cong \frac{\Delta L}{L_0} = e \quad (1.24)$$

Deformazioni in due dimensioni

Consideriamo un quadrato di dimensioni infinitesime Δx - Δy nel piano xy .

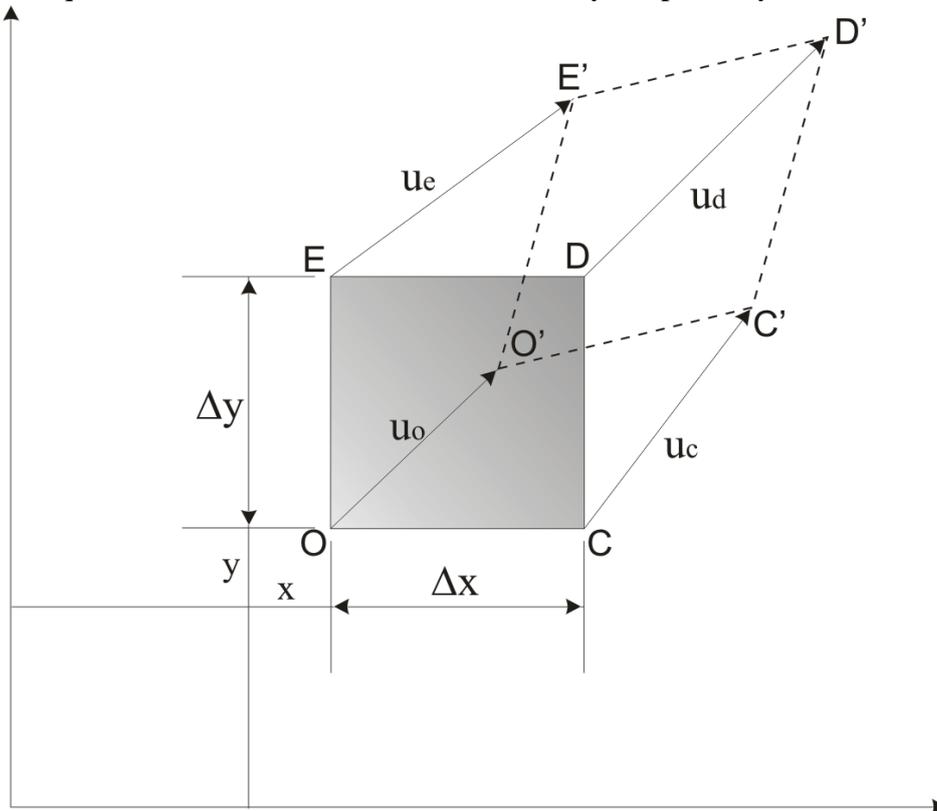


Figura 1.13: distorsione generate in un solido in stato di deformazione piano.

Assumiamo che la deformazione avvenga solo nel piano xy e lungo le direzioni x e y . Indichiamo questa situazione stato di deformazione piano.

Definiamo le componenti della deformazione in un punto O come le variazioni relative delle lunghezze Δx e Δy :

$$e_{xx} = \lim_{\Delta x \rightarrow 0} \frac{O'C' - OC}{OC} = \lim_{\Delta x \rightarrow 0} \frac{[\Delta x + (\partial u / \partial x)\Delta x] - \Delta x}{\Delta x} = \frac{\partial u}{\partial x} \quad (1.25)$$

$$e_{yy} = \lim_{\Delta y \rightarrow 0} \frac{O'E' - OE}{OE} = \lim_{\Delta y \rightarrow 0} \frac{[\Delta y + (\partial v / \partial y)\Delta y] - \Delta y}{\Delta y} = \frac{\partial v}{\partial y}$$

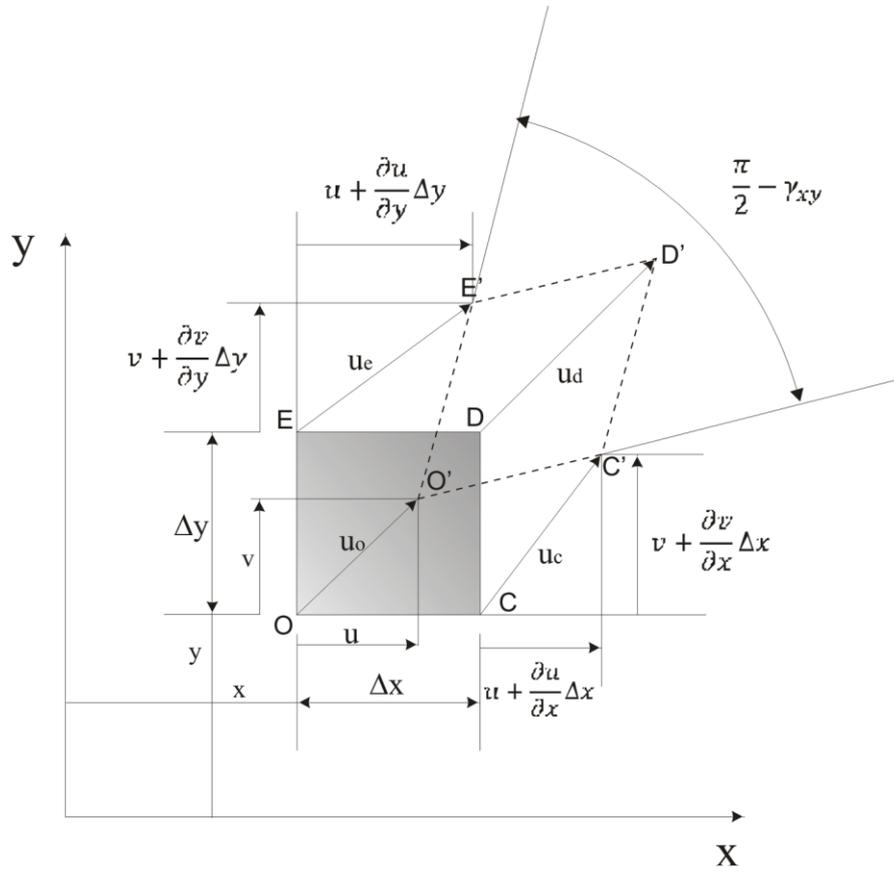


Figura 1.14: componenti de formative in un solido in stato di deformazione piano.

Similmente si puo' definire la componente di deformazione tangenziale:

$$\gamma_{xy} = \lim_{\Delta x \rightarrow 0, \Delta y \rightarrow 0} \left(\frac{\pi}{2} - [C'O'E'] \right) = \lim_{\Delta x \rightarrow 0, \Delta y \rightarrow 0} \left\{ \frac{\pi}{2} - \left[\frac{\pi}{2} - \frac{(\partial v / \partial x) \Delta x}{\Delta x} - \frac{(\partial u / \partial y) \Delta y}{\Delta y} \right] \right\} = \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y} \quad (1.26)$$

che in tre dimensioni possiamo scrivere come:

$$\begin{aligned} e_{xx} &= \frac{\partial u}{\partial x}, \gamma_{xy} = \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y}, \gamma_{xz} = \frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z} \\ \gamma_{yx} &= \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}, e_{yy} = \frac{\partial v}{\partial y}, \gamma_{yz} = \frac{\partial w}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial z} \end{aligned} \quad (1.27)$$

$$\gamma_{zx} = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x}, \gamma_{zy} = \frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y}, e_{zz} = \frac{\partial w}{\partial z},$$

Similmente a quella delle tensioni possiamo definire la matrice delle deformazioni:

$$[e] = \begin{bmatrix} e_{xx} & \frac{1}{2}\gamma_{xy} & \frac{1}{2}\gamma_{xz} \\ \frac{1}{2}\gamma_{yx} & e_{yy} & \frac{1}{2}\gamma_{yz} \\ \frac{1}{2}\gamma_{zx} & \frac{1}{2}\gamma_{zy} & e_{zz} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} e_{xx} & \varepsilon_{xy} & e_{xz} \\ e_{yx} & \varepsilon_{yy} & e_{yz} \\ e_{zx} & e_{zy} & e_{zz} \end{bmatrix} \quad (1.28)$$

che può essere scritta in termini delle deformazioni principali:

$$e = \begin{pmatrix} e_1 & 0 & 0 \\ 0 & e_2 & 0 \\ 0 & 0 & e_3 \end{pmatrix} \quad (1.29)$$

che godono dell'importante proprietà che:

$$e_{xx} + e_{yy} + e_{zz} = e_1 + e_2 + e_3 \quad (1.30)$$

in stato di deformazione piano una delle componenti principali è nulla:

$$e = \begin{pmatrix} e_1 & 0 & 0 \\ 0 & e_2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (1.31)$$

Deformazione elastica

La deformazione elastica è caratterizzata dalle fondamentali proprietà per cui l'energia è recuperabile, i legami atomici non si rompono, il materiale torna ad assumere la sua geometria iniziale dopo l'applicazione del carico e il materiale obbedisce alla legge di Hook.

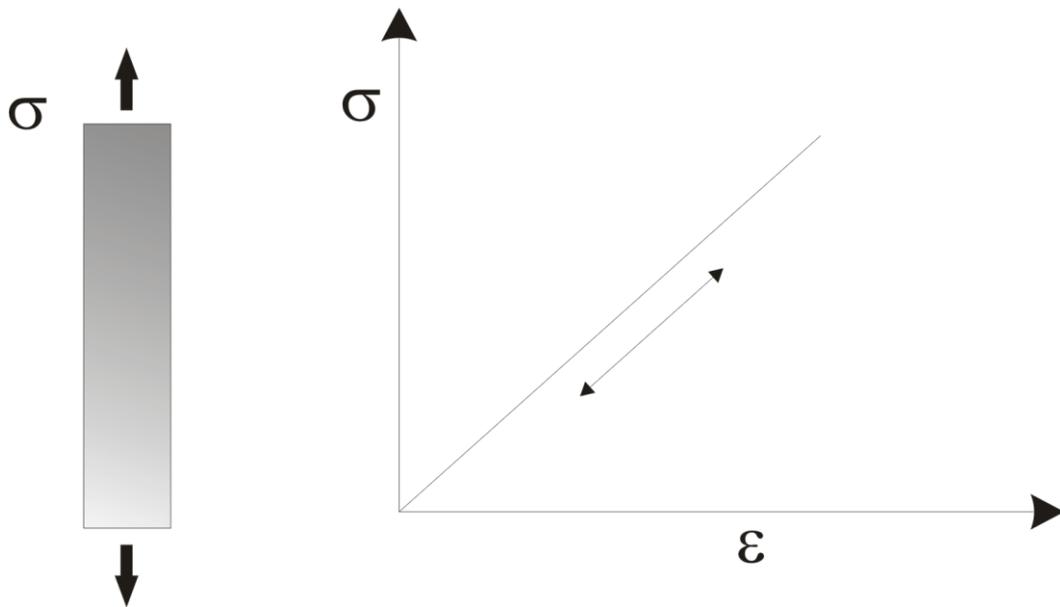


Figura 1.15: comportamento elastico.

La relazione lineare che regola la deformazione elastica e' valida solo per piccole deformazioni. Consideriamo una sollecitazione monoassiale nella direzione x.

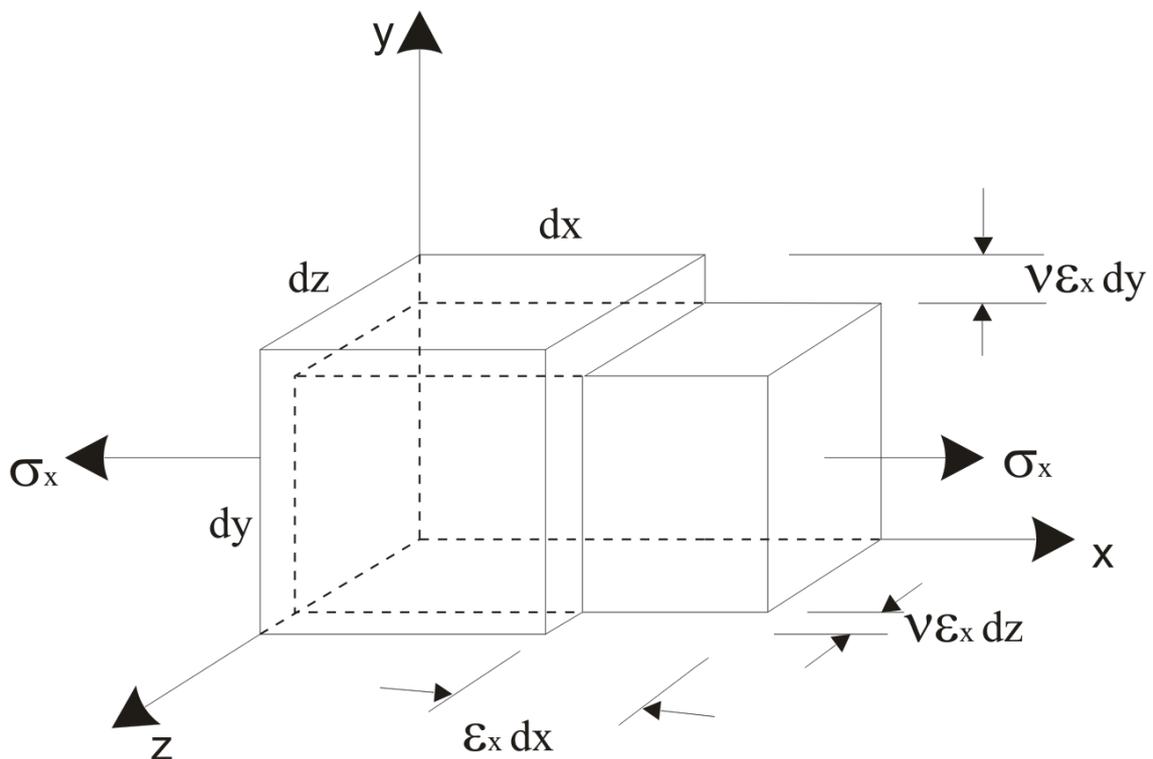


Figura 1.16: deformazioni in uno stato di sollecitazione monoassiale.

Si definisce Modulo di Young il rapporto tra la sollecitazione imposta e la deformazione indotta:

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} \quad (1.32)$$

Notiamo che in caso di sollecitazione monoassiale:

$$\sigma = \sigma_{xx} \quad (1.33)$$

Mentre tutte le altre componenti sono nulle.

Ora mentre:

$$\varepsilon = \varepsilon_{xx} \quad (1.34)$$

le componenti ε_{zz} e ε_{yy} non sono nulle.

Infatti si definisce Rapporto di Poisson:

$$\nu = -\frac{\varepsilon_{yy}}{\varepsilon_{xx}} = -\frac{\varepsilon_{zz}}{\varepsilon_{xx}} \quad (1.35)$$

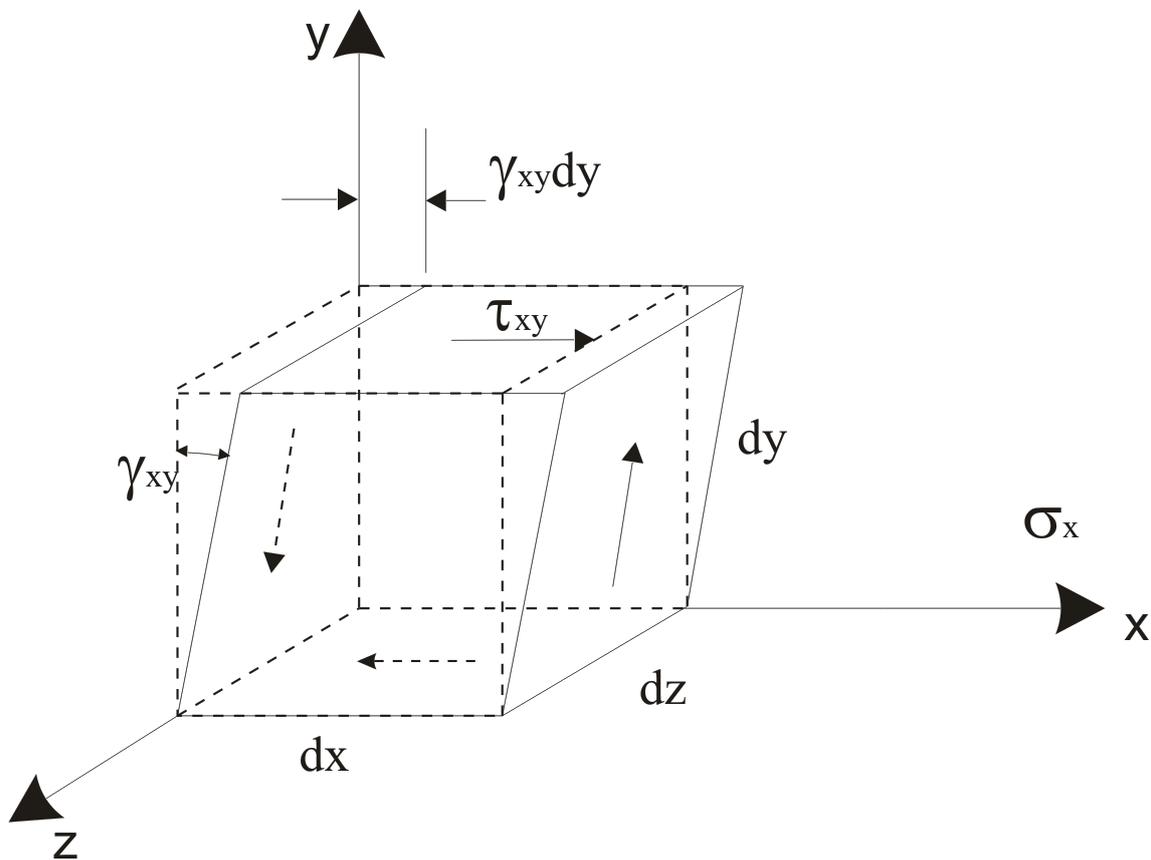


Figura 1.17: componenti della deformazione tangenziale.

Nella tabella seguente si riporta il rapporto di Poisson per alcuni dei metalli più comuni:

Metallo	ν
Ag	0.38
Al	0.34
Au	0.42
Cu	0.34
Fe- α	0.29
Ir	0.26
Ni	0.31
W	0.29

Si definisce il modulo a taglio come:

$$\gamma = \frac{1}{G} \tau \quad (1.36)$$

Che si dimostra essere:

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (1.37)$$

Nel caso generale, considerando che tutte le nove componenti tensionali agiscono contemporaneamente:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{xx} &= \frac{1}{E} [\sigma_{xx} - \nu(\sigma_{yy} + \sigma_{zz})] \gamma_{xy} = \frac{\tau_{xy}}{G} \\ \varepsilon_{yy} &= \frac{1}{E} [\sigma_{yy} - \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{zz})] \gamma_{yz} = \frac{\tau_{yz}}{G} \\ \varepsilon_{zz} &= \frac{1}{E} [\sigma_{zz} - \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})] \gamma_{xz} = \frac{\tau_{xz}}{G} \end{aligned} \quad (1.38)$$

Criteri di snervamento

Un criterio di snervamento indica per quale combinazione delle componenti tensionali si ha transizione da un comportamento elastico ad un comportamento plastico.

In una dimensione, lo snervamento avviene nel momento in cui la tensione applicata eguaglia la tensione di snervamento Y :

$$\sigma = Y \quad (1.39)$$

Ora consideriamo uno stato di sollecitazione multiassiale,

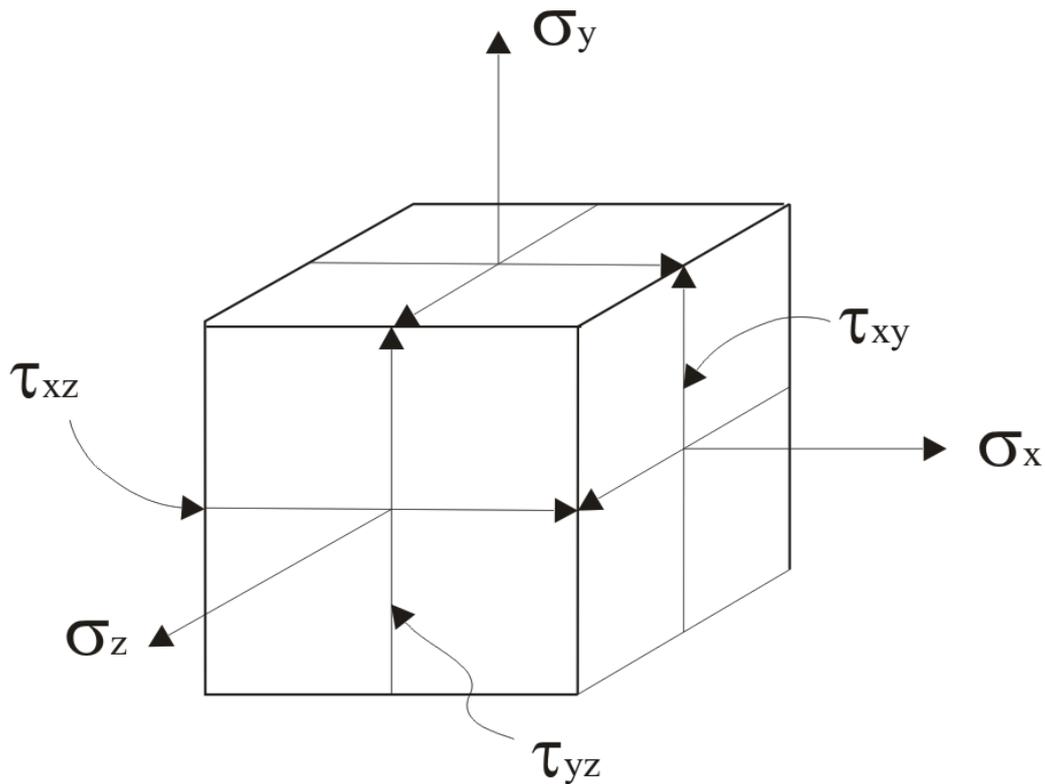


Figura 1.18: generiche component tensionali.

Criterio di Tresca

Lo snervamento avviene quando la tensione tangenziale massima eguaglia la tensione di snervamento a taglio:

$$\tau_{\max} = k \quad (1.40)$$

ricordando che

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (1.41)$$

La tensione di snervamento a taglio, k , e' il livello delle tensione tangenziale, τ , che fa avvenire una transizione tra un comportamento elastico ed uno plastico nella deformazione γ .

La tensione di snervamento a taglio non e' indipendente da quella in trazione.

Applicando il criterio di Tresca per la trazione monoassiale:

$$\sigma_1 \neq 0 \quad (1.42)$$

e:

$$\sigma_2 = \sigma_3 = 0 \quad (1.43)$$

quindi si puo' scrivere:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} = \frac{\sigma_1 - 0}{2} = \frac{\sigma_1}{2} = k \quad (1.44)$$

per cui per il criterio di Tresca:

$$k = \frac{Y}{2} \quad (1.45)$$

In generale lo snervamento avviene quando:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} = k = \frac{Y}{2} \quad (1.46)$$

in caso di sollecitazione piana:

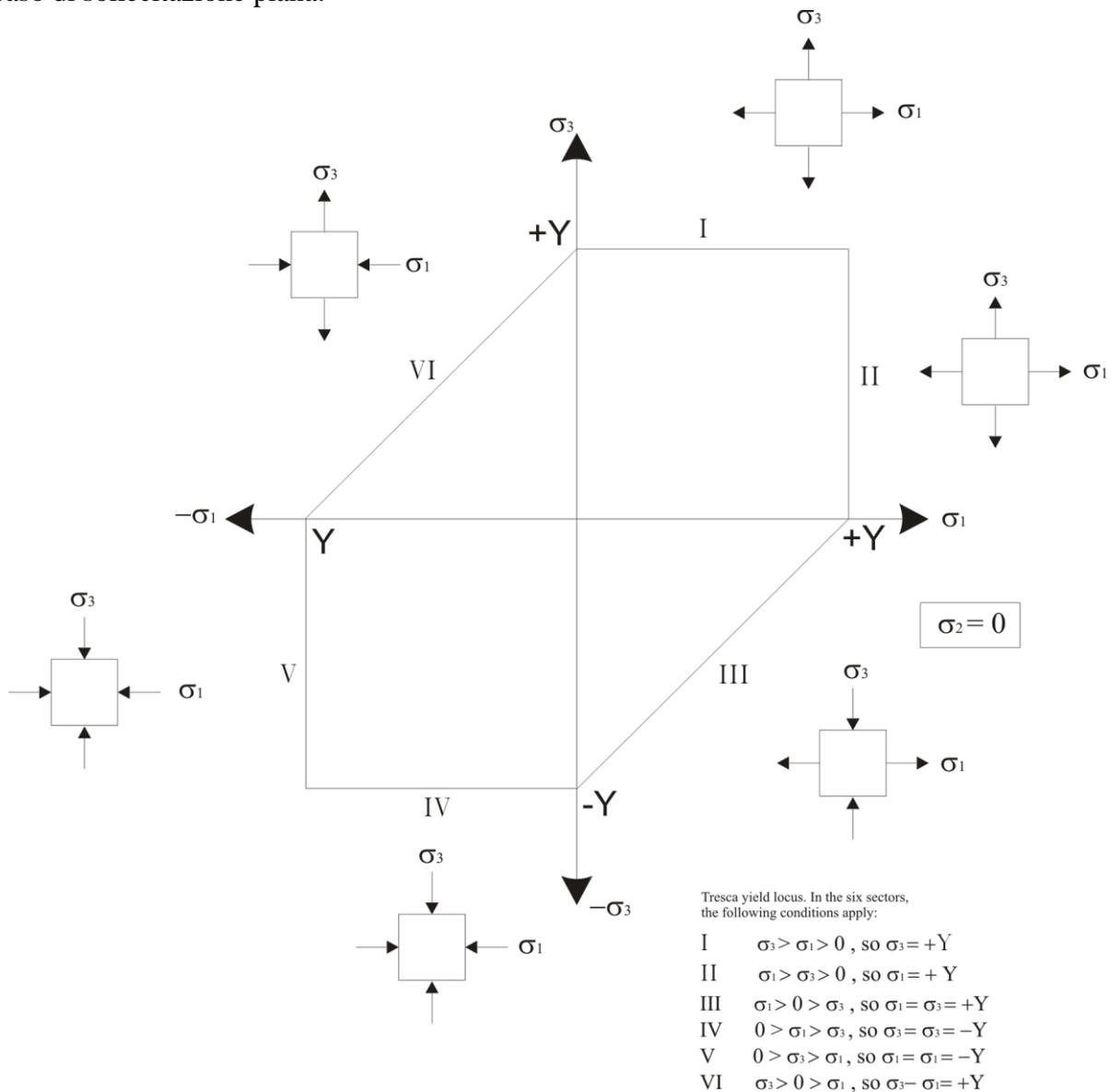


Figura 1.19: area sollecitativa second il criterio di Tresca.

Critero di Von Mises

Definiamo una tensione equivalente:

$$\bar{\sigma}_{VM} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (1.47)$$

che puo' essere scritta come:

$$\bar{\sigma}_{VM} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} \quad (1.48)$$

in accordo con tale criterio, lo snervamento avviene quando la tensione equivalente eguaglia il carico di snervamento Y .

Nel caso di tensione monoassiale:

$$\bar{\sigma}_{VM} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - 0)^2 + (0 - 0)^2 + (0 - \sigma_1)^2} = \sigma_1 = Y \quad (1.49)$$

Valutiamo i due differenti criterio in alcuni casi particolari.

Tensione biassiale:

$$\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma$$

$$\sigma_3 = 0$$

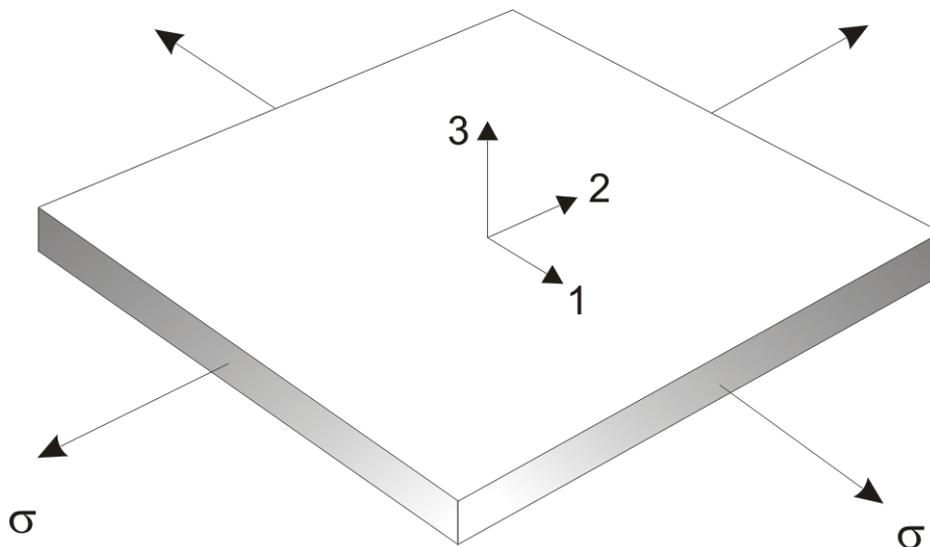


Figura 1.20: stato di sollecitazione piano.

Le tensioni principali sono:

$$\sigma_{\max} = \sigma_1 = \sigma$$

$$\sigma_{\min} = \sigma_3 = 0$$

(1.50)

Per Tresca:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma - 0}{2} = \frac{Y}{2}$$

Per von-Mises:

$$\bar{\sigma}_{VM} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma - 0)^2 + (\sigma - 0)^2 + (0 - \sigma)^2} = \sigma$$

Taglio puro

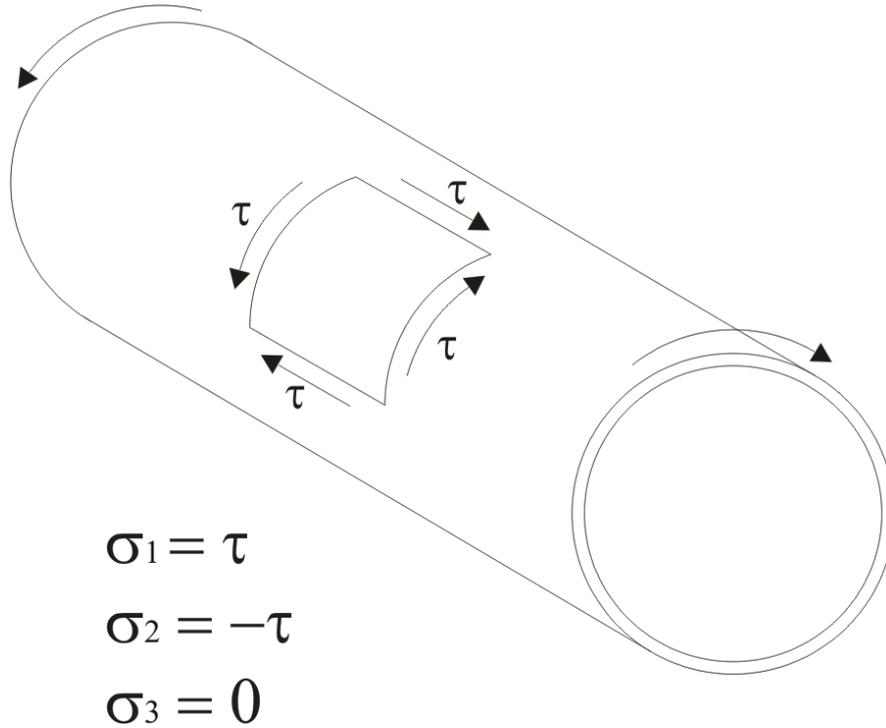


Figura 1.21: torsione in una barra.

Per Tresca:

$$\tau_{\max} = \frac{\tau - (-\tau)}{2} = \tau, \tau = \frac{Y}{2}$$

Per von-Mises:

$$\bar{\sigma}_{VM} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\tau - (-\tau))^2 + (-\tau - 0)^2 + (0 - \tau)^2} = \sqrt{3}\tau$$

$$\sqrt{3}\tau = Y, \tau = k = \frac{Y}{\sqrt{3}}$$

Motiviamo ora le relazioni tensione-deformazione, e consideriamo di trazionare il materiale nella direzione 1, vi e' una contrazione nelle direzioni 2 e 3.

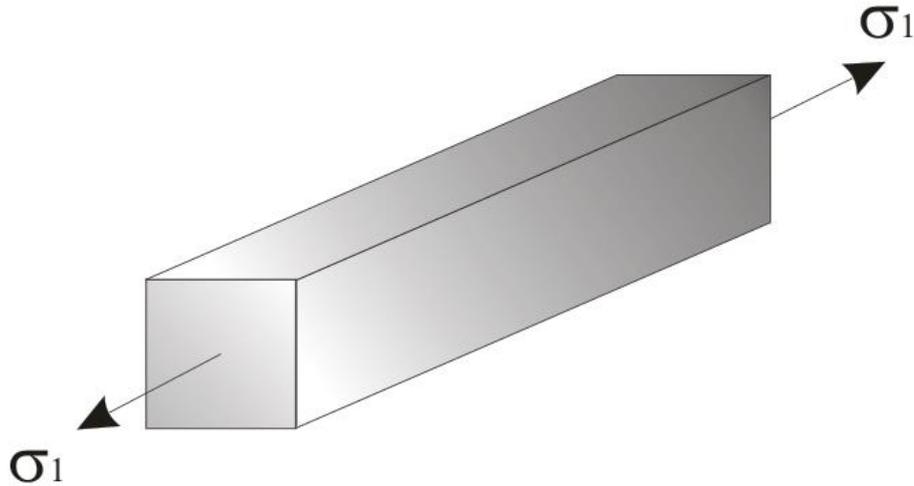


Figura 1.22: tensione monoassiale.

Per un materiale isotropo:

$$\varepsilon_2 = \varepsilon_3 \quad (1.51)$$

Dal momento che i metalli si considerano incomprimibili, si ha per la conservazione del volume:

$$\frac{\Delta V}{V} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3$$

dalla (1.51) ricaviamo che :

$$\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -\frac{\varepsilon_1}{2}$$

calcoliamo le componenti deviatoriche della tensione:

$$\sigma'_1 = \sigma_1 - \sigma_m = \sigma_1 - \frac{\sigma_1 + 0 + 0}{3} = \frac{2\sigma_1}{3}$$

$$\sigma'_2 = \sigma_2 - \sigma_m = 0 - \frac{\sigma_1 + 0 + 0}{3} = -\frac{\sigma_1}{3} \quad \sigma'_3 = \sigma_3 - \sigma_m = 0 - \frac{\sigma_1 + 0 + 0}{3} = -\frac{\sigma_1}{3}$$

combinando le equazioni precedenti:

$$\frac{\varepsilon_2}{\sigma'_2} = \frac{\varepsilon_3}{\sigma'_3} = \frac{-\frac{\varepsilon_1}{2}}{-\frac{\sigma_1}{3}} = \frac{\varepsilon_1}{\frac{2\sigma_1}{3}} = \frac{\varepsilon_1}{\sigma'_1}$$

che puo' essere scritta come:

$$\frac{\varepsilon_1}{\sigma'_1} = \frac{\varepsilon_2}{\sigma'_2} = \frac{\varepsilon_3}{\sigma'_3} = \text{costante}$$

questa e' detta regola di flusso, e gioca lo stesso ruolo della legge di Hook nella deformazione plastica.

La sua forma differenziale e':

$$\frac{d\varepsilon_1}{\sigma_1'} = \frac{d\varepsilon_2}{\sigma_2'} = \frac{d\varepsilon_3}{\sigma_3'} = d\lambda$$

Con $d\lambda$ costante propria di ogni singolo materiale metallico.

Per la condizione di incomprimibilita':

$$d\varepsilon_1 + d\varepsilon_2 + d\varepsilon_3 = 0$$

E' possibile ricostruire tutta la storia deformativa del materiale.

Riscriviamo l'equazione precedente come:

$$d\varepsilon_1 = d\lambda\sigma_1'$$

$$d\varepsilon_2 = d\lambda\sigma_2'$$

$$d\varepsilon_3 = d\lambda\sigma_3'$$

ogni variazione incrementale della deformazione e' proporzionale alla corrispondente componente deviatorica che ricordiamo legata alla tensione principale da:

$$\sigma_1' = \sigma_1 - \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} = \frac{2\sigma_1 - (\sigma_2 + \sigma_3)}{3}$$

$$\sigma_2' = \sigma_2 - \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} = \frac{2\sigma_2 - (\sigma_1 + \sigma_3)}{3}$$

$$\sigma_3' = \sigma_3 - \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} = \frac{2\sigma_3 - (\sigma_1 + \sigma_2)}{3}$$

Definiamo ora il lavoro di deformazione per unita' di volume come:

$$dw = \sigma_{xx} d\varepsilon_{xx}$$

che generalizzata in tre dimensioni diventa:

$$dw = \sigma_{xx} d\varepsilon_{xx} + \sigma_{yy} d\varepsilon_{yy} + \sigma_{zz} d\varepsilon_{zz} + \tau_{xy} d\gamma_{xy} + \tau_{yz} d\gamma_{yz} + \tau_{zx} d\gamma_{zx}$$

che e' valida in regime elastico e in regime plastico ed e' legata alla tensione di snervamento di von-Mises da:

$$dw = \sigma_{xx} d\varepsilon_{xx} + \sigma_{yy} d\varepsilon_{yy} + \sigma_{zz} d\varepsilon_{zz} + \tau_{xy} d\gamma_{xy} + \tau_{yz} d\gamma_{yz} + \tau_{zx} d\gamma_{zx} = \bar{\sigma}_{VM} d\bar{\varepsilon}$$

a meno della deformazione effettiva:

$$d\varepsilon = \sqrt{\frac{2}{3}(d\varepsilon_1^2 + d\varepsilon_2^2 + d\varepsilon_3^2)}$$

Tali equazioni risultano estremamente utili ed esemplificative nell'analisi degli stati tenso-deformativi durante i processi di deformazione plastica industriali.

Consideriamo il caso della deformazione piana:

$$\varepsilon_2 = 0$$

per cui:

$$d\varepsilon_2 = d\lambda\sigma_2' = 0 \Rightarrow \sigma_2' = \frac{2\sigma_2 - (\sigma_1 + \sigma_3)}{3} = 0 \Rightarrow \sigma_2 = \frac{\sigma_1 + \sigma_3}{2}$$

utilizzando le espressioni precedenti per il calcolo del carico di snervamento:

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}_{VM} &= \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} = \\ &= \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{\left(\sigma_1 - \frac{\sigma_1 + \sigma_3}{2}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_1 + \sigma_3}{2} - \sigma_3\right)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} = \\ &= \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{\frac{1}{4}(\sigma_1 - \sigma_3)^2 + \frac{1}{4}(\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2} = \\ &= \frac{\sqrt{3}}{2} |\sigma_1 - \sigma_3| \end{aligned}$$

quindi il criterio di von-Mises applicato a un caso di deformazione piana diventa:

$$\bar{\sigma}_{VM} = \frac{\sqrt{3}}{2} |\sigma_1 - \sigma_3| = Y \Rightarrow |\sigma_1 - \sigma_3| = \frac{\sqrt{3}}{2} Y$$

dalla condizione di incomprimibilit  otteniamo:

$$d\varepsilon_1 + d\varepsilon_2 + d\varepsilon_3 = 0 \Rightarrow d\varepsilon_1 + 0 + d\varepsilon_3 = 0 \Rightarrow d\varepsilon_3 = -d\varepsilon_1$$

per cui calcoliamo la deformazione effettiva che risulta essere:

$$d\bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{3}(d\varepsilon_1^2 + d\varepsilon_2^2 + d\varepsilon_3^2)} = \sqrt{\frac{2}{3}(d\varepsilon_1^2 + 0 + (-d\varepsilon_1)^2)} = \frac{2}{\sqrt{3}} |d\varepsilon_1| = \frac{2}{\sqrt{3}} |d\varepsilon_3|$$

e il lavoro di deformazione diviene:

$$dw = \bar{\sigma}_{VM} d\bar{\varepsilon} = Y \frac{2}{\sqrt{3}} |d\varepsilon_1| = Y \frac{2}{\sqrt{3}} |d\varepsilon_3|$$

Esempi

Consideriamo una lavorazione di trafilatura piana

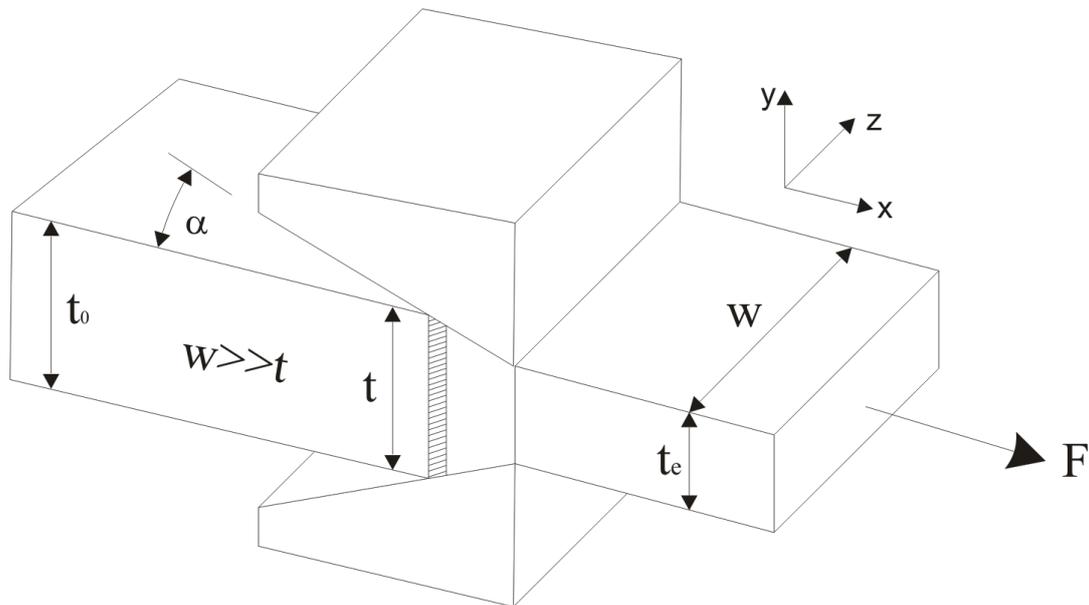


Figura 1.23: trafilatura piana.

Dal momento che:

$$w \gg t$$

si puo' considerare:

$$\varepsilon_z = 0$$

Tensione equivalente: $\bar{\sigma}_{VM} = \frac{\sqrt{3}}{2} |\sigma_x - \sigma_y|$

Condizione di snervamento: $|\sigma_x - \sigma_y| = \frac{2}{\sqrt{3}} Y$

Incremento deformativo: $d\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} |d\varepsilon_y|$

Incremento del lavoro di deformazione: $dw = Y \frac{2}{\sqrt{3}} |d\varepsilon_y|$

Sia p la pressione di contatto all'interfaccia utensile-materiale, considerando l'angolo a molto piccolo, si puo' assumere l'asse y normale all'interfaccia di contatto (piccole riduzioni d'area):

Tensione equivalente: $\bar{\sigma}_{VM} = \frac{\sqrt{3}}{2} (\sigma_x + p)$

Condizione di snervamento: $\sigma_x + p = \frac{2}{\sqrt{3}} Y$

Consideriamo ora una forgiatura in deformazione piana

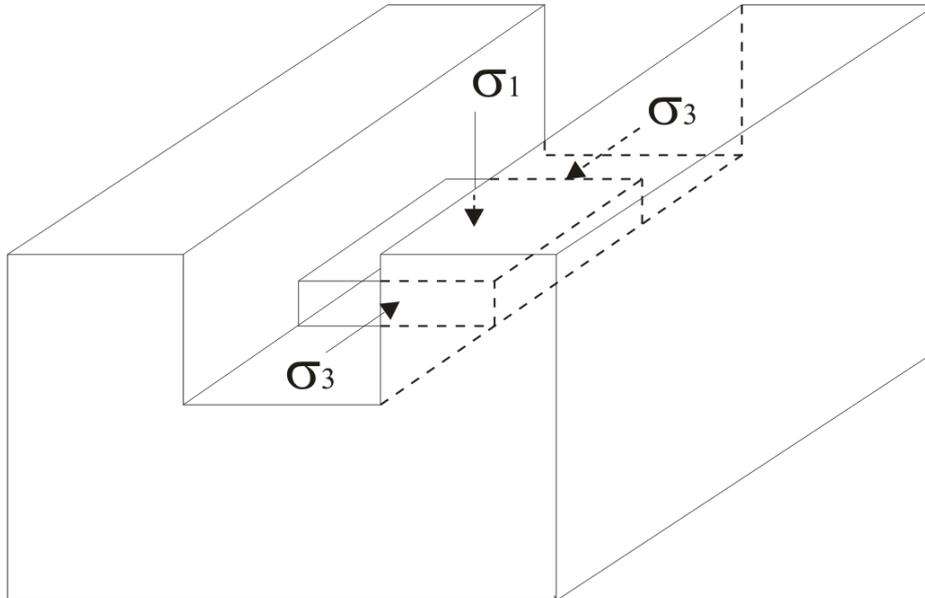


Figura 1.24: compressione piana.

Il materiale non può fluire nella direzione 2 e la σ_3 è nulla:

$$\sigma_2 = \frac{\sigma_1}{2}$$

Tensione equivalente: $\bar{\sigma}_{VM} = \frac{\sqrt{3}}{2} |\sigma_1|$

Condizione di snervamento: $|\sigma_1| = \frac{2}{\sqrt{3}} Y$

Incremento deformativo: $d\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} |d\varepsilon_1|$

Incremento del lavoro di deformazione: $dw = Y \frac{2}{\sqrt{3}} |d\varepsilon_1|$

Espressioni semplificate in problemi assialsimmetrici.

Le strutture assialsimmetriche hanno simmetria rispetto all'asse z.

Le relazioni sforzo-deformazione non dipendono dall'angolo θ .

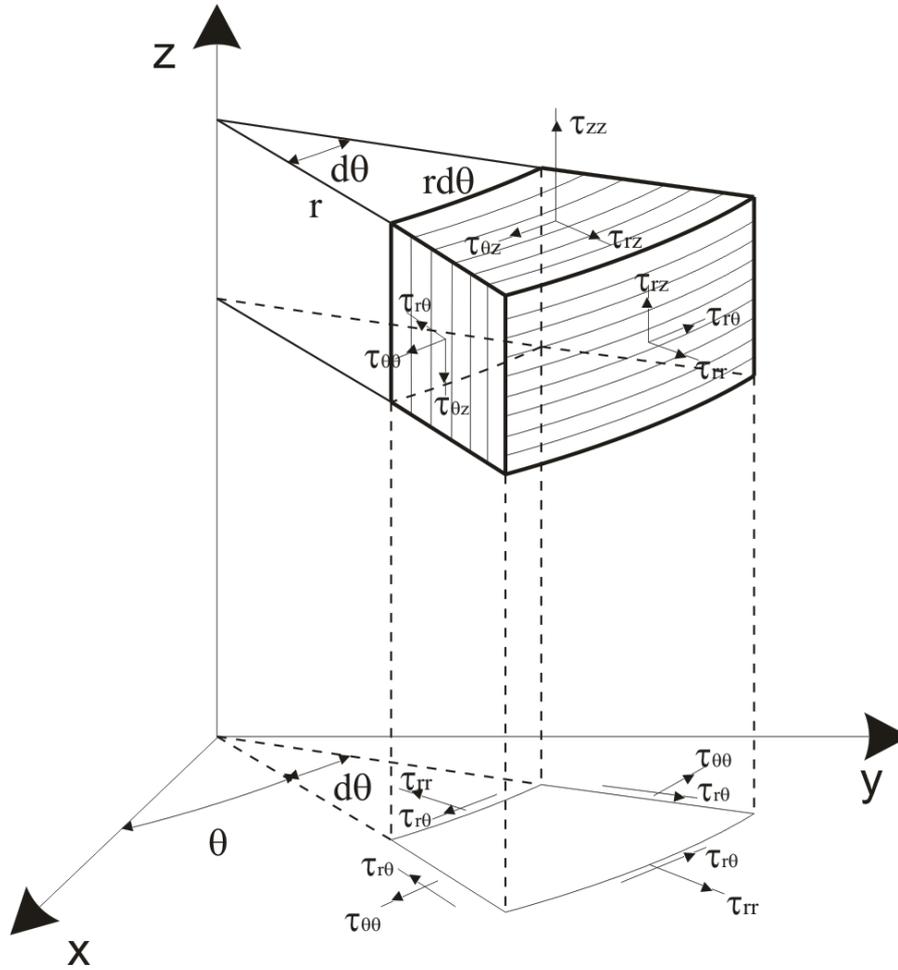


Figura 1.25: component tensionali in un sistema assialsimmetrico.

Tutti gli sforzi di taglio di figura sono quindi nulli.

Durante le deformazioni assialsimmetriche (lavorazioni di tubi, estrusione di barre.....) si considera:

$$\varepsilon_r = \varepsilon_\theta$$

$$\sigma_r = \sigma_\theta$$

In tali situazioni:

$$\bar{\sigma}_{VM} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2} =$$

$$\frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_r - \sigma_r)^2 + (\sigma_r - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2} =$$

$$\frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{0 + (\sigma_r - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2} = |\sigma_r - \sigma_z|$$

E il criterio di snervamento:

$$|\sigma_r - \sigma_z| = Y$$

dalla condizione di incomprimibilità:

$$d\varepsilon_r + d\varepsilon_\theta + d\varepsilon_z = 0$$

si ottiene:

$$d\varepsilon_r = d\varepsilon_\theta = -\frac{d\varepsilon_z}{2}$$

e quindi possiamo scrivere:

$$d\bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{3}(d\varepsilon_r^2 + d\varepsilon_\theta^2 + d\varepsilon_z^2)} = \sqrt{\frac{2}{3}\left(\left(-\frac{d\varepsilon_z}{2}\right)^2 + \left(-\frac{d\varepsilon_z}{2}\right)^2 + d\varepsilon_z^2\right)} = |d\varepsilon_z|$$

riassumendo:

Tensione: $\sigma_r = \sigma_\theta$

Deformazione: $\varepsilon_r = \varepsilon_\theta$

Tensione equivalente: $\bar{\sigma}_{VM} = |\sigma_r - \sigma_z|$

Condizione di snervamento: $|\sigma_r - \sigma_z| = Y$

Incremento di deformazione equivalente: $d\bar{\varepsilon} = |d\varepsilon_z|$

Incremento del lavoro di deformazione: $dw = Y|d\varepsilon_z|$

Capitolo II

PROVE MECCANICHE

Le prove meccaniche servono a monitorare il comportamento dei materiali sottoposti ad una sollecitazione esterna in diverse condizioni ambientali. Diverse sono le prove standardizzate funzione della modalità di applicazione del carico (trazione, compressione, flessione, torsione etc.). Generalmente si applica un carico registrando le conseguenti deformazioni indotte nel materiale, più raramente si monitora la variazione di carico per livelli di deformazione prefissati.

La prova di trazione

La prova di trazione viene ampiamente usata nella caratterizzazione dei materiali per ottenere le informazioni di progetto sulla resistenza di un materiale e le specifiche dello stesso. Durante tale prova si sottopone un provino ad un carico monoassiale di trazione crescente con continuità e contemporaneamente se ne registra l'allungamento. Dalle misure di carico-allungamento si costruisce la curva sforzo-deformazione ingegneristica (figura 2.1). Lo sforzo in tale curva rappresenta lo sforzo medio longitudinale nel provino di trazione. Il suo valore s si ottiene dividendo il carico P per l'area A della sezione trasversale del provino indeformato.

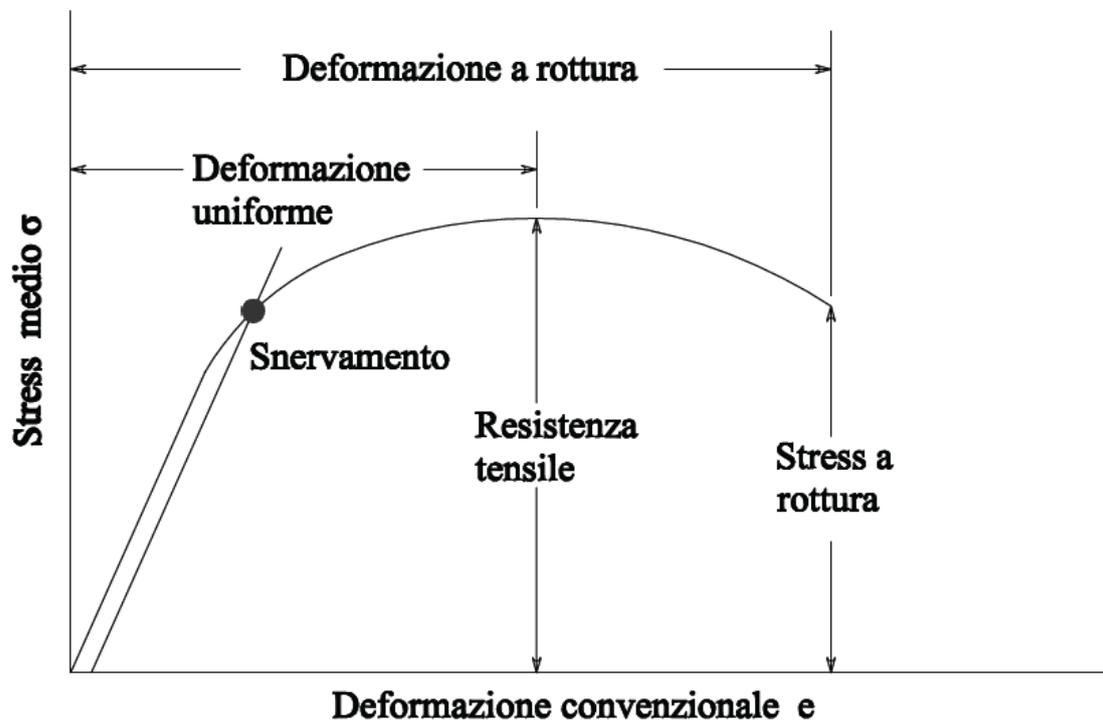


Figura 2.1: generico legame tra tensione e deformazione durante una prova di trazione.

$$s = \frac{P}{A_0} \quad (2.1)$$

La deformazione nella curva tensione-deformazione ingegneristica è la deformazione lineare media, ottenuta dividendo l'allungamento δ del tratto utile del provino per la sua lunghezza iniziale L_0 .

$$e = \frac{\delta}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (2.2)$$

Dal momento che sia lo sforzo che la deformazione sono ottenuti dividendo il carico e l'allungamento per un fattore costante, la curva carico-allungamento avrà la stessa forma di quella sforzo-deformazione ingegneristica.

La forma e l'ampiezza della curva tensione-deformazione di un metallo dipenderà dalla sua composizione, dai trattamenti termici, dalla storia di deformazione plastica precedente, dalla velocità di deformazione, dalla temperatura e dallo stato di sollecitazione imposto durante la prova.

I parametri utilizzati per descrivere la curva tensione-deformazione di un metallo sono: la resistenza a trazione; lo snervamento; l'allungamento percentuale a rottura; la riduzione di sezione.

I primi due sono parametri di resistenza, gli ultimi due sono indicativi della duttilità. La forma generale della curva tensione-deformazione ingegneristica necessita di ulteriori spiegazioni.

Nella regione elastica tensione e deformazione sono linearmente proporzionali. Quando il carico supera il valore corrispondente allo snervamento, il provino subisce una consistente deformazione plastica. Quindi, se si riduce il carico a zero, risulta deformato in maniera permanente. Lo sforzo necessario per produrre una deformazione plastica continua aumenta all'aumentare della stessa, ciò è indicativo del fatto che il metallo si incrudisce.

Il volume del provino rimane costante durante la deformazione plastica, $AL=A_0L_0$, quindi man mano che il provino si allunga decresce uniformemente la sezione trasversale del tratto utile.

Inizialmente l'incrudimento compensa abbondantemente la diminuzione della sezione ed il valore della tensione ingegneristica (proporzionale al carico P) continua a crescere con l'aumentare della deformazione. Quindi si raggiunge un punto in cui il peso della diminuzione di sezione è maggiore dell'effetto incrudimento. Questa condizione sarà raggiunta in alcuni punti del provino che sono più deboli degli altri. Tutta la ulteriore deformazione plastica sarà concentrata in questa regione ed il provino comincerà a mostrare una diminuzione di sezione localizzata detta strizione. Poiché a questo punto la sezione trasversale decresce più rapidamente di quanto il carico di deformazione aumenta per effetto dell'incrudimento, il carico richiesto per deformare il provino diminuisce drasticamente e la tensione ingegneristica espressa dall'equazione (2.1) analogamente continua a diminuire fino alla rottura.

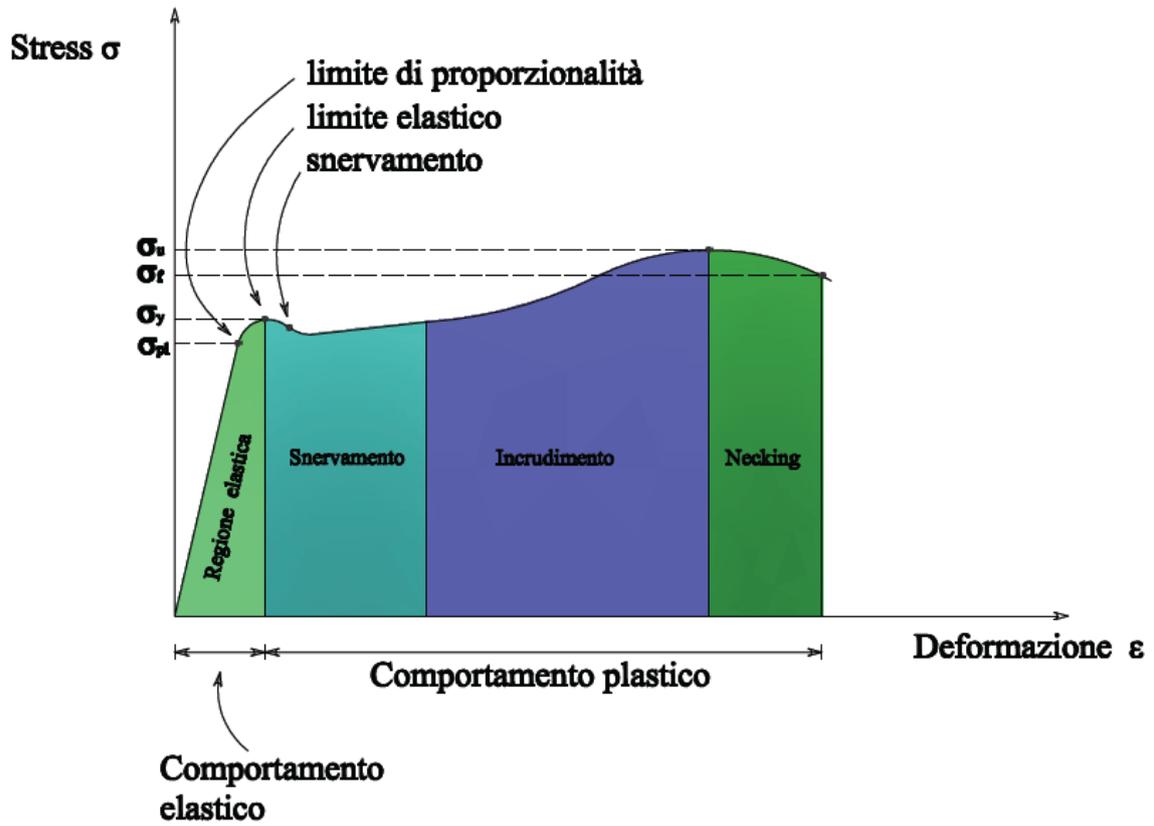


Figura 2.2: differenti fasi elasto-plastiche esibite in trazione.

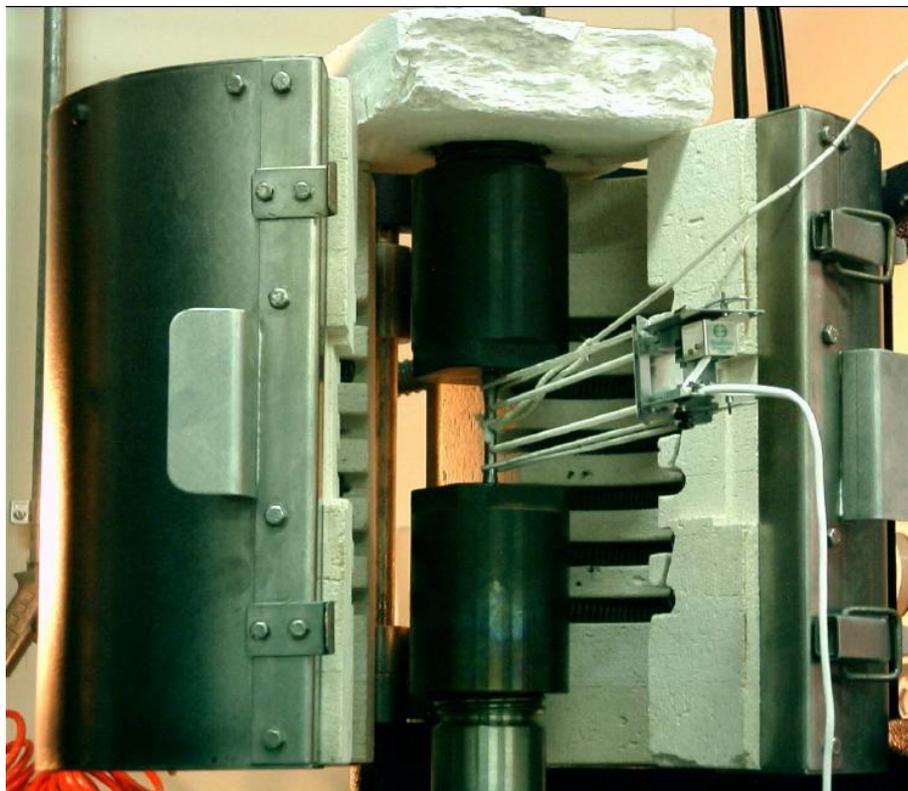


Figura 2.3: set-up sperimentale di una prova di trazione.



Figura 2.4: tipica geometria di provini di trazione.

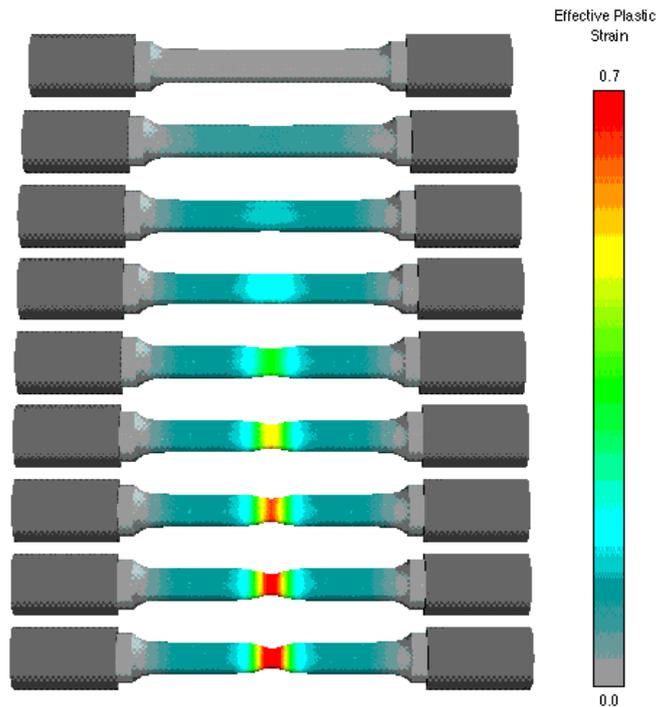


Figura 2.5: tipico andamento delle tensioni di VonMises lungo il tratto utile di un provino di trazione.

Da una curva di trazione ingegneristica si ricavano diverse informazioni.

Resistenza a trazione: La resistenza a trazione, o resistenza ultima (UTS), è pari al massimo valore del carico diviso la sezione iniziale del provino.

$$s_u = \frac{P_{\max}}{A_0} \quad (2.3)$$

Sebbene sia un parametro notevole della curva di trazione, la resistenza a trazione ha poco significato ingegneristico circa la resistenza del materiale. Per i metalli duttili potrebbe rappresentare una misura del massimo carico che il metallo può sopportare sotto le condizioni molto restrittive di carico uniassiale. Tale parametro è di scarsa utilità nel caso vi siano condizioni di carico più complesse. Oggi si preferisce un approccio più razionale basando la progettazione statica, nel caso di metalli duttili, sulla tensione di snervamento. Al contrario per i materiali fragili la

resistenza a trazione rappresenta un criterio valido di progettazione. Inoltre essendo facilmente riproducibile e determinabile è un parametro utile nella caratterizzazione e nella elaborazione delle specifiche di un metallo nonché nei controlli di qualità. Vi sono diverse correlazioni empiriche tra tale proprietà, la durezza e la resistenza a fatica, che spesso si rivelano molto utili.

Modulo elastico: La pendenza della porzione lineare iniziale della curva tensione-deformazione è il modulo elastico o modulo di Young. Tale modulo è la misura della rigidità del materiale. Maggiore è il modulo elastico minore è la deformazione elastica risultante dall'applicazione di un dato carico. Poiché il modulo elastico è necessario per il calcolo delle inflessioni di una trave ed altri parametri, esso è un importante parametro ingegneristico e di progetto.

Il modulo elastico è determinato dalle forze atomiche di legame. Poiché tali forze non possono essere cambiate senza cambiare la natura del materiale, segue che il modulo elastico è una caratteristica meccanica intrinseca del materiale. Esso può essere leggermente alterato da alligazione, trattamenti a caldo o lavorazioni a freddo. Un aumento di temperatura fa diminuire il modulo elastico.

Misura dello snervamento: Il valore della tensione a cui si osserva l'inizio della deformazione plastica o dello snervamento dipende dalla sensibilità della misura della deformazione. Con la maggior parte dei materiali si ha una transizione graduale tra comportamento elastico e plastico ed il punto in cui comincia la deformazione plastica è difficile da definire con precisione. Vi sono diversi criteri per definire l'inizio dello snervamento in relazione alla sensibilità degli strumenti di misura e agli scopi di utilizzo dei dati.

1. Limite elastico vero, basato sulla misura delle microdeformazioni a deformazioni dell'ordine di 2×10^{-6} . Questo limite elastico ha un valore molto basso ed è relativo al moto di poche centinaia di dislocazioni.
2. Limite di proporzionalità, è il valore più alto di tensione in cui sussiste proporzionalità diretta con la deformazione. Si ricava dalla curva tensione-deformazione non appena essa si discosta dall'andamento lineare.
3. Limite elastico, è il più alto valore della tensione che il materiale può sopportare senza che vi sia deformazione permanente alla rimozione del carico. All'aumentare della sensibilità dello strumento di misura il valore del limite elastico diminuisce sino a coincidere con il limite elastico vero, determinato dalla misura delle microdeformazioni. Con i valori di sensibilità di misura delle deformazioni di uso ingegneristico (10^{-4}), il limite elastico è maggiore del limite di proporzionalità. La determinazione del limite elastico richiede una tediosa procedura di carico e scarico incrementale durante la prova.
4. Snervamento, è la tensione necessaria a produrre una piccola quota specifica di deformazione plastica. La definizione usuale di questa proprietà è *offset yield strength* ed è determinata dal valore della tensione in corrispondenza del punto di intersezione della curva tensione deformazione con una retta parallela al tratto elastico della curva e traslata di un fattore di offset di deformazione specificato. Negli USA il fattore di offset è pari ad un valore di deformazione dello 0.2% o dello 0.1 % ($e = 0.002$ o 0.001).

$$s_0 = \frac{P_{(strain_offset=0.002)}}{A_0} \quad (2.4)$$

Misura della duttilità: La duttilità è una proprietà qualitativa e soggettiva di un materiale. In genere le misure di duttilità sono interessanti per tre aspetti:

1. Per indicare la misura in cui un metallo può essere deformato, senza che intervenga la frattura, nelle operazioni di lavorazione quali la laminazione e l'estrusione.
2. Per indicare al progettista, in via generale, il modo in cui il metallo fluisce plasticamente prima della frattura.
3. Fornire un'indicazione del cambiamento nel livello di impurità o nelle condizioni di processo. La misura di duttilità può rappresentare una misura della qualità del materiale, persino ove non vi sia una relazione diretta tra il valore della duttilità e le performance in servizio.

Le misure convenzionali della duttilità ottenute dalla prova di trazione sono la deformazione ingegneristica a rottura e_f (nota come allungamento) e la riduzione della sezione a rottura q . Entrambe queste proprietà sono ottenute dopo la rottura, ricomponendo il provino e misurando L_f ed A_f .

$$e_f = \frac{L_f - L_0}{L_0} \quad (2.5)$$

$$q = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \quad (2.6)$$

I valori di e_f e di q sono di solito espressi in termini percentuali.

Poiché vi è una apprezzabile frazione di deformazione plastica concentrata nella regione del provino che subisce la strizione, il valore di e_f dipenderà dalla lunghezza del tratto utile L_0 su cui si prendono le misure. Più piccolo è il valore di L_0 maggiore sarà il peso sul valore dell'allungamento della regione che ha subito strizione è più alto sarà il valore di e_f . Perciò quando si riporta il valore dell'allungamento percentuale dovrebbe essere indicato anche il valore di L_0 .

Resilienza: E' la capacità di un materiale di assorbire energia quando deformato elasticamente e restituirla una volta tolto il carico prende il nome di resilienza. Di solito si misura il *modulo di resilienza* ovvero l'energia di deformazione per unità di volume richiesta per stressare il materiale da 0 sino al valore di snervamento σ_0 . Nel caso di tensione monoassiale l'energia di deformazione vale:

$$U_0 = \frac{1}{2} \sigma_x e_x = \frac{1}{2} \frac{\sigma_x^2}{E} = \frac{1}{2} e_x^2 E \quad (2.7)$$

Quindi il modulo di resilienza è (l'equazione del tratto elastico della curva di trazione è $\sigma = eE$):

$$U_R = \frac{1}{2} s_0 e_0 = \frac{1}{2} s_0 \frac{s_0}{E} = \frac{s_0^2}{2E} \quad (2.8)$$

Questo indica che il materiale ideale che non deve presentare deformazione plastica permanente quando è sottoposto a carico, nelle condizioni di utilizzo, (ad esempio le molle meccaniche) deve avere un elevato modulo di resilienza. Per cui per l'equazione 2.8 deve avere un elevato valore della tensione di snervamento ed un basso modulo elastico.

La tabella riporta i valori del modulo di resilienza per materiali comuni.

materiale	E [GPa]	S ₀ [MPa]	U _R [kJ/m ³]
Acciaio medio C	207	310	232
Acciaio alto C	207	965	2250
AA2024	72	124	107
Rame	110	28	3.5
Gomma	0.0010	2.1	2140

Tenacità: la tenacità è indicativa della capacità di un materiale di assorbire energia in campo plastico. In molti componenti meccanici (ganci gru, ruote dentate, catene, ecc.) è particolarmente desiderabile sopportare carichi occasionali superiori al valore della tensione di snervamento senza che avvenga la rottura. Un modo di definire la tenacità è considerarla come l'area totale sottesa dalla curva tensione-deformazione. Tale area è indicativa del lavoro per unità di volume che può essere fatto sul materiale senza causarne la rottura. La figura 2.6 mostra la curva tensione-deformazione per materiali ad alta e bassa tenacità. L'area totale sottesa dalla curva è maggiore per l'acciaio strutturale che è dunque un materiale più tenace. Le regioni tratteggiate in figura rappresentano il modulo di resilienza per ciascun acciaio.

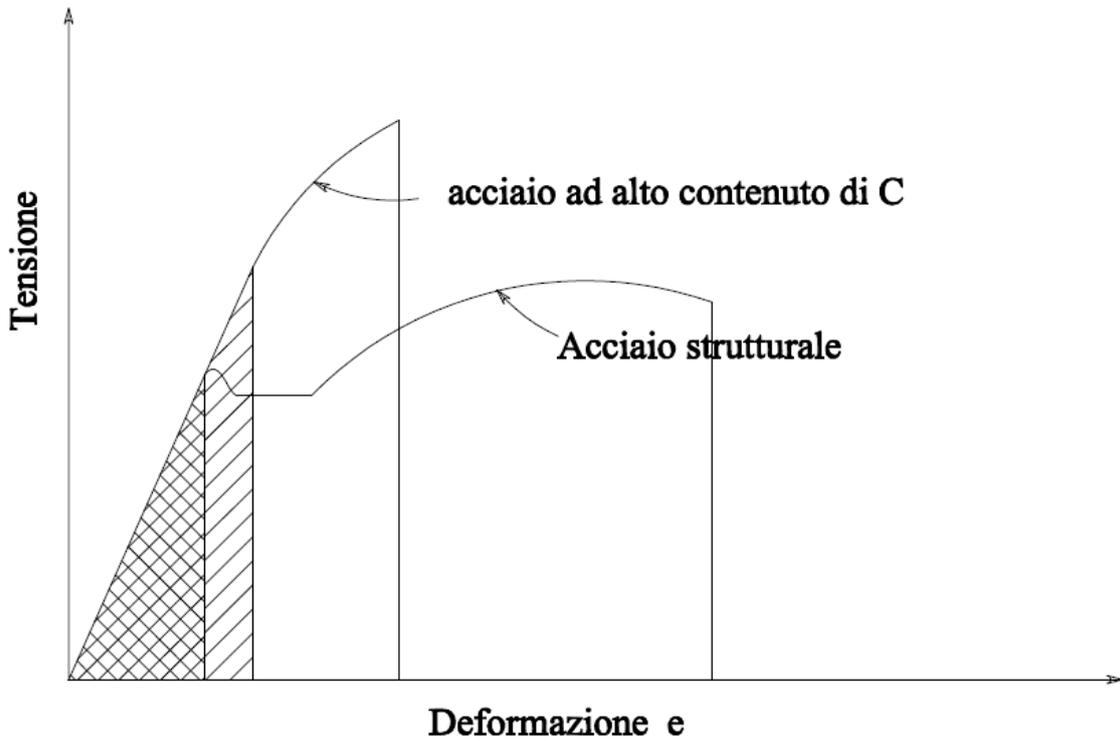


Figura 2.6: curve di trazione differenti per due distinti tipi di acciai.

Vi sono diverse relazioni matematiche per il calcolo dell'area sottesa dalla curva tensione-deformazione. In particolare per materiali duttili:

$$U_T \approx s_u e_f \quad (2.9)$$

oppure:

$$U_T \approx \frac{s_0 + s_u}{2} e_f \quad (2.10)$$

per materiali fragili, si assume talvolta che la curva di trazione sia una parabola, quindi l'area sottesa vale:

$$U_T \approx \frac{2}{3} s_u e_f \quad (2.11)$$

La curva tensione-deformazione ingegneristica non fornisce indicazioni vere sulle caratteristiche della deformazione di un metallo poiché si basa interamente sulle dimensioni originali del provino. In realtà tali dimensioni variano continuamente durante la prova. Inoltre i materiali duttili trazionati diventano instabili e subiscono strizione nel corso della prova. Se si fa riferimento alla sezione istantanea del provino durante la prova, la curva *tensione vera-deformazione vera* risultante presenta un andamento crescente continuo sino a frattura. Tale curva è nota anche come curva di flusso poiché rappresenta le caratteristiche di flusso plastico del materiale.

La tensione vera σ è espressa in termini della tensione ingegneristica s da:

$$\sigma = \frac{P}{A_0}(e+1) = s(e+1) \quad (2.12)$$

Per ricavare l'equazione 2.12 si assume che il volume sia costante e la distribuzione delle deformazioni lungo il tratto utile del provino sia omogenea. Perciò tale equazione dovrebbe essere riferita solo al tratto della curva fino all'inizio della strizione. Oltre il valore massimo del carico lo stress vero dovrebbe determinarsi dalle misure attuali di carico ed area di sezione trasversale A .

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (2.13)$$

La deformazione vera ε può essere determinata dalla deformazione ingegneristica e :

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} = \ln(e+1) \quad (2.14)$$

Anche l'equazione 2.14 dovrebbe essere valida prima dell'inizio della strizione, quindi oltre il valore massimo del carico la deformazione vera dovrebbe basarsi sul valore della sezione attuale A o equivalentemente sul valore attuale del diametro D (per provini cilindrici).

$$\varepsilon = \ln \frac{A_0}{A} = \ln \frac{(\pi/4)D_0^2}{(\pi/4)D^2} = 2 \ln \frac{D_0}{D} \quad (2.15)$$

Le figure 2.7 e 2.8 confrontano la curve sforzo-deformazione vera con la corrispondente curva ingegneristica. Si osserva che a causa della notevole estensione del tratto plastico, nella prima figura, il tratto elastico lineare è stato fatto coincidere con l'asse y . In accordo con le equazioni 2.12 e 2.14, la curva sforzo-deformazione vera è sempre alla sinistra della curva ingegneristica fino al raggiungimento del massimo carico. Oltre il valore di massimo carico le elevate deformazioni localizzate nella zona di strizione, calcolate secondo l'equazione 2.15, superano largamente quelle calcolate con l'equazione 2.2. Di frequente la curva di flusso è lineare dal massimo carico fino a rottura, mentre in altri casi la sua pendenza decresce con continuità sino a rottura. La formazione della regione di strizione introduce uno stato di tensione triassiale che rende difficile da determinare lo sforzo di trazione longitudinale sino a rottura.

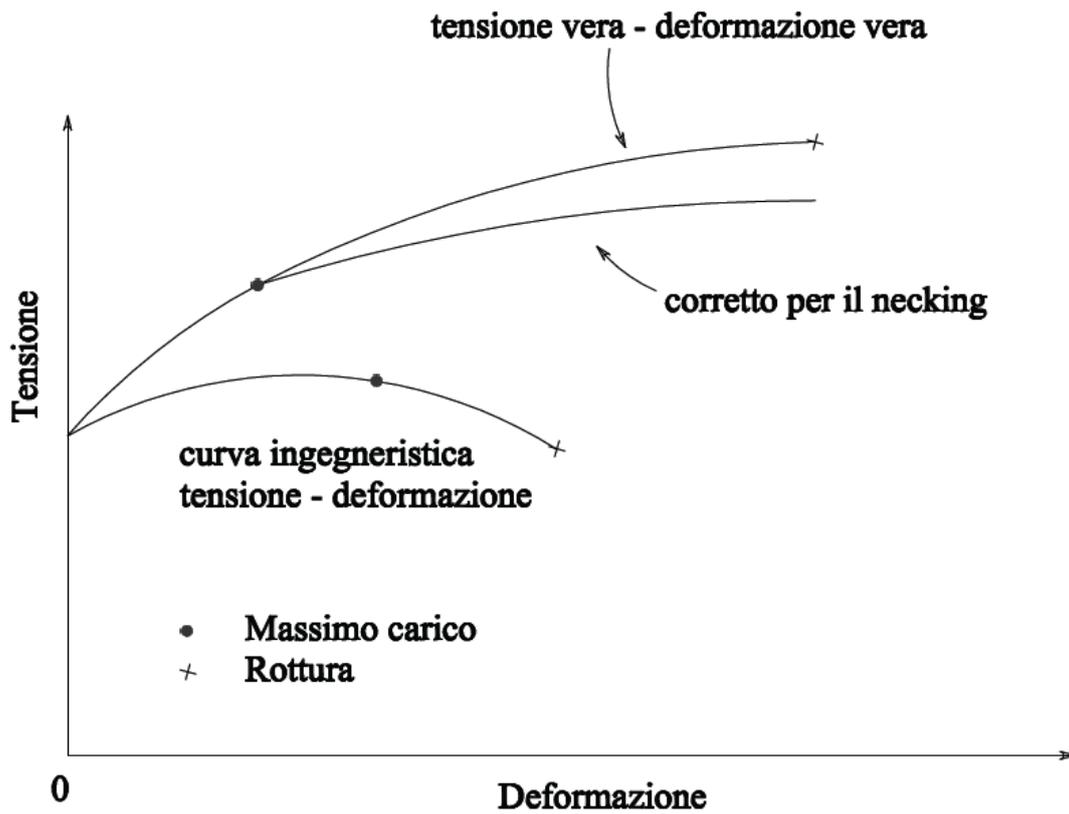


Figura 2.7: curva tensione deformazione nel caso di grandezze ingegneristiche e vere.

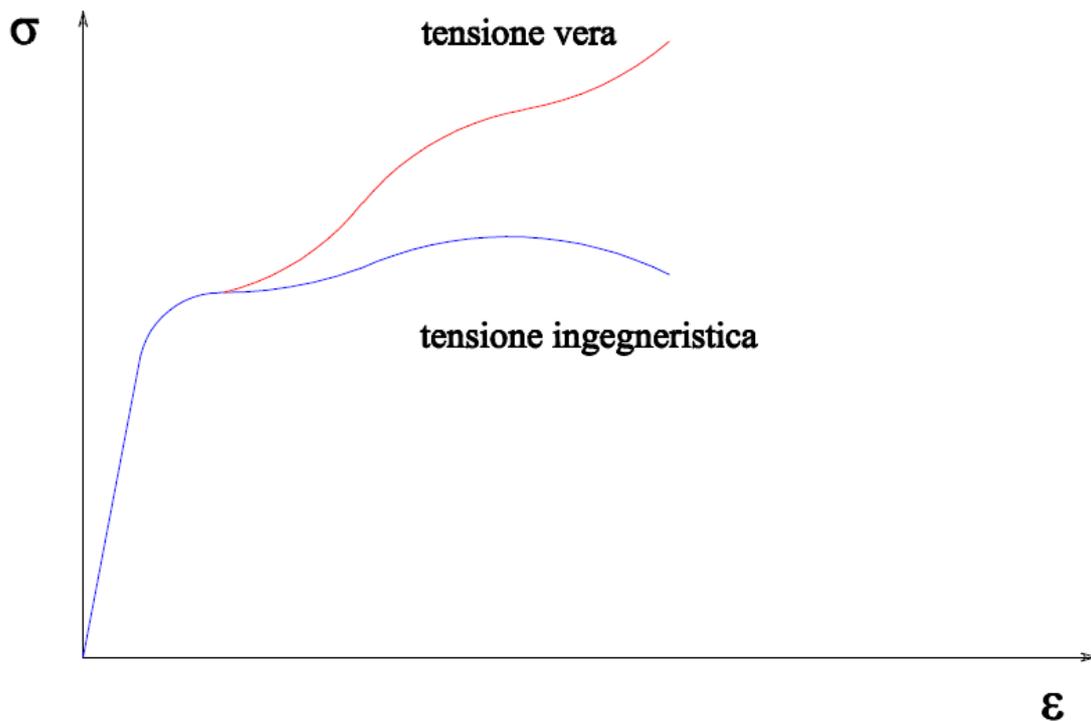


Figura 2.8: variazione tra la forma tensione ingegneristica- deformazione ingegneristica e tensione vera- deformazione vera.

Sforzo vero al Massimo Carico: Tale parametro corrisponde alla resistenza vera a trazione. Per la maggior parte dei materiali la strizione comincia al massimo carico ed ad un valore di deformazione in cui lo sforzo vero eguaglia la pendenza della curva di flusso. Siano σ_u ed ε_u rispettivamente la tensione vera e la deformazione vera al massimo carico per un valore A_u dell'area della sezione trasversale del provino. La resistenza a trazione sarà data da:

$$s_u = \frac{P_{\max}}{A_0}$$

quindi:

$$\sigma_u = \frac{P_{\max}}{A_u} \quad \text{e} \quad \varepsilon_u = \ln \frac{A_0}{A_u}$$

eliminando P_{\max} si ottiene:

$$\sigma_u = s_u \frac{A_0}{A_u}$$

ottenendo infine:

$$\sigma_u = s_u e^{\varepsilon_u} \quad (2.16)$$

Tensione vera a rottura: la tensione vera a rottura è il carico a rottura diviso l'area della sezione trasversale a rottura. Tale sforzo dovrebbe essere corretto a causa dello stato di tensione triassiale esistente nel provino al momento della rottura. Poiché i dati necessari per tale correzione sono spesso non disponibili, il valore dello sforzo vero a rottura reca con se un errore.

Deformazione vera a rottura: il valore di tale parametro è dato da:

$$\varepsilon_f = \ln \frac{A_0}{A_f} \quad (2.17)$$

con A_f valore dell'area della sezione trasversale dopo la rottura.

Questo parametro rappresenta la massima deformazione vera che il materiale può subire prima della rottura ed è analogo alla deformazione totale a rottura della curva di trazione ingegneristica. Poiché l'equazione 2.14 non è valida dopo la comparsa della strizione non è possibile calcolare ε_f dal valore misurato di e_f . Comunque per provini cilindrici il valore del fattore di riduzione di sezione q è legato alla deformazione vera a rottura dalla relazione:

$$\varepsilon_f = \ln \frac{1}{1-q} \quad (2.18)$$

Deformazione vera uniforme: La deformazione vera uniforme ε_u è la deformazione fino al valore massimo del carico. Può essere calcolata sia riferendosi alla sezione trasversale del provino A_u sia

$$\varepsilon_u = \ln \frac{A_0}{A_u}$$

alla lunghezza del tratto utile L_u in corrispondenza del massimo carico. Si può usare l'equazione 2.14 per convertire il valore convenzionale di tale parametro in quello vero. La deformazione vera uniforme si rivela spesso utile per una stima della formabilità di un metallo dalle prove di trazione.

$$(2.19)$$

Deformazione vera di strizione locale: la deformazione di strizione locale ε_n è la deformazione necessaria per deformare un provino dal massimo carico fino a frattura.

$$\varepsilon_n = \ln \frac{A_u}{A_f} \quad (2.20)$$

La curva di flusso di molti metalli nella regione di deformazione plastica uniforme può essere espressa dalla semplice relazione esponenziale:

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (2.21)$$

dove n è l'esponente di incrudimento e K è il coefficiente di resistenza. Se l'equazione 2.21 è soddisfatta dai dati della curva di trazione il diagramma logaritmico della curva sforzo-deformazione vera fino al valore di massimo carico risulta una linea retta. La pendenza di tale linea è n e K rappresenta il valore della tensione vera per $\varepsilon = 1$. L'esponente di incrudimento può assumere valori compresi tra $n=0$ (solido perfettamente plastico) ed $n=1$ (solido elastico). Per la maggior parte dei metalli n assume valori compresi tra 0.10 e 0.50.

E' importante notare che la velocità di incrudimento $d\sigma/d\varepsilon$ non deve essere confusa con il coefficiente di incrudimento. Infatti dalla definizione di n :

$$n = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \varepsilon)} = \frac{\varepsilon}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \Rightarrow \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = n \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (2.22)$$

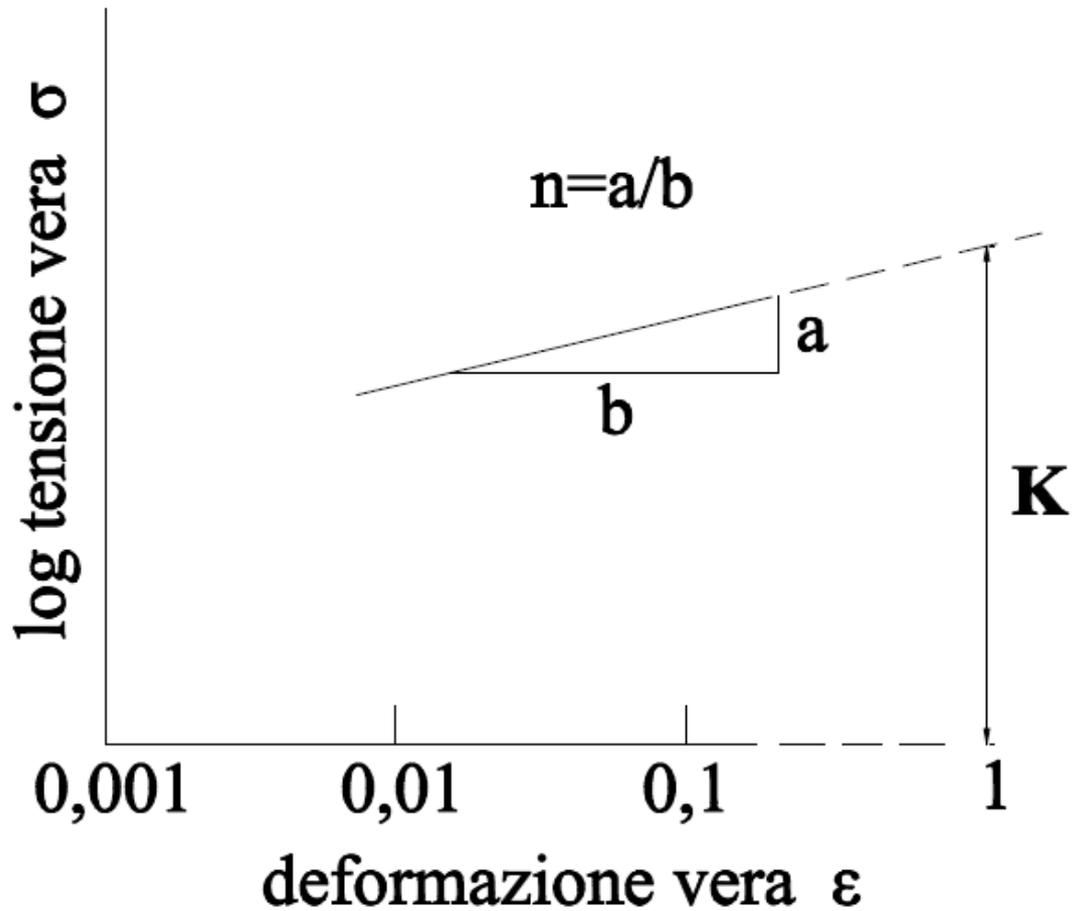


Figura 2.9: relazione logaritmica tra tensione vera e deformazione vera.

Spesso si osservano delle deviazioni di comportamento delle curve di trazione rispetto a quanto previsto dall'equazione 2.21. In genere ciò accade alle basse deformazioni (10^{-3}) o alle alte ($\epsilon \approx 1$).

Instabilità: Consideriamo un metallo sollecitato in trazione

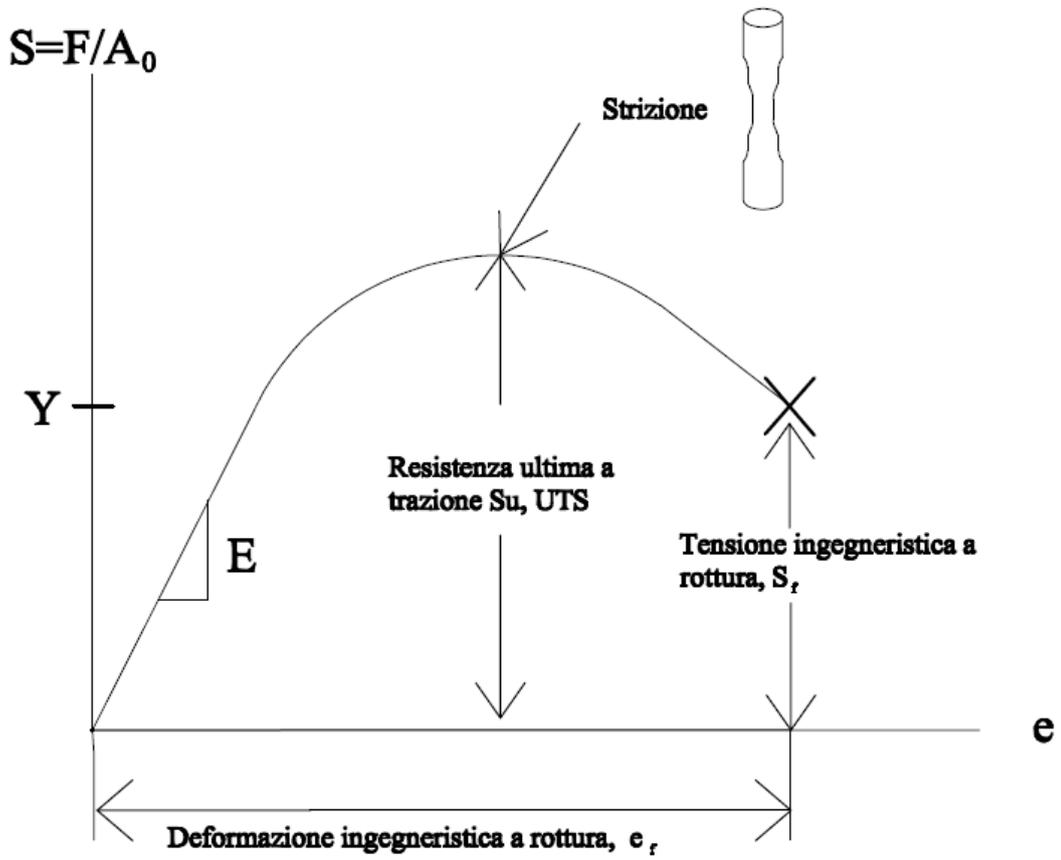


Figura 2.10: tensione-deformazione ingegneristiche, si mette in evidenza il carico ultimo in trazione e la deformazione a rottura.

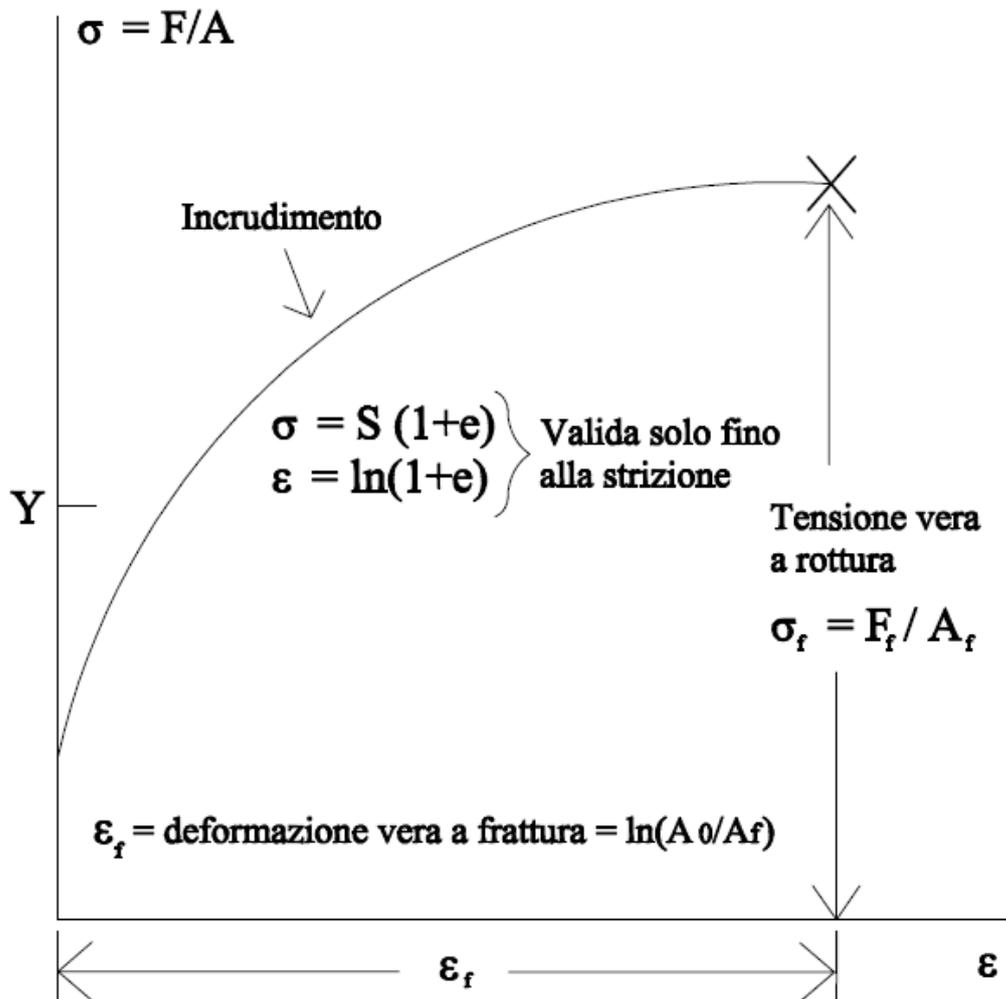


Figura 2.11: curva tensione-deformazione vere, non si distingue il carico ultimo e l'instabilità plastica.

La deformazione plastica è uniforme tra lo snervamento e l'UTS. Questa diviene non uniforme dopo l'UTS, tale non uniformità si manifesta tramite la strizione.

La strizione di un metallo duttile durante la prova di trazione generalmente comincia al valore del massimo carico. Un materiale plastico ideale, che non presenta dunque incrudimento, comincia a diventare instabile nella tensione e comincia a mostrare strizione appena si snerva. Un metallo reale è soggetto ad incrudimento, questo aumenta le possibilità di carico del provino all'aumentare della deformazione. Questo effetto è contrastato dalla diminuzione graduale della sezione del provino in fase di allungamento. La strizione o la deformazione localizzata comincia al massimo carico, dove l'aumento della tensione dovuto alla diminuzione della sezione trasversale del provino diventa preponderante rispetto all'effetto dell'incrudimento. Tale condizione di instabilità che porta alla deformazione localizzata è espressa dalla condizione $dF = 0$.

Sopraggiungere della instabilità plastica: la tensione aumenta localmente a causa dell'incrudimento e della concomitante riduzione della sezione resistente per effetto Poisson. Durante la deformazione, la capacità di carico del materiale aumenta a causa dell'incrudimento. All'incrudimento si oppone la graduale diminuzione della sezione resistente. In corrispondenza

dell'UTS l'aumento tensionale richiesto per deformare il materiale supera la sua capacita' di resistenza al carico applicato e cio' causa delle deformazioni plastiche localizzate.

Utilizzando la relazione semplificata:

$$F = \sigma A$$

si puo' scrivere che nel punto di strizione:

$$d(\sigma A) = 0, \quad \frac{d\sigma}{d} = -\frac{dA}{A}, \quad \sigma dA + d\sigma A = 0$$

che si puo' scrivere come:

$$\frac{d\sigma}{\sigma} = d\varepsilon, \quad \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma$$

Quindi il punto di strizione al valore di massimo carico può essere ottenuto dalla curva sforzo-deformazione vera cercando il punto sulla curva che ha una sottotangente unitaria (figura 2.12) o il punto in cui la velocita' d'incrudimento eguaglia la tensione (figura 2.13).

Meccanicamente, quando σ supera $d\sigma/d\varepsilon$ la deformazione diviene instabile. In tale punto il materiale non puo' incrudirsi piu' con velocita' tale da resistere al carico applicato e quindi al sopraggiungere della strizione.

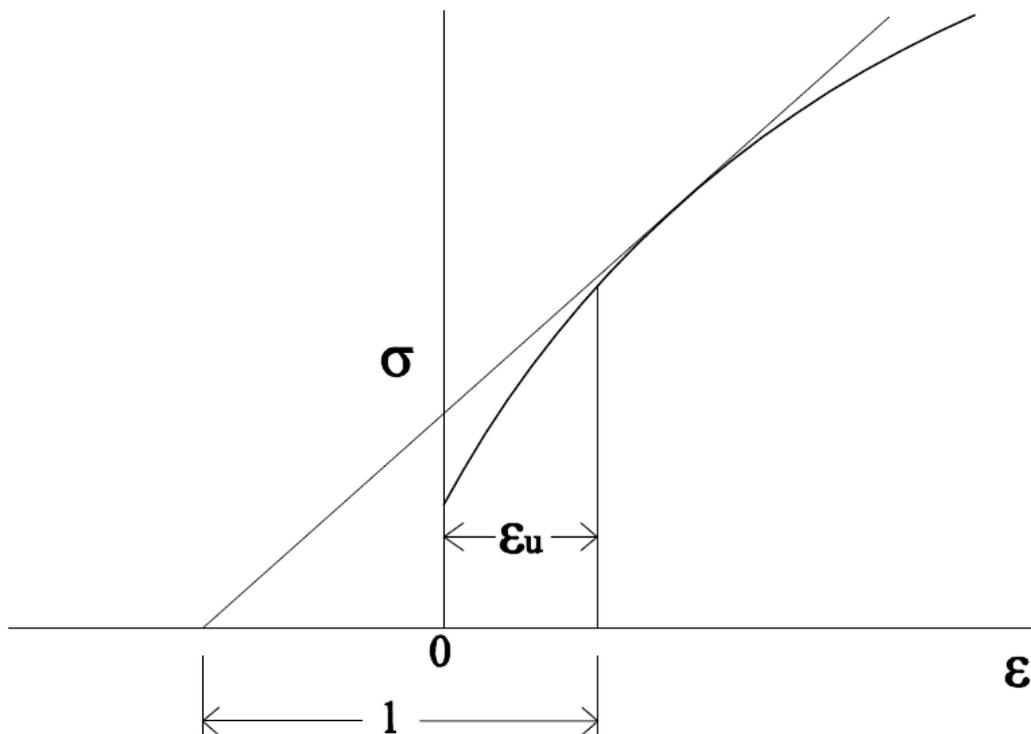


Figura 2.12: determinazione della sottotangente unitaria per il calcolo del punto di strizione.

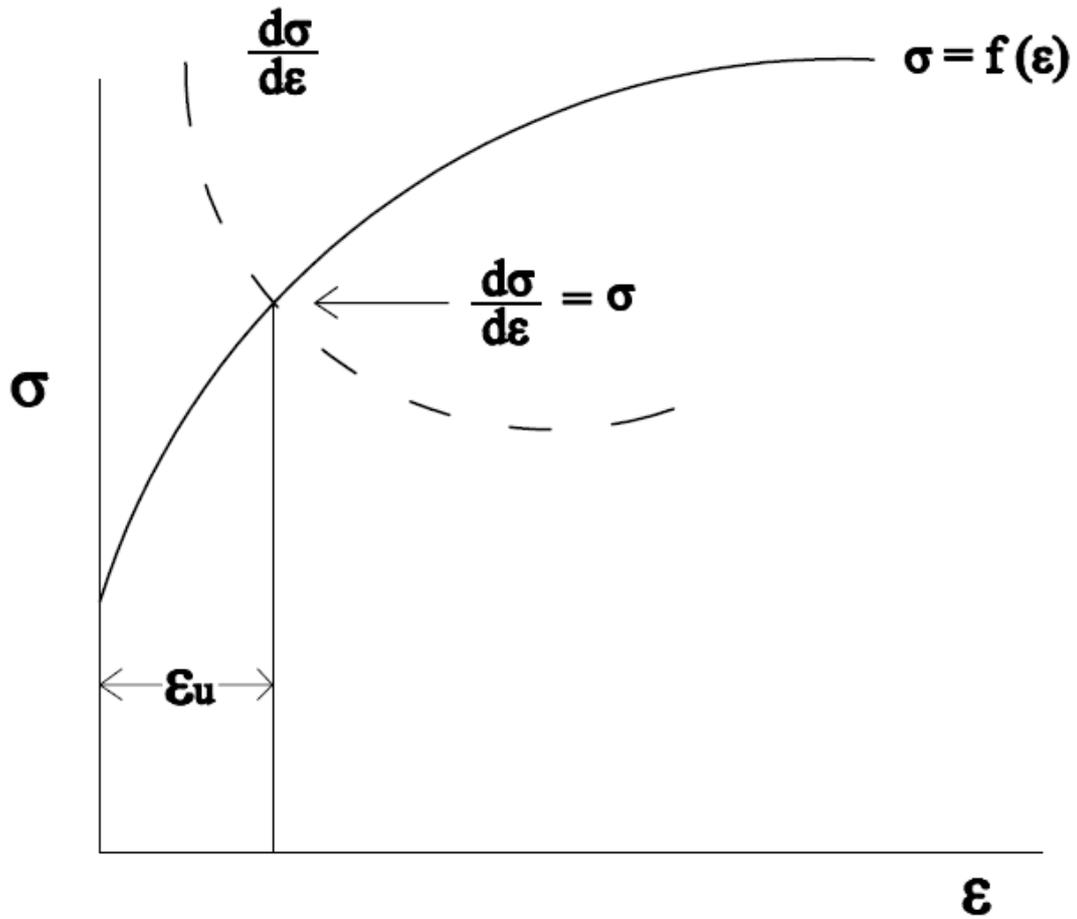


Figura 2.13: determinazione del punto di strizione.

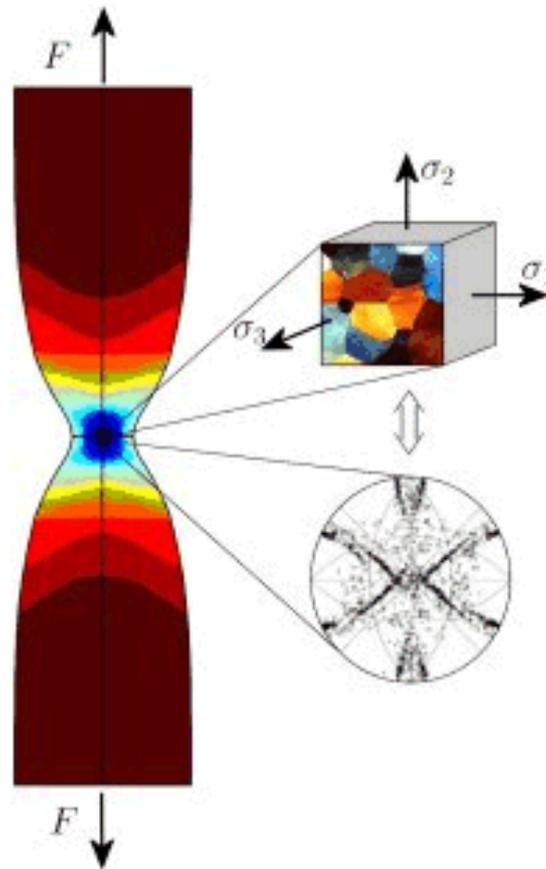


Figura 2.14: distribuzione tensionale nella zona di strizione.

Trovandoci in regime di deformazione plastica, la relazione che lega tensione e deformazione e' la 2.21, che derivata:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = Kn\varepsilon^{n-1}$$

eguagliando i due termini:

$$Kn\varepsilon_u^{n-1} = Kn\varepsilon_u^n$$

Nel punto di deformazione corrispondente alla strizione:

$$\varepsilon_u = n$$

se vogliamo aumentare la capacita' di deformazione uniforme dobbiamo selezionare un materiale con un esponente di incrudimento piu' elevato.

La strizione in un provino di trazione a sezione cilindrica, di materiale isotropo, è simmetrico rispetto all'asse di trazione. Per provini di trazione a sezione rettangolare, ricavati da fogli di metallo, quindi di ampiezza molto maggiore dello spessore, si osservano due tipi di instabilità di flusso tensile. Il primo è la strizione diffusa, così detto perché la sua estensione è molto maggiore dello spessore del provino. Tale forma di strizione è analoga a quella che si ha in provini cilindrici, e comincia in accordo con la teoria espressa precedentemente. La strizione diffusa può terminare con la frattura, ma spesso è seguito da un secondo processo di instabilità chiamata strizione localizzata.

Tale strizione è rappresentata da una banda stretta lungo l'ampiezza del provino, di larghezza quasi pari allo spessore ed inclinato rispetto all'asse di trazione. La strizione localizzata non presenta variazioni di ampiezza della banda lungo il percorso di azione, così che può essere assimilato ad uno stato di deformazione piana. Inoltre la diminuzione della sezione del provino con l'aumentare della deformazione avviene solo nella direzione dello spessore.

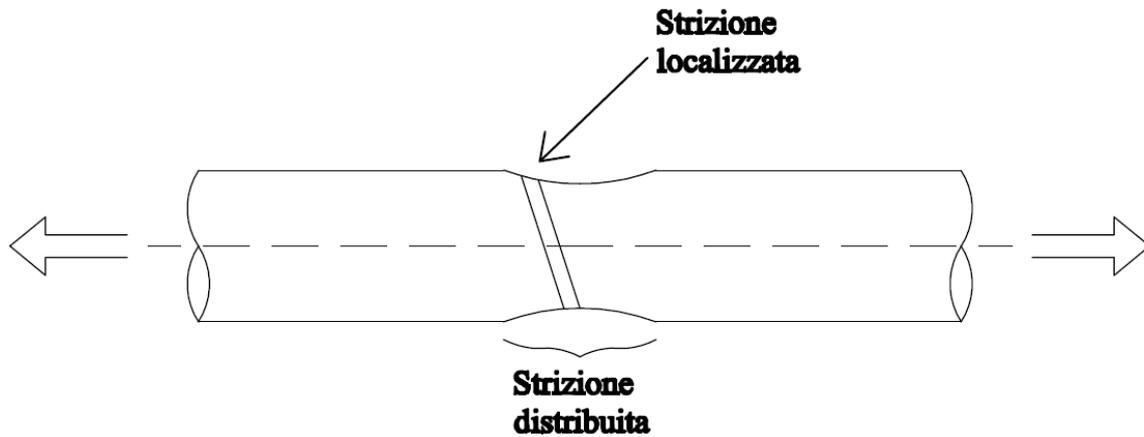


Figura 2.15: strizione localizzata e strizione distribuita.

Quindi l'UTS è dato da:

$$S_u = K \left(\frac{n}{e} \right)^n$$

Dato che F_u è la forza nel punto di strizione:

$$S_u = \frac{F_u}{A_0}$$

Ricordando che l'UTS è una tensione ingegneristica perché sempre riferita al valore iniziale della sezione deformata.

Considerando la tensione vera nel punto di strizione:

$$\sigma_u = K \varepsilon_u^n = K n^n$$

che può essere riscritta come:

$$F_u = \sigma_u A_u = K n^n A_u$$

e dalla definizione di deformazione vera:

$$\varepsilon = \ln \frac{A_0}{A}$$

si conclude che:

$$A_u = A_0 e^{-\varepsilon_u} = A_0 e^{-n}$$

combinando le equazioni precedenti:

$$S_u = \frac{F_u}{A_0} = \frac{Kn^n A_0 e^{-n}}{A_0} = K \left(\frac{n}{e} \right)^n$$

Quale effetto ha un precedente incrudimento sul comportamento meccanico dei metalli? Consideriamo un metallo non incrudito, l'incrudimento e' regolato dalla relazione:

$$\sigma = K\varepsilon^n$$

Sollecitiamo il materiale fino ad un valore di deformazione ε_{in} .

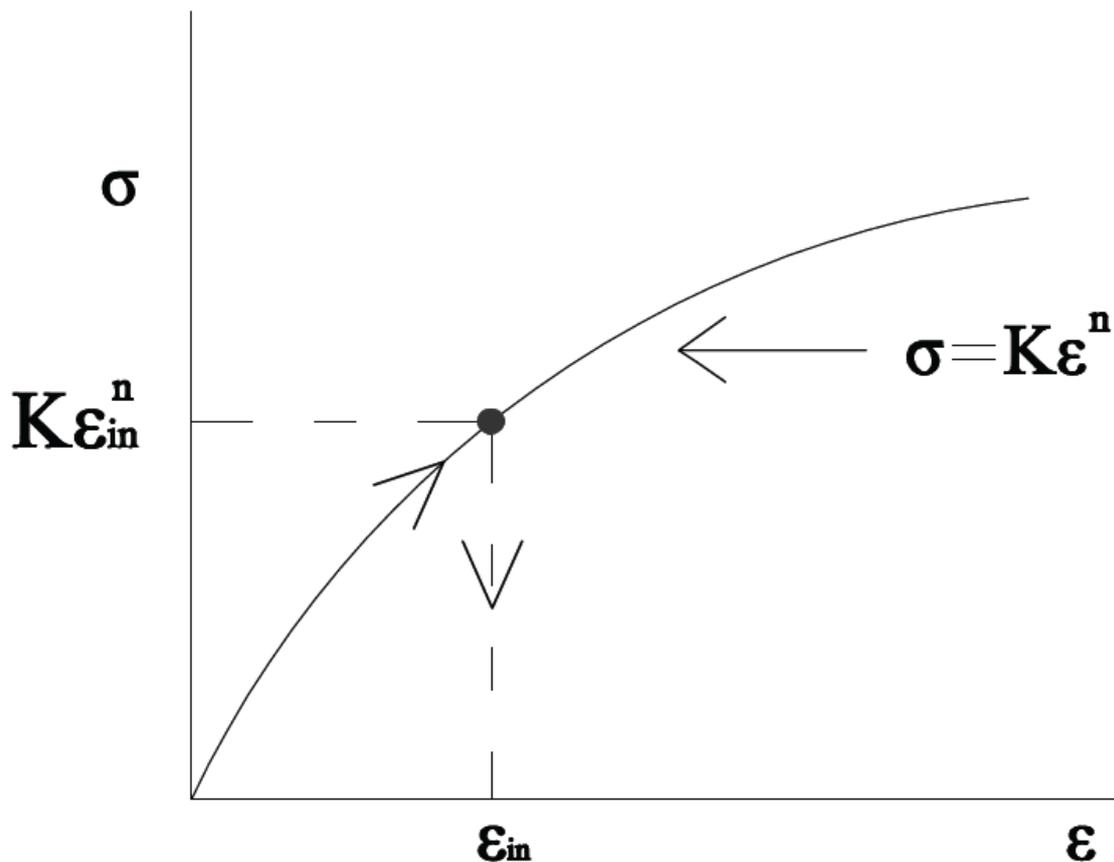


Figura 2.16: generica curva tensione deformazione.

Il materiale, dopo l'applicazione del carico avra' assunto una deformazione permanente pari a ε_{in} .

Prendiamo questo materiale e sollecitiamolo nuovamente.

La relazione che regola il comportamento del materiale sara':

$$\sigma = K(\varepsilon_{in} + \varepsilon)^n$$

Il flusso plastico in un metallo va sempre considerato valutando la deformazione totale imposta al materiale.

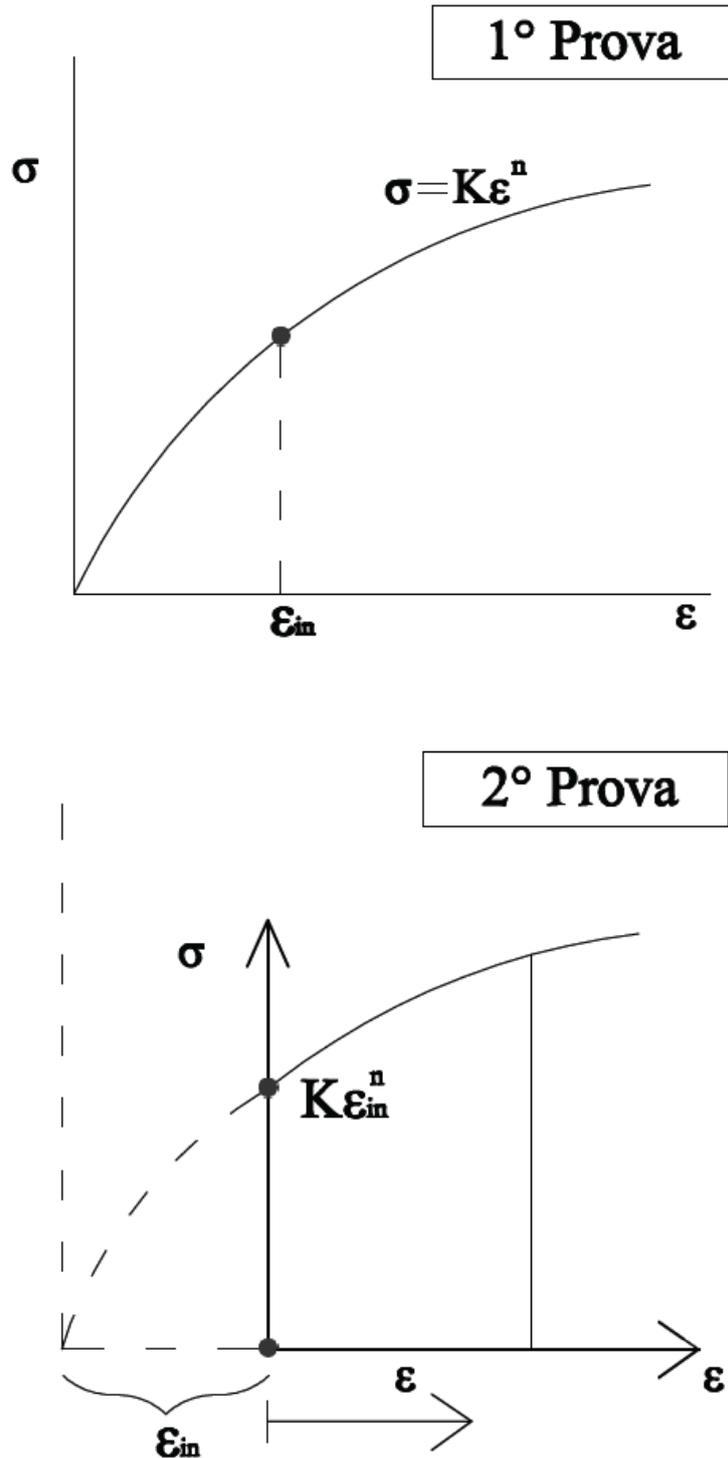


Figura 2.17: differenti prove di carico e scarico.

La formazione della strizione in un provino di trazione introduce in tale regione un complesso stato tensionale triassiale. La regione di strizione si può paragonare ad un intaglio “morbido”. Un intaglio sottoposto ad uno stato tensionale produce tensioni radiali e trasversali che accrescono il valore della tensione longitudinale richiesto per causare flusso plastico. Perciò, la tensione vera media nella zona strizionata, determinata dividendo il carico assiale di trazione per la sezione trasversale minima del provino nella zona strizionata, è maggiore di quella richiesta per avere flusso plastico

nel caso di trazione semplice. La figura 2.18 illustra la geometria della zona di strizione e lo stato tensionale che si instaura in essa. R è il raggio di curvatura della strizione.

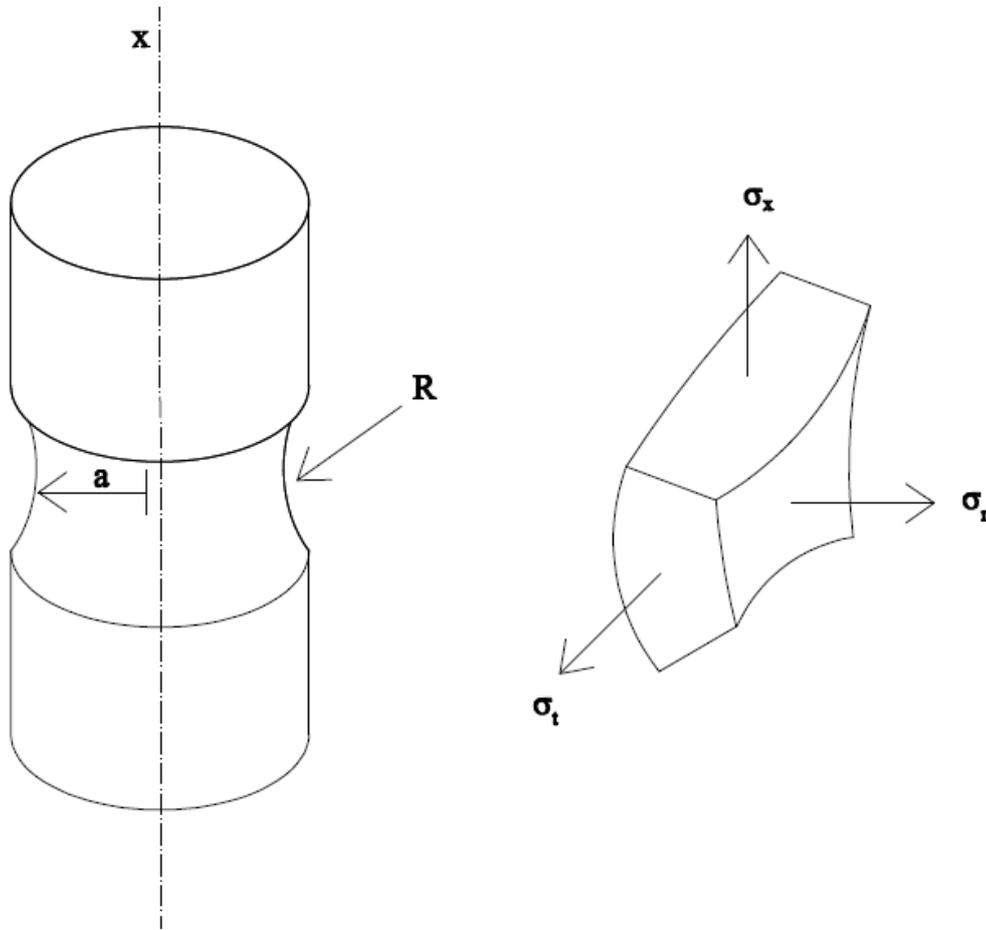


Figura 2.18: distribuzione tensionale nella zona di strizione.

Bridgman introdusse una correzione analitica del valore medio della tensione assiale in relazione alla introduzione dello sforzo trasversale dovuto alla strizione. Le ipotesi su cui si basa tale analisi sono:

1. Il contorno della strizione è approssimato da un arco di circonferenza.
2. La sezione trasversale della regione di strizione rimane circolare per tutta la durata del test.
3. Si applica il criterio di von Mises per lo snervamento.

Le deformazioni sono costanti nella sezione trasversale della strizione.

Quindi, secondo Bridgman, la tensione di flusso uniassiale corrispondente a quella che esisterebbe in una prova di trazione in cui la strizione non abbia introdotto tensioni triassiale è:

$$\sigma = \frac{(\sigma_x)_{media}}{(1 + 2R/a)[\ln(1 + a/2R)]}$$

dove $(\sigma_x)_{media}$ è la tensione misurata nella direzione assiale (carico/sezione minima). La figura 2.19 mostra come cambia la curva tensione-deformazione vera con la correzione di Bridgman (curva tratteggiata).

I valori a/R necessari per l'analisi possono essere ricavati o deformando un provino un po' più del valore di strizione e misurando a ed R allo scarico, oppure misurandoli con continuità dopo la strizione usando tecniche fotografiche o estensimetriche.

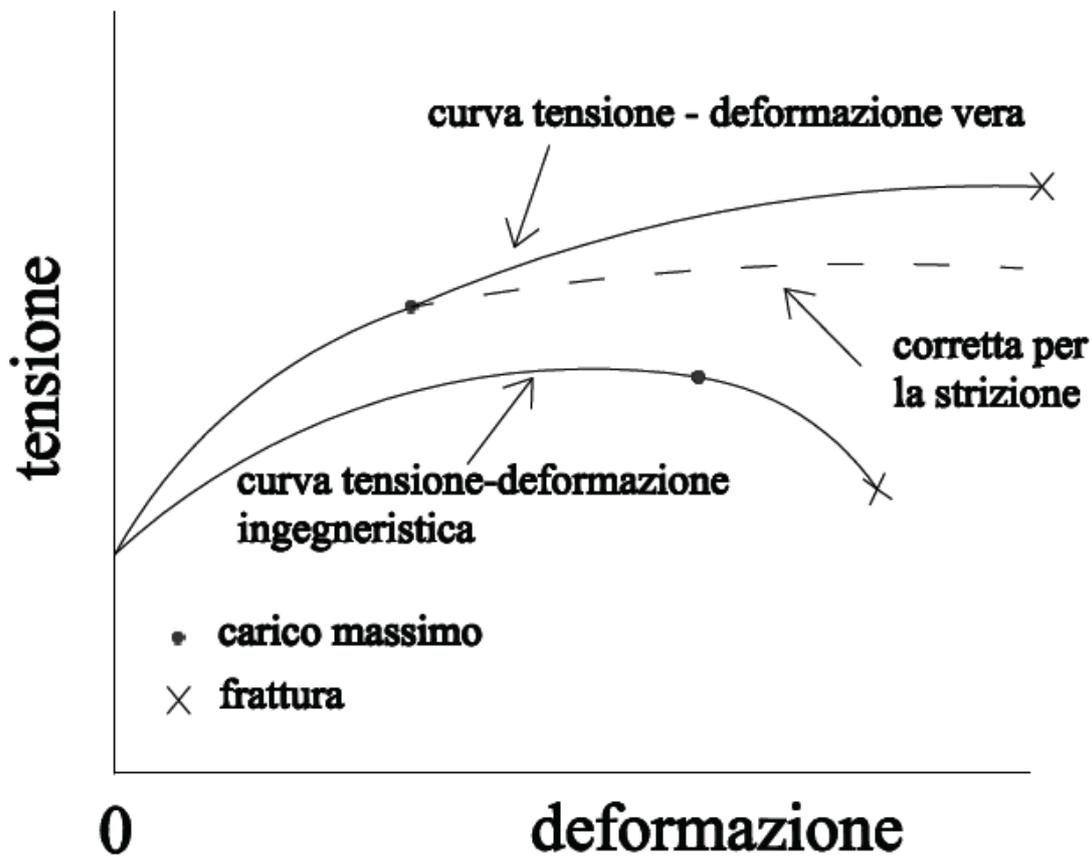


Figura 2.19: correzione della curva tensione vera-deformazione vera a seguito del fenomeno di instabilità plastica.

La misura dell'allungamento di un provino di trazione dipende dalla lunghezza del tratto utile o dalle dimensioni della sezione trasversale. Questo perché l'estensione totale consiste di due componenti, l'estensione uniforme fino alla comparsa della strizione e l'estensione localizzata a strizione iniziata. Il valore dell'estensione uniforme dipende dalle condizioni metallurgiche del materiale (attraverso n) e dall'effetto della dimensione e della forma del provino sullo sviluppo della strizione. La figura 2.20 illustra la variazione dell'allungamento locale, espresso dall'equazione 2.7, lungo il tratto utile di un provino caratterizzato dalla presenza di strizione. Si può prontamente osservare che più corto è il tratto utile maggiore è l'influenza della deformazione localizzata alla strizione sull'allungamento totale di tale tratto.

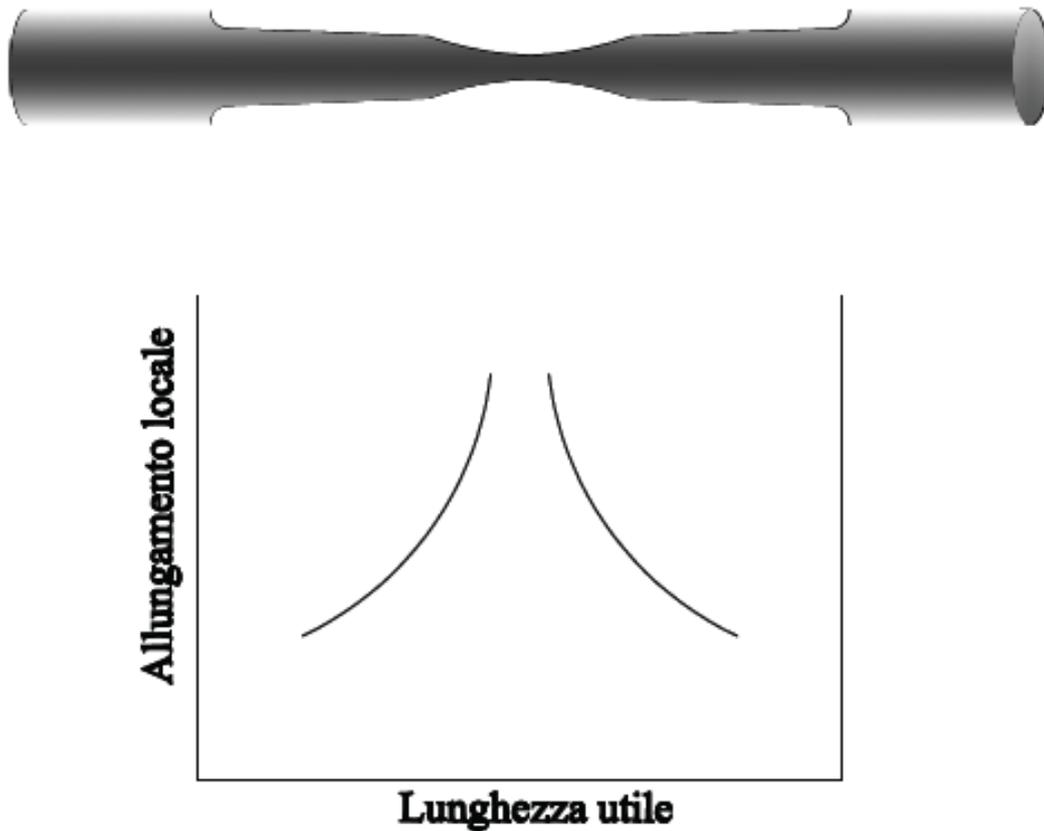


Figura 2.20: allungamento locale-lunghezza del tratto utile.

La lunghezza del provino a rottura può essere espressa come:

$$L_f - L_0 = \alpha + e_u L_0 \quad (2.33)$$

dove α è l'estensione locale della strizione ed $e_u L_0$ è l'estensione uniforme. L'allungamento di trazione quindi è dato da:

$$e_f = \frac{L_f - L_0}{L_0} = \frac{\alpha}{L_0} + e_u \quad (2.34)$$

che indica chiaramente che l'allungamento totale è funzione della lunghezza del tratto utile. Secondo la legge di Barba $\alpha = \beta \sqrt{A_0}$ l'equazione dell'allungamento diventa:

$$e_f = \beta \frac{\sqrt{A_0}}{L_0} + e_u \quad (2.35)$$

Si osserva che provini geometricamente simili, danno luogo a regioni di strizione simili. Inoltre per poter comparare gli allungamenti di provini di dimensioni differenti è necessario che siano geometricamente simili.

L'equazione 2.35 mostra che il fattore geometrico critico perché venga mantenuta la similitudine è $L_0/\sqrt{A_0}$ per provini a sezione rettangolare oppure L_0/D_0 per provini cilindrici.

Le norme ASTM prevedono che le dimensioni del provino standard di trazione siano 12.8 mm di diametro e 50.8 mm di lunghezza del tratto utile. I provini sottodimensionati hanno lo stesso rapporto *lunghezza del tratto utile / diametro* (L_0/D_0). Valori diversi di $L_0/\sqrt{A_0}$ sono specificati enti di unificazione di ciascun paese, nel caso dell'ASTM tale rapporto vale 4.5.

Si può affermare con buona approssimazione, che un dato allungamento si produce in un materiale se $\sqrt{A_0}/L_0$ si mantiene costante come predetto dall'equazione 2.35. Quindi ad un valore costante di allungamento $\sqrt{A_1}/L_1 = \sqrt{A_2}/L_2$, dove A ed L sono le aree e le lunghezze di tratto utile di provini diversi, 1 e 2 dello stesso metallo. Per prevedere l'allungamento di un provino di lunghezza L_2 ed area A_2 per mezzo delle misurazioni effettuate su un provino di area A_1 , è solo necessario calcolare il tratto utile del provino 1 come $L_1 = L_2 \sqrt{A_1/A_2}$.

Ovviamente il verificarsi della strizione fa sì che ogni conversione quantitativa tra allungamento e riduzione di sezione sia impossibile. Mentre l'allungamento e la riduzione di sezione di solito variano nello stesso modo, per esempio in funzione della temperatura, del contenuto di alliganti, ecc., vi sono dei casi in cui ciò non avviene. Nell'accezione generale, l'allungamento e la strizione misurano caratteristiche diverse del comportamento del materiale.

Supposto che la lunghezza del tratto utile non sia troppo corta, l'allungamento percentuale è principalmente influenzato dall'allungamento uniforme, è perciò dipendente dalle caratteristiche di incrudimento del materiale.

La riduzione dell'area è più una misura della deformazione richiesta per produrre la frattura ed il suo principale contributo risulta dal processo di strizione. A causa del complesso stato tensionale che si instaura con il processo di strizione, il valore della riduzione dell'area è legato alla geometria del provino ed al comportamento a deformazione, quindi non dovrebbe essere considerato come una reale proprietà del materiale. La riduzione di area però è il parametro di duttilità che più risente della struttura, per cui è utile per rivelare cambiamenti di qualità di un materiale.

La velocità a cui viene indotta una deformazione su un provino può avere un'importante influenza sulla tensione di flusso. La velocità di deformazione è definita come:

$$\dot{\epsilon} = d\epsilon / dt$$

ed è espresso convenzionalmente in s^{-1} ovvero "per secondo". Lo spettro delle velocità di deformazione caratteristiche è riportato in tabella.

Velocità di deformazione	Regime deformativo
$10^{-8} \div 10^{-5} s^{-1}$	creep a carico costante
$10^{-5} \div 10^{-1} s^{-1}$	trazione statica con macchina idraulica o a attuatore a vite

$10^{-1} \div 10^2 \text{ s}^{-1}$	trazione o compressione dinamici
$10^2 \div 10^4 \text{ s}^{-1}$	impatto ad alta velocità, (si considerano gli effetti di propagazione dell'onda)
$10^4 \div 10^8 \text{ s}^{-1}$	impatti iper-veloci con uso di proiettili spinti da gas o da esplosioni (propagazione dell'onda d'urto)

La figura 2.21 mostra che l'aumento della velocità di deformazione fa aumentare la tensione di flusso. Inoltre la dipendenza della resistenza dalla velocità di deformazione aumenta con l'aumentare della temperatura. Lo snervamento ed la tensione di flusso a basse deformazioni plastiche sono più dipendenti dalla velocità di deformazione rispetto alla resistenza a trazione. Elevate velocità di deformazione, ad esempio, causano la comparsa di un punto di snervamento nelle prove con acciaio a basso contenuto di carbonio che non mostra tale punto a velocità di prova ordinarie.

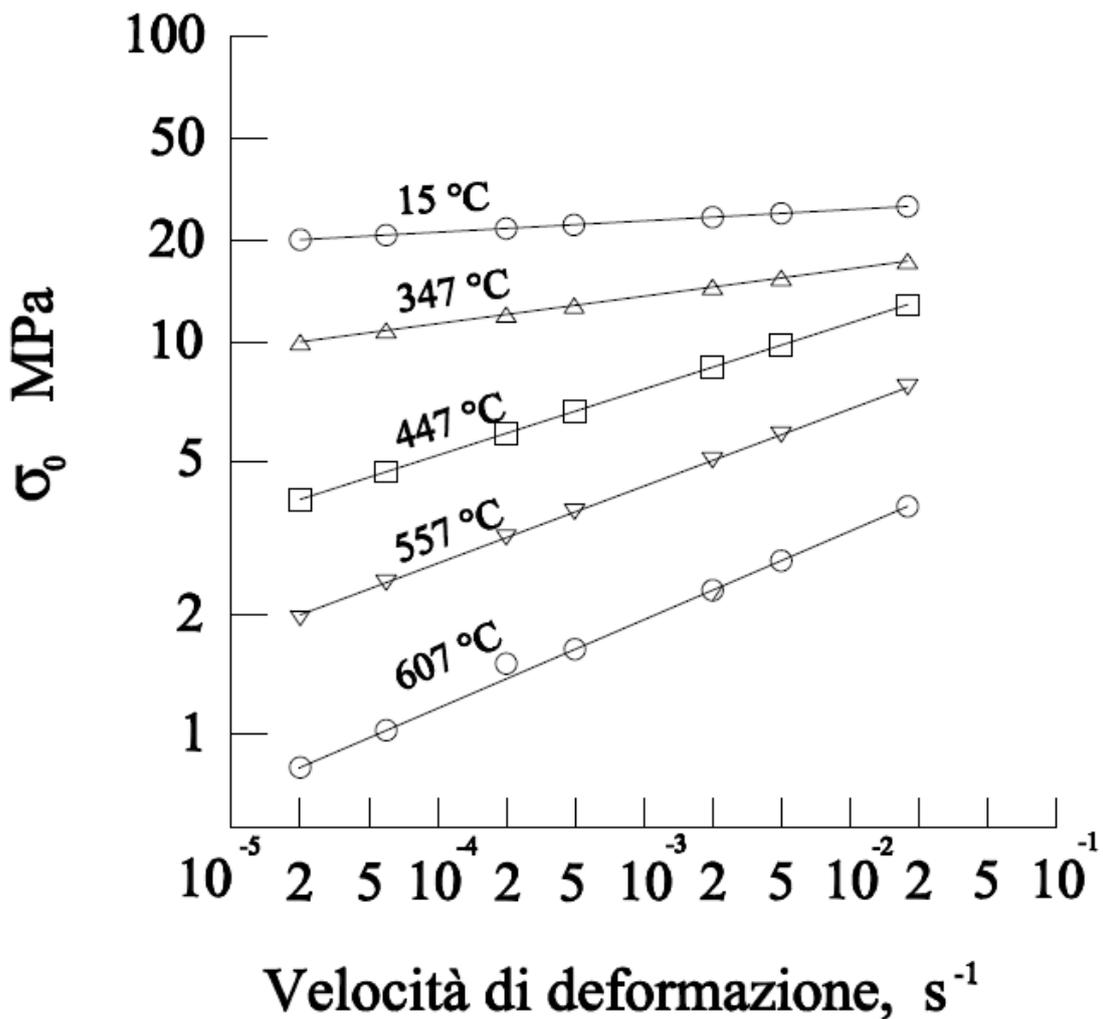


Figura 2.21: legame tensione velocità di deformazione per prove condotte a differenti temperature.

Nadai ha presentato una trattazione analitica delle condizioni esistenti durante l'allungamento di un provino cilindrico con una estremità fissata e l'altra collegata ad una traversa mobile della macchina di prova. La velocità della traversa è $v = dL / dt$. La velocità di deformazione è espressa in termini di deformazione lineare ingegneristica.

$$\dot{\epsilon} = \frac{de}{dt} = \frac{d(L-L_0)/L_0}{dt} = \frac{1}{L_0} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L_0} \quad (2.36)$$

Quindi la velocità di deformazione ingegneristica o convenzionale è proporzionale alla velocità della traversa. Nelle macchine di trazione moderne in cui la velocità della traversa può essere settata accuratamente e controllata, è molto semplice condurre un test di trazione alle velocità di deformazione convenzionali.

La velocità di deformazione vera è data da:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d[\ln(L/L_0)]}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L} \quad (2.37)$$

ed è correlato alla velocità di deformazione ingegneristica dall'equazione:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{L} = \frac{L_0}{L} \frac{de}{dt} = \frac{1}{1+e} \frac{de}{dt} = \frac{\dot{\epsilon}}{1+e} \quad (2.38)$$

L'equazione 2.37 indica che per una velocità della traversa costante la velocità di deformazione vera diminuisce man mano che il provino si allunga. Per mantenere una velocità di deformazione vera costante usando un controllo *open-loop* la velocità di deformazione deve aumentare proporzionalmente all'allungamento del provino.

Una relazione generale tra la tensione di flusso e la velocità di deformazione, a deformazione e temperatura costante è:

$$\sigma = C(\dot{\epsilon})^m \Big|_{\epsilon, T} \quad (2.39)$$

dove m è nota come sensibilità alla velocità di deformazione. L'esponente m può essere ottenuto dalla pendenza del diagramma $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$. Comunque un metodo più accurato per ricavare m è effettuare un test a velocità variabile in cui m è determinato misurando le variazioni di tensione di flusso indotte dal cambiamento della velocità di deformazione a deformazione e temperatura costanti (figura 2.22),

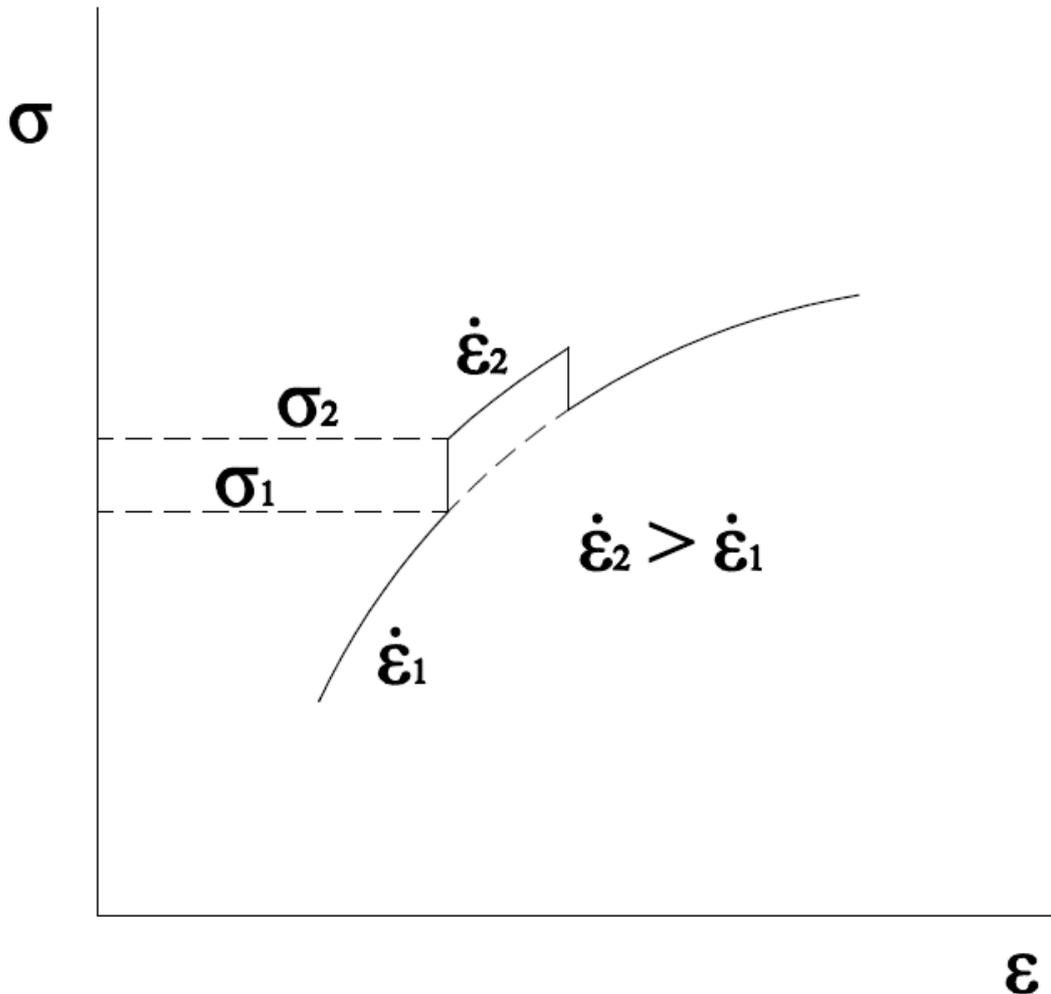


Figura 2.22: prova condotta variando la velocità di deformazione.

e descrivibile con l'equazione:

$$m = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_{\epsilon, T} = \frac{\dot{\epsilon}}{\sigma} \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\epsilon}} \right)_{\epsilon, T} = \frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \dot{\epsilon}} = \frac{\log \sigma_2 - \log \sigma_1}{\log \dot{\epsilon}_2 \cdot \log \dot{\epsilon}_1} = \frac{\log(\sigma_2 / \sigma_1)}{\log(\dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1)} \quad (2.40)$$

La sensibilità alla velocità di deformazione dei metalli è molto basso (<0.1) a temperatura ambiente ma m aumenta con la temperatura, specialmente al di sopra della metà della temperatura assoluta di fusione. Nelle lavorazioni a caldo m di solito varia da 0.1 a 0.2.

L'equazione 2.39 non è la migliore possibile nel caso degli acciai. Per questi materiali sembra valere una relazione semilogaritmica tra tensione di flusso e velocità di deformazione:

$$\sigma = k_1 + k_2 \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon_0} \quad (2.41)$$

dove k_1 , k_2 ed ϵ_0 sono delle costanti.

La sensibilità alla velocità di deformazione è un buon indicatore delle variazioni di comportamento durante la deformazione e la sua misura fornisce un legame chiave tra le misure di deformazione effettuate in fase di prova e il comportamento delle dislocazioni durante la deformazione plastica.

La velocità del moto delle dislocazioni dipende fortemente dalla tensione secondo la relazione:

$$v = A\sigma^{m'} \quad (2.42)$$

dove m' è una costante che varia da 1.5 a 40 in funzione del materiale.

Inoltre, la velocità di deformazione è correlata alla velocità delle dislocazioni mobili secondo la relazione:

$$\dot{\epsilon} = \rho b v \quad (2.43)$$

dove ρ è la densità delle dislocazioni e b l'interdistanza durante lo scorrimento delle dislocazioni. Dalle equazioni 2.40, 2.42, 2.43 calcolando segue:

$$m' = \frac{1}{m} - \frac{\partial \ln \rho}{\partial \ln \sigma} \quad (2.44)$$

Perciò se non ci sono cambiamenti nella densità delle dislocazioni mobili all'aumentare della tensione, $m' = 1/m$.

Mentre la sensibilità alla velocità di deformazione può essere molto basso nei metalli a temperatura ambiente, negli altri materiali può al contrario essere apprezzabile. Il caso estremo è un solido viscoso newtoniano, in cui la tensione di flusso è descritta dalla:

$$\sigma = \eta \dot{\epsilon} \quad (2.45)$$

Elevati valori della sensibilità alla velocità di deformazione sono caratteristici dei metalli e delle leghe superplastiche.

La superplasticità induce allungamenti notevoli di solito compresi tra il 100 ed il 1000 per cento. I metalli superplastici hanno dimensioni di grano o spaziature interfasiche dell'ordine di 1 μm . Le prove condotte ad alta temperatura ed a basse velocità di deformazione, accentuano il comportamento superplastico.

Risulta chiaro che gli elevati allungamenti tipici della superplasticità, in questi materiali con elevati valori di m , sono il risultato della soppressione della strizione. Un caso estremo è il vetro caldo ($m=1$) che può essere formato dallo stato fuso in fibre senza che le fibre presentino strizione.

Nei metalli normali l'addolcimento geometrico che favorisce il processo di strizione è impedito dall'incrudimento, e finché $d\sigma/d\epsilon > \sigma$, il provino di trazione non presenterà strizione. Con i materiali superplastici la velocità di incrudimento è bassa (a causa della elevata temperatura e delle condizioni strutturali) ma la strizione è impedita dalla presenza dell'incrudimento e $d\sigma/d\epsilon > \sigma$.

Se si considera una barretta di materiale superplastico di sezione A caricata assialmente con una forza P si ricava:

$$-\frac{dA}{dt} = \left(\frac{P}{C}\right)^{1/m} \left(\frac{1}{A^{(1-m)/m}}\right) \quad (2.46)$$

L'equazione 2.46 stabilisce che tanto più $m < 1$ e l'area della sezione trasversale è piccola, tanto più rapidamente l'area si riduce.

La figura 2.23 mostra come l'area diminuisce al variare di m . Quando $m=1$ la deformazione è viscosa newtoniana e dA/dt è indipendente da A ed ogni fenomeno di strizione incipiente è impedito durante l'allungamento. Dunque quando m si approssima ad 1 la velocità di crescita della strizione incipiente si riduce drasticamente.

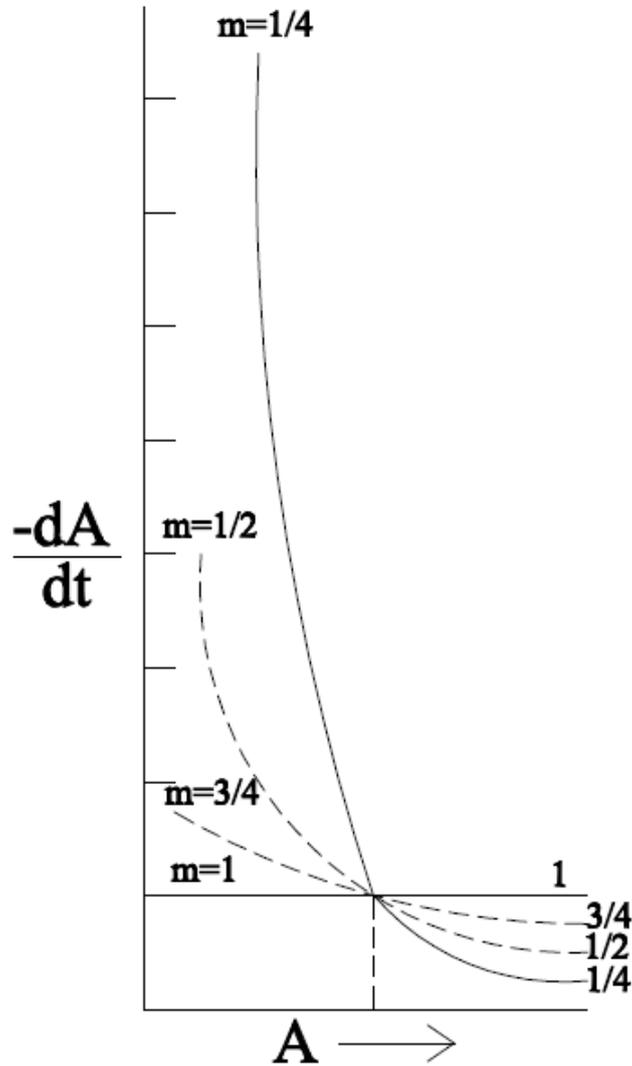


Figura 2.23: variazione della sezione in funzione di diversi valori della sensibilità alla velocità di deformazione.

La figura 2.24 mostra come un allungamento a trazione di una lega superplastica aumenti con la sensibilità alla velocità di deformazione in accordo con l'analisi precedentemente esposta.

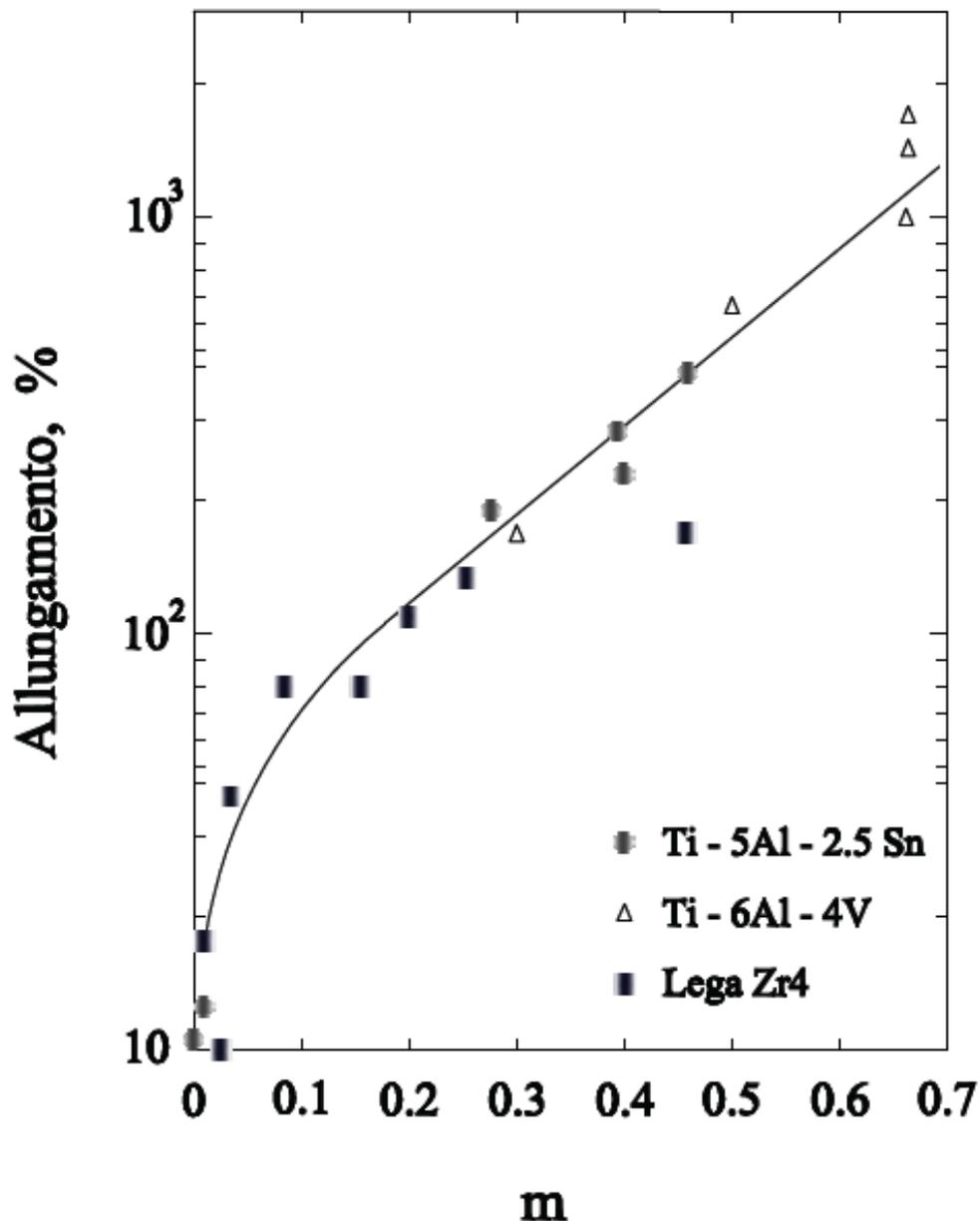


Figura 2.24: deformazione a rottura in funzione di m per diversi materiali.

Effetto della temperatura sulle proprietà di flusso: La curva tensione-deformazione, le caratteristiche di flusso e frattura derivate dalla prova di trazione sono fortemente dipendenti dalla temperatura a cui si conduce il test. In generale la resistenza diminuisce e la duttilità aumenta all'aumentare della temperatura di test. Comunque, in certi intervalli di temperatura possono intervenire cambiamenti strutturali come la precipitazione, l'invecchiamento o la ricristallizzazione che possono alterare tale comportamento generale. I processi attivati termicamente in genere favoriscono la deformazione e riducono la resistenza a temperature elevate, inoltre a tali temperature per lunghe esposizioni si possono avere cambiamenti strutturali che portano al creep (scorrimento viscoso, deformazione in funzione del tempo). In figura 2.25 sono riportati gli andamenti delle curve stress-strain ingegneristiche per un acciaio duttile.

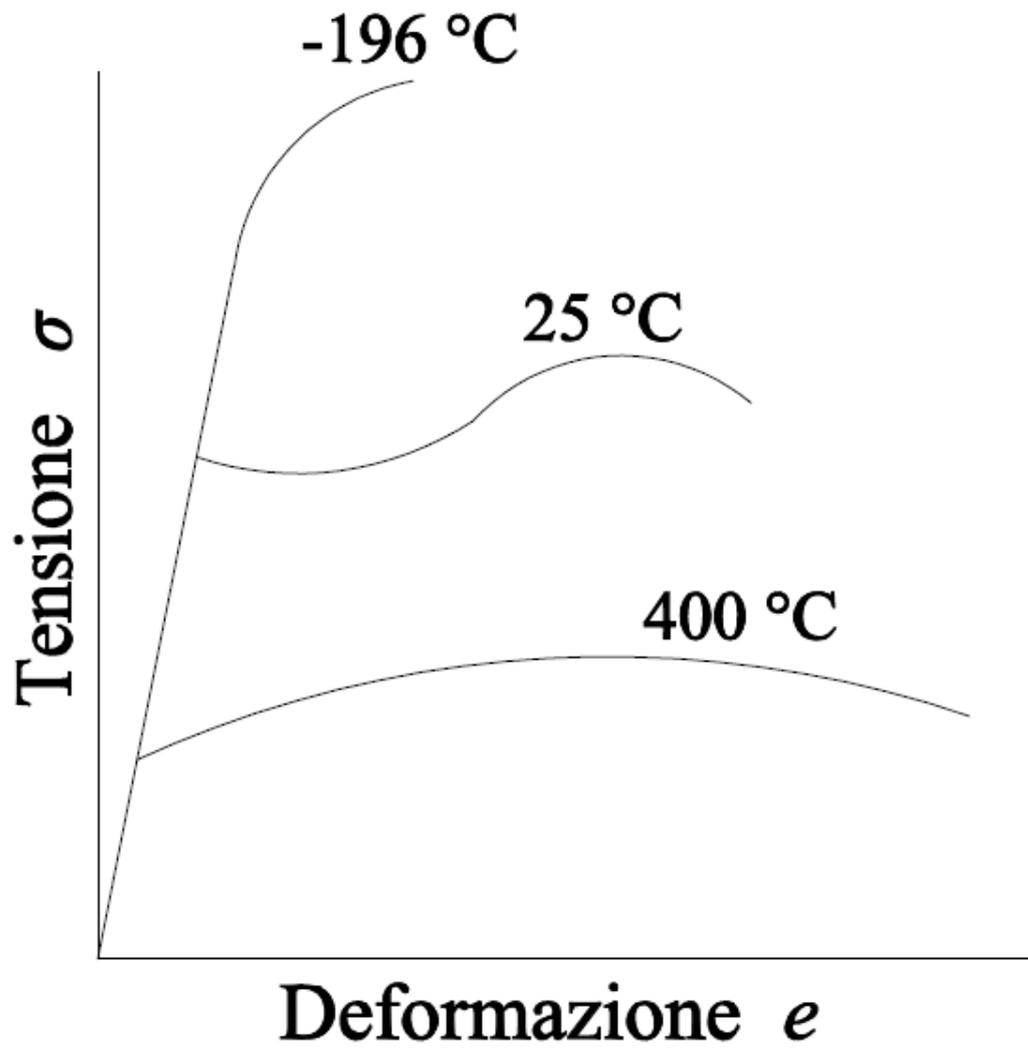


Figura 2.25: legame tensione-deformazione al variare della temperatura.

La figura 2.26 mostra la variazione dello snervamento con la temperatura per i metalli con struttura cubica a corpo centrato (bcc) Ta, W, Mo, Fe e per il Ni invece con struttura cubica a facce centrate (fcc)

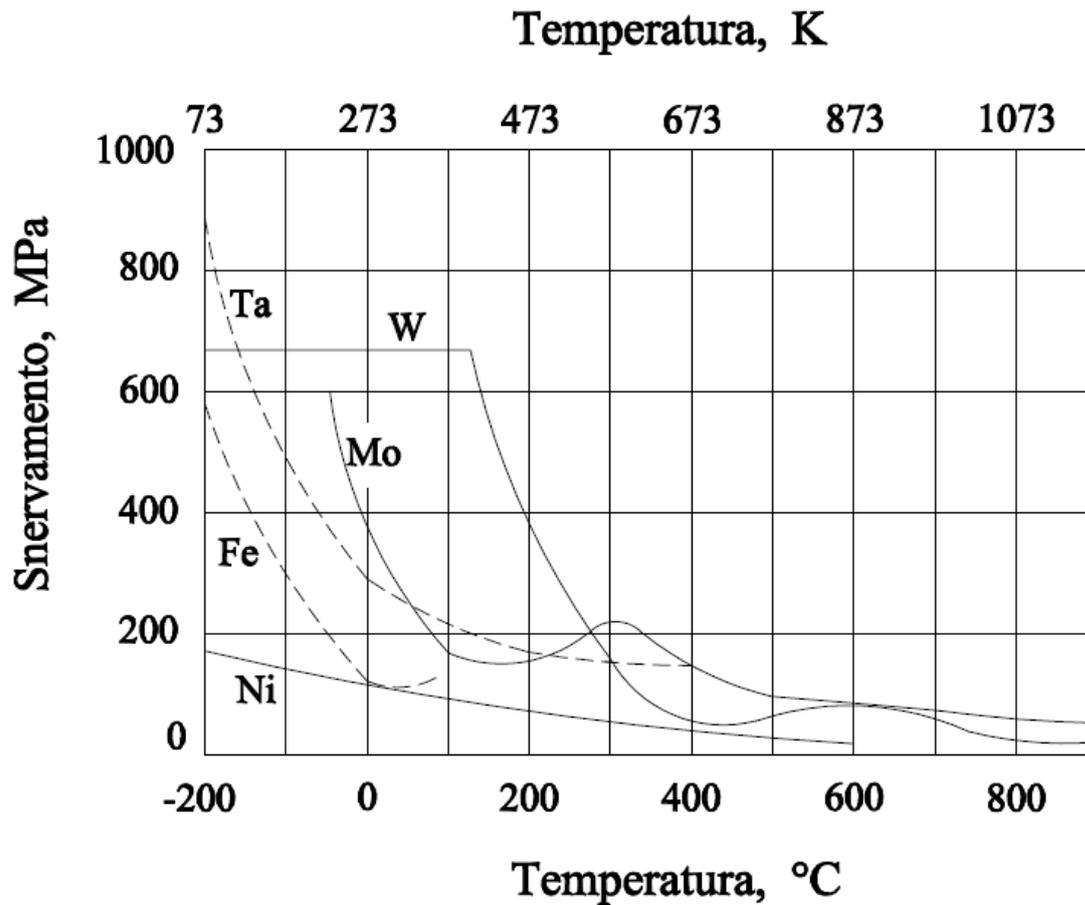


Figura 2.26: snervamento al variare della temperatura.

Si osserva che per i metalli bcc la tensione di snervamento aumenta rapidamente al diminuire della temperatura, è facile dunque spiegarsi perché tali metalli esibiscono frattura fragile alle basse temperature. Per i metalli fcc, invece, lo snervamento dipende poco dalla temperatura.

La figura 2.27 mostra la variazione della riduzione di area con la temperatura per gli stessi metalli. Si noti che il tungsteno (W) è fragile a 100 °C, il ferro a -225 °C, mentre il nickel diminuisce di poco in duttilità sull'intero intervallo di temperatura.

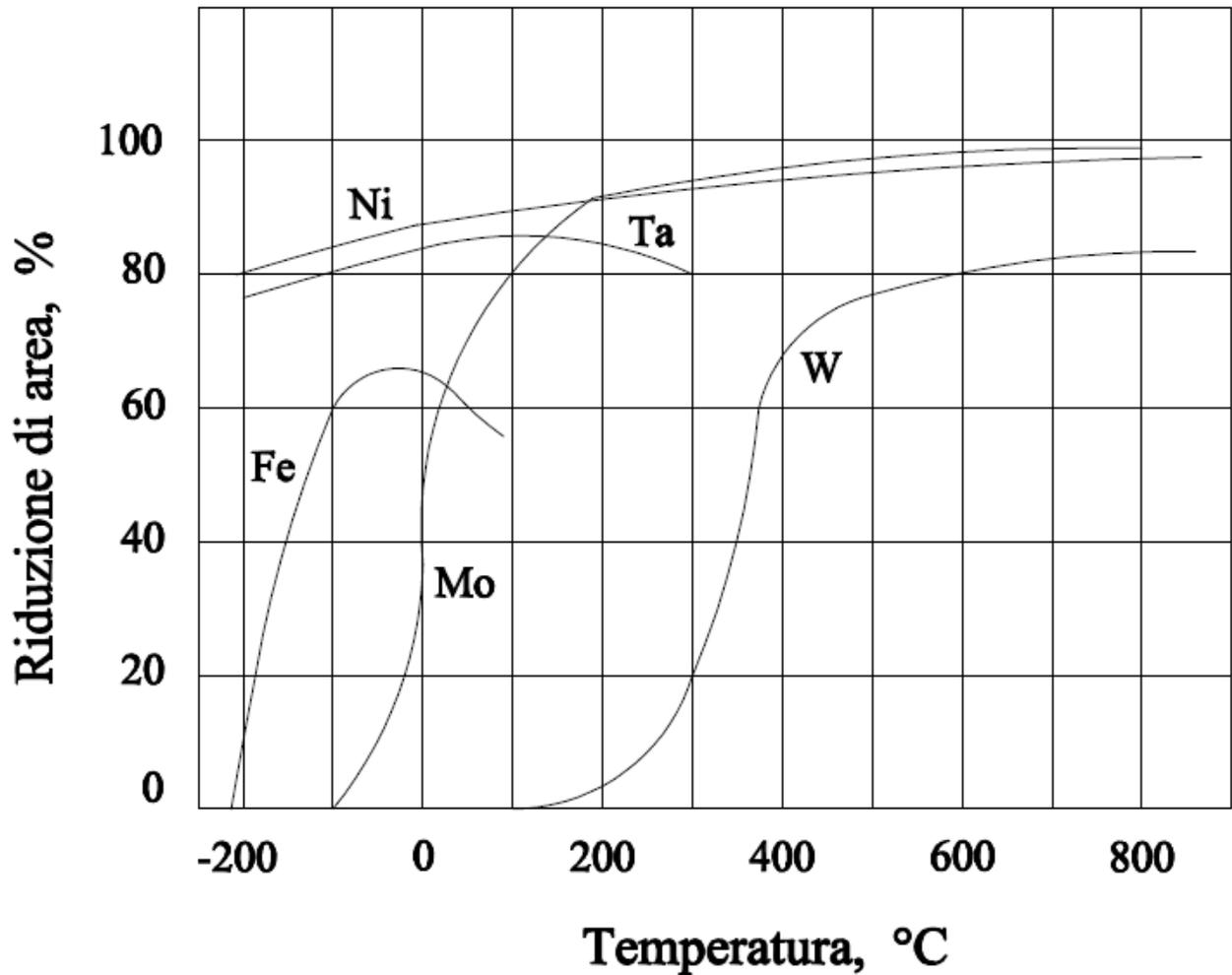


Figura 2.27: variazione della duttilità in funzione della temperatura di prova per diversi metalli puri.

Nei metalli fcc la tensione di flusso non è fortemente dipendente dalla temperatura, ma l'esponente di incrudimento diminuisce con l'aumentare di essa.

Il modo migliore per comparare le proprietà meccaniche di materiali differenti alle varie temperature è in termini di rapporto fra la temperatura di prova e quella di fusione, espresso in kelvin. Questo rapporto è spesso riportato in letteratura come *temperatura omologa*.

La dipendenza della tensione di flusso dalla temperatura a deformazione e velocità di deformazione costanti può essere rappresentata da:

$$\sigma = C_2 e^{Q/RT} \Big|_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \quad (2.47)$$

dove Q = energia di attivazione del flusso plastico, $J \text{ mol}^{-1}$

R = costante universale dei gas, $8.314 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$

T = temperatura di test, K

Se questa espressione è soddisfatta, un diagramma di $\ln \sigma$ vs $1/T$ sarà una linea retta di pendenza Q/R .

Il valore della tensione di flusso dipende dalla struttura delle dislocazioni esistente al tempo in cui la tensione di flusso è misurata. la struttura delle dislocazioni cambia con la temperatura, la velocità di deformazione e la deformazione. Una maniera di separare questi effetti è di valutare Q per mezzo di una prova a variazione di temperatura. La curva tensione-deformazione è ottenuta tenendo costante la velocità di deformazione e cambiando la temperatura, ad esempio da T_2 a T_1 , ad un desiderato valore di deformazione plastica. All'equilibrio di temperatura, l'energia di attivazione è data da:

$$Q = R \ln \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_2} \right) \frac{T_1 T_2}{T_2 - T_1} \quad (2.48)$$

Più del 90% dell'energia spesa nella deformazione plastica viene convertita in calore. In molte operazioni di lavorazione dei metalli, a causa del flusso non omogeneo, la deformazione è localizzata e la temperatura cresce in questa regione locale. Poiché la tensione di flusso decresce con la temperatura, ulteriori deformazioni si concentreranno preferibilmente in questa zona ed il processo continuerà fino alla frattura. Ad alte velocità di deformazione non vi è tempo a sufficienza per un flusso di calore apprezzabile per cui ne risulta una condizione quasi adiabatica. Questo tipo di frattura localizzata è chiamata frattura a taglio adiabatica e si osserva qualche volta negli ultimi stadi del test di trazione, in particolare nelle prove condotte a bassa temperatura.

Un'analisi delle condizioni che producono instabilità nella curva di flusso per taglio adiabatico è stata fatta da Backofen.

Proprietà tensili dell'acciaio: A causa della importanza commerciale dei materiali ferrosi è stata fatta una grossa mole di lavoro per correlarne le proprietà tensili con la composizione chimica e la microstruttura. Da un punto di vista scientifico il sistema Fe-C esibisce una grande versatilità nella struttura e nelle proprietà. E' stato chiaramente dimostrato che la struttura piuttosto che la composizione è la principale variabile che controlla le proprietà dell'acciaio.

Le proprietà tensili dell'acciaio ricotto e normalizzato sono controllate dalle caratteristiche di flusso e di frattura della ferrite e dalla quantità, forma e distribuzione della cementite.

La resistenza della ferrite dipende dalla quantità di elementi di lega in soluzione solida e dalla dimensione dei suoi grani. Il contenuto di carbonio ha un effetto molto forte in quanto controlla la quantità di cementite presente sia come perlite sia come sferoidite. Con l'aumentare del contenuto di carbonio aumenta la resistenza e diminuisce la duttilità a causa dell'aumento della cementite nella microstruttura.

Un acciaio normalizzato avrà una resistenza più elevata rispetto ad uno ricotto a causa del raffreddamento molto più rapido tipico del trattamento di normalizzazione. Tale raffreddamento fa sì che la trasformazione a perlite avvenga a temperature più basse e con spaziature ridotte. In figura 2.28 sono riportate le differenze delle proprietà tensili dovute alla forma delle particelle di cementite. In tale figura sono comparate le strutture sferoidiche e perlitiche di un acciaio con lo stesso contenuto di carbonio.

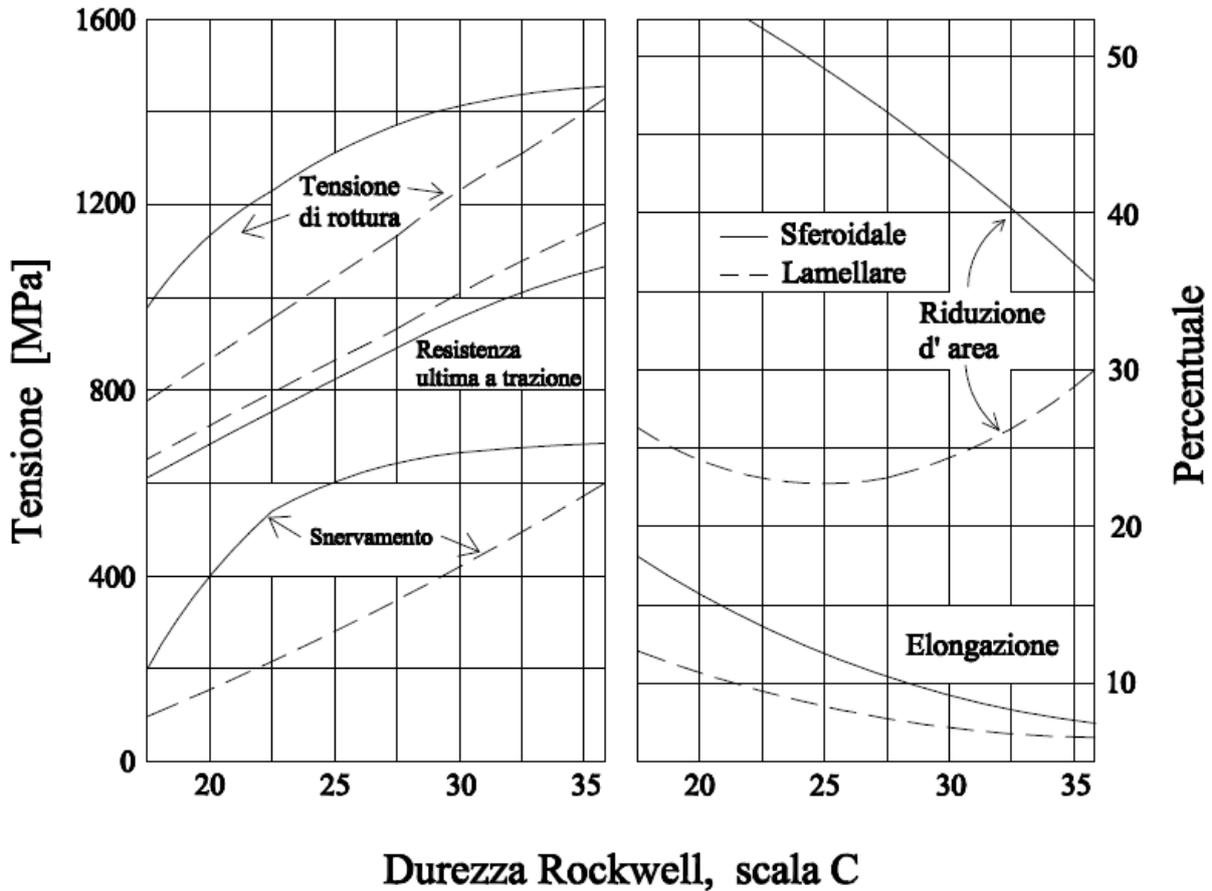


Figura 2.28: variazione delle proprietà meccaniche in funzione della struttura.

Uno dei metodi migliori per aumentare la resistenza di un acciaio ricotto è la lavorazione a freddo. La tabella mostra la variazione delle proprietà tensili di un acciaio SAE 1016 ridotto in barre attraverso uno stampo.

Reduction of area by drawing, %	Yield strength, MPa	Tensile strength, MPa	Elongation, in 50 mm, %	Reduction of area, %
0	276	455	34	70
10	496	517	20	65
20	565	579	17	63
40	593	655	16	60
60	607	703	14	54
80	662	793	7	26

La struttura perlitica nell'acciaio può essere meglio controllata trasformando l'austenite in perlite a temperatura costante, invece di permetterne la formazione in un intervallo di temperatura da un raffreddamento continuo al di sopra della temperatura critica. Sebbene la trasformazione isoterma non sia ideale per gli usi commerciali, essa permette di isolare gli effetti di alcune microstrutture sulle proprietà dell'acciaio.

La figura 2.29 mostra le variazioni delle proprietà tensili di un acciaio eutettoide Ni-Cr-Mo a temperatura di trasformazione isoterma.

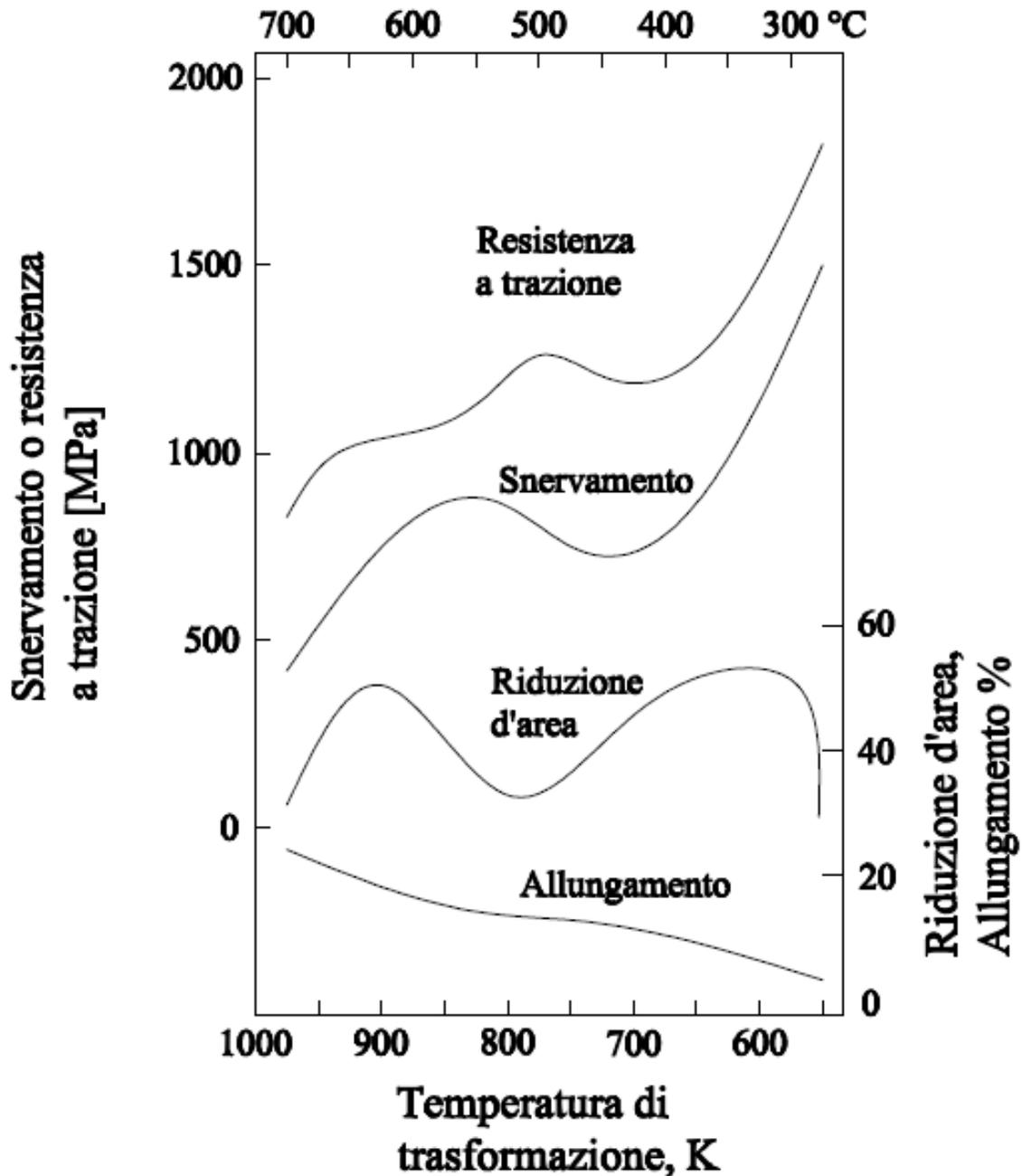


Figura 2.29: variazione delle proprietà meccaniche in funzione della temperatura.

Se si considera una trasformazione isoterma nel range compreso tra 1000 ed 800 K il prodotto di tale trasformazione è perlite lamellare. La spaziatura tra le particelle di cementite diminuisce con la temperatura di trasformazione e corrispondentemente aumenta la resistenza.

Nella regione da 700 a 550 K la struttura ottenuta dalla trasformazione è bainite aciculare. La struttura bainitica diventa sempre più fine con il diminuire della temperatura e la resistenza aumenta quasi linearmente sino a valori elevati, inoltre la struttura risultate ha una buona duttilità. Questo è il range di temperatura utilizzato nel trattamento termico commercialmente noto come austempering.

Nel range di temperatura compreso tra 800 e 700 K vi è la coesistenza di strutture lamellari ed aciculari.

La migliore combinazione di duttilità e resistenza si ottiene in acciai *quenched* (tempra con raffreddamento veloce) per ottenere una struttura completamente martensitica e successivamente temperati (*tempered*). A causa dell'importanza di ottenere una struttura completamente martensitica, è desiderabile che l'acciaio abbia un'adeguata induribilità (*hardenability*).

L'induribilità è una proprietà dell'acciaio che caratterizza la profondità e la distribuzione della durezza indotta dal brusco raffreddamento. L'induribilità non deve essere confusa con la durezza, poiché la durezza è una proprietà del materiale che rappresenta la sua resistenza all'indentazione o alla deformazione.

La durezza è associata con la resistenza mentre l'induribilità è connessa alle trasformazioni caratteristiche dell'acciaio. L'induribilità può essere aumentata alterando le cinetiche di trasformazione con l'aggiunta di elementi di lega, mentre la durezza dell'acciaio ad una data cinetica di trasformazione è controllata principalmente dal contenuto di carbonio.

La figura 2.30 mostra la durezza della martensite in funzione del contenuto di carbonio per quantitativi differenti di martensite nella microstruttura. Le curve in figura possono essere utilizzate per stabilire se si è ottenuto o meno un hardening completo dopo il brusco raffreddamento.

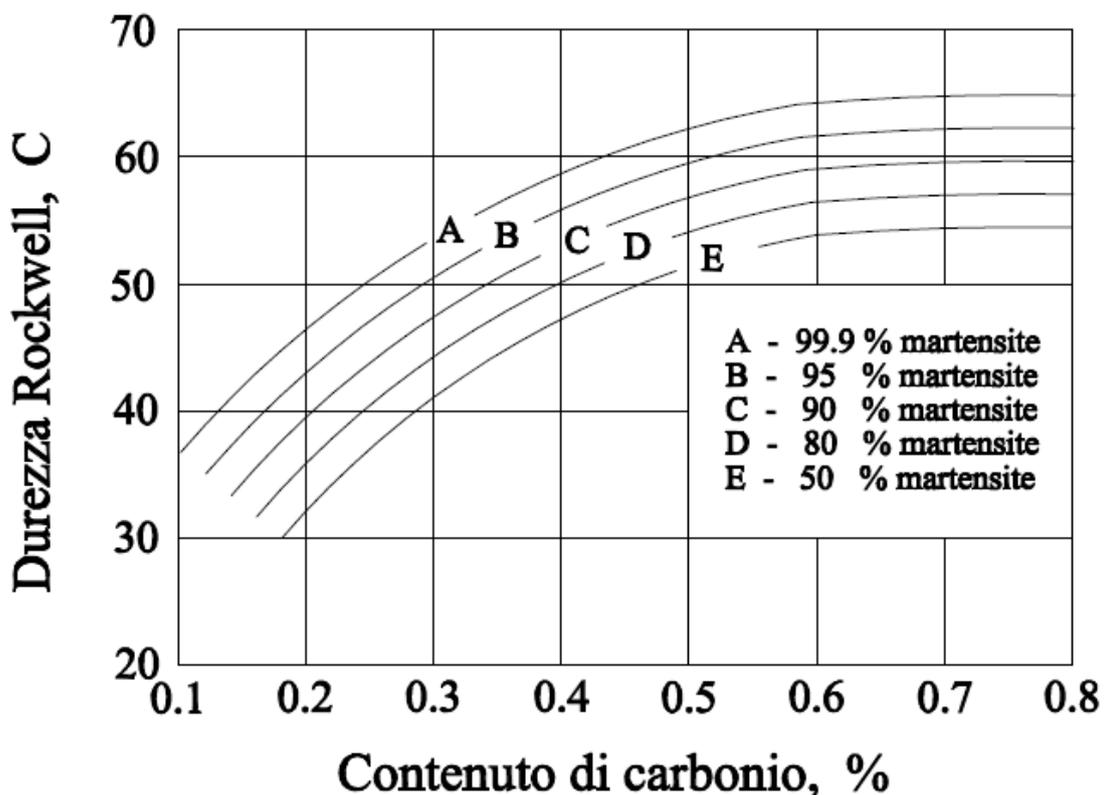


Figura 2.30: variazione delle proprietà meccaniche al variare del tenore di carbonio e della percentuale di martensite.

La durezza può rappresentare una misura conveniente della resistenza di un acciaio sottoposto a trattamento termico, poiché vi sono delle correlazioni sperimentali tra durezza e resistenza (figura 2.31).

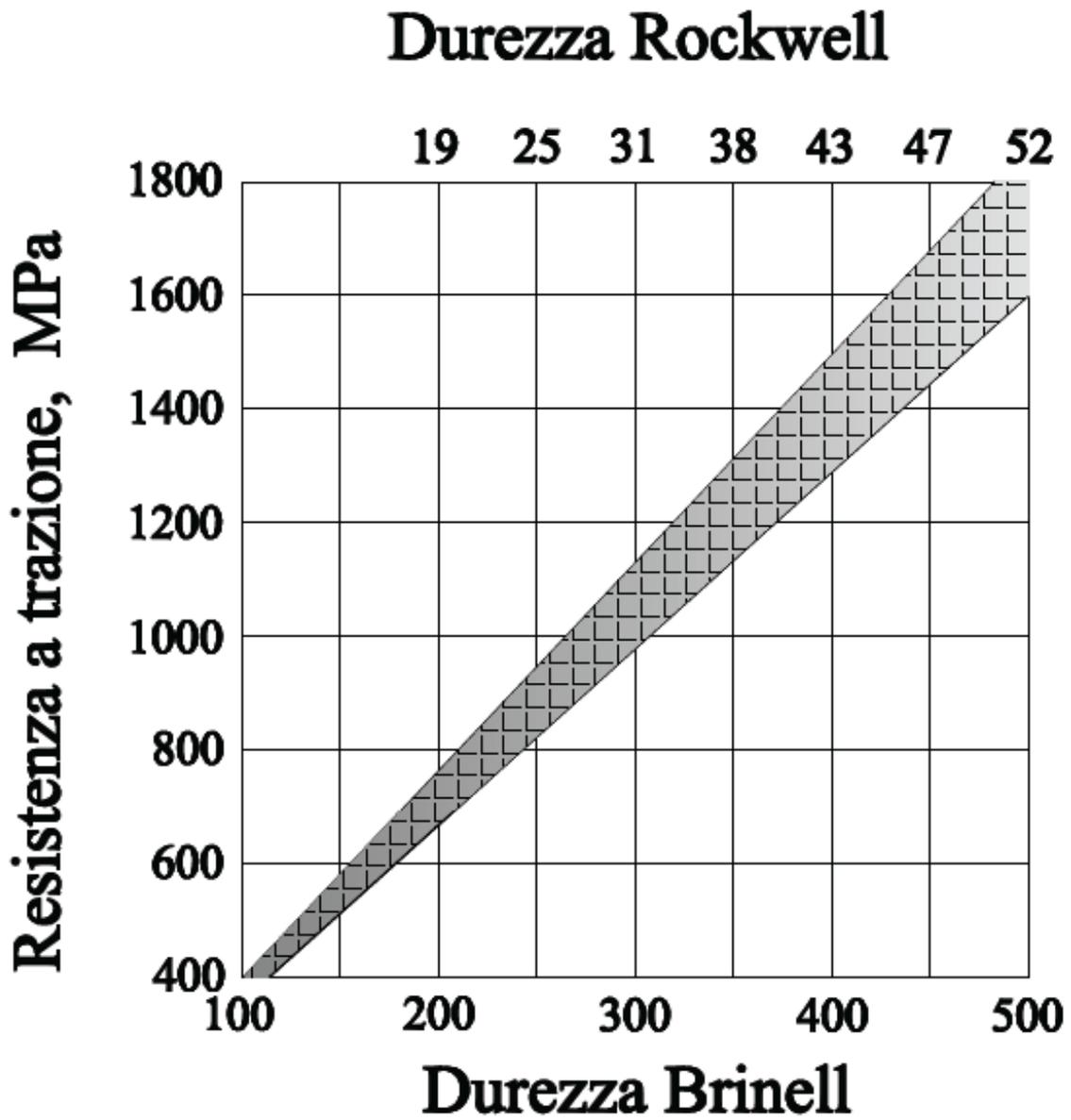


Figura 2.31: relazione tra durezza e resistenza a trazione.

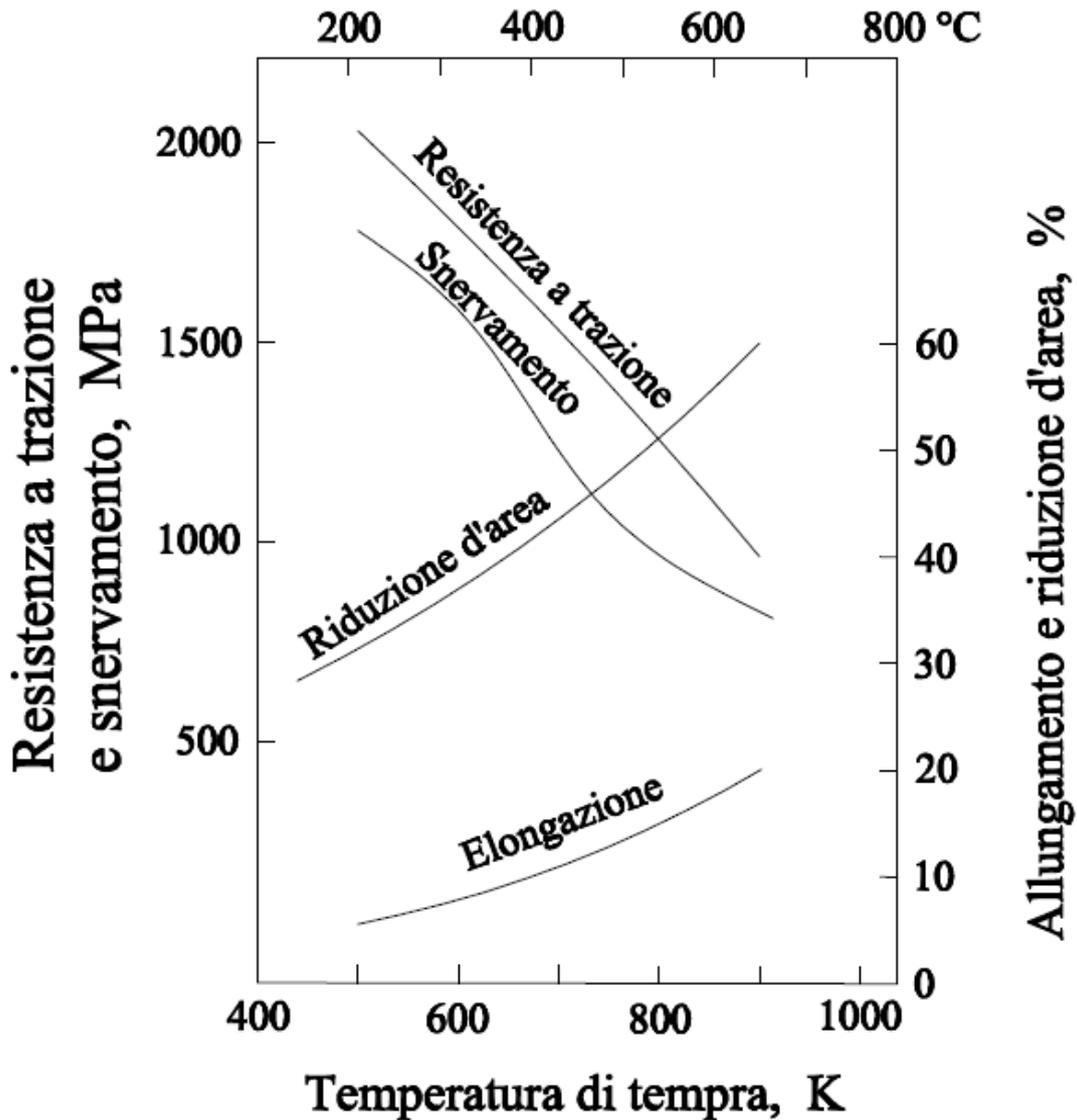


Figura 2.32: variazione delle proprietà meccaniche con la temperatura di tempra.

Le proprietà meccaniche di un acciaio temprato possono essere alterate cambiando la temperatura di raffreddamento.

Anisotropia delle proprietà tensili: Di solito si osserva che le proprietà tensili dei metalli lavorati per deformazione plastica non sono le stesse in tutte le direzioni. La dipendenza delle proprietà dall'orientazione è detta anisotropia. Nei metalli in genere si osservano due tipi di anisotropia.

L'*anisotropia cristallografica* è prodotta dalla orientazione preferenziale dei grani causata da processi di deformazione plastica severa. Poiché la resistenza di un monocristallo è altamente anisotropica, una deformazione plastica severa che produce una forte orientazione preferenziale, rende un materiale policristallino simile per anisotropia ad un monocristallo. Lo snervamento e in minor misura la resistenza a trazione sono le proprietà maggiormente affette. Questo tipo di anisotropia è più frequente nei metalli non ferrosi, specialmente se sono stati ridotti in fogli o lamiere. L'anisotropia cristallografica può essere eliminata con la ricristallizzazione, sebbene la formazione di texture di ricristallizzazione possa portare ad un'anisotropia differente.

Il *fibering meccanico* è la seconda forma di anisotropia, ed è dovuto all'allineamento preferenziale di discontinuità strutturali come inclusioni, vuoti, segregazione e seconde fasi nella direzione di lavorazione. Tale tipo di anisotropia è importante nella forgiatura e nella laminazione. La direzione principale di lavorazione è definita *direzione longitudinale*. Essa può essere ad esempio l'asse maggiore di una barra o la direzione di laminazione nei fogli e lamiere. Si devono considerare inoltre due direzioni trasversali. La *direzione trasversale corta* è la dimensione più piccola del prodotto, per esempio lo spessore di una lamiera. La *direzione trasversale lunga* è perpendicolare ad entrambe le direzioni precedentemente esposte. Nelle sezioni circolari e quadrate, entrambe le direzioni trasversali sono equivalenti. Negli acciai lavorati per deformazione plastica il fibering meccanico è la prima causa di proprietà direzionali. Le misure di duttilità come la riduzione di area ne sono quelle più affette. In generale, la riduzione di area è minore nella direzione trasversale corta, intermedia nella direzione trasversale lunga e maggiore nella direzione longitudinale.

Le proprietà trasversali sono particolarmente importanti nello spessore di parete di tubi, come canne da fuoco e serbatoi in pressione, che sono sottoposti a pressioni interne elevate. In queste applicazioni la tensione principale maggiore agisce in direzione circonferenziale, che corrisponde alla direzione trasversale in un forging cilindrico. La riduzione trasversale di area (RAT) è un buon indice di qualità per l'acciaio in questo tipo di applicazioni.

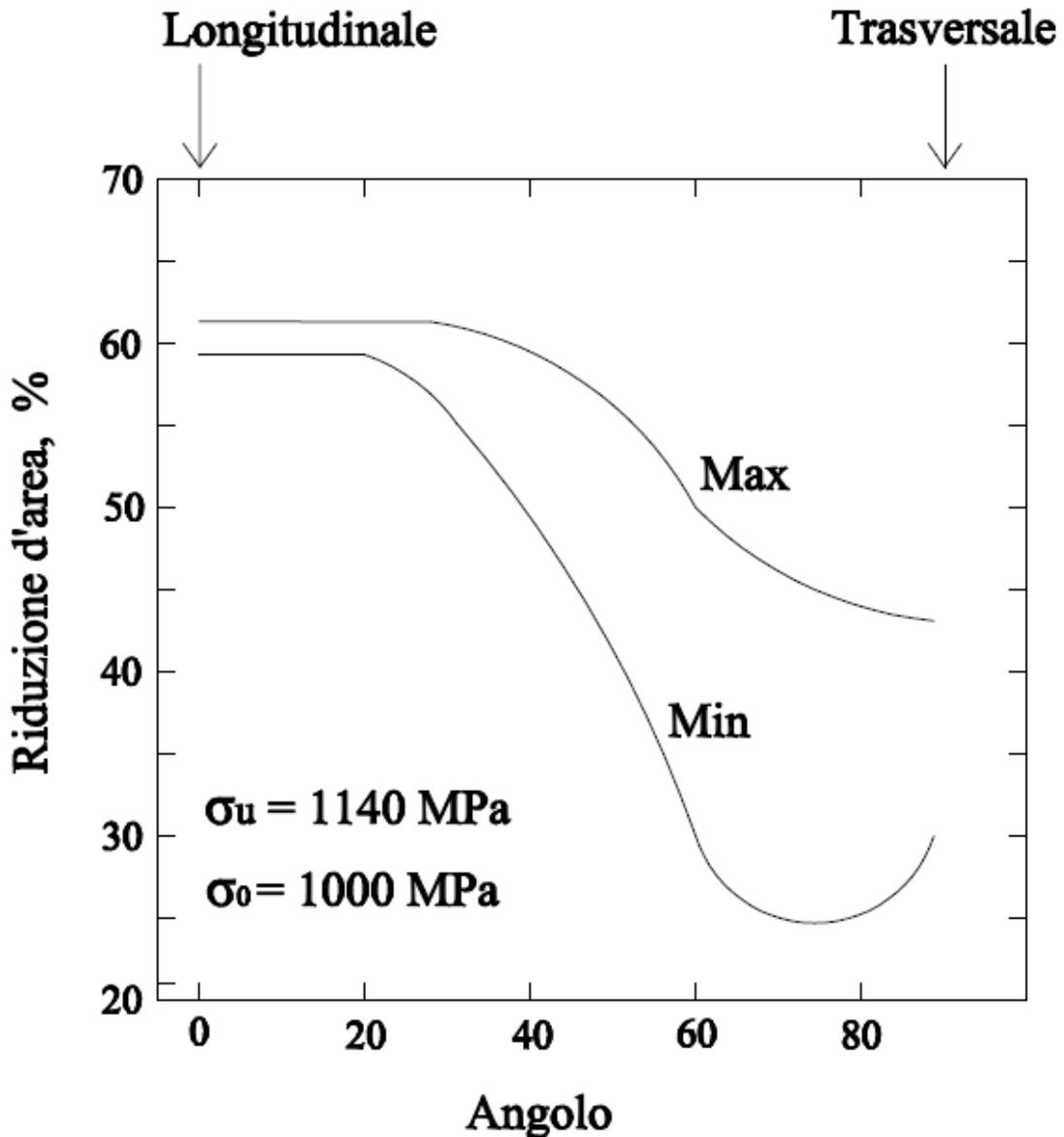


Figura 2.33: variazione di area longitudinale e trasversale con l'angolo fra gli assi di un provino di trazione e la direzione longitudinale nella forgiatura.

La figura 2.34 mostra come variano la riduzione di area longitudinale e trasversale in funzione del rapporto di forging. Tale rapporto è il rapporto della sezione originale e della finale dopo forgiatura. Di solito le proprietà ottime si ottengono per rapporti di 2:1 3:1. Le inclusioni non metalliche sono considerate le principali responsabili della bassa duttilità trasversale. Questa assunzione si basa sul fatto che gli acciai fusi sottovuoto danno dei valori di RAT più elevati rispetto a quelli fusi in aria, oltre che su diverse correlazioni esistenti tra il RAT ed il contenuto di inclusioni. Anche fattori come la microsegregazione e la struttura dendritica possono essere responsabili di una scarsa duttilità trasversale.

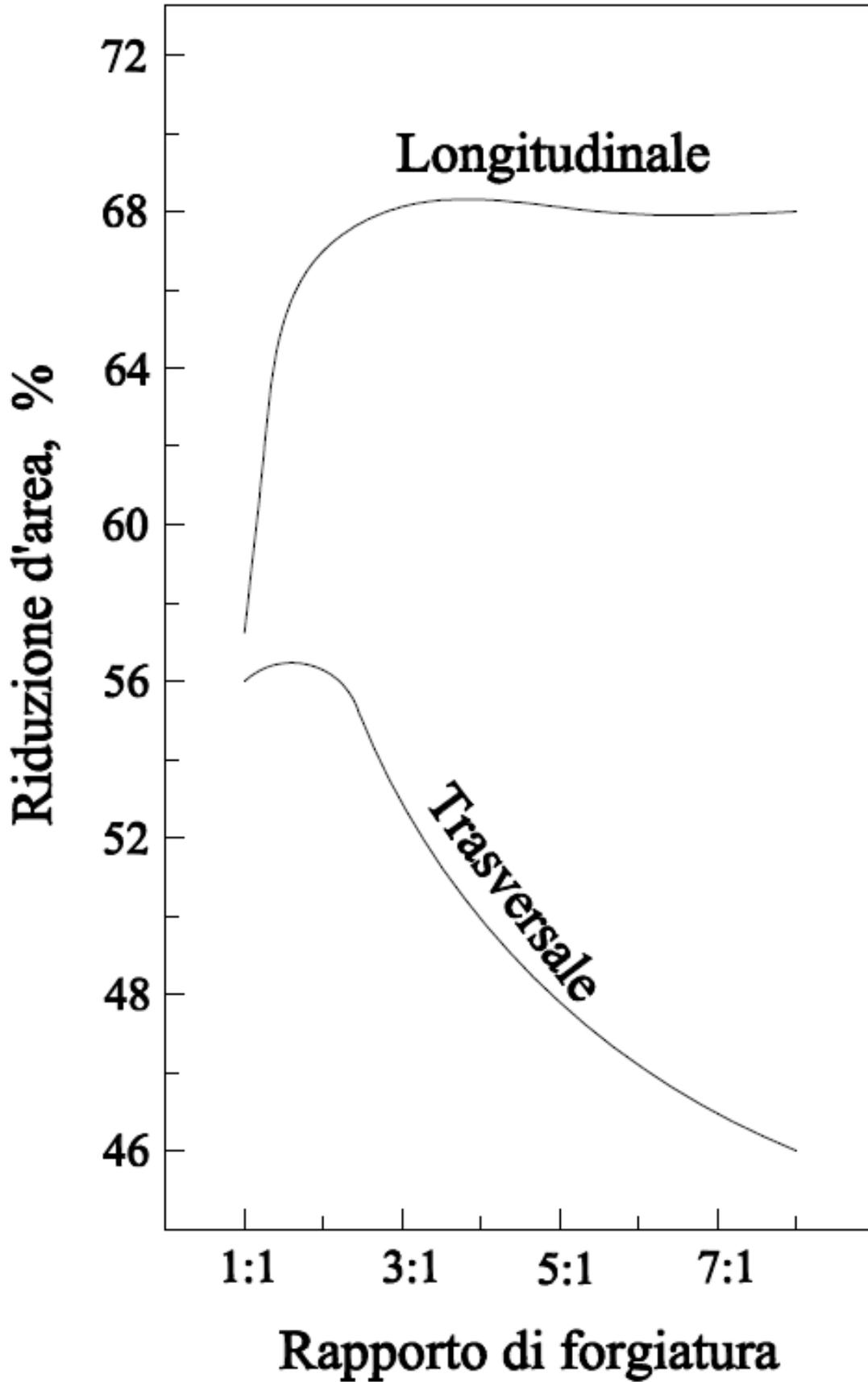


Figura 2.34: variazione di area longitudinale e trasversale in funzione del rapporto di forgiatura.

La prova di compressione

Il concetto di carico uniassiale a trazione o a compressione è simile.

In entrambi i casi viene prodotta una deformazione parallela al carico applicato e con lo stesso segno, e due deformazioni trasversali di segno opposto a quello del carico applicato.

Al di sotto del limite di proporzionalità, la deformazione nella direzione del carico, in entrambi i casi, può essere calcolata usando un solo valore del modulo elastico.

Similmente, la deformazione trasversale, può essere calcolata usando il modulo di Poisson (ν):

$$\varepsilon_{trasversale} = \nu \varepsilon_{assiale}$$

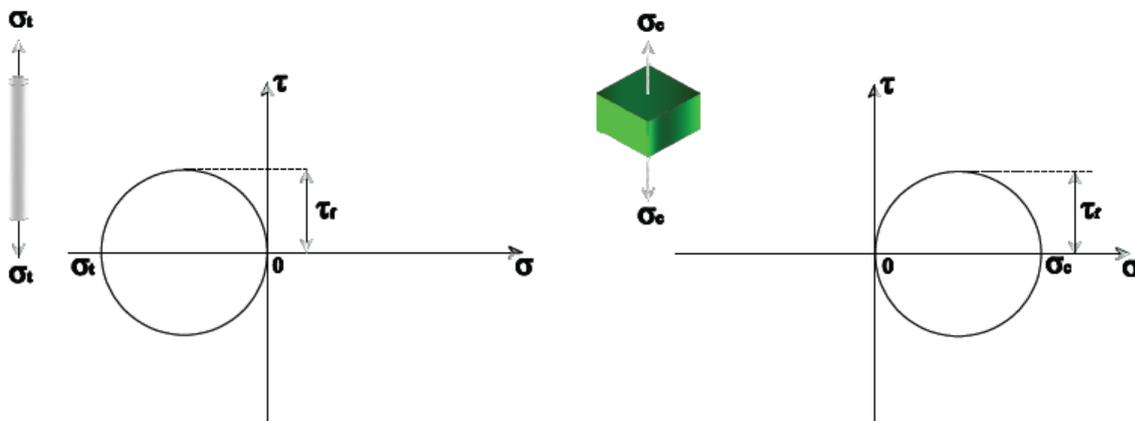


Figura 2.35: stato tenso-deformativo nella sezione trasversale in trazione e compressione.

È una prova meccanica molto utile per capire la formabilità del materiale nelle lavorazioni di forgiatura, estrusione, laminazione ecc, perché lo stato di sollecitazione medio durante il test è simile a quello della maggior parte delle lavorazioni per deformazione plastica. Il materiale sottoposto a compressione non subisce necking come nella trazione, ma è soggetto ad barilottatura. La rottura avviene con meccanismi differenti e perciò non vi è un parametro di resistenza a rottura (UTS). In generale, un materiale duttile non si rompe a compressione, ma tende a fluire in risposta al carico imposto. Provini cilindrici di materiale fragile sottoposti a compressione, si rompono a taglio su un piano inclinato rispetto alla direzione del carico, in due o più pezzi. In questo caso si può definire una tensione di compressione ultima.

Rispetto alla prova di trazione, si incontrano parecchie difficoltà nell'effettuare un test di compressione e nell'interpretarne i dati. Per esempio, è molto importante mantenere la perfetta assialità del carico applicato. Nel test di trazione ciò può essere facilmente ottenuto nel sistema di ammorsamento del provino, nel test di compressione, se il provino è alto rispetto al diametro, si possono avere delle difficoltà. La non assialità del carico induce delle componenti flessionali sul provino che unite alle componenti di sforzo assiale, tipiche della prova, ne causano l'ingobbamento. Il centraggio delle piastre di carico e di appoggio per la perfetta assialità dello stesso è più semplice se il provino ha una grande area di contatto, però ciò dà luogo ad altri problemi. Le forze d'attrito esistenti all'interfaccia piastre-provino tendono ad opporsi all'aumento del diametro dello stesso

man mano che per effetto della compressione se ne riduce l'altezza. Queste forze sono direttamente correlate al coefficiente d'attrito μ , perciò bisogna minimizzarlo.

A causa dell'attrito, il carico sul provino non è uniassiale, l'effetto dell'attrito impedisce l'aumento di diametro delle superfici a contatto con le piastre, ma non sul resto del provino, che tende dunque ad imbarellarsi.

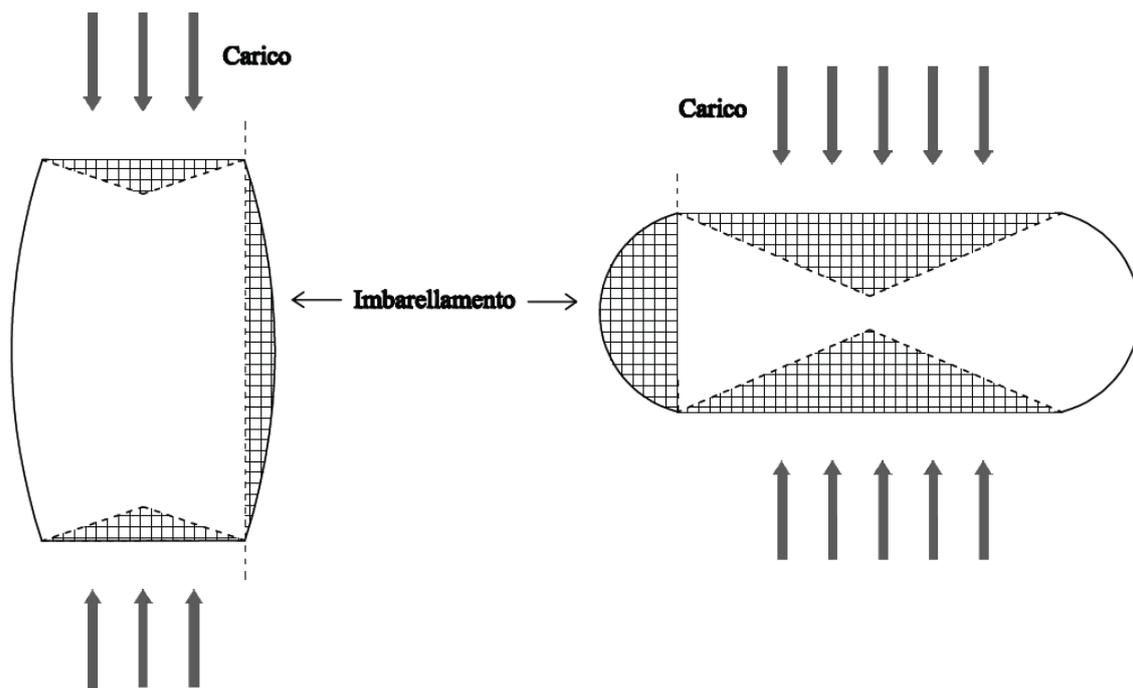


Figura 2.36: barilottatura tipica della prova di compressione.

Dalla figura precedente si osserva che con l'aumentare del carico si ha una deformazione plastica nel resto del provino, mentre la deformazione è elastica sulle superfici di contatto con le piastre e nelle zone vicine. Il rapporto tra il materiale deformato elasticamente e quello deformato plasticamente aumenta man mano che la compressione procede ed il provino si accorcia. In questo modo la barilottatura aumenta durante il corso della prova.

L'effetto della barilottatura è quello di indurre componenti di tensione biassiali, in un provino che dovrebbe essere testato con tensione uniassiale. Quindi un'attenta analisi deve essere fatta nello scegliere le dimensioni dei provini. Si sceglie spesso un rapporto altezza/diametro di 3 a 2 per minimizzare l'ingobbamento generato dalla non assialità del carico.

A causa dell'aumento della superficie di contatto e del materiale deformato elasticamente vicino alle piastre, la curva carico-deflessione in figura, curva verso l'alto man mano che il provino si accorcia. Si ha un notevole aumento del carico se le regioni deformate elasticamente si sovrappongono.

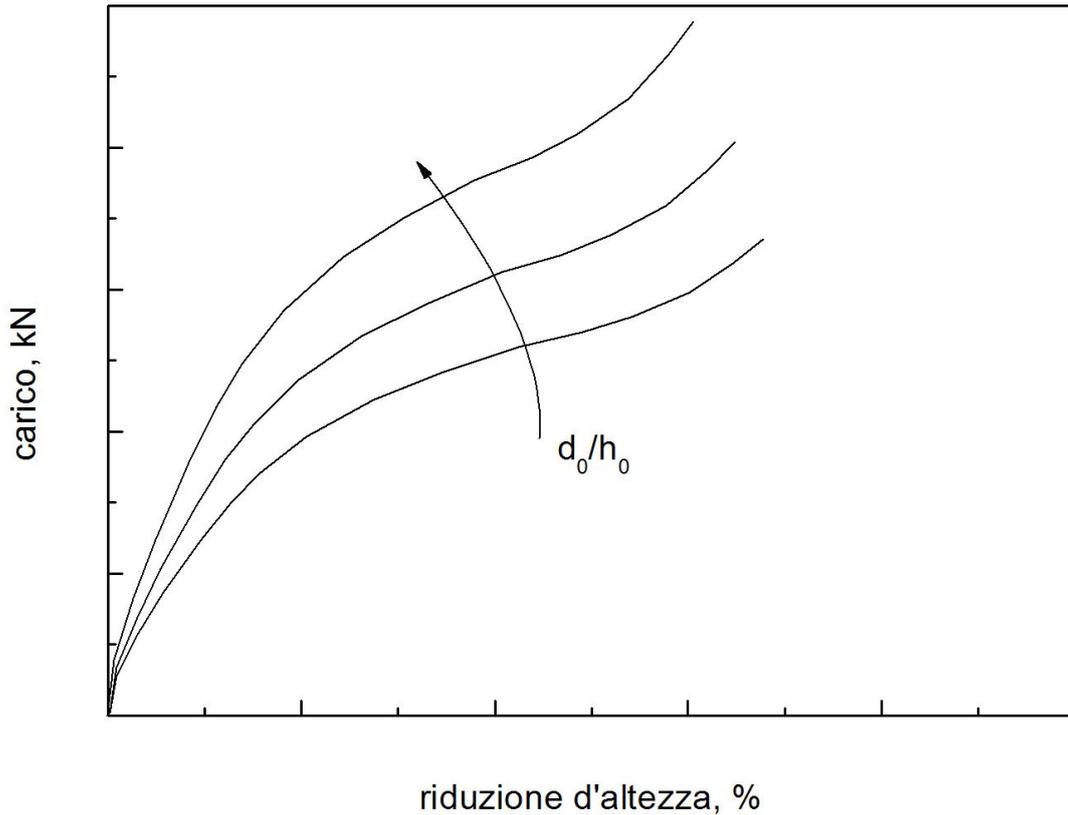


Figura 2.37: relazione carico-spostamento in funzione di diverse geometrie dei provini utilizzati.

Per la presenza delle forze d'attrito, la distribuzione delle pressioni nel provino non è uniforme, ma la sua distribuzione è data da:

$$p = \sigma_0 \exp\left[\left(\frac{2\mu}{h}\right)(r - x)\right] \quad (2.49)$$

dove p è la pressione, σ_0 è lo snervamento, μ il coefficiente d'attrito, r il raggio del cilindro, x la distanza dal centro del cilindro di un determinato punto sull'asse x ed h l'altezza del cilindro.

Il carico necessario per deformare il cilindro può essere stimato moltiplicando la pressione media sul provino per l'area della superficie di contatto. Il carico richiesto per deformare il materiale aumenta notevolmente quando il rapporto diametro/altezza diviene grande ed al crescere del coefficiente di attrito.

Il coefficiente d'attrito deve essere tenuto il più basso possibile per minimizzare il barreling e l'incremento eccessivo dei carichi, lubrificando opportunamente l'interfaccia piastra/provino. Si può usare sulle interfacce dell'olio lubrificante o un film di teflon.

Una procedura alternativa per minimizzare l'effetto dell'attrito è il carico sequenziale del provino. In pratica si applica il carico finché non comincia la deformazione plastica, quindi si toglie il carico, si determinano i cambiamenti dimensionali, si lubrifica di nuovo, si riapplica il carico finché non inizia il flusso plastico. I luoghi dei punti ottenuti si connettono per ottenere la curva tensione-deformazione in figura 2.38.

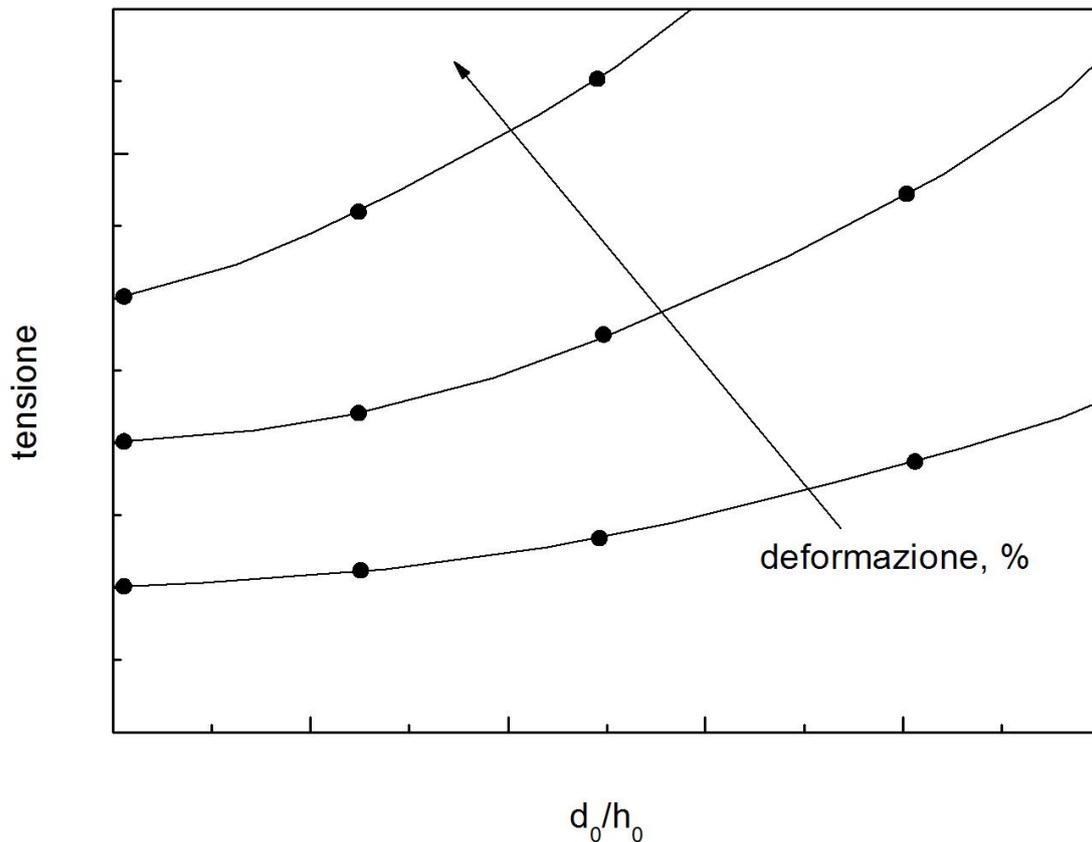


Figura 2.38: legame tensione-deformazione per prove interrotte.

Nelle comuni operazioni di formatura (laminazione, forgiatura ecc.) vi è un piccolo o nessun cambiamento di dimensione in una direzione. Per esempio nella laminazione, la diminuzione di spessore si traduce in gran parte in un aumento di lunghezza con solo un piccolo aumento della larghezza. Un tale stato di deformazione è quindi bidimensionale, ovvero uno stato di deformazione piana. Due situazioni di carico che danno luogo a deformazione piana sono descritte di seguito, una in cui tale stato è indotto da un vincolo esterno sul flusso di materiale e l'altra in cui il vincolo si sviluppa all'interno del materiale. Nella figura 2.39, il metallo può fluire nelle direzioni x ed z a causa di una tensione applicata nella direzione z . Il flusso lungo la direzione y è impedito dalle pareti dello stampo. In figura 2.40, il carico P causa il flusso nelle direzioni z ed y mentre il flusso in direzione x può avvenire se la dimensione x o il rapporto ampiezza/spessore del foglio di metallo è alto. Questo accade perché il materiale che non si trova sotto lo stampo non ha carico imposto, perciò non mostra la tendenza di fluire nelle direzioni x ed y . Quindi questo materiale non sottoposto a carico impedisce il flusso nella direzione x (ma non nella direzione y) del materiale sotto lo stampo. Vi è un flusso netto nella direzione y , perché semplicemente il materiale non caricato è spinto dal materiale che si espande a contatto con lo stampo, per effetto del carico applicato.

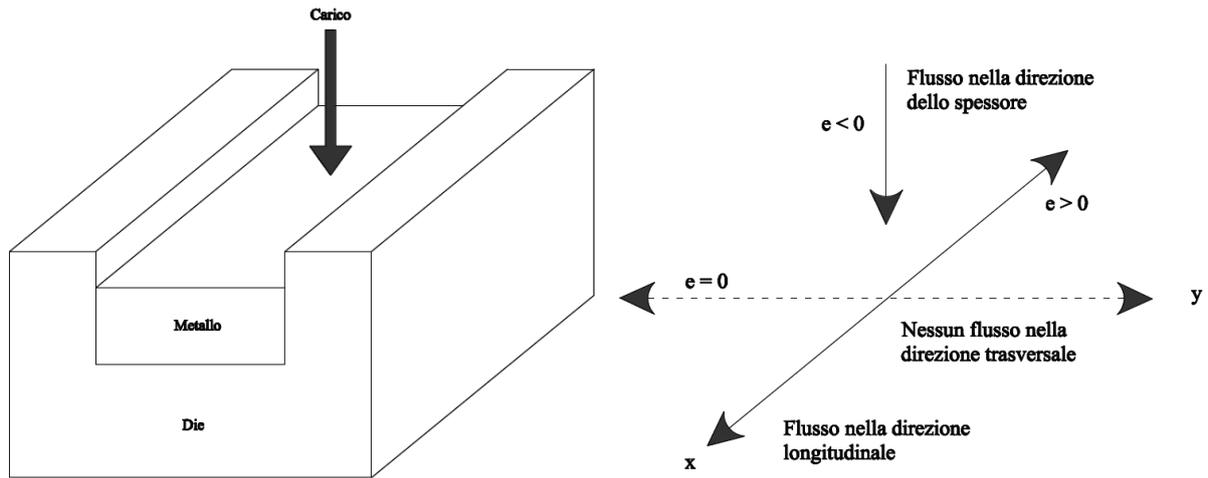


Figura 2.39: compressione in stato di deformazione piano.

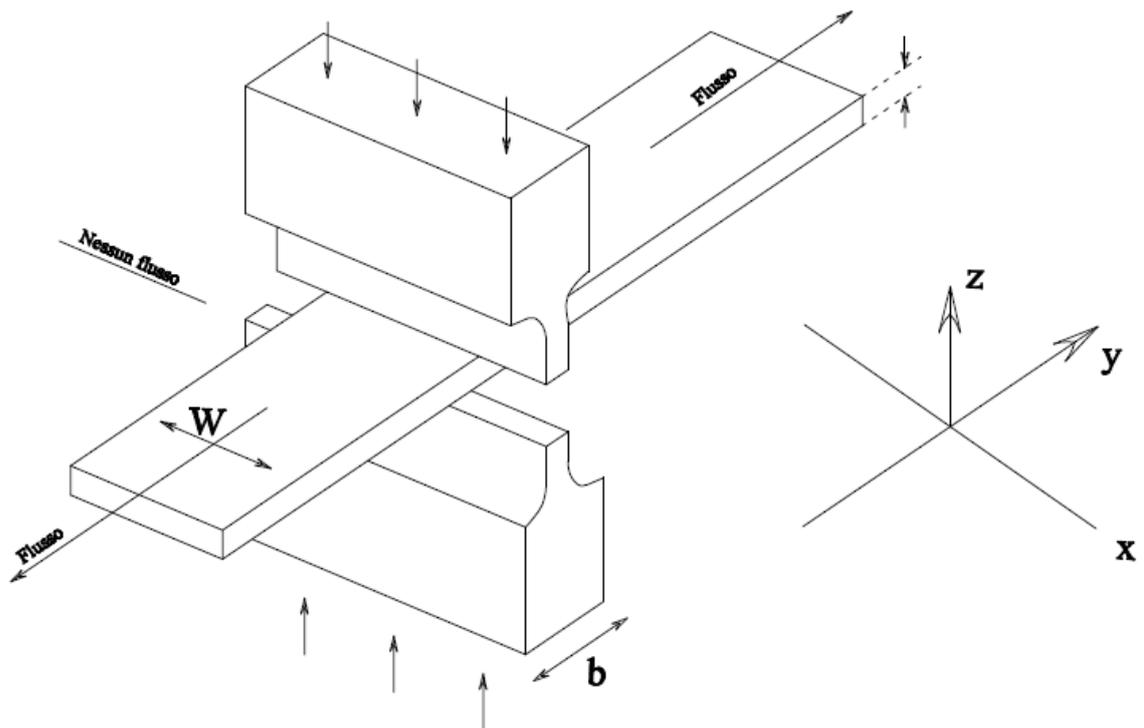


Figura 2.40: compressione in stato di deformazione piano.

La condizione di deformazione piana si realizza quando il rapporto ampiezza/spessore è circa 10 a 1. A causa delle forze d'attrito causate dall'interazione con lo stampo, il rapporto b/t dovrebbe assumere valori compresi tra 2 a 1 e 4 a 1.

Poiché le deformazioni sono elevate, si preferisce calcolare i valori veri di sforzo e deformazione piuttosto che quelli nominali.

I valori di tensione e deformazione, in uno stato di deformazione piana di un test di compressione sono dati da:

$$\sigma_T = \frac{\text{carico}}{\text{area}} = \frac{P}{wb} \quad (2.50)$$

$$\varepsilon_T = \ln(t/t_0) \quad (2.51)$$

Lo sforzo e la deformazione principale sono correlate allo sforzo ed alla deformazione di una prova di compressione uniassiale di un cilindro dalle:

$$\sigma_{\text{deformazione_piana}} = 1.15 \sigma_{\text{compressione_uniassiale}} \quad (2.52)$$

$$\varepsilon_{\text{deformazione_piana}} = 1.15 \varepsilon_{\text{compressione_uniassiale}} \quad (2.53)$$

Perciò sforzi e deformazione misurate in un test di compressione a stato di deformazione piana, devono essere divisi per 1.15 se si vuole costruire una curva equivalente ad uno stato di compressione uniassiale o se semplicemente si vogliono comparare i dati.

Le prove di compressione a caldo costituiscono un ottimo metodo di simulazione delle tensioni e delle deformazioni che si sviluppano durante lavorazioni quali: laminazione a caldo, stampaggio a caldo e stampaggio isoterma. Se il test di compressione a caldo viene utilizzato per la determinazione del “flow stress” è necessario però ridurre al minimo l’imbarellamento del provino e garantire una ottima lubrificazione delle superfici a contatto. Come precedentemente esposto, il fenomeno dell’imbarellamento risulta essere eccessivo per quei provini cilindrici in cui il rapporto tra l’altezza ed il diametro supera il valore di 2/3; in tali casi si generano all’interno del provino stati di deformazione disomogenea caratterizzati da zone debolmente deformate, adiacenti ai piatti della macchina di compressione, e zone estremamente deformate, lungo le diagonali che congiungono gli spigoli della sezione .

La velocità di deformazione reale, durante una prova di compressione a caldo viene calcolata come:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{-\frac{dh}{h}}{dt} = -\frac{1}{h} \frac{dh}{dt} = -\frac{v}{h} \quad (2.54)$$

dove v è la velocità dei piattelli , h è l’altezza del provino al tempo t . Dato che h diminuisce continuamente con il tempo, la velocità deve diminuire proporzionalmente a $(-h)$ se si vuole

ottenere una prova a velocità di deformazione costante. In un test normale, se v risulta costante la velocità di deformazione ingegneristica rimane costante:

$$\dot{\epsilon} = \frac{de}{dt} = \frac{-\frac{dh}{h_0}}{dt} = -\frac{1}{h_0} \frac{dh}{dt} = \frac{-v}{h_0} \quad (2.55)$$

dove h_0 è l'altezza iniziale.

La determinazione delle tensioni di flusso può essere effettuata mediante prove di compressione a caldo solo in condizioni di prova isoterma, con velocità di deformazione costante e con il minimo coefficiente d'attrito onde minimizzare il fenomeno dell'imbarrellamento. Durante una prova di compressione un cilindro di diametro D_0 e lunghezza iniziale h_0 può essere compresso fino ad una altezza h ed un diametro D , per la legge della conservazione del volume si ha:

$$D_0^2 h_0 = D^2 h \quad (2.56)$$

se l'effetto dell'attrito può essere trascurato, la tensione monoassiale di compressione (flow stress) corrispondente alla forza di pressione P , può essere espressa come:

$$\sigma_0 = \frac{P}{A} = \frac{4P}{\pi D^2} = \frac{4Ph}{\pi D_0 h_0} \quad (2.57)$$

se si tiene conto dell'attrito la tensione reale risulta:

$$\bar{\sigma} = \frac{\sigma_0}{1 + \frac{\mu D_0}{3\sqrt{3}h_0} \left(\exp \bar{\epsilon} \right)^{\frac{3}{2}}} \quad (2.58)$$

dove il valore della deformazione reale viene valutato come:

$$\bar{\epsilon} = \ln \frac{h_0}{h} \quad (2.59)$$

La prova di torsione

La prova di torsione non ha la stessa risonanza ed utilizzo del test di trazione. Risulta comunque utile in molte applicazioni ingegneristiche e negli studi teorici sul flusso plastico. La prova di torsione viene effettuato sui materiali per determinare proprietà come il modulo elastico a taglio, lo snervamento torsionale, il modulo di rottura. Le prove di torsione possono essere condotti direttamente su componenti meccanici come alberi, assi, trivelle ed in generale parti di machina che sono soggette a carichi torsionali in servizio. Tale prova è spesso condotta per testare i materiali fragili e se condotto ad elevate temperatura permette di valutare la forgiabilità dei materiali. La prova di torsione non è stato standardizzato nella stessa misura del test di trazione ed è raramente richiesto nelle specifiche del materiale.

Si consideri una barra cilindrica soggetta a momento torcente ad una estremità (figura 2.41).

Il momento è bilanciato dallo sforzo di taglio indotto nella sezione trasversale della barra. Lo sforzo di taglio vale zero al centro della barra, ed aumenta linearmente con il raggio.

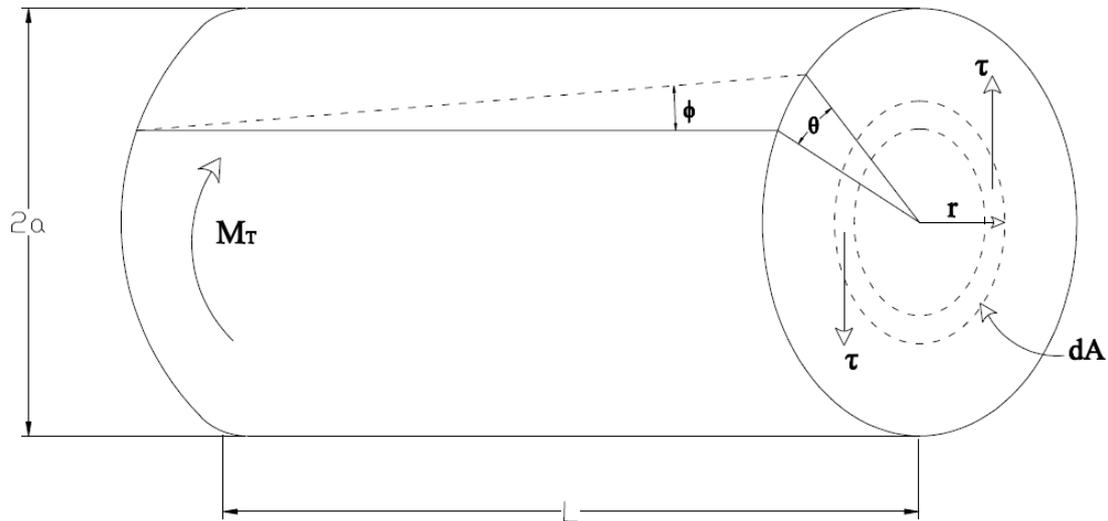


Figura 2.41: barra sottoposta a torsione.

Uguagliando il momento torcente al momento resistente interno:

$$M_T = \int_{r=0}^{r=a} \tau r dA = \frac{\tau}{r} \int_0^a r^2 dA = \frac{\tau}{r} J \quad (2.60)$$

con J momento polare di inerzia dell'area rispetto all'asse della barra. Quindi segue che:

$$\tau = \frac{M_T r}{J} \quad (2.61)$$

dove τ = sforzo di taglio, Pa

M_T = momento torcente, Nm

r = distanza radiale misurata dal centro della barra, m

J = momento polare di inerzia, m⁴

Poiché la tensione di taglio è massima sulla superficie della barra, per un provino solido cilindrico in cui $J = \pi D^4 / 32$, il massimo sforzo di taglio vale:

$$\tau_{\max} = \frac{M_T D / 2}{\pi D^4 / 32} = \frac{16 M_T}{\pi D^3} \quad (2.62)$$

Per provini tubolari la tensione di taglio sulla superficie esterna vale:

$$\tau = \frac{16M_T D_1}{\pi(D_1^4 - D_2^4)} \quad (2.63)$$

dove D_1 = diametro esterno del tubo; D_2 = diametro interno del tubo.

Sia θ l'angolo di rotazione espresso in radianti e misurato con un troptometro, L la lunghezza del provino, dalla figura 2.42 si osserva che la deformazione di taglio è data da:

$$\gamma = \tan \phi = \frac{r\theta}{L} \quad (2.64)$$

Durante il test di torsione le quantità misurate sono il momento torcente M_T e l'angolo di torsione θ . Dai valori di tali grandezze si ottiene il diagramma momento-rotazione.

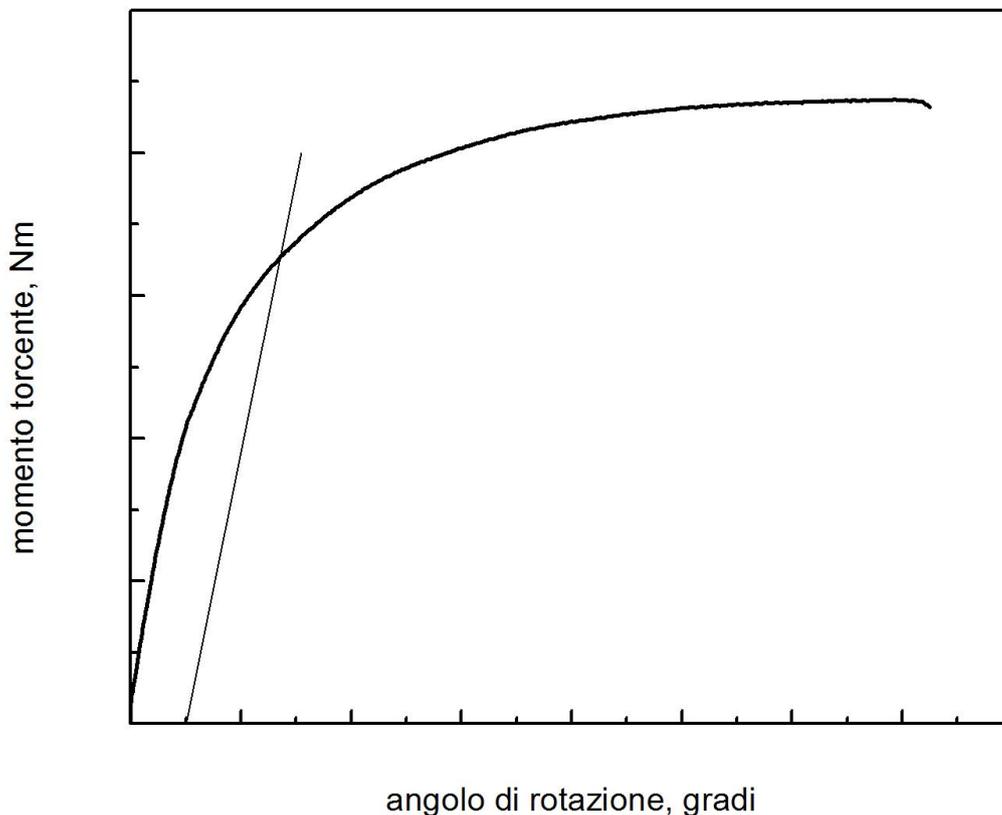


Figura 2.42: tipica curva momento torcente-rotazione.

Le proprietà elastiche torsionali possono essere ottenute utilizzando la coppia di torsione al limite di proporzionalità o la coppia di torsione corrispondente ad un determinato valore di offset angolare, di solito 0.04 rad m^{-1} con riferimento al tratto utile. Quindi si calcola la tensione di taglio corrispondente al valore del momento torcente con le equazioni precedentemente espresse.

Di solito per una misurazione precisa del limite elastico torsionale o dello snervamento si utilizza un provino tubolare. Perché a causa del gradiente di tensione lungo il diametro di una barra piena, lo snervamento delle fibre superficiali è impedito dalle fibre interne meno sollecitate. Perciò il

primo grado di snervamento non è prontamente rilevato dagli strumenti di misura ordinari. L'utilizzo di provini tubolari a parete sottile minimizza tale effetto in quanto praticamente elimina il gradiente di tensione.

Ovviamente lo spessore di parete non deve essere troppo sottile per evitare che il provino si rompa per inarcamento piuttosto che per torsione. L'esperienza ha mostrato che per determinare le caratteristiche torsionali, il rapporto fra lunghezza della sezione ridotta per il test ed il diametro esterno dovrebbe essere pari a 10, ed il rapporto diametro/spessore dovrebbe essere da 8 a 10. Superato il valore dello snervamento torsionale la distribuzione dello sforzo di taglio dal centro alla superficie non è più lineare quindi le equazioni 3 e 4 non sono propriamente applicabili. Comunque il valore del modulo di rottura (resistenza torsionale a taglio ultima) spesso si determina sostituendo il valore massimo misurato del momento torcente in queste equazioni. In tale maniera però si tende a sovrastimare lo sforzo di taglio ultimo. Sebbene la procedura espressa finora sia affetta da un errore considerevole, è comunque generalmente accurata per gli scopi di comparazione e selezione dei materiali. Per la determinazione del modulo di rottura con un provino tubolare, il rapporto della lunghezza del tratto utile con il diametro deve essere circa 0.5 ed il rapporto diametro-spessore da 10 a 12. In regime elastico lo sforzo di taglio può essere considerato proporzionale alla deformazione di taglio. La costante di proporzionalità G è detta *modulo di elasticità a taglio* o *modulo di rigidità*:

$$\tau = G\gamma \quad (2.65)$$

Sostituendo l'equazione 2.61 e 2.64 nell'equazione 2.65 si ottiene per G l'espressione:

$$G = \frac{M_T L}{J\theta} \quad (2.66)$$

Oltre il valore di snervamento torsionale la tensione di taglio sulla sezione trasversale della barra non è più una funzione lineare della distanza dall'asse e le equazioni 3 e 4 non si applicano.

Nadai ha presentato un metodo per calcolare la tensione di taglio nel range plastico, nota la curva coppia torcente-angolo di rotazione.

Se si considera l'angolo di rotazione per unità di lunghezza $\theta' = \theta/L$ l'espressione della deformazione dell'equazione 2.64 diventa:

$$\gamma = r\theta' \quad (2.67)$$

L'equazione 2.60, per il momento resistente nella sezione resistente della barra, può essere espressa come segue:

$$M_T = 2\pi \int_0^a r^2 dr \quad (2.68)$$

Dalla trattazione analitica, considerando che il massimo valore della tensione di taglio nella barra si ottiene sulla fibra esterna, se si indica tale valore con τ_a segue:

$$\tau_a = \frac{1}{2\pi a^3} \left(\theta' \frac{dM_T}{d\theta'} + 3M_T \right) \quad (2.68)$$

Se si ha la curva *coppia torcente-angolo di rotazione*, la tensione di taglio può essere calcolata con l'equazione 2.68. La figura 2.43 lato mostra in che modo può essere fatto. L'equazione 2.68 può essere scritta in termini geometrici con l'ausilio della figura.

$$\tau_a = \frac{1}{2\pi a^3}(BC + 3CD) \quad (2.69)$$

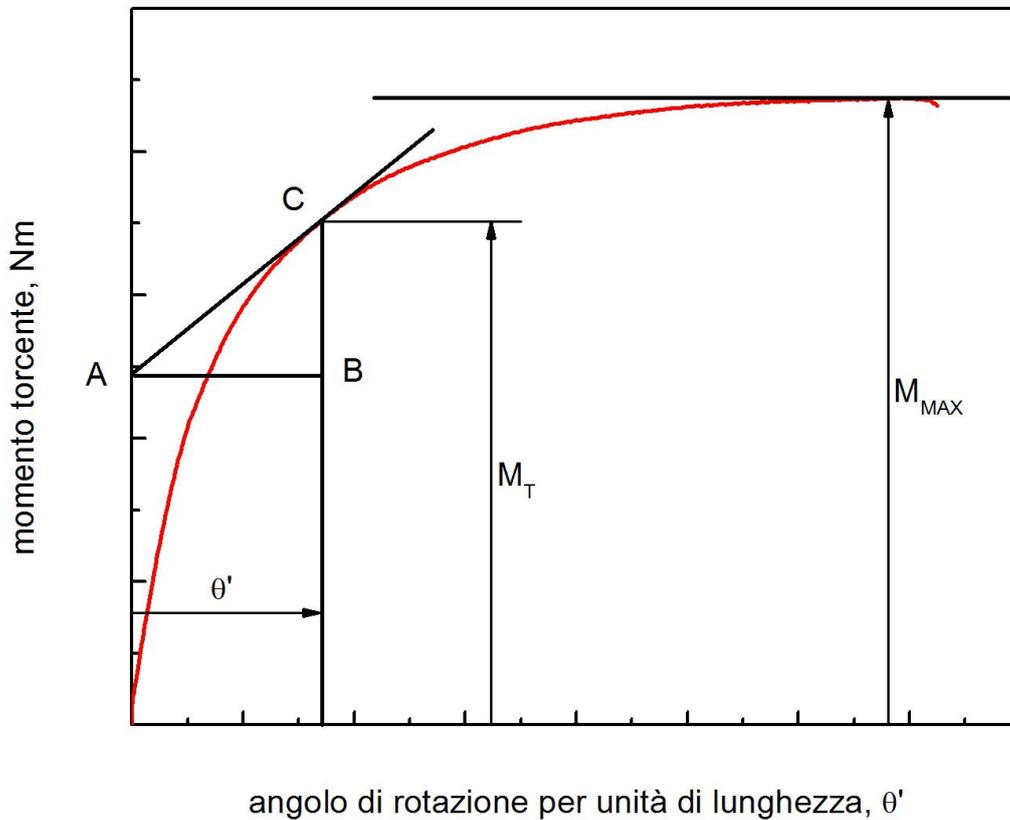


Figura 2.43: calcolo dei parametri meccanici dalla curva di torsione.

Inoltre si osserva dalla figura precedente che al massimo valore del momento $dM_T / d\theta' = 0$. Perciò, la *resistenza torsionale ultima* o *modulo di rottura*, può essere espressa da:

$$\tau_u = \frac{3M_{\max}}{2\pi a^3} \quad (2.70)$$

Le elevate deformazioni plastiche nella torsione risultano in una considerevole variazione di lunghezza del provino. Se entrambe le estremità del provino sono fissate, queste variazioni di lunghezza portano ad una sovrapposizione di tensione longitudinale di entità non nota alla tensione di taglio torsionale. Sebbene questa tensione longitudinale sia piccola rispetto alla tensione di taglio indotta dalla torsione e possa quindi essere trascurata, essa può influenzare la deformazione a rottura. Gli effetti degli allungamenti possono essere eliminati o minimizzati utilizzando macchine di prova in cui un'estremità del provino sia libera di muoversi.



Figura 2.44: tipica geometria di provini di torsione.

La figura 2.45 lato mostra lo stato tensionale in un punto della superficie di una barra sottoposta a torsione. La massima tensione di taglio si ha su due piani mutuamente perpendicolari, il piano yy perpendicolare all'asse longitudinale ed il piano xx parallelo all'asse longitudinale. Le tensioni principali σ_1 e σ_3 formano un angolo di 45° con l'asse longitudinale ed hanno lo stesso valore della tensione di taglio. La tensione σ_1 è di trazione e la σ_3 è di compressione. La tensione intermedia σ_2 è nulla.

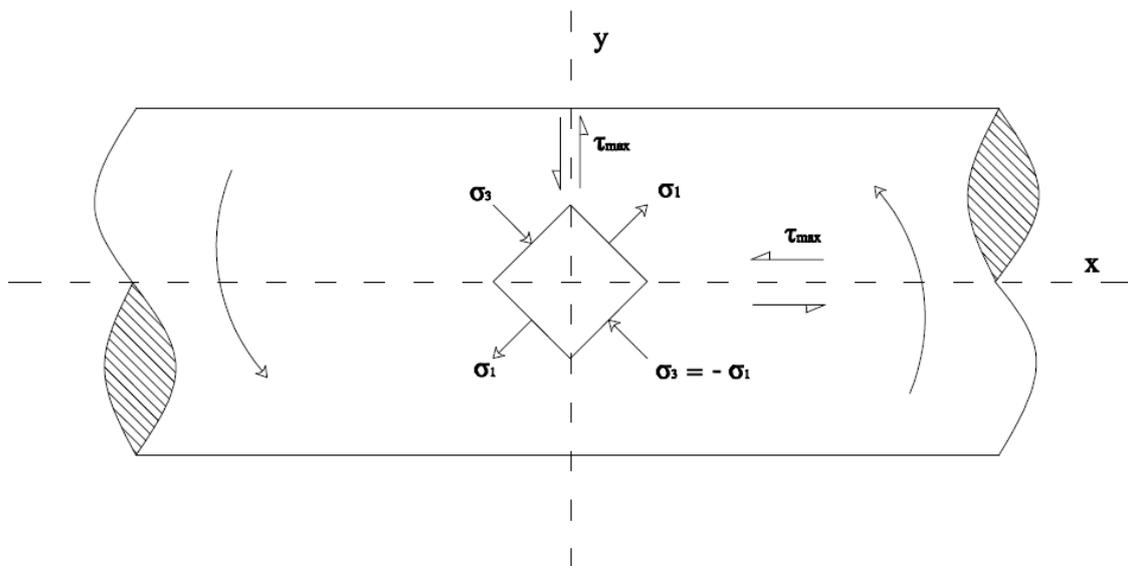


Figura 2.45: stato tensionale generato in una barra sottoposta a torsione.

Le rotture per torsione sono differenti dalle rotture per trazione. Un metallo duttile si rompe a taglio lungo uno dei piani di massima tensione tangenziale. In generale il piano di frattura è normale all'asse longitudinale (figura 2.46 sinistra). Un materiale fragile si rompe a torsione lungo un piano perpendicolare alla direzione di massima tensione di trazione. Poiché questo piano biseca l'angolo compreso tra i due piani di massima tensione tangenziale e forma un angolo di 45° con le direzioni trasversali e longitudinali, la tipologia di frattura risultante è ad elica (figura 2.46 destra).



Figura 2.46: modalità di rottura a torsione, duttile (sinistra), fragile (destra).

Qualche volta si osservano fratture in cui il provino si frammenta. In questi casi si può asserire che la frattura inizia su un piano di massima tensione tangenziale parallelo all'asse del provino. Uno studio delle rotture per torsione in acciai da utensili in funzione della durezza, ha mostrato che la frattura si origina sui piani di massima tensione tangenziale fino a valori di durezza Vickers di 720 ed al disopra di tale valore sono responsabili dell'inizio della frattura le componenti tensionali di trazione.

La prova di torsione misura molto meglio le caratteristiche plastiche del materiale rispetto al test di trazione, in quanto fornisce direttamente la curva tensione di taglio-deformazione di taglio che meglio si presta ad uno studio del comportamento plastico del materiale rispetto alla curva di trazione. Nella prova di torsione si possono ottenere elevati valori di deformazione senza le complicazioni dovute alla strizione tipiche di una prova di trazione. Una prova di torsione può essere condotta più semplicemente ad alte velocità di deformazione. A meno di utilizzare un provino tubolare, vi è un gradiente tensionale lungo la sezione trasversale del provino. Tale gradiente rende difficile misurare in maniera accurata la tensione di snervamento.

La comparazione tra le due prove dal punto di vista degli stati tensionali e deformativi è riportata di seguito.

Prova di trazione

$$\sigma_1 = \sigma_{\max}; \sigma_2 = \sigma_3 = 0$$

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1}{2} = \frac{\sigma_{\max}}{2}$$

$$\varepsilon_{\max} = \varepsilon_1; \varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -\frac{\varepsilon_1}{2}$$

$$\gamma_{\max} = \frac{3\varepsilon_1}{2}$$

Prova di torsione

$$\sigma_1 = -\sigma_3; \sigma_2 = 0$$

$$\tau_{\max} = \frac{2\sigma_1}{2} = \sigma_{\max}$$

$$\varepsilon_{\max} = \varepsilon_1 = -\varepsilon_3; \varepsilon_2 = 0$$

$$\gamma_{\max} = \varepsilon_1 - \varepsilon_3 = 2\varepsilon_1$$

$$\bar{\sigma} = \frac{\sqrt{2}}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{\frac{1}{2}}$$

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\sqrt{2}}{2} [(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2]^{\frac{1}{2}}$$

$$\bar{\sigma} = \sigma_1$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3}\sigma_1$$

$$\bar{\varepsilon} = \sigma_1$$

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_1 = \frac{\gamma}{\sqrt{3}}$$

Questo confronto mostra che τ_{max} per un dato valore di σ_{max} nella torsione è doppio rispetto al valore di trazione. Poiché in prima approssimazione si può considerare che la deformazione plastica avvenga al raggiungimento del valore critico di τ_{max} e la frattura fragile avvenga al valore critico di σ_{max} , la possibilità di una frattura duttile è maggiore nella torsione piuttosto che nella trazione. Ciò è schematizzato nella figura 2.47, che può essere considerata rappresentativa delle condizioni di un materiale fragile come ad esempio un acciaio da utensili indurito.

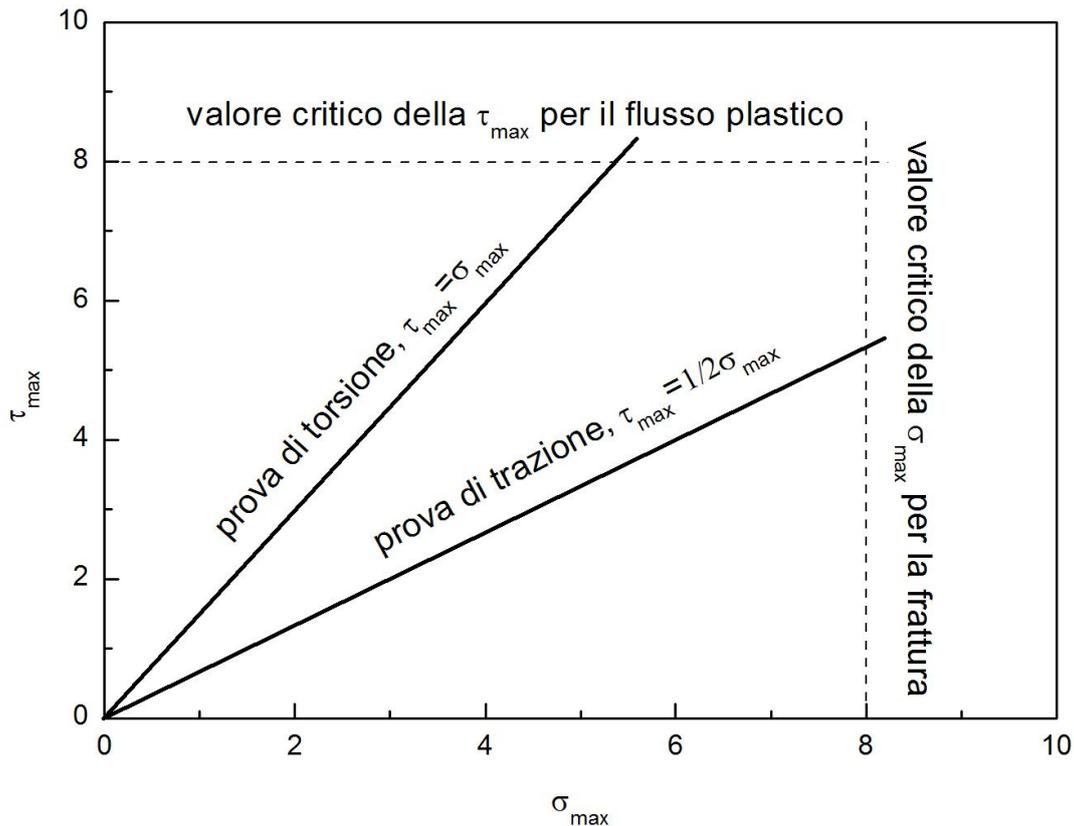


Figura 2.47: differenza nel flusso plastico in torsione e in trazione.

Nella prova di torsione la tensione di taglio critica per il flusso plastico si raggiunge prima rispetto allo sforzo normale critico per la frattura, mentre nella trazione lo sforzo normale critico per la frattura si raggiunge prima che la tensione di taglio raggiunga il valore critico per il flusso plastico. Persino per un metallo duttile a trazione la quota di deformazione plastica è maggiore nella torsione che nella trazione.

La prova di torsione viene spesso usata per ottenere dati sulle proprietà di flusso e sulla frattura dei metalli in condizioni di lavorazioni a caldo, ovvero a temperatura $T > 0.6 T_m$ (T_m è la temperatura di fusione) e a velocità di deformazione fino a 10^3 s^{-1} . Poiché è molto semplice variare e controllare la velocità di rotazione, le prove possono essere in un intervallo ampio di velocità di deformazione. Inoltre controllando la temperatura e la velocità di deformazione è possibile simulare le strutture metallurgiche prodotte in processi multi passate come ad esempio la laminazione. Non essendo il

provino soggetto a strizione come nella trazione, è possibile condurre prove con deformazioni plastiche elevate.

La figura 2.48 mostra una tipica curva ottenuta dalla prova di torsione a caldo. La curva più alta (700 K) è tipica delle condizioni di una lavorazione essenzialmente a freddo in cui la coppia torcente aumenta continuamente sino a rottura. La curva più bassa (1255 K) è caratteristica di una deformazione a caldo. Si osserva un picco della tensione di flusso ad un valore di deformazione plastica relativamente piccolo, quindi diminuisce leggermente e si mantiene quasi costante fino alla frattura che avviene ad elevati valori di deformazione plastica. La curva a 1144 K è invece caratteristica delle condizioni di deformazione di una lavorazione a tiepido.

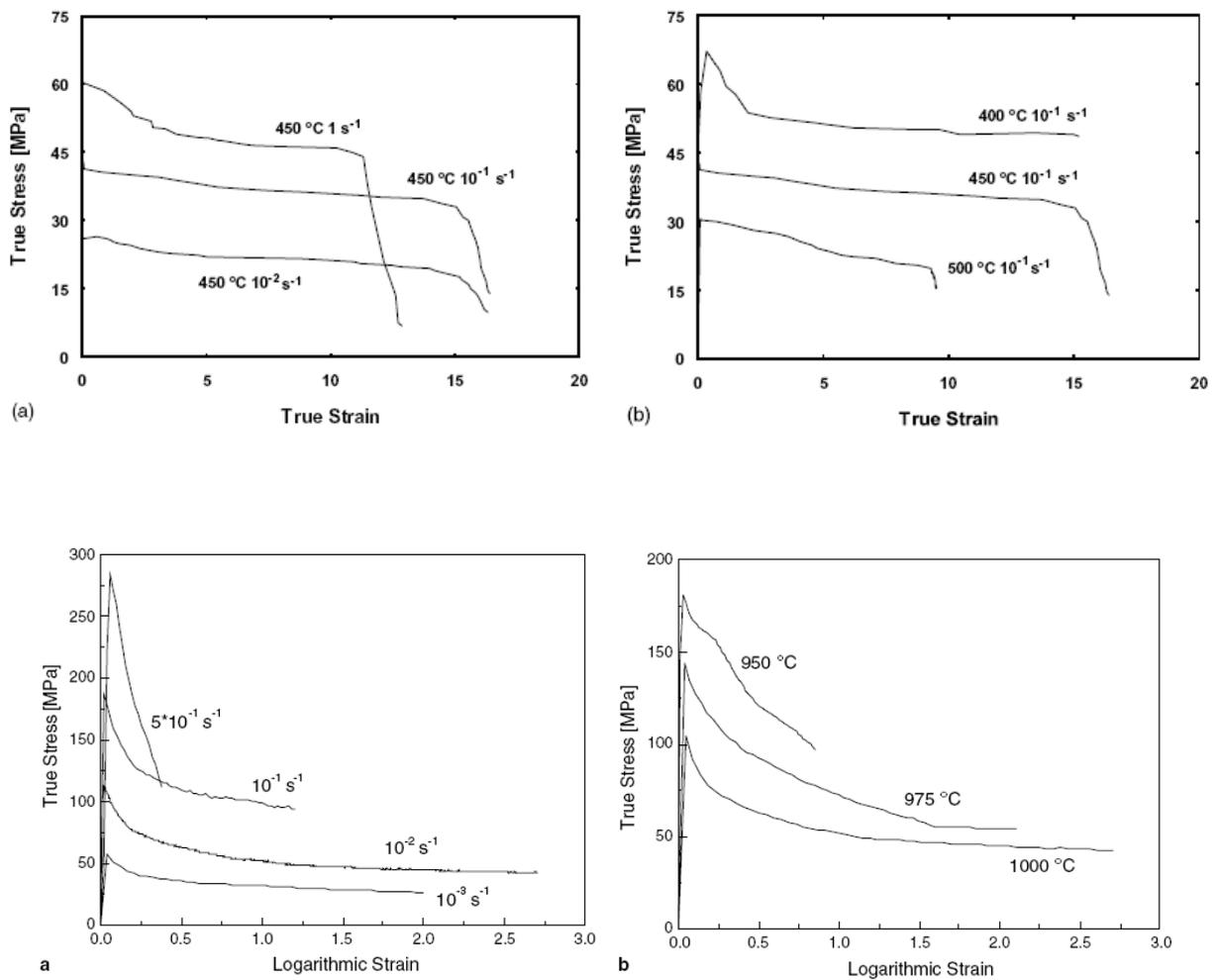


Figura 2.48: tipiche curve di torsione per una lega di alluminio (sopra) e titanio (sotto) condotte a differenti temperature e velocità di deformazione.

L'analisi discussa in precedenza richiede delle variazioni nel caso della torsione a caldo poiché si assume che la tensione è indipendente dalla velocità di deformazione. Un'analisi che considera una forte dipendenza dalla velocità di deformazione della tensione di flusso ad elevate temperature è stata proposta da Fields e Backofen.

La relazione risultante è:

$$\frac{dM_T}{d\theta'} = \frac{M_T}{\theta'} (m+n) \quad (2.71)$$

dove m è la sensibilità alla velocità di deformazione ed n è l'esponente di incrudimento. Ai valori di temperatura tipici delle lavorazioni a caldo $m \gg n$. Sostituendo l'espressione sopra nell'equazione 2.68:

$$\tau_a = \frac{M_T}{2\pi\alpha^3} (3+m+n) \quad (2.72)$$

Capitolo III

LA DEFORMAZIONE NEI METALLI REALI

Nei monocristalli la deformazione avviene per scorrimento notevolmente ingente lungo un unico piano. Nei materiali policristallini, per poter avere lo stesso livello de formativo, e' necessaria la deformazione di ogni singolo grano col mantenimento di continuita' rispetto a quelli adiacenti; essendo tali grani, orientati diversamente gli uni rispetto agl'altri, lo scorrimento avviene lungo diversi piani. Perche' possa avvenire lo scorrimento bisogna che siano attivati almeno cinque sistemi indipendenti di scorrimento, considerando come indipendenti i sistemi di scorrimento che danno una deformazione del cristallo che non puo' essere ottenuta combinando appropriatamente deformazioni sugli altri sistemi.

La frattura: Nel caso di un metallo ideale privo di difetti la frattura sopraggiunge nel momento in cui la forza del legame atomico su un piano perpendicolare all'asse di sollecitazione viene superata.

Dal punto di vista atomico, la deformazione elastica consiste in un modesto scorrimento di atomi dalla loro posizione di equilibrio, a causa di una forza esterna di taglio.

Rimovendo la sollecitazione esterna, gli atomi tornano spontaneamente alla loro posizione iniziale di equilibrio.

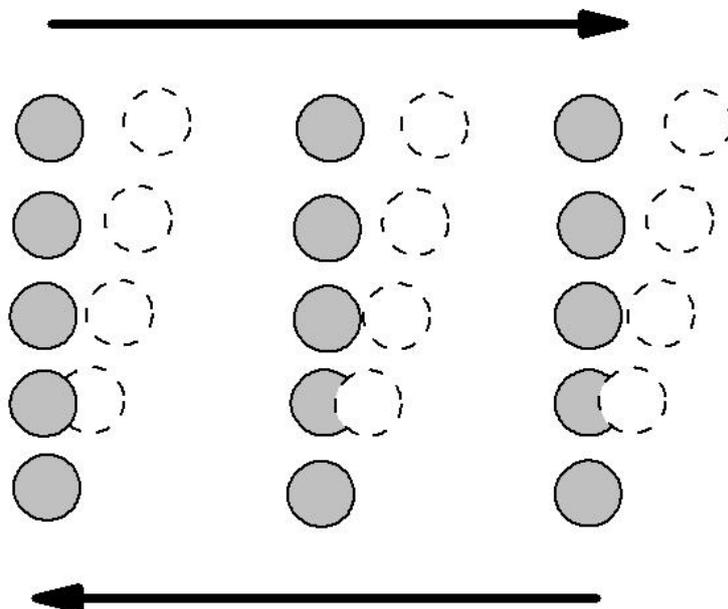


Figura 3.1: scostamento degl'atomi dalla posizione di equilibrio a causa di una sollecitazione di taglio.

Se la sollecitazione è sufficientemente elevata, gli atomi si spostano troppo dalla posizione di equilibrio, e si ha uno scorrimento di tutti gli atomi al di sopra di un piano rispetto a quelli al disotto.

Durante tale spostamento ciascun atomo si sposta sufficientemente da occupare il sito reticolare più prossimo.

A livello macroscopico questo corrisponde alla formazione di un gradino, cioè ad una deformazione di tipo plastico.

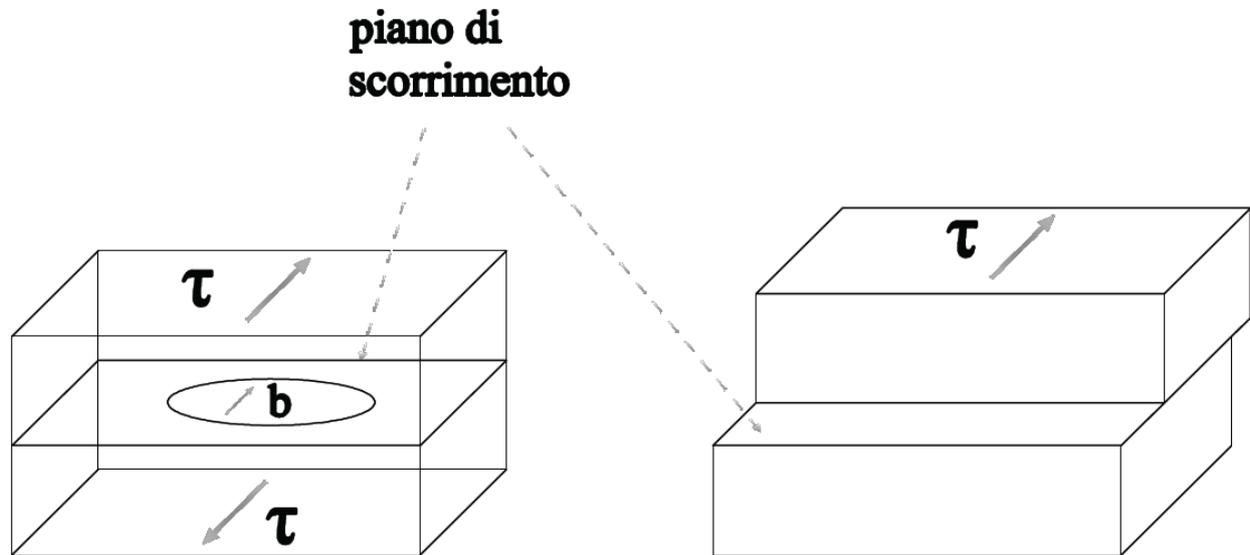


Figura 3.2: formazione di un gradino tra piani atomici contigui a causa di una sollecitazione di taglio.

E' bene precisare che sono le sollecitazioni di taglio a causare la deformazione, e non quelle normali; infatti, la deformazione non è altro che il prodotto di scorrimenti di piani di atomi l'uno sull'altro, fenomeno reso possibile da sollecitazioni di taglio (quelle normali piuttosto tenderebbero ad "aprire" i piani, o al limite a comprimerli).

Vediamo a questo punto quale potrebbe essere il valore della sollecitazione di taglio necessaria per causare una deformazione plastica.

Si abbiano due piani atomici. La distanza interplanare sia a , la distanza interatomica su ogni piano sia b .

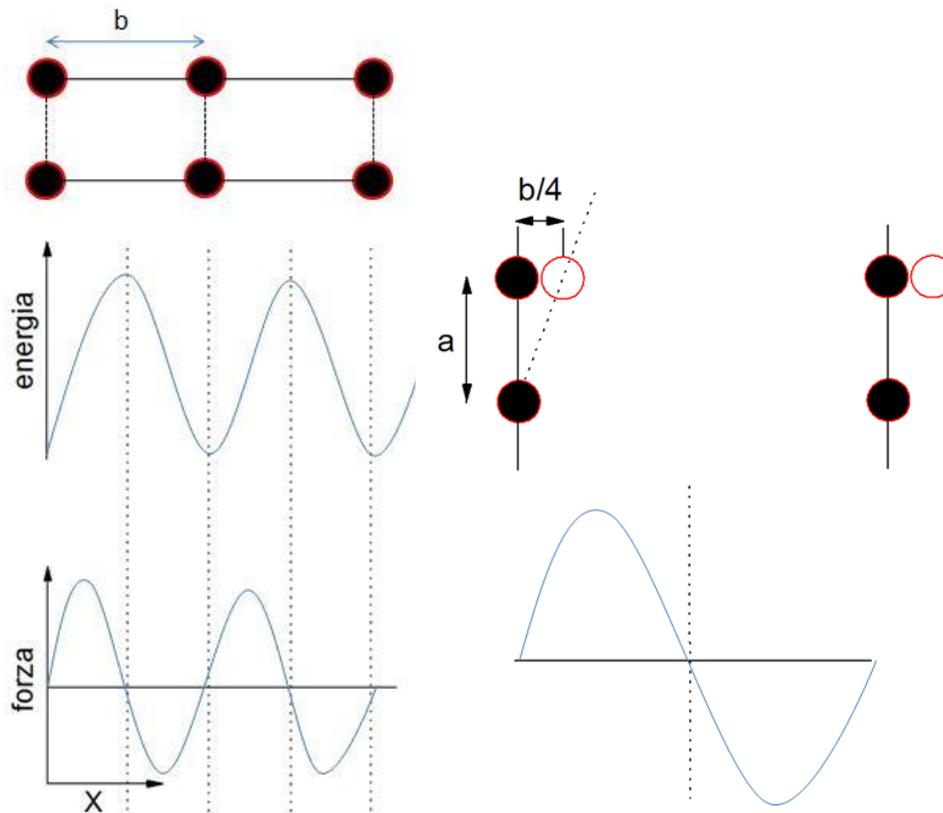


Figura 3.3: forza necessaria per scostare gl'atomi dalla posizione di equilibrio.

Nella posizione di equilibrio, ciascun atomo è nella posizione di minima energia.

Uno spostamento dalla posizione di equilibrio comporta un aumento di energia, descritto da una legge periodica.

Tale spostamento, quindi, richiede che dall'esterno sia esercitata una forza, esprimibile come sollecitazione di taglio τ , che ha un andamento sinusoidale.

Il massimo valore della sollecitazione esterna è necessario quando lo spostamento di ciascun atomo è pari a $b/4$.

Prendendo, come valore massimo della tensione τ_m a $x=b/4$, si può scrivere:

$$\tau = \tau_m \sin\left(2\pi \frac{x}{b}\right) \quad (3.5)$$

dove x è lo spostamento dalla posizione di equilibrio.

Per piccoli valori di x , la precedente può essere trasformata in:

$$\tau = \tau_m \frac{2\pi x}{b} \quad (3.6)$$

La deformazione di taglio γ , in accordo con il modello della Figura, è $\gamma = x/a$.

Se lo spostamento è piccolo, vale ancora la legge di Hooke, per cui:

$$\tau = G\gamma = G \frac{x}{a} \quad (3.7)$$

che sostituendo da:

$$\tau_m = \frac{Gb}{2\pi a} \quad (3.8)$$

si osserva che la resistenza teorica di un cristallo è minima quando a è elevato, e b è piccolo. Entrambe queste condizioni sono soddisfatte per i piani ad elevato impacchettamento, sui quali le distanze interatomiche sono minori; inoltre, la distanza fra questi piani è la massima che si ottiene fra piani della stessa famiglia. Si ha così che lo scorrimento, responsabile della deformazione, nei cristalli avviene sui piani ad elevato impacchettamento, nelle direzioni in cui è minima la distanza interatomica.

Consideriamo un cristallo cubico a facce centrate, la relazione tra il parametro reticolare e la distanza interplanare è data da:

$$b = a_0 \frac{\sqrt{2}}{2} = \frac{a_0}{\sqrt{2}}, \text{ in un sistema cubico la distanza interplanare si calcola come:}$$

$$d_{hkl} = \frac{a_0}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

nel sistema cfc il piano di massimo impacchettamento sul quale avviene lo scorrimento è il piano (111), per cui:

$$d_{111} = \frac{a_0}{\sqrt{3}}, \text{ } d_{111} \text{ è equivalente ad } a, \text{ sostituendo nella (3.8) otteniamo:}$$

$$\tau_m = \frac{G}{2\pi} \frac{a_0}{\sqrt{2}} \frac{\sqrt{3}}{a_0} \cong \frac{G}{5.13}$$

Il caso più semplice di frattura è quello che riguarda la separazione del campione (o componenti) in due o più parti, sotto l'azione di forze che cambiano molto lentamente nel tempo, a temperature che sono una frazione piuttosto bassa di quella di fusione.

In relazione alla capacità del materiale di deformarsi in maniera plastica prima di rompersi, si parla di rottura duttile o rottura fragile. I materiali duttili vanno a rottura dopo deformazioni plastiche rilevanti, che assorbono parecchia energia; viceversa la frattura dei materiali fragili, essendo accompagnata da deformazioni plastiche irrilevanti, assorbe poca energia.

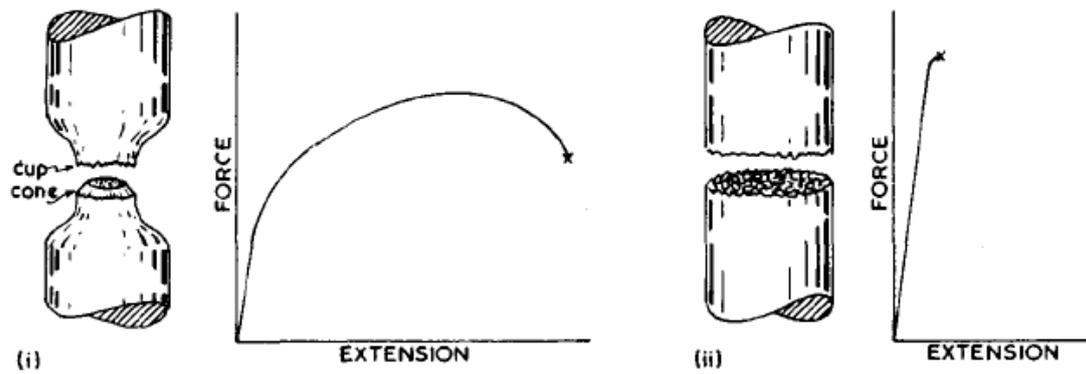


Figura 3.4: differenza nella curva di trazione e nella modalità di frattura tra un materiale duttile e un materiale fragile.

Qualsiasi processo di rottura è articolato in due diverse fasi: la formazione della cricca e la sua propagazione; nel caso della frattura duttile, essa è accompagnata dalle presenza di rilevanti deformazioni plastiche all'apice della cricca, il processo di propagazione richiede tempi relativamente lunghi e la lunghezza della cricca è piuttosto rilevante. Una cricca di questo tipo è spesso definita stabile, cioè non aumenta di lunghezza a meno che il carico applicato non aumenti. Al contrario, nel caso della frattura fragile, le cricche si propagano in maniera estremamente rapida (cricche instabili) e tale propagazione, una volta iniziata, continua anche in assenza di aumenti del carico.

Dal punto di vista del progettista è ovvio che la rottura di tipo duttile è sempre da preferirsi, in quanto è accompagnata da deformazioni plastiche in genere facilmente rilevabili, mentre quella fragile avviene in maniera catastrofica e repentina.

La frattura fragile: Come detto la frattura fragile avviene senza che si verifichi una apprezzabile deformazione; la direzione di propagazione è normalmente perpendicolare a quella di applicazione del carico, e la superficie di frattura è relativamente piatta. Dal punto di vista dei legami atomici si ha una netta separazione di atomi lungo un piano.

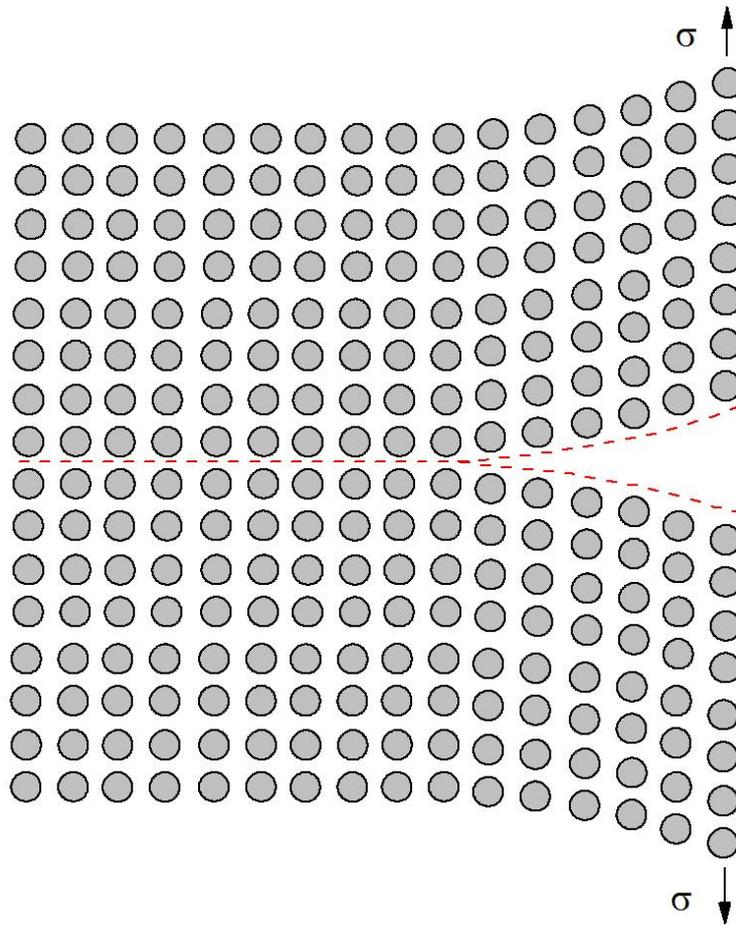


Figura 3.5: separazione dei piani atomici durante la frattura per clivaggio.

Per i materiali cristallini come i metalli, la propagazione della cricca è dovuta alla rottura ripetuta dei legami atomici fra piani di atomi paralleli (clivaggio), con conseguente frattura di tipo transgranulare.

In altri casi, la propagazione avviene lungo i confini di grano, fenomeno tipico di quei materiali in cui avviene un qualche fenomeno di infragilimento sui confini stessi.

Griffith per primo notò che materiali fragili con microfratture sulla superficie resistevano in maniera molto minore alle sollecitazioni esterne. Questo non solo per la riduzione della sezione resistente ma per l'effetto di concentrazione delle tensioni nei pressi di tali "intagli".

In genere tale concentrazione degli sforzi dipende dal carico applicato S , dalla larghezza del difetto c e dal raggio di curvatura all'apice r .

$$S_c = 2S\sqrt{\frac{c}{r}} \quad (3.9)$$

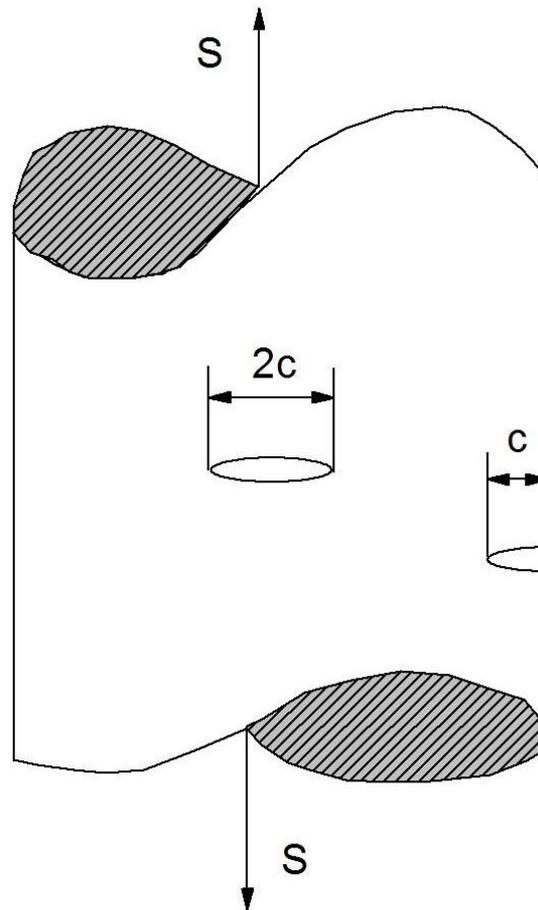


Figura 3.6: presenza di difetti in un solido sottoposto a trazione.

Considerando un difetto di dimensioni nell'ordine di 10^{-4} m e un raggio di curvatura di 10^{-10} m si ottiene un rapporto S_c/S di circa 10^3 , cio' vuol dire che la presenza del difetto amplifica di mille volte la sollecitazione in una regione molto piccola del materiale all'apice del difetto. Tale problema e' presente in molti metalli fragili esclusivamente in trazione. In compressione infatti vi puo' essere un effetto che produce la "chiusura" dei difetti. Questa e' la spiegazione per cui metalli fragili come le ghise resistono molto meglio in compressione piuttosto che in trazione. Altra caratteristica della frattura fragile e' che questa sopraggiunge per propagazione attraverso i bordi di grano.

La frattura duttile: La configurazione tipica di due campioni rotti in maniera duttile è riportata nella Figura.

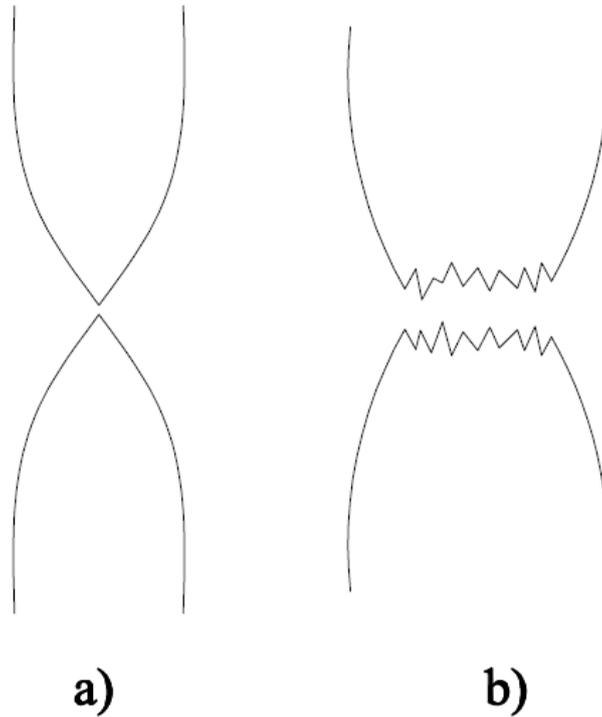


Figura 3.7: differenti modalità di frattura duttile.

Nel campione a sinistra, la rottura è avvenuta dopo una rilevante strizione, come succede nei metalli estremamente dolci (oro puro, piombo). Più comune è la configurazione riportata in figura b), in cui la frattura è avvenuta con limitata strizione; normalmente una frattura di questo tipo avviene secondo lo schema di Figura 3.8:

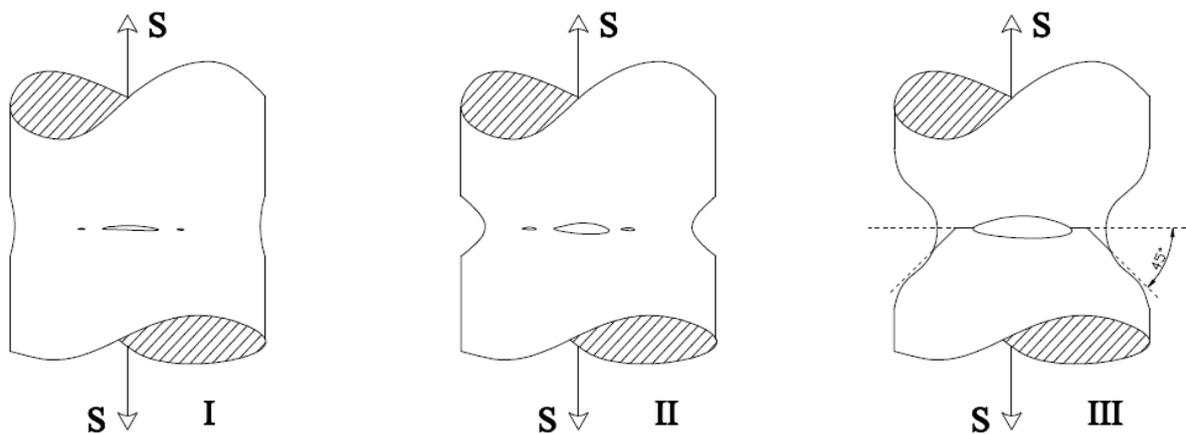


Figura 3.8: nucleazione e sviluppo di una cricca in un materiale duttile.

all'inizio, subito dopo la formazione della strizione, si formano all'interno del campione cavità o microvuoti, che con il procedere della deformazione si accrescono e coalescono a formare cricche ellittiche, perpendicolari alla direzione del carico.

La rottura finale avviene per propagazione di una cricca sul perimetro della zona strizionata, propagazione che avviene su un piano a 45° con l'asse della sollecitazione. Per questo motivo si forma la classica configurazione a coppa e cono tanto tipico della rottura duttile.

Si è visto come micro-cricche possono influenzare la rottura dei materiali metallici sia in maniera fragile che duttile. Anche piccole inclusioni possono avere grandi effetti su tale fenomeno. Infatti quando vi è uno scorrimento tra piani adiacenti le dislocazioni tendono ad impilarsi nei pressi di tali inclusioni. Assumendo che l'inclusione sia ad elevata resistenza e non viene tagliata dalle dislocazioni una piccola fessura si creerà all'interfaccia. Tale micro-fessura fungerà da concentratore delle tensioni.

Lo stesso ruolo giocano i bordi di grano risultando a più elevata resistenza rispetto al resto del volume del metallo.

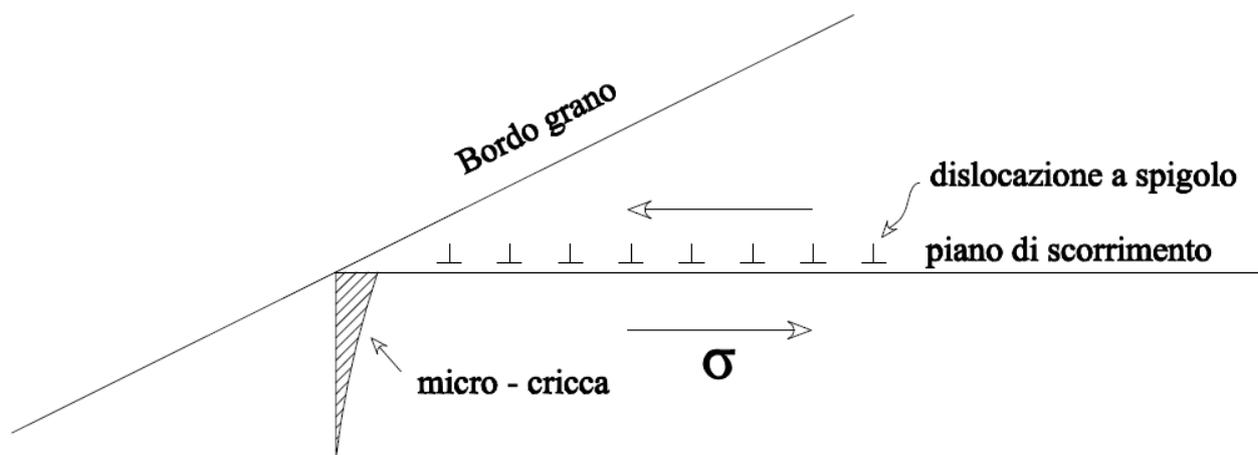


Figura 3.9: nucleazione di una cricca a bordo grano.

Inoltre risulta che tale fenomeno è amplificato nei punti tripli di giunzione e nei punti di intersezione di piani preferenziali di scorrimento.

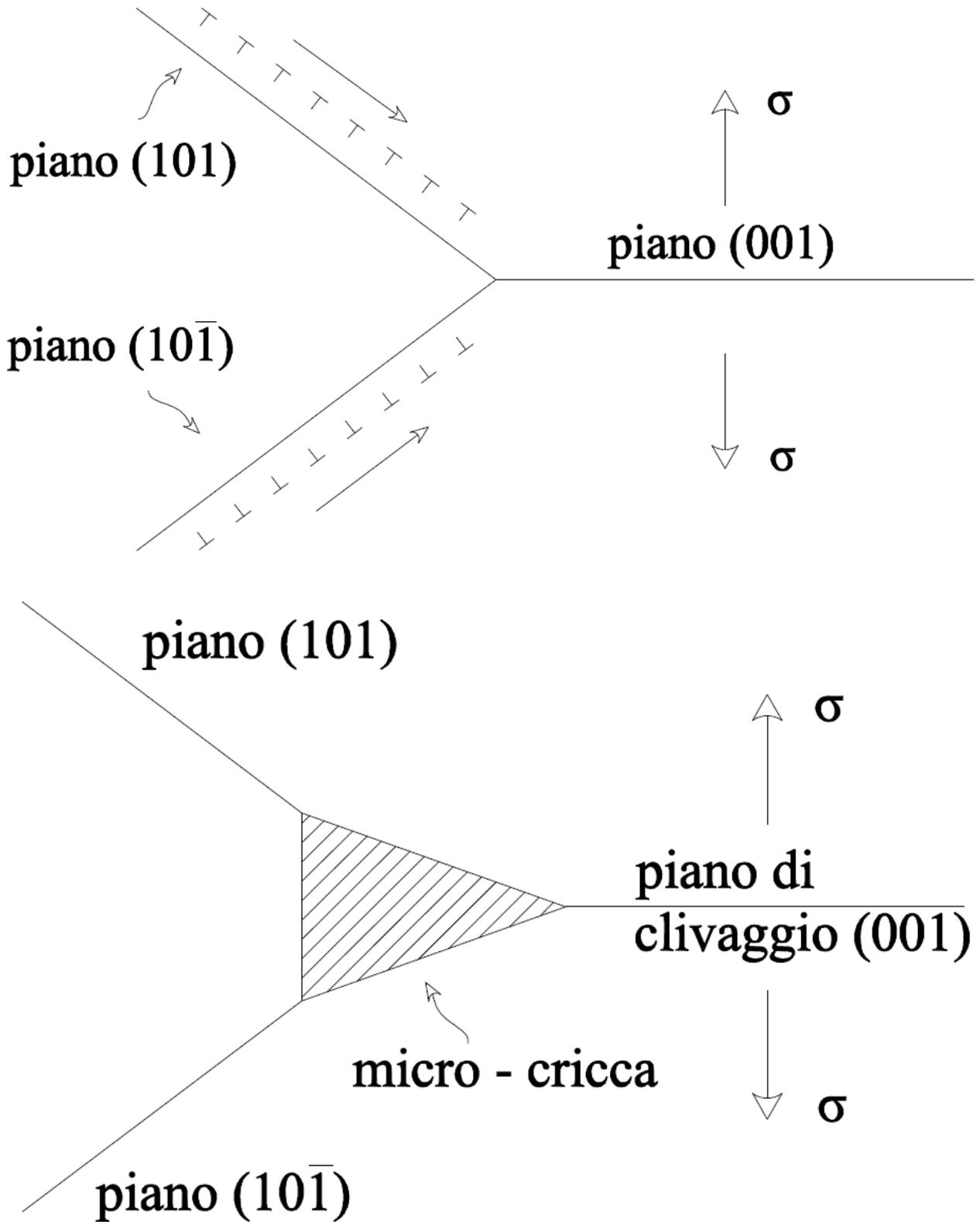


Figura 3.10: formazione di una cricca in un punto triplo di giunzione.

Si può valutare la resistenza teorica dei materiali metallici considerando la modalità di rottura per clivaggio. Tale resistenza è legata alle forze dei legami atomici, alla temperatura e allo stato tensionale. Il clivaggio prevede la separazione dei legami atomici su un intero piano perpendicolare alla direzione di applicazione del carico. Dal punto di vista ideale consideriamo un cristallo privo di

difetti e senza effetti di concentrazione delle tensioni all'apice del difetto. Gli atomi si separano della stessa distanza simultaneamente raggiungendo una distanza critica.

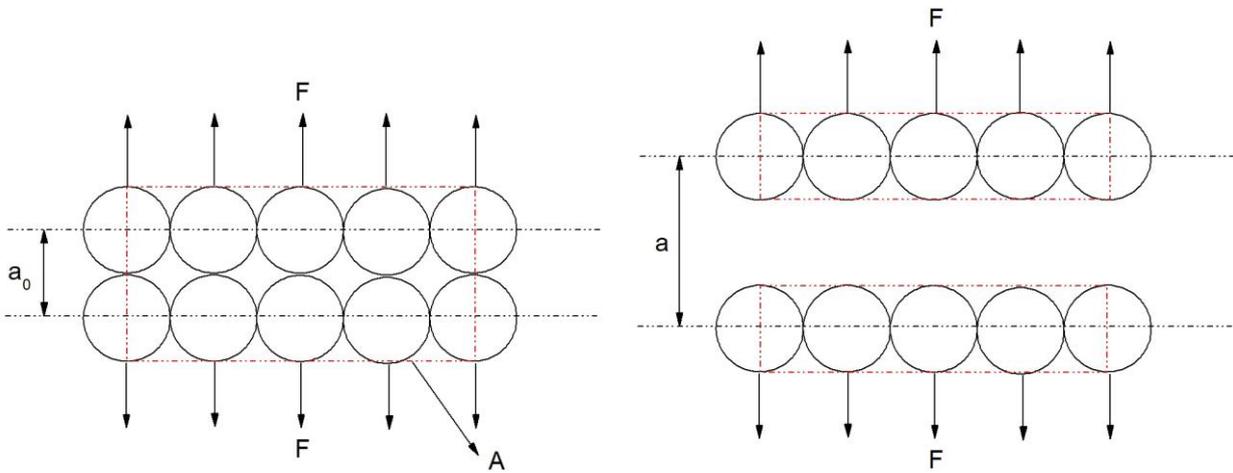


Figura 3.11: spostamento degl'atomi tra due piani di clivaggio.

La tensione necessaria per separare i due piani atomici varia in funzione della distanza tra i piani, si dimostra che sotto le condizioni predette l'andamento è sinusoidale:

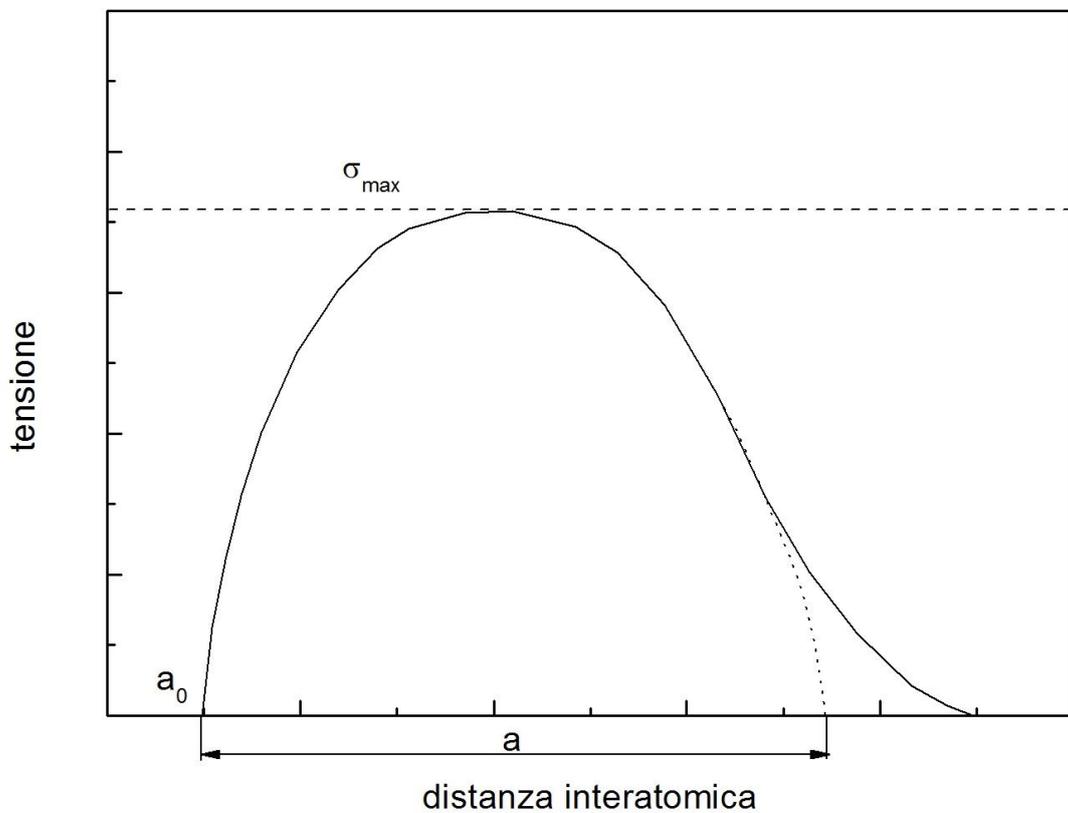


Figura 3.12: variazione della tensione in funzione della distanza interatomica.

Applicando la legge di Hook si può scrivere:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = E \quad (3.10)$$

se assumiamo che la deformazione interessi esclusivamente due piani adiacenti si può definire:

$$d\varepsilon = \frac{dx}{a_0} \quad (3.11)$$

che sostituite nella precedente:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{d\sigma}{dx/a_0} = E \quad (3.12)$$

Quindi:

$$a_0 \frac{d\sigma}{dx} = E \quad (3.13)$$

Ora:

$$\sigma = K \sin \frac{2\pi}{2a} (x - a_0) \quad (3.14)$$

Otteniamo:

$$a_0 \frac{d\sigma}{dx} = K \frac{\pi}{a} a_0 \cos \frac{2\pi}{2a} (x - a_0) = E \quad (3.15)$$

$$K = \frac{E}{\pi} \frac{a}{a_0} \quad (3.16)$$

Che equivale alla massima tensione di clivaggio che si ottiene ponendo il seno uguale ad 1.

Il termine a non è noto ma va calcolato, Polanyi e Orowan hanno calcolato tale termine eguagliando l'area sottesa dalla curva tensione-distanza all'energia della superficie creata:

$$\int_{a_0}^{a_0+a} \sigma dx = 2\gamma = \int_{a_0}^{a_0+a} K \sin \frac{\pi}{a} (x - a_0) dx \quad (3.17)$$

ora:

$$\int \sin ay dy = -\frac{1}{a} \cos ay \text{ ed essendo } y = x - a_0 \text{ si ottiene:}$$

$dx = dy$, per cui:

$$K \int_0^a \sin \frac{\pi}{a} y dy = K \left(-\frac{a}{\pi} \cos \pi + \frac{a}{\pi} \cos 0 \right) \text{ quindi:}$$

$$K \frac{2a}{\pi} = 2\gamma \text{ ed infine:}$$

$$a = \frac{\pi\gamma}{K} \quad (3.18)$$

La tensione teorica di clivaggio è il valore massimo della tensione espressa nella (3.14) quando il seno è uguale a 1:

$$\sigma_{\max} = K = \frac{E}{\pi} \frac{a}{a_0}, \text{ sostituendo il valore ottenuto per } a:$$

$$\sigma_{\max} = K = \frac{E\gamma}{Ka_0}, \text{ quindi}$$

$$\sigma_{\max}^2 = \frac{E\gamma}{a_0} \text{ ed infine:}$$

$$\sigma_{\max} = \sqrt{\frac{E\gamma}{a_0}}$$

La deformazione di clivaggio è:

$$\varepsilon_{\max} = \frac{a}{2a_0} = \frac{\pi}{2} \sqrt{\frac{\gamma}{Ea_0}} = \frac{\pi}{2} \frac{\sigma_{\max}}{E} \quad (3.15)$$

La resistenza al clivaggio è quindi maggiore quanto più è elevata la rigidezza del materiale e quanto più basso è il valore del parametro reticolare.

In questo modello, l'energia di superficie può essere espressa come:

$$\gamma = \frac{Ka}{\pi} = \frac{E}{a_0} \left(\frac{a}{\pi} \right)^2, \text{ la distanza di separazione critica } a \text{ è dello stesso ordine di grandezza di } a_0 \text{ per}$$

cui l'energia può essere stimata come:

$$\gamma = \frac{Ea_0}{\pi^2} \cong \frac{Ea_0}{10}, \text{ quindi la tensione massima di clivaggio diviene:}$$

$$\sigma_{\max} = \sqrt{\frac{E\gamma}{a_0}} \cong \frac{E}{\pi}$$

Valori tipici della tensione massima di clivaggio, calcolata con l'espressione precedente sono presentati nella seguente tabella:

Materiale	Direzione	E(GPa)	$\gamma(\text{mJm}^{-2})$	$\sigma_{\text{max}}(\text{MPa})$
Ag	<111>	121	1130	24
Ag	<100>	44	1130	16
Au	<111>	110	1350	27
Ni	<100>	138	1730	37
W	<100>	390	3000	61
Fe- α	<100>	132	2000	30

Fondamenti di meccanica della frattura

Teoria di Griffith: Tale teoria esprime i criteri termodinamici ed energetici che portano alla frattura dei materiali senza tenere in conto quali siano le cause che producono la frattura stessa. Il concetto basilare e' che la cricca si propaga nel momento in cui l'energia elastica rilasciata all'apice della cricca supera l'energia necessaria alla propagazione.

Introducendo una cricca di lunghezza $2a$ in un corpo considerato infinito di spessore B e sollecitato in trazione, le tensioni elastiche intorno alla cricca si rilassano riducendo l'energia potenziale immagazzinata nel corpo (U_E).

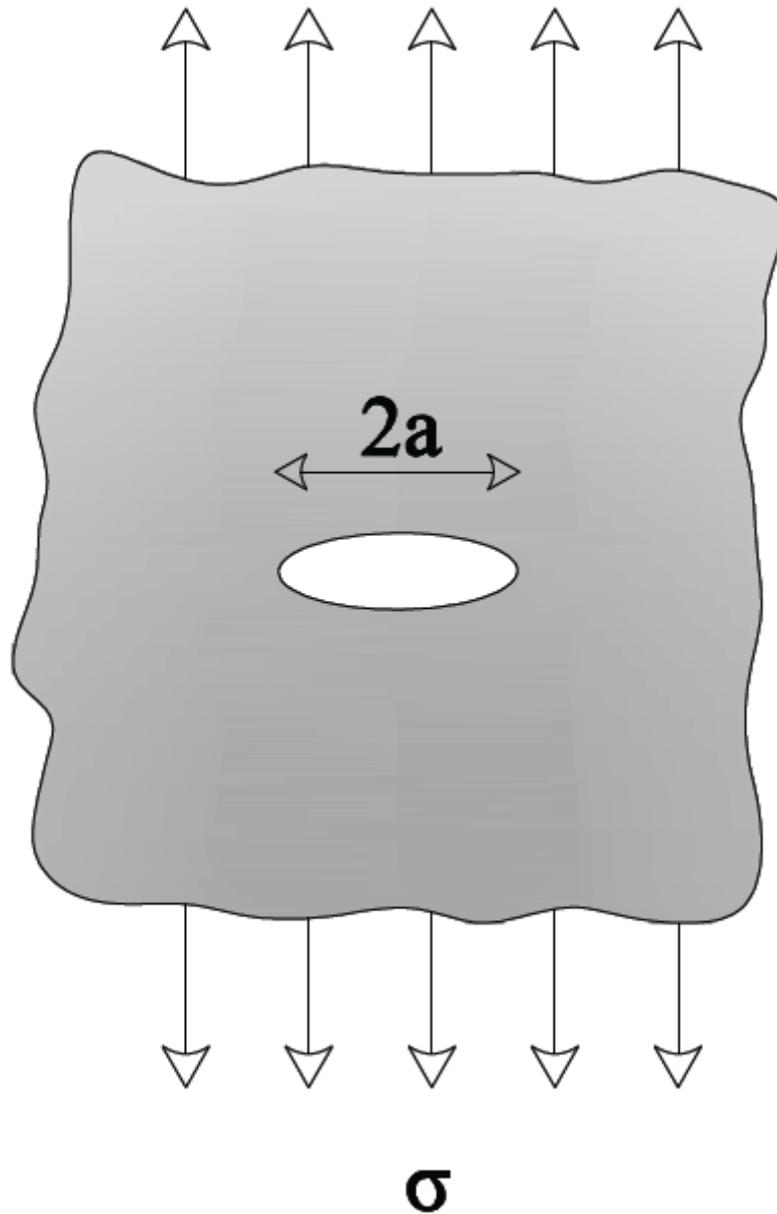


Figura 3.13: presenza di un difetto ellittico in un solido sottoposto a trazione.

Un extra-superficie e' è creata dalla cricca (U_S). Se il corpo è fisso non viene fatto nessun lavoro dalle forze esterne ($U_F=0$).

$$U(a) = U_F + U_E + U_S \quad (3.16)$$

All'equilibrio:

$$\frac{dU}{da} = \frac{dU_E}{da} + \frac{dU_S}{da} = 0 \quad (3.17)$$

I cambi nell'energia potenziale sono dovuti alle tensioni che si concentrano intorno alla cricca:

$$U_E = -\frac{\pi\sigma^2 a^2 B}{E} \quad (3.18)$$

Il lavoro necessario a farla propagare e':

$$U_S = 4aB\gamma_S \quad (3.19)$$

Dove γ_S e' l'energia superficiale:

$$2\gamma_S = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (3.20)$$

Sostituendo nell'equazione dell'equilibrio:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2\gamma_S E}{\pi a}} \quad (3.21)$$

Per i materiali duttili interviene anche il lavoro di deformazione plastica e l'equazione diventa:

$$\sigma = \sqrt{\frac{(2\gamma_S + \gamma_p)E}{\pi a}} \quad (3.22)$$

Si definisce velocita' di rilassamento dell'energia:

$$G = -\frac{dU}{dA} = -\frac{dU}{2Bda} = -\frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (3.23)$$

La cricca si propaga quando:

$$G = G_c = 2\gamma_s + \gamma_p \quad (3.24)$$

G_C e' una costante del materiale ed e' una misura della tenacita' a frattura.

Transizione duttile-fragile: Possiamo definire una combinazione di fattori meccanici e microstrutturali in funzione dei quali, la duttilita' macroscopica dei materiali dipende dall'abilita' di esibire uno snervamento generalizzato prima della rottura senza che la propagazione di una cricca ecceda un valore critico che porta alla rottura per clivaggio. Si puo', per ogni materiale, individuare una temperatura T_{YG} alla quale il clivaggio coincide con lo snervamento generalizzato. In altre parole, la transizione duttile fragile rappresenta il passaggio da uno snervamento generalizzato alla propagazione di una singola cricca.

Se diagrammiamo l'energia assorbita durante la frattura in funzione della temperatura si ottiene un grafico del tipo in figura 3.14.

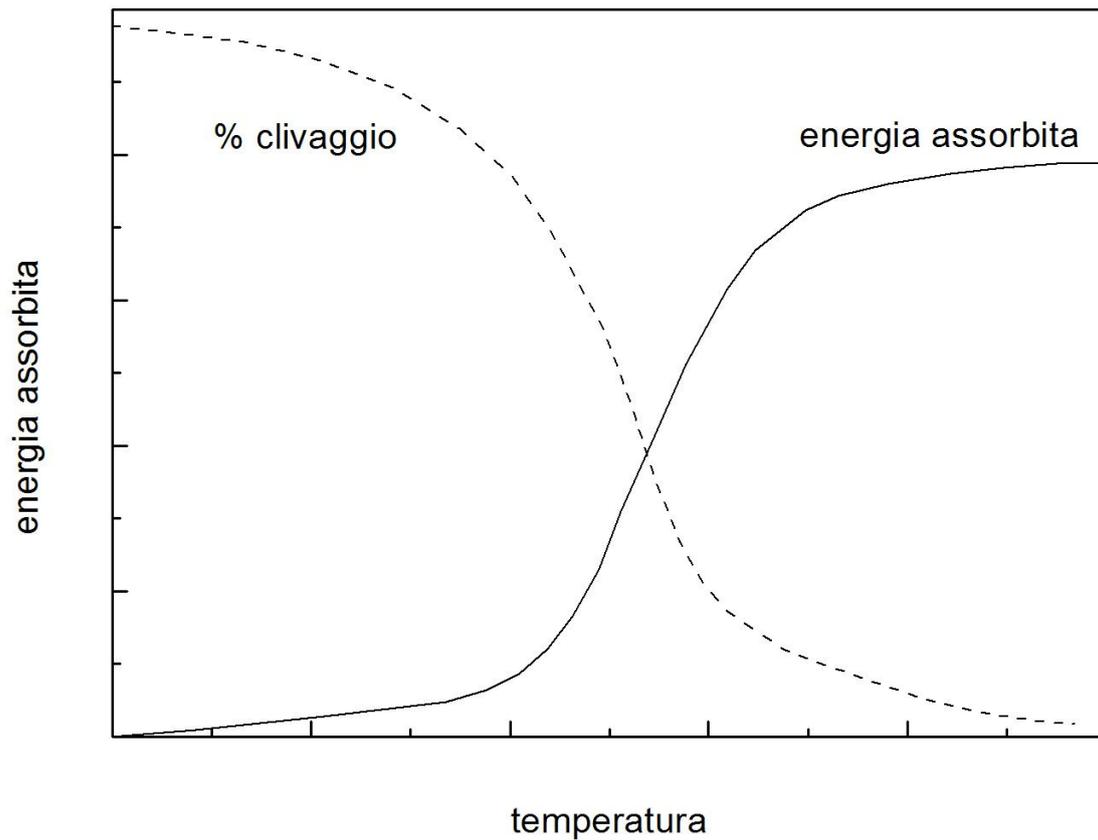


Figura 3.14: variazione dell'energia assorbita e della probabilità di frattura per clivaggio al variare della temperatura di deformazione.

I fattori che favoriscono una rottura per clivaggio sono:

- alto carico di snervamento, che corrisponde ad una elevata energia accumulata nel materiale prima della rottura,
- dimensione media dei grani elevata,
- presenza elevata di particelle di seconda fase,
- piccoli spessori del materiale, la deformazione si avvicina molto a una deformazione piana.

Quando avviene la classica frattura duttile a coppa e cono?

Quando si raggiunge il punto di instabilità plastica, la velocità di incrudimento non compensa più l'aumento di tensione man mano che la sezione si riduce.

Microvuoti si formano e coalescono inizialmente nella parte centrale del materiale dove esiste uno stato di sollecitazione triassiale.

La coalescenza porta alla formazione di una cricca interna circolare che cresce e si propaga lungo i piani preferenziali di scorrimento nei pressi della superficie dove lo stato tensionale non è più triassiale.

Più è difficile la formazione di microvuoti, più è duttile il materiale (metalli puri). Questo perché i microvuoti nucleano preferenzialmente nei pressi delle particelle di seconda fase per decoesione delle interfacce con la matrice, o per frattura delle seconde fasi e delle inclusioni.

Molti sono i modelli sviluppati per la comprensione del fenomeno e sono principalmente legati all'impilamento delle dislocazioni nei pressi dei precipitati di seconda fase ma non spiegano perfettamente ciò che avviene in presenza di particelle di grosse dimensioni. Questo perché le particelle di grosse dimensioni sono quelle con la più alta energia di interfaccia e quelle con il più alto incentivo a ridurre il rapporto superficie-volume, quindi alle interfacce matrice-particelle si ha una nucleazione e una crescita molto più rapide man mano che le dimensioni delle particelle aumentano.

Inoltre, a parità di flusso plastico nella matrice, il materiale è più sensibile alla nucleazione e propagazione di cricche alle interfacce quanto più grandi sono le dimensioni delle particelle.

Clivaggio: La frattura per clivaggio è caratterizzata da una cricca piana transgranulare che si propaga cambiando piano di giacitura formando una superficie a gradini. Le sfaccettature corrispondono a singoli grani o nei monocristalli a differenti piani di scorrimento.

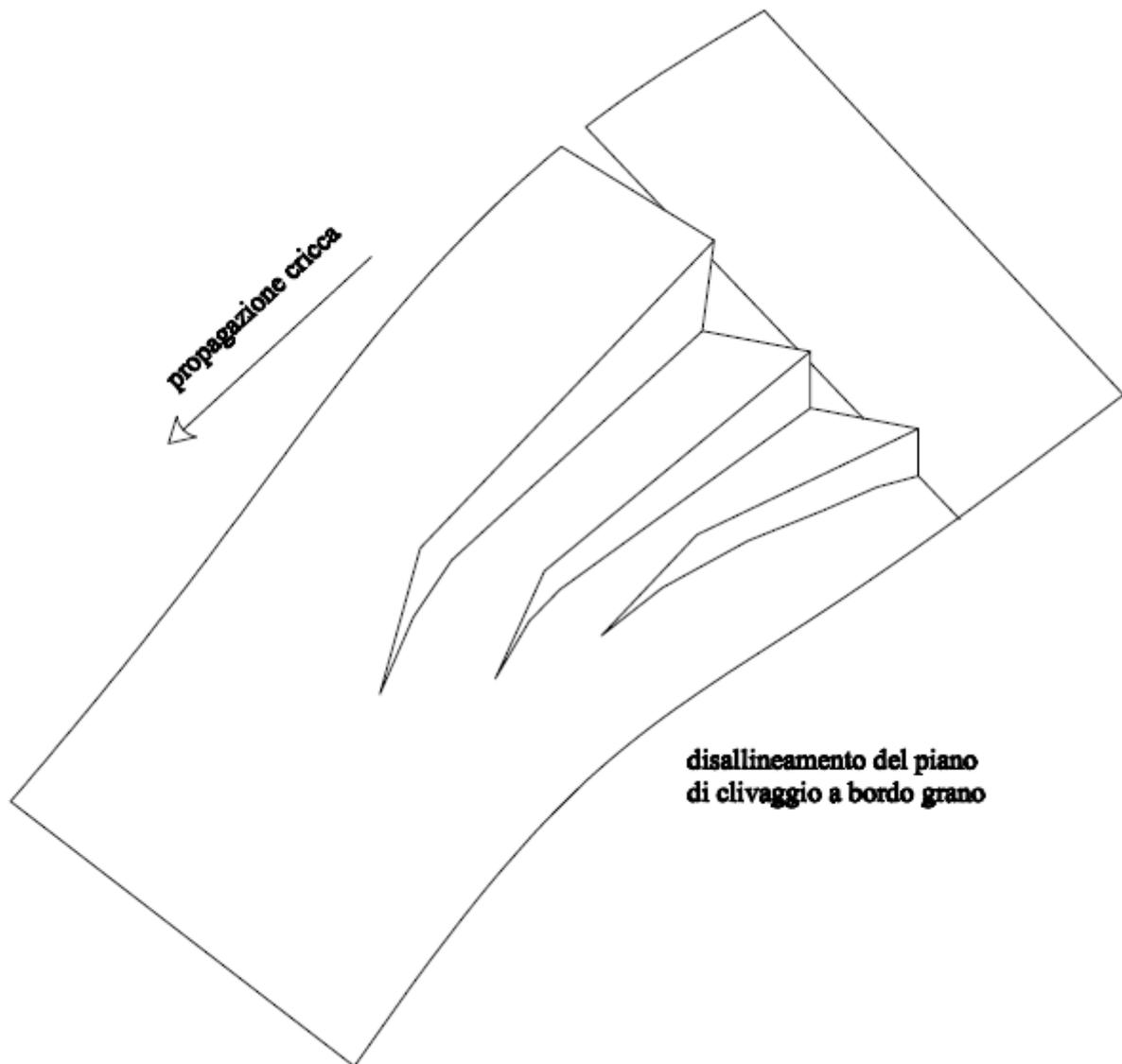


Figura 3.15: modalità di propagazione macroscopica per clivaggio.

I gradini poi convergono a formare un'unica superficie lungo la direzione di propagazione.

Questi si formano al bordo di grano quando il piano di clivaggio di un grano è differente da quello del grano adiacente, e quindi si ha la sequenza di gradini. Questo fenomeno diminuisce gradualmente man mano che la cricca si propaga.

I fattori che principalmente favoriscono una frattura di questo tipo sono:

- alto carico di snervamento del materiale,
- basso numero di sistemi di scorrimento attivi (strutture HCP, BCC, bassa temperatura),
- deformazione piana e deformazioni molto rapide,
- dimensione media dei grani elevata.

All'apice della cricca in condizioni reali la tensione effettiva non supera mai di 3-4 volte quella di snervamento, e la resistenza teorica della cricca e' pari a:

$$\sigma_c \approx \frac{E}{\pi} \quad (3.25)$$

Questo porta a rendere non comune la frattura per clivaggio nei materiali metallici.

In condizioni di deformazione piana, per il criterio di Griffith, la lunghezza critica perche' una cricca si propaghi e':

$$a_{cr} = \frac{2E}{\pi(1-\nu^2)\sigma_f^2} = 0.3\mu m \quad (3.26)$$

Ora perche' una cricca si propaghi e' necessaria una certa plasticita' al suo apice, e per spiegare il fenomeno sono stati proposti diversi meccanismi.

Usando trattazioni energetiche, G varia generalmente con le dimensioni della cricca. A parita' di condizioni di sollecitazione G aumenta con l'aumentare delle dimensioni della cricca.

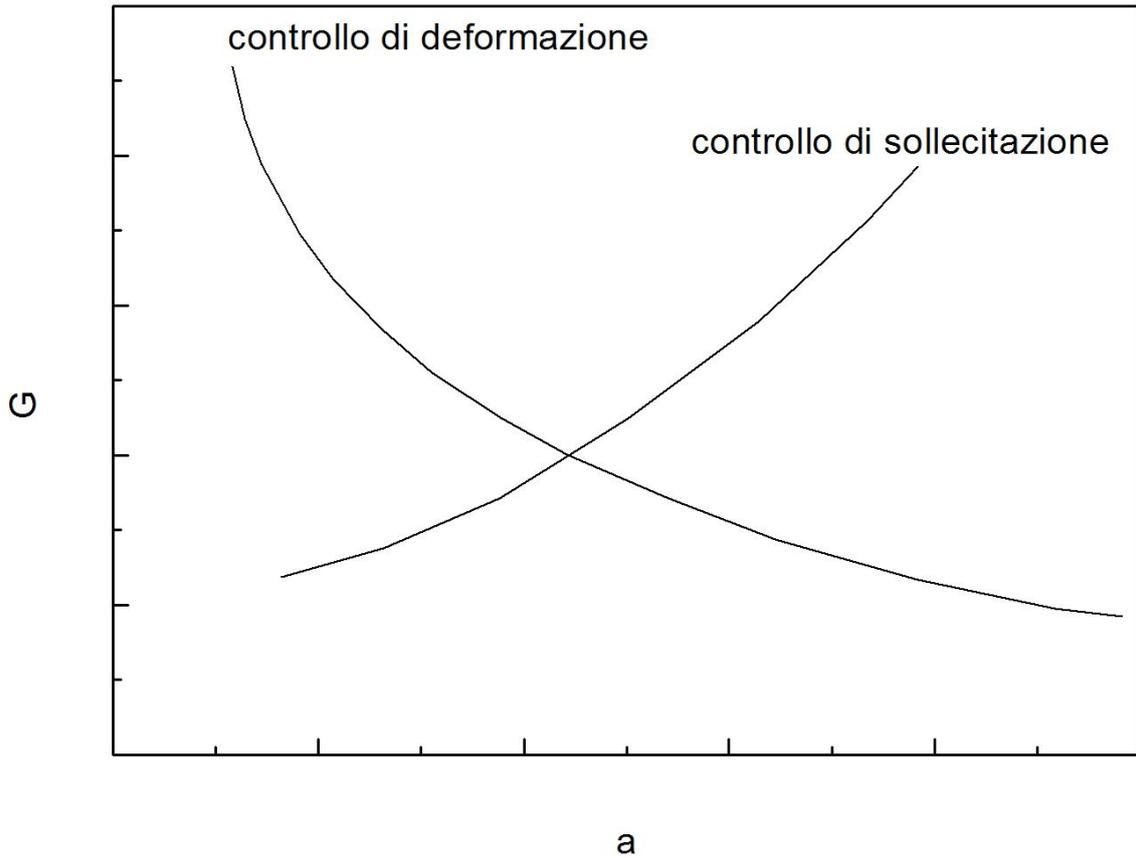


Figura 3.16: variazione dell'energia di rilassamento con la dimensione della cricca.

Considerando la resistenza del materiale alla propagazione (R), questa varia al variare delle dimensioni della cricca in presenza di lavoro plastico (materiale duttile).

In particolare diminuisce all'aumentare della sensibilita' alla velocita' di deformazione del materiale dal momento che in tal modo si riducono le dimensioni della zona plastica nell'intorno della cricca e questa si propaga piu' rapidamente.

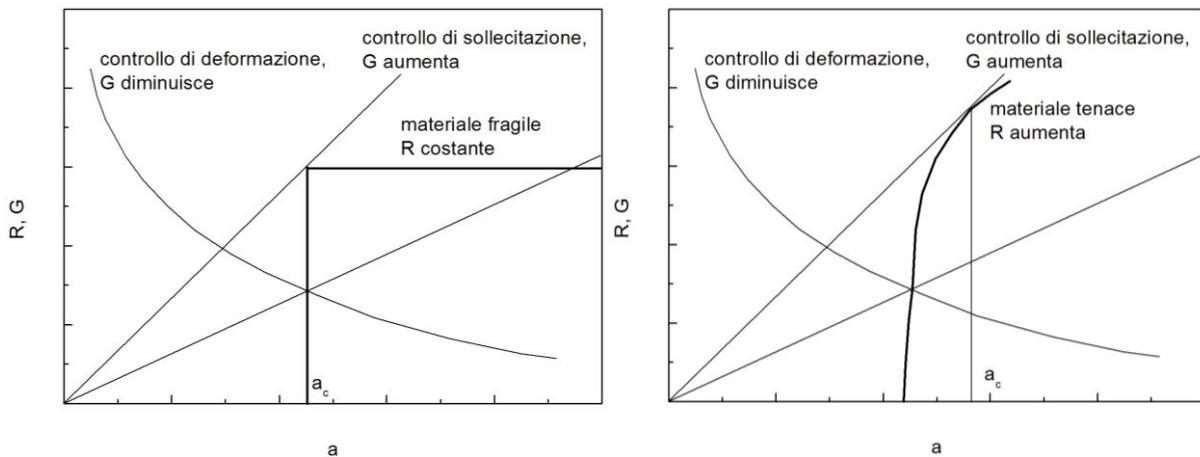


Figura 3.17: variazione dell'energia di rilassamento con la dimensione della cricca per materiali fragili e per materiali duttili.

Perche' ci sia propagazione della cricca $G > R$,

Ma visto che G aumenta con l'aumentare delle dimensioni della cricca, se:

$$\frac{dG}{da} > \frac{dR}{da} \quad (3.27)$$

La cricca si propaga molto rapidamente.

Finche':

$$\frac{dG}{da} = \frac{dR}{da} \quad (3.28)$$

La cricca si propaga in maniera controllata (stabile).

Meccanismi di frattura lineare elastica: Quando in un materiale nuclea una cricca, la tensione nel suo immediato intorno aumenta. Per questo motivo si dice che la presenza di un difetto rappresenta un concentratore di tensione. Per alcuni casi tipici di geometria dei difetti si puo' calcolare la velocita' di rilassamento dell'energia elastica e quindi la tensione elastica nelle diverse configurazioni.

Consideriamo un foro circolare in un materiale sollecitato

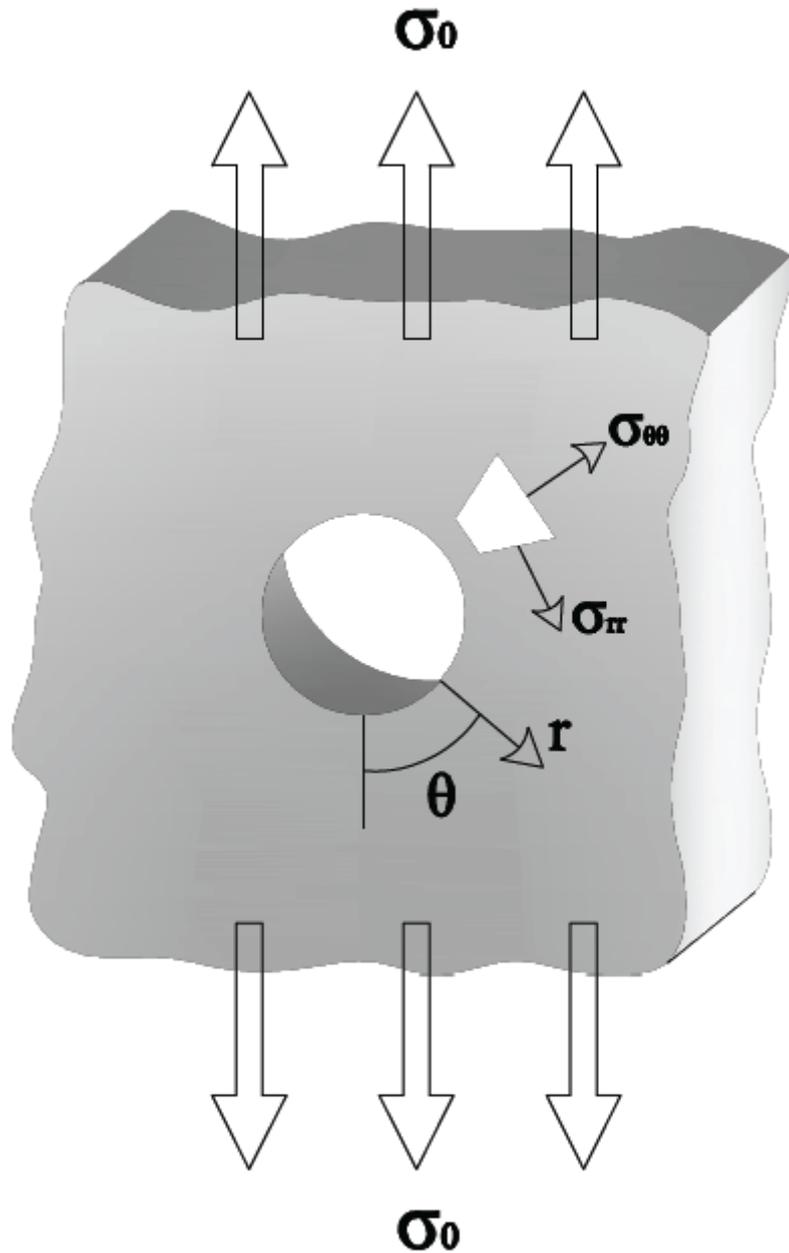


Figura 3.18: presenza di un difetto circolare in un solido sottoposto a trazione.

Con riferimento alla figura, in coordinate polari le tensioni sono date da:

$$\sigma_{rr} = \frac{\sigma_0}{2} \left\{ 1 + \frac{r_0^2}{r^2} + \left(1 + 3\frac{r_0^4}{r^4} - 4\frac{r_0^2}{r^2} \right) \cos 2\theta \right\} \quad (3.29)$$

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{\sigma_0}{2} \left\{ 1 + \frac{r_0^2}{r^2} - \left(1 + 3\frac{r_0^4}{r^4} \right) \cos 2\theta \right\} \quad (3.30)$$

$$\sigma_{r\theta} = -\frac{\sigma_0}{2} \left\{ \left(1 - 3\frac{r_0^4}{r^4} + 2\frac{r_0^2}{r^2} \right) \sin 2\theta \right\} \quad (3.31)$$

Sostituendo a r_0 e a q , 90 gradi e 0 gradi si ottiene il massimo e il minimo della tensione radiale $\sigma_{\theta\theta}$.

Questi risultano rispettivamente $2\sigma_0$ e $-\sigma_0$.

In definitiva, la presenza di un foro circolare amplifica la tensione di sollecitazione al bordo del difetto di un fattore 3 in una dimensione e introduce una tensione di compressione pari alla entità della sollecitazione.

Potendo applicare il principio di sovrapposizione nel caso di deformazioni elastiche e quindi piccole, la tensione effettiva nell'intorno del difetto è:

$$3\sigma_0 - \sigma_0 = 2\sigma_0 \quad (3.32)$$

Un altro caso molto tipico ed utile da analizzare è la presenza di un difetto ellittico.

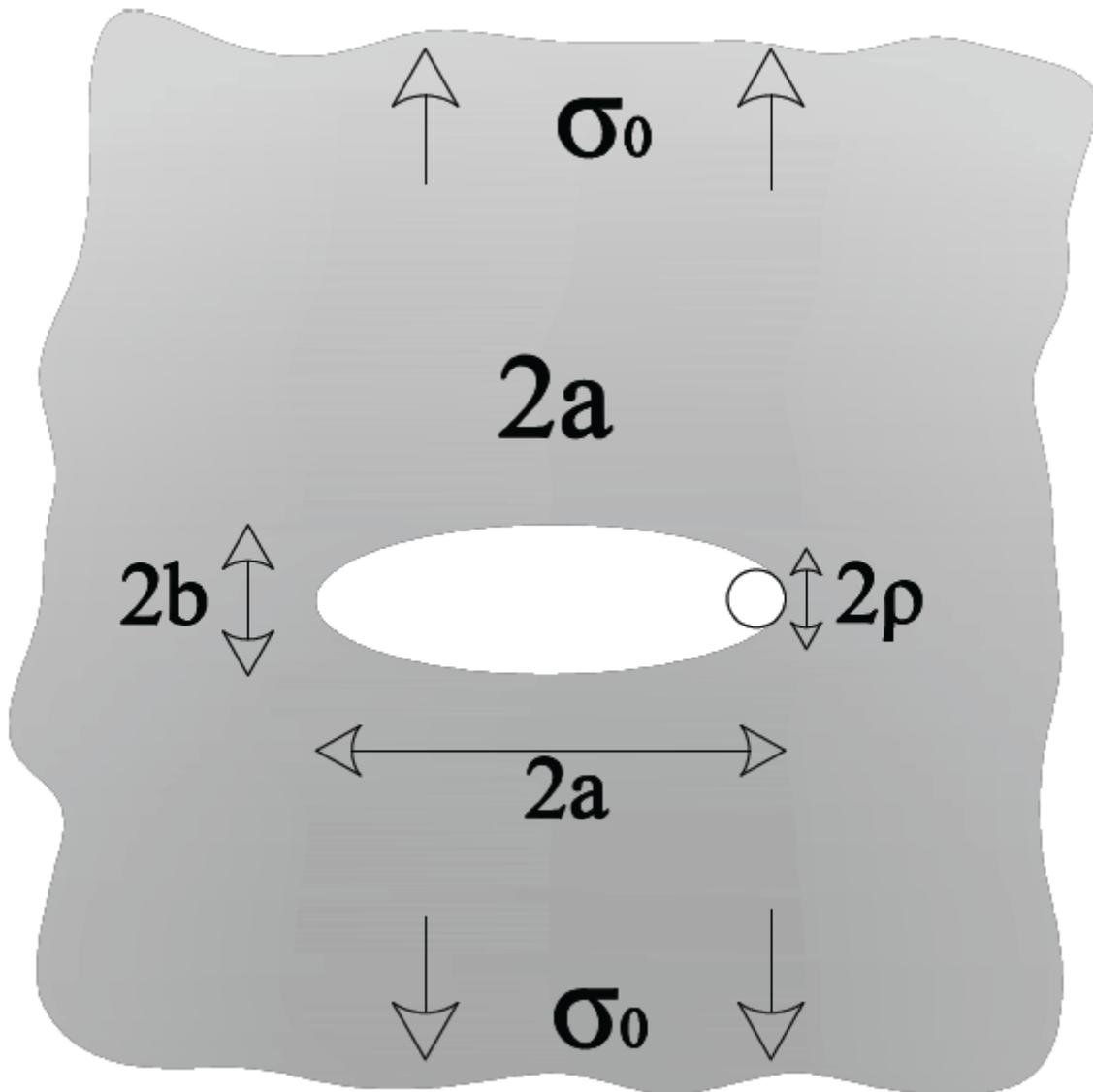


Figura 3.19: difetto ellittico.

In tal caso le tensioni sono date da:

$$\sigma_{\max} = \sigma_0 \left(1 + \frac{2a}{b} \right) \quad (3.33)$$

oppure con:

$$\rho = \frac{b^2}{a} \quad (3.34)$$

e per $a \gg b$

$$\sigma_{\max} = \sigma_0 \left(1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad (3.35)$$

Il rapporto σ_{\max}/σ_0 e' detto fattore di concentrazione delle tensioni k_t .

Per ricche sottili

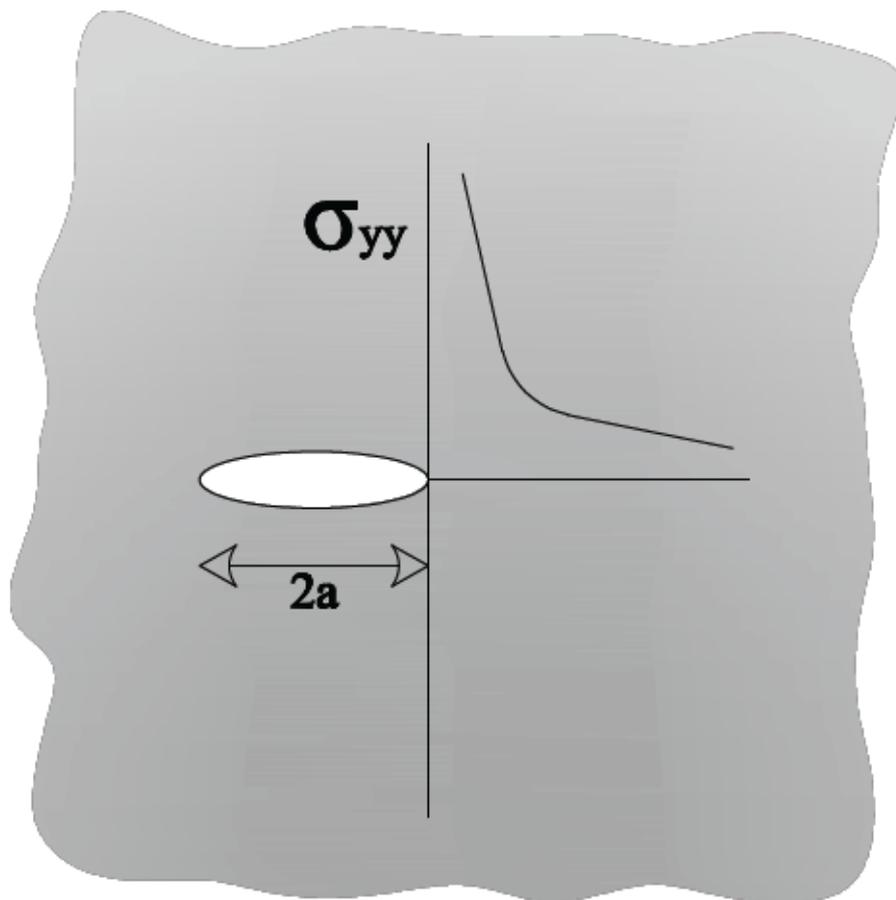


Figura 3.20: variazione della σ_{yy} rispetto al centro di una cricca ellittica.

$$\sigma_{yy} = \frac{\sigma_0 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \left[1 + \sin\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \sin\left\{\frac{3\theta}{2}\right\} \right] \quad (3.36)$$

$$\sigma_{xx} = \frac{\sigma_0 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \left[1 - \sin\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \sin\left\{\frac{3\theta}{2}\right\} \right] \quad (3.37)$$

$$\tau_{xy} = \frac{\sigma_0 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \cos\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \cos\left\{\frac{3\theta}{2}\right\} \quad (3.38)$$

e il fattore di intensificazione delle tensioni risulta:

$$K = \sigma_0 \sqrt{\pi a} \quad (3.39)$$

Per q uguale a zero la tensione che tende ad aprire la cricca assume il suo valore massimo:

$$\sigma_{yy} = \frac{\sigma_0 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \quad (3.40)$$

Si definisce tenacita' a frattura:

$$K_{IC} = \sigma_f \sqrt{\pi a} \quad (3.41)$$

Per una data tensione di sollecitazione definisce la massima lunghezza di cricca o a lunghezza fissa la tensione minima per cui la cricca si propaga.

I parametri fondamentali in tale analisi sono quindi:

Fattore di concentrazione delle tensioni: $k_t = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_0}$

Fattore di intensificazione delle tensioni [$\text{Pa} \cdot \text{m}^{1/2}$]: $K = \sigma \sqrt{\pi a}$

Tenacita' a frattura [$\text{Pa} \cdot \text{m}^{1/2}$]: $K_{IC} = \sigma_f \sqrt{\pi a}$

Le relazioni descritte precedentemente sono state ricavate considerando un carico applicato perpendicolarmente rispetto al difetto.

Generalmente le condizioni di sollecitazione di un componente meccanico sono piu' complesse.

Schematicamente, si distinguono tre differenti modi di apertura di una cricca chiamati con una 'straordinaria' immaginazione I, II, III.

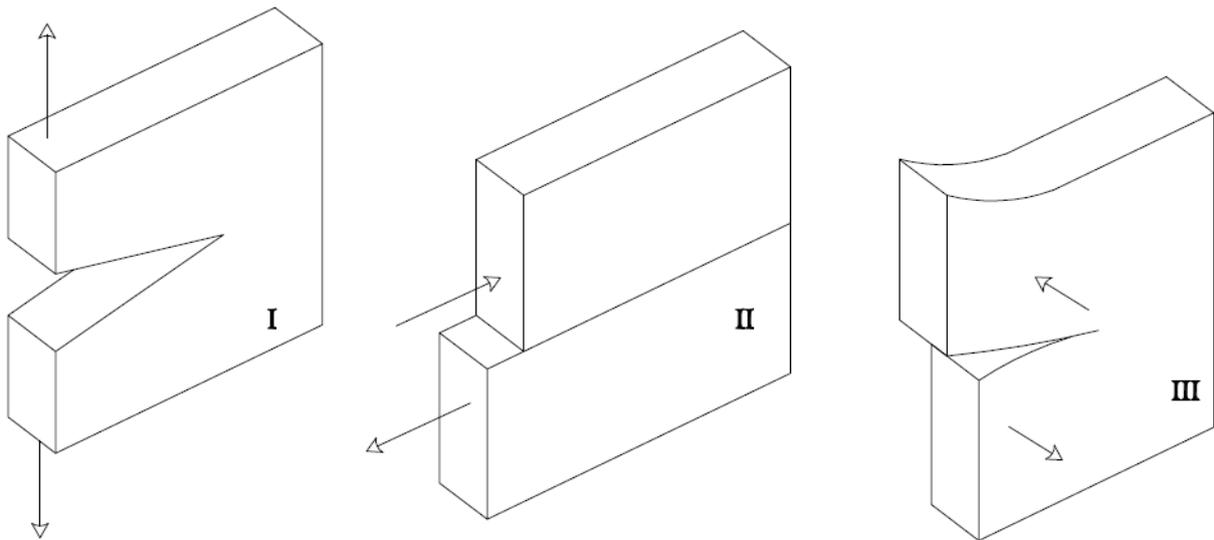


Figura 3.21: modi di apertura I, II e III.

La combinazione di questi tre descrive ogni tipo di condizione di sollecitazione.

Ora, l'energia di rilassamento è funzione dello stato tenso-deformativo.

Per lo stato di sollecitazione piana:

$$G = \frac{K^2}{E} \quad (3.42)$$

Per lo stato di deformazione piana:

$$G = \frac{K^2}{E}(1 - \nu^2) \quad (3.43)$$

Quindi per ognuno dei modi I, II, III l'unica cosa che varierà sarà K.

Il cambiamento di energia nel corpo può essere espresso esclusivamente attraverso l'individuazione del fattore di intensificazione delle tensioni.

Considerando tutti i modi di apertura di una cricca, le relazioni generali che legano l'energia ai fattori di intensificazione delle tensioni sono per lo stato di sollecitazione piana:

$$EG = K_I^2 + K_{II}^2 + (1 + \nu)K_{III}^2 \quad (3.44)$$

Per lo stato di deformazione piana:

$$EG = (1 + \nu^2)K_I^2 + (1 + \nu^2)K_{II}^2 + (1 + \nu)K_{III}^2 \quad (3.45)$$

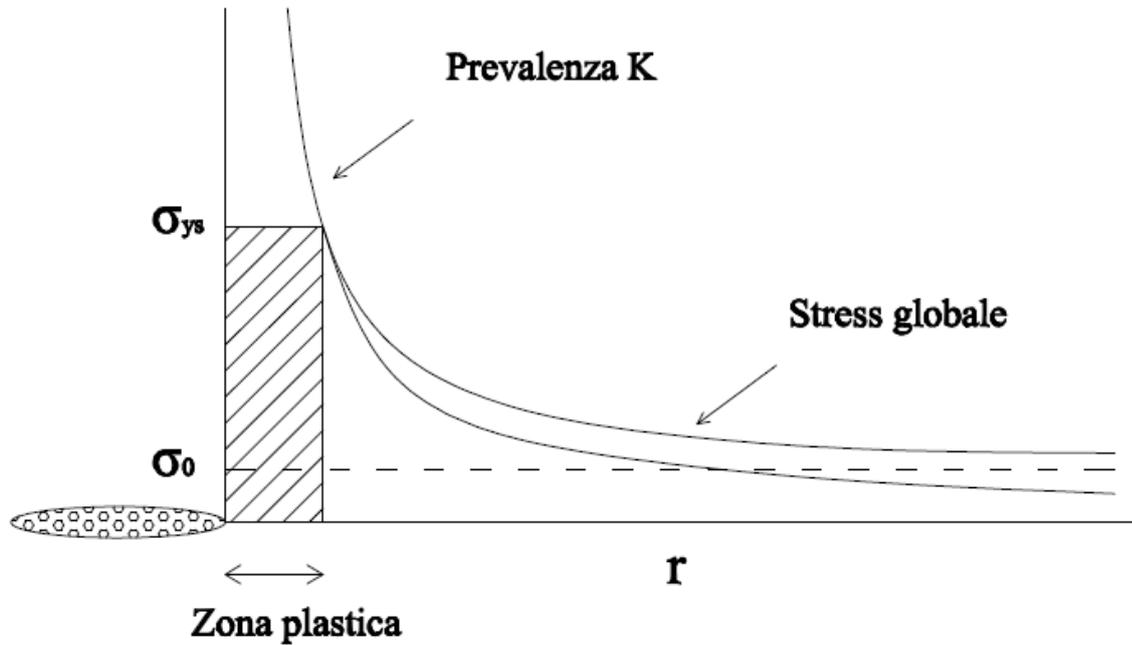


Figura 3.22: tensione risultante rispetto alla tensione di sollecitazione. Per $\sigma_0 \ll \sigma_{ys}$ la zona plastica è influenzata dall'effetto di concentrazione della tensione della cricca.

In una zona molto prossima all'apice la propagazione è governata dal valore di K , man mano che ci si allontana l'effetto della concentrazione tensionale diminuisce approssimandosi al valore di sollecitazione media agente sul componente.

Per le cricche inclinate tra 0 e 90 gradi rispetto alla direzione di sollecitazione dobbiamo utilizzare il principio di sovrapposizione degli effetti.

Per una cricca inclinata a 45 gradi rispetto alla direzione di sollecitazione vogliamo trovare l'angolo ϕ al quale la cricca si propagherà.

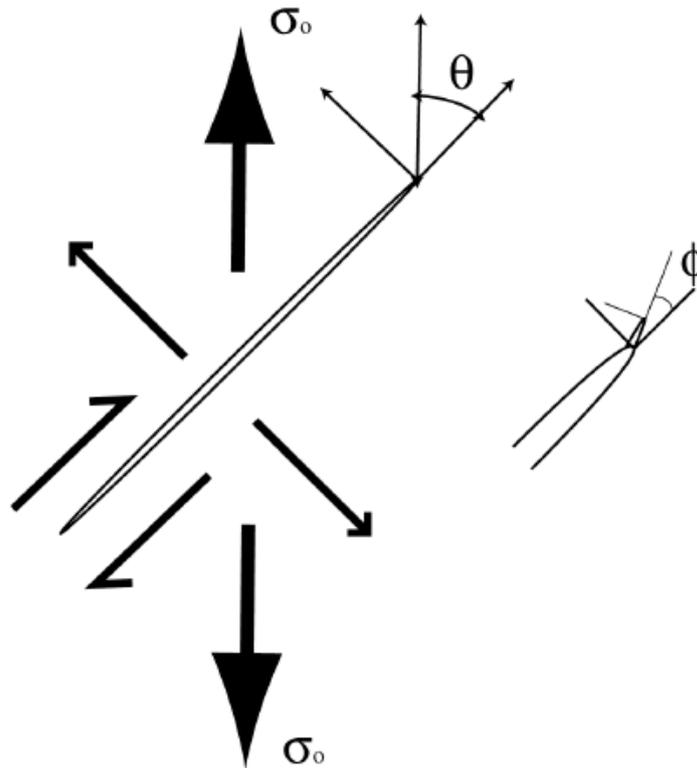


Figura 3.23: cricca inclinata di un angolo θ rispetto alla direzione di sollecitazione.

La tensione agente sulla cricca può essere scomposta in una componente agente perpendicolarmente al piano della cricca, Modo I, e una componente agente parallelamente al piano della cricca, Modo II.

Il campo tensionale può essere considerato separatamente per ognuno dei due modi e poi sommato.

Utilizzando coordinate polari, le tensioni radiali per i due Modi sono:

$$\sigma_{rr} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{\frac{1}{2}}} \left(\cos\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \left[1 + \sin^2\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \right] \right) \quad (3.46)$$

Modo I:

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{\frac{1}{2}}} \left(\cos^3\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \right) \quad (3.47)$$

$$\sigma_{r\theta} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{\frac{1}{2}}} \left(\sin\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \cos^2\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \right) \quad (3.48)$$

e

$$\sigma_{rr} = \frac{K_{II}}{(2\pi r)^{\frac{1}{2}}} \left(\sin\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \left[1 - 3\sin^2\left\{\frac{\theta}{2}\right\} \right] \right) \quad (3.49)$$

$$\text{Modo II: } \sigma_{\theta\theta} = \frac{K_{II}}{(2\pi r)^{\frac{1}{2}}} \left(-3 \sin \left\{ \frac{\theta}{2} \right\} \cos^2 \left\{ \frac{\theta}{2} \right\} \right) \quad (3.50)$$

$$\sigma_{r\theta} = \frac{K_{II}}{(2\pi r)^{\frac{1}{2}}} \left(\cos \left\{ \frac{\theta}{2} \right\} \left[1 - 3 \sin^2 \left\{ \frac{\theta}{2} \right\} \right] \right) \quad (3.51)$$

Ora consideriamo le tensioni che fanno propagare la cricca nei due Modi distinti:

$$\text{per sollecitazioni ortogonali: } \sigma_{\theta\theta} = \frac{\sigma_0}{\sqrt{2}} \frac{\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos^3 \frac{\phi}{2} \quad (3.52)$$

$$\text{per sollecitazioni parallele: } \sigma_{\theta\theta} = \frac{\sigma_0}{\sqrt{2}} \frac{\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \left[-3 \sin \frac{\phi}{2} \cos^2 \frac{\phi}{2} \right] \quad (3.53)$$

La tensione totale che fara' propagare la cricca nel Modo I e':

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{\sigma_0}{\sqrt{2}} \frac{\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos^2 \frac{\phi}{2} \left[\cos \frac{\phi}{2} - 3 \sin \frac{\phi}{2} \right] \quad (3.54)$$

E nel Modo II:

$$\sigma_{r\theta} = \frac{\sigma_0}{\sqrt{2}} \frac{\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \left(\sin \frac{\phi}{2} \cos^2 \frac{\phi}{2} + \cos \frac{\phi}{2} \left[1 - 3 \sin^2 \frac{\phi}{2} \right] \right) \quad (3.55)$$

Ora convertendo in fattori di intensificazione delle tensioni:

$$K_I(\phi) = \sigma_{\theta\theta} \sqrt{\pi a} \quad (3.56)$$

$$K_{II}(\phi) = \sigma_{r\theta} \sqrt{\pi a} \quad (3.57)$$

Ora bisogna trovare il valore di ϕ per cui e' massima la velocita' di rilassamento dell'energia:

$$G(\phi) = \frac{K_I^2}{E} + \frac{K_{II}^2}{E} \quad (3.58)$$

Grafichiamo gli andamenti:

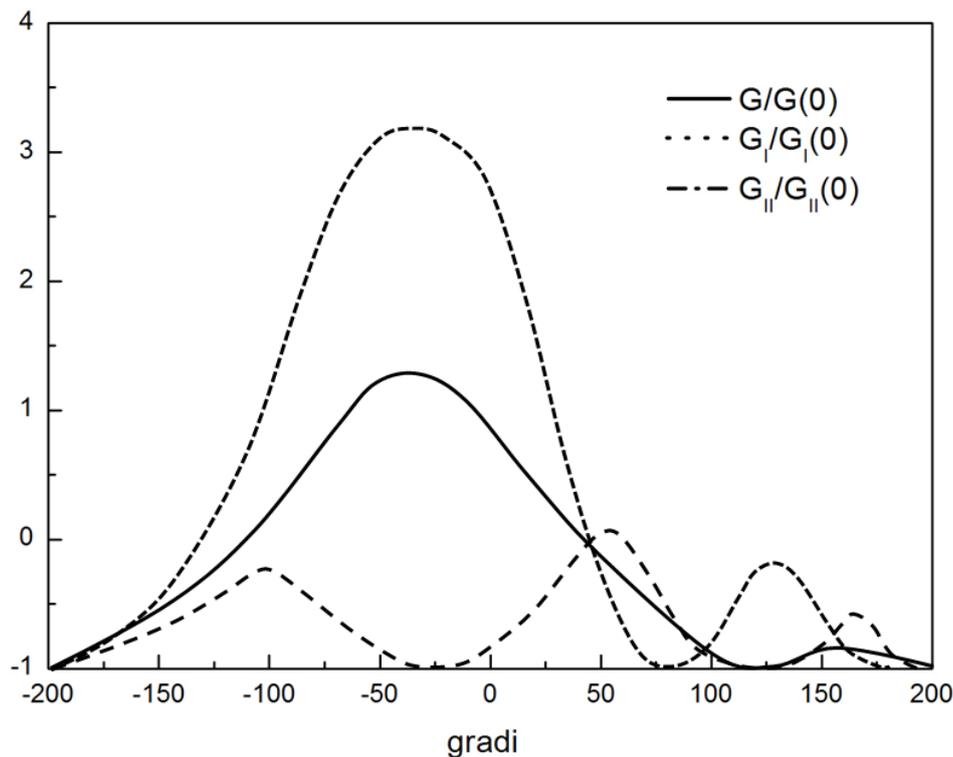


Figura 3.24: andamento delle energie di rilassamento al variare dell'angolo di inclinazione della cricca.

G_I presenta un massimo per -55 gradi.

Anche se G_{II} presenta il suo minimo la somma è massima per quest'angolo.

La propagazione è fortemente dominata dal Modo I e rallentata dalla presenza del Modo II e la cricca si propagerà per un angolo θ pari a -55 gradi rispetto alla direzione di sollecitazione.

Dimensioni della zona plastica nell'intorno di una cricca: Un piccolo volume all'apice della cricca supera il carico di snervamento e quindi si deforma plasticamente.

Questo ha due conseguenze:

-la deformazione nella zona plastica fa aumentare rapidamente il lavoro per propagare la cricca,

-l'energia elastica nominale immagazzinata nella zona plastica, non si rilassa man mano che la cricca si propaga, quindi per una zona plastica di piccole dimensioni possiamo applicare la meccanica della frattura lineare elastica.

Dobbiamo calcolare le dimensioni della zona plastica per cui è valida tale trattazione.

Considerando il limite di tale zona come quello dove la tensione eguaglia quella di snervamento si ottiene:

$$\sigma_{ys} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r_y}} \quad (3.59)$$

E quindi:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (3.60)$$

Tale espressione non tiene conto della redistribuzione delle tensioni da parte del materiale snervato all'apice della cricca.

Ora, l'effetto del flusso plastico e' di aprire la cricca maggiormente di quanto si puo' predire con una semplice trattazione elastica, questo porta la dimensione a ad essere maggiore:

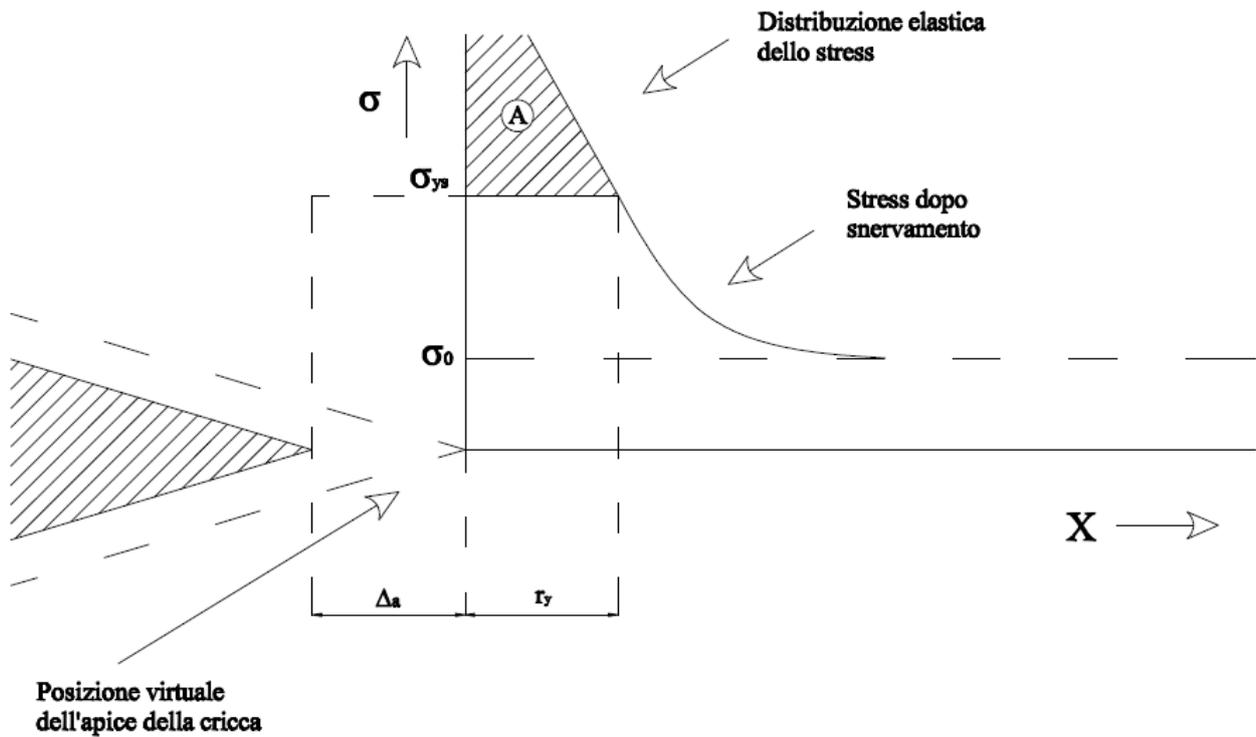


Figura 3.25: lunghezza effettiva della cricca.

L'apice di tale cricca nominale lavora come il centro per i campi di tensione e deformazione che si generano nel materiale.

Quindi modificando le relazioni che descrivono il fenomeno:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 = \frac{\sigma^2}{2\sigma_{ys}^2} (a + \Delta a) \quad (3.61)$$

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi(a + \Delta a)} \quad (3.62)$$

$$r_p = \Delta a + r_y \quad (3.63)$$

Irwin stimo' il tutto considerando che la tensione nominale media nella zona plastica su un piano perpendicolare alla direzione di sollecitazione deve eguagliare la tensione di snervamento:

$$\sigma_{ys} \Delta a = \int_0^{r_y} \frac{\sigma \sqrt{\pi(a + \Delta a)}}{\sqrt{2\pi r}} dr - \sigma_y r_y \Rightarrow \sigma_{ys} (\Delta a + r_y) = \int_0^{r_y} \frac{\sigma \sqrt{\pi(a + \Delta a)}}{\sqrt{2\pi r}} dr \quad (3.64)$$

$$\sigma_{ys} (\Delta a + r_y) = \frac{2\sigma \sqrt{\pi(a + \Delta a)}}{\sqrt{2}} \sqrt{r_y} \quad (3.65)$$

ma:

$$\sigma_{ys} \sqrt{r_y} = \sigma \sqrt{(a + \Delta a)} \quad (3.66)$$

$$\sigma_{ys} (\Delta a + r_y) = \frac{2\sigma_{ys} \sqrt{2r_y}}{\sqrt{2}} \sqrt{r_y} \Rightarrow \Delta a = r_y \quad (3.67) \quad \text{e} \quad \Delta a = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (3.68)$$

Quindi:

$$r_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (3.69)$$

Convenzionalmente si considera che la meccanica della frattura lineare elastica viene considerata valida finche':

$$r_p < \frac{a}{50} \quad (3.70)$$

Forma reale della zona plastica: La forma della zona plastica dipende fortemente dal criterio di snervamento utilizzato.

Utilizzando von-Mises:

$$\sigma_{ys} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2} \quad (3.71)$$

Per il modo I in coordinate polari:

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] \quad (3.72)$$

$$\sigma_2 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] \quad (3.73)$$

e:

per un caso di sollecitazione piana: $\sigma_3 = 0$

$$\text{per un caso di deformazione piana: } \sigma_3 = \frac{2\nu K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (3.74)$$

Risolvendo rispetto a r_p :

$$\text{per un caso di sollecitazione piana: } r_p(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \left[1 + \cos\theta + \frac{3}{2} \sin^2\theta \right] \quad (3.75)$$

$$\text{per un caso di deformazione piana: } r_p(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \left[(1 - 2\nu)^2 (1 + \cos\theta) + \frac{3}{2} \sin^2\theta \right] \quad (3.76)$$

La zona plastica appare come in figura 3.26, molto stretta nella zona centrale:

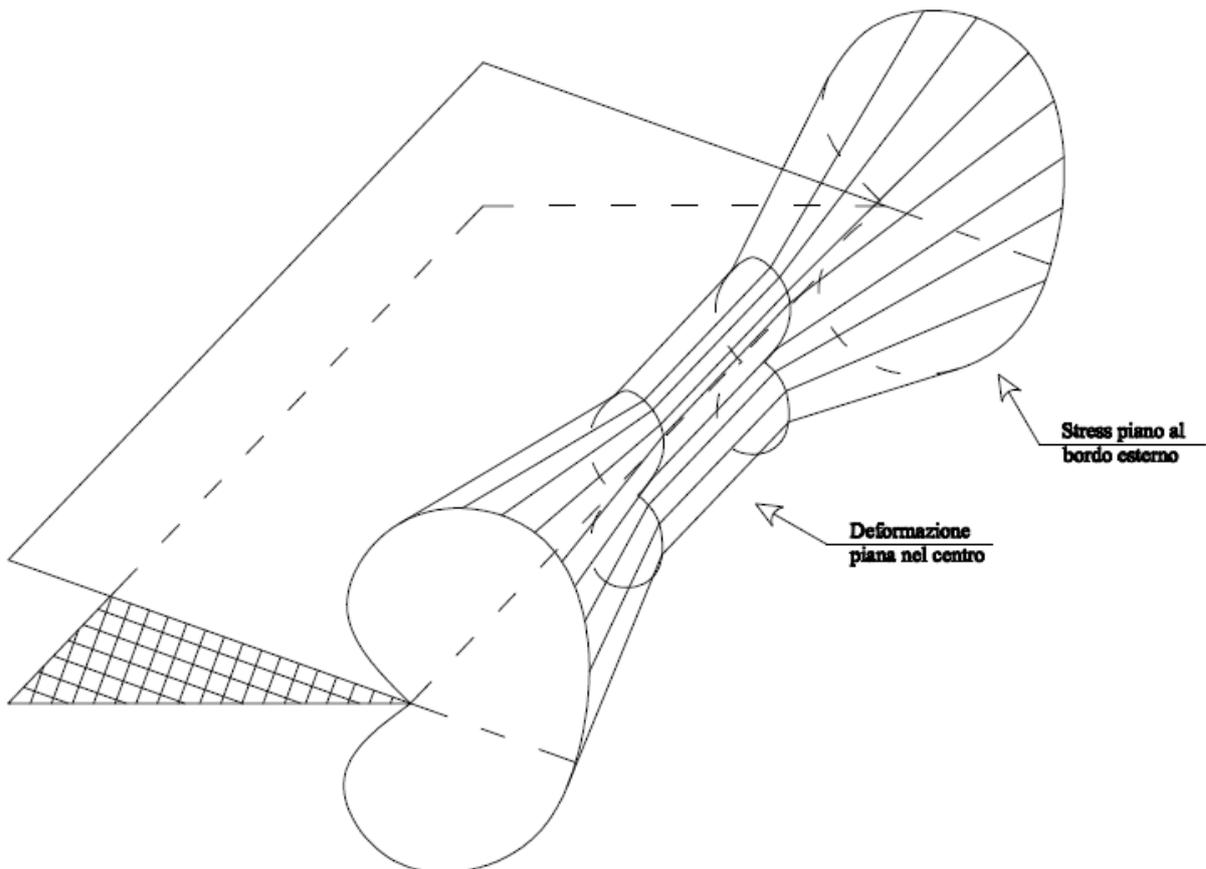


Figura 3.26: visualizzazione tridimensionale della zona plastica generata da una cricca piana.

Se la osserviamo in due dimensioni per i tre differenti Modi:

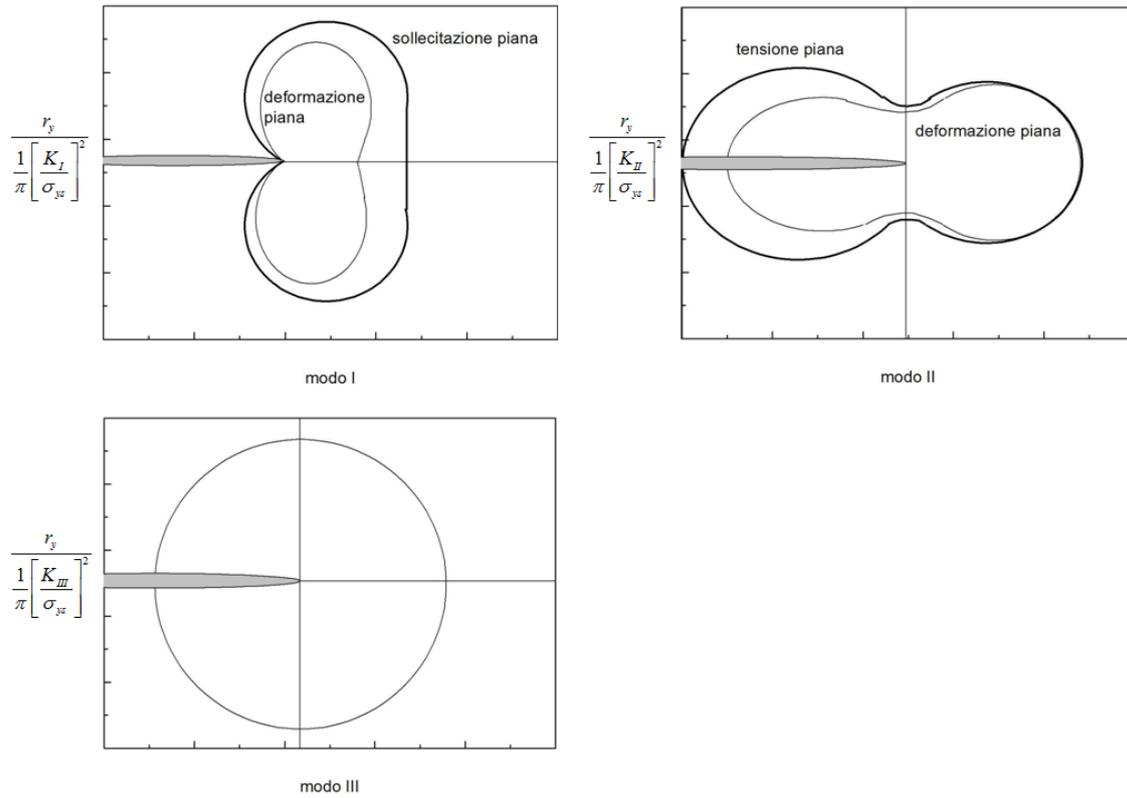


Figura 3.27: sezione trasversale della zona plastica nei modi I, II e III.

Andando a considerare il K_{IC} , questo e' una funzione dello spessore del provino utilizzato, in particolare man mano che lo spessore si riduce questo aumenta da un comportamento proprio della deformazione piana ad uno proprio della sollecitazione piana:

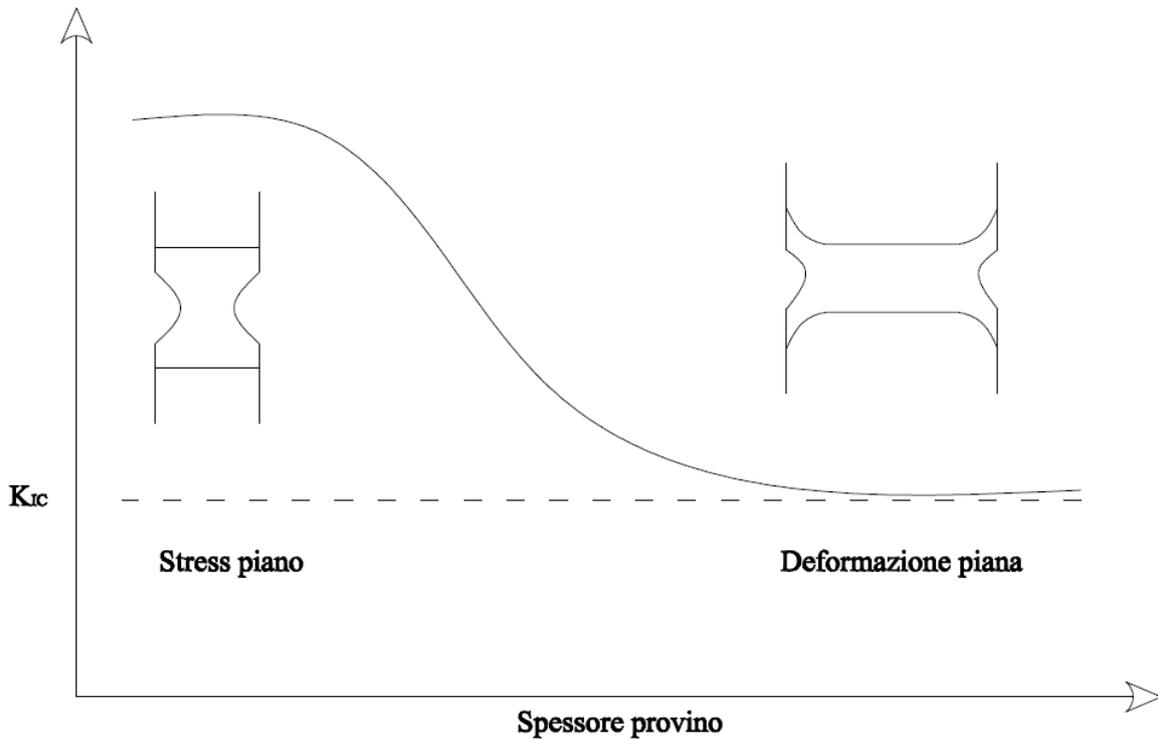


Figura 3.28: variazione del K_{IC} con lo spessore del provino.

Capitolo IV

LA FATICA

Alcune valutazioni attribuiscono alla fatica circa l' 80% delle rotture che si verificano negli'organi di macchina, si comprende quindi l'importanza di studiare questo fenomeno e soprattutto di prevenirne le conseguenze. I primi test riportati sulla fatica sembrano essere quelli di Albert [1838], eseguiti in Germania sulle catene saldate utilizzate per gli argani delle miniere. Gli Inglesi furono inizialmente molto attivi, ai tempi dello sviluppo di ferrovie e ponti, venendo rappresentati da notissime personalità quali Rankine, Hodgkinson e Farbairn. Wöhler ha giustamente ottenuto un vasto credito per il concetto della *curva S-N* e del *limite di fatica*, col quale si intende quello sforzo ciclico unitario che può essere applicato ad un dato materiale per un numero indefinitamente alto di cicli senza produrre rottura. Forse Wöhler è stato lento nelle sue pubblicazioni. Anche se, come gli altri primi addetti ai lavori, fu un creatore ingegnoso di macchinari che servivano a sottoporre a sforzo i suoi campioni, egli fu costretto a far funzionare tali macchinari a basse velocità, e pare che la velocità massima che gli fu possibile raggiungere nella sua curvatrice rotante fosse di 72 rpm. In tal modo gli occorsero molti anni per accumulare misurazioni a lunga durata (ad esempio, un test di 10^8 cicli avrebbe richiesto circa tre anni). E' interessante che Moore e Kommers, i quali scrissero uno dei primi libri sulla fatica, lo dedicassero «... ai tanti eminenti investigatori Britannici che sono stati i più grandi nel far progredire la nostra conoscenza del fenomeno della fatica dei metalli,...» ma, con imparzialità americana, mostrassero nel frontespizio un ritratto di Wöhler. In decenni più recenti sembra che, adesso come allora, la nazionalità di coloro i quali si sono interessati alla fatica abbia seguito il centro di gravità dell'economia globale, proprio come ci si aspetterebbe da un fenomeno tanto cruciale associato ai sistemi meccanici.

Gli organi di macchina molto spesso si danneggiano se, durante la loro vita, vengono sottoposti a sollecitazioni variabili nel tempo e di carattere ripetitivo, senza che peraltro la tensione abbia mai raggiunto i livelli di sicurezza calcolati in base ai vari criteri di resistenza di tipo statico. Questo fenomeno viene definito "fatica", e rappresenta una delle principali cause di avarie e rotture di componenti meccanici.

Sebbene sia stato da tempo riconosciuto che il ciclo vitale della fatica era dominato dalla formazione e dalla propagazione delle cricche, non vi sono state misurazioni della cinetica della propagazione delle cricche fino ai primi anni '60. In quel periodo Paris ed i suoi collaboratori suggerirono che il tasso di crescita della cricca di fatica dovrebbe essere caratterizzato in termini di *meccanica della frattura lineare elastica* e basato sul *fattore di intensità dello sforzo*. Questo approccio aggirava il difficile problema della definizione del comportamento elastico-plastico all'apice della cricca e permetteva la correlazione delle misurazioni ottenute in diversi campioni e sistemi di carico. Esso produsse un moltiplicarsi degli sforzi volti alla misurazione della crescita della cricca in un'ampia varietà di metalli e leghe che ha poi dominato la ricerca sulla fatica negli ultimi 25 anni, e ne ha definito ulteriori proprietà quali la *soglia di intensità dello sforzo* per la propagazione della cricca di fatica, e l'esponente della cosiddetta *curva di Paris*, un tracciato del tasso di crescita della cricca contrapposto all'intensità dello sforzo.

L'enfasi posta sulla propagazione della cricca di fatica ha altresì prodotto un altro approccio alla prevenzione dei danni per fatica, basato sulla tolleranza, da parte della struttura, di una cricca o di un difetto esistenti. Questo approccio è legato alla filosofia di design "*fail-safe*" (progettazione sicura rispetto al danno), il che significa che nessun singolo elemento della struttura è "essenziale" per la sua sopravvivenza, e che vi è in essa sufficiente ridondanza affinché il guasto di una parte possa essere sopportato dalle altre finché il guasto parziale non venga rilevato durante l'ispezione. L'approccio alla propagazione della cricca, che è economicamente applicabile a strutture costose ed essenziali per la sicurezza quali i velivoli, richiede metodi dispendiosi di sperimentazione non

distruittiva che devono essere applicati al fine di rilevare le cricche di fatica, spesso quando esse sono ancora piuttosto piccole, ad esempio a 0,15 mm di profondità per i componenti del motore o a 0,80 mm per le cellule. L'alto costo delle ispezioni genera poi nuovi sforzi per migliorare la prevedibilità sia della propagazione delle cricche di fatica, sia della forza residua di una struttura incrinata. Le vecchie metodologie della fatica basate sullo sforzo e sulla deformazione e la meccanica delle fratture sono attualmente entrambe richieste nella prevenzione dei danni per fatica, le prime per prevedere la durabilità di una struttura o di un componente, la seconda per controllare la sua sicurezza.

E' possibile ottenere previsioni affidabili dei cedimenti a fatica solo attraverso una profonda comprensione dei meccanismi fisici coinvolti. Per i materiali commerciali, con le loro complicate microstrutture, siamo ancora lontani da una teoria quantitativa che leghi i processi elementari al ciclo vitale osservabile durante il carico di fatica, sebbene esistano molti dati sperimentali sulla cinetica della propagazione delle cricche secondo cui si possono ricavare ragionevoli stime di vita residua laddove sia nota la geometria del difetto preesistente. La comprensione dei meccanismi di incrinatura, che ha le sue radici nei primi lavori di Gough e dei suoi collaboratori, i quali iniziarono a lavorare sui monocristalli, ha beneficiato del moderno approccio che utilizza i monocristalli insieme a strumenti come il microscopio elettronico a trasmissione ed il microscopio a scansione per indagare nei meccanismi e nei comportamenti di dislocazione.

Per lo studio delle problematiche di fatica si possono seguire due differenti approcci:

-L'approccio classico è quello che mette in relazione la durata di un componente o di un materiale in forma di provino standardizzato, intesa come numero di cicli sopportabili prima di giungere alla rottura, con lo stato di sollecitazione agente.

-L'approccio locale analizza lo stato di un difetto e le condizioni al contorno che ne determinano un accrescimento sino a raggiungere dimensioni critiche, mettendole in relazione con lo stato di sollecitazione e le caratteristiche di resistenza a frattura del materiale.

Anche se in esercizio la tensione applicata ad un determinato componente può variare in maniera anche molto complessa con il tempo, il fenomeno della fatica viene normalmente studiato sottoponendo dei campioni a sollecitazioni variabili nel tempo in maniera ciclica.

Un generico ciclo di solito è caratterizzato da una variazione sinusoidale della sollecitazione applicata; lo stato tensionale cui il materiale viene sottoposto, quindi, può essere descritto da una serie di grandezze, quali la tensione massima (σ_{\max}), la tensione minima (σ_{\min}), la tensione media (σ_m), dall'ampiezza della sollecitazione ($\Delta\sigma$) e dal rapporto di carico. Il numero di cicli che porta alla rottura del campione viene indicato con N_f .

$$\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2$$

$$\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / 2$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$$

$$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$$

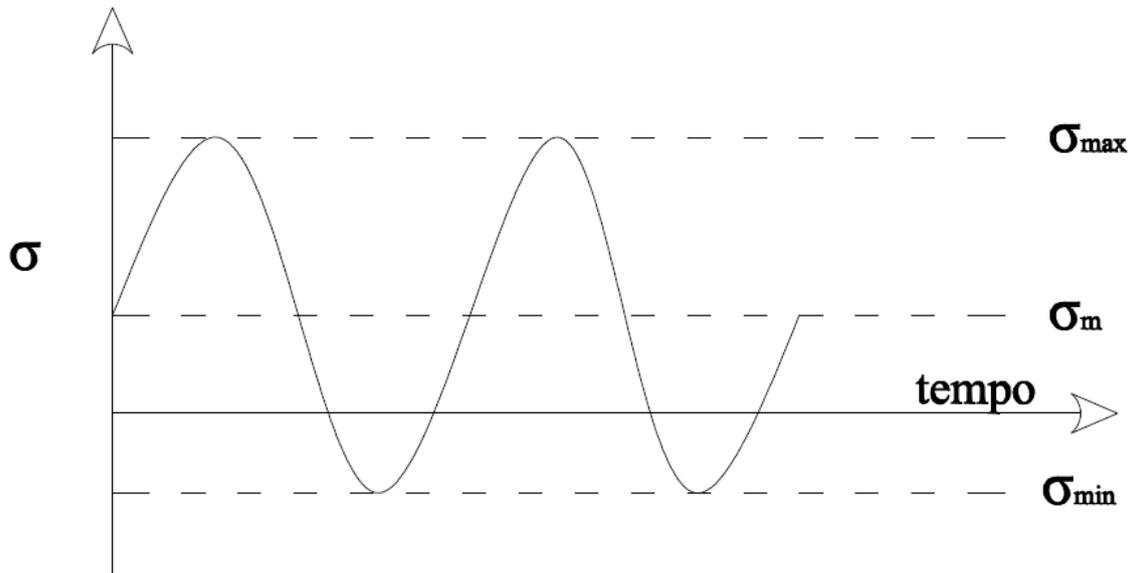


Figura 4.1: schematizzazione delle grandezze fondamentali della fatica dei materiali.

Se si vuole rappresentare, per un dato ciclo di fatica, la variazione della tensione in funzione della deformazione del campione, si ottiene un grafico come quello riportato in Figura 4.2.

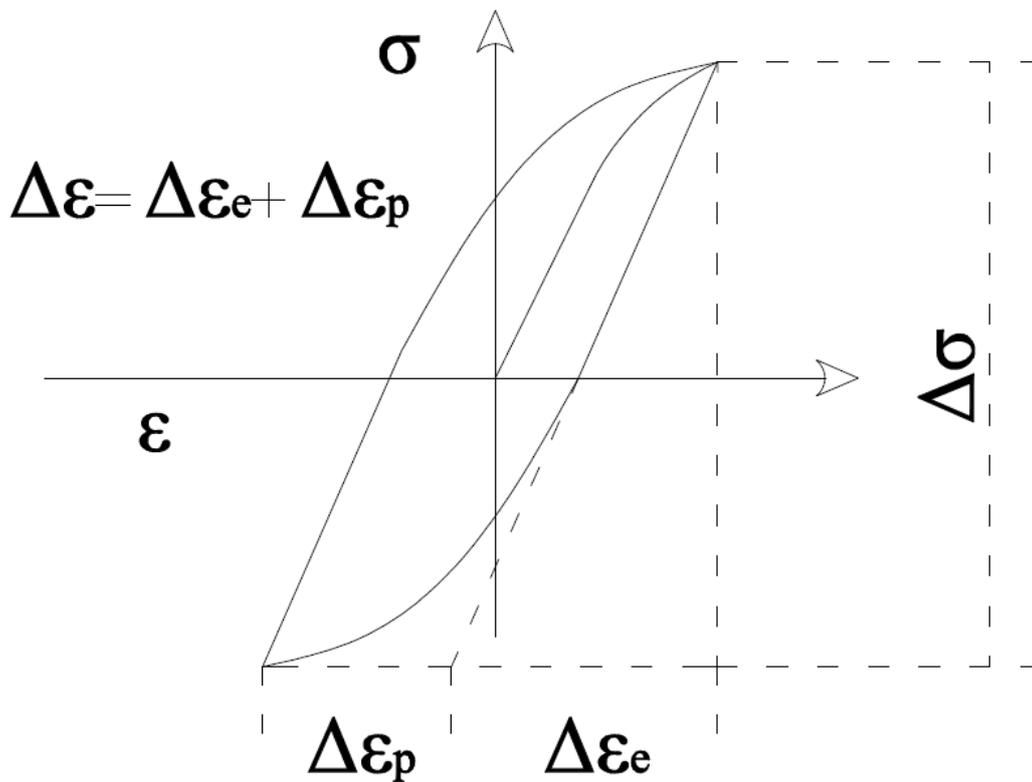


Figura 4.2: variazione della sollecitazione in funzione della deformazione imposta durante una prova ciclica.

la sollecitazione media è nulla, ma la sollecitazione massima è superiore allo snervamento, in quanto si ha una deformazione plastica permanente (fatica oligociclica).

La fatica è legata al verificarsi di scorrimenti a livello localizzato e microscopico. Ne deriva che anche la risposta a fatica di un materiale è legata a quelle che sono le caratteristiche meccaniche del materiale, così come vengono definite dalla prova di trazione convenzionale. In questo contesto risulta particolarmente utile fare riferimento non tanto alle grandezze ingegneristiche (σ ed ε) ma alle grandezze reali $\sigma'=\sigma(1+\varepsilon)$ e $\varepsilon'=\ln(1+\varepsilon)$.

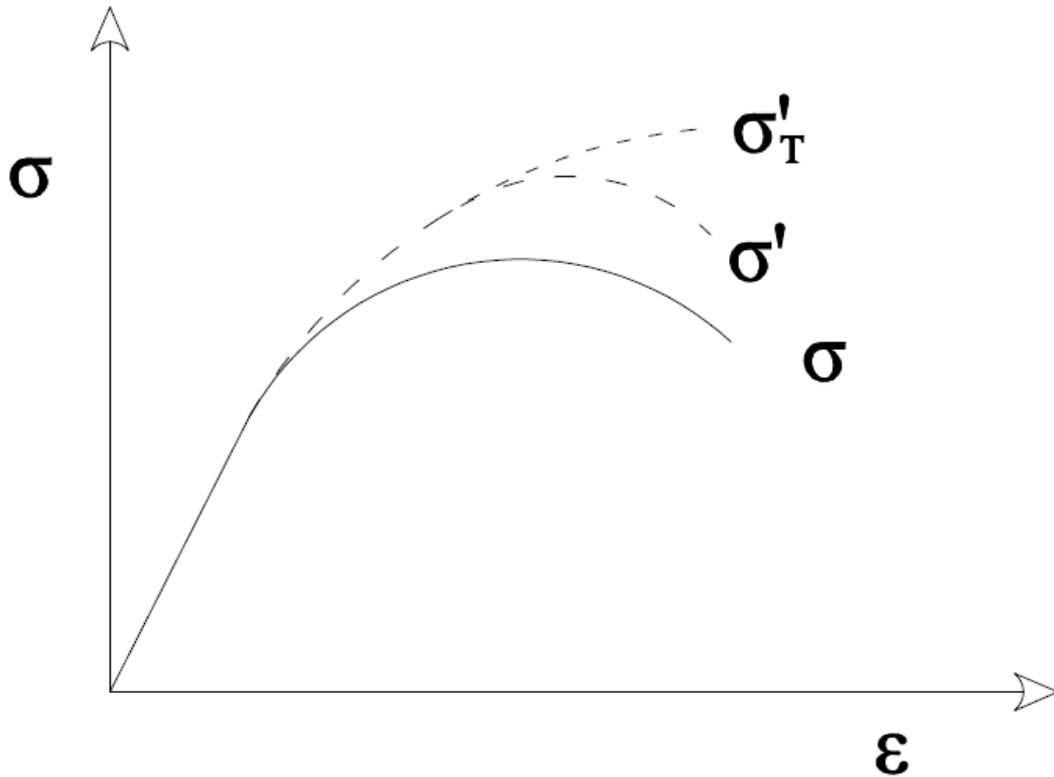


Figura 4.3: grandezze ingegneristiche e grandezze reali.

Quando si utilizzano le precedenti relazioni, dalla curva ingegneristica (curva σ) si ottiene la curva σ'

La decrescita della tensione reale dopo il picco della curva, come si è già visto, è legata al fatto che la sezione del campione non rimane costante lungo il tratto utile, cioè dal fatto che la deformazione non è più omogenea, ma localizzata nella strizione.

Più corretto appare, quindi, definire la tensione vera come:

$$\sigma'_t = \frac{P}{S_{\min}} \quad (4.1)$$

dove S_{\min} è la minima area della sezione trasversale del campione. La relazione precedente fornisce una stima della tensione che è equivalente a $\sigma'=\sigma(1+\varepsilon)$ finché la deformazione del campione è omogenea, pur rimanendo crescente la curva ottenuta anche dopo l'inizio della strizione (curva σ'_t). Altri parametri di una certa rilevanza, per l'influenza che hanno nella risposta a fatica, sono l'allungamento A e la strizione Z , definiti come:

$$A = \frac{l_f - l_0}{l_0} \quad (4.2)$$

$$Z = \frac{S_0 - S_f}{S_0} \quad (4.3)$$

dove l_0 ed S_0 sono l'area e la lunghezza del tratto utile all'inizio della prova, ed l_f e S_f sono le corrispondenti grandezze a rottura.

Micromeccanismi di fatica: Le rotture per fatica hanno origine da deformazioni plastiche ripetute come la rottura di un filo di ferro che viene ripetutamente piegato. Se il filo si rompe dopo pochi cicli, la rottura per fatica avviene tipicamente dopo migliaia o perfino milioni di ripetizioni di piccole plasticizzazioni a livello microscopico. Siccome le deformazioni plastiche localizzate possono innescare rotture per fatica occorre focalizzare l'attenzione su tutte quelle zone potenzialmente pericolose come fori, filettature, spigoli vivi, punti di corrosione etc.

Sfruttando il fenomeno dello snervamento il materiale può aumentare la resistenza alla fatica se la deformazione plastica locale è sufficientemente piccola, in presenza invece di livelli di deformazione plastica locale più elevata i successivi cicli di carico causeranno una perdita locale di duttilità, finché la deformazione ciclica imposta al materiale non potrà essere sostenuta senza rottura.

La rottura per fatica si evolve secondo 3 stadi:

- Innesco
- Propagazione
- Rottura finale

La fase di innesco occupa una porzione più o meno piccola della vita a fatica del materiale, generalmente essa ha luogo sulla superficie del pezzo dove sono presenti difetti nella geometria (fori, filettatura, etc.) o nel materiale (inclusioni). Quando sulla superficie di un componente non sono presenti difetti, le sollecitazioni cicliche muovendo le dislocazioni all'interno producono delle *bande di scorrimento* che fuoriescono dal pezzo creando dei *microintagli*, a testimonianza di ciò si è notato che lappando periodicamente il pezzo la vita a fatica aumenta sensibilmente.

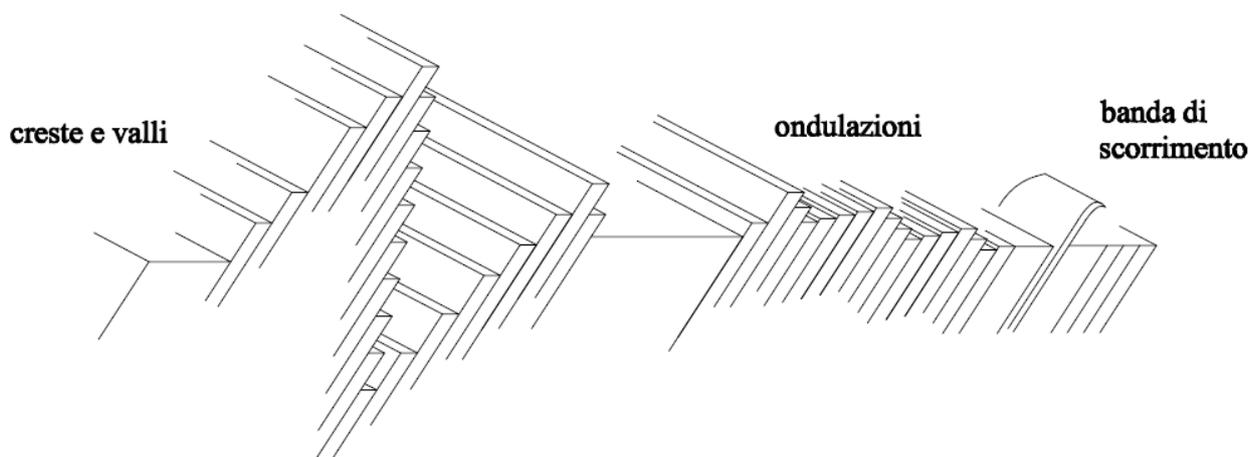


Figura 4.4: bande di scorrimento

La seconda fase (propagazione) è governata dalla tensione normale presente nelle vicinanze dell'apice della cricca. Durante la fase di trazione si assiste ad un apertura della cricca e ad un allungamento della medesima, durante la fase di compressione invece la cricca si chiude ma non si recupera l'allungamento che si era formato precedentemente; ripetendo ciclicamente questo processo si assiste alla propagazione della fessura.

La superficie, durante la fase di propagazione, è caratterizzata da ripetute striatura dette *linee di spiaggia* (o *beach mark*) che testimoniano il progressivo propagarsi della cricca.

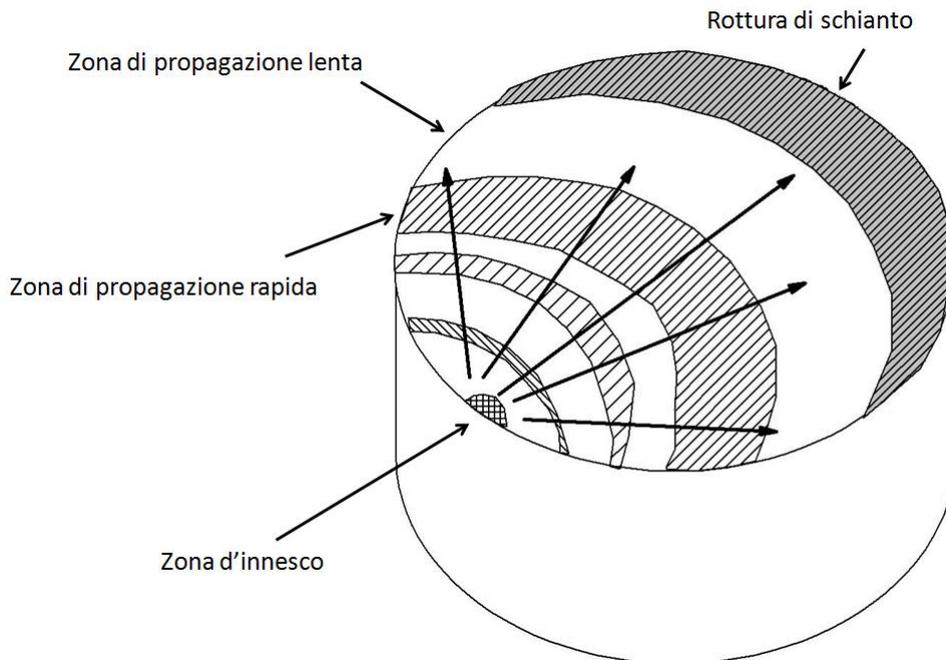


Figura 4.5: superficie di rottura



Figura 4.6: tipiche striature di fatica osservabili sulle superfici di frattura.

La rottura finale avviene perché la sezione resistente è troppo piccola per sopportare il livello di carico imposto, in realtà questo meccanismo avviene di rado, infatti la rottura è prevalentemente fragile e si verifica in accordo con i criteri imposti dalla meccanica della frattura ovvero perché all'apice della cricca il KI supera il KIC.

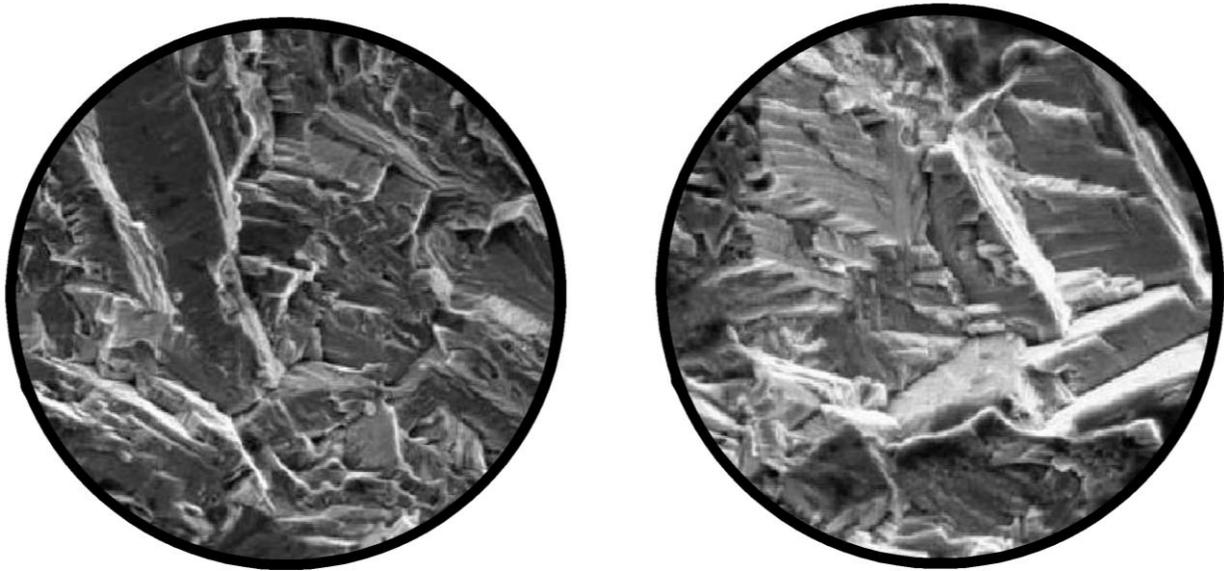


Figura 4.7: tipiche superfici di frattura di materiali fragili sollecitati a fatica.

Quando in un materiale si supera il limite di snervamento si ha una deformazione plastica, legata agli scorrimenti dei piani a massima densità atomica gli uni sugli altri. Tale meccanismo è reso più facile dalla presenza di dislocazioni, che riducono la tensione necessaria ad avere scorrimenti di tipo plastico. Per la loro stessa natura gli scorrimenti sono resi possibili dall'applicazione di sforzi di taglio; questo spiega perché la deformazione avvenga normalmente su piani orientati a 45° rispetto all'asse della sollecitazione di trazione: infatti, su questa direzione si sviluppano i massimi sforzi di taglio in cui possono essere scomposte le forze esterne di trazione o compressione.

Se il limite di snervamento non viene superato, d'altra parte, pur non avendo deformazioni plastiche macroscopiche di una certa rilevanza, si possono comunque avere deformazioni localizzate, dovute a scorrimenti di piani cristallini e aventi quindi un carattere microscopico ma non recuperabile. Questi sono dei veri e propri scorrimenti localizzati di pochi piani cristallografici, e, a parte la scala, sono del tutto equivalenti a quelli che si hanno, estesi sulla totalità del campione, al di sopra dello snervamento.

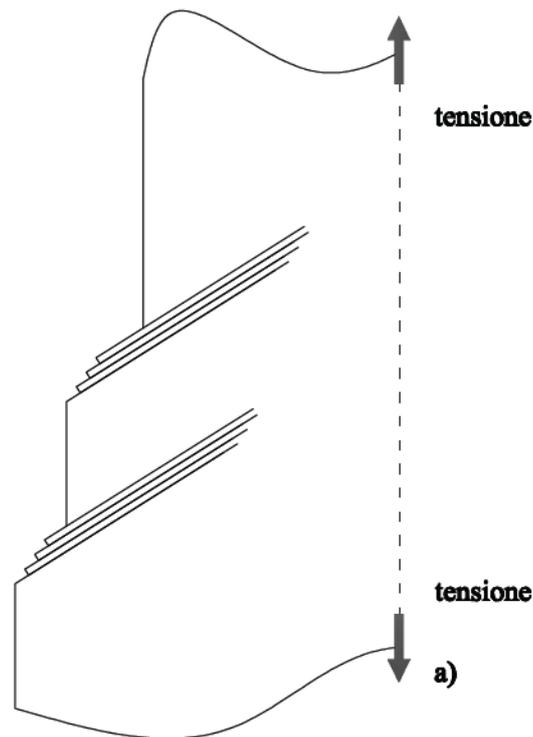


Figura 4.8: tipiche estrusioni formatesi durante il semi-ciclo di trazione.

Se la direzione della sollecitazione viene invertita, si avranno altri scorrimenti su altri piani cristallografici paralleli ai primi, in modo da avere un'accumulazione del danneggiamento sulla superficie del campione. L'alternarsi di questo ciclo di stati tensionali di trazione e compressione non corrisponderà, quindi, a deformazioni macroscopiche di tipo plastico, ma piuttosto ad un progressivo accumulo di scorrimenti sugli stessi piani, a formare delle irregolarità sulla superficie definite "estrusioni" ed "intrusioni".

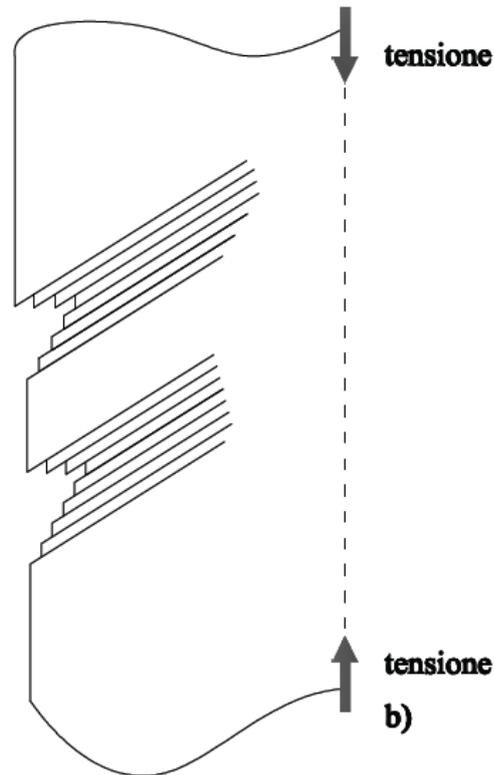


Figura 4.9: tipiche intrusioni formatesi durante il semi-ciclo di compressione.

l'intrusione non è che un difetto che con l'accumularsi della deformazione può svilupparsi a formare una vera e propria cricca; alcune delle cricche si propagano nel campione, prima seguendo un percorso a 45° rispetto all'asse della tensione esterna (stadio 1 di propagazione), e poi un percorso a 90° con tale asse (stadio 2)

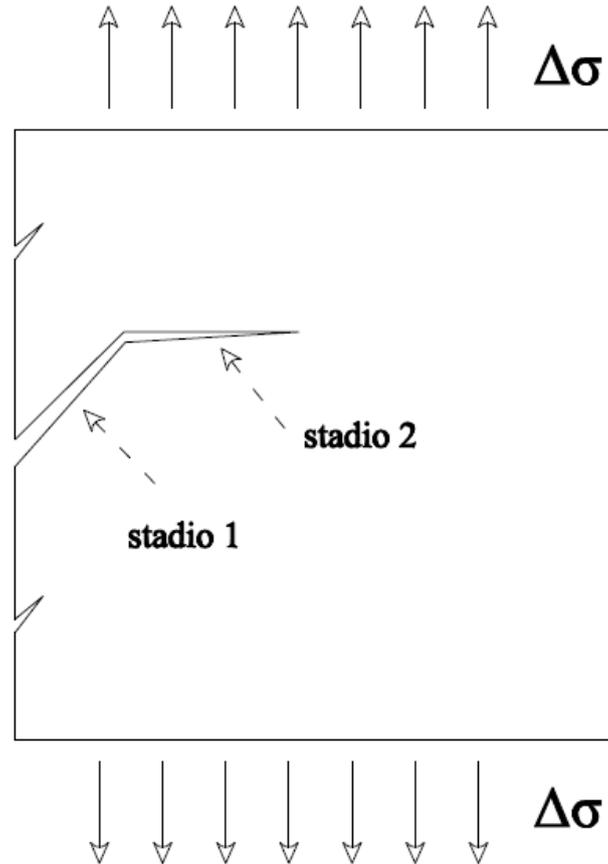


Figura 4.10: tipici percorsi di propagazione delle cricche di fatica.

In un metallo puro, l'applicazione di sollecitazione di trazione causa un'apertura della cricca (fase 2), che raggiunge un'apertura che possiamo indicare come δ (il fenomeno è legato alla formazione di nuove superfici libere all'apice della cricca). Il successivo ciclo di compressione chiude ancora una volta la cricca, che avanza di una quantità prossima a δ . la zona tratteggiata all'apice della cricca è quella in cui la sollecitazione, a causa dell'intensificazione di sforzo introdotta dalla cricca, che si comporta come un intaglio, è molto più alta del valore nominale.

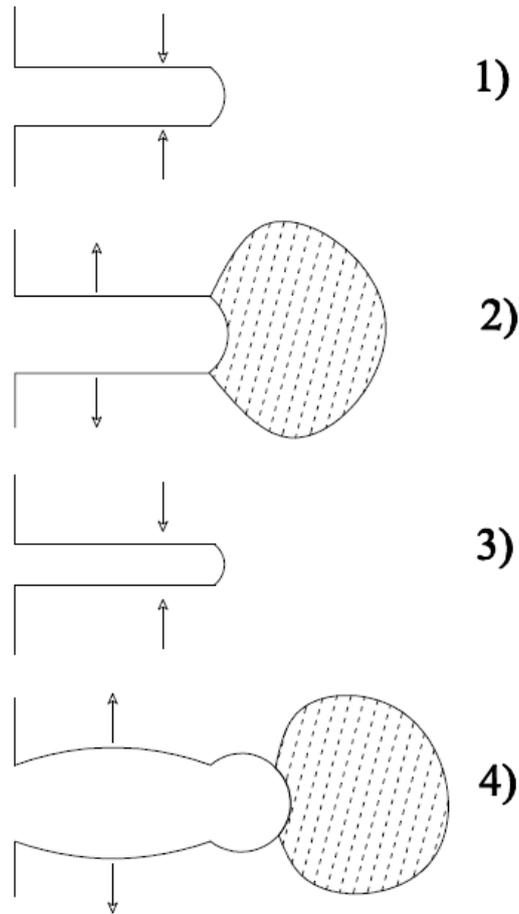


Figura 4.11: schematizzazione dell'effetto di plasticizzazione all'apice delle cricche.

In materiali in cui siano presenti delle inclusioni il processo di avanzamento viene notevolmente accelerato; infatti, all'interfaccia delle inclusioni presenti nella zona fortemente sollecitata all'apice della cricca, nella fase di trazione si ha la decoesione con la matrice, e quindi la formazione di microvuoti che coalescono fra di loro e con la cricca stessa.

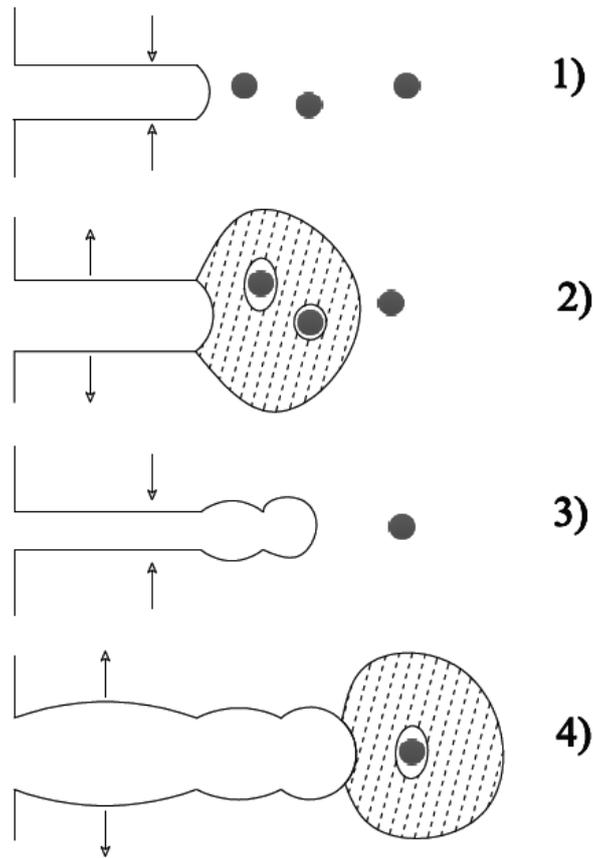


Figura 4.12: effetto delle inclusioni sulla zona elasticizzata.

Questo tipo di propagazione è tipico della fatica oligociclica, cioè della fatica che è originata da cicli di sollecitazioni il cui valore massimo o minimo sia superiore o molto prossimo allo snervamento. Nel caso della fatica classica (ad alto numero di cicli) la sollecitazione massima (o minima) è sempre molto inferiore allo snervamento; in questo caso la cricca di solito si innesca in presenza di intagli, brusche variazioni di sezione, o comunque nei punti in cui si ha un effetto di intensificazione di sforzo.

La cricca si origina in uno di questi punti e si propaga, dapprima lentamente, e poi molto più velocemente fino a portare alla rottura.

Sperimentazione a fatica: Al fine di ottenere risultati ripetibili nei test di tensione, specialmente dall'allungamento relativo alla frattura monotona, il test di tensione è standardizzato rispetto alla forma del campione. Il comportamento e le proprietà della fatica sono così complessi che nessuno standard di sperimentazione generalmente accettabile si applica alla fatica, tranne quello in cui i campioni per la meccanica delle fratture sono frequentemente usati per misurare la propagazione delle fratture a fatica. I test a fatica sono stati condotti in molti modi diversi, e minori differenze nella sperimentazione possono produrre significative differenze di comportamento. La dispersione dei risultati è perciò endemica negli studi sulla fatica, tanto per ragioni di sperimentazione quanto per ragioni di variabilità tra i campioni. I metodi di sperimentazione più popolari sono descritti qui di seguito:

Test di sforzo ad ampiezza costante: Nei materiali commerciali, dove sia lo sforzo di snervamento sia l'estrema resistenza alla trazione sono elevati, la fatica può presentarsi a lungo termine a sforzi che sono relativamente bassi. Conseguentemente, sia la deformazione elastica che quella plastica sono relativamente piccole. Tali materiali possono essere sottoposti a piena ampiezza di sforzo nel

primo ciclo, ed il test può essere condotto ad un'ampiezza di sforzo costante finché il campione cede. Per definire il cedimento si considera la frattura completa del campione.

Se il materiale è ricotto, l'ampiezza della deformazione prodotta da un valore tipico dell'ampiezza dello sforzo sarà più grande nel primo ciclo, ma tale deformazione incrudirà ciclicamente il campione, la deformazione diminuirà continuamente durante il periodo iniziale delle operazioni cicliche ed infine raggiungerà un valore di saturazione dopo circa 100 o 1000 cicli a seconda del materiale o dell'ampiezza dello sforzo. È stata usata un'ampia varietà di forme d'onda e di frequenze per la sperimentazione a fatica, ma quelle preferite per la ricerca sono di solito semplici, come le forme sinusoidali o a dente di sega.

Nei lavori condotti su macchinari più vecchi, i quali spesso operavano su un principio di risonanza, il campione potrebbe subire una serie complessa di cicli progressivi prima che sia raggiunta la desiderata ampiezza di sforzo "costante". Tali macchinari continuano ad essere ampiamente usati. Tuttavia, sin dalla metà degli anni '60, sono stati impiegati sistemi elettroidraulici a ciclo chiuso. Il campione è sottoposto a sforzo per mezzo di un cilindro idraulico in cui il fluido ad alta pressione è controllato da una servovalvola attivata da un ingresso elettrico, spesso guidato da un computer. Questa modalità di sperimentazione offre un controllo molto flessibile e sofisticato, così che un test ad ampiezza costante può essere correttamente condotto sin dall'avvio delle operazioni cicliche. La capacità di ottenere una vasta gamma di carichi, da quelli più grandi a quelli di pochi Newton mediante la selezione di una misura appropriata del cilindro idraulico, fa sì che i metodi di test elettroidraulici possano essere applicati ad un'ampia varietà di misure e configurazioni dei campioni, dalle macrostrutture ai minicampioni.

Aumento dell'ampiezza di sforzo nei test: Nei metalli commerciali dolci e nelle leghe, o nei materiali modello usati nella ricerca, come i monocristalli, lo sforzo necessario a provocare a lungo termine la frattura a fatica potrebbe essere abbastanza elevato da deformare il materiale ad un livello inaccettabilmente alto se applicato alla massima intensità nel primo ciclo. Ad esempio, il materiale potrebbe essere deformato in modo distruttivo. Al fine di evitare questa cospicua deformazione iniziale, l'ampiezza di sforzo deve essere innalzata gradualmente, diciamo dai 30 ai 100 cicli, fino all'ampiezza di sforzo finale desiderata, che può poi essere mantenuta costante per il resto dell'esperimento. Queste ampiezze di deformazione iniziali relativamente alte potrebbero influire sul comportamento del campione alla fatica.

Al fine di evitare questo effetto storico sul comportamento del ciclo vitale, o per altre ragioni, uno sperimentatore potrebbe scegliere di aumentare lo sforzo alternato per un intervallo molto più lungo, diciamo 20.000 cicli, fino all'ampiezza di sforzo finale desiderata, ad un tasso costante e controllato di incremento dello sforzo.

La curva di Wohler: I dati che si prelevano dalle prove di fatica vengono riportati sotto forma di "curve S-N" o "curve di Wohler". Le curve S-N riportano in ascissa lo stato di tensione a cui è soggetto il provino durante la prova e in ordinata il numero di cicli a rottura, generalmente queste curve vengono fornite in coordinate semi-logaritmiche anche se non è raro trovare in coordinate bilogaritmiche, soprattutto quest'ultimo modo di rappresentarle mette maggiormente in evidenza una caratteristica fondamentale delle curve, "il ginocchio" corrispondente a una successiva costanza della tensione all'aumentare del numero di cicli di sollecitazione.

Per la maggior parte degli acciai e per alcune leghe non ferrose, come le leghe di titanio, intorno ad un milione di cicli si nota nelle curve S-N una variazione di pendenza detta appunto *ginocchio* e un conseguente andamento asintotico che porta all'introduzione di un concetto fondamentale del fenomeno della fatica, ovvero il *limite di fatica*. Numerose prove hanno permesso di stabilire che i materiali ferrosi mostrano un limite di fatica, definito come il livello più alto di tensione alternata che può essere sopportato indefinitamente senza rottura. Il simbolo usualmente usato per indicare il limite di fatica è S_n anche se non è raro trovare diciture diverse.

I risultati delle molte prove di fatica condotte negli ultimi anni ha permesso di individuare alcuni relazioni generali. Se prendiamo in esame l'acciaio si è notato che conoscendo la resistenza a rottura a trazione è possibile ottenere rapidamente con discreta approssimazione l'andamento della curva S-N e della resistenza a fatica a un milioni di cicli che per l'acciaio vale approssimativamente 0,5 volte la tensione di rottura a trazione, ma non solo con una prova non distruttiva può essere stimata la resistenza a rottura che, sempre per l'acciaio, vale approssimativamente 500 volte la durezza Brinell. Quest'ultima relazione può ritenersi valida per valori non superiori a 400 HB, al disopra di tale limite non è detto che l'aumento di durezza comporti un aumento del limite di fatica.

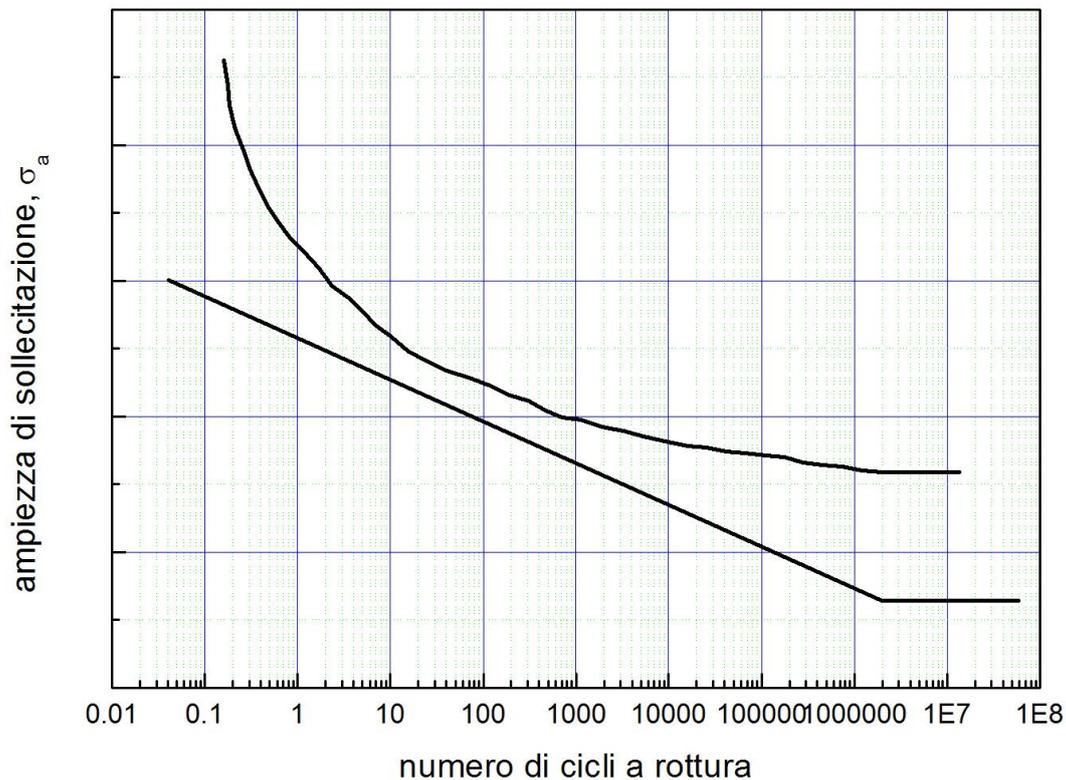


Figura 4.13: tipiche curve di Woheler per materiali metallici.

Tale curva deve il suo nome al ricercatore che per primo ha evidenziato tre concetti che, pur con le dovute eccezioni, possono essere ritenuti ancora validi:

1°: Se le sollecitazioni si ripetono con sufficiente frequenza, il ferro e gli acciai possono rompersi anche sottotensioni inferiori al limite di snervamento;

2°: Se il livello delle sollecitazioni cicliche è inferiore ad un certo limite, indicato come limite di fatica (σ_D) la rottura non può avvenire; questo principio non è valido per molte leghe non ferrose, per le quali non si ha un limite di fatica ben definito (alluminio);

3°: Al di sopra del limite di fatica, si ottengono vite a fatica tanto più elevate quanto più è bassa la sollecitazione ciclica applicata.

Finora abbiamo trattato la fatica e abbiamo portato esempi solo per l'acciaio, ovviamente esistono altri materiali metallici che hanno grande importanza strutturale e che spesso vengono utilizzati in applicazioni dove la resistenza a fatica risulta un fattore importante. La ghisa, ad esempio, ha un comportamento simili all'acciaio, tranne per il fatto che il limite di fatica corrisponde approssimativamente a 0,4-0,5 volte la tensione di rottura a trazione. Le leghe di alluminio che hanno una fondamentale importanza strutturale soprattutto in campo aeronautico e aerospaziale, come molte leghe non ferrose, hanno una caratteristica fondamentale ovvero l'assenza di un

ginocchio ben definito nelle curve S-N e di conseguenza la mancanza di un asintoto e di un vero e proprio limite di fatica. Come si nota nella figura seguente la resistenza a fatica continua a decrescere all'aumentare del numero di cicli, per questo *quando si parla di leghe come l'alluminio e di altre leghe che non presentano un limite di fatica è importante specificare il numero di cicli a cui è riferito il limite di fatica*, convenzionalmente si fa uso della resistenza a fatica per 10^8 o $5 \cdot 10^8$ cicli.

Tutti quello che è stato detto finora in questo paragrafo, non ha tenuto conto, o meglio ha omesso un fattore molto importante ovvero il tipo di carico e di conseguenza il tipo di sollecitazione ha cui è soggetto il pezzo o il generico provino sottoposto a fatica. Diciamo prima di tutto che quello che si è detto finora è riferito a prove effettuate con la macchina di R. R. Moore, ovvero sottoponendo il provino a sollecitazioni di *flessioni rotante* ma come si buon capire esistono altre forme di sollecitazioni affaticanti e di conseguenza di prove di fatica. Se un provino montato orizzontalmente, con una estremità fissa viene dall'altra spinto alternativamente in basso e in alto si dice sottoposto a flessione alternata. A differenza delle sollecitazioni di flessione rotante, queste differiscono perché il valore massimo della tensione si ha solo in due punti della superficie (sulla fibra estrema superiore e inferiore) e siccome la fatica ha origine nel punto più debole della superficie c'è una più bassa probabilità che questi coincide con i punti di massima tensione. Prove di fatica hanno confermato che la resistenza a fatica di provini soggetti a flessione rotante è minore della resistenza a fatica a flessione alternata. Con un discorso simile al precedente richiamando sempre il concetto di probabilità è facile verificare che la resistenza a fatica di provini soggetti *trazione-compressione* è ancora più bassa, per il semplice fatto che la zona in cui la tensione è massima è tutta la sezione resistente del provino. Prove di fatica hanno confermato questa tendenza e hanno mostrato che provini soggetti a sollecitazioni di trazione-compressione hanno una resistenza a fatica all'incirca del 10% più bassa di quella di provini soggetti a flessione rotante. Per sollecitazioni di torsione alternata, se ci si basa sul criterio dell'energia di distorsione, è facile verificare che la resistenza a fatica di provini soggetti a torsione alternata è 0.58 ($\approx 1/\sqrt{3}$) volte la resistenza a flessione rotante.

La curva di Wohler classica è relativa alle condizioni che provocano la rottura del campione; una curva di tipo simile, spostata però verso il basso, può essere costruita identificando le condizioni in cui si verifica un primo danneggiamento.

La curva di Wohler classica è relativa alle condizioni che provocano la rottura del campione; una curva di tipo simile, spostata però verso il basso, può essere costruita identificando le condizioni in cui si verifica un primo danneggiamento.

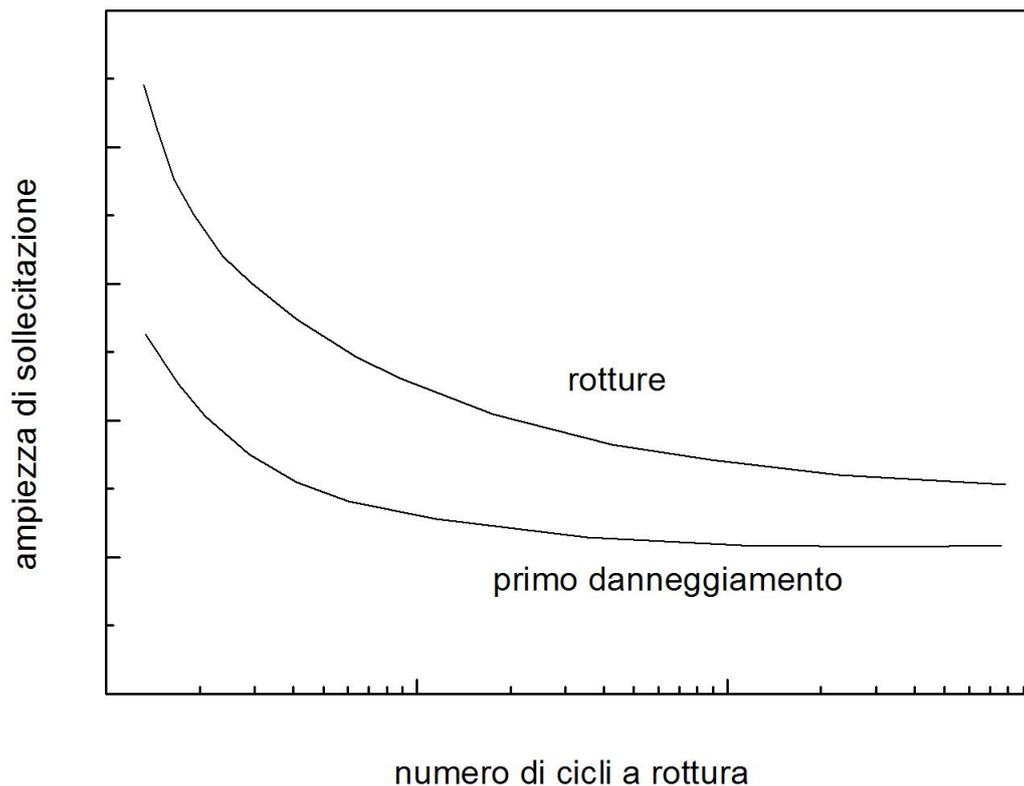


Figura 4.14: curva delle rotture e di primo danneggiamento.

Per la determinazione della curva di Wohler è necessario definire con precisione lo stato tensionale; si possono avere cicli alterni (tensione media =0), simmetrici o asimmetrici, pulsanti (tensione minima=0) o cicli ondulati, in cui la tensione media e quella minima sono entrambe positive o negative. Di solito si usa riportare il valore dell'ampiezza delle sollecitazioni (σ_a), pur mantenendo inalterato lo schema generale della sollecitazione ciclica.

Le classi di sforzo a cui i materiali e le strutture per l'ingegneria sono comunemente sottoposti durante l'uso sono sforzi statici o costanti, ripetuti, da sollecitazione o una combinazione di questi tre; ad esempio, è possibile avere sforzi ripetuti da sollecitazione o sforzi ripetuti in combinazione con uno sforzo costante. Gli sforzi ciclici correlati all'uso possono variare da zero ad un estremo positivo, da un estremo positivo o negativo ad un altro estremo positivo o negativo, o da un estremo negativo ad un estremo positivo. La natura della portata dello sforzo è convenzionalmente indicata con R , il rapporto tra lo sforzo minimo e massimo. Vale a dire, quando lo sforzo negativo e quello positivo sono numericamente uguali, uno sforzo alternato sarebbe indicato da $R = -1$. È noto il verificarsi di cedimenti dovuti a sforzi ripetuti teoricamente negativi (ad es. la compressione), sebbene sia improbabile in tali circostanze che il materiale subisca effettivamente solo gli sforzi negativi. La maggior parte dei tentativi sperimentali di comprendere i meccanismi del cedimento sotto sforzo ciclico hanno utilizzato lo sforzo alternato con $R \approx -1$.

Naturalmente, il valore della sollecitazione massima durante il ciclo è limitato dal valore della sollecitazione di snervamento del materiale; inoltre, sia che la sollecitazione massima sia superiore al limite di fatica, sia che sia inferiore, sul campione si verifica un accumularsi del danneggiamento, che è localizzato, e quindi determina la nucleazione della cricca, se ci si trova prima del gomito della curva (alte sollecitazioni).

Se la sollecitazione è inferiore al limite di fatica (zona dell'asintoto orizzontale), il danneggiamento è di tipo diffuso, cioè distribuito su tutta la superficie. Ovviamente, il gomito della curva divide zone in cui l'accumularsi del danno dipende da meccanismi diversi; la Figura 4.15 illustra

schematicamente le varie curve relative alle varie fasi della vita a fatica: in particolare, in un materiale metallico, si possono avere dapprima lo scorrimento, prima forma di danneggiamento, seguito dalla comparsa della prima cricca, dalla formazione di bande di scorrimento, dalla coalescenza delle varie microcricche ed infine dalla rottura.

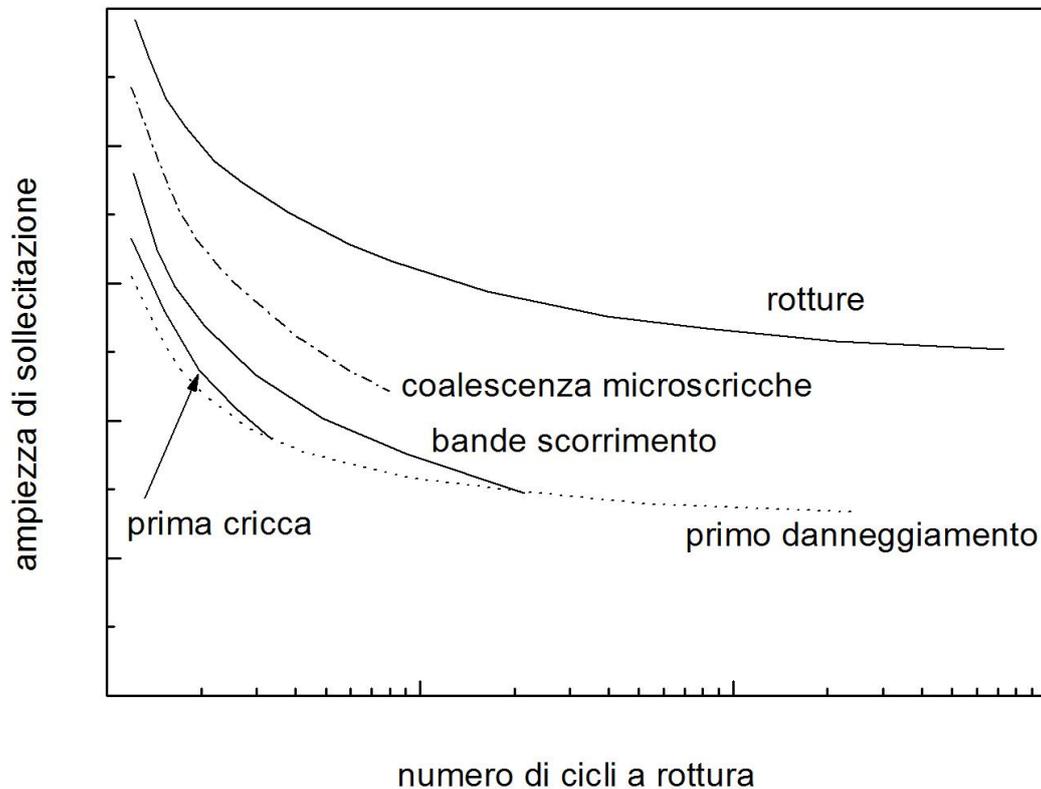


Figura 4.15: curve S-N funzione dei diversi meccanismi di danneggiamento.

In generale, in base a quanto si è detto, si può senz'altro dire che ponendo il valore dei cicli a 0 ($N=0$) il danno è nullo ($D=0$), mentre si può considerare il danno pari all'unità ($D=D_f=rottura$) quando $N=N_f$. Per valori del numero di cicli intermedio, si può costruire una frazione di danno come $N/N_f < 1$; ogni singolo ciclo comporterebbe un aumento del danno pari a $1/N_f$. da queste basi si può partire per definire il modello di danneggiamento "dell'accumulazione lineare del danno".

Nella Figura 4.16 si osservano le curve relative alla rottura, e quelle del primo danneggiamento; siano N' ed N'' le vite a rottura relative alle ampiezze della sollecitazione $2\sigma'_a$ e $2\sigma''_a$:

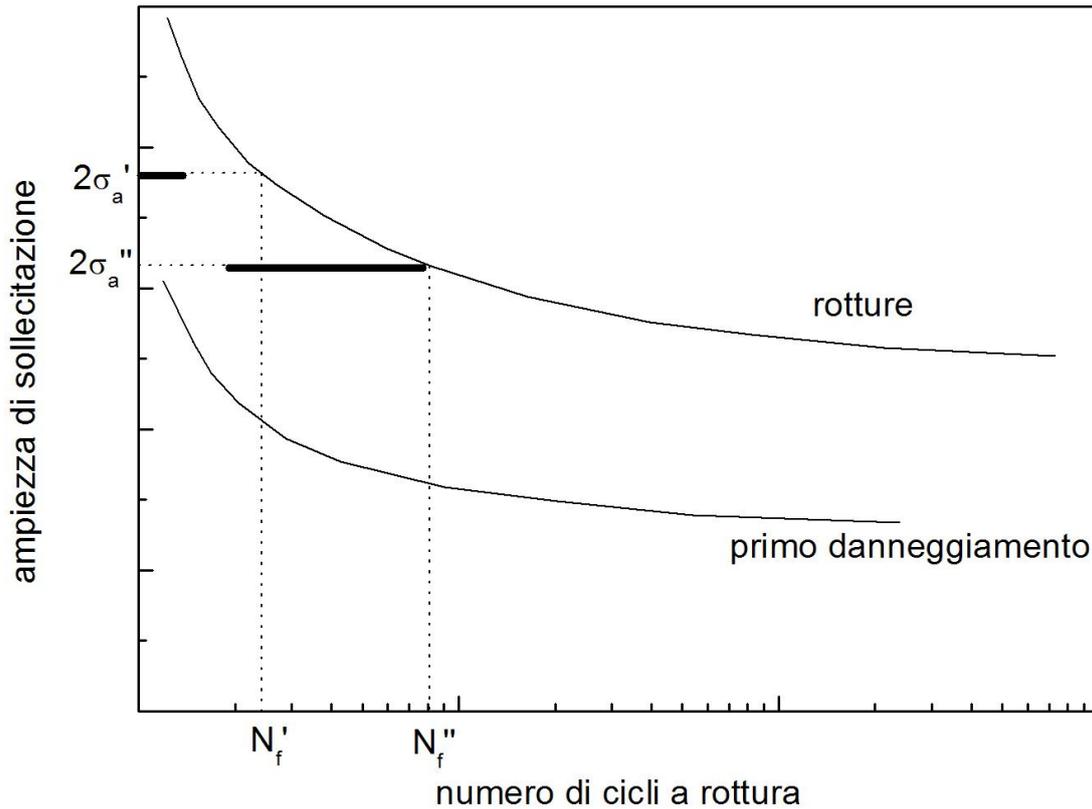


Figura 4.16: vite a rottura relative alle ampiezze della sollecitazione $2\sigma'_a$ e $2\sigma''_a$ per le curve relative alla rottura, e quelle del primo danneggiamento.

se la provetta ha compiuto una frazione f della vita per $2\sigma'_a$, pari a $N'/N'_f < 1$, la vita residua prevedibile al secondo stato tensionale sarà:

$$\frac{N''}{N_f} = (1 - f) \quad \text{con} \quad \sum \frac{N^i}{N_f} = 1 \quad (4.4)$$

Nella Figura si è supposto che $N'/N'_f = 1/3$; ne deriva che $N''/N''_f = 2/3$. Le barre spesse in Figura rappresentano quindi la porzione di vita relativa alle due diverse condizioni. Questo modello viene comunemente indicato come regola di Miner.

Una diversa rappresentazione della stessa procedura è riportata in Figura 4.17. In questo grafico è riportato il danno (D) in funzione del numero di cicli; la pendenza delle rette è rappresentata da D'_f/N'_f e D''_f/N''_f rispettivamente, cioè dall'avanzamento per ciclo del danno (si ricordi che è per definizione $D_f = 1$) per le sollecitazioni cicliche di $2\sigma'_a$ e $2\sigma''_a$.

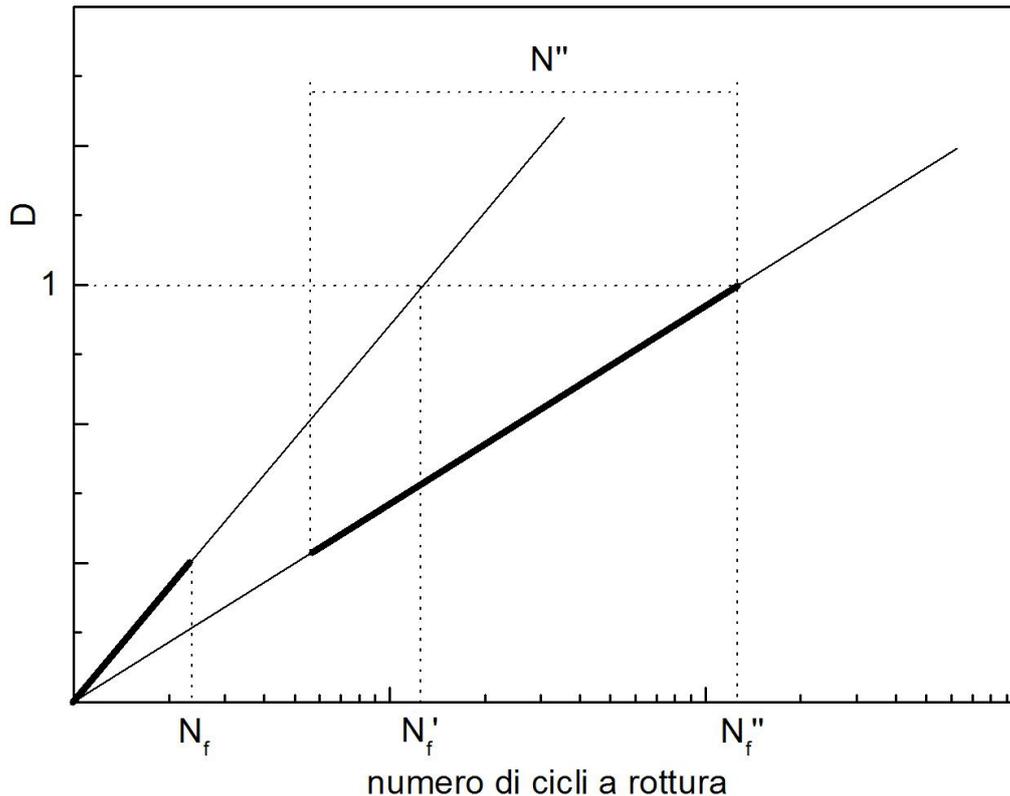


Figura 4.17: danno accumulato per le sollecitazioni cicliche di $2\sigma'_a$ e $2\sigma''_a$.

Per il carattere lineare della regola di Miner, si ha che invertendo l'ordine dei cicli di sollecitazione la situazione non cambierebbe; inoltre, il metodo si presta, con le cautele del caso, a ricavare il limite di fatica σ_d utilizzando un solo campione.

La fatica oligociclica: Fino alla seconda guerra mondiale, coloro che studiavano il fenomeno della fatica si limitavano a considerare quello che viene ora definito il campo della “fatica classica”, cioè quello in cui la rottura avviene per elevati numeri di cicli, e la sollecitazione massima è sempre inferiore allo snervamento.

Successivamente si è visto che alcuni componenti, come i recipienti in pressione, le fusoliere degli aerei, i carrelli di atterraggio, gli attuatori ed i freni, le bocche da fuoco e svariate costruzioni aerospaziali, sono soggetti ad un tipo di fatica a basso numero di cicli, in cui però la sollecitazione può essere prossima o superiore allo snervamento. Il problema era ancora più rilevante laddove, utilizzando le leghe leggere (materiali di caratteristiche meccaniche relativamente basse, e per i quali è difficile distinguere il campo della fatica oligociclica da quello della fatica classica, dal momento che manca il classico gomito della curva di Wohler), si cercava di ridurre i pesi.

Nel regime oligociclico, nel quale la sollecitazione diventa paragonabile come ordine di grandezza con la tensione di snervamento, in genere si preferisce fare riferimento a prove condotte a deformazione ciclica costante. In questo caso, quindi, non si fa più riferimento alle grandezze σ_{max} , σ_m o σ_a , ma piuttosto a $\Delta\varepsilon_p$, $\Delta\varepsilon_e$ e $\Delta\varepsilon$. Supponendo che il ciclo venga ripetuto N volte, anche in questo caso si registra il valore per cui si ha la rottura (N_f). In genere si esegue una serie di prove di trazione-compressione, ciascuna caratterizzata da un ciclo di isteresi ben preciso (e quindi di $\Delta\varepsilon$); la vita a rottura N_f , o il numero di inversioni del carico $2N_f$, sono messe in relazione con il valore di $\Delta\varepsilon_p$ tramite la relazione:

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = k(2N_f)^c \quad (4.6)$$

in cui c di solito è pari a -0.5 .

Di particolare importanza è il significato fisico della costante k ; per valori di $2N_f$ pari a 1, infatti, la prova è assimilabile ad una prova statica di trazione; in queste condizioni:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = k \quad (4.7)$$

Riportando la relazione su un grafico bilogarithmico, il valore della costante k è l'intercetta con l'asse delle ordinate (che intercetta l'asse delle ascisse al valore $2N_f=1$)

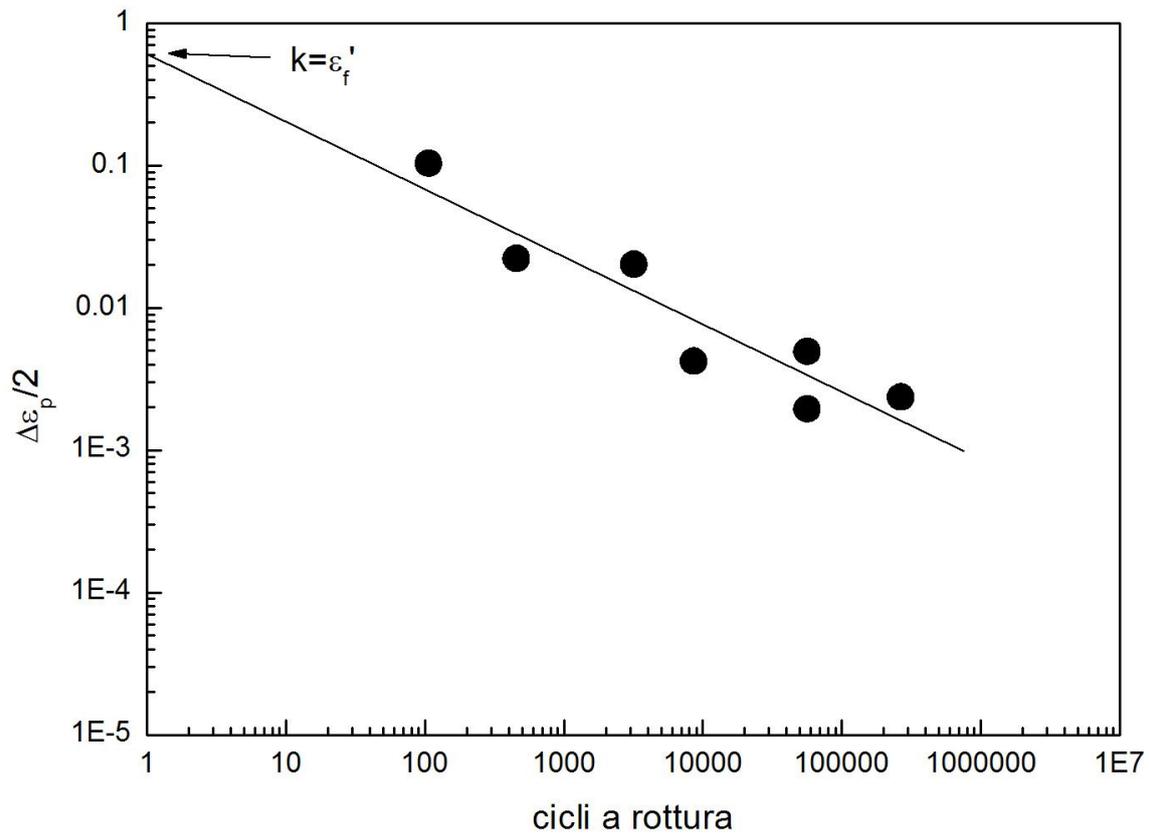


Figura 4.18: deformazione plastica in funzione del numero di cicli.

Tale valore viene definito coefficiente di duttilità a fatica k , che si supponga, in prima approssimazione, possa essere ricavato direttamente da una prova di trazione sotto la forma:

$$k \approx \varepsilon_f' = \ln\left(\frac{1}{1-Z}\right) \quad (4.8)$$

per cui :

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' (2N_f)^{-\frac{1}{2}} \quad (4.9)$$

La precedente trattazione mostra che nel campo della fatica oligociclica (numero di cicli a rottura inferiore a 10^5) la vita a fatica può essere correlata con successo alla duttilità del materiale.

A proposito della rilevanza della duttilità nella fatica, va rilevato che si possono ottenere da Z indicazioni particolarmente importanti, anche se qualitative, sulla resistenza a fatica ad elevato numero di cicli. Infatti, un valore di Z basso può essere indicazione della presenza di inclusioni, che possono causare inneschi di cricche anche per sollecitazioni molto inferiori allo snervamento, e quindi determinare un abbassamento di σ_d .

Se Z è basso per fattori di tipo metallurgico, il valore della duttilità a fatica ε'_f diminuisce, ed il materiale ha una risposta scadente nel campo oligociclico; il contrario accade se si riesce, grazie a miglioramenti nelle tecniche di produzione o trattamento termico, ad innalzare Z . Aumenti di durezza e resistenza allo snervamento, per avere una buona risposta a fatica oligociclica, non debbono essere accompagnati da diminuzioni di Z . Se poi il materiale è anisotropo (i valori di Z variano nelle varie direzioni), l'anisotropia verrà trasferita anche alla resistenza a fatica oligociclica.

La fatica classica: Per sollecitazioni inferiori allo snervamento, quando cioè sono le deformazioni di tipo elastico ad essere prevalenti, e non quelle di tipo plastico, si può utilizzare la relazione:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (4.10)$$

in cui b è una costante (esponente della resistenza a fatica) e σ'_f è il coefficiente di resistenza a fatica.

Il coefficiente di resistenza a fatica viene calcolato secondo lo stesso schema con cui si calcola la duttilità a fatica,

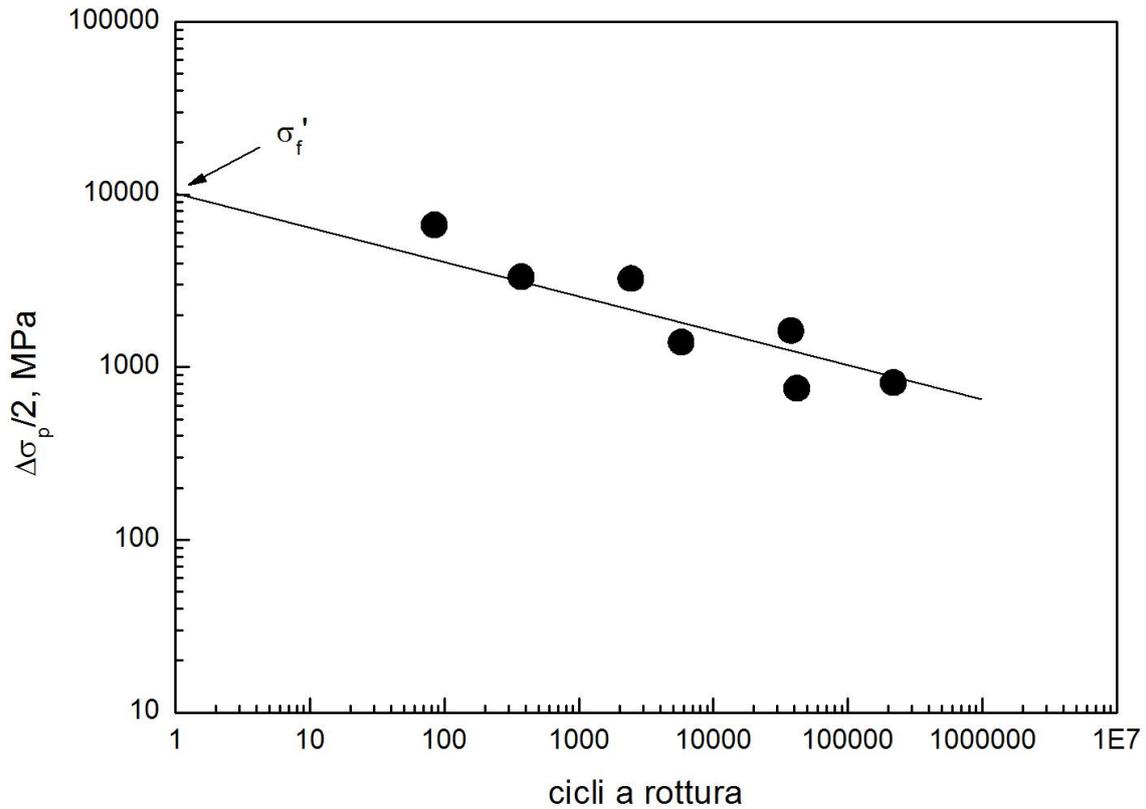


Figura 4.19: sollecitazione plastica in funzione del numero di cicli.

Dividendo entrambi i membri per E, si ottiene l'intervallo di deformazione elastica, cioè:

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad (4.11)$$

per cui, in un caso generale, si ha che il range di deformazione totale può essere espresso tramite la relazione:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (4.12)$$

nei casi in cui la fatica è di tipo oligociclico, è l'ultimo termine ad essere predominante; nei casi di fatica classica, invece, l'ultimo termine è nullo.

Andando a diagrammare $\log(\Delta \varepsilon)$ vs. $\log(N_f)$ si distinguono due regimi, piccole deformazioni in cui prevale il gradiente b, e larghe deformazioni in cui prevale il gradiente c.

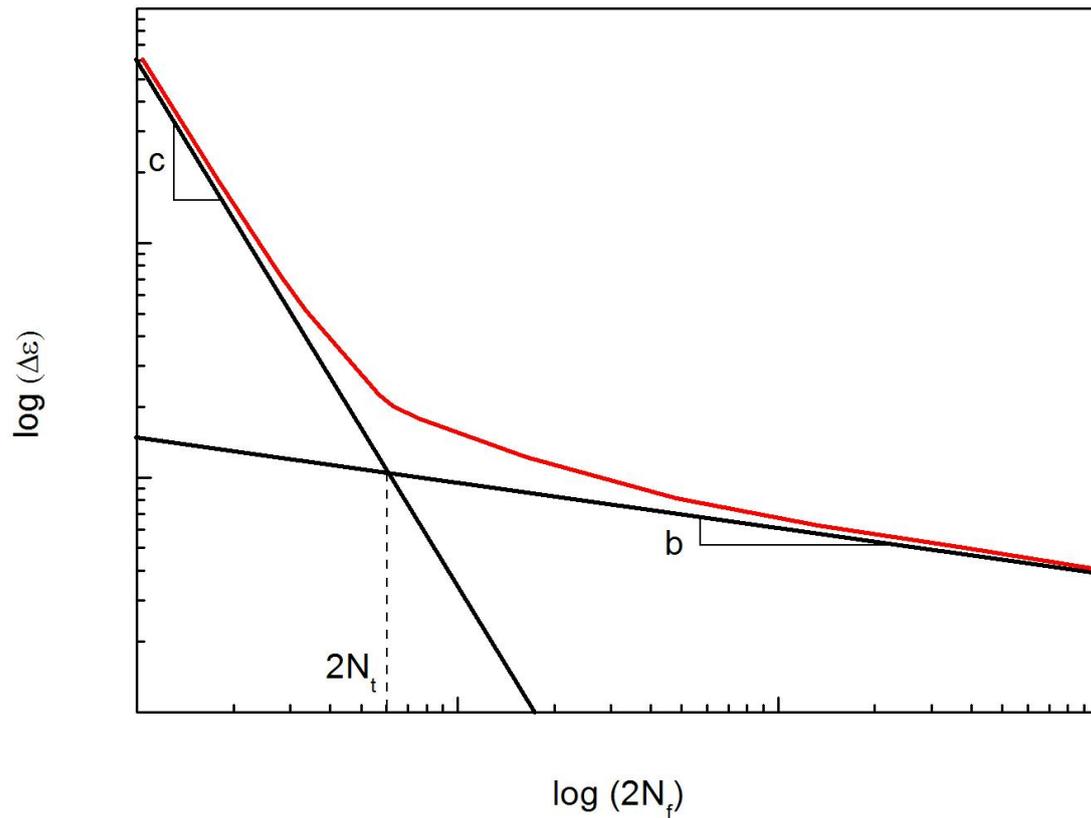


Figura 4.20: curva di Basquin-Coffin-Manson.

La transizione è graduale ma fissando le pendenze dei due rami della curva si distingue un valore limite $2N_t$.

Terminato il primo ciclo di carico, se si prosegue a sollecitare il provino ciclicamente con una prova in controllo di deformazione ad ampiezza costante il comportamento del materiale cambia drasticamente. Essendo già esaurita dal primo ciclo la fase di snervamento, non si ha più il plateau tipico del diagramma sforzi-deformazioni statico, bensì una curva continua che assomiglia ad una esponenziale con esponente positivo minore di 1. Lo scarico non è più elastico, ma ripete la curva secondo una simmetria centrale definendo un ciclo chiuso (figura 4.21). L'area del ciclo è il lavoro elementare degli sforzi, e rappresenta l'energia dissipata in un ciclo di carico: per questo motivo il ciclo è detto "di isteresi".

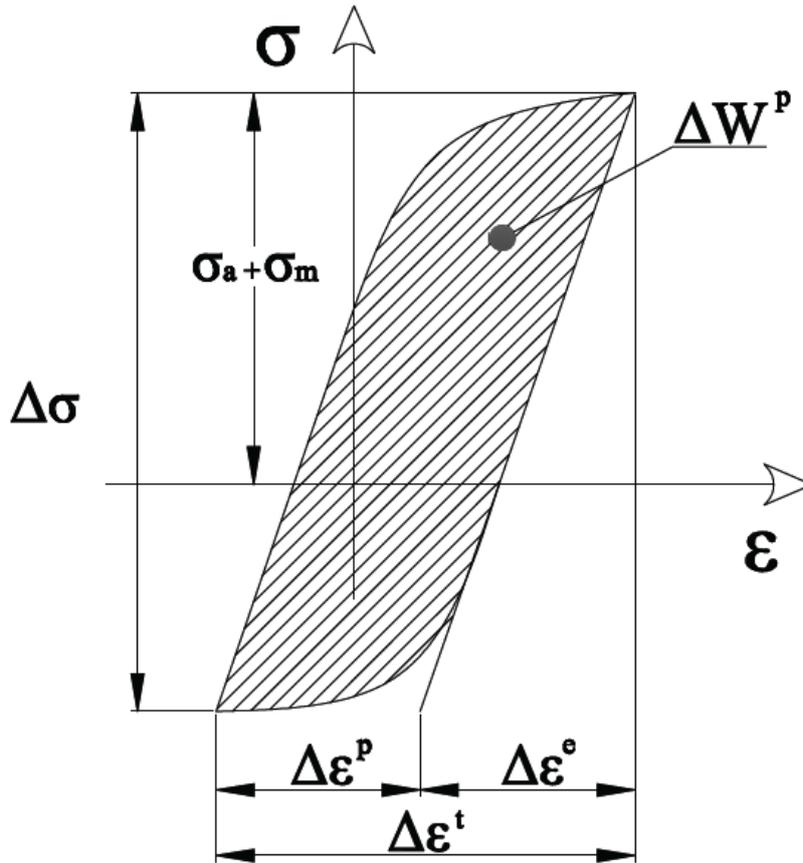


Figura 4.21: ciclo di isteresi.

Parte del lavoro rappresentato dall'area del ciclo di isteresi serve per effettuare la plasticizzazione del materiale, mentre l'energia restante viene dissipata sotto forma di calore. Il ciclo di isteresi inizialmente non è stabile: ad ogni ciclo si verificano nuovi assestamenti plastici che variano la relazione sforzi-deformazioni, causando lo spostamento della rappresentazione del ciclo sul piano σ - ϵ . A seconda del materiale, lo spostamento può avvenire sia nel senso di un incremento che di un decremento della sollecitazione a pari deformazione (figura 4.22). Nel primo caso si parla di incrudimento o di comportamento *hardening*, mentre nel secondo si ha l'addolcimento o comportamento *softening*.

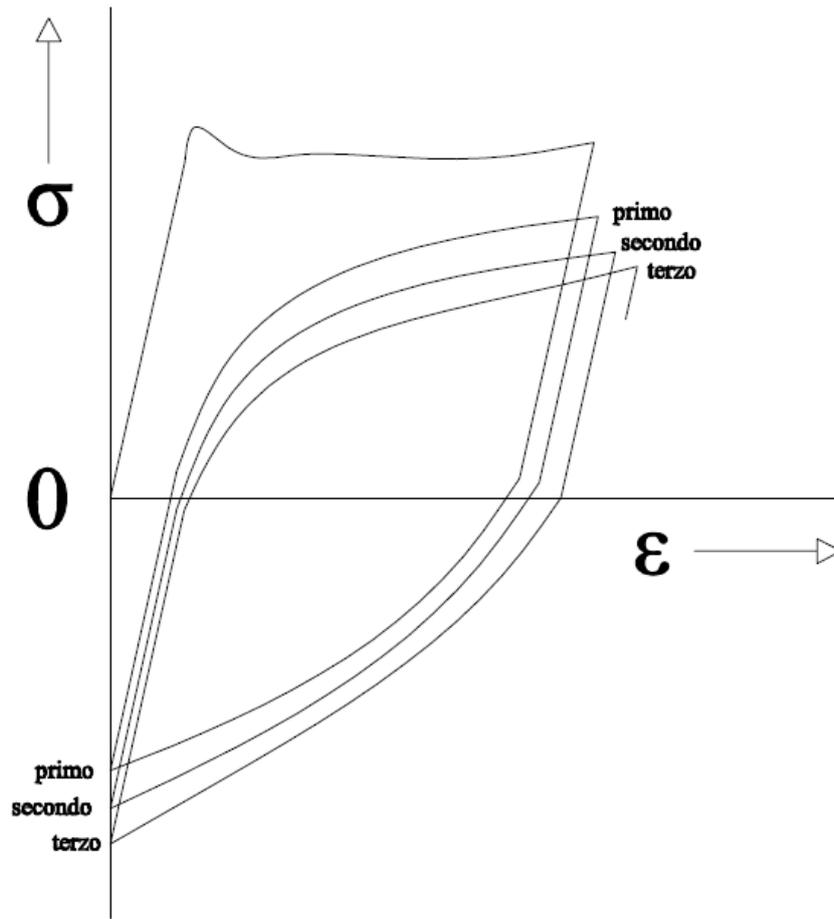


Figura 4.22: primi cicli di carico: spostamento del ciclo di isteresi.

Dopo un certo numero di cicli, generalmente inferiore alla metà della durata della nucleazione, la plasticizzazione completa gli assestamenti ed il ciclo non si sposta più sul grafico. Si denomina questo stato come *ciclo d'isteresi stabilizzato*, e rappresenta la condizione di evoluzione stabile della nucleazione della cricca. La nucleazione si considera terminata quando viene raggiunto il valore di un prefissato parametro convenzionale (per esempio una riduzione del 10 % nel carico massimo applicato durante una prova ciclica in controllo di deformazione) oppure la cricca viene rilevata mediante controlli non distruttivi (liquidi penetranti, ultrasuoni, radioscopia).

Eseguendo l'involuppo dei vertici dei cicli di isteresi stabilizzati a vari livelli di deformazione si ottiene una linea, detta *curva ciclica* od anche *legge di incrudimento ciclico*. Esistono vari modelli analitici che descrivono la curva ciclica: uno dei più utilizzati lega la sollecitazione alla deformazione plastica mediante l'espressione:

$$\sigma = F \varepsilon_p^n$$

che ha il pregio di essere molto semplice pur modellando bene il comportamento ciclico. Esplicitando l'espressione della deformazione totale si ottiene:

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{F} \right)^{\frac{1}{n}}$$

La curva ciclica assume per la sollecitazione sotto carico ciclico la stessa importanza della curva monotona per il caso statico in quanto permette di determinare gli sforzi e le deformazioni reali massimi che si hanno durante la sollecitazione ciclica.

Test ad ampiezza di deformazione plastica costante: Sebbene la maggior parte delle strutture siano sottoposte ad operazioni cicliche di carico, suggerendo che i test ad ampiezza di sforzo costante sarebbero più rappresentativi della fatica di un materiale durante il suo utilizzo, nella pratica le cricche di fatica tendono a verificarsi in aree di concentrazione dello sforzo. In queste aree il comportamento della deformazione è ostacolato, e la risposta alla tensione-deformazione è più complicata rispetto al controllo di sforzo semplice, il quale in tal modo rappresenta un comportamento estremo. Le condizioni di test normalmente usate rappresentano estremi completamente non controllati (condizione di ciclo di sforzo) o completamente controllati (condizione di ciclo di deformazione). Nelle attuali strutture ingegneristiche, i gradienti di tensione-deformazione esistono, e vi è di solito un certo grado di controllo strutturale del materiale nei punti critici. Tale condizione tende ad essere simile al controllo della deformazione. Perciò, questo tipo di test è stato sempre più privilegiato negli ultimi 30 anni per i test di fatica sia a bassa che ad alta deformazione. Inoltre, i test ad alto sforzo condotti tenendo lo sforzo sotto controllo sono difficili da eseguire poiché il campione scorre in modo incontrollabile, anche a temperatura ambiente, per mezzo di uno "scorrimento plastico ciclico". Esso è la deformazione prodotta da uno sforzo alternato sovrapposto su uno sforzo medio.

Di conseguenza, per i test ben condotti ad elevate deformazioni, i test a deformazione controllata sono necessari. E' anche necessario scegliere tra il controllo in ampiezza di deformazione *totale*, o ampiezza di deformazione *plastica*. Nei test in controllo di deformazione totale, l'incrudimento ciclico fa sì che il componente elastico della deformazione aumenti a spese della deformazione plastica. Tuttavia, dal momento che di solito l'incrudimento satura rapidamente, i test in controllo di deformazione totale finiscono per equivalere ai test in controllo di deformazione plastica. Con l'avvento del sofisticato controllo elettronico dato dall'apparecchiatura elettroidraulica per i test, ora è più facilmente possibile controllare l'ampiezza della deformazione plastica affinché sia costante sin dall'inizio delle operazioni cicliche, un modo di controllo ampiamente praticato.

E' generalmente accettato che le deformazioni plastiche siano necessarie allo sviluppo della fatica nonostante il fatto che, nella fatica a lunga durata, l'ampiezza della deformazione plastica sia una piccola frazione dell'ampiezza di deformazione totale, e potrebbe essere tanto piccola da risultare difficile misurarla. A causa della fondamentale importanza della deformazione plastica nella fatica, alcuni addetti ai lavori scelgono di utilizzare test di deformazione plastica controllata anche a lungo termine (ampiezza della deformazione plastica da 5×10^{-5} a 5×10^{-4}), ma a costo di maggiori sforzi a causa della grande risoluzione necessaria a misurare la deformazione. I test condotti ad ampiezze di deformazione da 5×10^{-4} a 10^{-2} sarebbero considerati test di fatica ad alta deformazione in cui i cicli a rottura sarebbero inferiori ai 100.000 cicli. Le relazioni sui test di fatica a deformazioni $> 10^{-2}$ sono rare.

Le misure relative dei componenti elastici e plastici della deformazione per fatica sono usate per definire formalmente la distinzione tra la fatica ad alta e bassa deformazione. Il punto di divisione è quell'ampiezza di deformazione totale per la quale i componenti elastici e plastici della deformazione sono uguali. Il ciclo vitale associato a questo punto è detto *vita di transizione*, N_t . Se la deformazione plastica è maggiore di quella elastica, la fatica viene definita come *fatica ad alta deformazione*, e il suo opposto *fatica a bassa deformazione*.

Test ad ampiezza variabile: Al fine di simulare più realisticamente la storia di carico dei componenti delle strutture effettive, i test vengono anche condotti con sequenze di carico altamente complicate. In tali test diventa difficile definire un ciclo di sforzo, al contrario le inversioni dello sforzo tendono ad essere contate. Sono state sviluppate tecniche speciali per caratterizzare queste

storie di carico. La fisica dell'interazione del carico nella fatica ad ampiezze variabili è scarsamente compresa ed estremamente complicata.

La frequenza dei test è una variabile importante sia per gli scopi della ricerca che nelle questioni pratiche. Ad esempio, i test lunghi sono più economici se possono essere svolti ad alte frequenze. Per i test di fatica ad alta deformazione, sono convenienti le frequenze da 0,1 Hz a pochi Hz. I test a lunga durata possono essere condotti con frequenze fino a 100 Hz.

Uno dei limiti dell'apparecchiatura elettroidraulica è la difficoltà di controllare i test ad alte frequenze, e tali test sono generalmente condotti a frequenze inferiori a 20 Hz. Con speciali macchine a risonanza si possono raggiungere frequenze fino a 500 Hz. Usando tecniche di risonanza ad ultrasuoni con campioni a forma di corno o con campioni cilindrici adeguatamente agganciati, gli esperimenti sulla fatica possono anche essere realizzati a frequenze di circa 20 kHz. Tali test sono preziosi per ottenere risultati a lunga durata, ma il surriscaldamento del campione dovuto all'alto tasso di calore generato è un problema e richiede speciali tecniche per evitarlo.

Parametri di prestazione a fatica: Le proprietà monotone di trazione dei materiali sono descritte da noti parametri quali la tensione di snervamento o limite elastico (spesso valutato ad una deformazione dello 0,2 %), lo sforzo massimo di trazione, la riduzione percentuale di area, lo sforzo di frattura effettivo (definito come il carico finale diviso l'area finale della zona di contrazione) e l'effettiva duttilità della frattura ($= \ln(A_0/A_f)$, dove A_0 è l'area finale a sezione trasversale del campione, ed A_f l'area finale al punto di frattura). Proprietà parallele a queste sono state definite per il comportamento a fatica dei materiali, le quali trattano sia la risposta alla tensione-deformazione sia il comportamento della frattura.

Fattori che influenzano le curve S-N

I fattori che influenzano il comportamento a fatica dei materiali e di conseguenza l'andamento delle curve S-N, sono molteplici, nei paragrafi seguenti tratteremo solo alcuni di essi, nella fattispecie ci occuperemo della dimensione del grano, dell'orientamento del grano rispetto al carico, della presenza di tensioni residue, della corrosione e della temperatura, senza però dimenticare che esistono altri fattori meno frequenti ma non meno importanti come il fretting, la presenza di saldature etc.

Dimensione e orientazioni dei grani: Come era facile prevedere la dimensione e la direzione dei grani all'interno del materiale influenzano il comportamento a fatica e di conseguenza anche le curve S-N. Solitamente i materiali che hanno grano fine mostrano delle proprietà a fatica superiori rispetto ai materiali con grani grossi, ovviamente la risposta a sollecitazioni affaticanti è diversa a seconda del materiale, ad esempio la dimensione del grano nell'acciaio ferritico ha un'influenza minore rispetto all'acciaio austenitico e alle leghe di alluminio dove la diminuzione di resistenza a fatica è più marcata quando il grano si ingrossa.

La bontà di avere un grano fine diventa meno importante quando la temperatura aumenta e ad elevate temperature l'effetto è addirittura trascurabile. Nei componenti estrusi o laminari il grano risulta ovviamente allungato nella direzione di estrusione o laminazione, questo influenza ovviamente il comportamento a fatica del materiale. In generale si sa che con carichi nella direzione dei grani allungati la resistenza a fatica è superiore rispetto a carichi nella direzione trasversale ai grani.

Tensioni residue: Tensioni residue sulla superficie di un componente, indotte intenzionalmente o accidentalmente, giocano un ruolo importante nelle proprietà a fatica del materiale. In generale se le tensioni residue sono di compressione, la resistenza a fatica aumenta, mentre se le tensioni residue sono di trazione la resistenza a fatica diminuisce. Esistono vari metodi per indurre uno stato di tensione di compressione sulla superficie di un pezzo, i più usati sono la rullatura a freddo, la pallinatura, e la nitrurazione. La rullatura a freddo e la pallinatura sono trattamenti superficiali di

tipo meccanico, la prima è di gran lunga il metodo più usato per l'indurimento superficiale di molle, ruote dentate, alberi e tiranti e consiste nel bombardare il pezzo con sferette di ghisa o acciaio ad elevata velocità tale che al di sotto della superficie nel componente sia presente uno stato di tensione di compressione. La rullatura a freddo viene eseguita con lo stesso scopo della pallinatura, ma a differenza di essa si riesce ad avere uno stato di tensione di compressione per una distanza dalla superficie che può arrivare ad un centimetro. Il trattamento di nitrurazione o quello di cementazione come ogni altro trattamento termochimica ha lo scopo di indurire la superficie e di creare uno stato di tensione di compressione al di sotto della superficie, a differenza della pallinatura però lo stato di compressione non viene raggiunto per una leggera deformazione plastica della superficie ma per l'effetto di diffusione di un elemento (l'azoto nel caso di nitrurazione e il carbonio nel caso di cementazione) sulla superficie del pezzo. Nella figura 4.23 è mostrato l'effetto di tali trattamenti nel comportamento a fatica del materiale e si mette in evidenza l'effetto di una rullatura a freddo sulla resistenza a fatica di un acciaio, è importante notare come si ottengono buone miglie anche in presenza di provini intagliati ("notched").

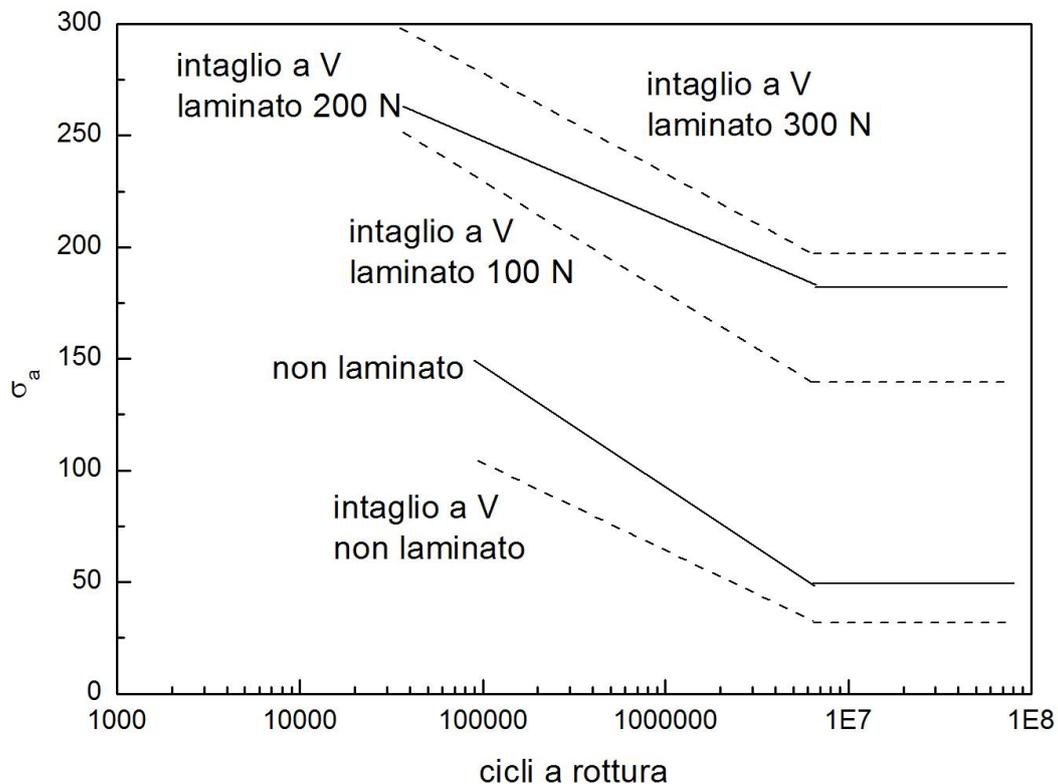


Figura 4.23 effetto dei trattamenti superficiali su un acciaio.

Temperatura: La temperatura ha un effetto significativo sulla resistenza a fatica dei materiali, generalmente le resistenza a fatica aumenta a temperature sotto la temperatura ambiente e diminuisce al di sopra. Nella figura 4.24 sono riportate le curve S-N per una lega di alluminio 2024-T4 per valori di temperatura che oscillano tra -140 °C (-220 °F) e +260 °C (+500 °F).

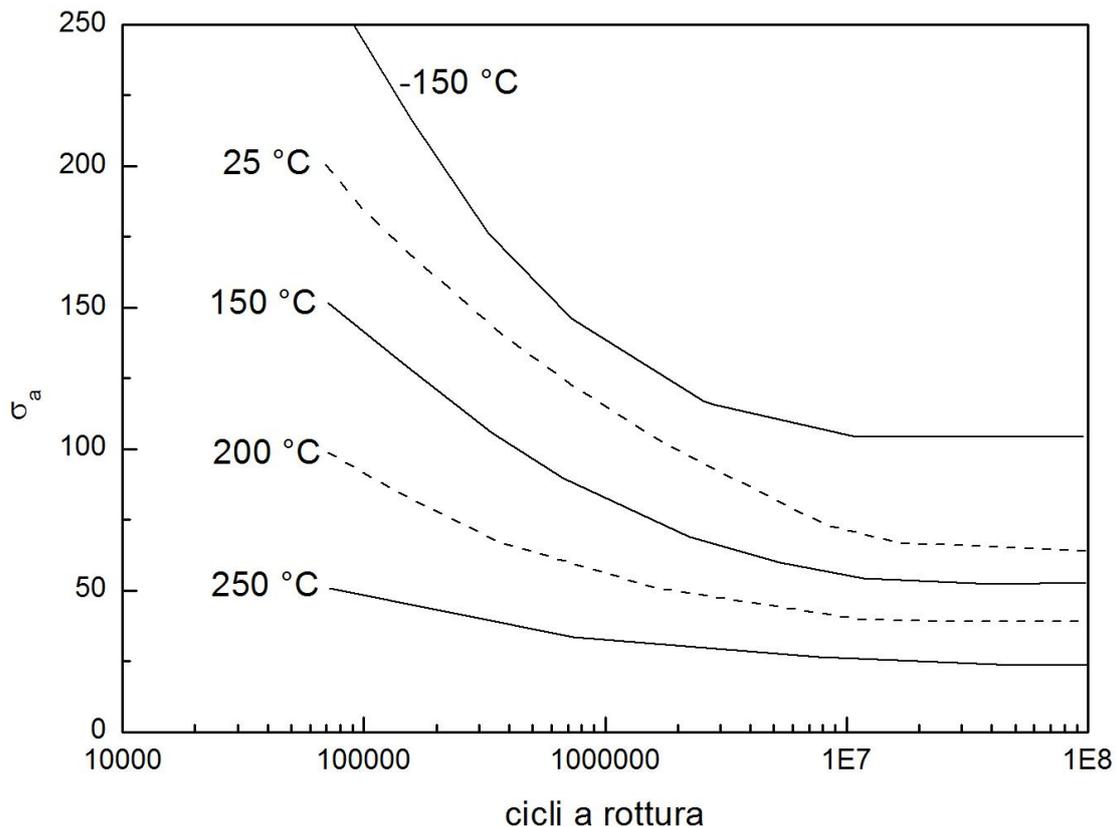


Figura 4.24 effetto della temperatura nella lega 2024-T4.

Molte leghe come l'acciaio che presentano un limite di fatica, quando si supera la temperatura ambiente perdono questa importante caratteristica il che rende più problematica la progettazione quando non si è a conoscenza dello stato della temperatura dell'ambiente dove il generico componente si trova a lavorare. È importante anche sottolineare che la temperatura elevata produce un effetto sinergico di danneggiamento con lo scorrimento viscoso, per questo è più corretto parlare di *resistenza a termine*, mentre l'effetto della bassa temperatura tende ad aumentare la fragilità e la sensibilità all'intaglio del materiale.

Corrosione: L'azione combinata della corrosione e di carichi affaticanti produce generalmente la rottura in tempi minori rispetto a quelli ipotizzabili sulla base dei due effetti considerati agenti separatamente. Questo fenomeno prende il nome di *fatica-corrosione*. La fatica corrosione è un fenomeno complesso ed ancora non completamente compreso. Una spiegazione semplificata parte dalla considerazione dei crateri ("pits") di corrosione i quali agiscono come punti concentrazione delle tensioni. Gli strati protettivi, formati in seguito alla corrosione stessa, sono solitamente fragili e caratterizzati da una bassa resistenza. Pertanto, essi vengono distrutti dalla deformazione ciclica imposta. Questa rottura espone zone non protette di metallo, che si corrodono rapidamente, formando un altro strato, che viene a sua volta rotto dalla deformazione ciclica, e così via. Di conseguenza il cratere di corrosione iniziale diviene una frattura di fatica che si propaga più rapidamente di quanto ci si potrebbe attendere dalla considerazione degli effetti della corrosione e del carico ciclico agenti separatamente. La resistenza alla fatica di componenti sottoposti a fenomeni corrosivi dipende dal tempo trascorso oltre che dalla tensione ciclica e dal tipo di agente corrosivo, pertanto le proprietà a fatica che si trovano con le normali prove di fatica sono influenzate dalla frequenza di applicazione del carico. Nella figura 4.25 sono riportate diverse curve S-N per un acciaio testato prima in aria (a) e poi in presenza di acqua per un giorno (b), 2 giorni (c), 6 giorni (d) e 10 giorni (e).

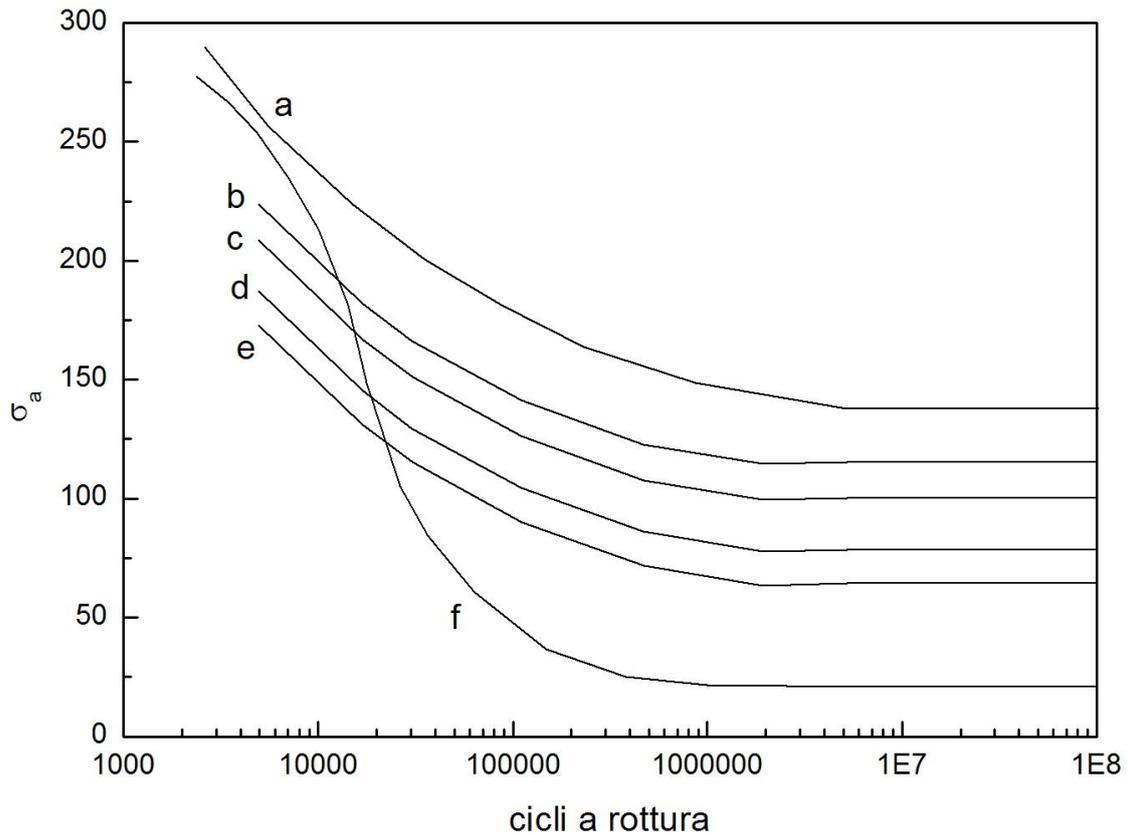


Figura 4.25 effetto della corrosione per un acciaio.

Riassumendo quindi:

- Non ha effetto l'uso di materiali notoriamente resistenti alle fatica
- valgono le norme indicate per la tenso-corrosione
- l'uso di rivestimenti protettivi organici o metallici è condizionato dall'elasticità del materiale ricoprente, dalla sua impermeabilità e resistenza a fatica.
- l'uso di protezione catodica con correnti esterne può essere molto efficace
- protezione catodica tramite applicazione di strati a carattere anodico

Per quanto riguarda l'infragilimento da idrogeno, bisogna considerare che l'idrogeno, allo stato atomico, può penetrare nel metallo esercitando azioni chimiche e meccaniche che ne determinano il decadimento.

L'idrogeno adsorbito in superficie può:

- passare in fase metallica formandovi idruri
- diffondere attraverso il metallo
- desorbirsi e ricombinarsi in idrogeno molecolare (blistering)

Effetto della tensione media:

Vi sono diverse variabili che intervengono durante la fatica di un materiale metallico e vanno considerate nella descrizione della curva S-N.

Aumentando la tensione media di sollecitazione la vita a fatica diminuisce.

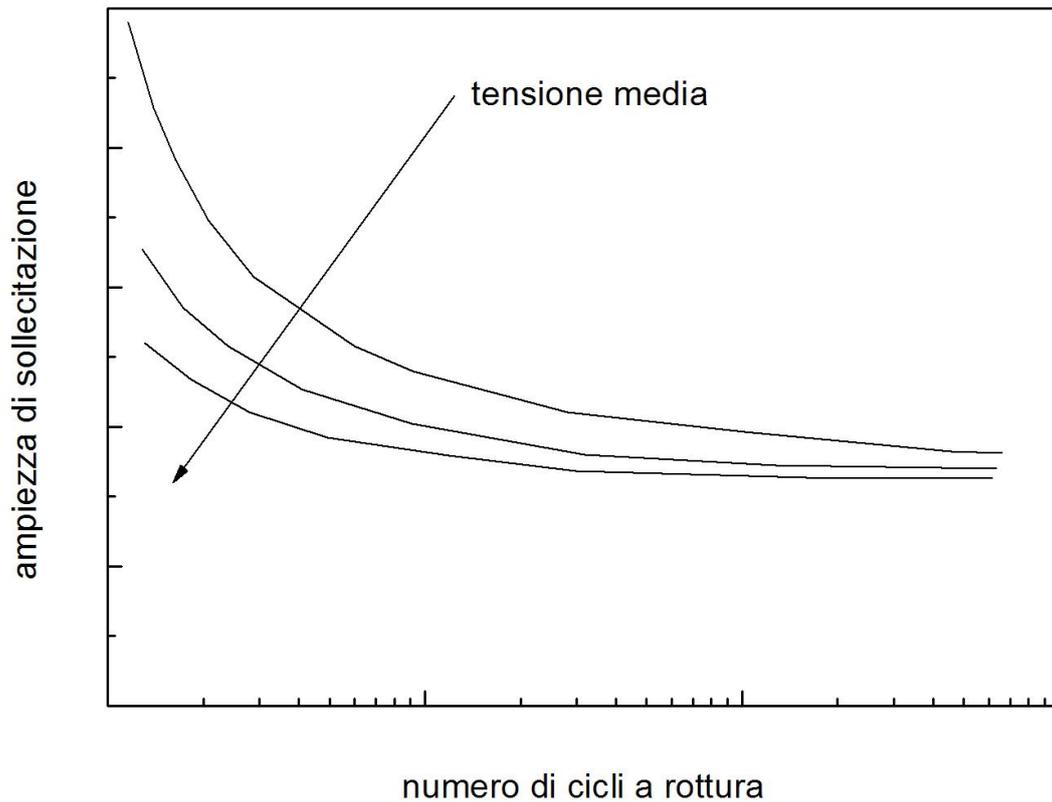


Figura 4.26: effetto della tensione media sulla vita a fatica.

La presenza di una tensione media ha un effetto significativo sulla risposta del materiale a sollecitazioni affaticanti. In generale si può affermare che uno stato di tensione di trazione diminuisce la vita fatica del materiale. Se è presente la tensione media di trazione, le rotture per fatica sono generalmente governate dalla tensione massima. Dalla figura 4.27 si può notare come per un certo valore di tensione massima incrementando la tensione media si aumenta la vita a fatica. Per un certo valore della tensione minima, incrementando il valore assoluto della tensione media di compressione la vita a fatica aumenta, anche se l'effetto è piccolo. La conclusione è la seguente: incrementando il valore della tensione media diminuisce la tensione alternata che può essere applicata a parità di durata a fatica.

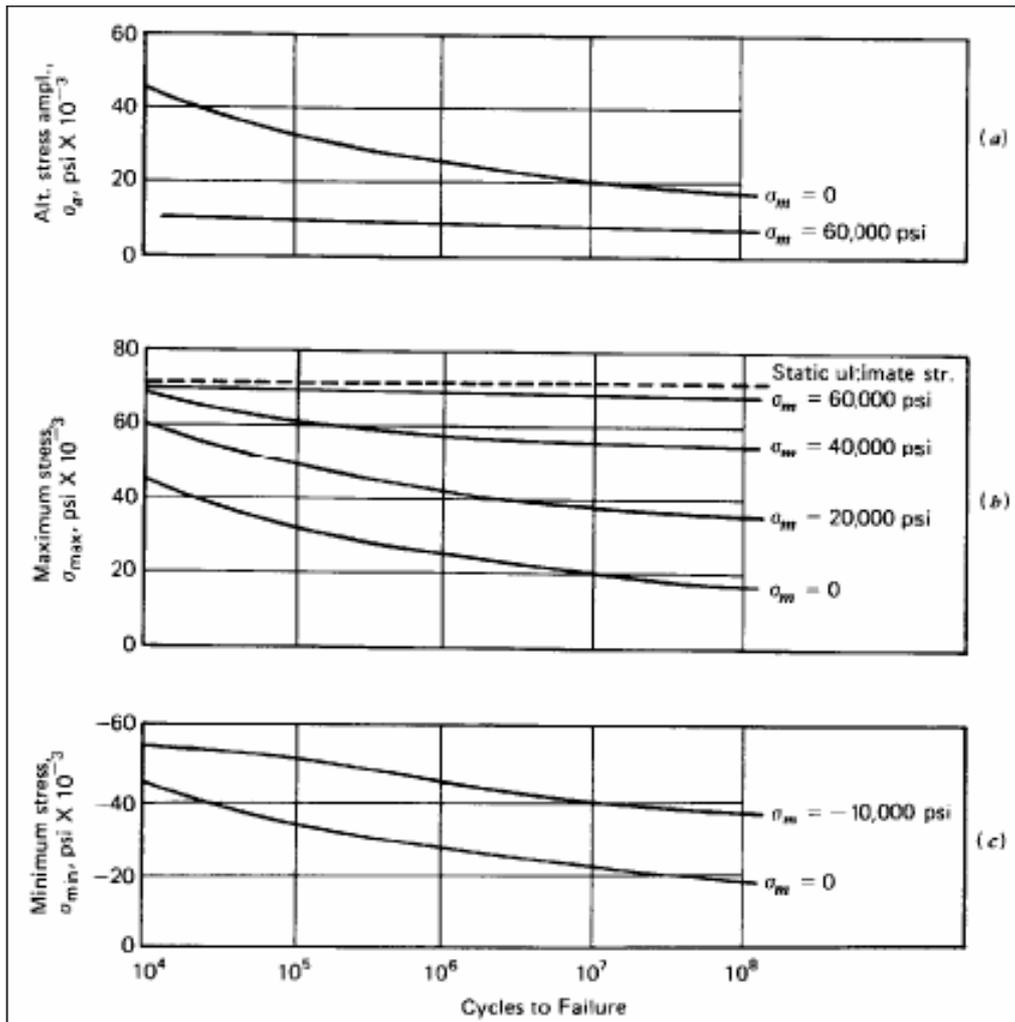


Figura 4.27 influenza della tensione media nella lega 2024-T6.

Nei casi in cui il materiale è soggetto ad un ciclo in cui la sollecitazione media sia diversa da 0, il valore dell' ampiezza di sollecitazione deve essere ridotto, se si vuole mantenere la stessa vita a fatica N_f . Tale riduzione ($\Delta\sigma_m$) può essere stimata tramite la regola di Goodman, espressa dalla relazione:

$$\Delta\sigma_{\sigma_m} = \Delta\sigma_0 \left(1 - \frac{|\sigma_m|}{\sigma_{UTS}} \right) \quad (4.13)$$

in cui $\Delta\sigma_0$ è il range di tensione a cui corrisponde, per cicli alternati, la vita a fatica N_f (σ_{UTS} è la resistenza a trazione).

Questa legge di carattere empirico, rappresentata graficamente in Figura 4.28, va utilizzata con molta cautela, ma è particolarmente utile almeno nello stadio iniziale della progettazione.

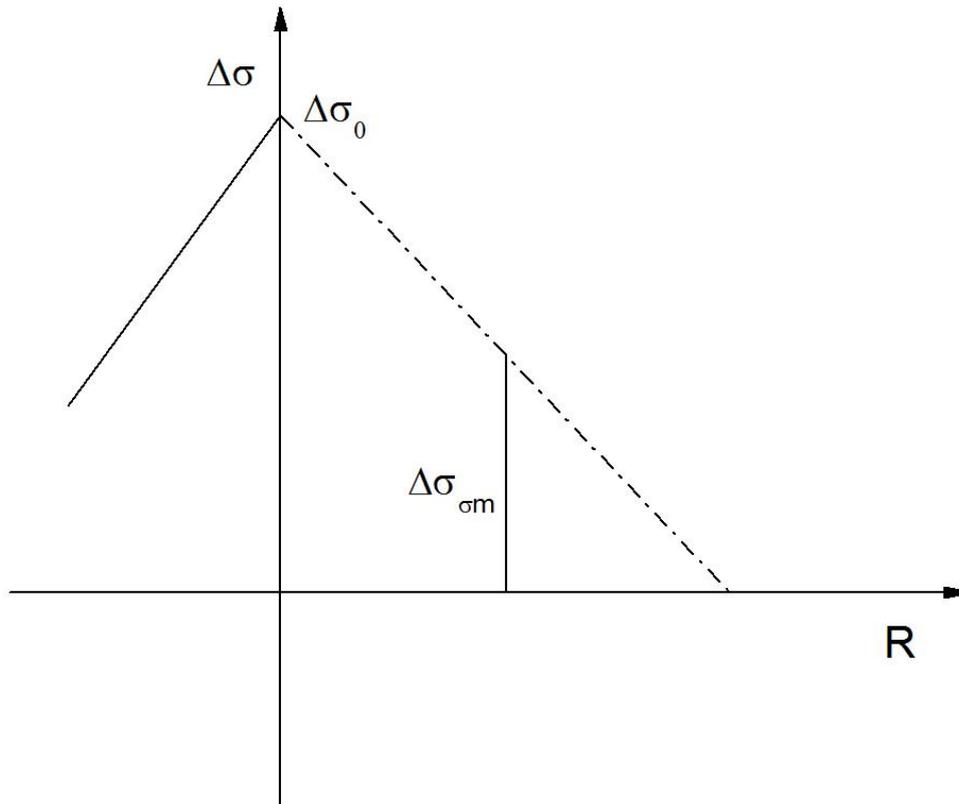


Figura 4.28: rappresentazione grafica della regola di Goodman.

Diverse sono le relazioni che legano la tensione media, l'ampiezza di sollecitazione e la tensione di snervamento propria del materiale.

Un'altra relazione che prevede variazioni lineari di tali parametri e' quella di Soderberg legata al carico di snervamento:

$$\Delta\sigma_{\sigma_m} = \Delta\sigma_0 \left(1 - \frac{|\sigma_m|}{\sigma_{YS}} \right) \quad (4.14)$$

La relazione di Soderberg risulta piu' conservativa perche' riferita al carico di snervamento mentre quella di Goodman si riferisce alla tensione massima in trazione del materiale.

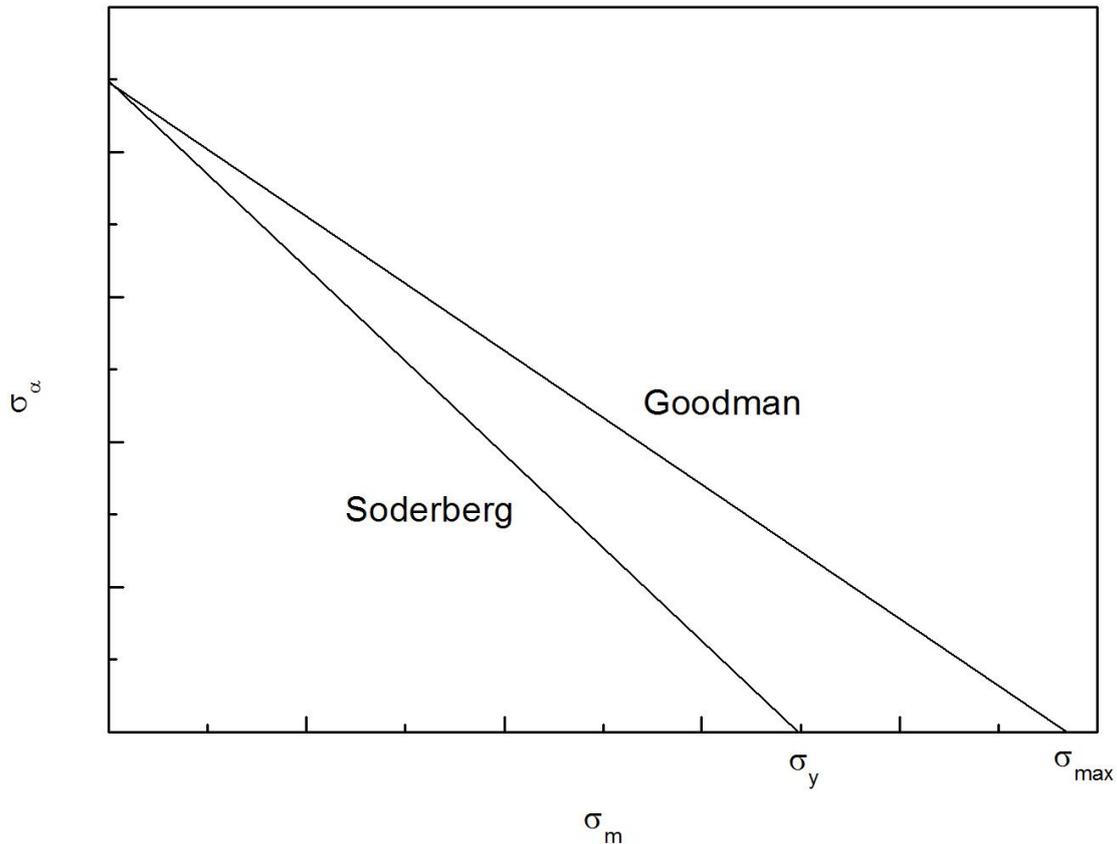


Figura 4.29: relazione di Goodman e Roderberg per via grafica, quest'ultima risulta più conservativa.

Nelle situazioni reali i carichi agenti e le deformazioni esibite dai metalli sono molto variabili.

Valutando il numero di cicli a cui il materiale lavora in ogni regime di carico e' possibile prevedere la resistenza del materiale (legge di Miners).

Quando il rapporto diviene uguale a 1, il materiale ha terminato la sua vita utile:

$$\sum_{i=1}^m \frac{n_i}{N_{fi}} = 1 \quad (4.15)$$

Tale legge va utilizzata in prima approssimazione perche' vi sono fattori per niente contemplati, per esempio non tiene in considerazione l'effetto del primo danneggiamento sul regime successivo di applicazione dei carichi.

In particolare il peso tra formazione e propagazione delle cricche sulla vita a fatica varia notevolmente con la tensione applicata. Una breve esposizione a carichi elevati puo' far nucleare micro-cricche che non sopraggiungerebbero a carichi bassi ma che fanno accelerare il collasso del materiale anche a carichi bassi. Al contrario, bassi carichi nei primi cicli possono fare incrudire il materiale che risultera' piu' resistente del normale nei seguenti momenti di applicazione di carichi applicati.

Difetto di impilaggio: I materiali sottoposti a fatica sono molto sensibili al difetto di impilaggio, l'energia del difetto di impilaggio, infatti, governa la capacita' delle dislocazioni a saltare da un piano reticolare all'altro e di riarrangiarsi in forma di celle.

Un'alta energia del difetto di impilaggio causa una forte capacita' di salto della dislocazione e quindi una forte attitudine a far assumere al materiale una microstruttura a celle.

I materiali con elevata energia del difetto di impilaggio la dimensione media delle celle e' inversamente proporzionale all'ampiezza di deformazione e non dipende dalla dimensione iniziale dei grani.

I materiali con bassa energia del difetto di impilaggio (Cu) non formano strutture cellulari stabili ma il loro comportamento e' principalmente regolato dall'effetto Bauschinger.

Addolcimento: La causa principale di addolcimento nei materiali metallici sottoposti a fatica e' il taglio delle particelle coerenti da parte delle dislocazioni. In materiali quali le leghe di alluminio o nichel le particelle coerenti hanno un forte effetto di indurimento. Le dimensioni coerenti dei precipitati massimizzano l'energia necessaria alle dislocazioni per il loro taglio. Il taglio di tali particelle rende piu' facile il movimento delle dislocazioni nei cicli successivi di sollecitazione creando nel materiale delle zone fortemente addolcite che possono essere dei siti preferenziali di nucleazione di micro-cricche.

Tali zone addolcite appaiono al microscopio come bande libere da dislocazioni o precipitati.

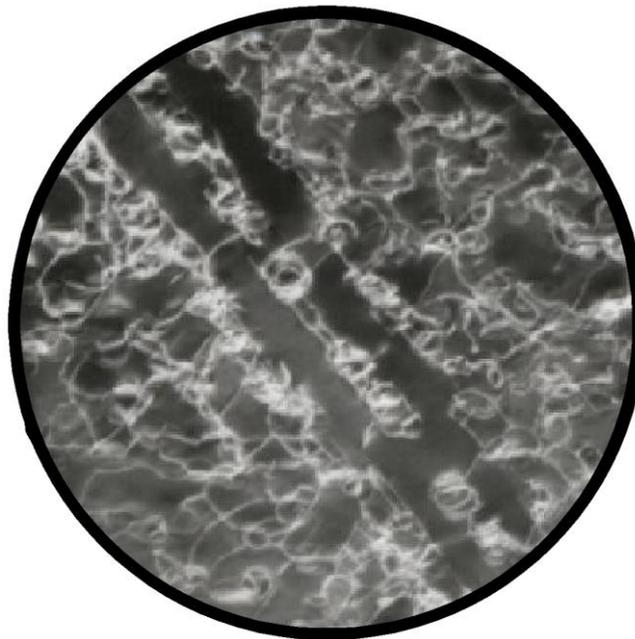


Figura 4.30: struttura addolcita ciclicamente

Per quanto riguarda il limite di fatica (ed in questo caso ci si riferisce soprattutto agli acciai), sono disponibili diverse relazioni che collegano direttamente il valore di R a σ_d .

Da quanto detto appare evidente come i dati che si ricavano dalla prova di trazione siano spesso utilizzati per stimare la risposta del materiale alla fatica; in particolare:

- i. per la fatica oligociclica, si utilizzano i dati relativi alla duttilità
- ii. per la fatica ad alto numero di cicli, si utilizzano i dati relativi alla resistenza

Vita infinita: La strategia di tale approccio e' di prevedere la vita di un materiale sottoposto ad un dato regime di carichi. Di conseguenza il componente viene tolto dall'esercizio prima che sopraggiunga il collasso (a una percentuale fissata della vita utile). Tale approccio e' utilizzato nei casi di componenti non pre-criccati prevedendo esclusivamente il numero di cicli a rottura. E' utilizzato prevalentemente in quelle situazioni dove la formazione della cricca principale occupa gran parte della vita utile del materiale (circa il 90%).

Tolleranza alla rottura: Si ispeziona periodicamente il materiale e si sostituiscono i componenti non appena sopraggiungono micro-cricche superficiali. In tal caso gran parte della vita utile del materiale viene utilizzata. Si assume che i difetti del materiale crescano in maniera stabile e a velocita' prevedibile. Lasciando per dopo la quantificazione, il tutto e' basato sul concetto che se si conosce la dimensione iniziale del difetto (a_{max}) e la sua evoluzione si puo' prevedere il momento in cui si raggiungano delle dimensioni critiche del difetto stesso.

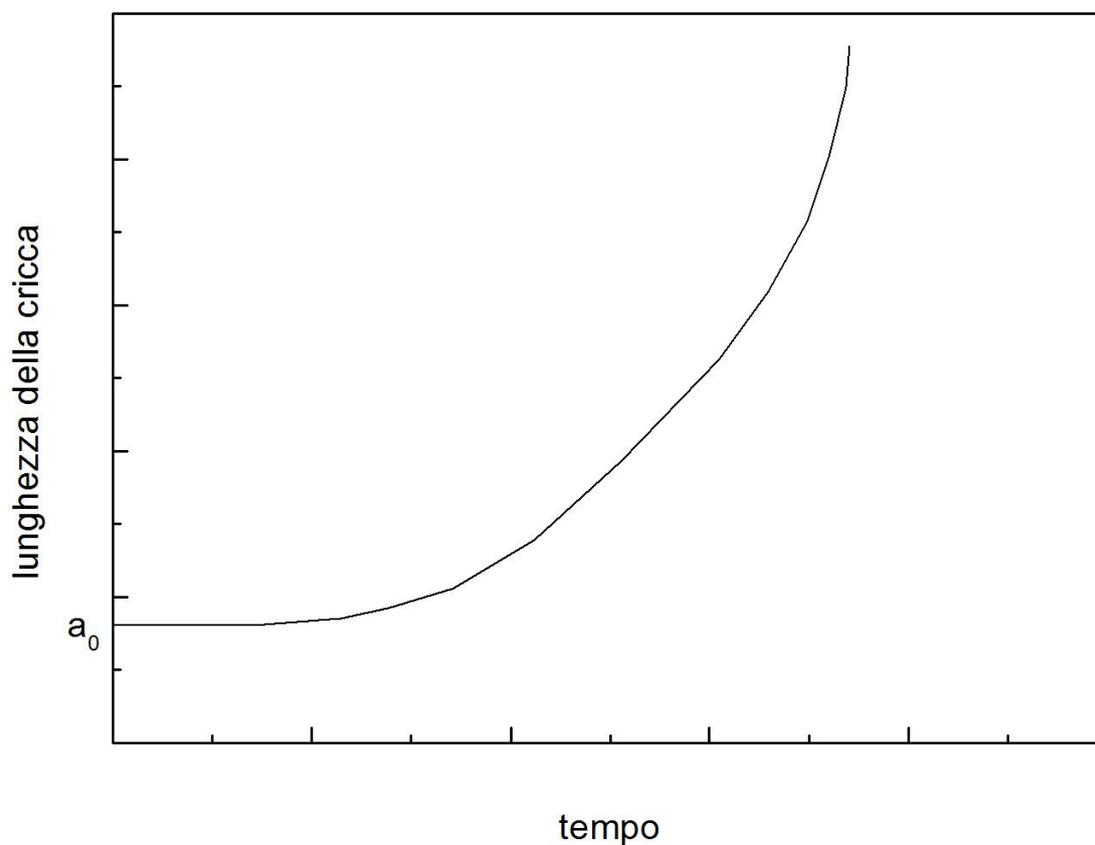


Figura 4.31: andamento qualitativo della lunghezza della cricca nel tempo

Se la struttura, o il campione, è "liscia", cioè non contiene un difetto che possa immediatamente degenerare in una cricca di fatica sotto l'azione degli sforzi ciclici applicati, allora i fenomeni della fatica sono complessi. All'inizio del suo ciclo vitale, il materiale subisce un *incrudimento ciclico* che condiziona il materiale a formare delle cricche. Tale condizionamento spesso fa sì che la deformazione si localizzi, con considerevole aumento locale della deformazione plastica che stimola sia la formazione che la crescita della cricca. Solitamente la localizzazione verrà enfatizzata da un concentratore di sforzo, o nell'elemento (ad es. una saldatura o un rientrante) o nel materiale (inclusioni non metalliche o altre caratteristiche microstrutturali), ma la localizzazione può verificarsi tramite meccanismi di dislocazione in semplici campioni di metalli puri. Non è emersa una posizione chiara per distinguere il corrugamento di una superficie causato da fatica rispetto ad

una cricca crescente e definita. Tuttavia una cricca è considerata tale in senso proprio, tendente alla propagazione, se essa ha una profondità di 3-5 μm . Il lento sviluppo di queste piccole cricche è descritto nello studio delle cricche “corte”, il quale si riferisce a cricche che sono: 1) fisicamente piccole, 2) piccole in relazione alla misura della zona plastica localizzata che ha favorito il loro sviluppo, o 3) piccole in relazione ad una caratteristica micro-strutturale significativa, come il grano. Dopo che la cricca è cresciuta alla profondità di molti micron, il comportamento della zona plastica all’apice della cricca ne controlla il tasso di crescita, e la misura della zona plastica diventa piccola in relazione alla misura della cricca (“crescita della cricca lunga”).

Approccio relativo all’ampiezza di deformazione

In alcune situazioni, la vita a fatica è regolata dall’ampiezza di deformazione piuttosto che dall’ampiezza di carico.

Il termine “cedimento progressivo” descrive più precisamente l’azione degli sforzi ciclici su un elemento o materiale. Gli sforzi necessari a produrre il cedimento a fatica sono molto al di sotto della massima resistenza alla trazione, e nei materiali commerciali anche al di sotto del limite di snervamento. Nei metalli puri e nelle leghe lo sforzo ripetuto può provocare incrudimento, e gli sforzi richiesti per provocare il cedimento in un numero sperimentalmente accessibile di cicli sono solitamente maggiori della resistenza allo snervamento del metallo ricotto.

L’approccio basato sullo sforzo nella prevenzione dei danni per fatica, che affondava le sue radici nella curva S-N, dominò la tecnologia della fatica fino alla Seconda Guerra Mondiale ed oltre. Tuttavia, negli anni ’50 si resero noti i risultati di test nei quali la deformazione, più che lo sforzo, fu usata come modalità di controllo del test. Tali investigazioni non solo diedero vita alla nota correlazione deformazione-ciclo vitale che prende il nome dagli sperimentatori (la *Legge di Coffin-Manson*), ma permisero anche di esplorare la *risposta alla tensione-deformazione ciclica*. Se un test è condotto ad una deformazione ciclica costante, è possibile misurare lo sforzo necessario a rinforzare ripetutamente quella deformazione. Di solito, ma non sempre, a seconda del materiale, il campione raggiunge infine uno sforzo costante denominato *sforzo di saturazione*. Un tracciato dello sforzo di saturazione come funzione dell’ampiezza di deformazione applicata (deformazione totale o plastica) definisce la *curva ciclica tensione- deformazione* analoga alla curva di tensione-deformazione monotona. Tale analogia diede vita alla definizione di proprietà della fatica simili alle proprietà meccaniche monotone, e a partire dagli anni ’70 le industrie cominciarono a formulare delle specifiche riguardanti tali proprietà. Fino ad allora, le proprietà della fatica che erano state pubblicate venivano espresse principalmente in termini di *limite di fatica o di durata* e null’altro. È stato studiato un approccio elaborato per la prevenzione dei danni per fatica “basato sulla deformazione” che è ora ampiamente usato. Lo studio della deformazione ciclica ha fornito anche un percorso differente verso la comprensione dei meccanismi della fatica.

Quando l’ampiezza di deformazione è mantenuta costante, la tensione può aumentare (incrudimento) oppure diminuire (addolcimento).

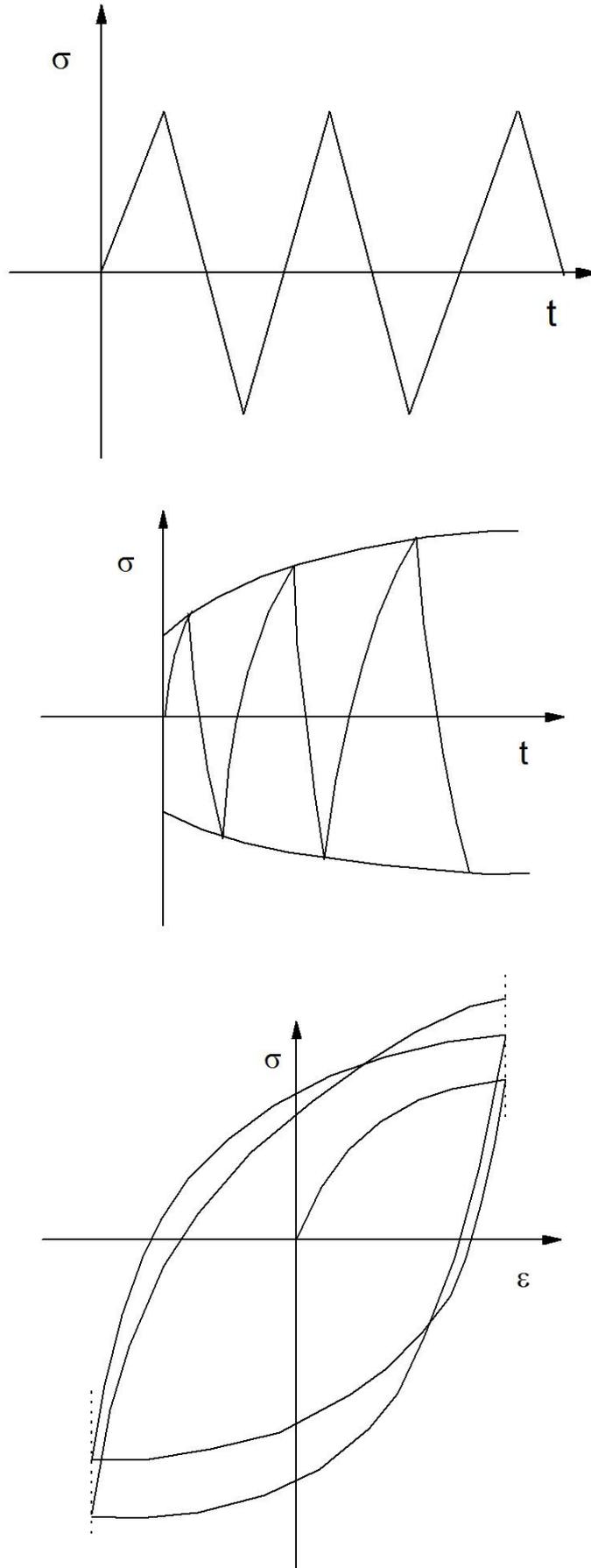


Figura 4.32: rappresentazione grafica dell'incrudimento ciclico.

Nel caso dell'incrudimento ciclico la tensione necessaria per raggiungere un dato limite di deformazione ad ogni ciclo successivo aumenta.

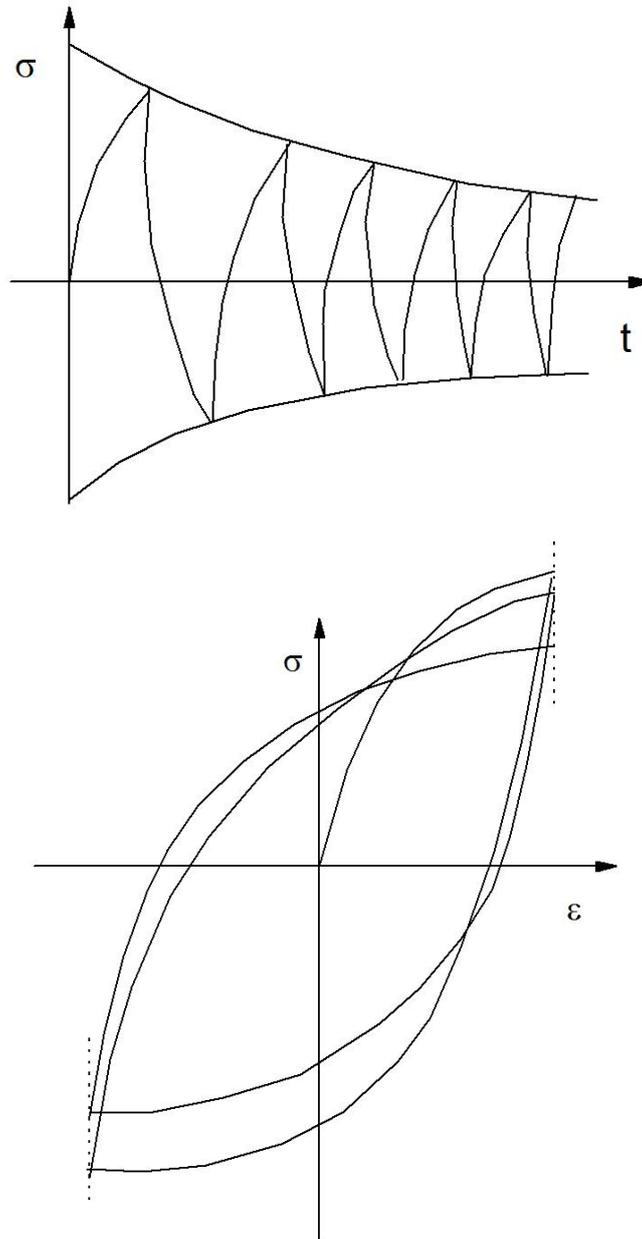


Figura 4.33: rappresentazione grafica dell'addolcimento ciclico.

Nel caso dell'addolcimento ciclico la tensione necessaria per raggiungere un dato limite di deformazione ad ogni ciclo successivo diminuisce.

Dal punto di vista meccanico il materiale:

Incrudisce se:

$$\frac{\sigma_{UTS}}{\sigma_{YS}} > 1.4 \quad (4.17)$$

Addolcisce se:

$$\frac{\sigma_{UTS}}{\sigma_{YS}} < 1.2 \quad (4.18)$$

Comunque l'effetto della sollecitazione ciclica e' quello di far tendere le dislocazioni verso uno stato piu' stabile.

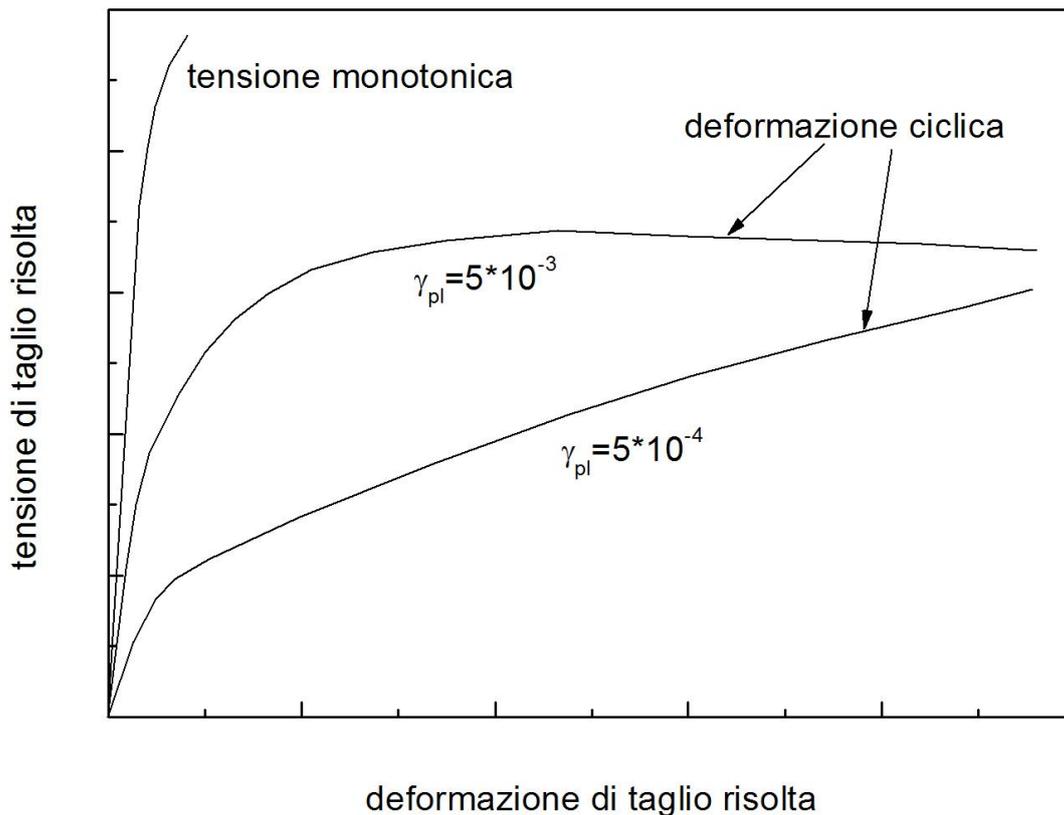


Figura 4.34: tensione di taglio-deformazione al variare della deformazione plastica ciclica.

L'effetto macroscopico e' una isteresi dell'andamento tensione-deformazione che dopo un certo numero di cicli diviene stabile.

Comportamento della tensione-deformazione ciclica: Dal momento che i metalli sono metastabili durante l'applicazione di cicli di carico, la loro *risposta alla tensione-deformazione* può essere drasticamente alterata quando sono sottoposti a deformazioni cicliche. A seconda dello stato iniziale del metallo (se sia stato incrudito mediante processi metallurgici, o addolcito dalla ricottura) e delle condizioni del suo test, il campione può: a) *incrudirsi ciclicamente*, b) *addolcirsi ciclicamente*, c) mantenere il suo limite elastico, quando è ritenuto *ciclicamente stabile*, o d) mostrare un comportamento misto (addolcirsi o incrudirsi, a seconda dell'ampiezza della deformazione, o sia incrudirsi che addolcirsi, man mano che il suo ciclo vitale avanza). Esempi di alcuni di questi tipi di comportamento sono mostrati nella fig. 4.35: a) se lo sforzo richiesto per rinforzare la deformazione aumenta con l'avanzare del ciclo vitale, il metallo subisce un incrudimento. Questo comportamento

è tipico dei metalli ricotti e delle leghe, dei metalli più dolci e delle leghe di alluminio. b) Se lo sforzo richiesto per rinforzare la deformazione diminuisce con i cicli consecutivi, il fenomeno è detto addolcimento ciclico. I metalli e gli acciai lavorati a freddo che hanno ereditato strutture di dislocazione dense durante la loro lavorazione tendono a comportarsi in questo modo. I tracciati sforzo-tempo mostrati nelle figg. 4.35 a e b sono rispettivamente *curve cicliche di deformazione-incrudimento* e *curve di addolcimento*. Alcuni metalli (rari) sono ciclicamente stabili, e in questo caso il loro comportamento di tensione-deformazione monotona descrive adeguatamente la loro risposta ciclica. Qualunque sia la natura del materiale sottoposto ad operazioni cicliche a controllo di ampiezza della deformazione, esso raggiungerà infine (quasi sempre) una risposta stabile allo sforzo. Per costruire una *curva ciclica di tensione-deformazione*, si collegano le estremità dei cicli di isteresi stabilizzati ottenute dal confronto dei test sui campioni alle diverse ampiezze di deformazione imposte.

La curva ciclica tensione-deformazione può essere confrontata direttamente con la curva monotona tensione-deformazione per valutare quantitativamente i cambiamenti ciclicamente indotti nel comportamento meccanico.

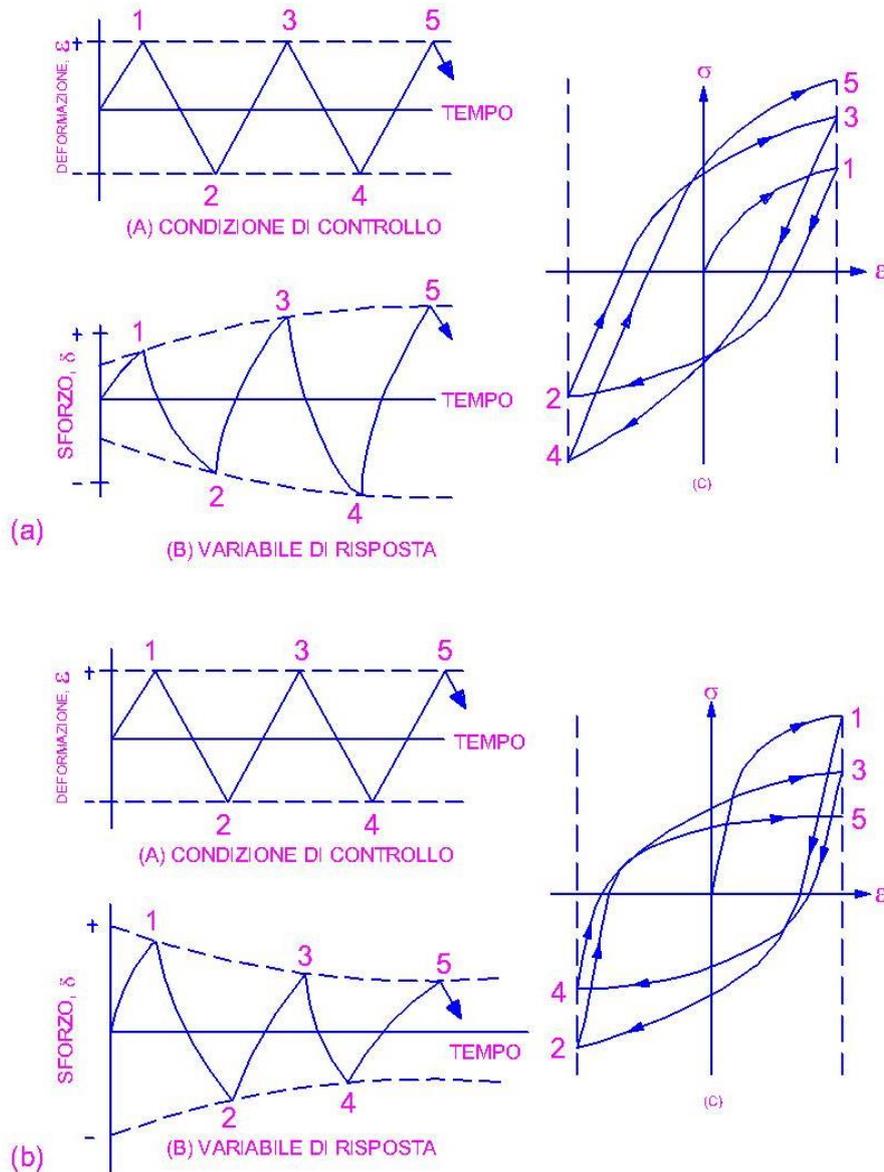


Figura 4.35: la risposta ciclica nelle operazioni ad ampiezza di deformazione controllata mostrano le condizioni di controllo, la risposta dello sforzo alle operazioni cicliche e le curve di isteresi associate ai cicli accumulati per (a) incrudimento ciclico, (b) addolcimento ciclico.

Si noti che, per esempi estremi, cioè materiali contenenti strutture metallurgiche rimosse dall'equilibrio, l'addolcimento può essere considerevole. In tal modo il "limite di snervamento ciclico", definito su una deformazione trascorsa, proprio come per la deformazione monotona, può costituire un semplice 50% della resistenza monotona allo snervamento. Se la curva ciclica tensione-deformazione è rappresentata da una funzione di legge di potenza, come:

$$\sigma_a = K (\epsilon_p)^n \tag{1}$$

dove σ è l'ampiezza dello sforzo (saturazione) a stato stazionario, ϵ_p è l'ampiezza di deformazione plastica, allora i parametri K e n possono essere usati per descrivere la risposta ciclica tensione-deformazione. K è detto *coefficiente di resistenza ciclica* ed n *esponente di incrudimento della*

deformazione ciclica. Nei materiali che si addoliscono ciclicamente, dove il completamento dell'addolcimento può essere incerto, σ_a è convenzionalmente definito al 50% del ciclo vitale. Alcuni materiali potrebbero mostrare variazioni tanto ampie durante il loro ciclo vitale che la curva ciclica tensione-deformazione potrebbe essere indefinibile. Il valore di n varia abitualmente fra 0,10 e 0,20.

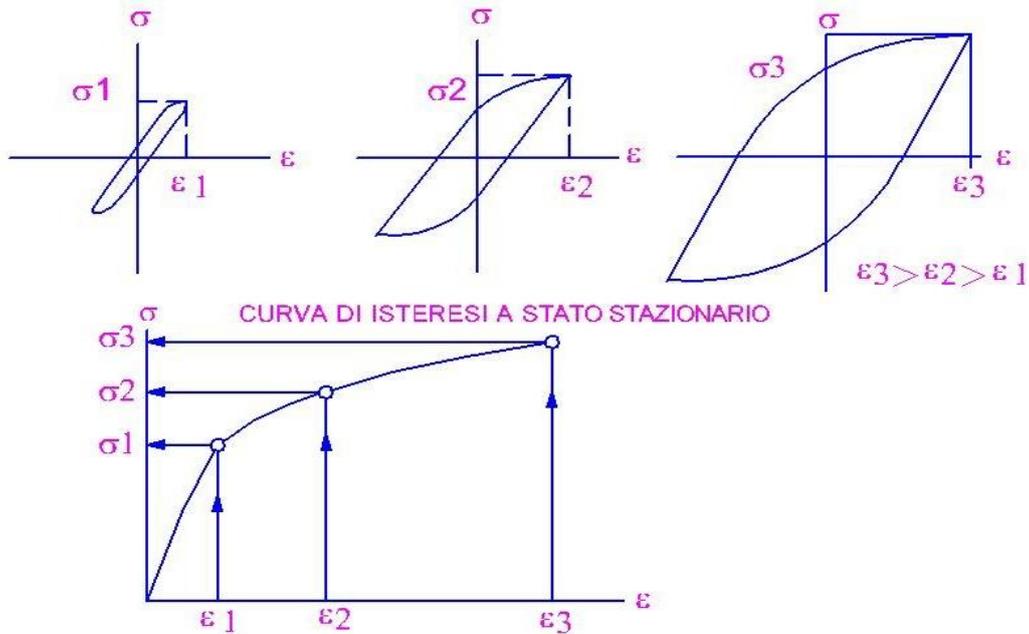


Figura 4.36: costruzione di curva ciclica tensione-deformazione ottenuta unendo le estremità delle curve di isteresi stabilizzate. Nella curva ciclica tensione-deformazione, la deformazione totale è stata usata per l'ascissa. Se è stata usata la curva in semilarghezza a sforzo zero, sarebbe tracciata la CSSC per la deformazione plastica.

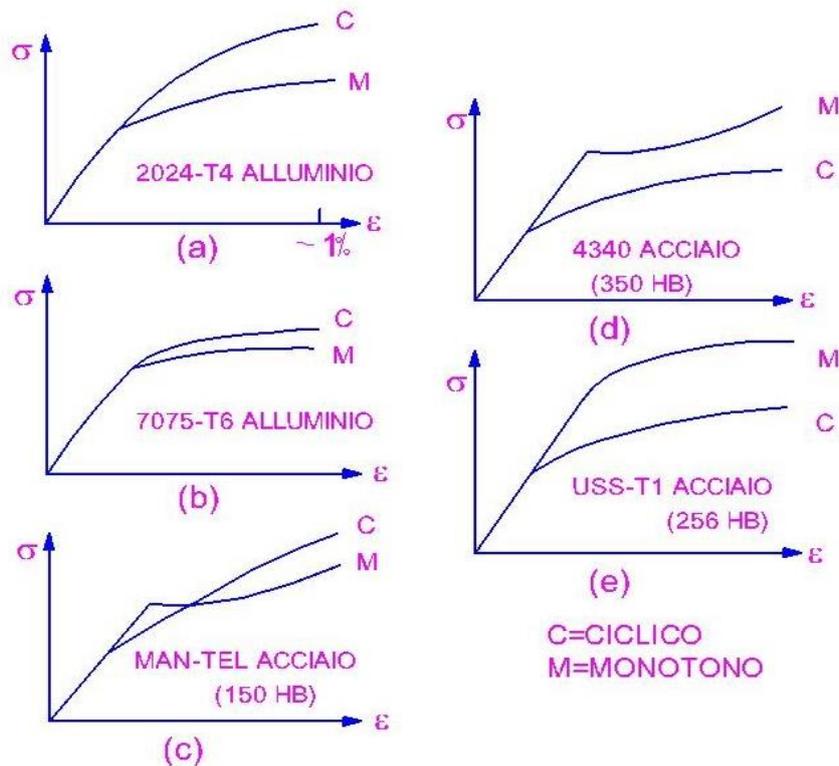


Figura 4.37: la risposta alla tensione-deformazione ciclica, curva C, confrontata con il comportamento monotono, curva di tensione-deformazione M, per metalli tipicamente commerciali. Se la curva C si trova al di sopra della curva M, si è verificato un incrudimento ciclico; si è verificato un addolcimento ciclico nel caso contrario. Sono indicate le durezza Brinell degli acciai. Gli acciai dolci generalmente si incrudiscono, gli acciai ricotti o temprati generalmente si addoliscono.

Comportamento del ciclo di vita a fatica: A causa della ormai vecchia enfasi sulla curva $S_a - N_f$, dove S_a è l'ampiezza dello sforzo ed N_f i cicli a rottura, i dati sul ciclo di vita a fatica sono in genere più disponibili sotto questa forma. All'incirca al volgere del secolo, Basquin mostrò che il tracciato $S_a - N_f$ poteva essere linearizzato con coordinate logaritmiche piene, e così stabilì la descrizione esponenziale del ciclo di vita a fatica:

$$S_a = \sigma_f (N_f)^b$$

dove σ_f è il coefficiente di resistenza alla fatica e b l'esponente di resistenza alla fatica, che spesso prende il nome di Basquin; questi parametri sono proprietà della fatica del metallo.

Ricordando la scoperta di Coffin-Manson secondo cui i dati sulla vita della deformazione plastica possono anche essere linearizzati con coordinate log-log, abbiamo la nota Legge di Coffin-Manson:

$$\varepsilon_p = \varepsilon_f (N_f)^c$$

dove ε_p è l'ampiezza di deformazione plastica, ε_f è il coefficiente di duttilità della fatica e c l'esponente di duttilità della fatica. ε_f si collega molto bene alla deformazione vera che conduce a frattura in un test monotono e c varia approssimativamente tra -0,5 e -0,7 per la maggior parte dei

metalli. L'esponente di duttilità della fatica può avvicinarsi a -1 o -2 se la localizzazione della deformazione mostrata dal materiale è particolarmente marcata.

Il comportamento di vita a fatica è ora solitamente mostrato in un tracciato di deformazione logaritmica contrapposta a cicli logaritmici (o inversioni = $2N_f$) di cedimento, e tale tracciato è mostrato nella figura 4.38, insieme alla resistenza alla fatica e alle proprietà di duttilità dei quattro parametri di fatica che sono stati introdotti: coefficiente di resistenza alla fatica σ_f ed esponente b , e coefficiente di duttilità della fatica ϵ_f ed esponente c . Per quei materiali che si suppone abbiano un limite di fatica, questo parametro viene aggiunto agli altri quattro come ulteriore parametro che definisce l'indice di prestazione. In effetti, tutti i materiali che richiedono plasticità per i loro meccanismi di cedimento a fatica possiedono un limite di fatica che corrisponde alla soglia di formazione della PSB o, più generalmente, di localizzazione della deformazione. La prova indica che i metalli durano indefinitamente se non si verifica la localizzazione della deformazione, ma questo fatto non si mostra tanto rapidamente nelle curve S-N dei metalli fcc quanto in quelle dei metalli bcc, e la consapevolezza di tale comportamento è giunta molto lentamente. Eppure un altro parametro che definisce il comportamento della fatica, il *ciclo vitale di transizione*, N_f , è mostrato nella fig. 4.38 e, come già notato, esso segna la distinzione formale tra la fatica ad alta e bassa deformazione, per il materiale specifico. Nell'esempio (ipotetico) mostrato, N_f è basso ma non in maniera inusuale, ed è tipico di un metallo fragile. N_f è più vicino ai 100.000 cicli nei metalli duttili.

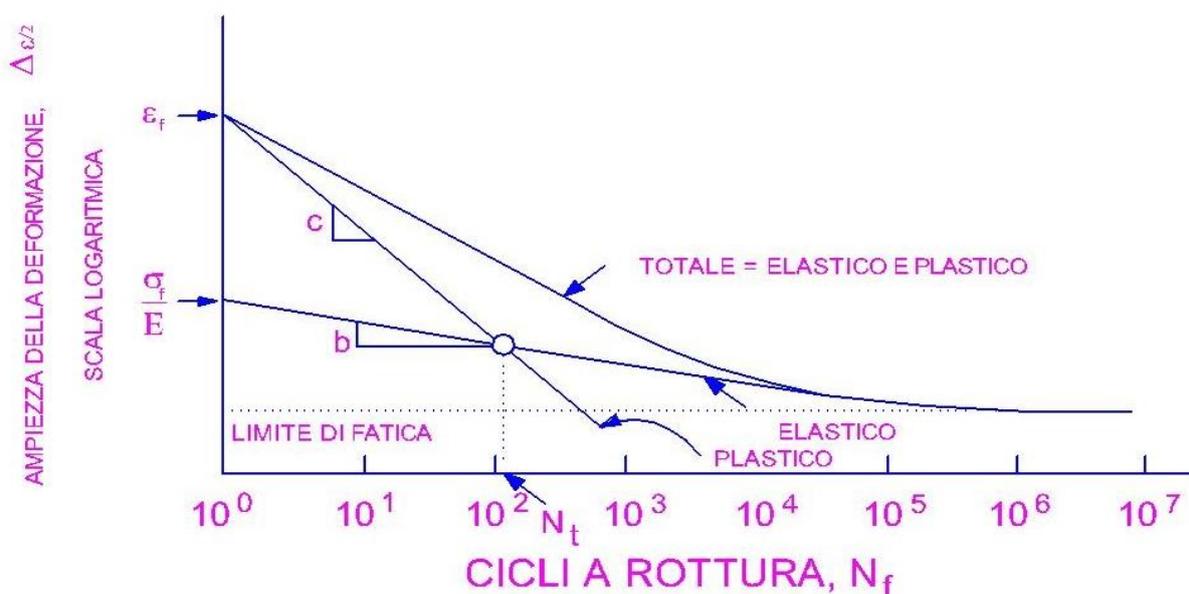


Figura 4.38: tracciati logaritmici di deformazione plastica, deformazione elastica e deformazione totale contrapposti a i cicli mancanti al cedimento mostrano i parametri di "duttilità e resistenza alla fatica" che indicano la prestazione, così come il limite di fatica e il ciclo vitale di transizione N_f .

Effetto Bauschinger: Bauschinger, che ricordiamo principalmente per essere riuscito ad invertire lo sforzo, condusse anche esperimenti nei quali invertì lo sforzo più volte. Egli scoprì essenzialmente l'*incrudimento ciclico* e l'*addolcimento ciclico*, termine quest'ultimo con cui indichiamo l'addolcimento prodotto da sforzi ciclici di incrudimento precedentemente introdotti in un metallo mediante deformazione monotona. Successivamente altri ricercatori iniziarono un diverso approccio alla fatica studiando microscopicamente il comportamento della banda di scorrimento quando i

campioni venivano sottoposti a sforzo inverso. Con l'incremento del numero dei cicli di sforzo, apparvero ulteriori bande di scorrimento che non erano precedentemente visibili, e le prime che si formarono mostravano una tendenza ad allargarsi. Infine si osservò la formazione di cricche nelle bande allargate. Essi scoprirono così il fenomeno delle *Bande di Scorrimento Persistenti* (PSB), anche se le bande di scorrimento non furono così denominate che decenni più tardi, quando si scoprì che esse ricomparivano nello stesso punto dopo che il test era stato interrotto, la superficie rilucidata ed il test riavviato.

Precedentemente alla Prima Guerra Mondiale, una Commissione Reale convocata dai Britannici affrontò il problema della fatica e fornì un compendio delle conoscenze del tempo che è sorprendentemente moderno. Ad esempio, essa sfatò la celebrata teoria della "cristallizzazione" della fatica. Le idee scientifiche errate sembrano dure a morire, specialmente nell'opinione comune. Molti anni dopo T. E. Lawrence descrisse ne "I Sette Pilastri della Saggezza" un incidente durante una schermaglia con i Turchi, in cui uno dei loro veicoli perse una molla a balestra (dopo un uso intenso nel deserto). T.E. spiegò la rottura come se "si fosse cristallizzata all'interno".

Dopo essere stato deformato plasticamente in una direzione, la curva tensione-deformazione di un metallo nella direzione opposta è più bassa rispetto alla curva tensione-deformazione iniziale. Durante la deformazione ciclica, il materiale ha memoria della deformazione plastica iniziale che fa ridurre la tensione alla quale la deformazione plastica avviene nel ciclo successivo.

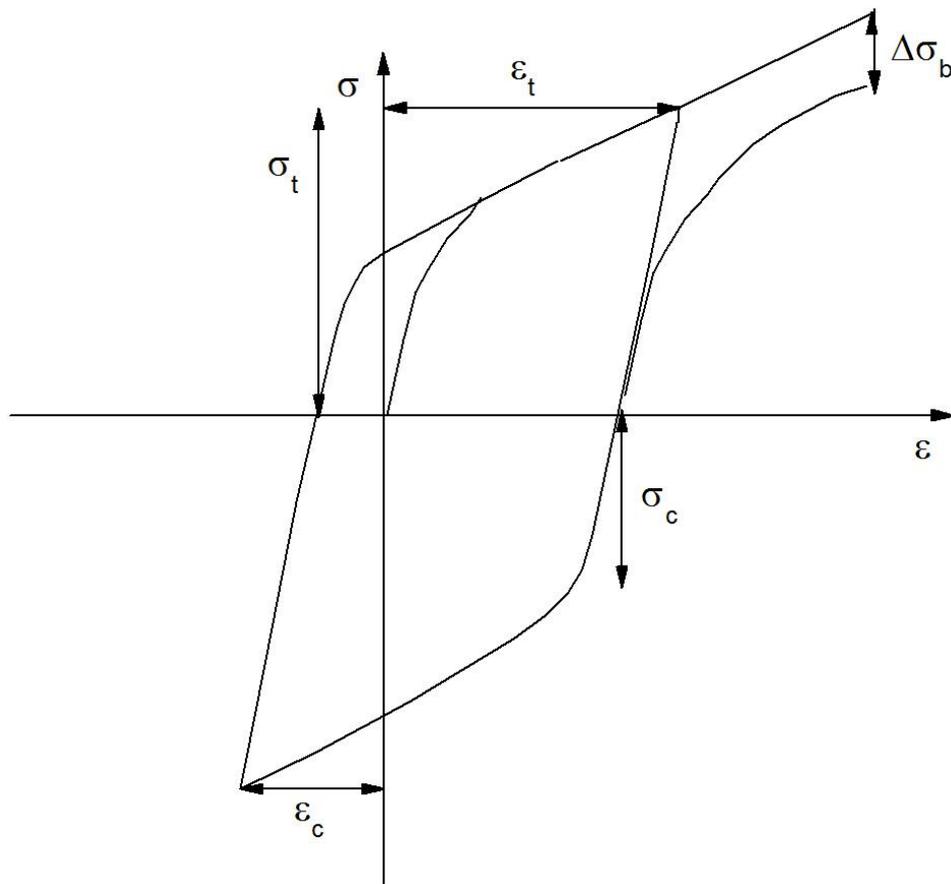
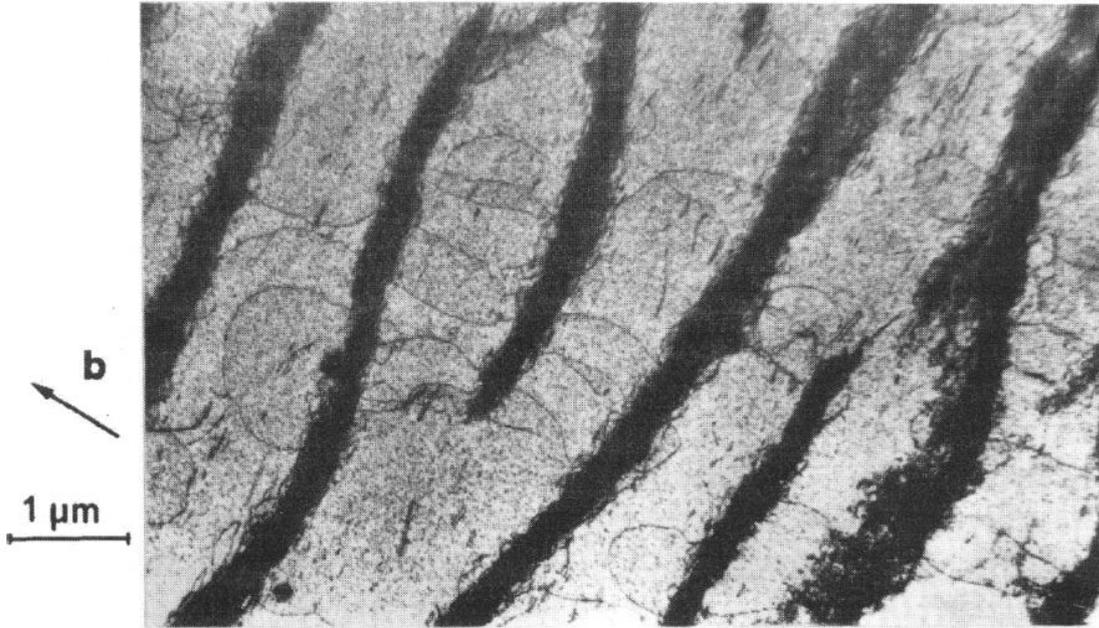


Figura 4.39: schematizzazione grafica dell'effetto Bauschinger.

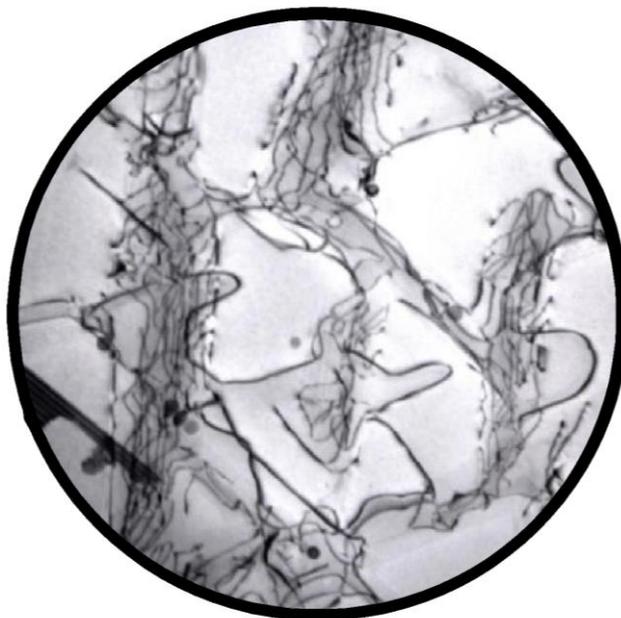
Tale effetto permane anche per molti cicli e può avvenire per l'impilamento delle dislocazioni o per la presenza di precipitati incoerenti o semi-coerenti o in materiali in cui vi siano fasi differenti, questo riduce specialmente la tensione durante il semiciclo di compressione del materiale.

Esempio

Monocristallo di rame in cui le dislocazioni si sono riarrangiate in strutture labirintiche una parallela all'altra (impilamento).



Esempio



Deformazione ciclica: La deformazione ciclica è di solito studiata a fatica mediante test condotti in controllo totale o plastico della deformazione. Dal momento che le deformazioni a fatica sono generalmente basse in relazione a quelle impiegate nella deformazione monotona, anche lo sforzo è basso all'inizio delle operazioni cicliche se il materiale è dolce o ricotto. Tuttavia, il campione si incrudisce rapidamente in modo tipico, dando il via al fenomeno classificato come *incrudimento rapido*. Con operazioni cicliche continue il tasso di incrudimento diminuisce ed infine scende a zero, punto nel quale si dice che il campione è *in saturazione*. I meccanismi di dislocazione durante l'incrudimento rapido ed il comportamento di dislocazione mediante il quale il campione porta la deformazione plastica a saturazione senza incrudirsi ulteriormente sono solitamente diversi. Questi aspetti della deformazione ciclica sono perciò trattati separatamente. Spesso, la *localizzazione della deformazione* si verifica durante la deformazione ciclica, e questo fenomeno è particolarmente distruttivo nel provocare le cricche di fatica.

Gli aspetti fondamentali della deformazione ciclica e della cricca di fatica sono stati ripetutamente analizzati; tuttavia, la ricerca sulla fatica continua attivamente, e vi sono stati nuovi risultati sulla deformazione ciclica e sulla fatica nelle leghe a scorrimento sia ondulatorio sia piano, che hanno fornito ulteriori approfondimenti sui meccanismi della fatica.

Comportamento fenomenologico e strutture di dislocazione: L'incrudimento rapido si conclude quando viene raggiunto lo *sforzo di saturazione*. Questo sforzo di saturazione, quando viene tracciato in contrapposizione all'ampiezza di deformazione plastica (o totale) imposta, definisce la curva ciclica di tensione-deformazione (CSSC). Quello per i monocristalli di rame che si deformano in scorrimenti singoli viene mostrato nella fig. 4.40. Questa curva, che è tipica dei metalli fcc puri e della maggior parte delle loro leghe sostitutive, consiste in una curva a tre stadi centrata intorno ad un *plateau* sporgente (situato ad un'ampiezza di sforzo di 28 MPa), Questa curva differisce nella forma in modo minore nei diversi metalli fcc per ragioni che non sono ancora ben comprese, sebbene lo sforzo di plateau normalizzato dal modulo elastico tangenziale abbia un valore costante di

$\sim 6,6 \times 10^{-4}$. Dal momento che il rame è di gran lunga il metallo più studiato di tutti, figuriamoci rispetto ai metalli fcc (delle circa tre dozzine di riferimenti riguardanti la deformazione ciclica citati da LAIRD nella sua prima analisi [1983], quasi la metà esaminavano il rame, e la maggioranza degli studi continua ancora oggi), gli esempi qui citati saranno prevalentemente tratti dal rame, ma la comprensione richiesta per questo metallo può essere ampiamente applicabile a tutti quelli della stessa categoria.

Le strutture di dislocazione sature differiscono nelle varie regioni della CSSC: A, al di sotto del plateau; B, nel plateau; C, al di sopra del plateau. Dobbiamo anticipare perciò che il comportamento di incrudimento rapido rifletterà tali differenze.

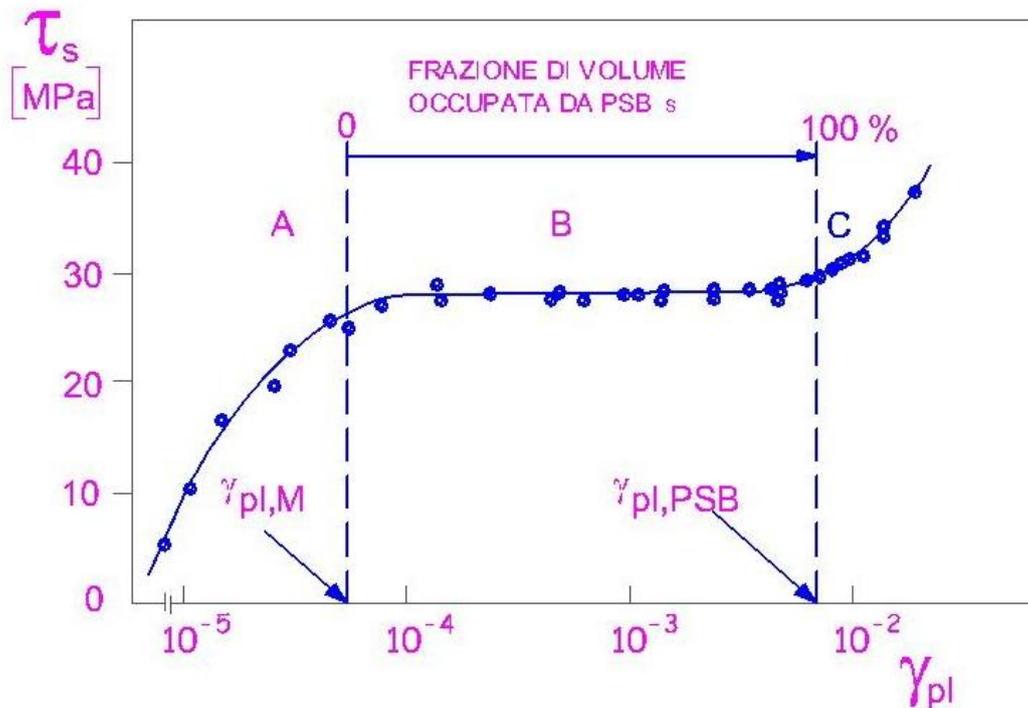


Figura 4.40: curva ciclica tensione-deformazione per monocristalli di rame orientata secondo uno scorrimento singolo mostra il plateau e la natura in tre stadi della curva.

Un metodo per mostrare queste differenze è quello di tracciare e confrontare le “curve di incrudimento ciclico”, cioè quelle ottenute tracciando il picco di sforzo per ciclo condotto in ampiezza di deformazione costante contrapposto al numero di cicli o *deformazione plastica cumulativa*. Questa quantità frequentemente usata, che è specifica della fatica, è definita come la deformazione plastica verificatasi in tutti i cicli precedenti sommati senza tenere conto del segno. Per le operazioni cicliche a deformazione costante, la deformazione plastica cumulativa è il prodotto di quattro volte l’ampiezza della deformazione plastica e del numero dei cicli. Il comportamento che corrisponde alle regioni A e B e che si applica agli orientamenti a scorrimento singolo sembra poter essere meglio compreso. In queste condizioni, le strutture di dislocazione prodotte durante l’incrudimento rapido consistono in densi ed irregolari circuiti di connessione disposti in fila nella direzione della dislocazione a spigolo.

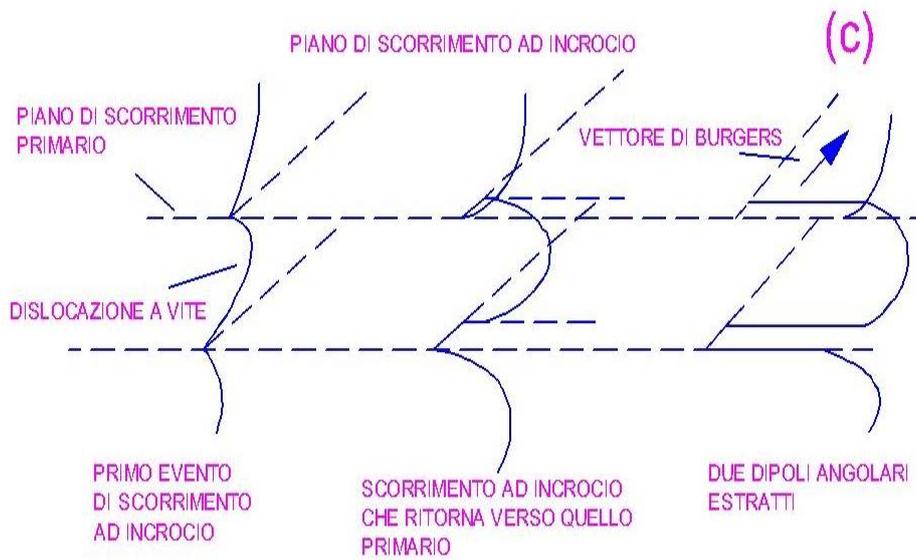
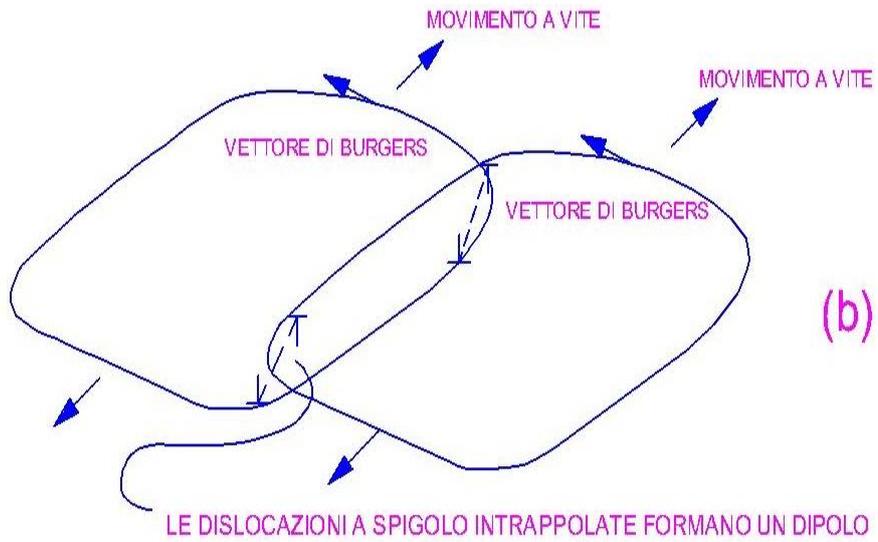
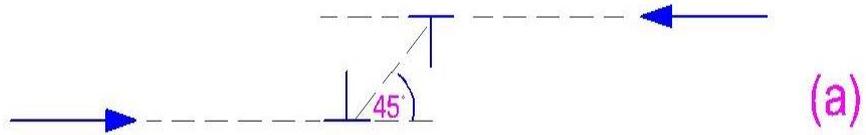




Figura 4.41: formazione di dipoli di dislocazione mediante (a) e (b) intrappolamenti reciproci di dislocazioni a spigolo e (c) un doppio meccanismo di scorrimento ad incrocio. (d) Il raggruppamento di questi dipoli forma dei circuiti di connessione mostrati in visione tridimensionale che corrispondono alla regione A della CSSC (ampiezza di deformazione plastica da scorrimento $2,6 \times 10^{-5}$, tensione di attrito = 19,8 MPa).

I circuiti di connessione sono costituiti da dipoli di dislocazione in cui le dislocazioni positive e negative della coppia finiscono per essere tipicamente separate di circa 100 Å. Essi sono formati molto probabilmente da una varietà di meccanismi: reciproco intrappolamento di dislocazioni a spigolo positive e negative che viaggiano su differenti piani di scorrimento atomistico in direzioni diverse, coppie di dislocazione a vite che scivolano su differenti piani atomistici formando tra esse un dipolo a dislocazione a spigolo e/o mediante un doppio meccanismo di scorrimento ad incrocio. Le dislocazioni a spigolo intrappolate si collocano nella loro posizione di equilibrio di 45° e possono invertire il proprio segno l'una accanto all'altra quando l'operazione ciclica di sforzo è attiva. Esse agiscono da barriere per le altre dislocazioni e possono essere raccolte in gruppi – i circuiti di connessione. Poiché lo sforzo viene applicato nella fatica più volte, le dislocazioni positive e negative hanno molte opportunità di incontrarsi ed intrappolarsi l'un l'altra, ed i circuiti di connessione raramente mostrano un eccesso di dislocazioni di un unico segno. Questi continui eventi di intrappolamento raffinano gradualmente i dipoli in separazioni sempre più piccole. L'aspetto tipico di queste strutture è mostrato nella 4.41. Nella normale visione con microscopio elettronico a trasmissione, vicino alla condizione di Bragg, le immagini della dislocazione possono essere tanto ampie quanto la separazione delle dislocazioni a spigolo positive e negative nel dipolo, e potrebbe essere persino difficile individuare un dipolo isolato. Essi possono naturalmente essere individuati separatamente usando la tecnica a fascio debole, persino quando i dipoli sono raggruppati in un circuito di connessione. L'immagine tridimensionale suggerisce la struttura a vene che spesso dà il nome ai circuiti di connessione. La nomenclatura non è ben definita in letteratura: il termine “circuiti di connessione” sembra più appropriato a definire i densi raggruppamenti di dislocazioni di dipoli, “vene” potrebbe adattarsi meglio ai circuiti di connessione uniti in nubi semi-continue di dipoli separate da canali.

Nella fig. 4.42 vengono mostrate le curve tipiche di incrudimento ciclico per ampiezze di deformazione basse e moderate. È interessante che lo sforzo di saturazione e di conseguenza la forma della CSSC appaiano piuttosto insensibili all'orientamento del cristallo qui indicato dal parametro di orientamento Q definito come il rapporto tra il fattore di Schmid (definito come il rapporto tra la tensione d'attrito rilevata sul piano nella direzione del relativo sistema di scorrimento, e lo sforzo imposto normale) per il secondo sistema di scorrimento maggiormente caricato e quello del sistema primario. Se Q è $< 90\%$, lo scorrimento tende ad essere prevalentemente singolo; se $Q > 90\%$ lo scorrimento secondario diventa più evidente ma resta dominato da quello primario. Il tasso di incrudimento rapido non è influenzato dall'orientamento di una vasta gamma di orientamenti dei cristalli purché l'ampiezza sia bassa (fig. 4.42a). Comunque, se l'ampiezza aumenta, il tasso di incrudimento sale parallelamente all'aumento del parametro Q (fig. 4.42b). In queste circostanze i circuiti di connessione possono acquisire significative popolazioni di dipoli a dislocazione secondaria.

La conclusione secondo cui la CSSC ed il comportamento di incrudimento rapido sono abbastanza costanti nella maggior parte degli orientamenti all'interno del triangolo standard necessita di un'attenta considerazione. Il comportamento sarà quasi certamente diverso per gli orientamenti sul grande cerchio che collegano i poli 011 e 111 dove due sistemi di scorrimento sul piano primario sono simultaneamente sollecitati e producono strutture di dislocazione a rete diverse dai circuiti di connessione. Il comportamento è ancora più complesso per gli orientamenti a scorrimento multiplo in cui l'incrudimento può svilupparsi raggiungendo alti livelli. La curva di incrudimento ciclico per un cristallo orientato $[\bar{1}11]$ viene mostrato nella fig. 4.43 in confronto al comportamento di un cristallo a scorrimento singolo. Si noti che per un cristallo a scorrimento multiplo lo sforzo massimo raggiunto è doppio rispetto a quello del cristallo a scorrimento singolo che satura ad un livello regolare di ~ 28 MPa (dopo un lieve picco) mentre il cristallo a scorrimento multiplo, che si incrudisce in un numero inferiore di cicli (in ordine di magnitudo) non mostra saturazione, ma la tensione d'attrito rilevata cala continuamente fino alla frattura del campione.

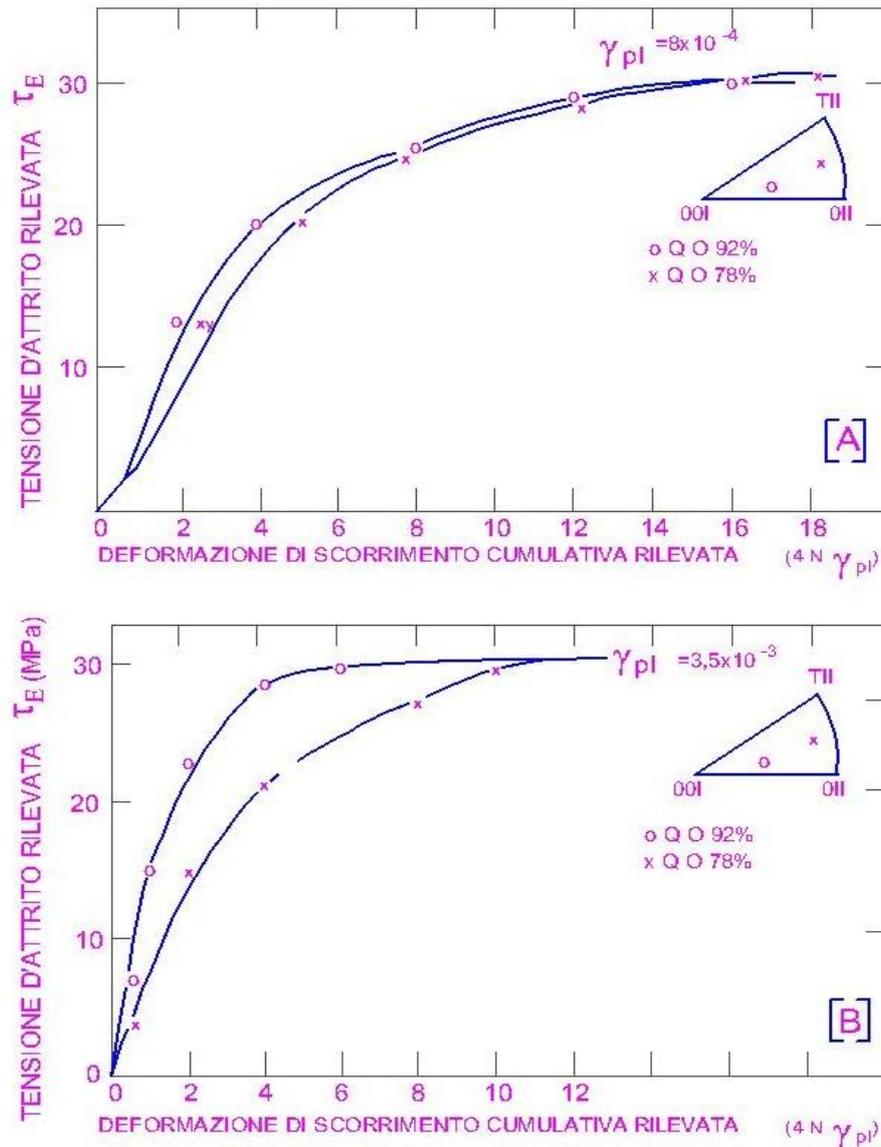


Figura 4.42: curve di indurimento ciclico per monocristalli di orientamenti diversi specificati dal parametro di orientamento Q : (a) a bassa ampiezza di deformazione; (b) ad elevata ampiezza di deformazione. Si noti il tasso di incrudimento molto più elevato nella condizione di maggiore scorrimento multiplo (più vicino a 001) quando l'ampiezza di deformazione è elevata.

La riduzione dello sforzo potrebbe anche essere causata dalla cricca, la cinetica della quale è molto elevata poiché lo sforzo è elevato. La struttura di dislocazione di questo campione consisteva in pareti normali rispetto alla direzione $[\bar{1}11]$, e di bande di intaglio cellulare orientate a $\sim 45^\circ$ rispetto all'asse. Questi tipi di struttura possono bene applicarsi all'incrudimento rapido nella regione C della CSSC. Un analogo comportamento sembra possibile nei cristalli con orientamenti dell'asse vicino a [001], dove sono stati rilevati un rapidissimo incrudimento ed uno sforzo di saturazione di 44 MPa.

Per la maggior parte degli orientamenti dei cristalli in cui la deformazione ciclica è dominata dallo scorrimento singolo, i risultati del TEM (microscopio elettronico a trasmissione) mostrano che l'incrudimento rapido a basse ampiezze di deformazione è causata primariamente dall'accumulo delle dislocazioni del sistema di scorrimento primario.

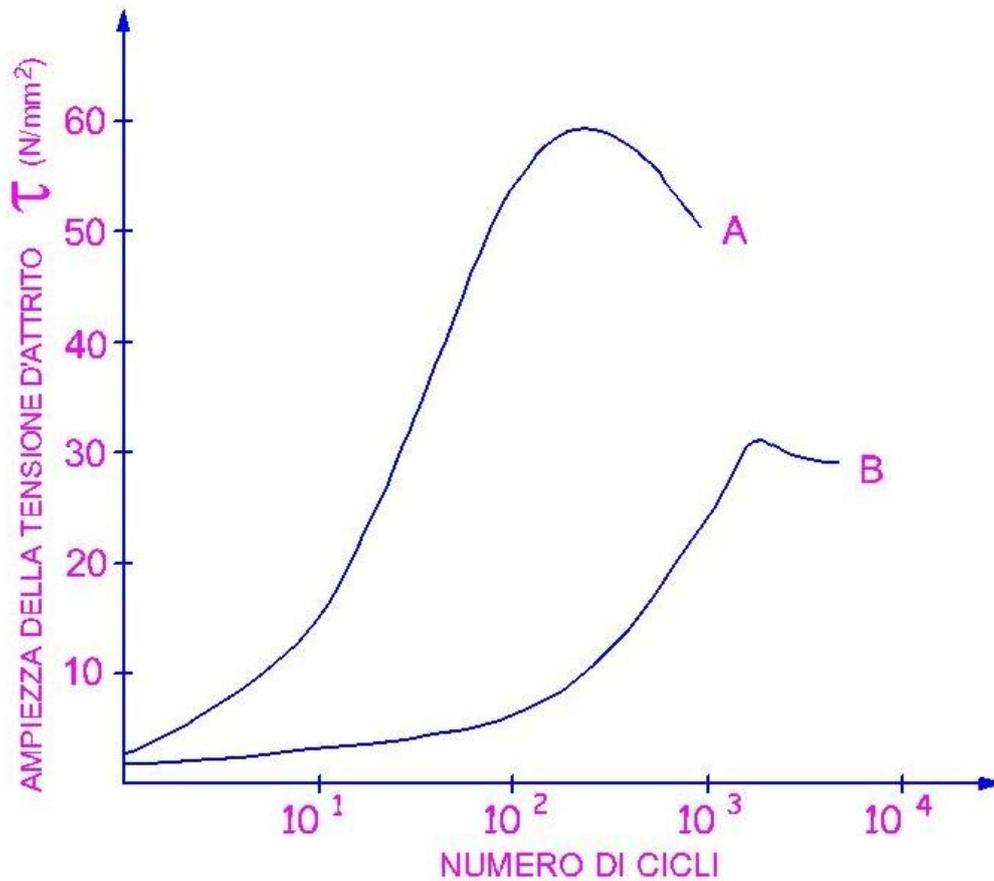


Figura 4.43: curve di incrudimento ciclico nei monocristalli di rame: curva A, orientamento a scorrimento multiplo; curva B, orientamento a scorrimento singolo. Ampiezza di deformazione plastica $1,5 \times 10^{-3}$.

Con un'ampiezza di deformazione crescente, e particolarmente nelle ampiezze maggiori di 2×10^{-3} , il tasso di incrudimento è associato alle quantità crescenti di slittamento secondario. Vi sono molte prove di questo comportamento; la dipendenza del tasso di incrudimento rapido dall'orientamento ne è una forma. Mughrabi analizzò le misurazioni di grandezza delle proprietà magnetiche dei monocristalli di nichel a fatica. Le deviazioni nelle misurazioni magnetiche rispetto alle caratteristiche di simmetria dei cristalli contenenti dislocazioni primarie si verificano con cicli crescenti ad ampiezze di deformazione che corrispondono alla metà superiore del plateau, e queste riflettono il contributo sempre maggiore delle dislocazioni secondarie. Più recentemente è stato mostrato che l'ampiezza di deformazione di 2×10^{-3} situata vicino all'estremità bassa della deformazione del plateau (da 6×10^{-5} a $7,5 \times 10^{-3}$) rappresenta una soglia. Al di sotto di questa ampiezza il TEM mostrava che i circuiti di connessione erano dominati da dislocazioni primarie. Al di sopra di quest'ampiezza, la densità delle dislocazioni secondarie aumentava in modo significativo con l'incremento dell'ampiezza. L'ampiezza scelta per lo studio è situata all'estremità superiore del plateau.

Perciò inizialmente, nell'incrudimento rapido, e specialmente a basse ampiezze, le strutture di dislocazione consistono quasi interamente di dipoli di dislocazione primaria. La natura dipolare delle strutture risulta ovvia nelle micrografie TEM che non mostrano alcun cambiamento nel contrasto di fondo tra i circuiti di connessione. I dipoli si accumulano inizialmente come "circuiti di connessione unitari", cioè i circuiti di connessione precoci mostrati nella fig. 4.44.



Figura 4.44: circuiti di connessione unitari consistenti quasi esclusivamente di dislocazioni primarie, visti sul piano di slittamento primario per uno sforzo di circa 8 MPa. E' indicata la direzione del vettore di Burgers primario, b. Questo montaggio di micrografie è stato tratto da una sottile area della lamina come si può vedere dalle frange di spessore sul lato sinistro – la lamina ha la forma di un cuneo e si restringe verso un foro non visibile sulla sinistra.

I circuiti di connessione unitari combaciano bene nel senso dei dipoli ma sono piuttosto frastagliati ed hanno una bassa frazione di volume. Di nuovo, a causa del basso ingrandimento usato per la fig. 4.44, i singoli dipoli non possono essere individuati. A sforzi maggiori la frazione di volume dei circuiti di connessione aumenta, apparentemente per mezzo di dipoli che occupano lo spazio tra circuiti di connessione unitari vicini, e la struttura gradualmente diventa simile a quella vista in precedenza che si applica a ~ 20 MPa. Nel momento in cui viene raggiunto uno sforzo di plateau regolare, la frazione di volume dei circuiti di connessione è di circa 50%; i canali tra i circuiti di connessione diventano più sinuosi restando sempre interconnessi.

Durante l'accumulo dei circuiti di connessione, le linee di scorrimento osservate sulla superficie del campione sono lunghe, diritte e uniformemente distribuite, indicando un intaglio omogeneo. Queste osservazioni indicano che i circuiti di connessione e i canali si deformano in cooperazione, tramite un movimento di dislocazione a spigolo nei circuiti di connessione e tramite le dislocazioni a vite che scorrono nei canali. Questo modello ampiamente accettato per il comportamento della dislocazione è schematicamente indicato nella fig. 4.45.

L'effetto delle dislocazioni secondarie sull'estensione dell'incrudimento nei cristalli prevalentemente orientati in scorrimento singolo non sembra essere grande. Ciò può essere rilevato dai risultati dei test in condizioni di carico progressivo (ramp-loading test: test in cui il carico applicato aumenta in modo lineare rispetto al tempo). Da ciò deriva il verificarsi di deformazioni improvvise se i monocristalli di rame sono sottoposti a fatica in condizioni di carico progressivo dove l'ampiezza di carico controllata viene gradualmente aumentata da zero ad un massimo di 32 MPa (lo sforzo al quale si innescano le PSB). La natura delle deformazioni improvvise è mostrata nella fig. 4.46, cioè vi sono episodi periodici di alta deformazione che durano per un numero di cicli con l'intervento di periodi di bassa deformazione.

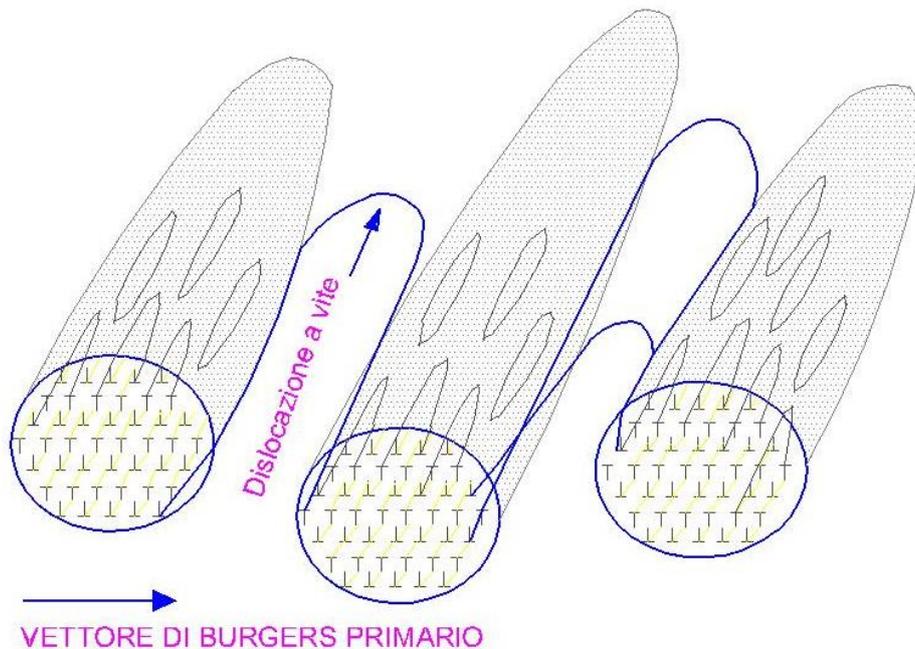


Figura 4.45: modello di deformazione nei circuiti di connessione – movimento a spigolo nei circuiti dipolari accoppiati a dislocazioni a vite che scorrono nei canali. Si noti il reticolo di Taylor nei circuiti di connessione; l'esistenza di connessioni può essere vista sulle superfici superiori dei circuiti.

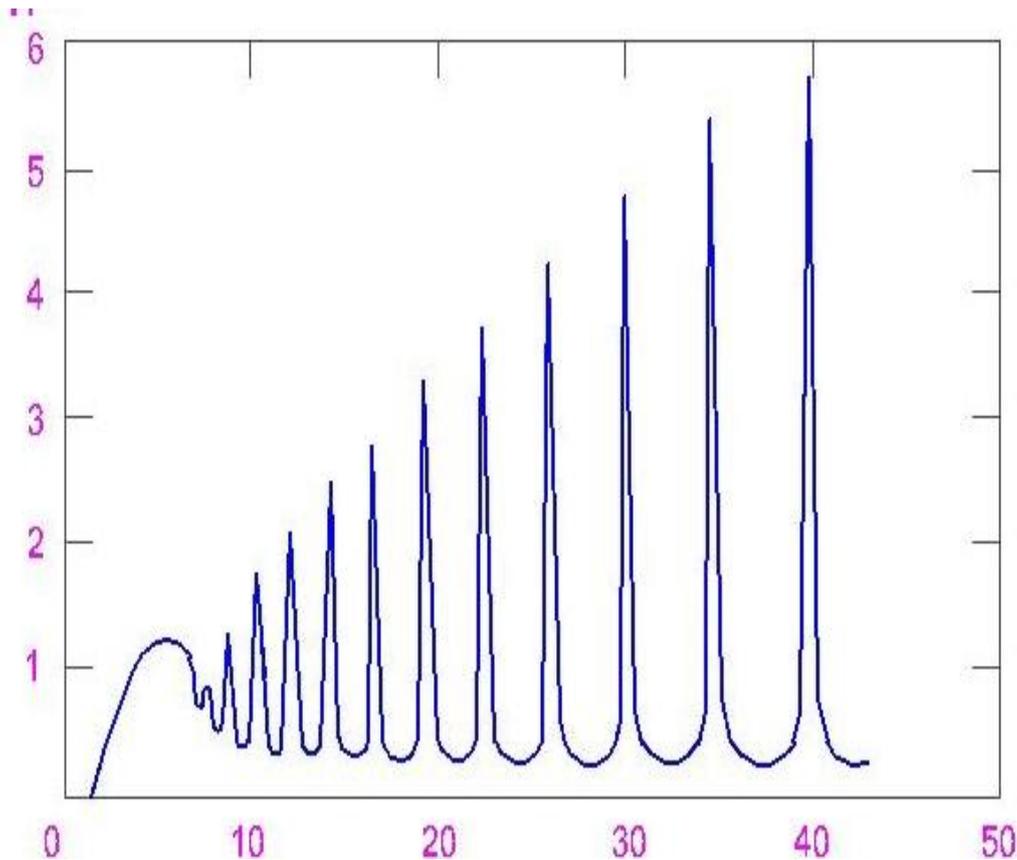


Figura 4.46: deformazioni improvvise in un cristallo di rame a fatica con un'ampiezza di sforzo che aumentava in modo lineare con il numero dei cicli ad un tasso di 7,1 kPa/ciclo. Dal momento che la temperatura del test era di 90 K – lo sforzo di plateau era più alto rispetto al valore di 32 MPa osservato a temperatura ambiente ed i circuiti di connessione avevano ancora la struttura adeguata a 40 MPa, mentre continuavano a verificarsi deformazioni improvvise. Lo sforzo di plateau a 90 K sarà di circa 49 MPa.

E' noto che le strutture di dislocazione prodotte dal carico progressivo consistono in circuiti di connessione regolari; tuttavia esse contengono una densità molto più alta e più uniforme di dislocazioni secondarie rispetto ai circuiti di connessione prodotti da test regolari a deformazione controllata. Le deformazioni improvvise indicano instabilità nella struttura in evoluzione dei circuiti di connessione, che cambiano discontinuamente, sotto l'azione di continue deformazioni che compaiono all'improvviso, fino a raggiungere una situazione più stabile a seconda del livello di sforzo imposto. Quasi certamente il cambiamento consiste in un raffinamento dei circuiti di connessione che comporta un decremento della larghezza dei dipoli così che lo sforzo passante per le dislocazioni a spigolo aumenta e porta la struttura alla stabilità con l'aumento del carico.

Dopo un carico progressivo a 32 MPa, le bande di scorrimento persistenti (PSB), l'agente mediante il quale si ottiene la saturazione, si sviluppano normalmente ad un tasso che dipende dalla frequenza delle operazioni cicliche, una frequenza bassa, ad es. 2 Hz, incoraggiando la formazione di PSB. Ciò si confronta con uno sforzo di 28 MPa che è quello richiesto per produrre le PSB in un test regolare a deformazione controllata. L'incremento di ~ 10% del limite elastico prodotto dal carico progressivo è significativo e può essere attribuito sia al contenuto della dislocazione secondaria dei circuiti di connessione sia alla loro uniformità.

Modelli di comportamento dell'incrudimento rapido: circuiti di connessione, bande di scorrimento persistenti e canali: L'interpretazione del comportamento della dislocazione durante l'incrudimento rapido è stata al centro dell'interesse per molti anni. I primi modelli usati per spiegare questo comportamento sono stati precedentemente analizzati. Più recentemente l'interpretazione è stata eseguita mediante l'analisi dello sforzo di attrito e dello sforzo posteriore che agiscono sulle dislocazioni. Lo sforzo di frizione che agisce sulle dislocazioni, dipendendo da un incrudimento di difetto puntuale, dallo sforzo di Peierls e dal trascinarsi di un intaglio, è indipendente dalla direzione della deformazione, ma lo sforzo posteriore cambia segno ad ogni mezzo ciclo. Lo sforzo posteriore raggiunge il valore massimo alla massima deformazione imposta, agendo così in modo da abbassare il limite di snervamento nella direzione inversa. Poiché esso è di natura elastica a causa delle interazioni delle dislocazioni, diminuisce improvvisamente deformandosi nella direzione da lui stesso favorita, poi si inverte ancora così da opporsi alle deformazioni imposte. Le misurazioni dello sforzo di attrito e dello sforzo posteriore sono state compiute analizzando i cicli di isteresi con il *metodo Cottrell*. I risultati mostrano che lo sforzo di attrito e lo sforzo posteriore (la cui somma è uguale allo sforzo applicato) aumentano in parallelo durante l'incrudimento rapido, e lo sforzo di attrito conduce fino a 1-2 MPa. Da questa analisi lo sforzo di attrito è separato in due parti, una uguale per grandezza allo sforzo posteriore (e avente presumibilmente la stessa causa fisica), e l'altra, più piccola, si divide, in primo luogo a causa del trascinarsi improvviso di un intaglio da parte delle dislocazioni a vite che fanno la spola nei canali tra i circuiti di connessione.

Ulteriori analisi del comportamento di questi sforzi suggerisce che i circuiti di connessione partecipano pienamente alla deformazione ciclica per mezzo di connessioni coordinate che si capovolgono nella maniera illustrata nella fig. 4.47. Vale a dire che i circuiti di connessione sono idealizzati come reticoli di Taylor, in cui le dislocazioni sono viste come infinitamente lunghe piuttosto che consistere in connessioni dipolari come accade in realtà, e sono concepite per deformarsi mediante file scorrevoli di dislocazioni di segno opposto l'una accanto all'altra.

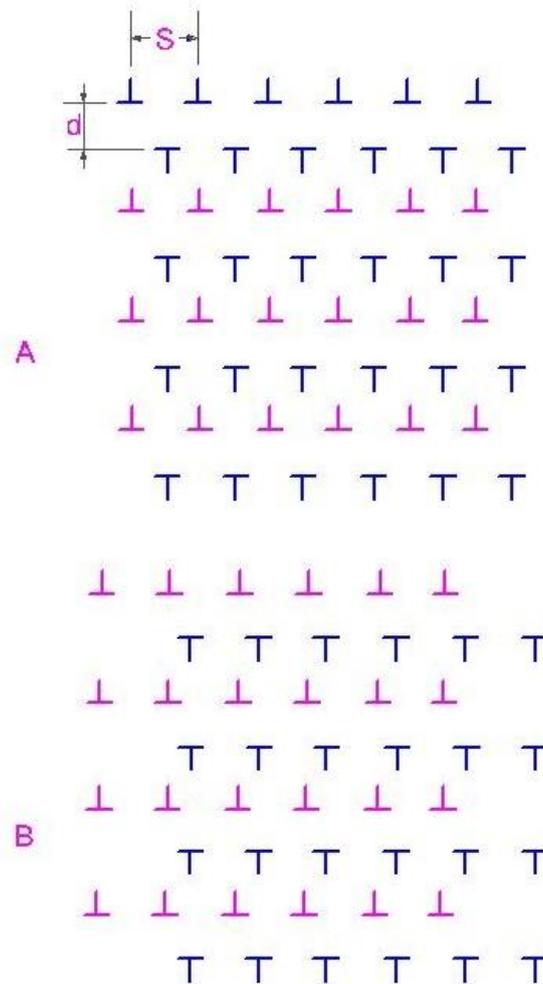


Figura 4.47: reticolo di dislocazione di Taylor corrisponde ad una descrizione idealizzata della struttura nei circuiti di connessione (a) prima di tagliare l'estremità superiore del reticolo a sinistra rispetto al fondo e (b) dopo.

In pratica i reticoli di Taylor non sono ideali, essendo la densità delle connessioni maggiore all'esterno dei circuiti che all'interno, essendo le connessioni di lunghezza finita, inoltre i reticoli potrebbero non essere abbastanza uniformi dappertutto per evitare il ribaltamento delle connessioni individuali, in coordinazione con il ribaltamento sincronizzato.

L'essenza fisica della teoria è che, ai limiti di deformazione dei cicli, la mole dello sforzo è sostenuta dai circuiti di connessione, così che lo sforzo posteriore equivale grosso modo ad una metà dello sforzo a cui i circuiti di connessione si deformerebbero in assenza di attrito, dal momento che essi occupano solo metà del volume. La parte dello sforzo di attrito che è uguale allo sforzo posteriore si verifica poiché i movimenti di dislocazione all'interno dei circuiti di connessione sono irreversibili (in senso meccanico) per ogni dislocazione non appena essa si inverte con i suoi vicini di segno opposto. Così questo componente dello sforzo di attrito, insieme allo sforzo posteriore, è dato dallo sforzo di ribaltamento del reticolo di Taylor. Sono stati elaborati

molti aspetti dell'incrudimento rapido, inclusi gli aspetti anelastici e le forme dei cicli di isteresi. Uno degli interessanti effetti comportamentali dei circuiti di connessione è che il movimento anelastico dei sub-reticoli del reticolo di Taylor producono un'apparente riduzione dei moduli elastici tangenziali quando gli sforzi applicati sono più bassi dello sforzo di ribaltamento. Vi è un problema, comunque, con la quantità della riduzione del modulo elastico tangenziale risultante dalla polarizzazione elastica dei dipoli di dislocazione, che Kuhlmann-Wilsdorf calcola come troppo grande in confronto all'effetto del modulo elastico tangenziale misurato sul rame a fatica mediante tecnica di attrito interno. Ciò perché i circuiti di connessione non contengono le dislocazioni infinitamente lunghe di un reticolo di Taylor ideale. In realtà, le aree interessate dagli spostamenti delle dislocazioni dei dipoli sono ridotte dall'esigenza che i segmenti devono ritirarsi fra le estremità dei dipoli i quali mostrano una vasta gamma di lunghezze.

E' necessario collocare questo modello nel contesto appropriato dell'incrudimento rapido. Come già citato, l'incrudimento ha luogo per moltiplicazione delle dislocazioni primarie, delle quali molte restano intrappolate come dipoli di dislocazione a spigolo. I circuiti di dipoli agiscono dunque come ostacoli per il movimento delle dislocazioni a slittamento primario. In questo primo stadio dell'incrudimento, le dislocazioni a vite scorrono su lunghe distanze nei canali tra i circuiti di connessione, e i sub-reticoli di Taylor si capovolgono l'uno relativamente all'altro parecchie volte nello spazio tra le connessioni. In questo slittamento, lo sforzo passante controlla l'incrudimento. Successivamente, nell'incrudimento rapido, quando la frazione di volume dei circuiti di connessione si è accumulato considerevolmente, le dislocazioni a vite del canale scorrono su distanze più brevi e le connessioni potrebbero non compiere un singolo ribaltamento ma semplicemente oscillare intorno alle loro posizioni di equilibrio. Se il campione è spinto a deformarsi più di quanto i canali e i circuiti di connessione possano sopportare a questo punto, si verificano bande di scorrimento persistenti mediante localizzazione della deformazione. La fig. 4.48 mostra schematicamente il modello per la transizione dai circuiti di connessione alle PSB, che si ritiene aver luogo eliminando le dislocazioni dall'interno dei circuiti di connessione e permettendo al rivestimento esterno di diventare la parete della PSB.

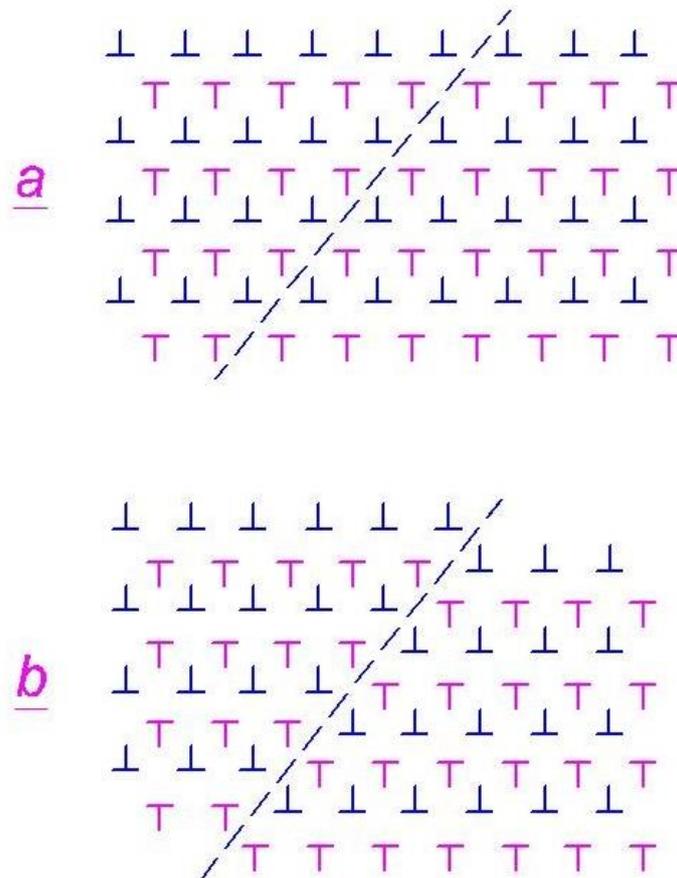


Figura 4.48: meccanismo con il quale le dislocazioni all'interno dei circuiti di connessione vengono annichilate mediante scorrimento su un sistema secondario (a) prima di uno scorrimento secondario, con piano indicato dalla linea tratteggiata; (b) dopo uno scorrimento secondario, con i sub-reticoli positivi e negativi di Taylor allineati per annichilimento.

In altre parole, i circuiti di connessione sono convertiti in una serie di pareti di dislocazione dipolari, abbastanza uniformemente separate, densamente raggruppate che, osservate in elevazione (ad es. in una sezione $[\bar{1}2\bar{1}]$ TEM perpendicolare al piano di scorrimento primario) somigliano molto ad una struttura a scala. Lo scorrimento secondario, stimolato dagli stessi sforzi propri delle dislocazioni primarie, verificandosi lungo la linea tratteggiata indicata nella fig. 4.49, agisce traslando i sub-reticoli delle dislocazioni di segno opposto in posizioni ad esse favorevoli per annichilirli tramite lo slittamento. Le connessioni residue ed i detriti sono quindi spazzati via nelle pareti per formare la ben nota struttura a scala delle PSB. In questo tipo di modello, dunque, i circuiti di connessione si decompongono dall'interno, un processo che potrebbe richiedere un certo numero di cicli. Da un altro punto di vista, si è ritenuto che le PSB si formino all'esterno dei circuiti di connessione attraverso un processo che crea una banda di intaglio la quale penetra attraverso molti circuiti. Questo tipo di processo potrebbe verificarsi se il cristallo è improvvisamente spinto a sopportare una deformazione maggiore di quanto stiano sperimentando le sue attuali PSB (mediante un improvviso aumento dell'ampiezza). Le "corde" potrebbero essere delle PSB incipienti create dalla penetrazione esterna dei circuiti di connessione.

Vi è una grande quantità di prove disponibili le quali mostrano che lo scorrimento secondario stimola la formazione di PSB. Ad esempio, nei policristalli le PSB sono frequentemente trovate a nucleare accanto ai geminati, spesso parallele ad essi quando il grano contiguo al geminato ha il suo sistema primario parallelo al confine del geminato. In tale situazione la concentrazione di sforzo del geminato agisce innalzando gli sforzi del sistema secondario. Un esempio di PSB adiacente al confine di un geminato è mostrato nella fig. 14a. La fig. 14b mostra un esempio di pareti di PSB che sono state nucleate in posizione adiacente agli scalini del confine di un geminato, ancora una volta presumibilmente a causa delle loro concentrazioni di sforzo e del loro effetto locale nell'aumentare lo sforzo sui sistemi di scorrimento secondario.

E' interessante che lo sforzo necessario a nucleare le PSB diminuisca ad ampiezze maggiori all'interno del plateau della CSSC a causa della maggiore densità delle dislocazioni secondarie, e le strutture irregolari che prevalgono ad ampiezze maggiori rendono la transizione più facile. I circuiti di connessione prodotti dal carico progressivo non sono in grado di trasformarsi così rapidamente, nonostante il contenuto della loro dislocazione secondaria, poiché sono più duri e più uniformi.

La deformazione cumulativa (punto di transizione) alla quale le connessioni nei circuiti cessano di slittare durante l'incrudimento rapido è stata trattata semi-quantitativamente; questo trattamento consiste in un aggiustamento della teoria di Kuhlmann-Wilsdorf e descrive la variazione del punto di transizione con l'ampiezza della deformazione, ed anche la dipendenza dello sforzo di attrito e dello sforzo posteriore dall'ampiezza della deformazione e dall'orientamento dei cristalli. Il modello iniziale di Kuhlmann-Wilsdorf supponeva la costanza degli sforzi di attrito e posteriori attraverso il plateau della CSSC, e questa supposizione non è valida.

Neumann ha modellato la geometria dei circuiti di connessione mediante tecniche computerizzate ed ha confermato la morfologia del reticolo di Taylor. I suoi risultati concordano in termini generali con quelli di Kuhlmann-Wilsdorf, ma di nuovo vi sono alcune piccole differenze, ad esempio Neumann calcola una configurazione di rete diversa per il reticolo di Taylor. In un reticolo di Taylor regolare, i nuclei di dislocazione (visti nel piano x-y, l'asse z corrispondente alle linee di dislocazione) formano un reticolo rettangolare bidimensionale centrato. Come mostrato nella fig. 4.49, il reticolo ha un aspect ratio (allungamento o rapporto fra la dimensione maggiore e quella minore) circa pari a 2. Inoltre, Neumann scoprì che i circuiti di connessione di misura finita non sono sempre stabili (i reticoli di Taylor sono formalmente considerati infiniti), e vi sono alcune forme dei reticoli di Taylor che si decompongono spontaneamente ad uno sforzo imposto pari a zero.

E' interessante indagare se le forme previste dai calcoli computerizzati possano essere osservate nella forma semplice. Le linee generali dei circuiti di connessione possono essere meglio osservate in sezioni $[1\bar{2}1]$, cioè normali sia rispetto al vettore di Burgers primario $[\bar{1}01]$, sia al piano di scorrimento normale, $[111]$. Un esempio tipico è mostrato nella fig. 4.50. Le forme si rivelano irregolari ma hanno faccette che grosso modo si adattano al requisito di stabilità quadrupolo. Si vedrà anche che i circuiti di connessione sono separati in modo piuttosto uniforme e che esistono tra essi canali distinguibili ad angoli di circa 20° e 35° rispetto al piano di scorrimento primario. Questi canali suggeriscono un possibile ruolo delle dislocazioni secondarie nella morfologia dei circuiti di connessione. La struttura mostrata nella fig. 4.50 è stata ottenuta dopo lunghe esposizioni cicliche mediante una macchina ad alta frequenza, quando le dislocazioni secondarie venivano abitualmente osservate con il TEM.

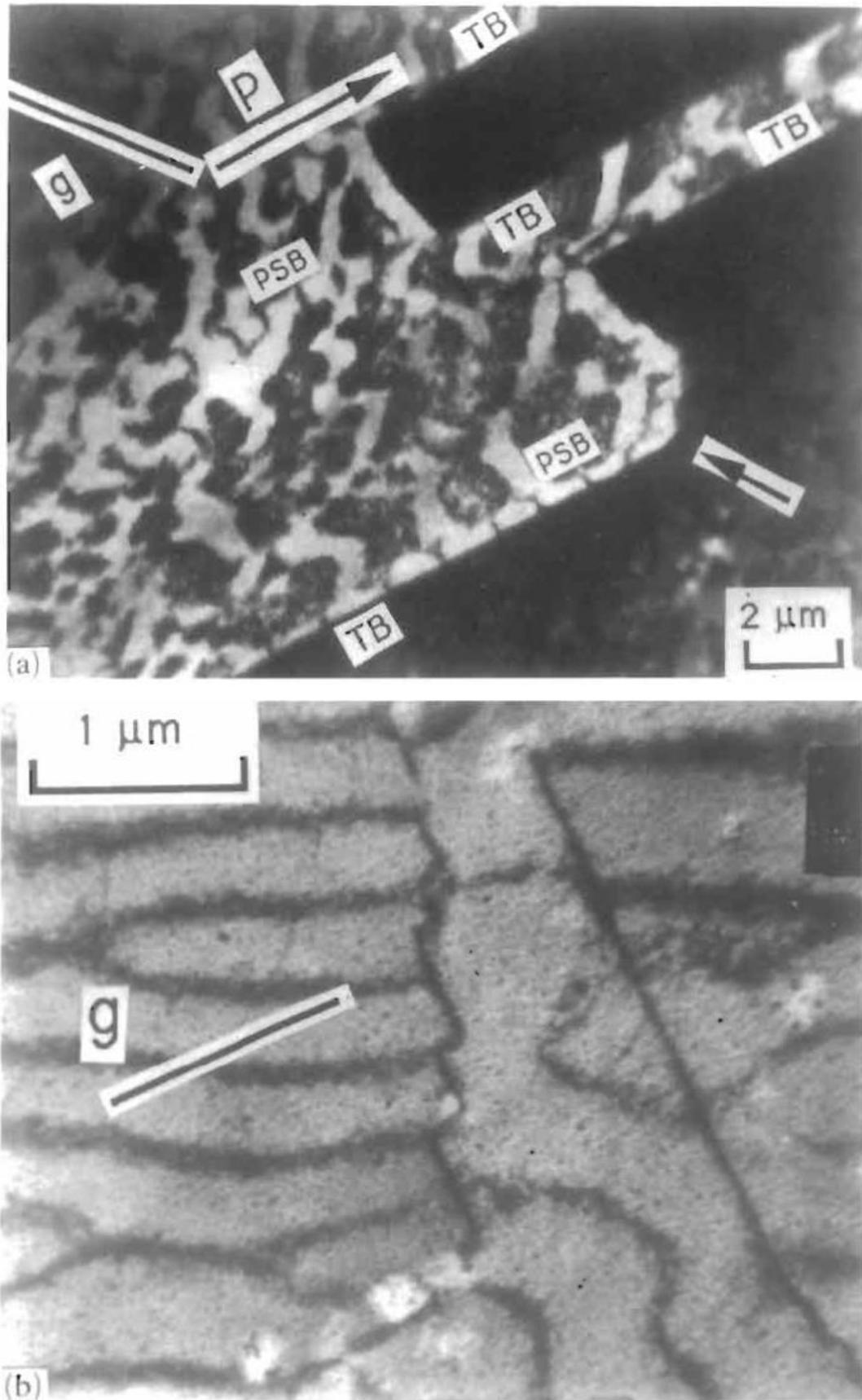


Figura 4.49: formazione di parete dipolare stimolata da concentrazioni di sforzo provenienti dai confini di un geminato (TB) nel rame: (a) PSB parallele e adiacenti a TB; (b) pareti che emanano da scalini di un TB. Le regioni geminate sono vicine alla condizione di Bragg in (a) e perciò appaiono scure ma contengono circuiti di connessione.

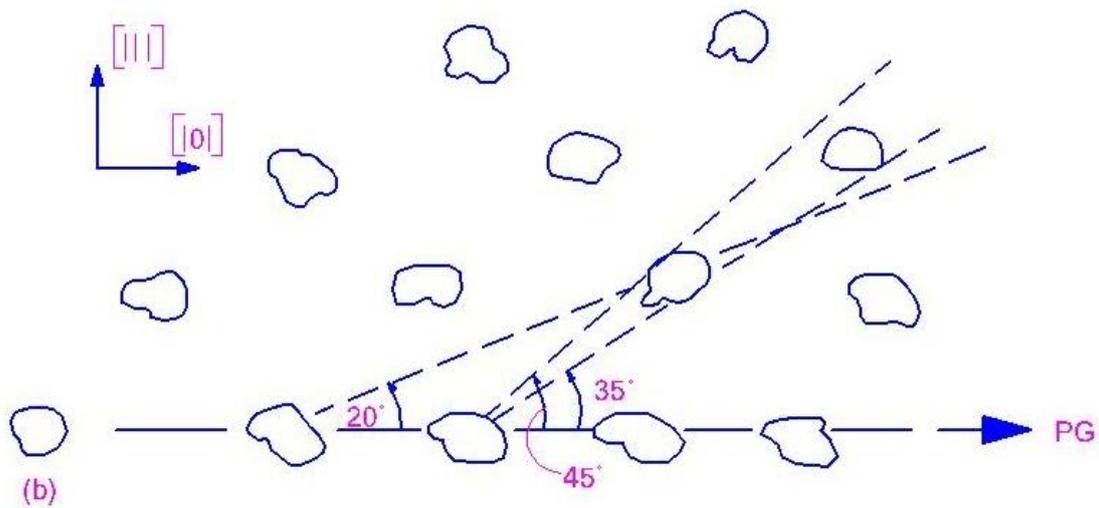


Figura 4.50: linee generali dei circuiti di connessione e la struttura dei canali che li separano nel rame monocristallino visto lungo la direzione $[1\bar{2}1]$: (a) struttura effettiva; (b) allineamento del circuito di connessione indicato schematicamente.

Inoltre, persino nelle basse frequenze, fu scoperto che dislocazioni secondarie appaiono nei circuiti di connessione ad ampiezze uguali, o inferiori, rispetto alla soglia indicata in precedenza se l'operazione ciclica si estende abbastanza a lungo. La presenza di questi dipoli secondari esercita un'influenza stabilizzante sui circuiti di connessione e provoca deviazioni dalle morfologie semplici.

Dal momento che è ben nota l'esistenza di dislocazioni secondarie nei circuiti di connessione, i modelli del loro comportamento che trattano solo le dislocazioni primarie devono essere semplicistici. Prendendo in considerazione quelle secondarie, si sviluppò un modello per spiegare le direzioni cristallografiche specifiche adottate dai confini dei circuiti di connessione e dalle pareti dipolari di dislocazione. Se più di un sistema di scorrimento è coinvolto nello sviluppo di una struttura di dislocazione (e due sistemi sembrano operare in molte condizioni di fatica persino ad ampiezze piuttosto basse), la struttura consiste di appropriate sovrapposizioni di dipoli dai sistemi che vi contribuiscono. I modi in cui ciò può essere fatto sono illustrati schematicamente nella fig. 4.51. Se le connessioni con il vettore di Burgers b_1 sono estese nella direzione n_1 , e quelle con il vettore di Burgers b_2 nella direzione n_2 , allora i dipoli di dislocazione possono essere sovrapposti in pareti (o confini dei circuiti di connessione) in tre direzioni: $a = n_1 + n_2$, e $b = a \times c$, cioè le pareti o confini adottano una direzione che corrisponde "in media" alle configurazioni dipolari. Orientamenti molto pronunciati possono essere prodotti nei circuiti di connessione se un cristallo è dapprima sottoposto a ciclo ad ampiezze elevate per introdurre una struttura a celle basata su parecchi vettori di Burgers, e il cristallo è successivamente sottoposto ad operazioni cicliche a basse ampiezze per convertire le celle in circuiti di connessione ben sfaccettati che ereditano le dislocazioni secondarie.

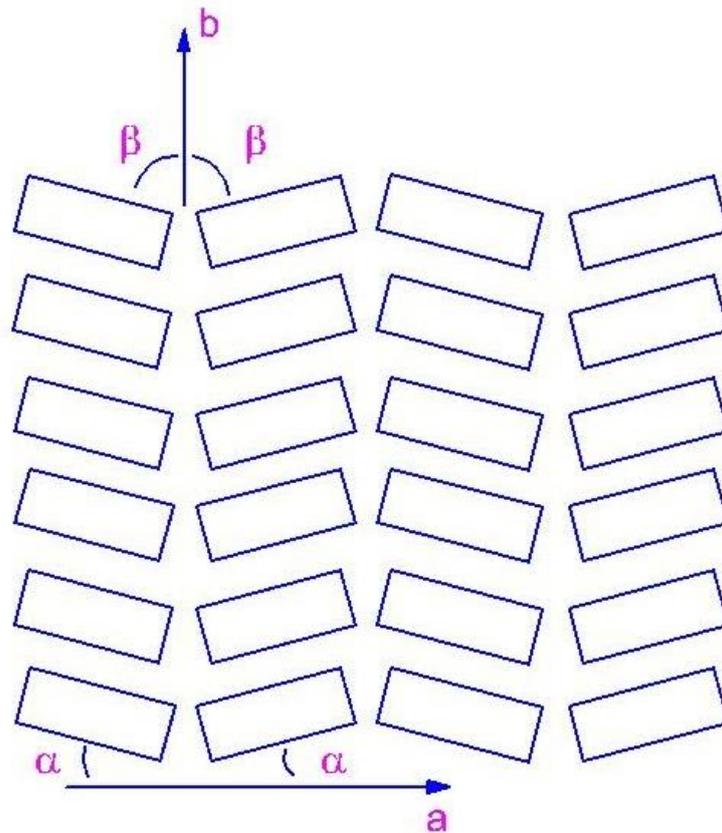


Figura 4.51: disegno schematico bidimensionale di possibili sistemazioni sovrapposte tridimensionali che possono essere costruite da connessioni dipolari aventi due diversi vettori di Burgers. I lunghi segmenti delle connessioni corrispondono ai due sistemi, come visto nel piano contenente entrambi gli orientamenti dei segmenti lunghi. Vi sono altri modi per sovrapporre queste connessioni, in aggiunta al piano mostrato, che ha la sua direzione di sovrapposizione normale rispetto al foglio; le altre due direzioni sovrapposte sono parallele alle direzioni indicate a e b.

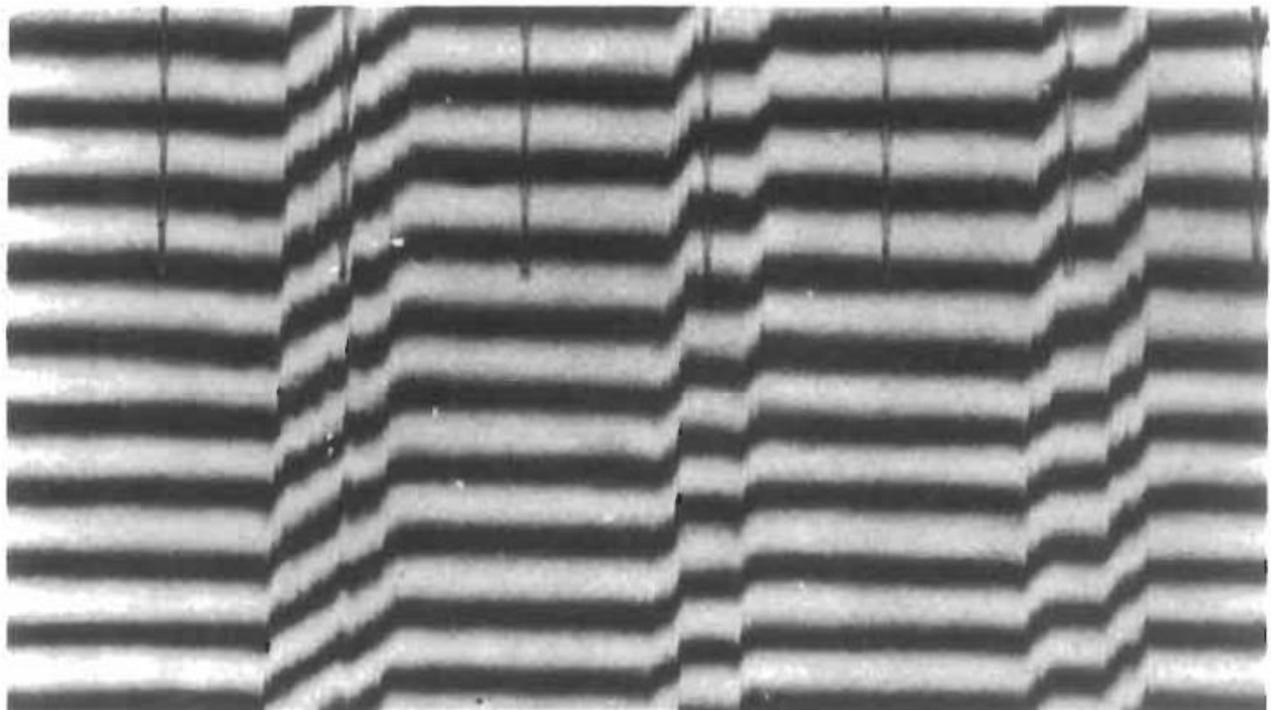
Mughraby ha modellato la plasticità ciclica nei circuiti di connessione attraverso un modello composito in cui vede i circuiti di connessione ed i canali quali fasi rispettivamente dure e morbide. Egli quindi considera la deformazione di intaglio compatibile nella direzione del vettore di Burgers primario, nella condizione di deformazione uniforme totale γ_{tot} . Mughrabi evidenzia che questa è l'idea fondamentale alla base del modello di Masing della plasticità dei policristalli dove i diversi grani sono considerati come un vasto numero di componenti aventi differenti limiti elastici. Quando la struttura bifasica provocata dall'incrudimento rapido è esposta allo sforzo, gli elementi del canale più dolci cederanno plasticamente quando $\gamma_{tot} = \tau_2/G$, essendo τ_2 il limite di snervamento dei canali e G il modulo elastico tangenziale. Dopo il cedimento degli elementi del canale, lo sforzo imposto aumenterà ulteriormente con un modulo elastico tangenziale apparente $f_1 G$ (essendo f_1 la frazione di volume dei circuiti di connessione) finché i circuiti di connessione più duri scorreranno plasticamente a $\gamma_{tot} = \tau_1/G$ (τ_1 è il limite di snervamento dei circuiti di connessione). A questo punto i canali avranno già subito una deformazione plastica di scorrimento $\gamma_{pl} = (\tau_1 - \tau_2)/G$. Successivamente lo sforzo di taglio, τ , rimane costante ed è ora uguale al limite elastico macroscopico del materiale composito dato da $\tau = f_1 \tau_1 + f_2 \tau_2$, essendo f_2 la frazione di volume dei

canali. Per applicare questo modello, si utilizzò meccanismi di dislocazione per calcolare τ_1 e τ_2 . Questi meccanismi erano: 1) dislocazione a vite che si curva nei canali chiari fra i circuiti di connessione e 2) connessioni che si ribaltano nei circuiti di connessione. Sembra esservi un forte consenso sul comportamento della dislocazione nei circuiti di connessione prodotti dall'incrudimento rapido.

Comportamento di saturazione e localizzazione della deformazione:

La fig. 4.52 mostra un'altra importante caratteristica del comportamento della PSB - la deformazione all'interno della PSB non è uniforme ma tende ad essere ulteriormente localizzata vicino al confine della matrice della PSB. Si noti che le distanze dal rilevamento di base dello scorrimento sono maggiori in questa regione. Tale osservazione spiega la tendenza delle PSB a formare cricche all'interfaccia della matrice della PSB, poiché il meccanismo del danno risponde alla grandezza della deformazione totale.

Ora la deformazione plastica non è uniforme, persino all'estremità superiore del plateau, dove la lunghezza di gauge del cristallo è essenzialmente un'unica, larga PSB, ed anche la grandezza della deformazione localizzata nella PSB che ha prodotto la cricca fatale aumenta con l'incremento della deformazione imposta. Perciò, i cicli di vita a fatica dei cristalli diminuivano con l'aumento della deformazione, così che il comportamento del ciclo vitale normale di Coffin-Manson veniva osservato con una pendenza piuttosto ripida, $\sim -0,78$.



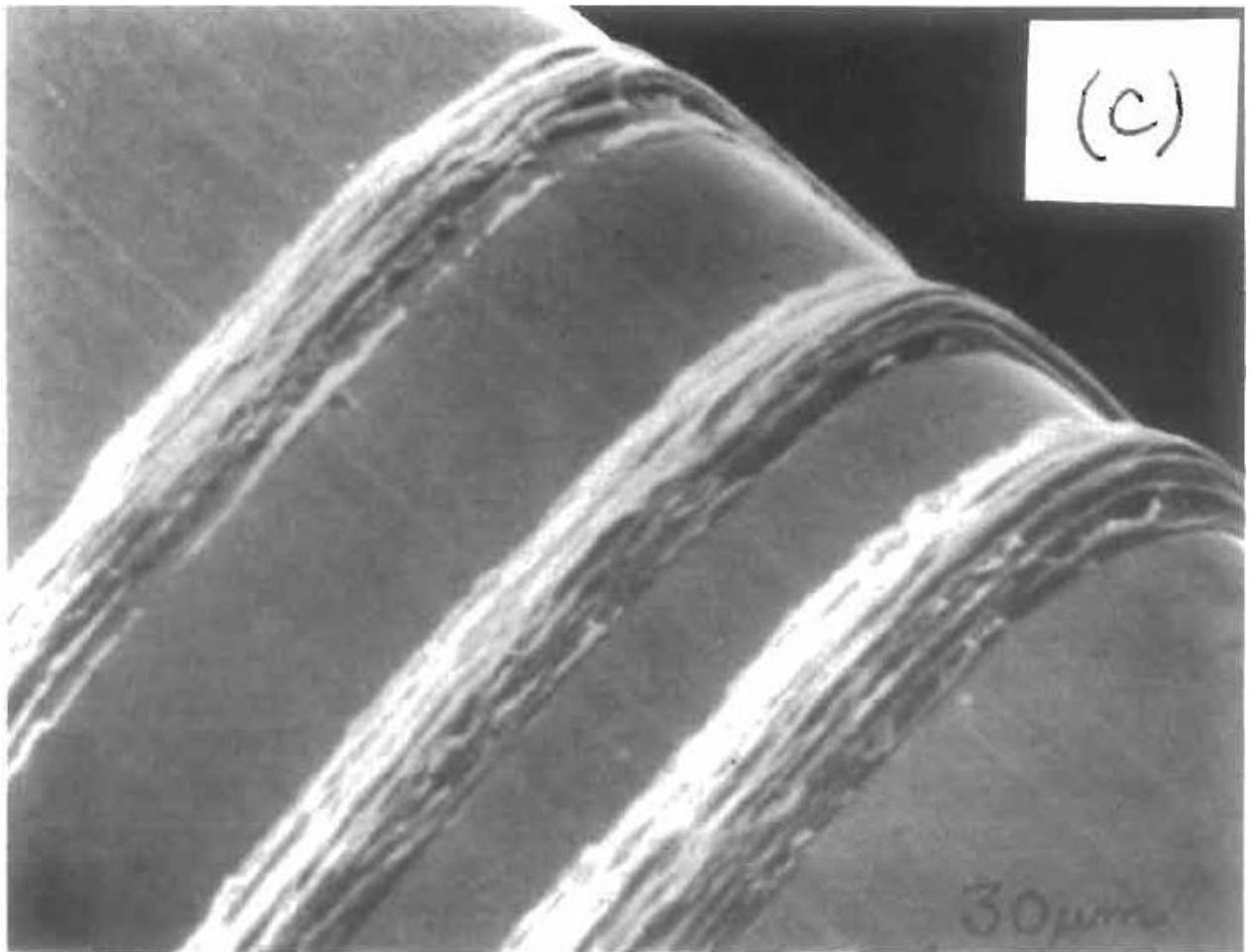
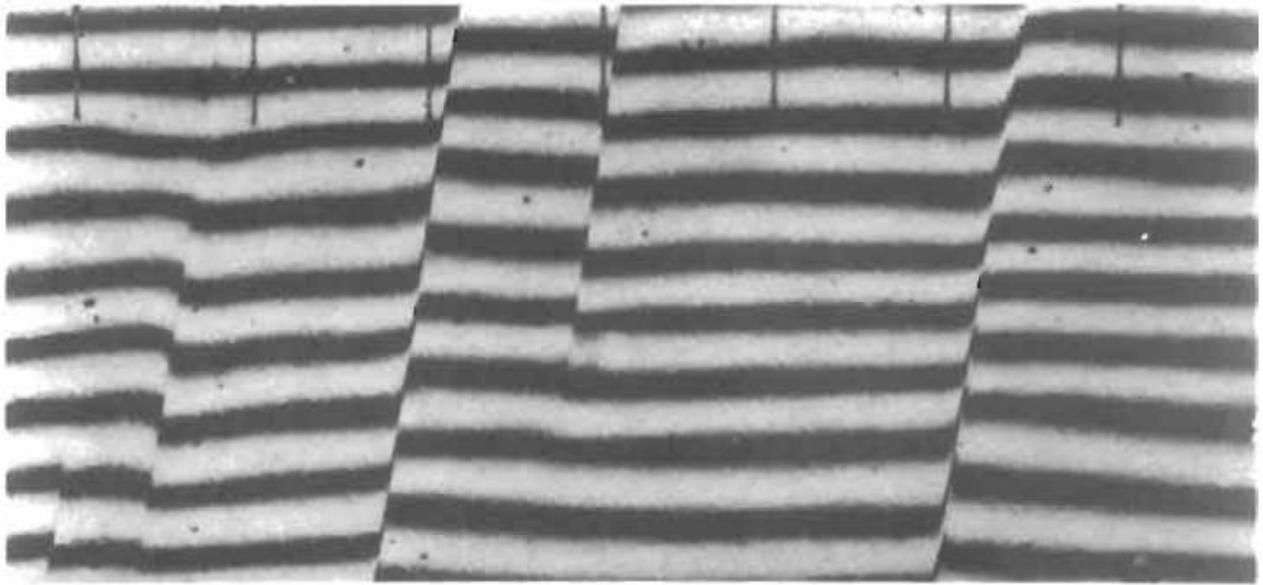


Figura 4.52: interferogrammi di monocristalli di rame dopo rilucidatura e deformazione in cicli parziali, che mostra concentrazioni di deformazione nelle micro-PSB: (a) ampiezza di deformazione plastica di scorrimento di $\pm 0,00125$ per 30.000 cicli, rilucidata e deformata in tensione; (b) deformazione plastica di scorrimento di $\pm 0,0025$. Si noti che la deformazione di scorrimento non è uniforme lungo le linee individuali. Segni di riferimento a $100 \mu\text{m}$ di distanza. (c) Aspetto effettivo delle PSB dopo deformazione lungamente accumulata (30.000 cicli ad una deformazione di $\pm 2 \times 10^{-3}$) che mostra protrusione e complessa morfologia di PSB.

Il comportamento di vita, perciò, risulta differente da quello osservato impiegando l'approccio progressivo nel testare i loro campioni. I cristalli furono perciò condizionati con strutture simili a quelle che si applicano all'estremità del plateau a bassa deformazione. Così, quando successivamente si convertì il controllo del test alla deformazione plastica, le PSB si comportarono più uniformemente e le vite dei cristalli, pur mostrando un ampio sparpagliamento, tendevano ad essere costanti. E' ben nota l'importanza degli effetti storici nel controllare i cicli di vita a fatica.

Come precedentemente notato, lo scorrimento secondario diventa sempre più attivo nel regime superiore del plateau. A deformazioni maggiori di $7,5 \times 10^{-3}$, l'estremità superiore, iniziano a verificarsi quantità significative di scorrimenti in sistemi diversi dal primario, e la struttura delle pareti delle PSB è frammentata in una struttura più complessa di celle che includono molteplici vettori di Burgers. Lo sforzo satura quando anche la misura della cella satura e la distribuzione della deformazione è più uniforme rispetto alle deformazioni più basse imposte. La fig. 4.53 mostra una visione tridimensionale delle strutture di dislocazione osservate in un monocristallo di rame sottoposto ad operazioni cicliche nella regione C della CSSC.

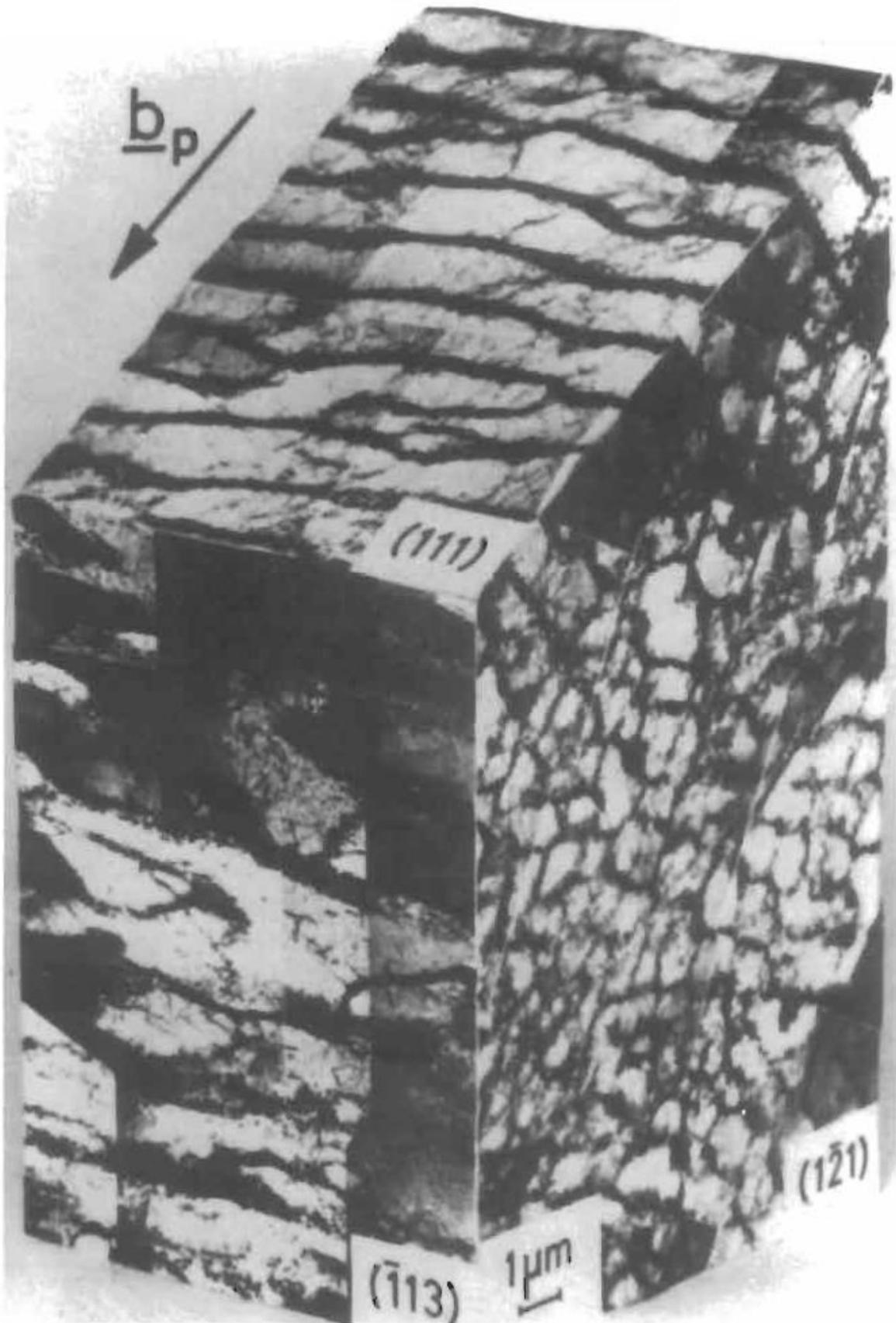


Figura 4.53: strutture a celle osservate in tre dimensioni in un monocristallo di rame saturato ad un'ampiezza di deformazione plastica di scorrimento di $1,45 \times 10^{-2}$. (Regione C, neutrone di strutture di dislocazione fissato in stato scarico).

Modelli di comportamento di dislocazione nelle bande di scorrimento persistenti: La nostra comprensione di come la deformazione localizzata si realizzi nelle PSB per mezzo dei meccanismi di dislocazione è basata per lo più su osservazioni delle strutture di dislocazione mediante TEM. Vista da una direzione normale rispetto al vettore di Burgers del sistema di scorrimento primario su cui si è formata la PSB, l'aspetto delle tipiche PSB strette è mostrato nella fig. 4.54. Le PSB sono strutture a scala inserite nella matrice dei circuiti di connessione. I pioli della scala, le pareti della PSB, consistono di dipoli di dislocazione angolare primaria che si raggruppano a formare dei tipi di multipoli visti, forse piuttosto idealisticamente, come pareti dipolari. La natura dipolare può essere notata poiché il contrasto di fondo del micrografo elettronico non varia da un lato all'altro delle pareti. La separazione media delle pareti è di circa 1,4 μm e la loro spaziatura non è precisamente uniforme.

A basse ampiezze di deformazione, le PSB occupano una frazione di volume relativamente piccola del cristallo. Con l'aumento dell'ampiezza della deformazione, i pioli delle PSB si estendono finché l'intera struttura non comprenda pareti dipolari di dislocazione.

Il modo in cui le dislocazioni scorrono nelle PSB per trasportare la deformazione localizzata è stato oggetto di molti studi. Vi appaiono due punti di vista diversi ma sovrapposti. Secondo uno di essi, si considera che le dislocazioni si ritirino dalle connessioni libere nelle pareti delle PSB dipolari e scorrono lungo il canale verso le pareti adiacenti, dove vengono intrappolate e parzialmente annichilite mediante l'interazione con le dislocazioni di segno opposto. Le dislocazioni a vite ad ogni lato di queste connessioni ricurve sono poi liberate per scorrere lungo i canali fino a quando non incontrano altre dislocazioni a vite di segno opposto che possono reciprocamente annichilirsi tramite uno scorrimento incrociato. In tal modo si ritiene che esista nelle PSB un equilibrio tra la moltiplicazione delle dislocazioni e l'annichilimento, e la struttura delle pareti è mantenuta stabile.

Il nucleo della deformazione della PSB è trasportato dalle dislocazioni a vite, e il valore della dislocazione è limitato dalla densità massima delle dislocazioni a vite sistemate in gruppi di uguale segno. Vi è comunque un problema con questo meccanismo di connessione-incurvatura: se le dislocazioni a vite dei canali sono continuamente annichilite, allora le pareti cresceranno grazie all'acquisizione di dislocazioni angolari dalle incurvature. Mughrabi ed i suoi collaboratori superano questa obiezione portando i dipoli di spaziatura inferiore (gli intrappolamenti mancati delle dislocazioni di segno opposto) a dissolversi spontaneamente tramite emissione di difetto puntuale, spiegando di conseguenza anche l'elevato contenuto di difetto puntuale delle PSB. Questo auto-annichilimento mediante scalata mantiene stabile la struttura delle pareti.

Secondo l'altro punto di vista, il ruolo delle dislocazioni a vite nei canali delle PSB è enfatizzato a spese del meccanismo di incurvatura angolare. La struttura dipolare delle pareti giustifica la prominenza del movimento delle dislocazioni a vite nei canali secondo una teoria di *dislocazioni a bassa energia* (LEDS). Queste dislocazioni a vite, scorrendo in gruppi dello stesso segno, si muovono in coordinazione tra le pareti delle PSB così da adagiare simultaneamente sulle pareti dislocazioni angolari di segno opposto in configurazione dipolare.

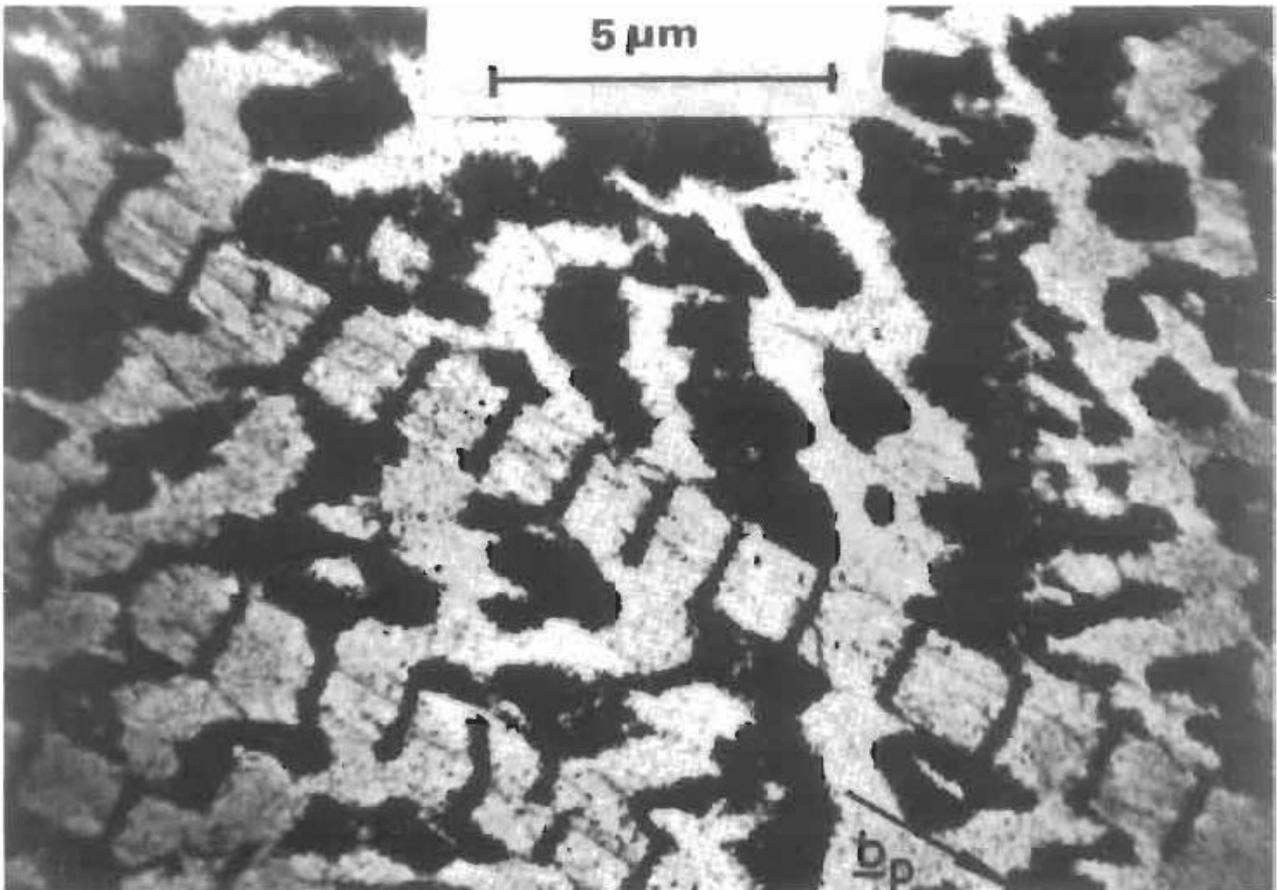


Figura 4.54 struttura a scala delle PSB in un cristallo di rame sottoposto ad operazioni cicliche ad un'ampiezza di deformazione nel plateau (neutrone di cristallo fissato in stato scarico; $[1\bar{2}1]$ fetta, piano di scorrimento primario(111)).

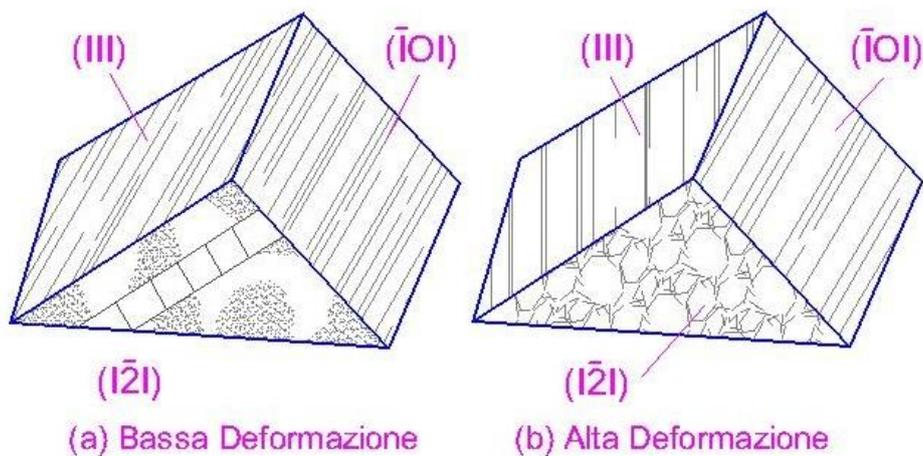


Figura 4.55: configurazione tridimensionale di dislocazioni in deformazioni di monocristalli di rame sottoposti ad operazioni cicliche a saturazione. (a) una singola, stretta PSB contenuta nella struttura matrice dei circuiti di connessione, (b) l'intero cristallo è una PSB.

La maniera dettagliata in cui ciò potrebbe essere realizzato è indicata nella fig. 4.56, una rappresentazione schematica di tre pareti di dislocazione adiacenti. Solo la parete a sinistra è mostrata nella sua struttura dipolare; le altre due pareti sono lasciate in bianco per meglio mostrare il comportamento coordinato delle dislocazioni a vite. Le dislocazioni a vite A, B, C nel canale 2 stanno posando dislocazioni angolari alle pareti, e i movimenti coordinati di A', B', C' si comportano analogamente nel canale 1, ma i loro piani di scorrimento atomistici sono a scalini rispetto a quelli nel canale 2. Così considerando la parete centrale, la dislocazione angolare negativa depositata da C¹ corrisponde come dipolo alla dislocazione angolare positiva di C. Le coppie coordinate nei dipoli sono unite da linee tratteggiate per mostrare la loro "connessione" attraverso lo spessore delle pareti. Sotto l'azione della deformazione applicata, le dislocazioni a vite scorrono verso chi legge, con l'incurvatura in direzione analoga. Quando un ciclo di deformazione è operante, le dislocazioni a vite invertono le loro direzioni di viaggio, raccogliendo dislocazioni angolari o depositandole in coordinazione. La particolare possibilità della struttura mostrata è considerata probabile, sul principio dei LEDS, poiché queste dislocazioni a vite coordinate mantengono l'equilibrio dipolare della struttura delle pareti e così la minore configurazione di energia delle dislocazioni. Non è necessario l'annichilimento mediante l'azione del difetto puntuale. La struttura di dislocazione è mantenuta unicamente per mezzo di un processo di scorrimento.

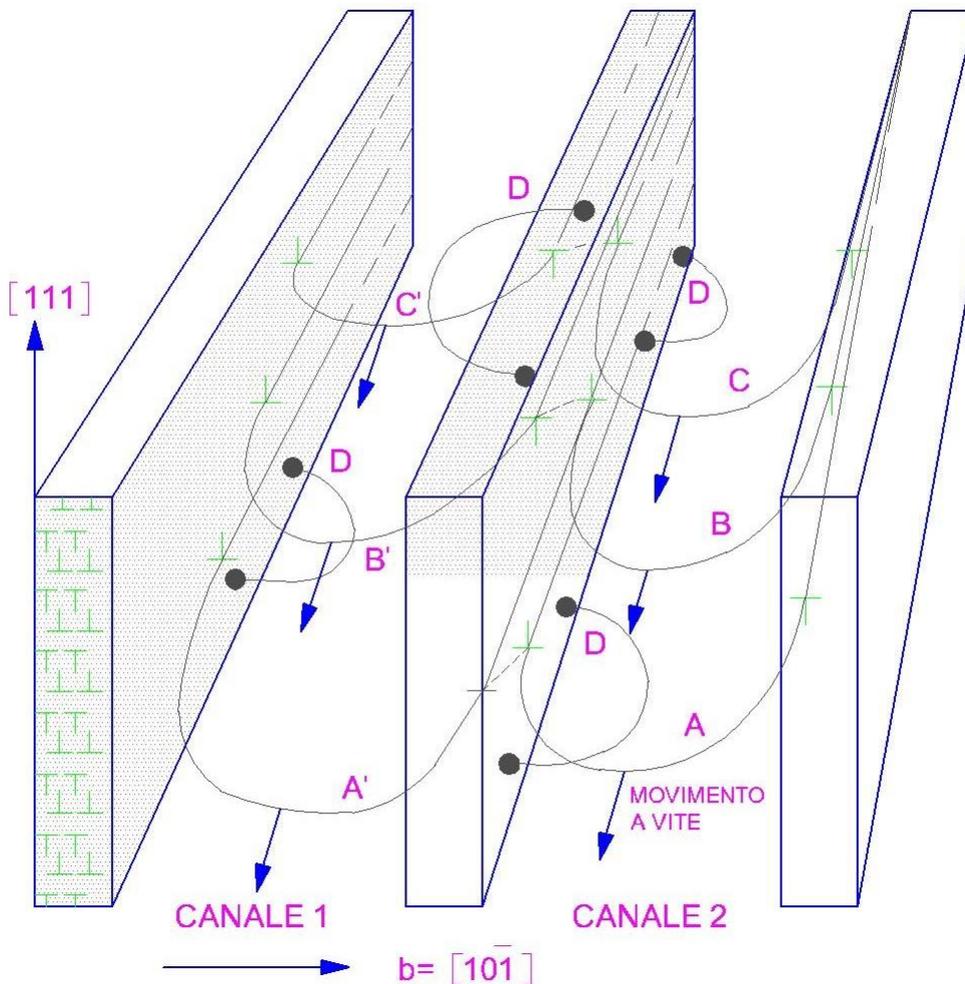


Figura 4.56: modelli di comportamento di dislocazione nelle PSB che mostrano sia il meccanismo di connessione a curva, D, sia i movimenti coordinati delle dislocazioni a vite A, B, C, ed A', B', C' attraverso le pareti. Si capisce che A', B' e C' sono posizionati più in basso di A, B e C così che le loro dislocazioni angolari combaciano come dipoli attraverso la parete centrale (connesse dalla linea tratteggiata). La struttura della parete dipolare mostrata nella parete di sinistra si applica anche alle altre.

La posizione più ragionevole sembra essere quella secondo cui si verificano sia il meccanismo coordinato di dislocazione a vite, sia il meccanismo di dislocazione delle connessioni a curva, ma in misura diversa. Per buona misura, dunque, la fig. 4.56 mostra entrambi i meccanismi, e la prova sperimentale sembra indicare tutti e due. In questa connessione, è difficile usare un TEM regolare per sostenere questo punto, perché le dislocazioni a vite sfuggono dalla lamina durante la preparazione del campione. Comunque, Mughrabi e i suoi collaboratori irradiarono i campioni tenuti sotto carico così da mantenere in sede le dislocazioni a vite durante la preparazione del campione TEM. Nella fig. 4.57 sono mostrate fotografie rappresentative scattate parallelamente al piano di scorrimento. La fig. 4.57a mostra una regione in cui la connessione a curva è chiaramente dominante, e la fig. 4.57b mostra regioni dove le dislocazioni a vite, incurvate sotto sforzo, sono raggruppate con lo stesso segno come si può vedere dalla similarità della loro incurvatura, e sono coordinate attraverso le pareti del canale.

Sono stati proposti dei modelli per spiegare il limite elastico del plateau (cioè la deformazione della PSB) sulla base dei modelli di dislocazione sopra descritti. Questi modelli hanno molto in comune; tuttavia l'approccio composito impiegato da Mughrabi ha il merito della semplicità e viene descritto come segue:

Si consideri una PSB a saturazione con la tensione-deformazione applicata a zero. Quando lo sforzo è applicato, il cristallo dapprima si deforma elasticamente e poi inizia a cedere, inizialmente nei canali a causa della loro minore densità di dislocazione e della loro ampia distanza di incurvatura Frank-Read, cioè l'ampiezza del canale. Con l'accumulo dello sforzo le pareti inizieranno a cedere, ma a questo punto i canali avranno già sperimentato una deformazione plastica data dalla differenza dei limiti elastici delle pareti e dei canali divisi dal modulo elastico tangenziale. Le larghe deformazioni locali percepite come distanze dal rilevamento di base dello scorrimento, facilmente misurabili alla superficie, implicano che infine la deformazione plastica è continua attraverso la struttura pareti/canali delle PSB, e questo risultato supporta l'assunto che la deformazione totale sia la stessa nelle pareti e nei canali. Ciò significa che le dislocazioni angolari depositate sulle pareti le infiltrano, i dipoli si capovolgono all'interno delle pareti e nuove dislocazioni si incurvano fuori dalle pareti. Sull'assunto della continuità della deformazione totale, Mughrabi esprime lo sforzo applicato τ_a come:

$$\tau_a = f_w \tau_w + f_c \tau_c \quad (4)$$

dove f_w e f_c sono rispettivamente le frazioni di volume delle pareti e dei canali e τ_w e τ_c i limiti elastici delle pareti e dei canali. In altre parole, si applica la regola dei miscugli.

Vi è una leggera differenza nella deformazione *plastica* delle pareti e dei canali poiché il limite elastico nelle pareti è maggiore, così è più elevata la loro deformazione elastica. Il limite elastico delle pareti è espresso in termini di sforzi locali adiacenti alle pareti dipolari. Mughrabi misurò i limiti elastici nelle pareti e nei canali esaminando le curvature delle dislocazioni fissate in ognuna delle regioni mediante irradiazione dei neutroni ed esame TEM. Egli trovò che $\tau_w = 90$ MPa e la media $\tau_c \approx 15$ MPa, cioè in forte approssimazione con lo sforzo di Frank-Read. Dal momento che le frazioni di volume delle pareti e dei canali sono rispettivamente 20 e 80% nella sezione da lui analizzata, la regola dei miscugli prevede correttamente lo sforzo del plateau come ~ 28 MPa. Le frazioni di volume osservate nelle sezioni $[1\bar{2}1]$ prese perpendicolarmente alle pareti (le strutture "a scala") mostrano generalmente valori in qualche modo più bassi, ad es. 10 e 90%, ma i volumi interessati dagli sforzi elastici si estendono al di là dei volumi effettivamente occupati dalle dislocazioni.

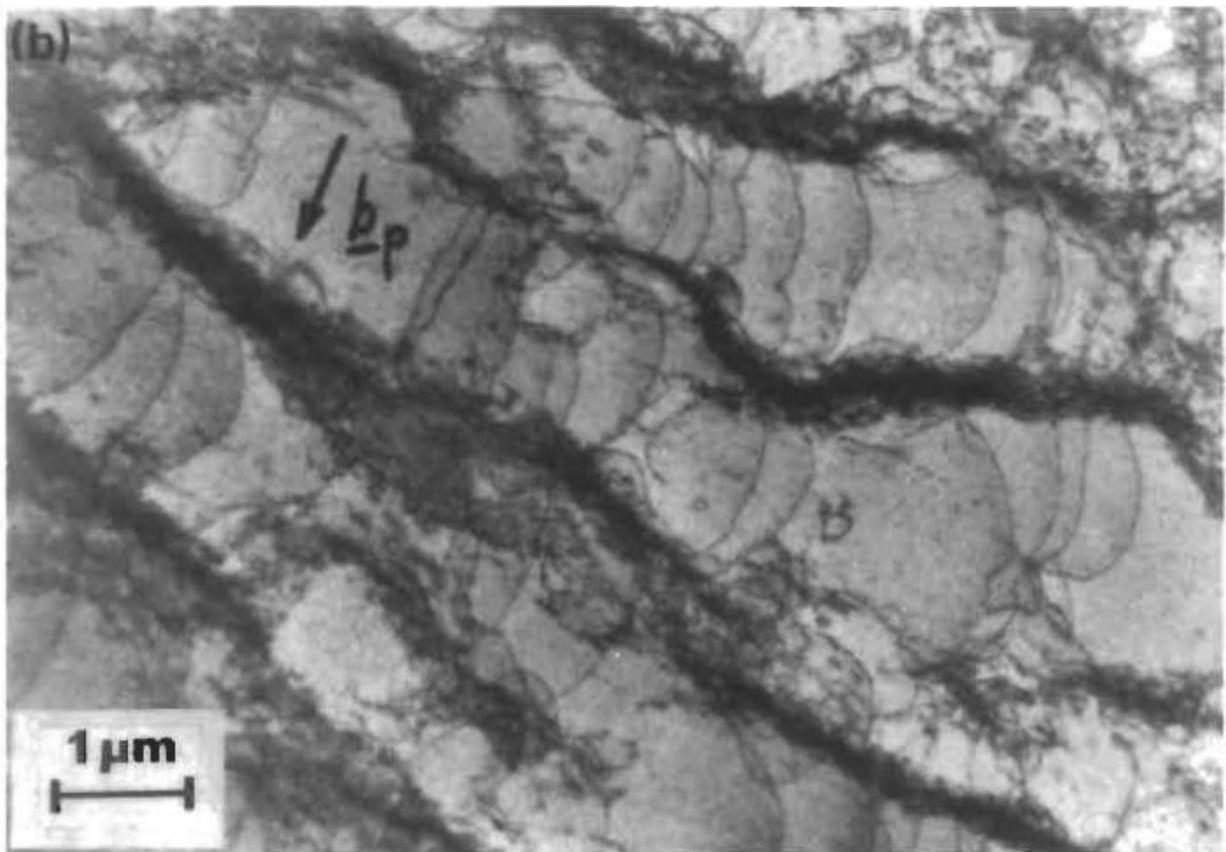
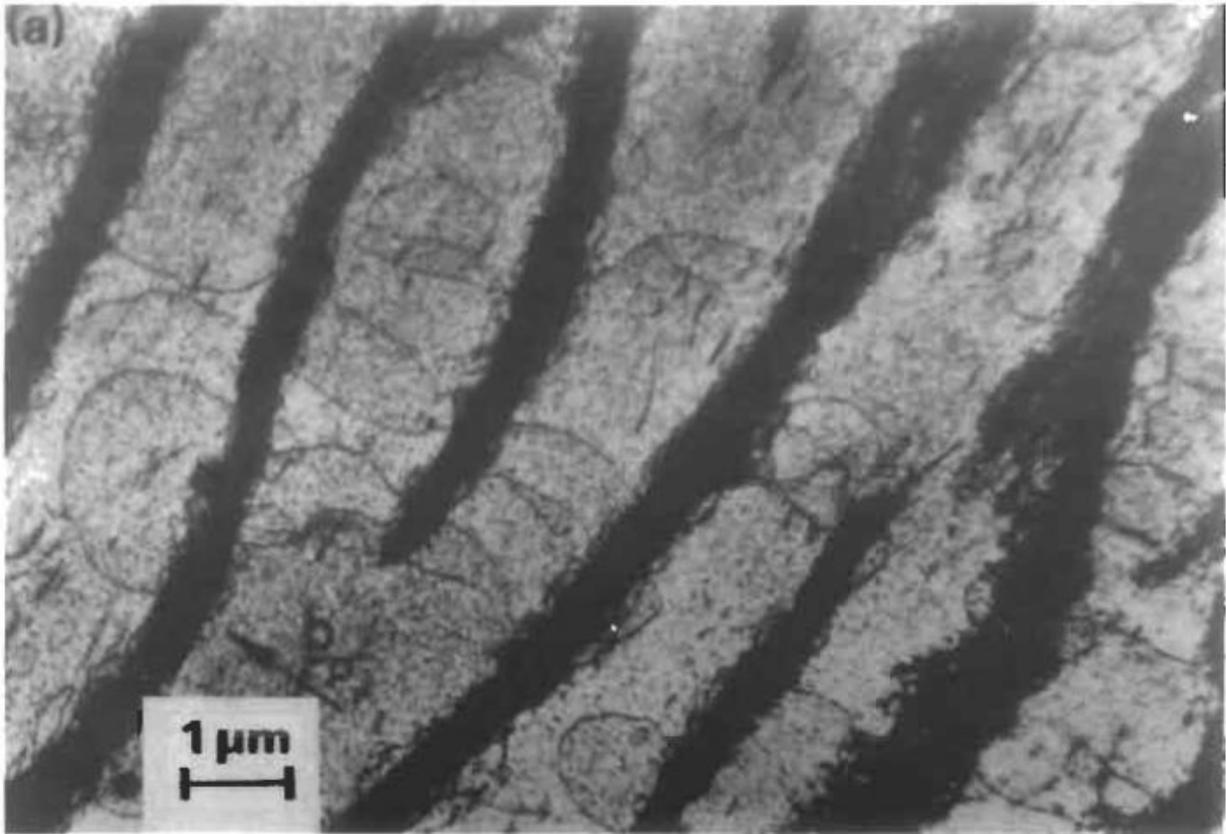


Figura 4.57: sistemazione di dislocazioni in una PSB di un monocristallo di rame a fatica (neutrone irradiato nello stato di sforzo applicato: sezione parallela al piano di scorrimento primario).

Si è già notato che la dissoluzione spontanea dei dipoli angolari mediante emissione di difetto puntuale consentiva alle pareti della PSB di rimanere stabili e produceva anche elevate densità di difetti puntuali. Inoltre, dal momento che molte deformazioni cicliche sono prodotte da dislocazioni a vite, che trascineranno gli intagli ed emetteranno difetti puntuali, ci si aspetta che le concentrazioni di difetto puntuale abbiano un'elevata fatica. Quest'elevata produzione di difetti puntuali è stata verificata tramite misurazioni della resistività elettrica, e si riflette anche in un'ampia dipendenza della temperatura dell'incrudimento da fatica.

Vi sono altre implicazioni per la produzione di difetti puntuali pesanti. Ad esempio, la formazione di protrusioni delle PSB come quelle mostrate nella fig. 4.57 è ritenuta essere connessa con l'aumentata produzione di difetti puntuali nelle PSB. Questo punto è stato discusso e sviluppato in un modello dettagliato, il quale afferma che la produzione di imperfezioni domina la produzione di difetti puntuali, causando in tal modo la protrusione. Tuttavia, vi è un'altra prova per indicare che gli interstiziali possono produrre effetti significativi in altre situazioni. In alcuni approcci sperimentali si è sottoposto ad operazioni cicliche una lega Al - 15% Ag invecchiata così da contenere zone GP a 77 K, ed hanno scoperto che i precipitati γ' avevano nucleato ed erano cresciuti durante una vita a fatica (ad elevata deformazione) durando solo nell'ordine di dieci minuti. Il solo meccanismo che potesse spiegare questa sorprendente cinetica della crescita dei precipitati era l'aumento del difetto puntuale dell'interdiffusività (i precipitati che si formavano erano ricchi d'argento); i meccanismi di diffusione a ciclo breve non erano adeguati senza un aumento della diffusività del volume. Dal momento che è improbabile che le imperfezioni siano mobili ad una temperatura così bassa, gli interstiziali sembrano essere la causa probabile di questo comportamento.

Le strutture delle pareti dipolari delle PSB derivano dalla preponderanza, in esse, di dislocazioni primarie. All'estremità superiore del plateau, dove inizia a verificarsi lo scorrimento multiplo, e specialmente nei policristalli, si osservano strutture di pareti più complesse. Come esempio, si consideri la struttura *a labirinto* particolarmente interessante che è stata osservata di frequente nei policristalli, in particolare per i grani con assi [001] e [011], e occasionalmente nei monocristalli. Un bell'esempio di struttura a labirinto è mostrato nella fig. 4.58. Alcune conclusioni scientifiche hanno interpretato i modelli di pareti composti da queste pareti reciprocamente perpendicolari come pareti dipolari con differenti vettori di Burgers, reciprocamente perpendicolari. Ad esempio era noto dalle osservazioni TEM che erano presenti dislocazioni con due diversi vettori di Burgers. Questa è una variante biparietale delle pareti delle PSB. Secondo il ben noto principio dei LED, i gruppi di dislocazioni angolari di segno uguale possono ridurre la loro energia se si dispongono in una parete inclinata. Una parete di questo tipo può ulteriormente ridurre l'energia del sistema accoppiandosi con un'altra simile, ma con dislocazioni di segno opposto (ad es. una parete dipolare). Ma persino le pareti dipolari hanno sforzi residui che potrebbero essere ridotti da altre dislocazioni, là dove esse terminano. Così, dove termina una parete dipolare, essa attrarrà un'altra parete dipolare orientata a 90° rispetto al piano, come viene schematicamente illustrato nella fig. 4.59. Le possibili intersezioni L e T delle pareti e le configurazioni delle dislocazioni al loro interno sono mostrate in questa figura. Si noti che le dislocazioni sono simili a coppie nell'equilibrio, non solo all'interno di ogni parete, ma da parete a parete lungo le linee diagonali indicate. Si noti anche nella fig. 4.58 che le pareti intersecate hanno terminazioni libere, curve a L ed intersezioni a T, e nessun altro tipo di intersezioni. Nell'intersezione a T vi è repulsione tra le pareti orizzontali opposte (fig. 4.59) della T, il che conduce ad una configurazione obliqua. Sulla base di tali considerazioni, Kuhlmann-Wilsdorf e Charsley sono in grado di capire la frequenza del verificarsi delle varie intersezioni e le altre proprietà della struttura di dislocazione. L'accordo di queste previsioni con le osservazioni sulla morfologia della dislocazione fornisce supporto al modello.

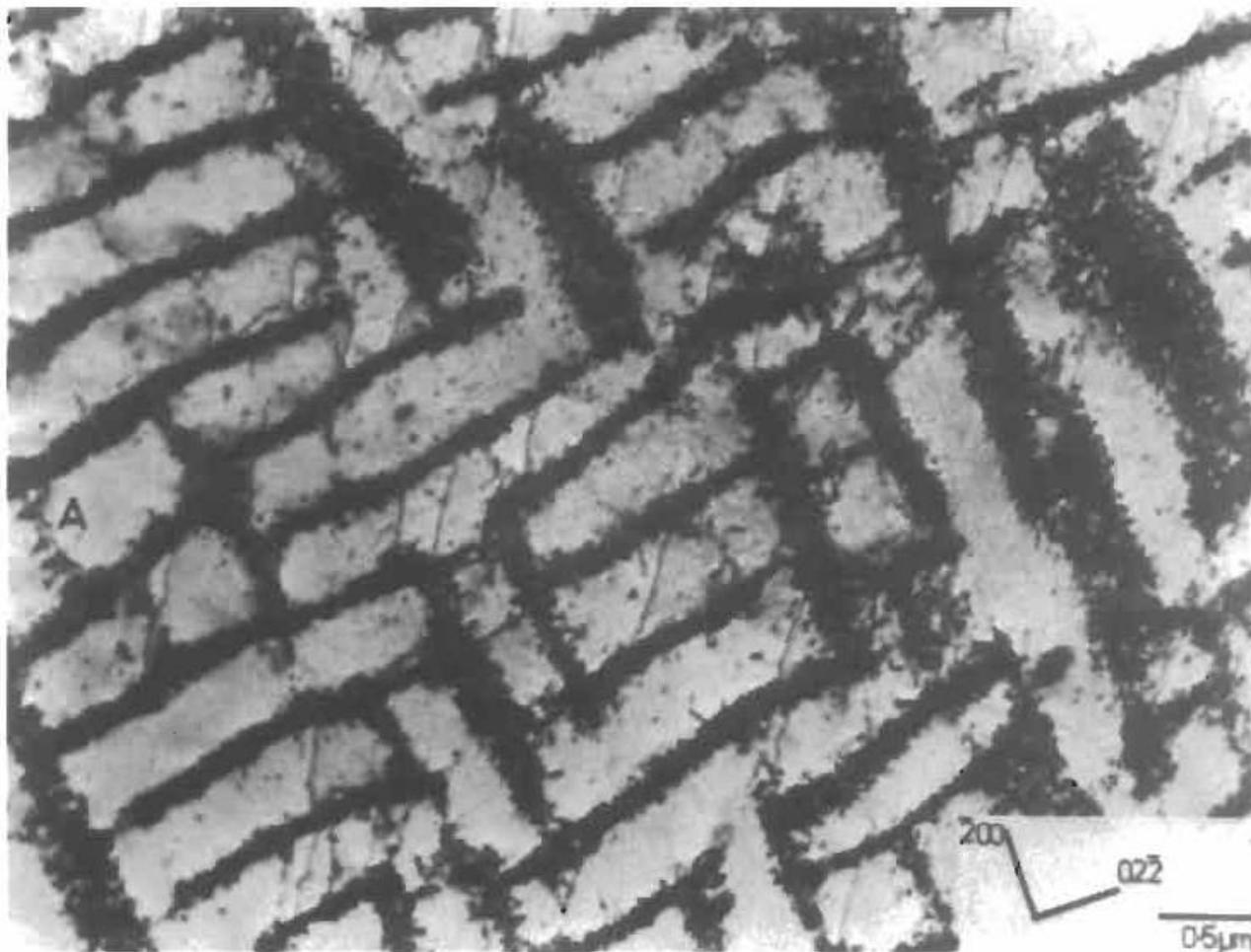


Figura 4.58: struttura a labirinto in lega Cu-Ni commerciale, sottoposta a fatica a saturazione, che mostra una struttura di pareti su piani {100}.

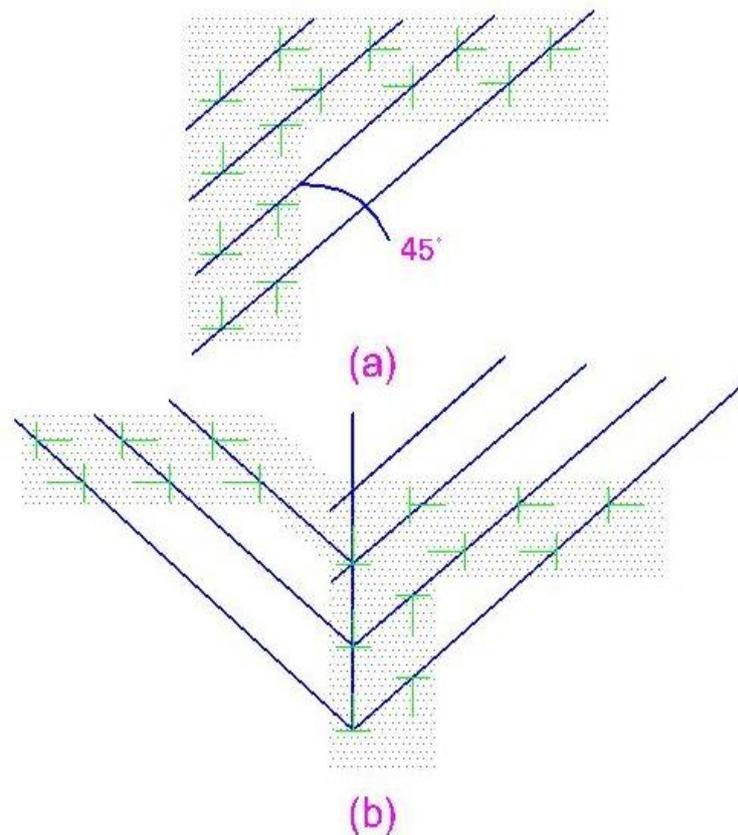


Figura 4.59: possibili configurazioni di pareti dipolari perpendicolari intersecate e la sistemazione delle dislocazioni al loro interno per permettere un equilibrio a coppie: (a) la forma preferita L e (b) la popolare T obliqua.

Incrudimento ciclico in metalli diversi dagli fcc: La deformazione ciclica dei metalli con strutture a cristallo diverse dagli fcc non ha ricevuto altrettanta attenzione quanto quella per gli fcc. Tuttavia, gli studi di base sono stati condotti ed analizzati di tanto in tanto. La maggior parte delle ricerche riguarda i metalli bcc.

I fattori di temperatura, tasso di deformazione e piccole quantità di impurità, specialmente degli interstiziali, rivestono un grande ruolo nella deformazione ciclica dei metalli bcc, ma non sono così importanti nei metalli fcc. Ad esempio la risposta ciclica del rame contenente una notevole percentuale di elementi sostitutivi della lega differisce poco da quella del rame puro. Ai tassi lenti di deformazione, i metalli bcc possono comportarsi in maniera simile ai metalli fcc, ma in altre condizioni il loro comportamento è abbastanza diverso da quello dei metalli fcc. I dettagli riguardanti i metalli bcc, molti dei quali sono stati approfonditi da Mughrabi e dai suoi collaboratori, sono i seguenti: per i monocristalli puri dei metalli bcc sottoposti ad operazioni cicliche a basse temperature e ad elevato tasso di deformazione ($> 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) la curva ciclica tensione-deformazione è tipica di quella del ferro mostrata nella fig. 4.60. Diversamente dal rame, non si verifica un plateau di PSB. Invece per l'estensione della deformazione plastica ciclica ($\Delta \epsilon_{pl} \approx 5 \times 10^{-4}$), l'incrudimento ciclico ed i cambiamenti microstrutturali sono trascurabili. La

sistemazione della dislocazione è dominata da dislocazioni a vite a bassa densità ed è stata spiegata supponendo che solo le dislocazioni angolari si muovono avanti e indietro quando la deformazione è invertita in una modalità di non-incrudimento meccanicamente reversibile. Si ricorderà che lo scorrimento attivato termicamente delle dislocazioni a vite è fortemente intralciato a temperatura ambiente e al di sotto di essa, dando il via ad un comportamento che riflette le caratteristiche tipiche del modo a bassa temperatura della deformazione unidirezionale dei metalli bcc. Ad ampiezze di deformazione maggiori, l'incrudimento ciclico è pronunciato ed è associato alla formazione di celle equiassiali. Le tracce dello scorrimento sono generalmente diffuse e nei monocristalli orientati a scorrimento singolo esse non seguono la traccia del piano primario. Mughrabi ed i suoi collaboratori affermano che, ad elevati tassi di deformazione, la caratteristica componente dello sforzo effettivo dello scorrimento di dislocazione termicamente attivato domina il contributo del componente atermico al limite elastico totale, cioè quello dovuto all'interazione elastica delle dislocazioni.

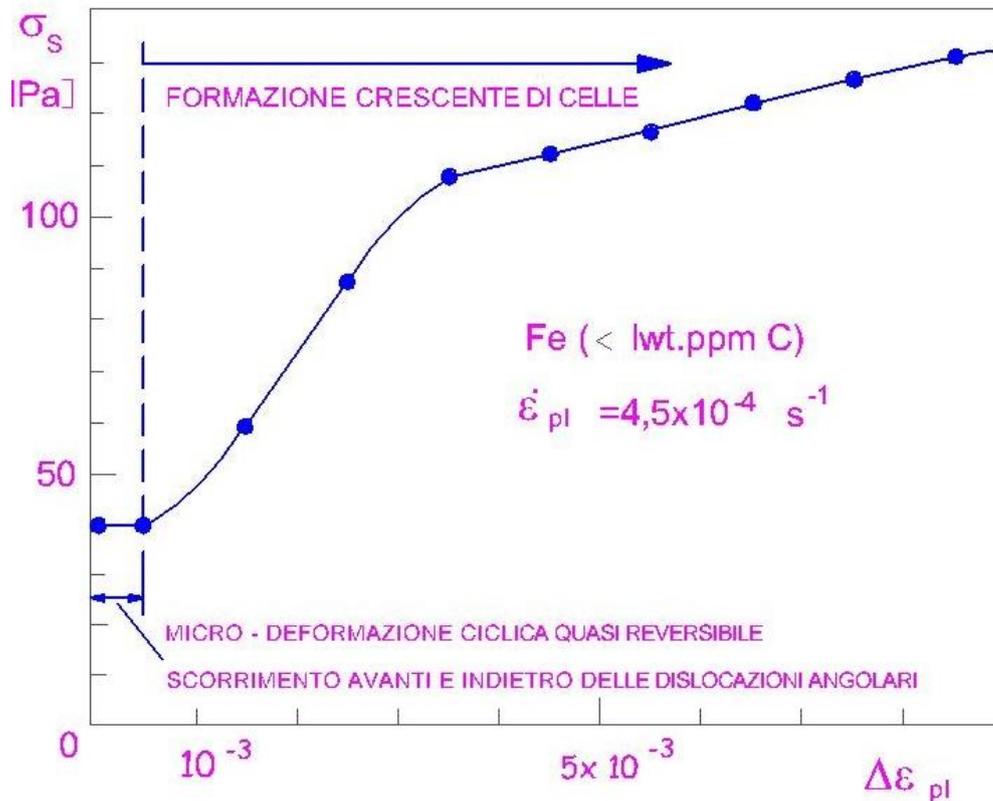


Figura 4.60: curva ciclica di tensione-deformazione di monocristalli puri di α -ferro a 295K.

Una delle osservazioni più interessanti è che i cristalli bcc deformati ciclicamente subiscono cambiamenti di forma e che sono relativi allo scorrimento asimmetrico delle dislocazioni a vite rispetto alla tensione e alla compressione. Essi sono causati da spostamenti in massa in direzioni non vincolate. Sono necessarie deformazioni applicate piuttosto alte per produrre cambiamenti di forma, così da costringere le dislocazioni a vite a scorrere. Tipicamente, per cristalli con orientamenti di scorrimento singoli, ed aventi dislocazioni primarie del vettore di Burgers $a/2 [111]$, lo scorrimento asimmetrico si può sviluppare attraverso lo slittamento dei segmenti delle

dislocazioni a vite su piani di scorrimento che appartengono alla zona $\bar{1}01$ in tensione ed alla zona $\bar{2}11$ in compressione. I cambiamenti di forma che si verificano sono notevoli, essendo facilmente visibili ad occhio nudo. La sezione trasversale di un monocristallo cilindrico sottoposto ad operazioni cicliche in controfase cambierà da circolare ad ellittica, e a causa dei vincoli degli afferraggi, sono applicate al campione coppie aggiuntive che possono dargli una forma ad "S". Cambiamenti di forma più complicati sono stati riportati su cristalli di α -ferro con orientamenti diversi da quelli a scorrimento singolo.

L'asimmetria del piano di scorrimento può essere superata sottoponendo ad operazioni cicliche a temperature più alte, a tassi di deformazione più bassi ($\sim 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) e con impurità interstiziali presenti. Sono state effettuate ricerche condotte in queste condizioni. Per un tasso di deformazione di $2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ed un cristallo di α -ferro contenente 30 wt ppm di carbonio, la curva ciclica tensione-deformazione è mostrata nella fig. 4.61. Diversamente dai campioni testati a tassi di deformazione maggiori, si è osservato un considerevole incrudimento ciclico in una portata di deformazione plastica di

10^{-4} . I cambiamenti di forma erano molto meno pronunciati, ed il contributo del componente atermico del limite elastico, cioè quello dovuto all'interazione elastica delle dislocazioni, dominava il componente di sforzo effettivo in tutte le ampiezze di deformazione. Mughrabi e i suoi collaboratori osservarono linee di scorrimento parallele alla traccia del piano di scorrimento primario, e talvolta queste erano abbastanza intense da essere etichettate come PSB. Inoltre, la loro densità cresceva con l'aumento dell'ampiezza di deformazione. Congruente con la loro comparsa, la pendenza della curva ciclica tensione-deformazione si appiattiva verso un plateau leggermente inclinato. Non si era tuttavia convinti di avere la prova di una deformazione localizzata nelle PSB, ma è quasi certo che la localizzazione della deformazione si verifica a causa della diffusa osservazione, nei primi lavori, di PSB nei metalli bcc policristallini. Così si vede che il comportamento generale è simile per certi aspetti a quello dei cristalli fcc deformati ciclicamente.

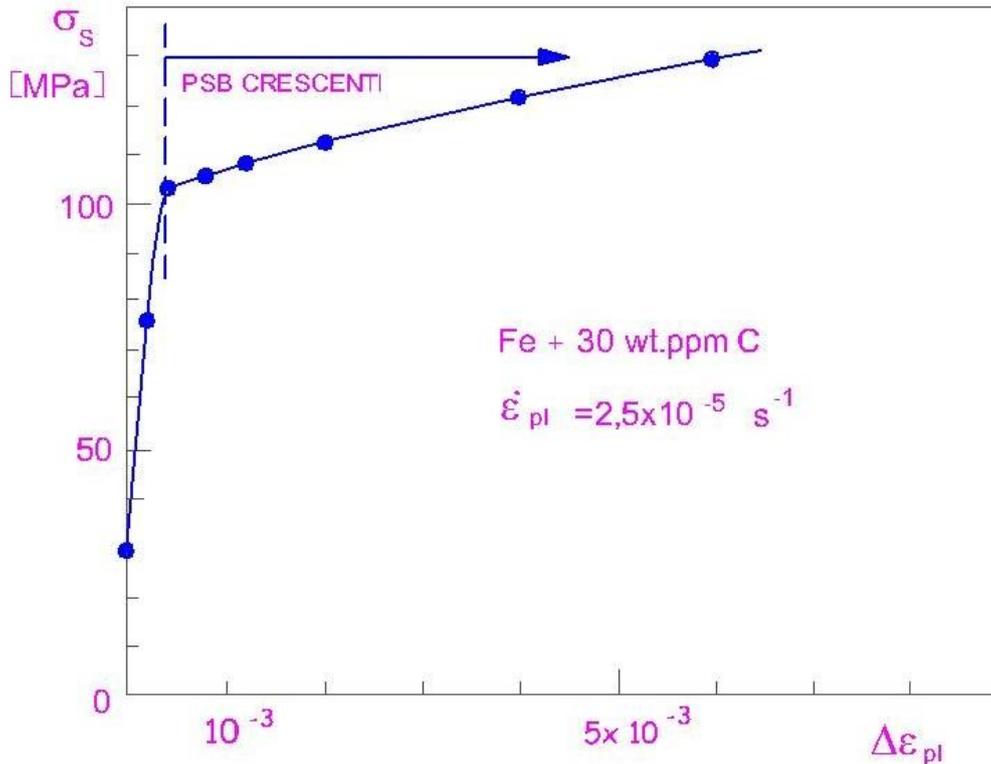


Figura 4.61: curva ciclica tensione- deformazione di monocristalli di α -ferro impuri testati a scalini rispetto all'ampiezza e ad un tasso di deformazione lento.

Sono stati effettuati alcuni studi sulla deformazione ciclica dei monocristalli hcp. Kwadjo e Brown, lavorando con il magnesio, hanno mostrato che le PSB si formano alle ampiezze di deformazione adatte e che le proprietà delle PSB sono abbastanza simili a quelle dei metalli fcc. Tuttavia, ad elevate deformazioni, la geminazione è estensiva ed influenza significativamente l'incrudimento; a questo riguardo, il comportamento dei metalli hcp è dissimile. E' sorprendente che il titanio sia stato trascurato fino a tempi piuttosto recenti, ma attualmente sono riportate ricerche sugli effetti dell'orientamento e sulle strutture di dislocazione di questo importante metallo.

Differenze e similitudini tra deformazione monotona e ciclica: Il comportamento dell'incrudimento monotono e ciclico è stato confrontato di tanto in tanto; sono state notate similitudini e differenze che dipendono dal modo in cui i fenomeni sono osservati. Ad esempio è possibile considerare l'incrudimento ciclico rispetto ai cicli. Un monocristallo di rame sottoposto ad operazioni cicliche a bassa ampiezza di deformazione plastica di scorrimento, diciamo 3×10^{-5} , potrebbe richiedere migliaia di cicli per raggiungere la saturazione, e durante questo tempo aumenterebbe tipicamente il suo limite elastico di circa 19 MPa. Se questo incrudimento è visto in termini di deformazione plastica cumulativa, cioè sommato senza tener conto del segno, esso rappresenta allora un tasso di incrudimento medio G (il modulo elastico tangenziale) diviso per diverse migliaia. Questo tasso di incrudimento medio non è costante – inizialmente è maggiore, simile ai tassi di incrudimento osservati nella deformazione monotona, poi crolla a valori molto bassi man mano che si avvicina alla saturazione. Visto rispetto a tali tassi di incrudimento, l'incrudimento sembrerebbe perciò straordinariamente lieve se confrontato al comportamento monotono.

Con l'aumento dell'ampiezza, il limite elastico cresce considerevolmente. Come ulteriore esempio del tasso di incrudimento, si consideri il comportamento di un monocristallo di rame

sottoposto ad operazioni cicliche ad un'ampiezza di deformazione plastica di scorrimento (γ_p) di 2×10^{-3} . Questo cristallo raggiungerebbe la saturazione in circa 2000 cicli ed aumenterebbe tipicamente il suo limite elastico da 27 a 28 MPa, per un tasso di incrudimento medio di $28 \div$ (numero di cicli per raggiungere la saturazione $\times 4 \gamma_p$)

$\sim G/25.000$, ancora un tasso molto basso. Così, mentre il tasso di incrudimento medio non è fortemente dipendente dall'ampiezza di deformazione per $\gamma_p \sim \text{pochi} \times 10^{-3}$ ed inferiore, il tasso di incrudimento *iniziale* aumenta piuttosto fortemente con l'aumento dell'ampiezza. I cicli di isteresi e i dati sull'incrudimento rapido possono essere trovati in molte pubblicazioni.

Se l'incrudimento da fatica è visto in termini di comportamento di saturazione, sembra reggere una diversa conclusione sui tassi di incrudimento. La saturazione è convenzionalmente definita in termini di CSSC. Si noterà che la deformazione di 3×10^{-5} sopra citata si applica alla regione di deformazione al di sotto del plateau (regime A), mentre l'altra deformazione sopra citata, 2×10^{-3} , corrisponde alla regione intermedia del plateau. Si considerino i tassi di incrudimento in termini di comportamento di saturazione; a bassa deformazione il tasso è semplicemente enorme, cioè $\Delta\tau/\Delta\gamma \dots\dots 20 \text{ MPa}/10^{-4} \sim 4G$. Questo valore sorprendente corrisponde alle strutture di dislocazione che consistono in circuiti di connessione, e così il meccanismo di incrudimento è analogo a quello che si verifica nello Stadio I della deformazione monotona in cui il tasso di incrudimento si nota appena. Questa è una delle più grandi differenze tra le deformazioni monotone e cicliche, ed è associata alle densità di dislocazioni molto più elevate che si applicano nella fatica dopo che la saturazione è raggiunta. Nelle deformazioni al di sopra del plateau, il tasso di deformazione è circa $G/100$.

Ora si consideri il plateau che è abitualmente rappresentato con pendenza zero. Si noti che i risultati dei diversi osservatori sono piuttosto sparpagliati. Si potrebbe creare un caso per una effettiva pendenza negativa del plateau. E' possibile immaginare che un test iniziato a grandi ampiezze possa effettivamente produrre un limite elastico minore di 28 MPa, lo sforzo di plateau, nei tratti superiori del plateau. Tuttavia, la situazione più probabile è che il limite elastico aumenti di circa 1 MPa (che è molto inferiore rispetto alla dispersione delle misurazioni). Il tasso di incrudimento associato a questo incremento dello sforzo è $1/7 \times 10^{-3} \text{ MPa}$ o $G/350$. E' importante notare che questo tasso è all'incirca lo stesso del tasso di incrudimento tipico dello Stadio II, $\sim G/300$, nella deformazione monotona di un monocristallo. Così il tasso più basso dedotto dalla CSSC osservabile nella fatica è uguale al tasso *più alto* osservato nella deformazione monotona. Ancora, la ragione di questo comportamento è che le densità di dislocazione prodotte nella fatica sono molto maggiori di quelle tipicamente osservate nella deformazione monotona (eccetto nei livelli più alti); anche gli incrementi di deformazione nella fatica sono minimi. Il plateau CSSC è dunque visto come un importante episodio di un diminuito tasso di incrudimento tra regioni in cui il tasso è gigantesco; l'enfasi è comunque sul fatto che la conclusione si applica alla saturazione.

Certamente, nei campioni sottoposti ad operazioni cicliche a basse ampiezze di deformazione, i circuiti di connessione molto densi hanno la loro controparte negli intrecci delle dislocazioni angolari primarie e nei dipoli a dislocazione angolare caratteristici della deformazione monotona dello Stadio I. I campioni sottoposti a fatica ad ampiezze di deformazione più elevate esibiscono pareti dipolari, che sono la controparte delle strutture di poligonizzazione che si considera risultino dalla riorganizzazione degli intrecci in una deformazione unidirezionale. La stessa connessione sembra esistere tra i circuiti di connessione e la pareti "a scala" nelle PSB. La grande differenza tra le strutture di poligonizzazione dello Stadio II e le pareti dipolari della PSB è la mancanza di qualsiasi disorientamento relativo nelle pareti della scala mentre le strutture di poligonizzazione contribuiscono all'asterismo. Nel ripetuto movimento avanti e indietro della fatica, il vettore di Burgers netto scompare fino ad una buona approssimazione.

Alle deformazioni cicliche più elevate, purché vi sia un'adeguata mobilità di dislocazione tridimensionale, si formano le celle di fatica. La mobilità tridimensionale si verifica nel materiale a scorrimento ondulado, persino nelle PSB dopo operazioni cicliche molto lunghe e più facilmente nei policristalli. Queste celle di fatica sono l'equivalente delle celle caratteristiche degli Stadi II e III della deformazione monotona.

Deformazione ciclica nei metalli policristallini: La comprensione della deformazione ciclica nei metalli policristallini è rimasta arretrata rispetto a quella dei monocristalli poiché è molto più complicata e, per un dato tipo di comportamento, le deformazioni plastiche sono minori nei policristalli che nei monocristalli. Le richieste sperimentali sono perciò più serie. Le prime opere, dunque, tendevano a focalizzarsi sul comportamento a fatica ad alta deformazione. Studi successivi indicarono la strada migliorando notevolmente la risoluzione della deformazione ed aumentando le vite a fatica per le quali potevano essere effettuati studi di deformazione ciclica. I loro risultati incoraggiarono altri studiosi a condurre test in controllo di deformazione plastica ad ampiezze molto piccole, da 10^{-5} a 10^{-3} . La risoluzione della deformazione nella deformazione ciclica è rimasta solitamente indietro rispetto a quella nella deformazione monotona perché la lunghezza di gauge deve essere tenuta piccola nella fatica per evitare lo l'instabilità a carico di punta durante le inversioni della compressione. L'arrivo dei metodi di test elettroidraulici ha portato miglioramenti significativi negli estensimetri e nell'elettronica necessaria ad eccitarli ed a registrarne i dati. Inoltre, gli studi sulla deformazione policristallina hanno ricevuto un impulso dai risultati sui monocristalli, ed ora esiste un'ampia raccolta di risultati sui policristalli ed una molto migliore conoscenza.

Il suggerimento che la connessione tra la risposta ciclica del materiale mono- e policristallino potrebbe essere più semplice di quella nella deformazione monotona fu espresso per la prima volta quando i meccanismi di incrudimento negli stadi I e II/III furono identificati rispettivamente con la fatica ad alta e bassa deformazione, come sopra notato. Successivamente si estese la connessione osservando che la curva ciclica tensione-deformazione del rame policristallino conteneva un plateau a basse ampiezze di deformazione e che i livelli del plateau nei due tipi di materiale potevano essere correlati al fattore di Taylor. Queste opinioni furono inizialmente difficili da sostenere poiché, man mano che si raccoglievano nuovi risultati ad ampiezze a bassa deformazione, le curve cicliche tensione-deformazione del rame mostravano grandi variazioni.

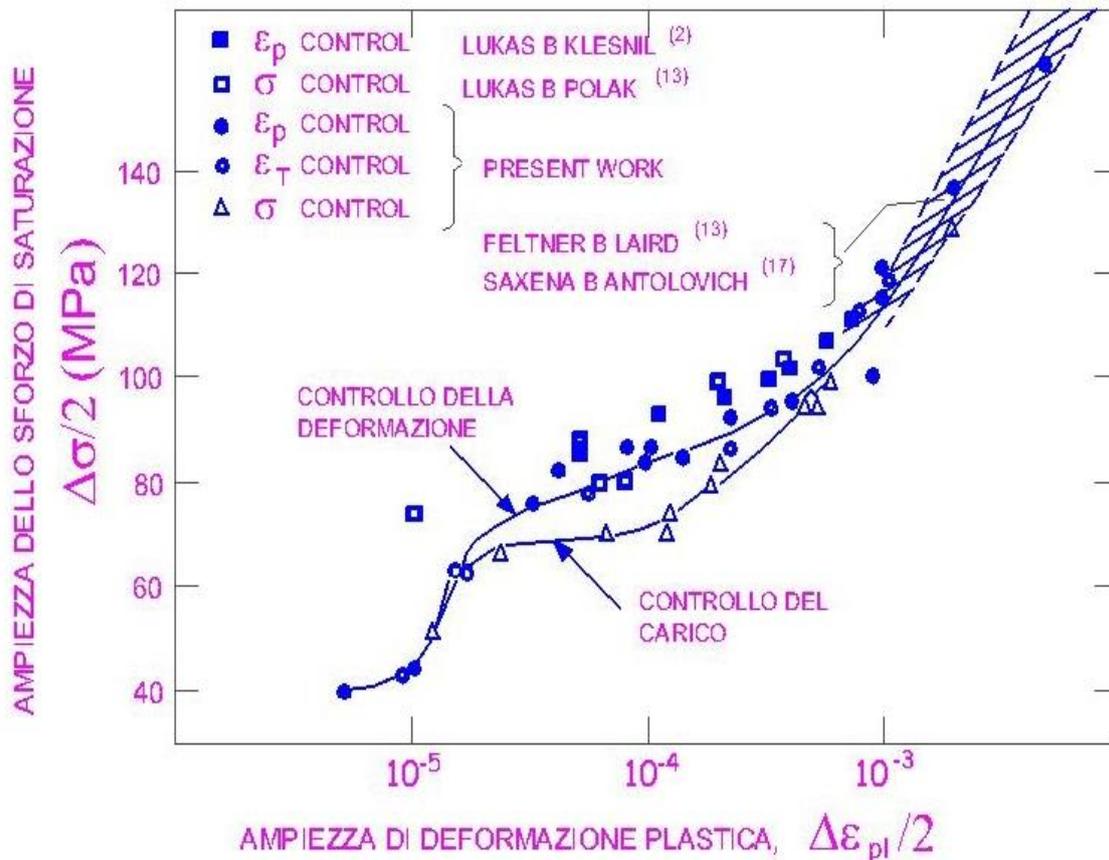


Figura 4.62: curva ciclica tensione-deformazione del rame policristallino.

Un tipo di risultato per la CSSC del rame è mostrato nella fig. 4.63. Vi appare che, per questo rame, a controllo di deformazione non vi è plateau, ma una tendenza al plateau è mostrata nella gamma delle deformazioni dalla curva ciclica tensione-deformazione dei monocristalli di rame. Mughrabi scoprì un simile comportamento e notò anche che la prima PSB ad essere osservata sulla superficie del campione si verificava allo sforzo di plateau diviso per il fattore di Schmid ottimale indicando che, a bassi livelli di deformazione, i grani individuali si comportavano in modo molto simile ai cristalli isolati. Un plateau si verifica a controllo di carico in circostanze nelle quali è consentito alle deformazioni di essere larghe all'inizio del ciclo vitale. Tali larghe deformazioni creano strutture a celle all'interno delle quali vi sono ampie dislocazioni mobili per trasportare la deformazione quando la saturazione è raggiunta. Diversamente, in controllo di deformazione, le strutture di dislocazione sono piuttosto simili a quelle osservate nei monocristalli tranne forse per una densità in qualche modo maggiore di dislocazioni secondarie. In altre parole: si osservano circuiti di connessione a basse deformazioni, si scopre un miscuglio di circuiti di connessione e pareti dipolari a deformazioni intermedie, e si verificano strutture a celle a deformazioni più elevate, $> 5 \times 10^{-4}$. La struttura a scala delle vere PSB è stata ripetutamente osservata nei policristalli, sia in superficie nei materiali fcc, sia nel nucleo, e nei policristalli bcc impuri sia in superficie che nel nucleo.

Con il passare del tempo ed ulteriori ricerche, la risposta ciclica dei policristalli sembra essere persino più complicata. Un plateau convincente nella CSSC del nichel policristallino è stato riportato inducendo un plateau nella CSSC del rame policristallino se al principio trattavano in modo progressivo i loro campioni, producendo in tal modo una distribuzione più uniforme di circuiti di connessione da grano a grano e così aumentando la formazione di PSB quando le tensioni/deformazioni erano abbastanza elevate da richiedere la loro produzione. Al -4% Cu contenente precipitati divisibili che si correlavano bene con quelli dei monocristalli contenenti lo stesso tipo di precipitato ma in questa lega le deformazioni localizzate sono estremamente alte.

La spiegazione per la vasta gamma di risposte policristalline osservate dai vari sperimentatori nei diversi metalli e persino nello stesso metallo diedero origine a sforzi sistematici per studiare gli effetti della dimensione dei grani. Llanes ed i suoi collaboratori scoprirono che la curva CSSC del rame a grani grossi era situata a sforzi *più elevati* (di 20 MPa) rispetto a quella del rame a grani più piccoli. Essi attribuivano tale comportamento al verificarsi di una forte tessitura $\langle 111 \rangle$ - $\langle 100 \rangle$ indotta nel rame dalle alte temperature di ricottura necessarie per ottenere la misura a grani grossi. Questi orientamenti a scorrimento multiplo provocavano un aumentato incrudimento ciclico nei campioni a grani grossi in confronto a quelli dei campioni a grani più piccoli in cui la tessitura non era così pronunciata. Questa interpretazione era sostenuta da esperimenti critici in cui tale tessitura si formava in una lastra di rame abbastanza larga da permettere al campione di essere tagliato in direzioni diverse, così da variare la “tessitura” senza d'altronde variare il metallo. Per la scelta delle direzioni del campione in cui gli orientamenti a scorrimento singolo erano favoriti, gli sforzi diminuirono considerevolmente, e la gerarchia normalmente attesa rispetto al limite elastico dei campioni con misure diverse di grani fu ristabilita.

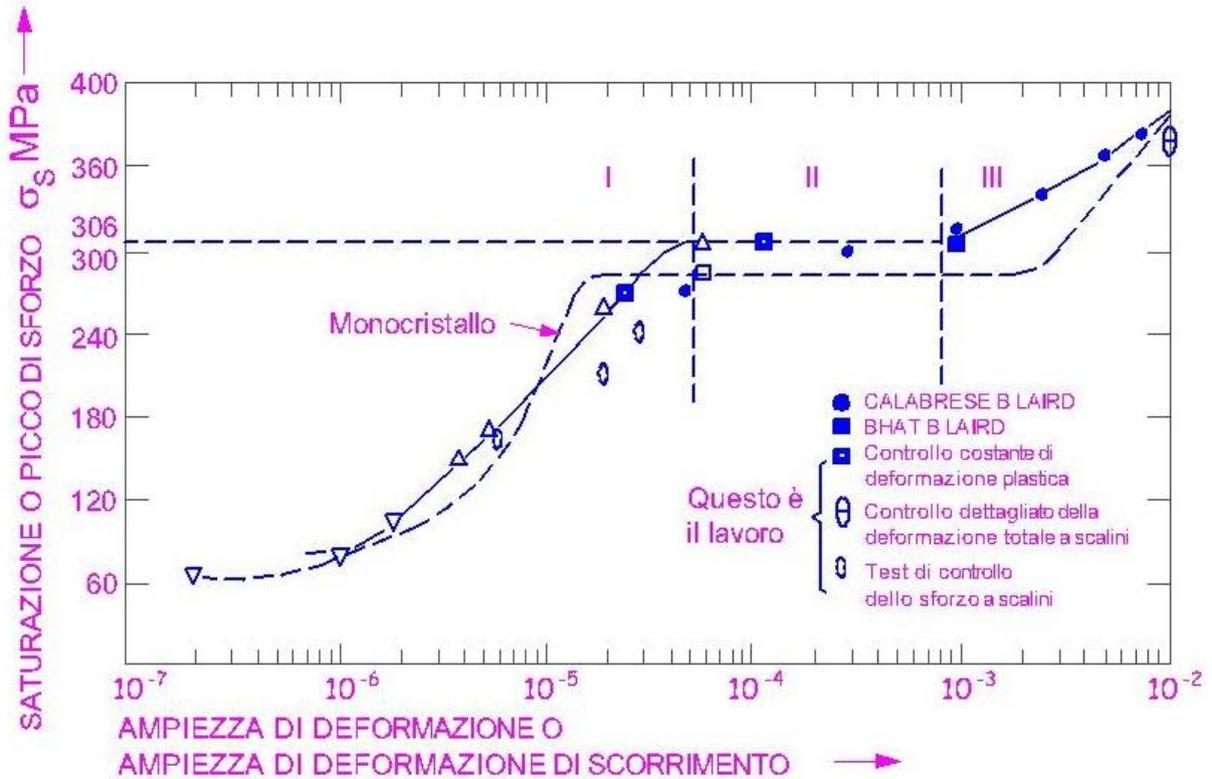


Figura 4.63: curva ciclica tensione-deformazione per lega policristallina Al-4% Cu contenente precipitati divisibili (θ'') confrontata con quella per la stessa lega nella forma monocristallina. Si noti che la scala ordinata dovrebbe essere divisa per tre per applicarsi alla tensione di attrito del monocristallo; l'ascissa si applica ad entrambe le forme del materiale.

Dal momento che i piani di geminazione sembrano stimolare la formazione di PSB e di scorrimento secondario, lo studio dell'interazione dello sforzo nei piani di geminazione come funzione dell'orientamento cristallografico sembrava interessante.

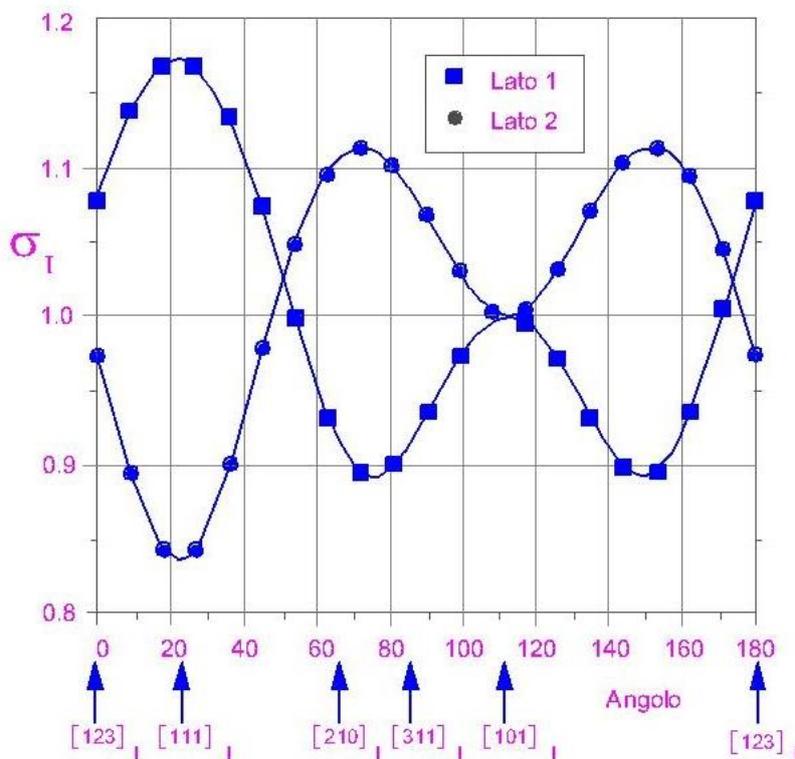
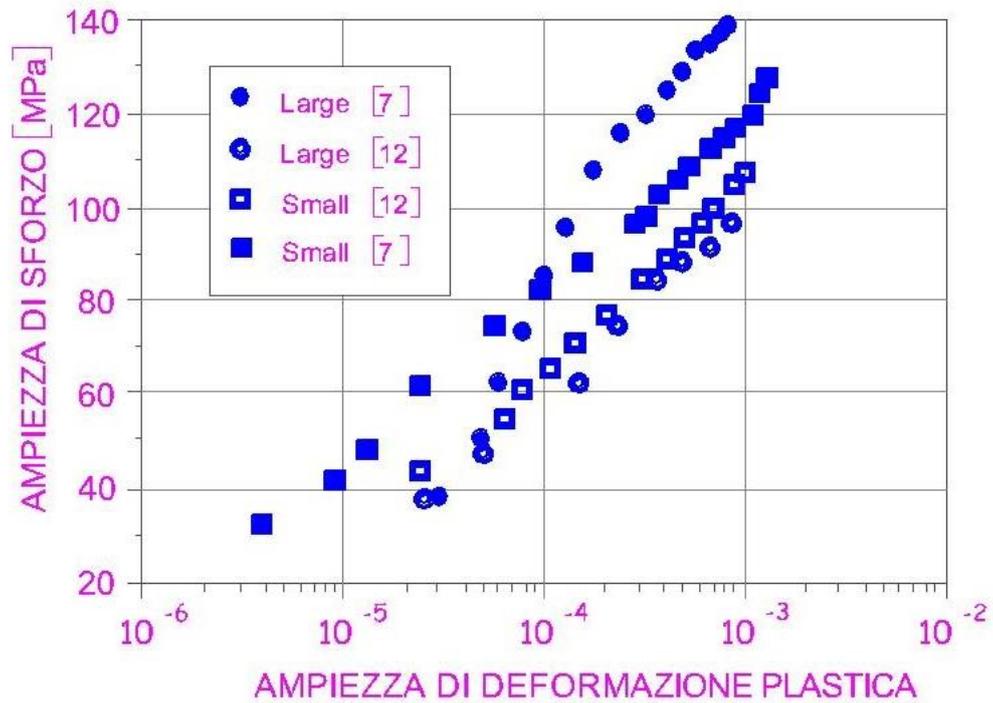


Figura 4.64: curve cicliche tensione-deformazione (ottenute mediante test a scalini) per rame a grani grossi e piccoli, un gruppo (punti pieni) avente una tessitura variamente pronunciata $\langle 111 \rangle$ - $\langle 100 \rangle$ e l'altro, avente una tessitura più casuale (punti aperti).

Peralta e i suoi collaboratori, svilupparono un modello semplice per giustificare l'incremento degli sforzi adiacenti ad un piano di geminazione dovuto ad esigenze di compatibilità nel rame. Uno dei risultati principali che è indicato nella fig. 4.65 e che mostra l'effetto dell'orientamento dei grani sugli sforzi di compatibilità accanto ad un piano di geminazione, indica che gli effetti di concentrazione dello sforzo di un geminato raggiungono il massimo quando l'asse di trazione è parallelo ad una direzione $\langle 111 \rangle$. Cioè, l'effetto del geminato dipende dall'orientamento cristallografico del granulo in cui il geminato è inserito, e perciò è una funzione della tessitura. In questo modo le tessiture $\langle 111 \rangle$ che producono un aumentato incrudimento ciclico nei policristalli sono rinforzate nel loro effetto dalla presenza nei metalli di geminati con bassa e media energia da difetto di impilamento. In un esempio tratto dall'opera si cita un bicristallo contenente una giunzione ruotata intorno alla direzione $[\bar{1}49]$, un bordo che ci si potrebbe aspettare (diciamo) in un policristallo FCC contenente una tessitura correlata agli orientamenti a scorrimento singolo, ed un altro bicristallo con una giunzione inclinata asimmetrica $[110]$, consona ad un tipo di tessitura a scorrimento multiplo. La cristallografia di questi confini è mostrata nella fig. 4.66. I loro risultati mostravano che gli sforzi in quest'ultima potevano essere circa quattro volte più alti di quelli del primo caso. Gli sforzi aggiuntivi trovati nei bordi di grano possono in parte essere responsabili di: 1) la presenza di strutture di dislocazione "più avanzate" adiacenti ad essi, intendendo che le strutture a celle si verificheranno in regioni di interfaccia tra grani se le pareti dipolari sono la struttura operante al centro dei grani; e 2) l'osservazione di un aumentato scorrimento incrociato nei metalli policristallini con bassa energia di difetto di impilamento.

Dato che gli sforzi locali possono essere molto importanti nella fatica, prevalentemente nei valori bassi della deformazione plastica (fatica a lunga durata), la correlazione fra tessitura, misura dei grani e interfaccia tra grani/disorientamento nei policristalli (studiata da molti autori da un punto di vista geometrico) deve essere pienamente presa in considerazione se si vuole sviluppare un modello ragionevole del comportamento policristallino.

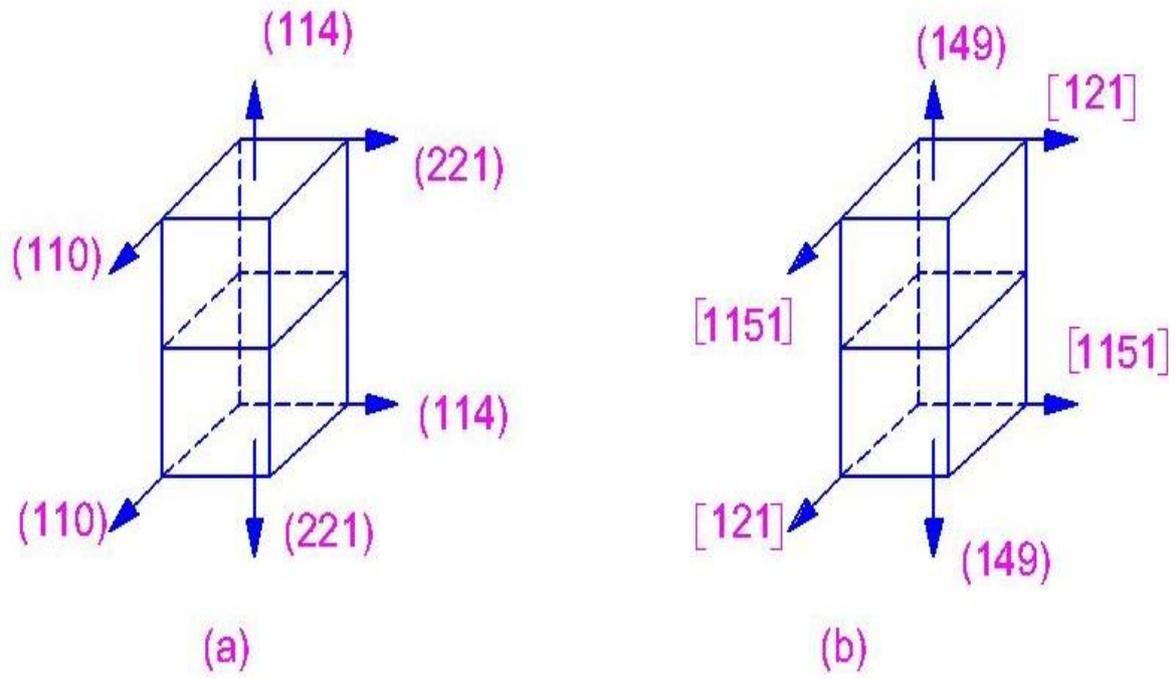


Figura 4.65 disorientamenti dei bicristalli, "larghi": (a) $[110]$ giunzione inclinata asimmetrica, e (b) $[\bar{1}49]$ giunzione ruotata.

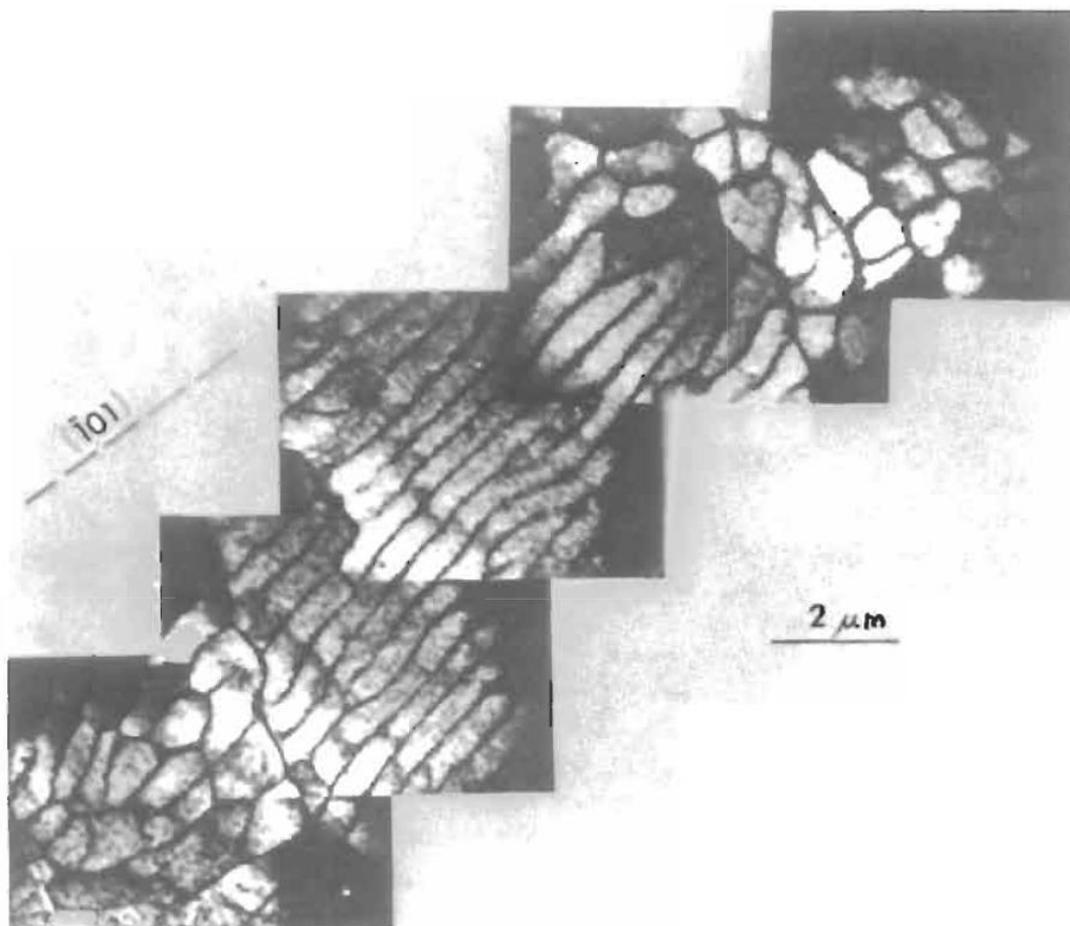


Figura 4.66: struttura di dislocazione del rame testata in un "test di sforzo graduale", cioè: alternando brevi cicli di saturazione tra un elevato sforzo (2×10^{-3}) e uno sforzo progressivamente minore. Campioni rimossi per l'analisi TEM dopo il ciclo finale a un grado di deformazione della plastica di 5×10^{-5} ". Pareti dipolari del sistema primario nel centro del grano – l'alternare il ciclo ad alta ampiezza ha sottolineato le strutture cellulari vicino i bordi di grano.

Dato che le tensioni locali possono essere molto importanti per l' fatica, soprattutto per valori bassi di deformazione della plastica (fatica a lungo termine), la correlazione tra la struttura, la dimensione dei grani e il tipo di bordo di grano/ un diverso orientamento dei policristalli (studiato da diversi autori da un punto di vista "geometrico"), deve essere pienamente preso in considerazione, se bisogna sviluppare un ragionevole modello di comportamento policristallino.

Un altro fattore che potrebbe giocare un ruolo significativo nella deformazione policristallina è l'anisotropia elastica del metallo. Si è dimostrato, utilizzando metodi basati su elementi finiti, che la compatibilità delle tensioni che appaiono ai bordi di grano di un dato disorientamento dipende dalla anisotropia. Peralta e i suoi collaboratori hanno tentato di stimare le tensioni intorno ai bordi di bicristalli per diversi FCC-metalli in funzione della loro fattore di anisotropia (AF), definito come segue:

$$A.F. = \frac{s_{44}}{2(s_{11} - s_{12})}$$

Fattori di anisotropia e energie di difetto di impilamento per campioni di metalli FCC e leghe di rame di modalità di scivolamento ondulato e planare, rispettivamente.

Material	A.F.	S.F.E. [mJ/M ²]
Al	1.2231	250.0
Ni	2.4077	150.0
Au	2.8523	50.00
Ag	3.0207	20.00
Cu	3.2726	42.00
Cu-5 at% Al	3.3891	24.00
Cu-10 at% Al	3.5118	12.00
Cu-23 at% Zn	3.7925	15.00

dove S_{ij} sono le componenti del tensore della cedevolezza. I valori di A.F. per i metalli FCC tipici e leghe sono indicati nella tabella 1. Va osservato da questi valori e i valori associati di energia di difetto di impilamento che la anisotropia dei metalli e la modalità di scivolamento sono legate, perché c'è una tendenza per i metalli, con un elevato AF ad avere un basso S.F.E. Questo è interessante perché, come osservato in precedenza, è stato osservato che scivolamenti incrociati sono più frequenti in prossimità delle regioni di confine con metalli policristallini con bassa energia di difetto di impilaggio.

Per indagare il ruolo dell'anisotropia nella risposta alla deformazione ciclica sotto tensione del policristallino, Peralta et al. ha scelto il massimo sforzo nel piano parallelo al confine come parametro per caratterizzare la forza delle interazioni elastiche. I risultati espressi come funzione di AF e per la coppia di torsione e inclinazione limite iniziali, sono riportati nella fig. 4.67. La massima tensione aumenta alle due interfacce con il grado di A.F., come previsto, ma il comportamento è diverso per i due tipi di limite.

La tensione per il limite di torsione è bassa e aumenta uniformemente con l'AF, mentre la tensione per il limite di inclinazione è maggiore e mostra oscillazioni. Il limite di torsione è associato ad un alto indice di direzione, e in tal modo i contributi delle proprietà delle principali direzioni diventano medi. Il limite dell'inclinazione è associato ad un basso indice di asse e questo può rendere le tensioni più sensibili alle variazioni di rigidezza rispetto all'orientamento.

Questi risultati mostrano che le interazioni tra grani adiacenti non dipendono solo dalla struttura e dalla cristallografia del confine, ma anche dalle proprietà elastiche di base del materiale.

È stato osservato in precedenza che gli altopiani più convincenti di policristalli osservati nel CSSCs sono stati trovati per l'alluminio (lega) e il nichel. È una tentazione concludere che le minori interazioni elastiche nelle strutture policristalline di questi metalli (0,06 per l'Al e 0,28 mentre 0,42 per Ni nel Cu) favoriscono la presenza di altipiani nei loro CSSCs, mentre l'elevata anisotropia del rame lavora contro la localizzazione della deformazione.

Tenuto conto di tutte le complesse interazioni che influenzano la risposta ciclica dei policristalli, non è sorprendente che la nostra comprensione del comportamento è piuttosto modesta; in particolare, un buon modello per estrapolare il comportamento ciclico dei policristalli da quello di un unico cristallo sembra essere ancora fuori dalla portata. Alcuni dei modelli utilizzati per il comportamento uniforme sono stati applicati all'affaticamento con un certo grado di successo soprattutto per la conversione dei dati SN dei policristalli FCC e la CSSC di puro ferro. Il principio fondamentale alla base di questi modelli è l'idea di trovare un fattore di conversione tra la tensione di taglio τ e la deformazione di taglio γ dei singoli grani e la tensione σ e la deformazione assiale della plastica ϵ del policristallo, secondo le seguenti formule:

$$\tau = \frac{\sigma}{M} \text{ e } \gamma = \epsilon M$$

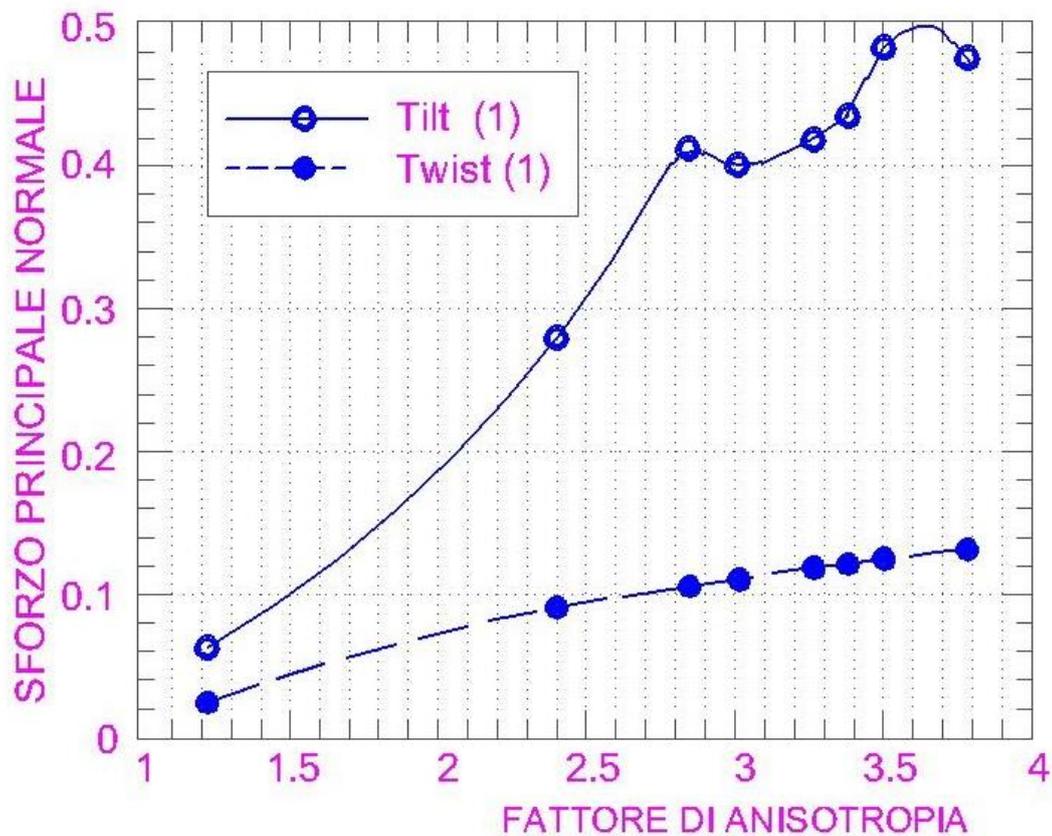


Figura 4.67: tensione massima principale "nel piano" per i due confini, per i vari metalli FCC e leghe in soluzione solida elencati nella tabella 1 e qui rappresentata attraverso i valori specifici delle loro AF.

Il fattore di conversione \bar{m} è compreso tra 2,24 (Sachs) e 3,06 (Taylor) per i policristalli con grani orientati in modo casuale. Secondo il modello di Taylor la deformazione in ogni grano si presume essere la stessa ed equivalente a quella macroscopica, e si suppone che ogni grano si deformi dall'attivazione dei 5 sistemi di scivolamento che minimizzano il prodotto della tensione di taglio su ogni sistema e la corrispondente tensione di taglio. Come conseguenza della anisotropia dei grani, sia plastica che elastica, le ipotesi di Taylor violano l'equilibrio e le stime ottenute utilizzandola rappresentano un limite superiore del comportamento reale. Sachs, d'altra parte, ha assunto che i grani si deformano in un unico scivolamento, e che essi agiscono come entità singole sottoposte a una tensione assiale.

Queste condizioni violano la compatibilità, e quindi il fattore Sachs dà un limite inferiore del comportamento policristallino. Data le ipotesi implicite nei due modelli, è evidente che il modello di Taylor dovrebbe applicarsi meglio alle situazioni in cui è coinvolto uno scivolamento multiplo, e Sachs, a quelle in cui è dominante lo scivolamento singolo. L' fatica ad alto ciclo è una tipica situazione in cui le deformazioni plastiche sono basse e i policristalli si deformano a causa di processi di scivolamento singoli per un significativo range di deformazioni plastiche, quindi Sachs dovrebbe applicarsi in questo caso. Tuttavia, le evidenze sperimentali sembrano indicare che il modello Taylor offre una approssimazione migliore per il comportamento dei policristalli. È

sorprendente, tuttavia, che molti studiosi dell' fatica applicano questi modelli senza tener conto di alcune delle ipotesi di base su cui si fondano. Per esempio, l'uso di un fattore Taylor di 3,06 è valido solo quando il policristallo è completamente casuale. Quando il campione ha una struttura cristallografica, il fattore Taylor medio cambia, e può cambiare di una notevole quantità a seconda della natura e nitidezza della struttura indotta. E' necessario inoltre ricordare che il modello Taylor rappresenta un limite superiore per il comportamento previsto. Pertanto, le caratteristiche che sembrano essere correlate esattamente con il fattore casuale Taylor dovrebbero essere controllate per tenere conto degli effetti della struttura e di altre variabili microstrutturali. Il modello Taylor non è in grado, per sua stessa natura, di tenere conto di una delle caratteristiche fondamentali dell' fatica : la localizzazione della deformazione in PSBs e *Persistent Lüders Bands* (PLBs) che si sviluppano nei metalli a scivolamento planare. Oltre a questo, l'evoluzione della deformazione plastica prevista dal modello Taylor implica lo sviluppo di una struttura di deformazione, che non è il caso dell' fatica, dal momento che il movimento avanti e indietro delle dislocazioni è molto efficace per eliminare ogni vettore di Burger residuo, vale a dire, il diverso orientamento dovuto alle strutture di dislocazione come le celle di fatica è minimo rispetto a quella delle analoghe strutture sviluppate durante deformazione uniforme.

Deformazione ciclica nelle leghe : Come osservato nelle sezioni precedenti, una vasta gamma di fenomeni nell' fatica nei metalli FCC è ormai compresa, almeno qualitativamente. Studi del comportamento delle leghe sostitutive che coinvolgono i cristalli singoli sono stati rari, ma delle relazioni dei tentativi sostenuti per capire queste leghe sono ora disponibili. Per le leghe sostitutive a bassa concentrazione, il comportamento è stato trovato invece simile a quello dei metalli puri, anche per quei dettagli come il valore della tensione nel piano nella curva ciclica tensione-deformazione (CSSC), e la natura delle strutture di dislocazione. Quando la concentrazione di soluto è significativamente maggiore, in modo che la lega si comporta con una modalità di scivolamento planare, la struttura di dislocazione della lega è notevolmente diversa da quella del metallo ondulato. La tipica struttura a scala e i circuiti chiusi, che sono prodotti nella deformazione ciclica dei metalli puri non sono mai stati osservati nello scivolamento planare dei metalli a temperatura ambiente.

Una delle controversie riguardanti il comportamento della deformazione ciclica delle leghe a scivolamento planare è stato se esista o meno localizzazione della deformazione. Alcuni ricercatori utilizzando lo stesso metodo interferometrico come usato in precedenza sul rame, osservò la localizzazione della deformazione,

contrariamente alle precedenti relazioni ; essi hanno anche osservato l'esistenza di un piano nella risposta ciclica tensione-deformazione. Tuttavia, la lega Cu-16 % su Al utilizzata da loro indurisce molto saldamente, presenta fenomeni di scoppio, e mostra un comportamento di deformazione-invecchiamento ad un grado avanzato. È possibile che la saturazione non sia stata raggiunta. I metodi interferometrici comportano interruzioni di test e richiedono molto tempo perché la preparazione tecnica dei campioni è esigente. I fenomeni di deformazione-invecchiamento che si sono verificati nel corso di tali ritardi avrebbero potuto e, probabilmente, hanno pregiudicato il successivo comportamento della deformazione quando si sono fatti tentativi per misurare la deformazione localizzata. Le interazioni di tutti questi complessi fenomeni sono state da allora capite attraverso più ampie indagini e un quadro abbastanza chiaro del comportamento è emerso.

In una tipica lega a scivolamento planare, come Cu-16% su Al, studiato da Hong e i suoi collaboratori, la tensione di attrito che agisce sulle dislocazioni perché il contenuto della lega è molto elevato e l'applicazione di una tensione di circa 20 MPa è semplicemente necessaria per produrre cedimento. Lo scivolamento è limitato a bande e persiste in esse per poco tempo, mentre il metallo indurisce gradualmente. Questo indurimento fa sì che la deformazione localizzata si esaurisca, e le nuove bande di scivolamento sembrano altrove, in genere accompagnate da uno scoppio di tensione.

Queste esplosioni possono essere facilmente osservate nella forma di cicli di isteresi e in rilevamenti di ciclo di carico per cui il modello è ciclato sotto controllo di deformazione. La tipica risposta ciclica tensione-deformazione durante l'indurimento, mentre si verifica il comportamento di strappo, è mostrato in fig. 4.68. Si noti che, a bassa ampiezza, il tasso di indurimento è estremamente piccolo e gli strappi sono pochi e distanti tra loro. Lo scivolamento è localizzato in bande attive per un lungo periodo di tempo. Mentre l'ampiezza aumenta, le esplosioni diventano più numerose e il tasso di indurimento aumenta.

Alla massima ampiezza, gli strappi sono così numerosi che non sono più distinguibili. In tal modo lo scivolamento gradualmente filtra attraverso tutta la base di misura fino a quando l'intera cristallo diventa occupato da bande. Questa persistenza temporanea dello scivolamento ha dato luogo al termine "Persistent Lüders Bands" (PLBs) per descrivere le regioni di scivolamento momentaneamente attive. Le bande che in precedenza erano attive e sono ora a riposo possono essere riattivate, se gli altri volumi del campione sono stati sottoposti a scivolamento, persistenza temporanea, indurimento progressivo, e successiva quiescenza.

La comparsa di cicli di isteresi tensione-deformazione durante l'indurimento è mostrata in fig. 4.68. Le forme oscillano tra arrotondate e appuntite, queste ultime si verificano quando i PLBs sono regolati, e le prime dopo che si è verificato uno strappo. Questo comportamento è collegato con gli effetti del soluto e la sua segregazione.

Nei settori appena deformati, le dislocazioni possono essere riposte durante i momenti di quiete di un ciclo. Una volta che si separano, la loro tensione di attrito ridotta consente loro di proseguire con limitata resistenza alle tensioni precedenti fin quando il limite del ciclo di deformazione induce loro a fermarsi. Dopo l'indurimento e dopo che l'accumulo di dislocazione si è sviluppato in una banda attiva, la precedenti tensioni possono riaffermare i loro valori e ritorna la forma circolare appuntita. È interessante constatare che, nei singoli cristalli della lega Cu-16% su Al, non si osserva comportamento di saturazione e precedenti richiami a una curva ciclica tensione-deformazione, contenente un piano, devono essere attribuiti ad un'eccessiva convinzione da parte degli studiosi che l'indurimento sia stato esaurito.

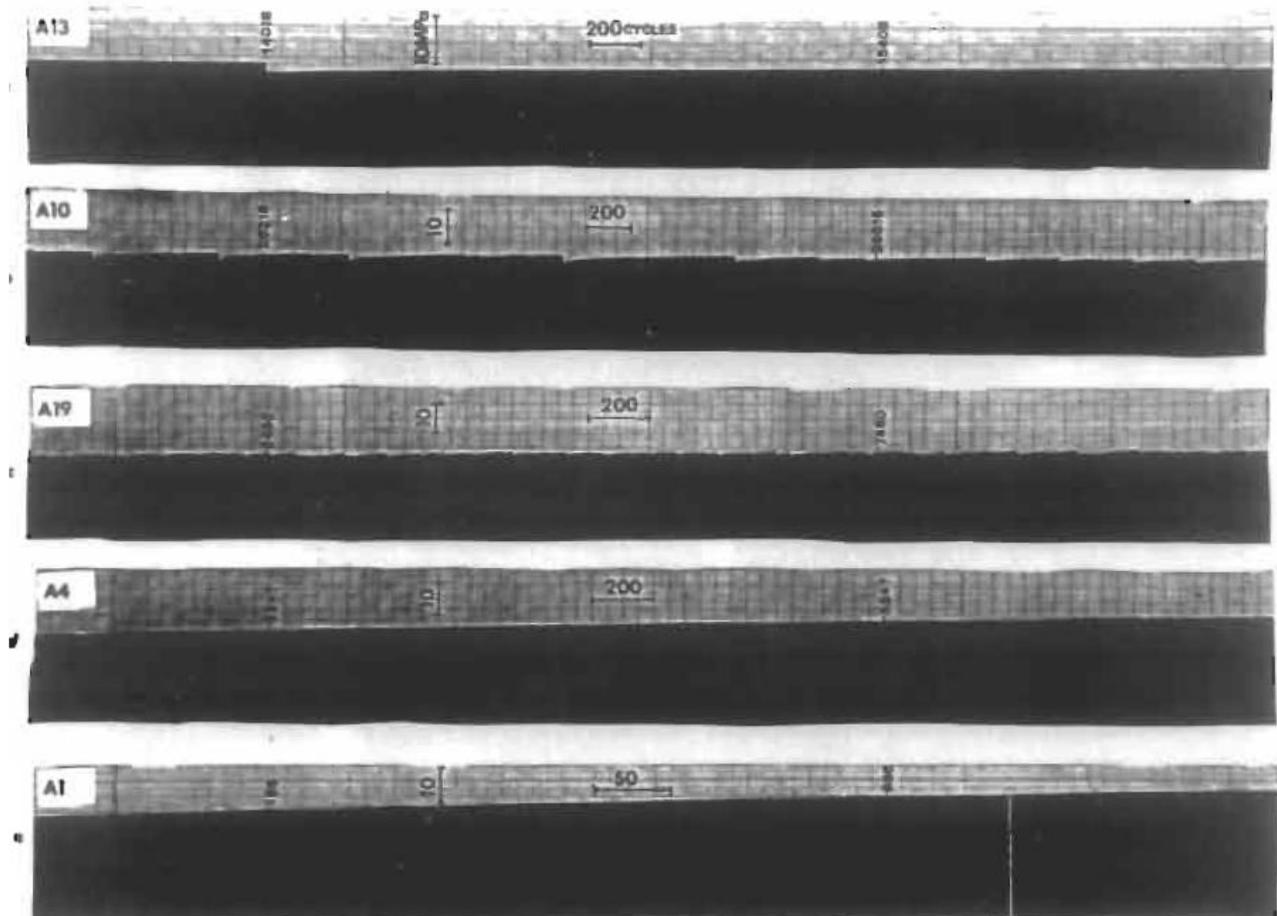


Figura 4.68: risposta tensione-deformazione dei singoli cristalli di Cu-16% su Al, ciclata sotto controllo della deformazione in varie ampiezze di taglio della deformazione, percepita nelle registrazioni effettive del ciclo di carico. Il grafico si muove così lentamente (si noti la scala delle ascisse, cicli indicati) che la penna traccia una banda solida di inchiostro. Quando si verificano gli strappi, appare un gradino nella banda registrata.

(a) $\gamma_t = 1.47 \times 10^{-3}$ (b) 3.2×10^{-3} (c) 4.94×10^{-3} (d) 8.8×10^{-3} (e) 2.15×10^{-2} .

Il numero del campione è indicato nell'angolo in alto a sinistra di ogni registrazione.

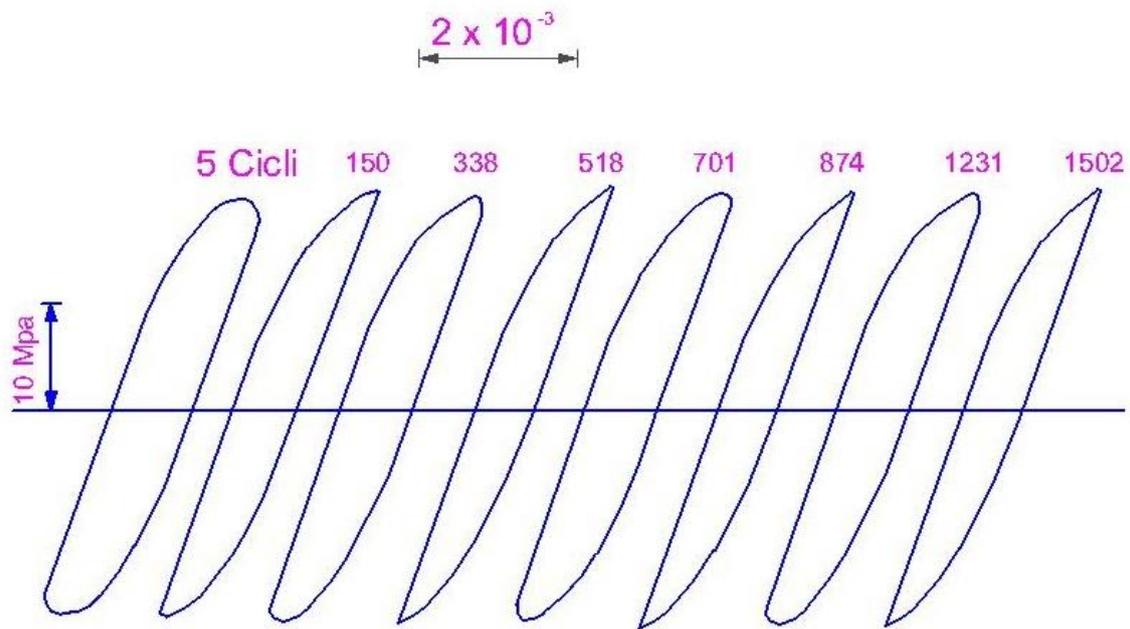


Figura 4.69: fluttuazioni periodiche nella forma dei cicli di isteresi con cicli nei cristalli singoli della lega di Cu-16% su Al. La forma circolare appuntita si forma tra e prima gli strappi, i circuiti tondeggianti appena dopo gli strappi.

Il comportamento di indurimento è quindi presentato sotto forma di curve cicliche di indurimento - vedi fig. 4.70. A basse ampiezze, le prove vengono interrotte senza raggiungere la saturazione o la rottura. Ad ampiezze più alte, neanche l'indurimento sembrava fermarsi mai, ma si formavano e si sviluppavano invece delle cricche (le "cadute" finali nelle curve erano causate dalla propagazione della cricca). Si noti in fig. 4.70 che il flusso iniziale di tensione, che rappresenta il contributo di attrito del soluto, è stato sottratto in modo che effettivamente le sollecitazioni sono molto superiori (salvo a basse ampiezze) rispetto a quelle osservate nel rame. Di conseguenza le cricche si propagano molto rapidamente non appena si formano.

Le strutture di dislocazione associate a questo comportamento di indurimento sono mostrati nelle figg. 4.71 e 4.72. Depositi (zattere) di dipoli e multipoli si formano dalle dislocazioni sia perfette che parziali. Questi depositi (zattere) sono organizzati in bande bidimensionali ben definite a basse tensioni (fig. 4.72 bis) con dislocazioni ben abbinata. Man mano che procede l'indurimento, i volumi venutisi a formare si riempiono progressivamente e la densità di dislocazione aumenta progressivamente (Figure 4.72 ter e quater). Lo scivolamento primaria è di gran lunga dominante e le dislocazioni residue osservati dal TEM (senza irradiazione di neutroni) sono quasi tutte dislocazioni d'angolo. Tuttavia, lo scivolamento secondario è attivo in un primo momento nel ciclo e diventa progressivamente maggiore man mano che l'indurimento procede. Nelle successive fasi dell'indurimento, la tensione posteriore comincia ad aumentare improvvisamente, presumibilmente perché la formazione Lomer-Cottrell di blocco accelera e vi è una crescente prova della formazione di piccoli circuiti circolari prismatici probabilmente associata con i difetti di punto prodotti da scivolamento intersecante. Le strutture formate in queste leghe a scivolamento planare di bassa quantità di energia di difetto di impilamento a larghi, irregolari reticoli di Taylor, in cui vi sono ampie variazioni nella misura della tensione localizzato, sia nello spazio che nel tempo.

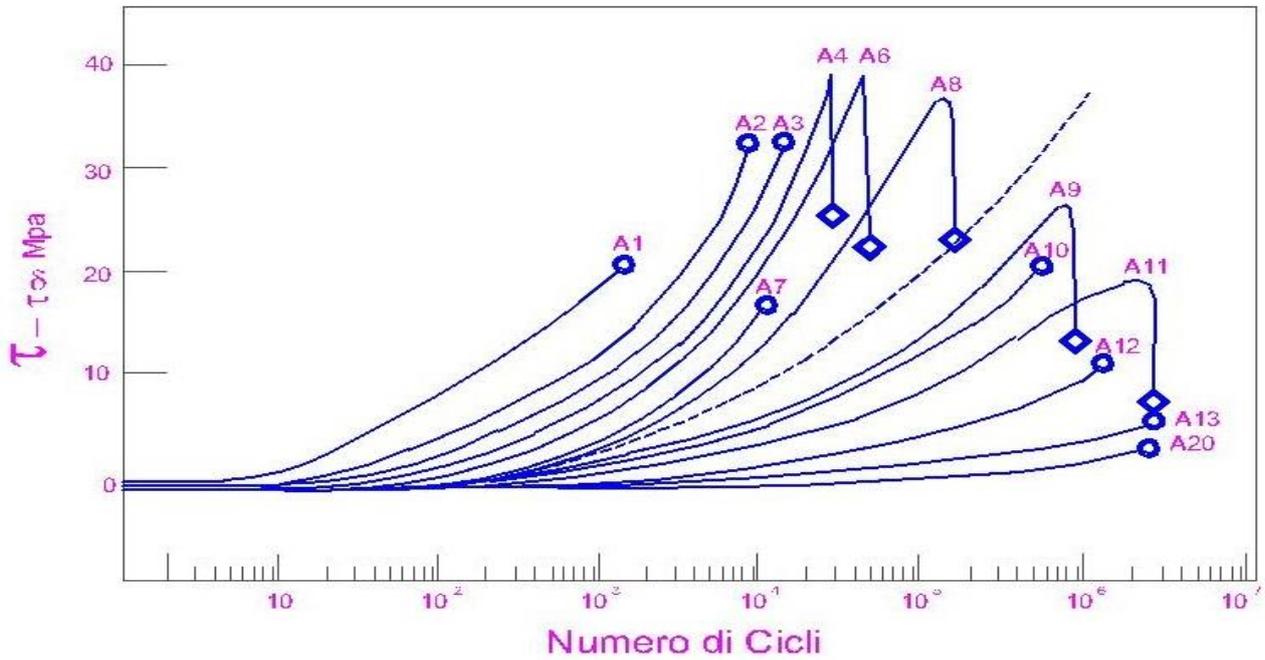


Figura 4.70: comportamento di indurimento ciclico dei singoli cristalli di Cu-16% Al, orientati per scivolamenti singoli, ciclato sotto controllo della tensione in varie ampiezze di tensione. In questo caso, τ è la deformazione di taglio e $\tau_0 = 19$ MPa è la deformazione critica di taglio trovata. Le trame vengono allisciate dagli effetti degli strappi di tensione per rappresentare il comportamento medio dell'indurimento.

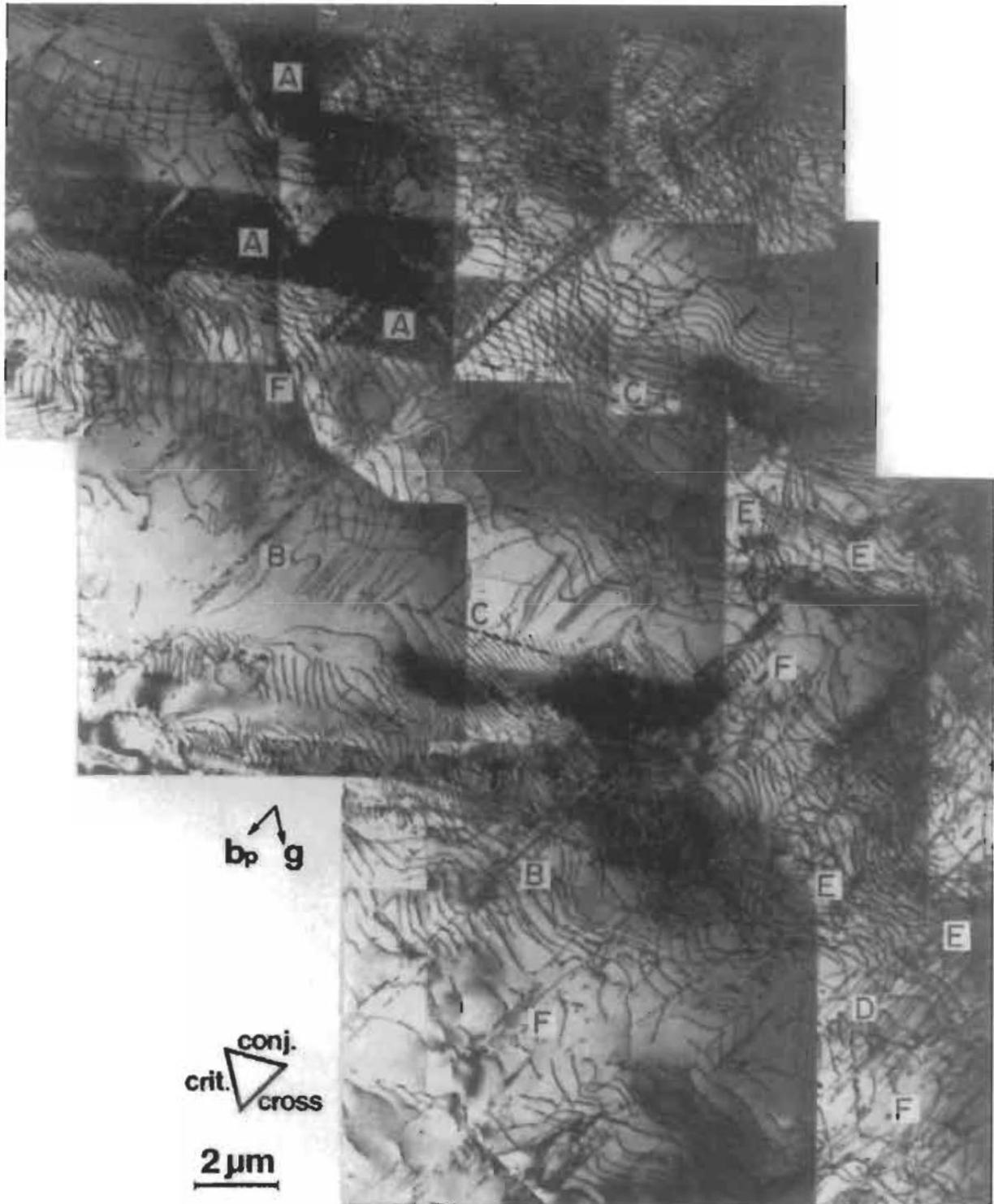


Figura 4.71: struttura delle dislocazioni osservata nello scivolamento planare primario dopo l' fatica di un singolo cristallo Cu-16 su % Al sotto la tensione di 34 MPa con un' ampiezza totale di deformazione di taglio di 3.2×10^{-3} . Depositi (zattere) di multipoli di angolo primario ben appaiati sono presenti insieme alle tracce di scivolamento sui piani di scivolamento incrociati e coniugati.

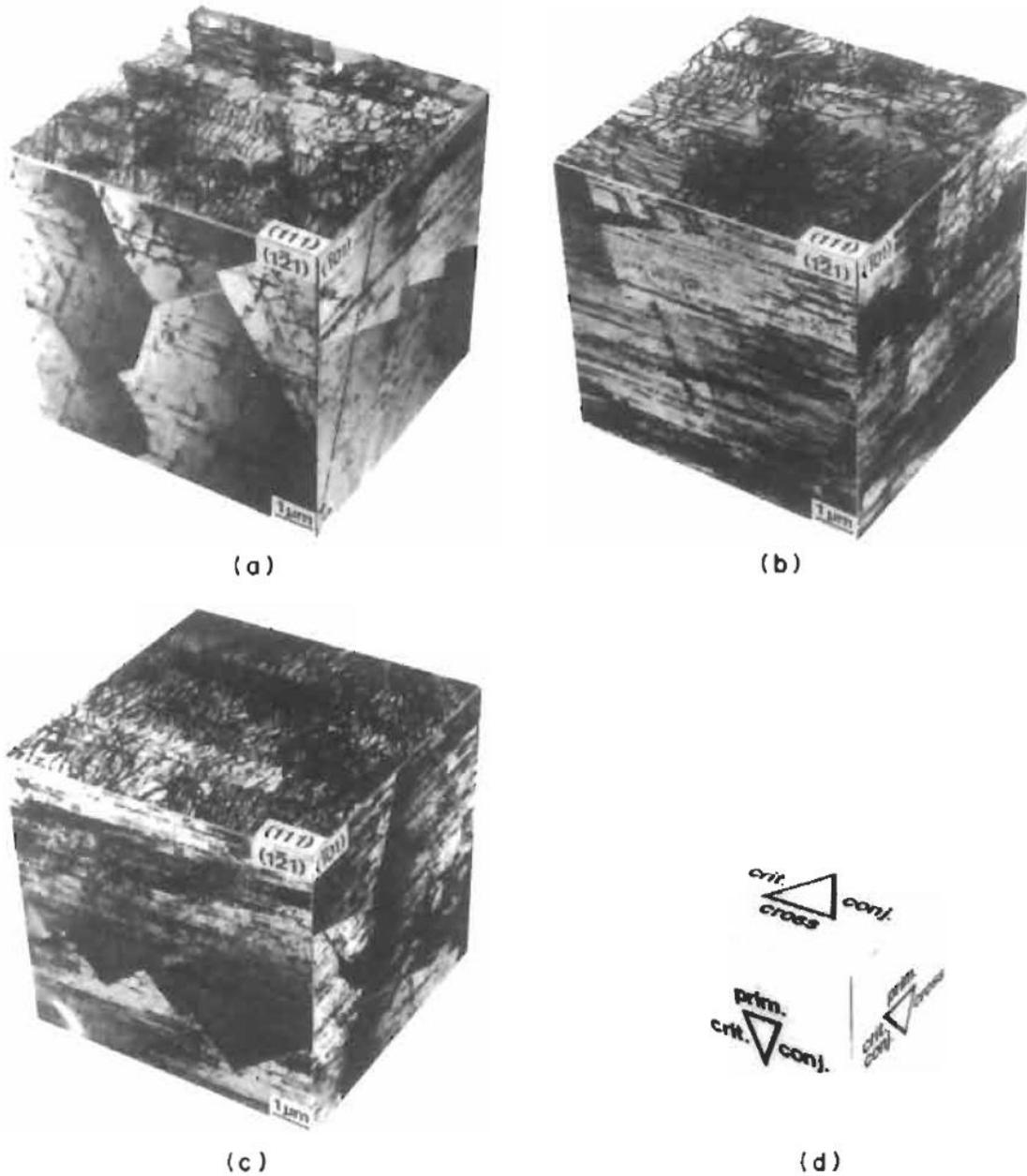


Figura 4.72: rappresentazioni tridimensionali delle strutture di dislocazione in uno scivolamento planare, di un singolo cristallo di Cu-16 % su Al ciclicamente indurito a: (a) 28 MPa, (b) 34 MPa e (c) 41 MPa. I piani di sezione TEM sono indicati e in (d) sono indicate le tracce dei piani {111}.

A causa del carattere di scivolamento planare della lega e della difficoltà dello scivolamento incrociato, l'agglomerato di dislocazione che si verifica nei metalli ondulati non può avvenire. Il reticolo di Taylor quindi si estende nelle tre dimensioni. Dal momento che le strutture di dislocazione sono costituite da reticoli di Taylor, la tensione di flusso può essere spiegata con la tensione passante delle dislocazioni di spigolo segnate in maniera opposta nei multipoli:

$$\tau_p = \frac{Gb}{8\pi(1-\nu)d}$$

in cui G è il modulo del taglio, ν è il rapporto di Poisson e d è la distanza tra i piani di scivolamento.

L'indurimento è accompagnato dalla progressiva riduzione in d , come mostrato in fig. 4.72. Nei metalli a scivolamento ondulato la tensione di attrito e la tensione posteriore (di ritorno) sono accoppiati attraverso il comportamento dei connessioni circolari. Nel Cu-16% su Al, la tensione di attrito, dominata dagli effetti del soluto, rimane abbastanza costante e l'indurimento è realizzato principalmente da un aumento della tensione posteriore, che è prevista in strutture multipolari. La questione relativa al motivo per cui la tensione di attrito non aumenta con il ciclo, nonostante i multipoli è risolta supponendo che la geometria dei dipoli nei multipoli può essere modellata come mostrato in fig. 4.73. Cioè, i dipoli sono attorcigliati, nel senso che l'orientamento relativo delle dislocazioni viene cambiato a un certo punto dell'inter-multipolo. La tensione di scivolamento (e quindi la tensione di attrito) sarebbe notevolmente ridotta per un dipolo con la configurazione attorcigliata, e la compressione-decompressione di dipolo sembra un termine più appropriato per descrivere il moto del dipolo. Inoltre, comprimerlo sarebbe molto più facile che capovolgere tutto il dipolo.

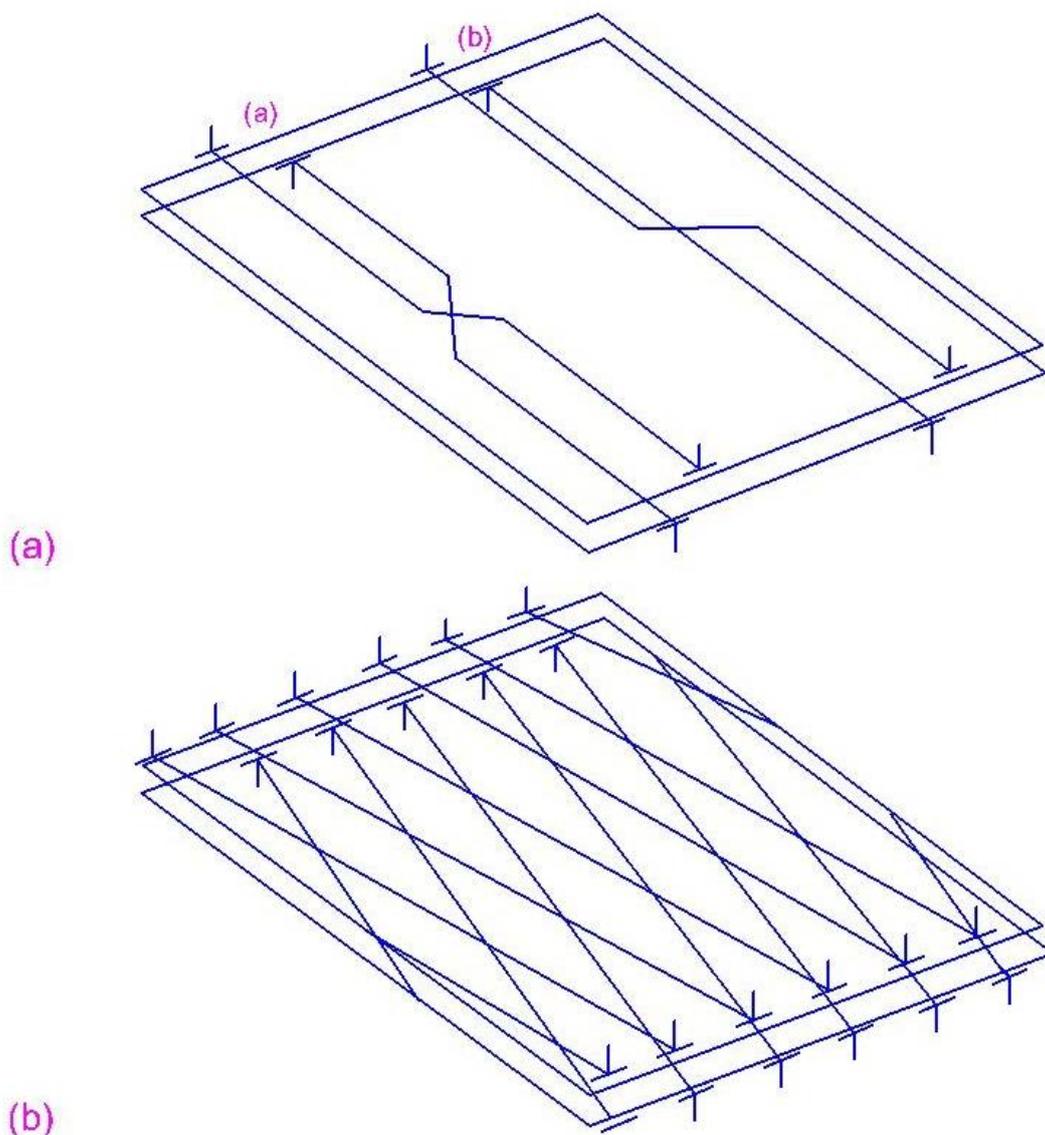


Figura 4.73: rappresentazioni schematiche delle strutture di dislocazione osservate nei multipoli delle leghe a scivolamento planare: (a) dipoli attorcigliati, (b) multipoli a griglia incrociata. Questi tipi di strutture si trovano su sezioni a piano primario.

Con l'applicazione della tensione che è inferiore a quella necessaria per separare il dipolo, il punto di cross-over tende a spostarsi avanti e indietro a seconda del segno della tensione applicata.

Il rame non può comportarsi in questo modo. Se i partner dipolari in una connessione circolare di rame puro sono attorcigliati come in fig. 4.73, si potrebbero verificare facilmente degli scivolamenti incrociati nel punto di cross-over a causa dell'alta energia di difetto di impilamento e della piccola spaziatura tra i partner. Pertanto, il dipolo si suddividerebbe e gli attorcigliamenti non sarebbero stabili.

Nel rame, quindi, la parità tra la tensione posteriore e la tensione di attrito vale per la deformazione del reticolo di Taylor.

Un altro tipo di struttura osservato nella lega a scivolamento planare è il tipo di multipolo a griglia incrociata mostrato in fig. 4.73b. Sebbene questo tipo di multipolo sia meno stabile del multipolo normale (non attorcigliato), ha il vantaggio di accogliere facilmente grandi tensioni cicliche, e sono più frequentemente osservati nelle aree pesantemente deformate. Nelle zone meno pesantemente deformate, un multipolo si potrebbe scomporre con l'applicazione di una tensione abbastanza grande per superare la somma di tensione d'attrito dovuta al soluto e la tensione di attrito per compressione-decompressione. In quanto tale, esso non dovrebbe contribuire molto al processo di indurimento, a meno che non siano vincolati da ostacoli come i blocchi Lomer-Cottrell o altre strutture di dislocazione. In tali circostanze si potrebbe contribuire al processo di indurimento con la loro interazione elastica (la tensione posteriore), che non è interessata dalla geometria a griglia incrociata.

Cristalli singoli di acciaio inossidabile AISI 316L, anche nella struttura FCC, e anche nelle sue modalità di scivolamento planare benché abbiano un'energia di difetto di impilamento maggiore della lega Cu-16% su Al (20 ergs/cm^2 contro $< 5 \text{ ergs/cm}^2$), si comportano piuttosto allo stesso modo nella loro risposta ciclica, salvo che l'acciaio inossidabile riesca a saturare il suo indurimento, e, con ciclo prolungato, trasforma la sua struttura di dislocazione gradualmente da vettori nel piano in connessioni cenciose circolari molto simili a quelle osservate nel rame. Tale trasformazione si verifica più rapidamente nei policristalli.

Nella prima fase del lavoro, si è studiato il comportamento di affaticamento dell'ottone 70-30 policristallino in funzione della dimensione di grano, presentando i loro risultati in termini di durata dell' fatica, che hanno limitato le informazioni sul comportamento ciclico di indurimento e saturazione che potrebbe essere estratto da loro. Essi hanno scoperto che la durata dell' fatica dell'ottone dipendeva dalla grandezza del grano entro un certo intervallo, al di sotto del quale i cicli al cedimento erano insensibili alla grandezza del grano. Ciò è stato interpretato come un risultato della planarità dello scivolamento e come l'effetto che la maggiore lunghezza di scivolamento dei grossi grani ha sulla concentrazione di tensione ai bordi di grano. Tale interpretazione implica degli "impacchettamenti" che non sono favoriti nella deformazione ciclica in cui l'appaiamento di dislocazione limita i campi di tensione a lungo raggio. Inoltre, si è trovato delle strutture di dislocazione di tipo ondulate nelle vicinanze delle regioni di confine dell'acciaio inossidabile. Si è studiato la lega Cu-16% su Al policristallina, e la lega Cu-Zn.

Si è studiato 316L acciaio inossidabile policristallino, ma tutti questi studi, ad eccezione dell'ultimo, si sono limitati a una dimensione del grano e anche se a volte è stato citato la struttura nella loro analisi, non è stata adeguatamente caratterizzata per trarre conclusioni adeguate sulla sua efficacia in questo tipo di materiale.

Le opere a disposizione mostrano ancora un'altra contraddizione nei risultati relativi alla localizzazione della deformazione, in quanto i primi studiosi non hanno trovato un piano nei loro campioni policristallini, anche se loro hanno usato una rampa di carico, mentre il secondo gruppo ha trovato un piano per le due dimensioni di grano che hanno utilizzato, anche senza precedenti trattamenti meccanici. Inoltre, la gamma di tensione del piano che hanno trovato sembrava dipendere dalla dimensione di grano. I tipici CSSCs ottenuti da questi gruppi di studiosi sono mostrati in fig. 4.74. Un effetto della struttura potrebbe essere, in linea di principio, responsabile dell'assenza del piano nelle curve riportate in alcuni studi.

Questi risultati indicano tuttavia che la saturazione si verifica nei policristalli, che l'indurimento avviene più rapidamente rispetto ai cristalli singoli (anche se in modo non uniforme e, a causa degli strappi di deformazione), probabilmente a causa di effetti di scivolamento multiplo provocato dai grani adiacenti, e che si verifica anche localizzazione della deformazione. Così PLBs alla fine si trasforma in PSBs. Altre ricerche sono state concentrate per determinare gli effetti e le interazioni della struttura e la grandezza del grano nelle leghe a scivolamento planare è sicuramente necessaria. È probabile che una simile sinergia tra le variabili che saranno presenti in questi materiali, e forse ad un grado maggiore che nei metalli a scivolamento ondulato.

Un tipo di lega contenente un'alta concentrazione di soluto che mostra un comportamento particolarmente interessante è costituito da leghe ordinate, che sono caratterizzate da asimmetria tensione-compressione, tensioni molto elevate, localizzazione di scivolamento estremo e un elevato grado di scivolamento planare. Il loro comportamento ciclico di indurimento è complesso e, a causa dell'asimmetria tensione-compressione, il comportamento del cristallo singolo è molto più dipendente dall'orientamento rispetto a qualsiasi altro metallo, ad eccezione dell'hcp. Inoltre, a causa del loro insolito comportamento di scivolamento incrociato localizzato, che tende a immobilizzare le dislocazioni a vite, le loro strutture di dislocazione di fondo sono più omogenee e più dominate da dislocazioni a vite che come è di solito osservato. I PSBs sono estremamente complessi e difficili da esaminare dai TEM in quanto la densità di dislocazione è molto alta.

Le leghe invecchiate contenenti piccoli precipitati che sono così densi e ravvicinati che essi devono essere tagliati da dislocazioni mobili, sono molto sensibili alla deformazione localizzata nei PSBs, anche se i PSBs sono strutturalmente diversi da quelli dei metalli puri.

Il comportamento tipico di indurimento per questa classe di lega è mostrato in fig. 4.74. L'indurimento rapido è notevole, la tensione di flusso raggiunge un picco, e si affievolisce e poi si stabilizza. Dal momento che non si verifica la saturazione, non vi è alcuna definizione generalmente accettata di tensione di flusso per la curva ciclica tensione-deformazione. Alcuni studiosi hanno scelto di definire la curva ciclica tensione-deformazione in termini di tensione di picco. Dal momento che il picco indica l'insorgenza della localizzazione della deformazione e la prima comparsa dei PSBs, non è sorprendente che un piano sia osservato nella curva ciclica tensione-deformazione. Tuttavia, per questo sistema, l'inizio del piano si verifica a $1,8 \times 10^{-5}$, e la fine dell'alta tensione si verifica a $\sim 2 \times 10^{-3}$. Entrambe queste tensioni sono molto più basse da quelle dei metalli puri, in quanto le deformazioni localizzate nei PSBs sono maggiori.

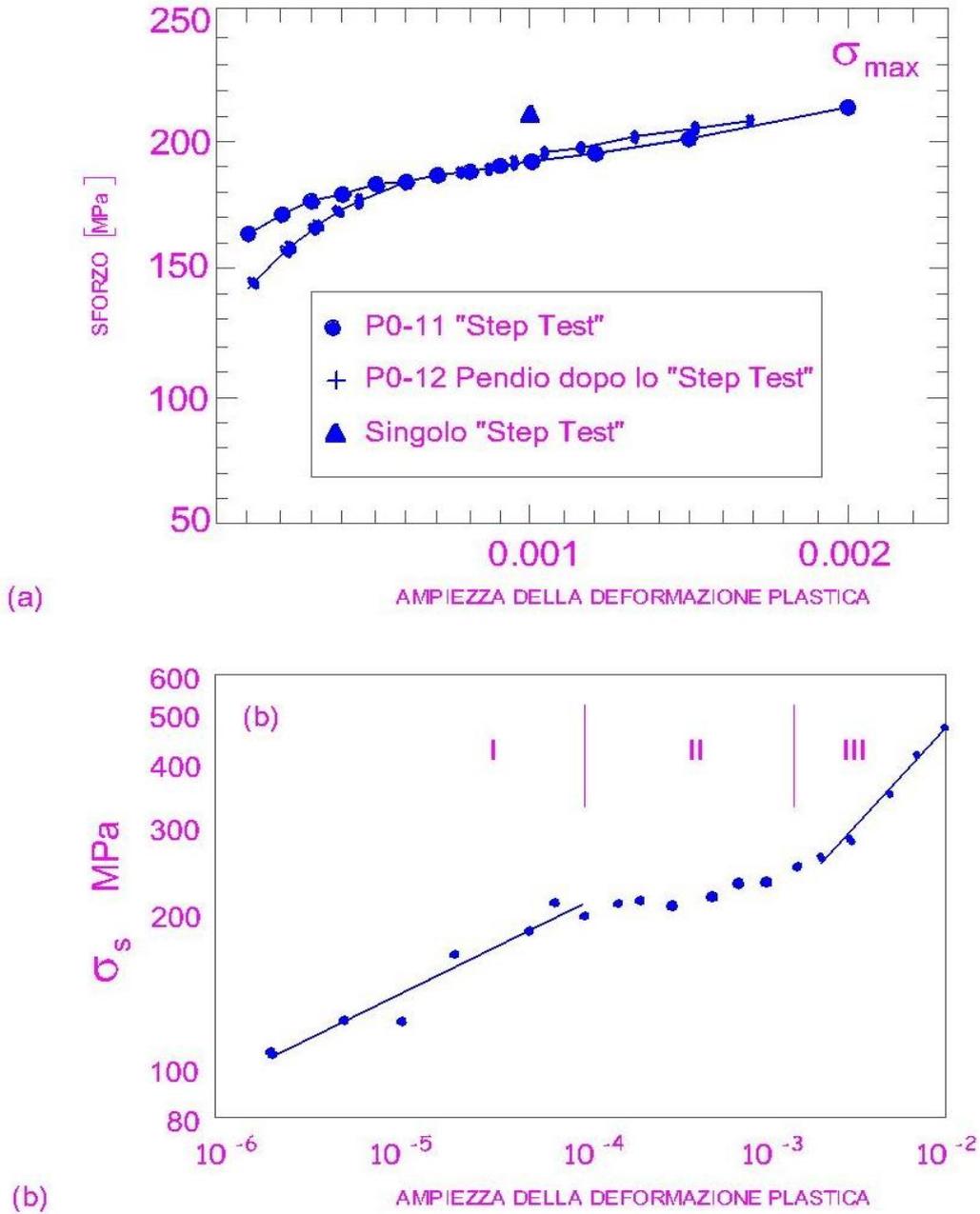


Figura 4.74: curve cicliche di tensione-deformazione di acciaio inossidabile 316L policristallino.

Durante il rapido indurimento, si è osservato che lo scivolamento era fine e omogeneo. Per tensioni inferiori a quelle del piano, si è verificato il comportamento di saturazione e non è stato osservato un affievolimento, ma è rimasto lo scivolamento omogeneo per centinaia di migliaia di cicli e un limite di fatica è stato definito dalla fascia più bassa del piano. Come di consueto, si sono verificati PSBs per tensioni corrispondenti al piano. Tecniche interferometriche sono state utilizzate per misurare l'ampiezza di deviazione di scivolamento dei PSBs e quindi di misurare la tensione localizzata. E' stato trovato essere molto grande, che varia da 0,3 a 0,6. Man mano che si verificava l'affievolimento, la deformazione diventava più localizzata. Inizialmente, la maggior parte delle deviazioni dei PSB sono state alte circa 30 nm essendo alcuni gruppi di micro-PSBs strettamente

agglomerati e mostrando una altezza combinata di ~ 300 nm. Con ciclo continuo gli estremi delle deviazioni di PSB non è cambiavano, ma la distribuzione delle deviazioni diventava più uniforme e progrediva verso valori più alti. Le osservazioni TEM indicavano che i PSBs erano piuttosto strette, tipicamente $0,25 \mu\text{m}$ di spessore, e densamente occupati da dislocazioni e precipitati. L'affievolimento si verificava solo dopo che i PSBs si formavano e fu attribuito al degrado del precipitati da un meccanismo disordinato. Il "disordine" può avvenire mediante una serie di meccanismi. Poiché i precipitati tagliabili θ'' nella lega Al-Cu sono ordinati, l'oscuramento dei cristalli a causa di ripetuti eventi di taglio potrebbe eliminare la componente dell'indurimento d'ordine, in linea con la cinetica dell'affievolimento. Inoltre, l'irruvidimento dell'interfaccia precipitato-matrice potrebbe ridurre il contributo di indurimento chimico all'intera tensione di flusso (scorrimento-dilatazione). Inoltre, è probabile che alcuni dei precipitati siano tritati fino al punto di scioglimento e, localmente, il materiale torni alla condizione di soluzione.

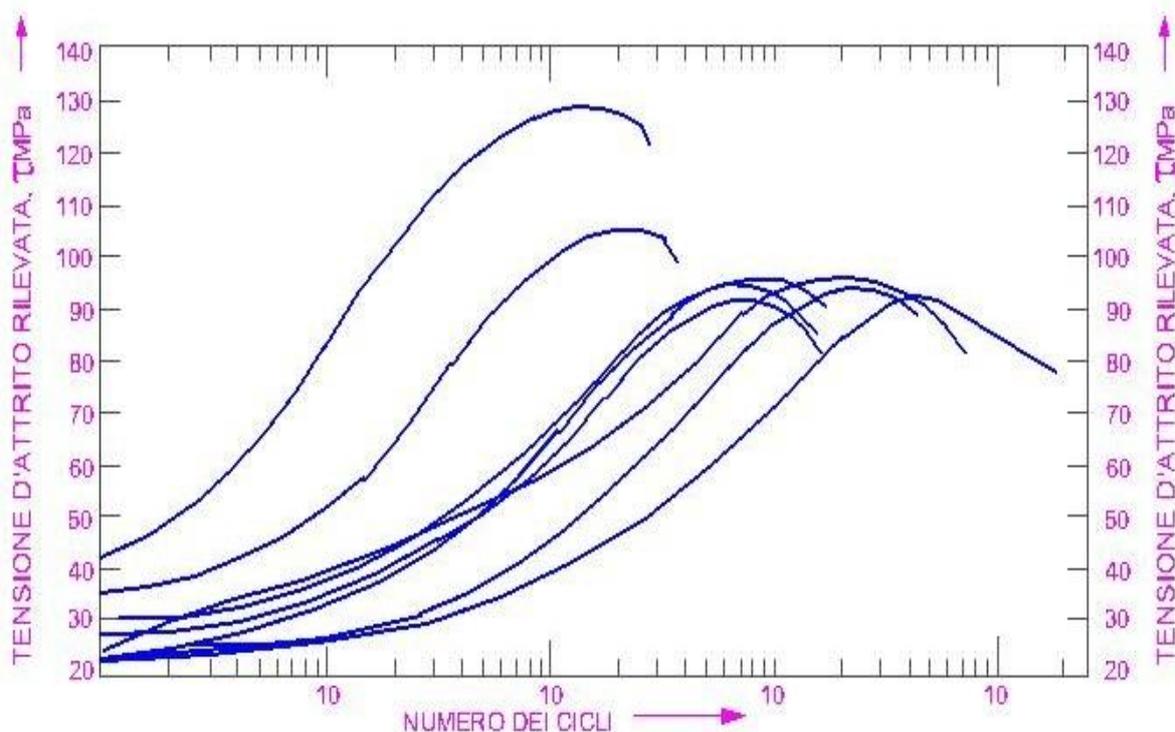


Figura 4.75: curve cicliche di indurimento dei singoli cristalli della lega Al-Cu contenenti precipitati tagliati θ'' ciclata sotto costante controllo della tensione plastica tangenziale, indicata.

Misure per campioni di vari orientamenti a scivolamento singolo.

Si verifica prima l'indurimento, seguito dall'affievolimento, e non è fortemente dipendente dall'orientamento.

È interessante che le frazioni di volume di PSBs sono sempre molto basso nella lega di Al-Cu entro il piano. A deformazioni superiori a quelle del piano, la deformazione continua ad essere localizzata in PSBs, ma esse si sviluppano su più di un sistema di scivolamento. Sono state osservate anche bande intense di attorcigliamento. Il PSBs costituiscono davvero i micro-PSBs, e come quelli dei metalli puri, questi sono limitati in lunghezza - tipicamente $400 \mu\text{m}$. Tuttavia, i PSBs passano proprio attraverso il cristallo come una stringa brevi segmenti che si sovrappongono.

Le dislocazioni nelle PSBs hanno densità circa pari alle dislocazioni di bordo e di vite. Nella lega Al-Cu esse tendono ad essere un po' più dense all'interfaccia tra la PSB e la matrice perché i PSBs

hanno un orientamento leggermente diverso rispetto alla matrice. Vi è una lieve tendenza all'aggregazione delle dislocazioni, osservata talvolta, ma più spesso essi sono disposti in modo uniforme. Apparentemente le deformazioni altamente localizzate possono essere arrangiate con il movimento di molte delle dislocazioni e con un equilibrio tra la loro moltiplicazione e annientamento.

A causa dei grandi valori delle deformazioni nelle PSBs, le durate dei singoli cristalli di Al-Cu sono due ordini di grandezza inferiori a quelle dei singoli cristalli di rame. Inoltre, la pendenza del grafico Coffin-Manson è maggiore nella lega Al-Cu che nel rame puro per la stessa ragione. Sebbene i grandi aspetti della deformazione ciclica sono simili in diverse leghe contenenti precipitati tagliabili, i dettagli sono spesso molto dissimili. Ad esempio, Gerold, Wilhelm e i loro collaboratori hanno effettuato un elegante studio sulla lega Al-Zn-Mg contenente precipitati tagliabili, η' , e trovato molti aspetti della risposta meccanica analoghi a quelli sopra descritti.

Tuttavia, nella PSBs di Al-Zn-Mg, i precipitati si dissolvono e lasciano il libero canale super saturato di elementi della lega, che spiegano il addolcimento che si verifica sul ciclo esteso. Anche all'interno di un unico sistema della lega, una grande varietà di comportamento può essere osservato. Ad esempio, nella lega Al-Ag con alta concentrazione di soluto e di attività, Al-15% Ag, una struttura contenente inizialmente zone GP, che uno si aspetterebbe che venga tagliata e sciolta, non si comporta in tal modo. Invece la lega è stata sottoposta a deformazione-indotta ciclica con la formazione di precipitati più stabili, γ' e γ , che causano un maggiore rafforzamento anziché addolcimento. Pertanto, le prove condotte a deformazioni più basse (quindi a durata più lunga, hanno fornito ulteriori opportunità per la nucleazione e crescita del precipitato) hanno prodotto più indurimento rispetto alle deformazioni più alte e una riduzione nella localizzazione della deformazione. Questo problema ha fatto sì che la curva ciclica tensione-deformazione avesse un'andata negativa su parte della sua gamma. D'altra parte si è trovato che le PSBs formate e le zone GP sono state disciolte in zone in associazioni con addolcimento ciclico. Un buon esempio delle PSBs contenenti particelle sciolte viene visualizzato nella fig. 4.76.

Quando i precipitati sono grandi, il comportamento indurimento ciclico è completamente diverso. Un tipico esempio di questo tipo di lega è una lega Cu % Al contenente precipitati θ' . Simili precipitati costituiti da lastre su famiglie di piani {001}, di circa 1 μm di diametro e le tre famiglie di lastre servono a dividere il materiale in piccoli volumi cubici ragionevolmente separati da particelle a dislocazione-impermeabile. In tal caso, la deformazione ciclica è omogenea, le linee di scivolamento sono difficilmente visibili, l'indurimento è rapido, la saturazione è estremamente stabile e non si verifica addolcimento. Dal momento che le PSBs non sono possibili, la curva ciclica tensione-deformazione non contiene un piano – le tipiche CSSCs per monocristalli contenenti θ' precipitati sono mostrati in fig. 4.77a.

Le CSSCs mostrate sono state ottenute da un test incrementale a stadi a partire da una bassa ampiezza e ascendendo con piccoli passi al controllo della deformazione plastica (s-test), ed è interessante che l'orientamento del cristallo con scivolamento multiplo ha tensioni più basse rispetto a quello con singolo scivolamento.

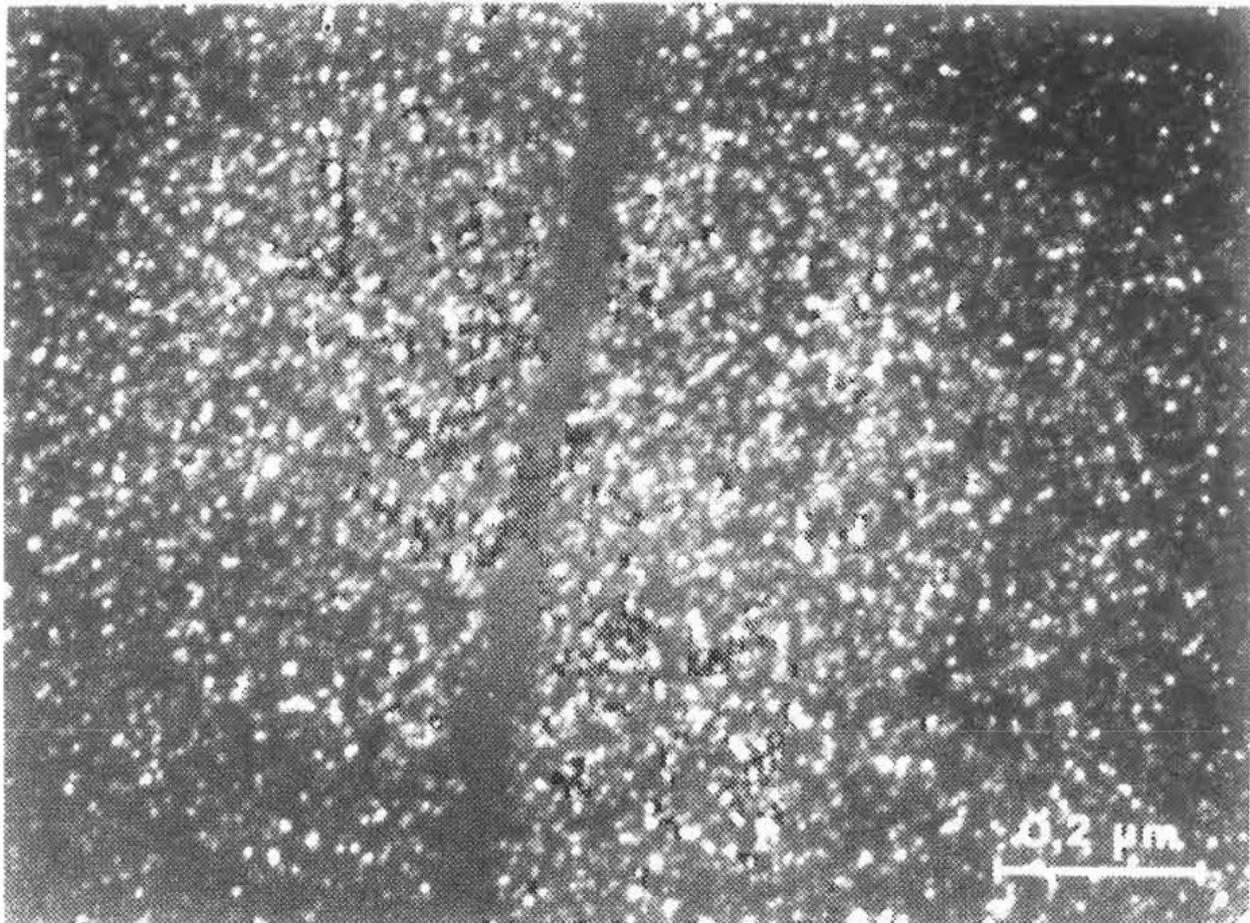


Figura 4.76: PSB stretta nel singolo cristallo della lega Al-Zn-Mg, ciclata con 5200 cicli ad un intervallo di deformazione plastica di 2.5×10^{-3} , che mostra dissoluzione di precipitati rilevati dal contrasto con il campo nero.

Si noti che le orientazioni del cristallo sono mostrate nella proiezione stereografica inserita. Questo comportamento non è stato un caso fortuito derivante dal passaggio del metodo di prova, come può essere visto dalle curve di indurimento ciclico mostrate in fig.4.77 con tests ad ampiezza costante (c-test). Il cristallo a scivolamento indurisce in misura maggiore nella prima applicazione della deformazione, consueto del comportamento della deformazione monotona ma poi come i cicli si accumulano indurisce meno. I comportamenti dell'indurimento ciclico e della deformazione dei metalli contenenti precipitati (alquanto) impenetrabili sono stati interpretati in una varietà di modi, nei primi tempi di lavoro in termini di dislocazioni geometricamente necessarie. L'idea qui è che le dislocazioni sono confinate nella struttura tra le particelle che resistono alla deformazione e non possono essere tagliate dalle dislocazioni (in verità la situazione è più complessa; ad alte deformazioni le particelle vengono tagliate come può essere visto dagli APDB distanziati in particelle θ' ordinate. Di conseguenza, le dislocazioni nella matrice sono disposte alle interfacce delle particelle per assecondare le curvature introdotte dalla deformazione incompatibile delle due fasi. L'aumento nella tensione di dilatazione è associato all'aumento della densità di dislocazione. Nei cristalli orientati a scivolamento singolo, le dislocazioni saranno dominate da dislocazioni primarie, ed esse possono fornire forti tensioni posteriori attraverso arrangiamenti a parete inclinata alle interfacce θ' . Un principio della teoria LED è che lo scivolamento multiplo consente un

accoppiamento più completo di dislocazioni oppostamente segnate, nonché la riduzione di energia tra gli arrangiamenti di dislocazione dei diversi vettori Burgers. Questo approccio può spiegare la riduzione della tensione di dilatazione dei cristalli a scivolamento multiplo, rispetto a quella dei cristalli a singolo scivolamento.

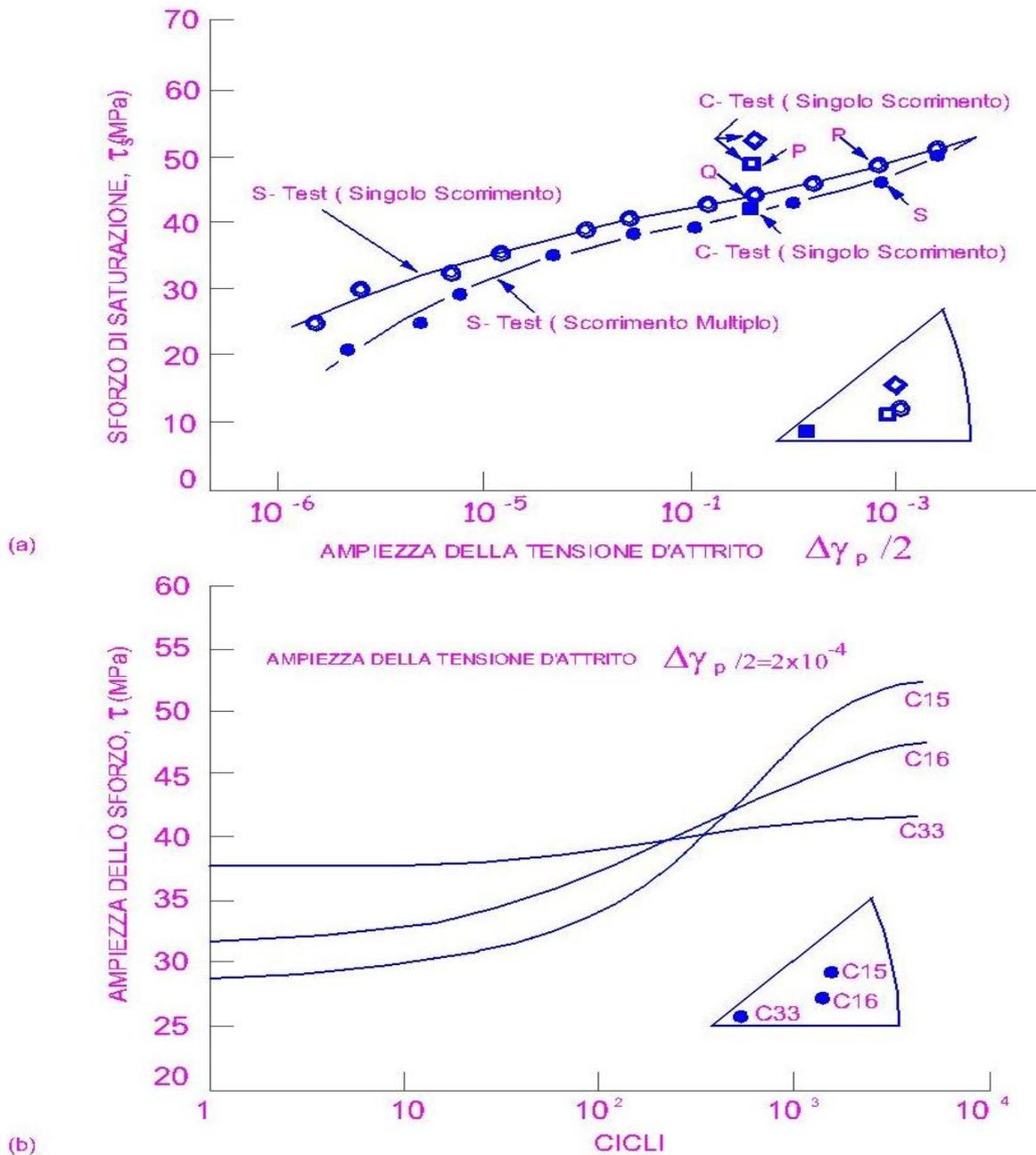


Figura 4.77: (a) curve cicliche di tensione deformazione per cristalli a singolo e multiplo scivolamento per la lega Al-4% Cu invecchiata per contenere precipitati θ' . Le CSSCs ottenute da una prova ascendente a stadi e l'orientazione dei cristalli indicati nel riquadro. Sono mostrate le tensioni di saturazione per campioni testati con ampiezza costante. (b) curve cicliche di indurimento per tre singoli cristalli Al-4% Cu contenenti precipitati θ' degli orientamenti sono indicate nel triangolo standard del riquadro, e tutte ciclano alla stessa ampiezza costante di deformazione. Ogni curva è codificata con il numero di serie del cristallo per indicare gli orientamenti del campione.

Un approccio alternativo alla comprensione del comportamento della dislocazione è quello delle dinamiche non-lineari, un approccio per affrontare le popolazioni della dislocazione nel suo insieme, in condizioni lontane dall'equilibrio, che corrispondono a quelle di tensione ciclica. Diversi studi hanno dimostrato che in volumi relativamente piccoli di matrice accessibile alle dislocazioni tra precipitati impermeabili, l'auto-organizzazione delle dislocazioni opera per provvedere al loro arrangiamento all'estremità dei loro spazi di scivolata, cioè, alle interfacce della particella, a condizione che le particelle siano lontane circa 1 μm . Se le particelle resistenti al taglio sono disposte più densamente (e quindi con riduzione delle separazioni), in modo da limitare ulteriormente il volume di scorrimento, quindi la popolazione di dislocazione disponibile può portare la deformazione applicata senza una tendenza a riorganizzare o raggruppare. Questo comportamento si applica, ad esempio, al nichel T-D (torio disperso) in cui una popolazione di dislocazione viene ereditata dalla trasformazione e le particelle di torio sono sia più dense che resistenti al taglio. Questa analisi spiega le osservazioni di Bhat e Laird, che trovarono le strutture di dislocazione di partenza nel nichel T-D estremamente stabili per deformazione ciclica sia a temperature ambiente che elevate.

Leghe commerciali sulla base di semplici sistemi di trattamento di cui sopra, e di altri sistemi FCC, mostrano molte differenze nel dettaglio, a seconda della specificità delle loro microstrutture. Per esempio, le leghe di alluminio commerciali in genere contengono tre livelli di precipitati: costitutivi di particelle, il più grande; dispersoidi, di dimensioni intermedie; e zone G-P, il più piccolo e il più responsabile della durezza superiore delle leghe. Il comportamento dell' fatica è determinato da un compromesso tra gli effetti dei diversi componenti microstrutturali: i costitutivi di particelle e dispersoidi agiscono per omogeneizzare la deformazione durante la deformazione ciclica, mentre le zone G-P incoraggiano la formazione PSB, la localizzazione dello scivolamento e la dissoluzione di zona. La complessità del comportamento non sono ancora ben comprese, ma le particelle più grandi sembrano essere efficaci nel limitare il addolcimento ciclico. Le leghe commerciali sulla base composti intermetallici ordinati, tendono a mostrare diversi tipi di comportamento. Ad esempio, a differenza delle leghe di alluminio commerciali che mostrano un rapido indurimento, il Waspaloy non mostra un rapido indurimento associato ad uno scivolamento fine generale, ma tutta la deformazione plastica è localizzata nei PSBs dall'inizio del ciclo. La cinetica dei processi di indurimento e addolcimento che regola la deformazione ciclica è stata osservata essere la stessa in ogni banda di scivolamento, indipendentemente dalla deformazione plastica perché, al fine di ospitare le deformazioni più alte, il numero di bande di scivolamento è aumentato linearmente con la deformazione applicata. A questo proposito, il comportamento è simile a quella di PSBs nei singoli cristalli di puro metallo. Tuttavia, dal momento che contiene precipitati tagliabili, il Waspaloy mostra un indurimento ad un picco e poi un addolcimento, un comportamento simile a quello osservato nel modello di lega Al-Cu, ma non è stato trovato nessun piano nella curva ciclica tensione-deformazione.

Modello di dislocazione nella deformazione ciclica: Un riferimento alla trattazione di deformazione ciclica dalle dinamiche non lineari nella sezione precedente richiama i commenti sull'applicazione di tali tecniche per l' fatica. Oltre a Kubin, molti di coloro che possiedono la necessaria erudizione matematica per applicare il metodo non hanno familiarità con la fisica dei problemi di fatica, distribuiti attraverso una vasta letteratura, e dissipano energia su problemi di lieve entità. Anche quando è stato trattato l'effetto Portevin-Le Châtelier, considerando diversi sistemi sperimentali: Cu-Mn, Al-Mg, Cu-Zn e Au-Cu, e ottennero una buona descrizione dei dati sperimentali, sulla base di un modello fisico ben giustificato, la matematica, è stata semplificata al massimo. Il modello non soddisfa l'importante requisito di stabilità di seghettature di tensione non lineari per quanto riguarda le piccole perturbazioni nelle condizioni iniziali. Ci vorrà del tempo per correggere il metodo. Finora, l'approccio reazione più diffusione allo schema di dislocazione nella deformazione ciclica è stato sperimentato da Walgraef e Aifantis, ed è stato completato da simulazioni numeriche delle soluzioni del modello di equazioni. La serie di equazioni non-lineari proposte non è in diretta

connessione con il comportamento della dislocazione, ma deve essere interpretato liberamente per quanto riguarda il comportamento della popolazione globale. Per l'indagine dello schema di fatica, vengono considerate due popolazioni di dislocazioni: le densità di dislocazione mobile e immobile. Queste ultime, che potrebbero essere solo temporaneamente immobili, si suppongono essere quelle nei collegamenti circolari, nelle pareti dipolari o in altre strutture tipiche di fatica. Mobilità delle notevoli differenze fra i valori vengono attribuite a queste due popolazioni e le equazioni contengono separatori di dislocazione e condizioni di mobilitazione dipendenti dalla deformazione che regolano le soluzioni del sistema. Attraverso una scelta appropriata delle mobilità di dislocazione (per prova ed errore), molte descrizioni realistiche della formazione di parete PSB sono state riportate da diversi esperimenti, con diverse condizioni iniziali, hanno dimostrato ancora altre proprietà delle pareti PSB e gli effetti dei limiti dimensionali, rilevati nella precedente sezione. Secondo il parere del presente scrittore, il metodo offre molte promesse. È ideale per manipolare le instabilità, come gli strappi Neumann, come quelli comunemente incontrati nell'fatica. Si è recentemente applicato il metodo agli strappi di Loren-Laird nello scorrimento ciclico, e alle valanghe di tensione di Hong-Yan-Laird che compaiono all'interno di un unico ciclo. Il suo modello riproduce con successo le segheature di tensione in termini dei meccanismi di dislocazione sottostanti e quindi stabilisce un legame fondamentale tra i micro e macro meccanismi di deformazione ciclica.

Apertura della cricca di fatica nei metalli duttili: L'apertura di cricche di fatica è definita dalla volontà dello sperimentatore, e dalla precisione e risoluzione della tecnica utilizzata per la loro ricerca. Un ingegnere meccanico può considerarli come un inevitabile sviluppo del processo di produzione costituito da difetti che si limitano a crescere durante il successivo servizio, o a comparire al livello di ~ 1 mm, sulla base della performance di valutazione non distruttiva. Uno scienziato dei materiali li definisce in termini di un meccanismo di fallimento associato con una funzionalità microstrutturale, come ad esempio un PSB, un bordo di grano, inclusione non metallica o di altri tipi di concentratore di tensione o localizzatore di deformazione. Anche nei campioni levigati, è ampiamente accettato che le cricche di fatica si aprono in una fase precoce della vita di fatica, prima nei metalli puri poi nei metalli commerciali; tuttavia, il primissimo punto del rilevamento della cricca sembra dipendere fortemente dalla capacità del ricercatore. Come osservato nella premessa, in cui sono state delineate le filosofie di progettazione, l'accento sull'apertura nella cricca di fatica varia notevolmente. La nostra comprensione, in termini quantitativi, dell'apertura della cricca di fatica rimane povera in parte perché le tecniche investigative e le idee sono limitate. La presente sezione si occupa di modelli per l'apertura della cricca di fatica e della loro dipendenza dalla struttura di dislocazione (e quindi dall'ampiezza di deformazione) e dalla microstruttura, sul presupposto che il campione non contiene un concentratore di tensione macroscopica, e i meccanismi di apertura derivano puramente da processi di deformazione del metallo. Nelle strutture attuali la speranza è di mantenere le tensioni di fatica a livelli bassi, in generale, e questo di solito provoca il verificarsi dell'fatica (se lo provoca) a concentratori di tensione. In linea di principio, non vi è alcuna ragione per cui l'apertura di una cricca a una concentrazione di tensione dovrebbe essere diversa da quella su un campione levigato ciclato ad una tensione equivalente a quella nella concentrazione di tensione.

Apertura di cricca di fatica e rugosità superficiale: i fenomeni: Perché le cricche di fatica si nucleino insieme, la tensione o la deformazione applicata ai campioni soggetti ad fatica deve essere al di sopra del limite di fatica, o deve esserne stata superiore in un momento qualsiasi della sua vita. Quando queste condizioni sono soddisfatte, le PSBs si forma e si intensificano. Delle cricche si formano in definitiva in superficie sia nei PSBs che in altre regioni, come il geminato o il bordo di grano, su cui il PSBs incide. Di solito, le cricche sono associate con la deformazione localizzata e la

sua interazione con la microstruttura. In assenza di un difetto sotto la superficie che può fornire un luogo per l'apertura della cricca, la superficie libera è il sito preferito per l'apertura della cricca. Delle cricche si apriranno nelle PSBs o in altre regioni di deformazione localizzata (per esempio un geminato stretto che ha un fattore Schmid più favorevole rispetto al suo grano ospite, e diventa in sostanza di per sé un PSB), fintanto che le condizioni di tensione soddisfano le condizioni per la deformazione localizzata, cioè, che coincide con la regione di piano della curva ciclica tensione-deformazione per i singoli cristalli, o la deformazione equivalente per i policristalli. Se la tensione o deformazione è sufficientemente elevata per omogeneizzare la deformazione, in questo caso la struttura di dislocazione sarà formata da cellule, sia a livello locale vicino ai bordi di grano o più in generale in tutta la struttura, quindi le cricche si aprono invece nei bordi di grano. Queste osservazioni in particolare si riferiscono ai metalli di carattere di scivolamento ondulato. Nella singola fase le leghe a modalità di scivolamento planare, i PSBs (o i loro equivalenti planari, PLBs), sono i siti preferiti della nucleazione della cricca sia a basse che ad alte ampiezze. I meccanismi di apertura della cricca sono stati ripetutamente rivisti. I fenomeni associati con l'apertura della cricca nel PSBs sono i seguenti:

- 1) il PSBs si aprono, localizzano la deformazione al loro interno e iniziano a sporgere. Questo succede all'inizio della vita. Una protrusione è una superficie sollevata, diversi micrometri in altezza, che di solito occupa la larghezza di un micro-PSB, e distinta da un estrusione, che è più stretta, più appuntita e merita un trattamento più dettagliato. Spesso, un ampio PSB e la sua protrusione associata può contenere diverse intrusioni ed estrusioni, ma generalmente queste caratteristiche si verificano un po' più tardi nella vita. Un esempio di un macro-PSB in questa condizione è mostrato in fig. 4.78. Si noti che al cristallo erano stati dati 120000 cicli quando la fotografia SEM è stata registrata, una grande parte della vita.
- 2) Dopo essere trascorso il 5-10 % della vita, numerose piccole cricche (fessure) possono essere trovate all'interno del PSB, e le cricche possono essere considerate aperte. Una manifestazione tipica di questo comportamento è mostrata in Fig. 4.79, che comprende una fotografia SEM di un singolo cristallo preparato con la tecnica "angolo appuntito".

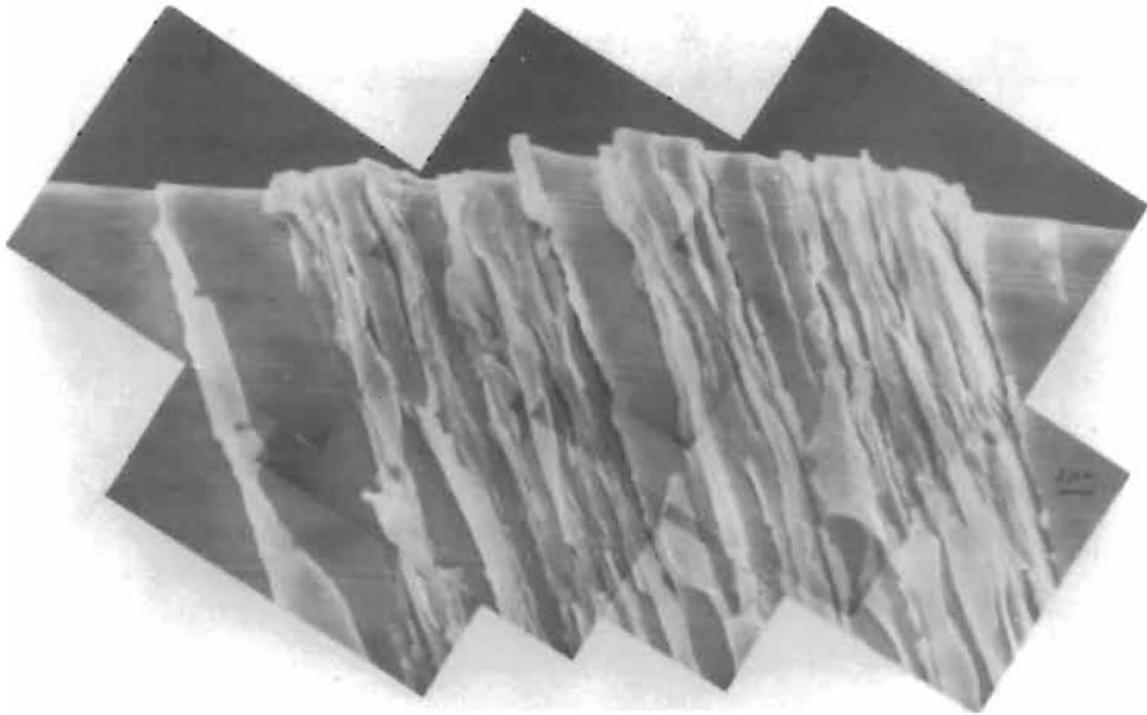


Figura 4.78: macro-PSB in un singolo cristallo di rame, orientato a singolo scivolamento, affaticato a temperatura ambiente per 120.000 cicli a una ampiezza di deformazione plastica di taglio di 2×10^{-3} . La macro-PSB consiste di molte micro-PSBs, separate da regioni della struttura a matrice (circuiti chiusi). Numerose sono le estrusioni e intrusioni sovrapposte su una protrusione intera.

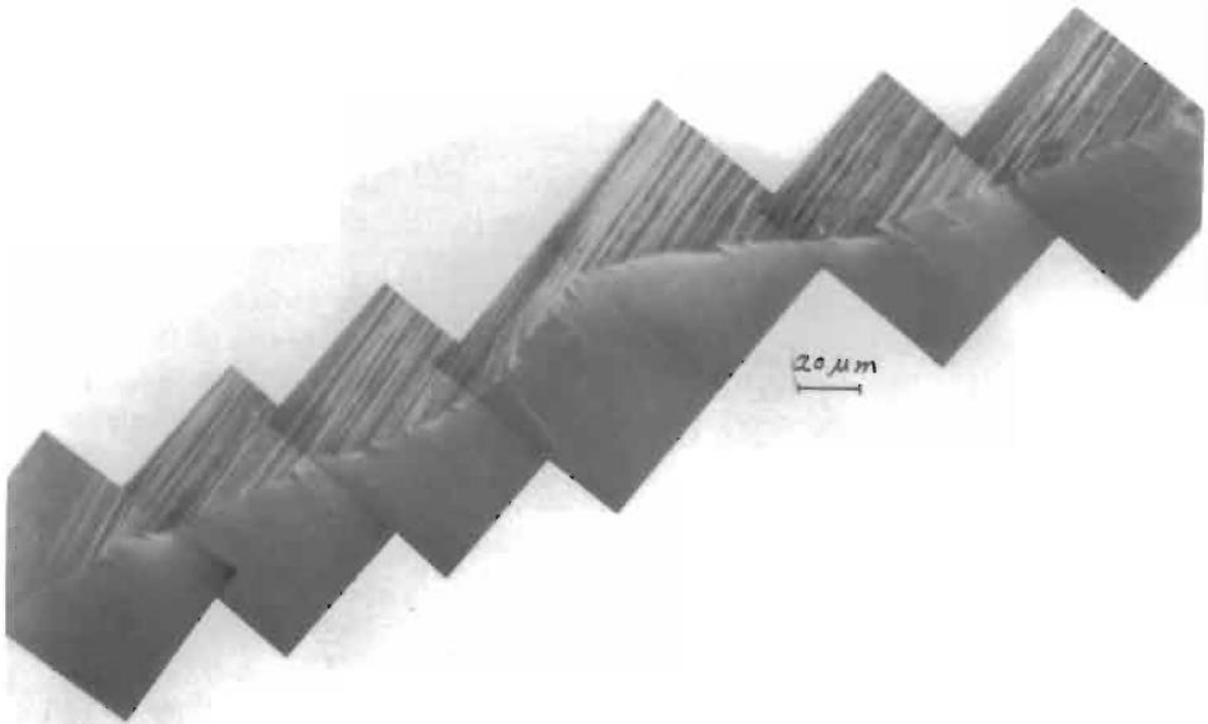


Figura 4.79: numerose cricche durante la prima fase visibili in una sezione "angolo appuntito". Un singolo cristallo di rame ciclato ad un'ampiezza di deformazione di taglio di 2×10^{-3} per 30000 cicli.

Questa tecnica è impiegata su campioni a sezione quadrata, in cui le fessure tendono ad aprirsi preferibilmente lungo gli angoli della sezione del misuratore. Poiché le estrusioni si piegano sulla superficie, nascondono le cricche e non è possibile osservare quanto siano profonde le cricche. Le cricche possono essere rivelate e la loro profondità misurata rimuovendo accuratamente uno strato sottile dal lato superiore del campione, e lucidando la superficie senza alterare le cricche, una difficile arte che rivela le cricche in una sezione di 90° . Nelle prime fasi del lavoro, una *sezione rastremata* potrebbe essere impiegata per "ingrandire" le cricche geometricamente, ma data l'alta risoluzione del SEM, le sezioni rastremate sembrano obsolete, ad eccezione forse per scopi speciali.

3) La morfologia delle estrusioni è mostrata in fig. 4.80. Alcuni ricercatori, le vedono come sottili lingue di metallo, schematicamente indicate in fig. 4.90a.

Altri le riportano come aventi una sezione triangolare a croce (larghezza della base $\approx 1-2 \mu\text{m}$, altezza $2-3 \mu\text{m}$), senza dubbio, una grande varietà di forme e dimensioni è stata osservata. Le estrusioni crescono a grande velocità, $1-10 \text{ nm/ciclo}$, mentre la velocità di crescita del tipo di protrusioni mostrato in fig. 4.90c è di un ordine di grandezza più basso. L'intera protrusione visibile nella macro-PSB mostrata in fig. 4.80 è collegata, almeno in parte, con il taglio delle micro-PSBs e con lo "scorrimento" della matrice tra le lastre. La cinetica di tale comportamento è piuttosto "stocastica", e l'altezza dell'intera protrusione tende a scalare con la larghezza del PSB.

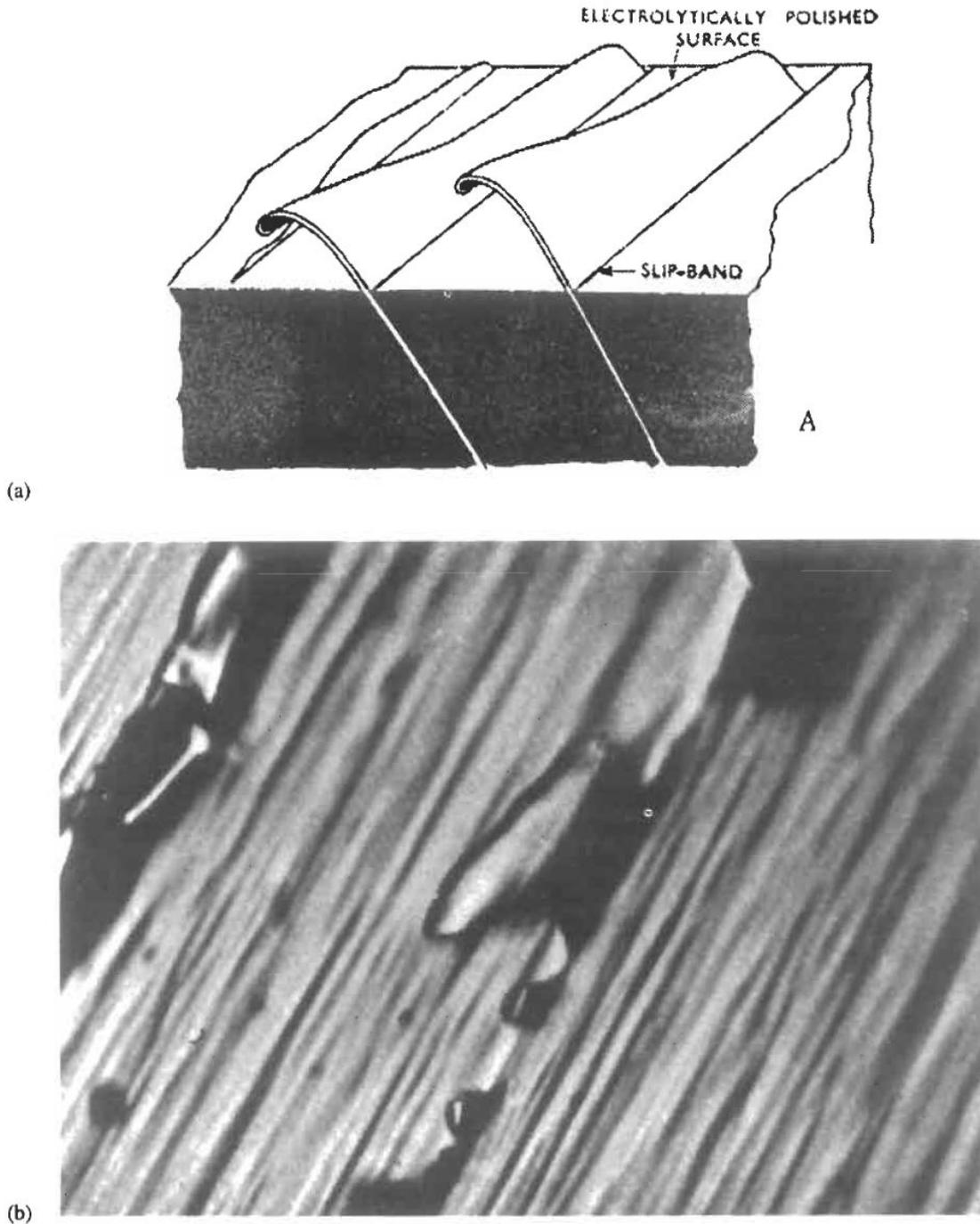


Figura 4.80: (a) rappresentazione schematica di una banda di scivolamento, o micro-PSB, estrusione. (b) estrusioni effettive in PSB in una lega invecchiata Al-Cu affaticata a bassa tensione. L'ingrandimento può essere misurato dall'altezza dell'estrusione più grande, circa $10\ \mu\text{m}$.

4) la deformazione localizzata all'interno di gruppi di PSBs è macroscopicamente reversibile, nel senso che la deformazione locale ad un massimo di trazione è identica a quella a massima compressione, almeno entro l'intervallo di tempo di vari cicli o addirittura centinaia di cicli. E' chiaro che non può essere reversibile tutto il tempo, o la sporgenza e l'invasione e non si sarebbero verificate. Inoltre, la deformazione locale all'interno di una micro-PSB sembra aumentare linearmente con la deformazione globale durante una tipica escursione di deformazione, e si inverte con il ciclo della deformazione, ancora per la maggior parte del tempo. Le prove mostrate indicano che le micro-PSBs non si deformano del tutto reversibilmente tutto il tempo. C'è un'interazione e ri-

divisione di deformazione tra le micro-PSBs. Alla migliore distribuzione di scivolamento all'interno di una PSB, la deformazione è sicuramente non strettamente reversibile.

Questa prova di irruvidimento indica che la lamelle definite dallo scivolamento atomico all'interno dei PSBs si sottopone a scivolamento vincolato nella direzione del vettore primario di Burgers, e producono una topologia incavo-punta della micro-irreversibilità dello scivolamento.

5) Come si è osservato nel capitolo precedente, l'interferometria ottica che indica che si sviluppa una deformazione locale superiore alla media su (o vicino) l'interfaccia della matrice PSB. Questa "doppia" localizzazione di scivolamento aumenta la cinetica di apertura delle cricche sull'interfaccia della matrice PSB. Conteggi di nuclei di cricca indicano che le cricche situate sulle interfacce della matrice PSB superano tutti le altre di circa 6:1. Questo risultato vale per i cristalli di rame in cui è stato utilizzato il metodo a rampa di carico di iniziare la prova, e che i risultati potrebbero essere distorti dal metodo di prova. Comunque, anche nei cristalli ciclanti ad ampiezza costante, le cricche si verificano spesso sulle interfacce della matrice PSB. Un tipico esempio di tale comportamento può essere visto nella sezione ad "angolo appuntito". Nota la protrusione contenente le cricche minori, una cricca principale sulla parte dell'angolo acuto del PSB e una cricca minore sulla parte dell'angolo ottuso. Queste cricche sono parallele al piano di scivolamento primario e, come tali, appartengono a una classe di brevi cricche denominate cricche di I Fase perché si propagano a 45° dall'asse trazione e sono fortemente influenzate dalla tensione tangente, come fa da decenni Gough.

6) Il comportamento dell'apertura della cricca di fatica nei metalli a scivolamento planare, che costituiscono i PLBs invece dei PSBs, è diverso da quello nei metalli a scivolamento ondulado. Poiché la deformazione localizzata non persiste, ma si muove attorno alla sezione del misuratore, la durata dell'fatica aumenta, almeno nella lega Cu-16% Al, rispetto a quella in rame. In associazione con

l'uniforme distribuzione dello scivolamento, una collina molto uniforme e morfologia superficiale a valle si sviluppa nei cristalli di Cu-Al a ciclo continuo. Questa morfologia, che è mostrato in fig. 4.81, è legata al comportamento dello strappo di deformazione, perché si sviluppa quando gli strappi sono attivi. La collina e la morfologia a valle è vista in fig. 4.81 a lato, in un campione a sezione quadrata in modo che il profilo può essere osservato direttamente. Il cristallo è stato orientato con il principale vettore di Burgers parallelo al lato di fronte al fotografo nella fig. 4.81, e le forme della morfologia sulla faccia in cui i gradini di scivolamento emergono. La lunghezza d'onda della morfologia aumenta con l'ampiezza della deformazione perché gli strappi di deformazione sono maggiori nelle prime fasi di vita.

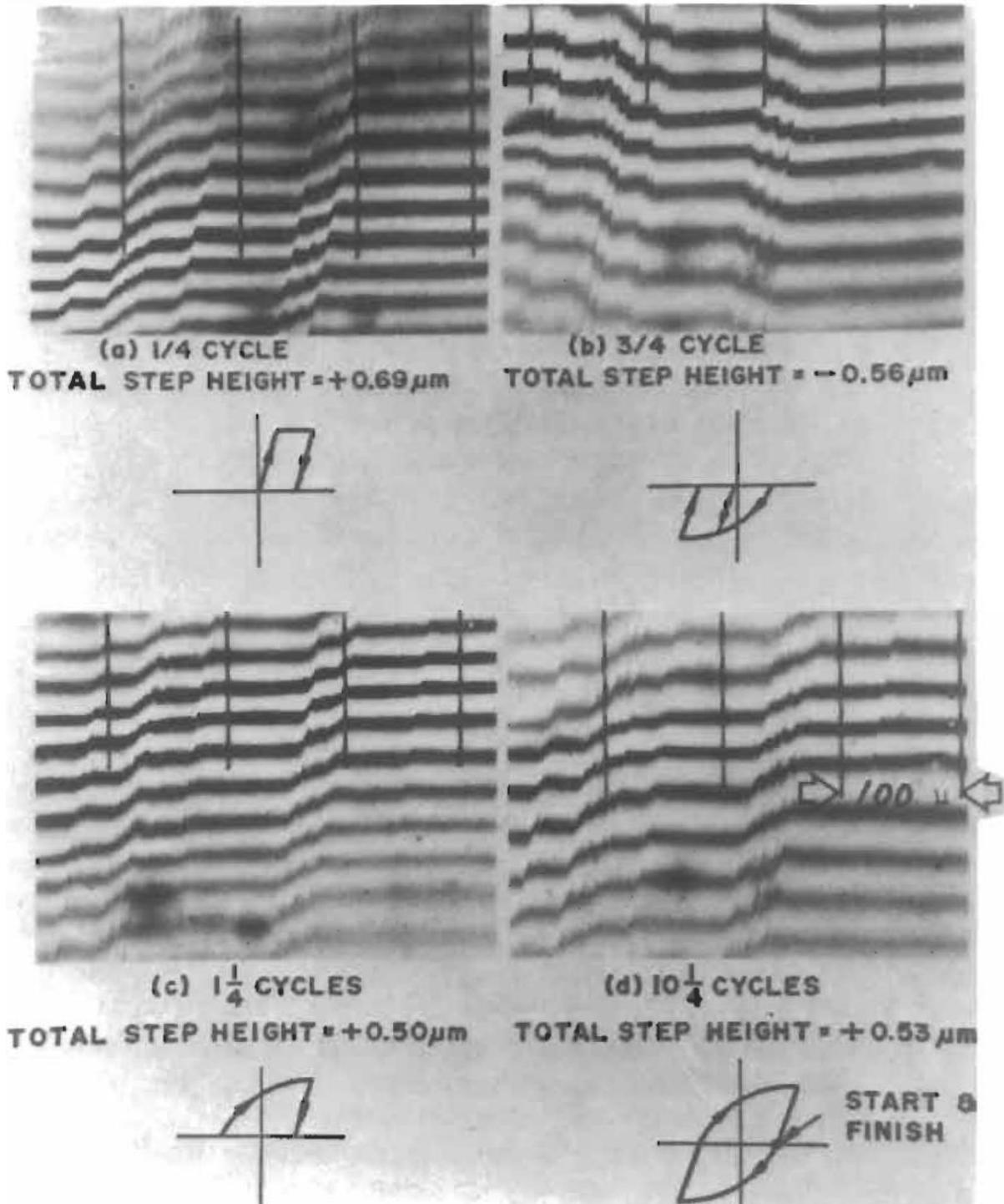


Figura 4.81: comportamento della deformazione delle micro-PSB rilevate da interferogrammi, in un singolo cristallo di rame ciclato ad un'ampiezza di deformazione di taglio plastica di 0.0025 x 2750 cicli, levigati, e soggetti ad incrementi di deformazione, mostrati nei segmenti schematici di cicli di isteresi. Si noti dai difetti che la deformazione è costantemente reversibile dalla trazione alla compressione e il ciclo per ciclo attraverso un'intera micro-PSB, ma l'irruvidimento si verifica dallo scivolamento atomico all'interno di una PSB.

Quando gli strappi vengono meno, come essi fanno più tardi nella loro vita, la morfologia si stabilizza (confronta (a) e (b) di fig.4.81). Lo sviluppo delle protrusioni osservate nel rame non si verifica nei singoli cristalli della lega Cu 16% Al ma le estrusioni sono viste nei policristalli. Nelle

fasi finali della vita, numerose cricche si aprono nelle valli della morfologia della superficie e si propagano rapidamente perché l'ampiezza della tensione è grande per conto dell'indurimento ciclico prolungato e pronunciato.

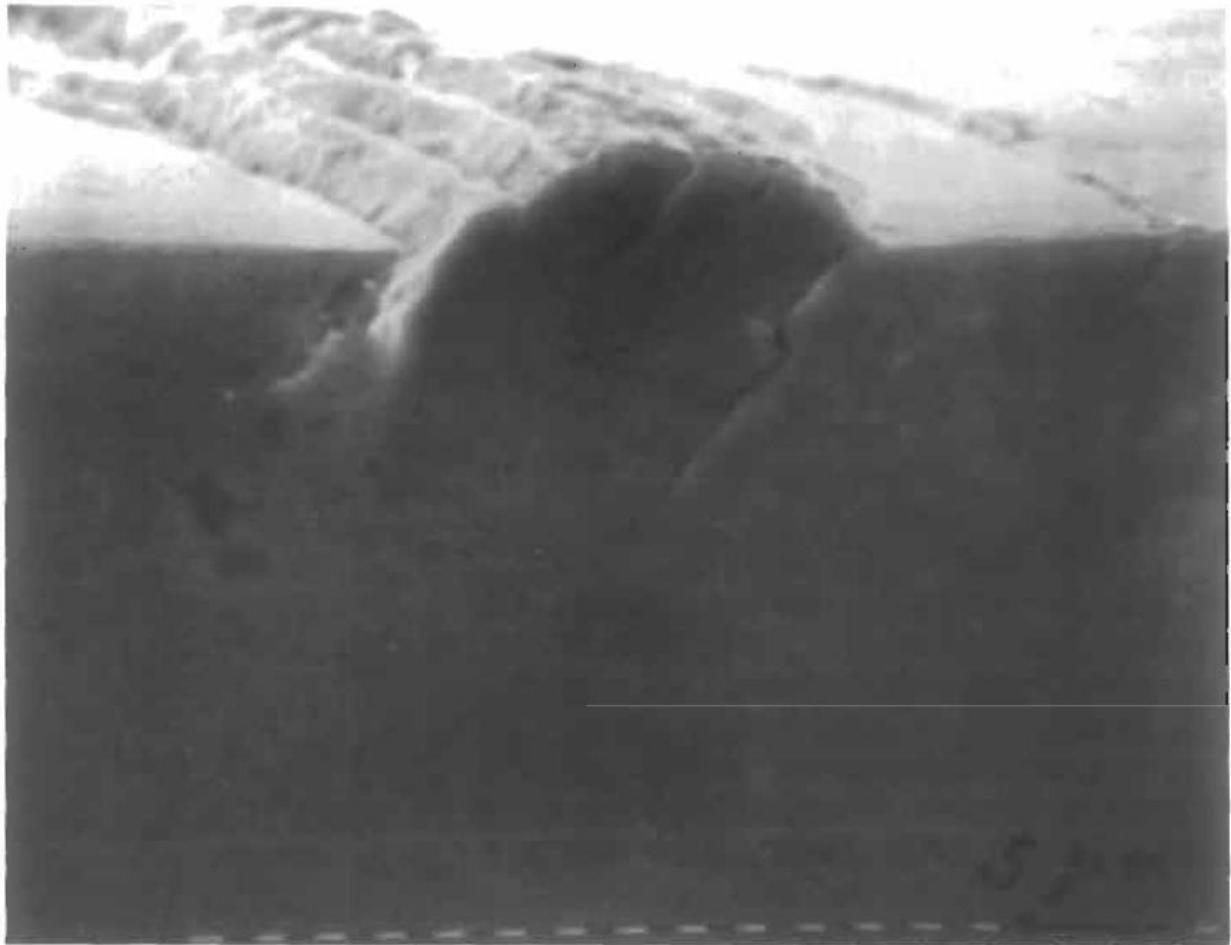


Figura 4.82: apertura della cricca di fatica nella PSB per un singolo cristallo di rame affaticato per 60000 cicli a un'ampiezza di deformazione di taglio plastica di 2×10^{-3} a temperatura ambiente che mostra un'apertura preferenziale sull'interfaccia della matrice PSB.

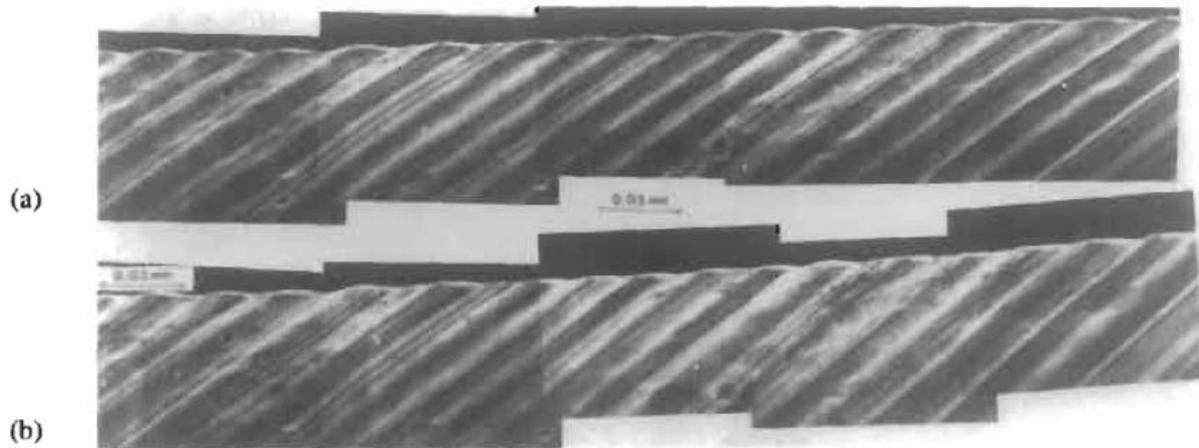


Figura 4.83: morfologia della superficie di collina uniforme e valle osservata sui singoli cristalli Cu-Al orientati a singolo scivolamento, affaticata a temperatura ambiente. Cristalli ciclato ad un'ampiezza (media) di deformazione plastica di taglio di $4,9 \times 10^{-3}$ per (a) 16.500 cicli; (b) 37.200 cicli. Nessun cambiamento significativo avviene tra (a) e (b).

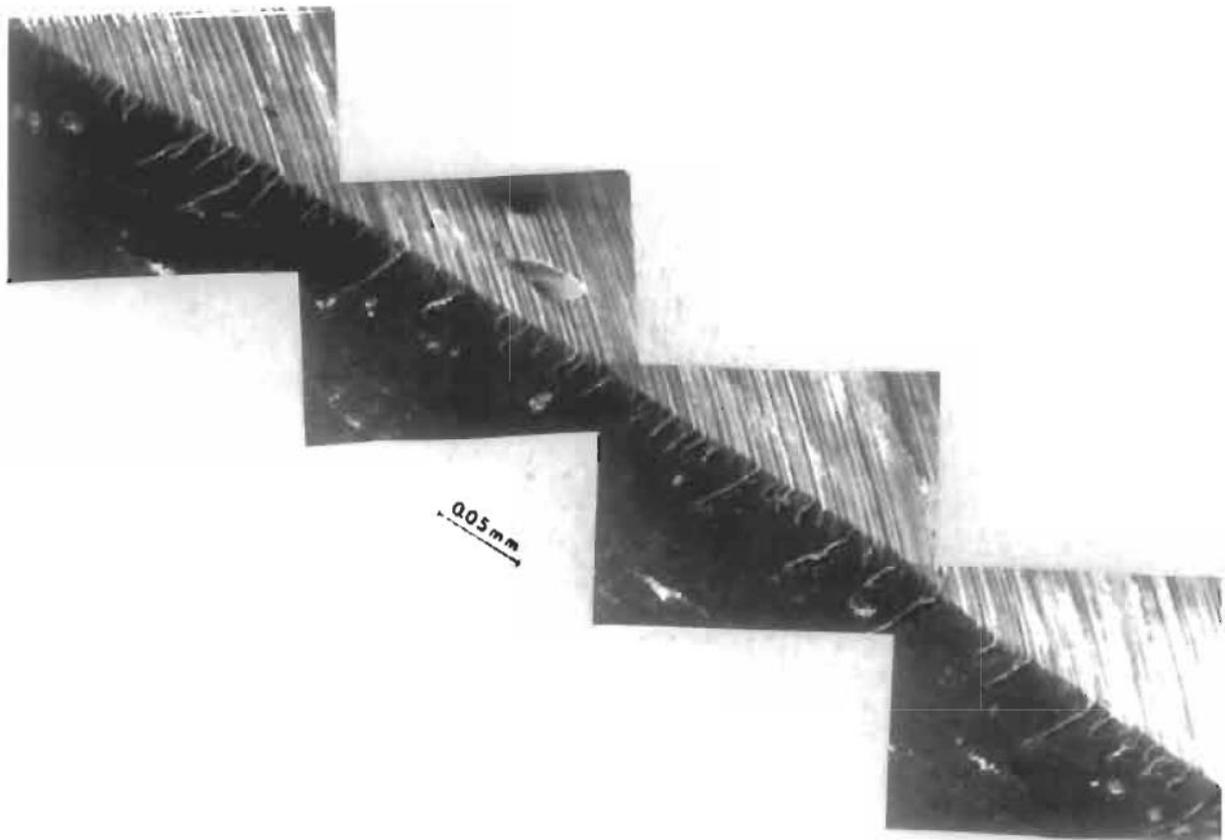


Figura 4.84: veduta tipica di cricche durante la I fase in un singolo cristallo della lega Cu-16% Al, preparato con una tecnica di angolo appuntito, ciclato per 500 K cicli ad un'ampiezza di deformazione plastica di taglio di ampiezza $1,4 \times 10^{-3}$.

Apertura della cricca di fatica in bande di scivolamento persistente – i meccanismi: L'origine delle cricche di fatica nei metalli e nelle leghe di elevata purezza è spesso razionalizzata da meccanismi espressi di seguito. La premessa di base del meccanismo è che un ciclo ripetuto del materiale conduce a differenti quantità di scivolamento netto su diversi piani atomici. L'irreversibilità degli spostamenti di taglio lungo le bande di scivolamento, quindi i risultati nell'irruvidimento

della superficie del materiale e lo sviluppo progressivo del irruvidimento della morfologia dentellata. Le valli nella morfologia funzionano come micro-intagli e l'effetto della concentrazione di tensione alla radice delle valli promuove un ulteriore scivolamento. Questo processo rischia di essere più intenso in tensione che in compressione perché i micro-intagli possono chiudersi in compressione e defocalizzare la concentrazione della tensione, ulteriore irreversibilità dello scivolamento di rafforzamento.

I meccanismi di apertura della cricca dall'irreversibilità dello scivolamento, in quanto si riferiscono alla variazioni di deformazione localizzata da un PSB ad un altro sono stati largamente esplorati. Con ri-levigatura, con la ri-deformazione e le osservazioni interferometriche su un lato di un singolo cristallo affaticato, e con le osservazioni di fratturazione negli stessi PSBs sul lato opposto (non levigato) del cristallo, questi autori hanno documentato le proprietà dei PSBs in cui la cricca si nuclea. Come osservato nel capitolo precedente, per i singoli cristalli di rame soggetti ad una deformazione applicata nel piano della curva ciclica tensione-deformazione, ci sarà una certa distribuzione di deformazioni localizzate nei PSBs, e non una costante deformazione equivalente a quella dell'estremità superiore del piano. La cricca si nuclea nella "banda fatale", che contiene la più alta deformazione localizzata. È stato riscontrato che la lunghezza dello scostamento dello scivolamento in una banda fatale (nb, vale a dire, n vettori di Burgers) e l'ampiezza della deformazione di taglio plastica applicata, γ_p , sono collegati come $\gamma_p = C(nb)^{0.78}$, dove C è una costante. L'orientamento del cristallo si trova a pregiudicare solo l'altezza del gradino, la frazione del volume dei PSBs solo leggermente e gli scostamenti dello scivolamento per niente all'interno di determinate dispersioni. È la grandezza dello scostamento di scivolamento che controlla il comportamento della nucleazione della cricca se la tensione ciclica è monoassiale, e quindi non vi è alcun effetto di orientamento sui cicli per nucleare una cricca, assumendo naturalmente la vasta gamma di orientamento all'interno del triangolo standard su cui lo scivolamento rimane singolo. Gli orientamenti del multi-scivolamento non sono stati esplorati in questo contesto.

Ci sono molti modelli concorrenti per l'apertura della cricca. Quando il tipo sottile di estrusione è stato segnalato per la prima volta nel 1950, ha causato grande emozione nel contesto dell'apertura della cricca. Fu presto scoperto che esiste in tutti i tipi di materiali duttili compreso il cloruro d'argento e in tutti i tipi di metalli e nelle caratteristiche microstrutturali, compresi i bordi geminati e i bordi di grano. Molti illustri studiosi hanno offerto geniali spiegazioni per la formazione di coppie di estrusione-intrusione in termini del comportamento della dislocazione. Si scopre che la sottile estrusione è stata una sorta di diversivo. Il più convincente argomento è che le estrusioni vengono dopo l'apertura e non prima.

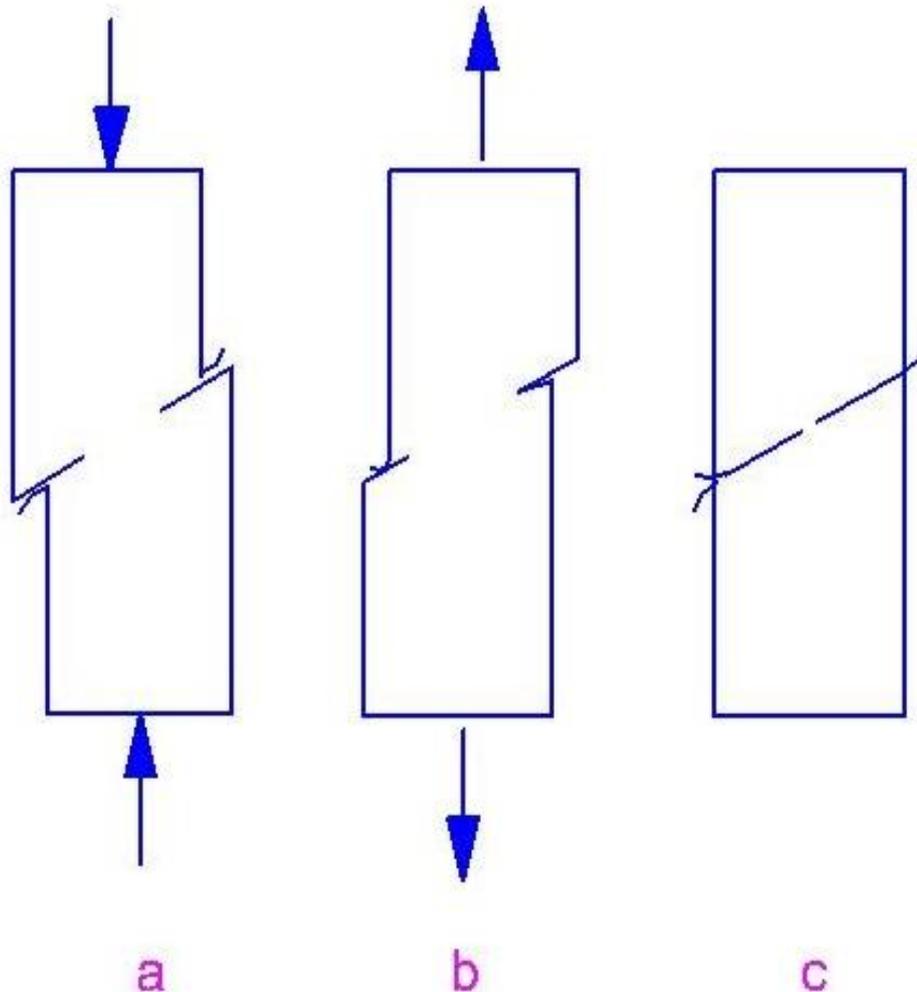


Figura 4.85: meccanismo di formazione dell'estrusione: l'estrusione è formata da un processo di sfregamento-strappo alla foce di una preesistente piccola cricca.

Il loro meccanismo per la formazione delle intrusioni nella presenza di una piccola cricca è mostrato schematicamente per un singolo cristallo nella fig. 4.85. Si consideri che un campione contiene una piccola cricca della fase I. Durante la parte di compressione del ciclo, fig. 4.85a l'estrusione è prodotta da un processo di sfregamento-strappo sulla parte della cricca che sottende un angolo ottuso con la superficie del campione. Lo sfregamento della superficie di frattura inoltre tende a spingere le estrusioni a distanza dalla cricca. Durante la trazione da parte del ciclo (o, eventualmente, da parte del carico che aumenta), si può formare un' estrusione sull'altra faccia, se vi è una chiusura locale sufficiente per produrre lo sfregamento della superficie di frattura necessaria (fig. 4.85b). L'effetto netto è che più numerose e più grandi estrusioni sono formate sulle facce della cricca che sottendono uno angolo ottuso con la superficie. Questo meccanismo sembra spiegare tutti i fatti delle estrusioni , per esempio, la rapidità della loro formazione, la loro capacità di formare le cricche insieme al bordo di grano, la loro formazione a giunti saldati orientate a 45°

dall'asse della tensione, e la loro formazione sotto una vasta gamma di condizioni di prova. Nel contesto dell'inizio della cricca, dobbiamo seppellire l'estrusione con onore.

Un altro gruppo di meccanismi è costituito da modelli di vacanza-dipolo. Non vi è alcuna evidenza nota allo scrittore in cui i difetti di punto contribuiscono direttamente all'apertura della cricca a basse temperature, tra cui la temperatura ambiente. Ciò sembra ragionevole, tuttavia, supponiamo che i gruppi di vacanza prodotti da deformazione ciclica sono responsabili del rigonfiamento del materiale che produce sporgenze, e che possono quindi contribuire alla rugosità. Modelli micromeccanici sono stati proposti per descrivere la formazione di intrusione e estrusione a causa di scivolata su piani paralleli, ma con una selezione più sistematica dello scivolamento in trazione e compressione rispetto a quella che si applica al caso di modelli di scivolamento. Nei sistemi bcc, dove lo scivolamento in trazione e compressione può verificarsi su diversi tipi di piano di scivolamento, è possibile che questo tipo di modello, opportunamente modificato, può funzionare.

Altri modelli che sono stati proposti, che dipendono da qualche genere di immagazzinamento di energia elastica per aprire le cricche. Questi modelli violano i principi di deformazione ciclica LED o SODS. I processi di fatica sono ben noti per ridurre il livello di energia elastica, non aumentarla. Nei metalli commerciali, molte delle considerazioni descritte sopra si applicano al comportamento di apertura della cricca. Ad esempio, nelle leghe in alluminio, contenenti precipitati stagliabili, i PSBs potrebbero sicuramente verificarsi e comportarsi allo stesso modo in linea di principio, ai PSBs in puro rame. Se la microstruttura è tale che la deformazione è omogeneizzata, ad esempio, quando i precipitati sono grandi e impenetrabili, quindi molto probabilmente l'apertura dei bordi di grano si verificherà. Nei metalli duri contenenti inclusioni non metalliche, le cricche si aprono in corrispondenza delle inclusioni sia a causa di un effetto di concentrazione o una proprietà dell'inclusione o dalla sua interfaccia con la matrice, sia perché una di esse potrebbe criccarsi.

Apertura di cricche ai bordi di grano: Ad ampiezze di tensione superiori a quelle necessarie per produrre PSBs, le pareti dipolari di dislocazione o strutture cellulari più complesse sono nell'insieme un modello generale e la deformazione è sostanzialmente omogenea. Solo nei materiali a scivolamento planare la deformazione è sufficientemente limitata alle bande per dare luogo alla cricatura della banda di scivolamento, come osservato in precedenza. Più spesso, si sviluppano degli intagli ai bordi di grano e delle cricche si formano in essi. I meccanismi di questa cricatura sono stati esplorati da osservazioni interferometriche di morfologia della cricatura ai bordi di grano insieme con l'impegno di studiare la natura dei bordi che agivano come siti di nucleazione. Nella fig. 4.86, frange di interferenza della luce bianca mostrano lo sviluppo di un confine di bordo di grano. All'inizio della vita un piccolo gradino si forma in tensione, ma si annulla a causa di un impulso di compressione. Con il ciclo continuato, l'ampiezza del gradino al bordo aumenta e resiste alla completa cancellazione in compressione. Finalmente un gradino di $1,5 \mu\text{m}$ di altezza, con un raggio di inizio netto, si sviluppa e la cricca cresce lungo il confine di grano nel materiale di questo gradino. Un gradino può avere una concentrazione di tensione alta quasi come quella di una cricca. Tuttavia, una cricca dovrebbe aver bisogno di iniziare la fase di espansione dal gradino per essere considerata aperta. Solo una parte relativamente piccola frazione di bordi di grano è stata osservata essere sensibile a questo meccanismo di difetto. I bordi "vulnerabili" sono stati identificati come quelli che separano i grani altamente disorientati, i cui sistemi dominanti di scivolamento, sono diretti su grandi distanze all'intersezione dei bordi con la superficie, come schematicamente indicato in fig. 4.87. Il meccanismo graduale mediante il quale si sviluppa il gradino è stato attribuito allo scivolamento incrociato derivante dalla presenza di un gradiente di tensione indotta al bordo. Il meccanismo del gradino del bordo di grano di nucleazione della cricca e i relativi requisiti cristallografici non sono specifici per i metalli puri, e quindi il meccanismo può essere generale, oggetto sicuramente a modifiche nei materiali complessi commerciali. Lo scivolamento asimmetrico delle dislocazioni a vite in tensione e compressione può portare a molteplici cambiamenti di forma nei singoli cristalli bcc nell' fatica come descritto sopra. Tali cambiamenti

agiranno per aggravare la formazione dei gradini di bordo e della cricatura. E' stato dimostrato sui campioni α -ferro policristallini affaticati che i grani vicini alla superficie sono soggetti a cambiamenti di forma simili a quelli nei singoli cristalli e causano ruvidità della superficie che porta alla nucleazione della cricca.

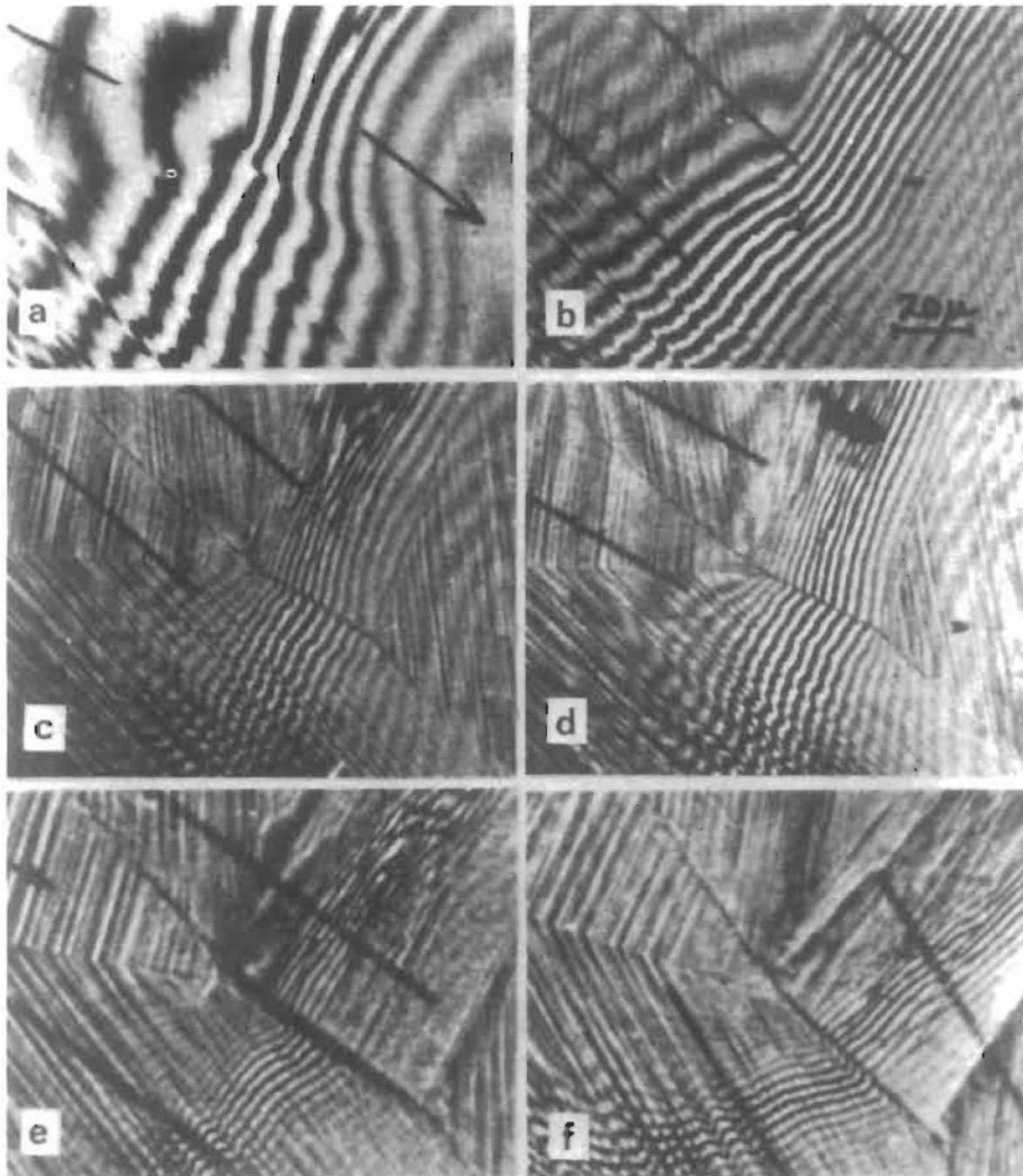


Figura 4.86: interferogrammi a luce bianca tutti provenienti dalla stessa zona del campione policristallino, che mostrano la crescita del gradino nel bordo di grano nel rame, ciclato ad una deformazione plastica di $\pm 0,0076$. Frange spostate da sinistra a destra indicano le depressioni: (a) 10 cicli, tensione, un piccolo gradino di $0,1 \mu\text{m}$ viene osservato, (b) 10 cicli di compressione, questo gradino viene annullato. (c) 30 cicli, tensione, altezza del gradino $\sim 0,4 \mu\text{m}$; (d) 30 cicli di compressione, gradino in parte annullato, $0,15 \mu\text{m}$. (e) 60 cicli, tensione, altezza del gradino $\sim 0,9 \mu\text{m}$; (f) 60 cicli di compressione, gradino parzialmente annullato.

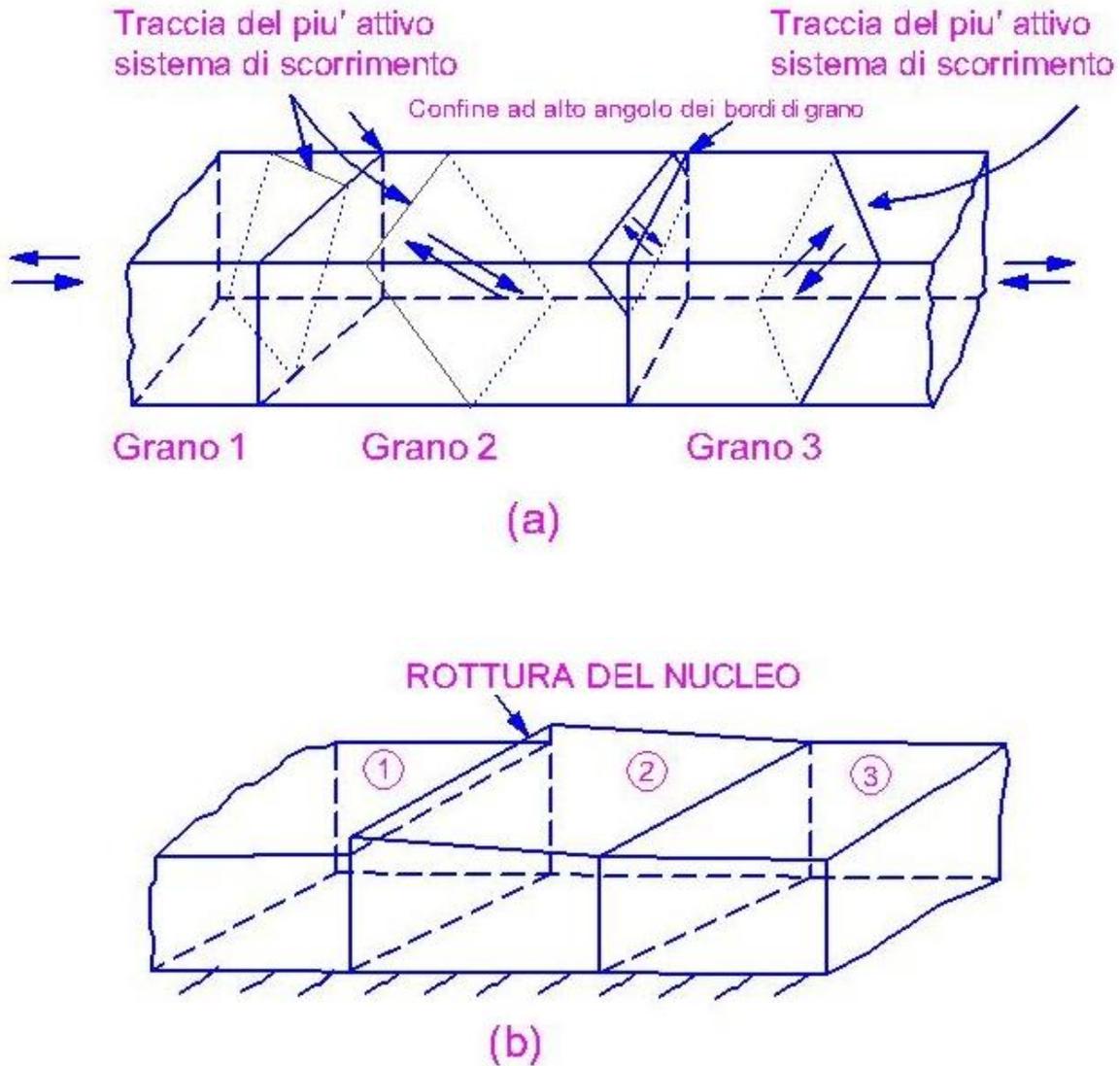


Figura 4.87: rappresentazione schematica del processo di nucleazione della cricca nell' fatica ad alta deformazione. (a) I sistemi di scivolamento attivo nei grani 1 o 2, o in entrambi, sono orientati al loro bordo. (b) Dopo il ciclo, un gradino si forma al bordo tra i grani 1 e 2, ma non 2 e 3.

Gli effetti ambientali sull'apertura di cricche: E' ben noto che le vite dell' fatica a bassa tensione possono essere prolungate di un ordine di grandezza affaticandole sotto vuoto o in ambiente inerte. L'aumento della vita dell' fatica, che si verifica a basse temperature proviene in parte dall'aumento di concentrazione associata con il cambiamento di temperatura e, in parte, dall'immersione in azoto liquido o elio utilizzato per ottenere la bassa temperatura, che conferisce una certa protezione ambientale. La formazione di PSBs, l'irruvidimento superficiale e l'apertura della cricca di fatica può verificarsi a basse temperature sotto ai 4.2K, e molte delle caratteristiche usuali, come intrusioni-estrusioni, si verificano anche a basse temperature. L'assenza di ossigeno e vapore acqueo sembra essere il fattore importante, e l'effetto del vapore acqueo varia con il metallo, probabilmente in funzione della sua sensibilità per l'idrogeno derivante dalla interazione tra il vapore acqueo, idrogeno e ossigeno.

Tuttavia, se le reazioni elettrochimiche sono controllate per essere benigne per gli ambienti acquosi, ad esempio, una polarizzazione catodica per il rame in un acido debole, o in una soluzione neutra, allora la soluzione acquosa ambiente non è più nocivo della comune aria del laboratorio. A tensioni veramente alte, ambienti gassosi aggressivi hanno scarso effetto sulla vita dell' fatica o sull'apertura e propagazione della cricca, perché gli eventi della deformazione associata sono troppo gravi per essere influenzato molto da fattori ambientali. Un ambiente liquido veramente aggressivo avrà un effetto, anche a breve vita.

Man mano che la vita si allunga con la riduzione della tensione o deformazione applicata, l'effetto dell'ambiente nel prolungare la vita diventa più marcato, ma questo probabilmente comporta un effetto più marcato sulla cinetica di propagazione che sull'apertura della cricca. Quando le vite sono fortemente prolungate nell' fatica a lungo tempo per mezzo di esperimenti sotto vuoto, l'effetto dell'ambiente sull'apertura della cricca non è generalmente chiaro. Vi è sicuramente un grande effetto nel ritardare la cinetica di crescita di brevi cricche della fase I, e i primi studiosi attribuirono il prolungamento della vita al ritardo della propagazione della cricca. Poiché è difficile comunque distinguere lo sviluppo dell'apertura della cricca dalla rugosità e la propagazione delle piccole cricche che crescono dalle fessure, determinare il ruolo dell'ambiente nell'apertura sarà difficile. Alcuni studiosi hanno fatto un confronto molto attento della morfologia PSB, utilizzando l'interferometria e le osservazioni SEM, nei singoli cristalli di rame ciclato in aria e sotto vuoto, e non potrebbero trovare differenze significative nelle loro prime fasi di vita.

Il ruolo dell'ambiente nell'apertura deve essere collegato con il comportamento dell'irruvidimento di superficie. La deformazione localizzata nei PSBs produce gradini di scivolamento, e la loro misura può essere diminuita dallo scivolamento invertito durante il carico di compressione. Indipendentemente dall'ambiente, l'irruvidimento della superficie durante l' fatica avviene principalmente con un meccanismo di scivolamento casuale. Se è presente un ambiente aggressivo, un adsorbimento delle specie aggressive (o la formazione di uno strato di ossido) sul gradino di scivolamento appena formato rende lo scivolamento invertito più difficile sullo stesso piano di scivolamento sul carico di inversione. Pertanto, la presenza di un ambiente aggressivo prevede un meccanismo di un maggiore irruvidimento della superficie nonché del trasporto delle specie aggressive nei volumi vicini alla superficie dei PSBs, facilitando in tal modo l'apertura della cricca. Questo meccanismo è illustrato schematicamente in fig. 4.88.

In realtà, ci sono effetti più sottili dell'ambiente sul comportamento dei PSB. Se la cricatura di fase I nei PSBs è ritardata da prove sotto vuoto, i PSBs hanno la possibilità di accumulare molta più deformazione nel tempo rispetto all' fatica nella normale aria. Mughrabi ha dimostrato che tali PSBs si sottopongono a indurimento secondario, nel senso che la loro tensione di dilatazione aumenta di pochi MPa, e le loro pareti dipolari diventano cellule di dislocazione.

Si è inoltre dimostrato con la tecnica interferometrica che questi cambiamenti sono associati con i cambiamenti nel grado di deformazione localizzata: "vecchi" PSBs sopportano soltanto 3×10^{-3} invece della deformazione maggiore che essi sopportavano nella loro giovinezza. Se una prova viene condotta sotto controllo della deformazione, questa modifica richiede la creazione di nuovi PSBs per tenere la differenza. Al fine di sviluppare più danni di fatica, i nuovi PSBs devono maturare, avviare nuove cricche e quindi propagarle. Questa percolazione graduale di deformazione localizzata causa un aumento della vita, e fornisce un altro motivo per cui periodiche rimozioni di strati superficiali durante la vita producono vite prolungate: essi danno ai PSBs la possibilità di maturare.

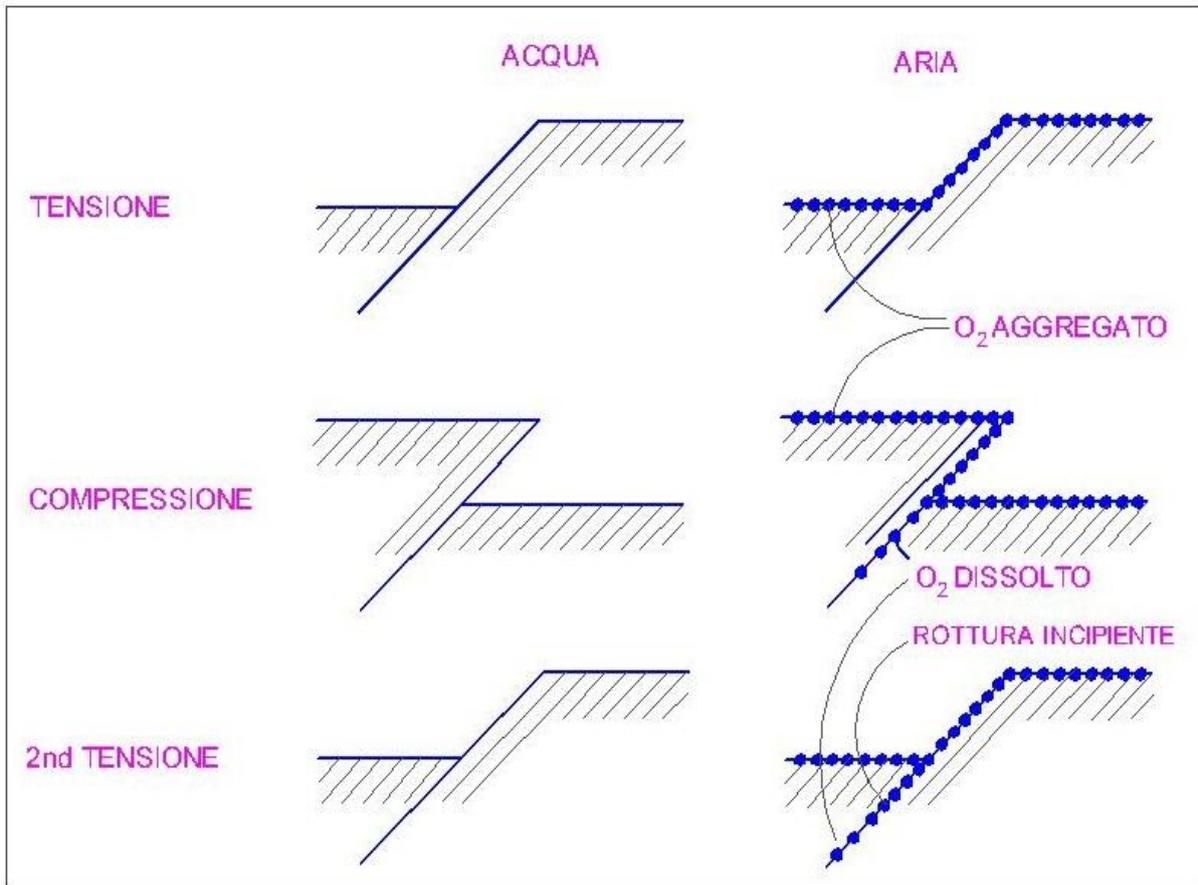


Figura 4.88: interazione di una specie aggressiva con gradini di scivolamento appena formati nell' fatica, che rendono lo scivolamento inverso più difficile, intrappolando le specie nel materiale e accelerando l'apertura della cricca e la crescita di Fase I.

Capitolo V

LA FATICA NEI COMPONENTI PRECRICCATI

Vi sono dei casi in cui strutture anche di grandi dimensioni cedono istantaneamente dividendosi in due parti per propagazione istantanea di una frattura pre-esistente. I difetti presenti nel materiale, le cricche, possono risultare innocue anche sotto sollecitazioni non trascurabili e poi attivarsi improvvisamente. E' di fondamentale importanza evitare di sottoporre il materiale a determinate condizioni che possano favorire la formazione e la propagazione di tali difetti, al fine di preservarne l'integrità.

Un materiale "ideale" è soggetto ad una distribuzione delle tensioni al suo interno in accordo con la teoria dell'elasticità, nella realtà invece il materiale è affetto da numerose irregolarità, sia interne che esterne che causano concentrazioni di tensione. La presenza di un difetto sulla superficie di un qualsiasi materiale sottoposto a sollecitazioni di fatica fa sì che il suo limite di fatica diminuisca, se $S_n(u)$ è il limite di fatica del materiale ottenuto con provini lisci (dove "u" sta per *un-notched*) e $S_n(n)$ è il limite di fatica dello stesso materiale ottenuto con provini intagliati (dove "n" sta per *notched*), si definisce *fattore di concentrazione delle tensioni per fatica* il rapporto K_f tra il limite di fatica del provino senza intaglio e quello del provino con intaglio.

$$K_f = \frac{S_n(u)}{S_n(n)} \quad (5.1)$$

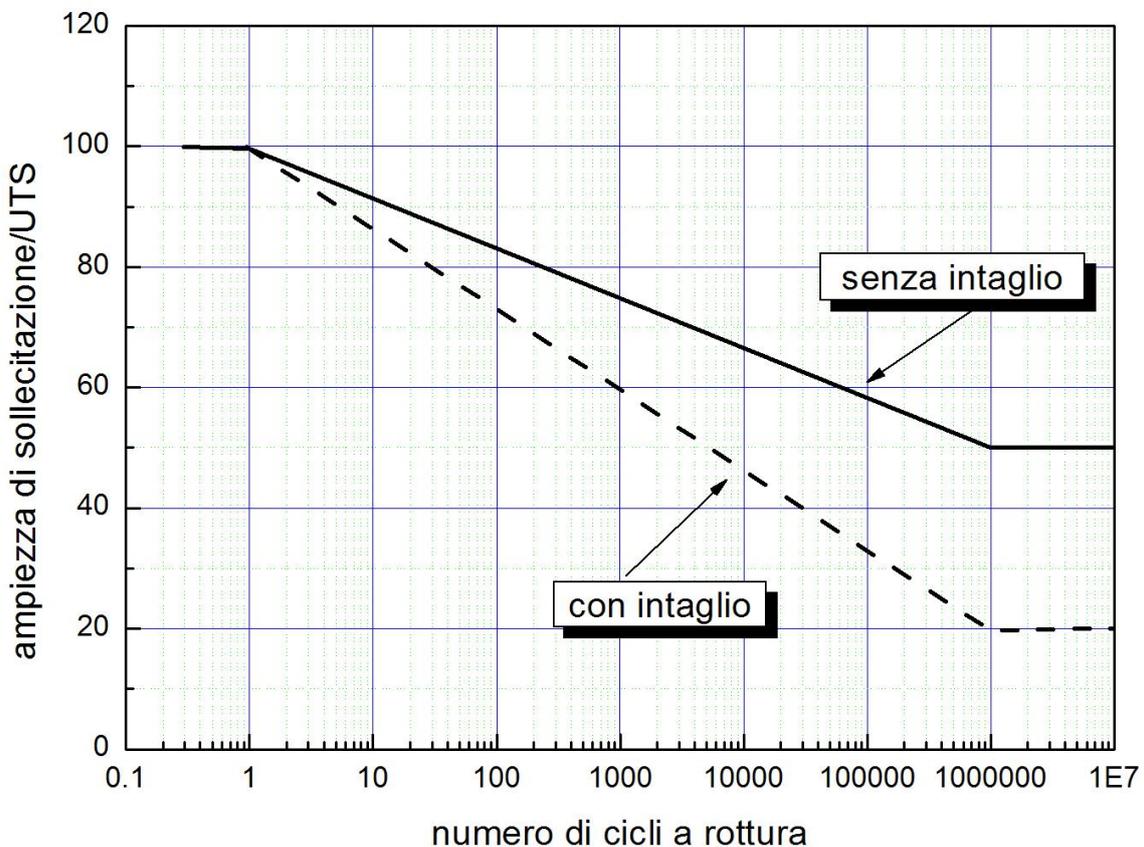


Figura 5.1 andamento qualitativo della curve S-N per un provino liscio e un provino intagliato in acciaio

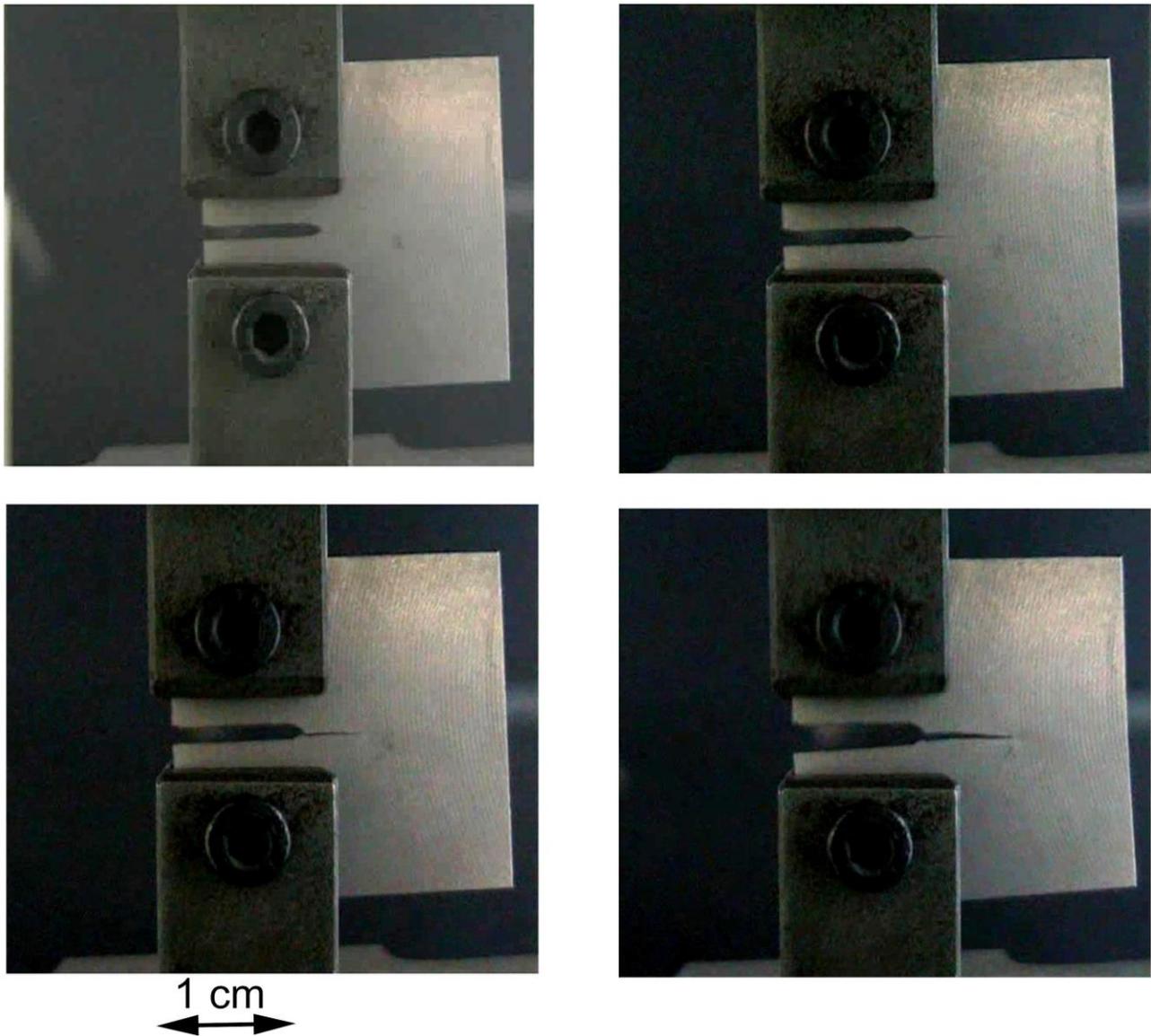


Figura 5.2: propagazione di una cricca in un provino di titanio.

Si potrebbe erroneamente pensare che il valore di K_f sia approssimativamente uguale al valore del fattore di concentrazione degli sforzi K_t , fortunatamente questo non è vero, e numerose attività sperimentali hanno dimostrato che il valore di K_f è generalmente inferiore a K_t , questo è spiegato dal fatto che il materiale al suo interno contiene una miriade di imperfezioni, pertanto l'aggiunta di un intaglio geometrico esterno può non recare un "male aggiuntivo" così elevato come se il materiale fosse stato "perfetto". Un esempio tipico è costituito dalla ghisa grigia ordinaria, in questo materiale le imperfezioni interne date dai grani di grafite fanno sì che l'aggiunta di un intaglio esterno (gola, filettatura, etc.) che causa una concentrazione di tensione produca un effetto aggiunto di concentrazione di tensioni trascurabile. Dall'esempio precedente si può facilmente evincere che esistono materiali che hanno un'alta sensibilità all'intaglio, in quest'ultimi K_f può coincidere con K_t e materiali con una bassa sensibilità all'intaglio dove K_f tende al valore unitario (vedi ghisa grigia). La relazione che intercorre tra K_f e K_t è per definizione la seguente:

$$K_f = 1 + (K_t - 1)q$$

dove “q” prende il nome di *fattore di sensibilità all’intaglio*. La formula precedente non deve trarre in inganno, perché per conoscere il fattore di concentrazione delle tensioni per la fatica non occorre conoscere solo la sensibilità all’intaglio del materiale ma anche il rapporto tra il raggio di fondo intaglio e le dimensioni caratteristiche delle imperfezioni interne; si capisce come raggi di fondo intaglio piccoli e confrontabili con le dimensioni delle imperfezioni interne producano una sensibilità all’intaglio quasi nulla.

Come è facile notare dalla figura 5.3 il fattore K_f aumenta con l’aumentare del numero di cicli e se per bassi numeri di cicli può essere trascurato, quando ci si sposta oltre i 10 milioni di cicli questa approssimazione non è più possibile.

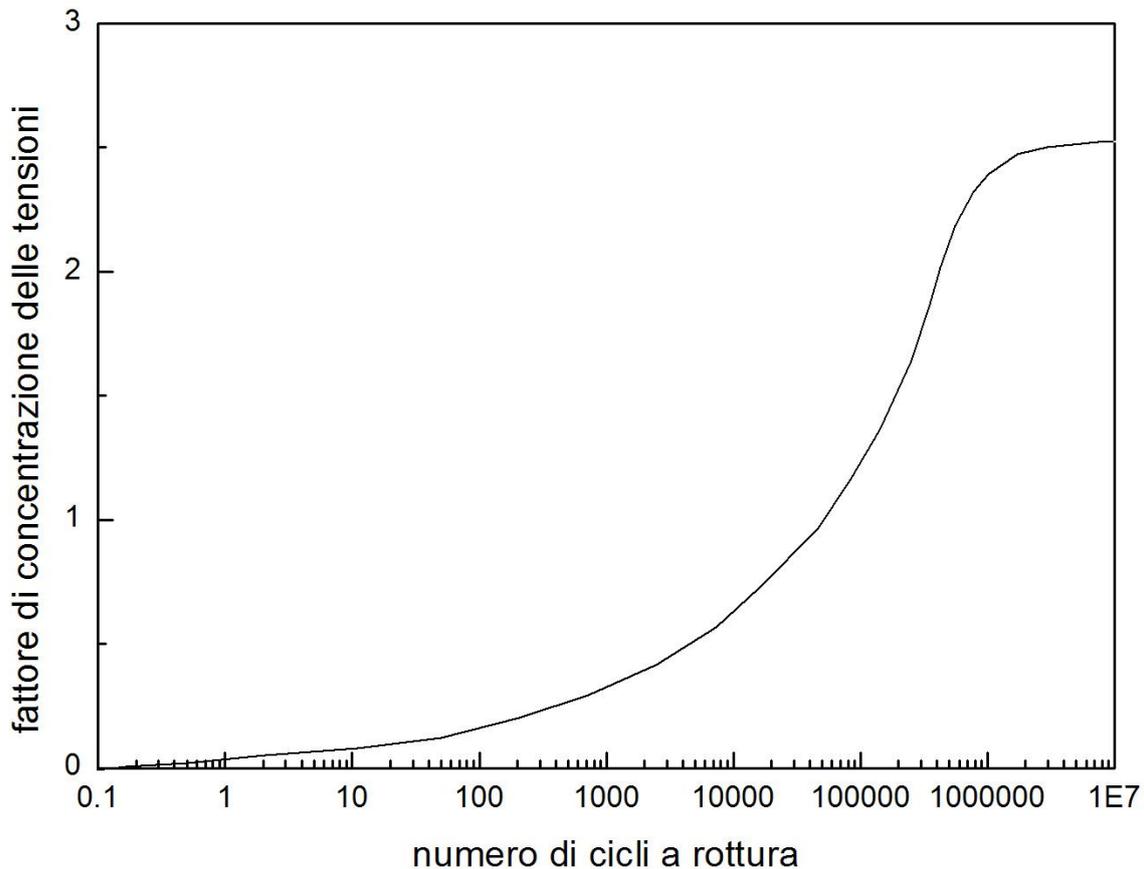


Figura 5.3 variazione del fattore di concentrazione a fatica al variare del numero di cicli

Infine è importante far notare che esiste una differenza nel comportamento a fatica tra materiali duttili e fragili soprattutto in presenza di sollecitazioni non simmetriche e quindi con tensione media non nulla. La differenza di comportamento in sede di progetto si traduce in un concetto molto semplice: per materiali duttili il fattore K_f deve essere applicato solo alla componente alternata, mentre per materiali fragili il fattore K_f deve essere considerato sia sulla componente alternata che sulla componente media della sollecitazione. Questa differenza è stata confermata anche da indagini sperimentali.

Strutture metalliche di grandi dimensioni, come ponti, oleodotti, navi, contengono invariabilmente delle cricche più o meno lunghe; come si è visto, l’unica cosa possibile in queste condizioni è essere sicuri che non esistano cricche di una lunghezza superiore ad un certo limite, che corrisponde alla sensibilità dello strumento che utilizziamo per osservare i difetti. In condizioni in cui il componente sia sollecitato a fatica diventa quindi necessario sapere per quanto tempo, cioè per quale numero di

cicli, il componente stesso può resistere prima che una cricca raggiunga una lunghezza critica e si propaghi catastroficamente.

Sulla base della meccanica della frattura, in presenza di sollecitazioni cicliche, si definiranno:

$$K_{\max} = Y\sigma_{\max} \sqrt{\pi a}$$

$$K_{\min} = Y\sigma_{\min} \sqrt{\pi a}$$

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \tag{5.2}$$

$$K_a = \frac{\Delta K}{2}$$

$$K_m = \frac{K_{\max} + K_{\min}}{2}$$

dove Y è il fattore correttivo che tiene conto della geometria dei carichi e dell'insieme cricca-componente.

Tramite i metodi di indagine è possibile monitorare la lunghezza della cricca nel tempo, in modo da ottenere grafici come quelli riportati in Figura 5,4

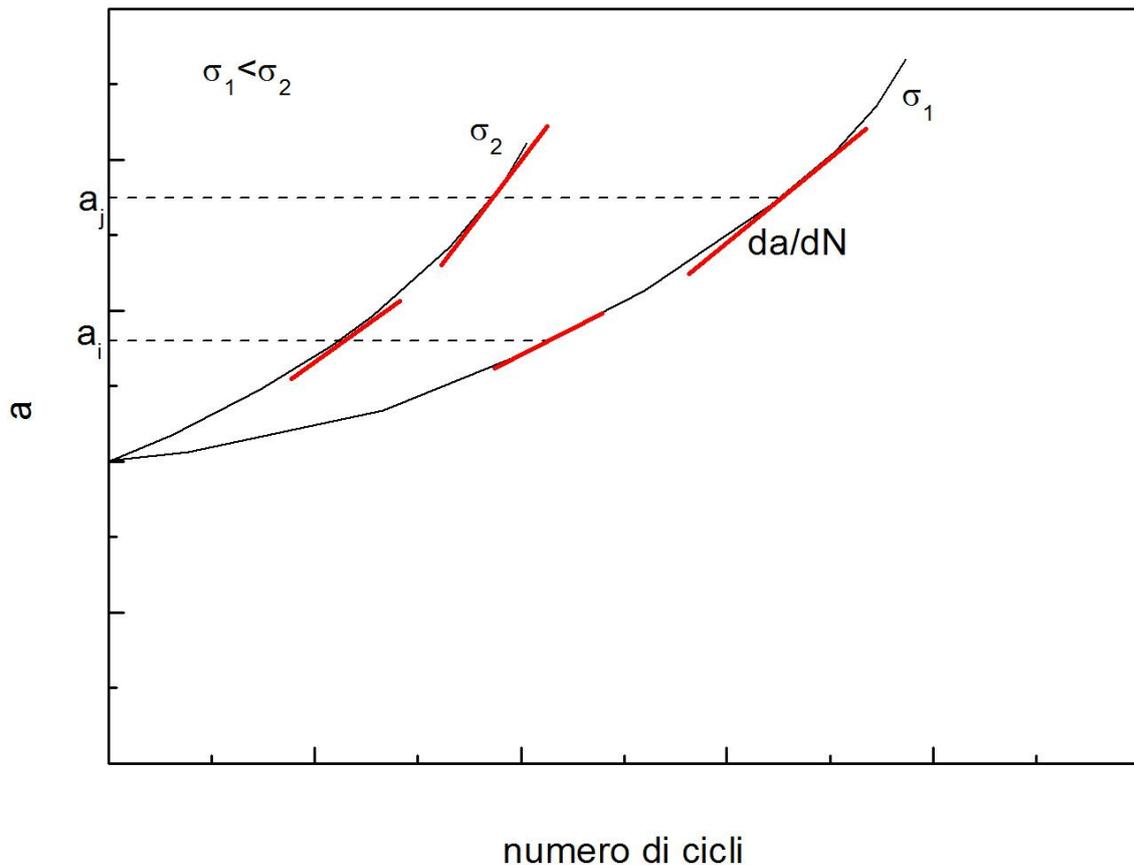


Figura 5.4: variazione della lunghezza di cricca al variare del numero di cili per due ampiezze di sollecitazione.

non solo la lunghezza della cricca aumenta nel tempo, ma anche che la velocità di avanzamento (da/dt) aumenta con l'aumentare del numero di cicli, cioè con l'aumentare della lunghezza della cricca. Naturalmente, la velocità di avanzamento della cricca aumenta se la sollecitazione applicata è più elevata.

Dalla variazione di lunghezza della cricca deriva il peculiare andamento di K riportato nella Figura 5.5

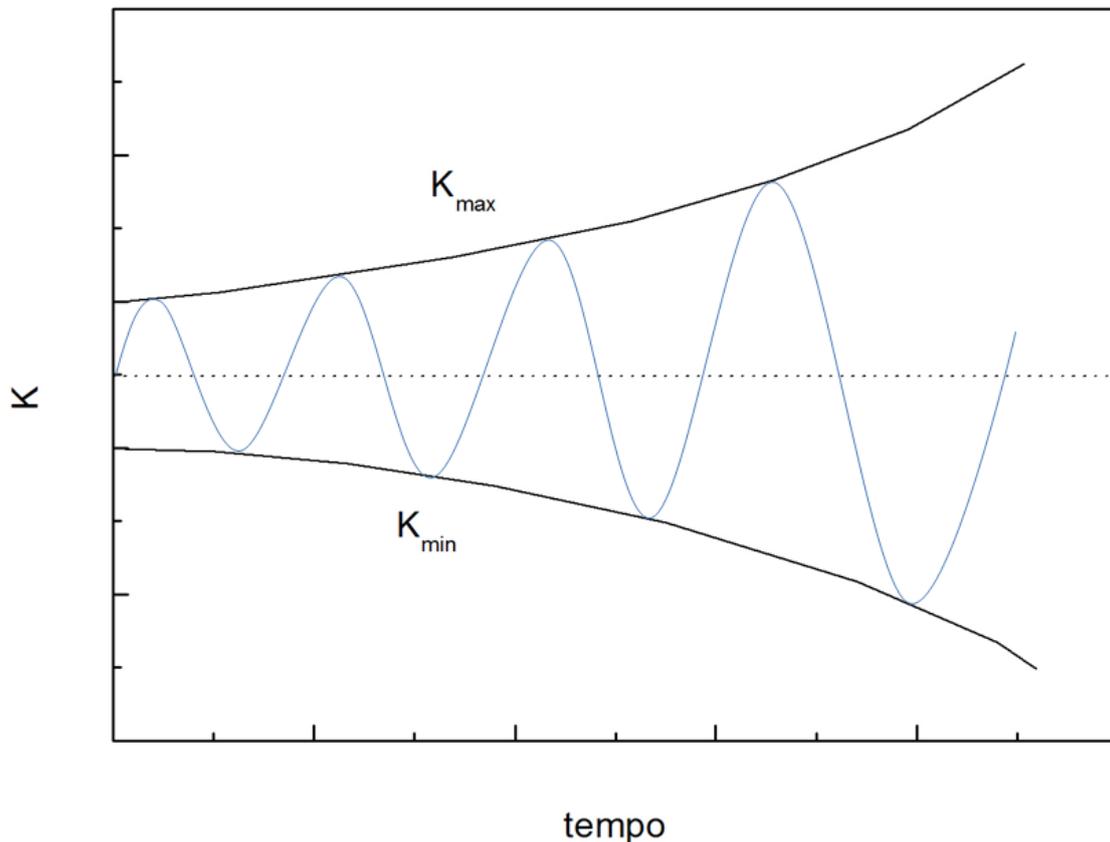


Figura 5.5: variazione di K nel tempo.

Un'importante conseguenza dell'andamento della lunghezza della cricca è che una frazione molto ampia della vita del componente è interessata dai primi stadi di allungamento del difetto, durante i quali la velocità di avanzamento è lenta, e la lunghezza della cricca molto breve.

Dal punto di vista ingegneristico è chiaro che diventa molto importante valutare la dipendenza della velocità di avanzamento (da/dt o da/dN) dai parametri a e σ ; una delle formulazioni empiriche maggiormente diffuse è la:

$$\frac{da}{dN} \propto \sigma^m a^n \quad (5.3)$$

nella quale $m=2-7$ e $n=1-2$. Riportando invece il valore della velocità di avanzamento in funzione del parametro ΔK , è possibile ricavare la relazione

$$\frac{da}{dN} = A\Delta K^m \quad (5.4)$$

in cui m ed A sono dei parametri che dipendono dal materiale, dalla frequenza del ciclo, dalla temperatura, dalla tensione media del ciclo e dall'ambiente.

Una volta che si sia definita la dipendenza della velocità di avanzamento dai parametri di esercizio, può essere utile stimare la vita del componente; tale stima può essere fatto integrando l'equazione precedente, supponendo che il parametro Y non dipenda entro i limiti di integrazione; l'integrazione darà:

$$N_f = \frac{2}{(m-2)AY^m \Delta\sigma^m} \left[\frac{1}{a_0^{\frac{m-2}{2}}} - \frac{1}{a_f^{\frac{m-2}{2}}} \right] \text{ per } m \neq 2 \quad (5.5)$$

in cui a_0 ed a_f sono la lunghezza iniziale e finale (all'atto della rottura) della cricca. In genere tale integrazione non può essere fatta, in quanto il parametro Y dipende esso stesso dalla lunghezza della cricca.

L'operazione di integrazione mostra che, se la dimensione iniziale della cricca è molto più piccola di quella finale, la vita a rottura dipende in maniera prioritaria da a_0 .

Modalità macroscopiche di frattura a fatica: Come già accennato, la frattura a fatica avviene attraverso una serie di fasi; nella prima fase, lo stadio I, la cricca si propaga su un piano a 45° rispetto all'asse della sollecitazione.

Durante questa fase, che peraltro è una frazione tutt'altro che irrilevante della vita a fatica, la cricca si propaga di una quantità modesta. Successivamente l'orientazione della cricca cambia, e la propagazione avviene a 90° rispetto all'asse della sollecitazione; questa transizione viene comunemente associata all'attivazione di altri sistemi di scorrimento.

In realtà il piano sul quale la cricca si propaga dipende dall'entità della sollecitazione; se ΔK è basso (basse sollecitazioni o piccole lunghezze della cricca), all'apice della cricca la zona plasticizzata è piccola.

Se lo spessore del campione è elevato al confronto della dimensione della zona plasticizzata, prevalgono le condizioni di deformazione piana, e la superficie di frattura è piatta.

Con l'aumentare della dimensione della cricca, il valore di ΔK aumenta, e con esso aumenta la dimensione della zona plasticizzata. Quando quest'ultima diventa sufficientemente grande, prevarranno le condizioni di sforzo piano, e la frattura si propagherà a 90° rispetto all'asse della sollecitazione, ma su un piano a 45° rispetto alla superficie della lamiera

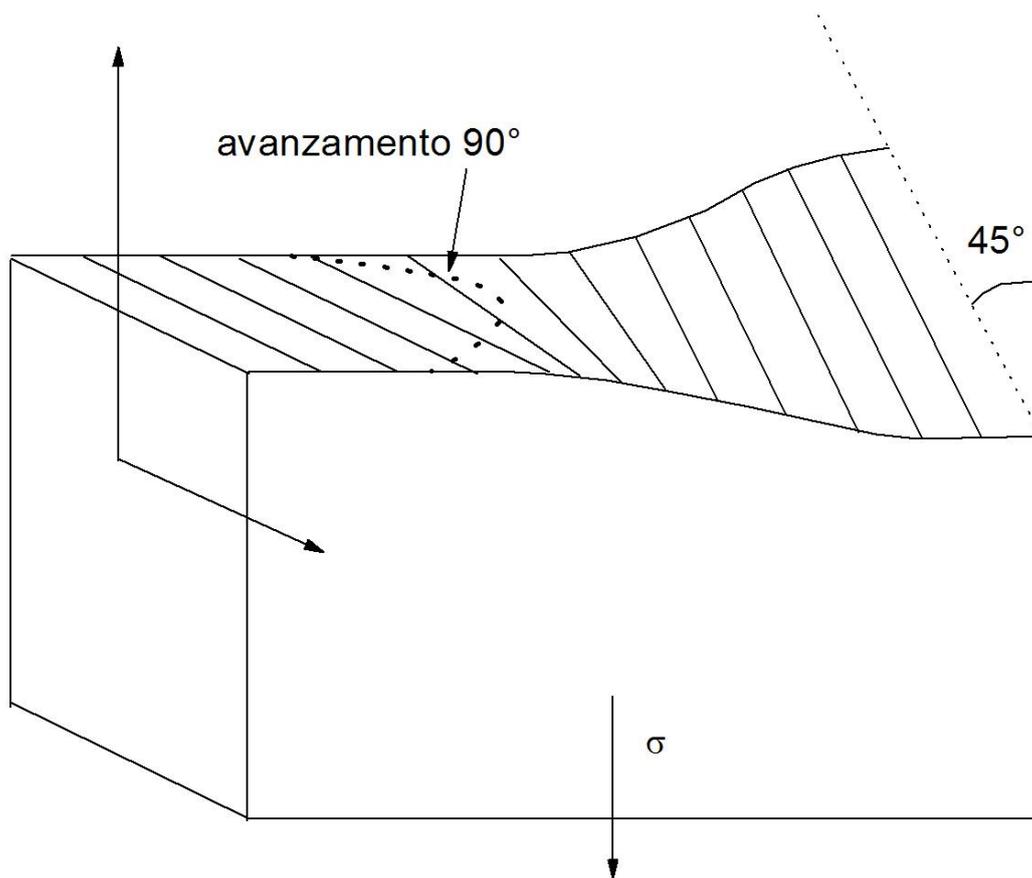


Figura 5.6: differenti direzioni di propagazione al variare della lunghezza della cricca.

All'esame visuale, le superfici prodotte da una rottura per fatica presentano evidenti segni, definiti "linee di fatica", ognuno dei quali rappresenta un periodo di propagazione della cricca, che può interessare anche migliaia di cicli. Aumentano l'ingrandimento si osserveranno le "striature", cioè delle linee che invece rappresentano l'avanzamento della cricca durante un ciclo. In base a questo dato, la loro spaziatura può essere utilizzata per stimare la velocità di avanzamento della cricca, e questa informazione può essere confrontata con quella ricavata dai calcoli teorici.

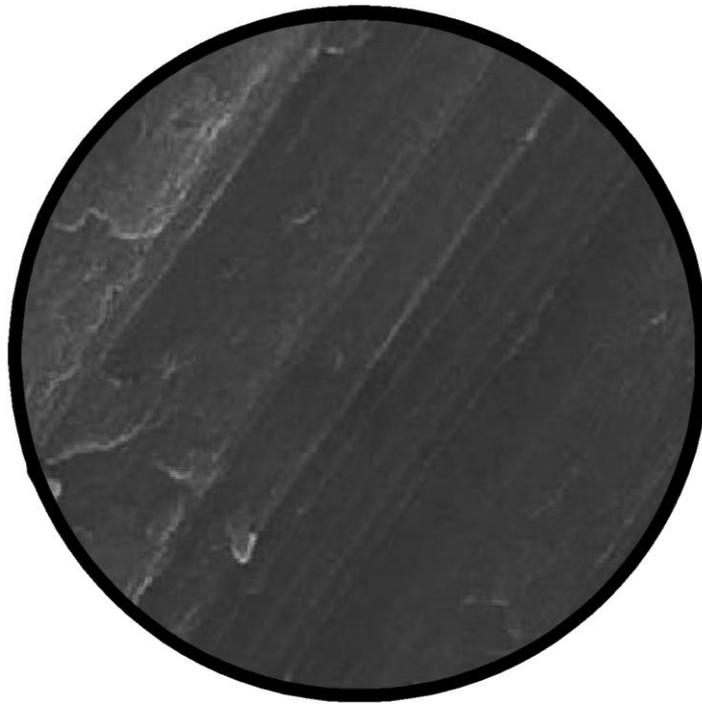


Figura 5.7: tipiche striature di fatica.

Propagazione di cricche di fatica

Comportamento macroscopico di propagazione della cricca di fatica: La maggior parte della ricerca nella propagazione della cricca negli ultimi trenta anni (che risale dall'applicazione della meccanica della frattura lineare elastica, LEFM, alla propagazione della cricca, che ha fornito una base razionale per le misurazioni di crescita) è stata empirica con l'obiettivo di definire il tasso di propagazione della cricca in funzione dell'intensità di tensione. La propagazione per lunghe cricche, sotto carico variabile, con sovraccarichi, in ambienti diversi, e per diversi modi di tensione è stato esplorata in modo molto dettagliato. Studi della crescita della cricca lunga (lunghezza della cricca superiore a qualche millimetro) spesso consentono un confronto diretto tra i comportamenti di grandi strutture e piccoli campioni di laboratorio attraverso il fattore di intensità di tensione elastica, $\Delta K = Y\Delta\sigma\sqrt{\pi c}$, dove c è la lunghezza della cricca, $\Delta\sigma$ l'intervallo di tensione e Y un parametro dipendente della lunghezza della cricca che dipende anche dalla configurazione del campione e dallo stato di tensione, a condizione che i termini ΔK sono gli stessi in entrambi i casi. Questa similitudine può essere applicata soltanto quando la regione plastica alla punta della cricca è piccola in relazione alla lunghezza della cricca e dalle dimensioni della struttura. Generalmente, la piccola entità della plasticità non perturba significativamente il campo di tensione della cricca elastica nel campione di laboratorio, in modo da consentire l'uso diretto di risultati di laboratorio per prevedere il comportamento di grandi strutture ingegneristiche, contenenti grandi difetti, ma in cui l'intensità della tensione è simile perché le tensioni che operano sono più basse.

La propagazione della cricca di fatica non potrebbe comunque essere coperta interamente dall'approccio della lunga cricca. I tassi di crescita della cricca sono stati registrati a volte più veloci di quanto le analisi LEFM potrebbero prevedere, in particolare negli ultimi dieci-quindici anni, quando si è cercato di effettuare misure della cinetica di crescita di piccole cricche. Tali cricche sono tipiche di fatica in campioni lisci e il loro comportamento di crescita determina la vita. Le ragioni della crescita delle cricche più veloce o più lenta rispetto a ciò che il LEFM potrebbe prevedere sono molteplici, ma (trascurati gli effetti chimici) sono generalmente connessi con una

perdita di similitudine, che si verifica quando i livelli di tensione sono troppo elevati e si verifica un generale rendimento o quando le cricche sono così piccole da essere fortemente influenzate da effetti di plasticità a piccola scala, come i PSBs, o da caratteristiche microstrutturali. Di conseguenza è necessario prendere in considerazione il comportamento delle brevi cricche.

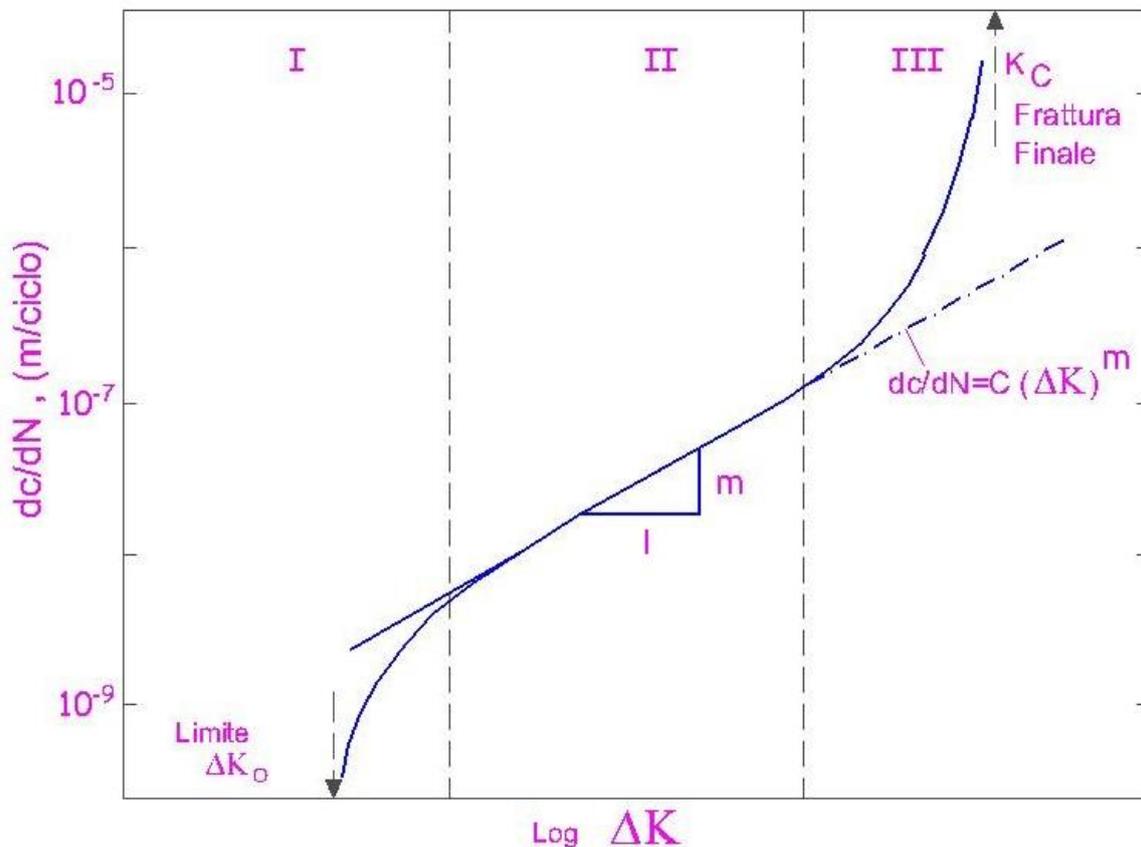


Figura 5.8: schema grafico del tasso di propagazione della cricca di fatica dc/dn , contro l'intervallo di intensità di tensione, ΔK , raffigurante tre regimi di propagazione della cricca, I, II e III.

Un metodo comune di presentare dati cinetici sulla propagazione della cricca nelle cricche lunghe è quello di tracciare il tasso di propagazione della cricca di fatica, dc/dN , contro l'intervallo di intensità di tensione, ΔK , su una base log-log, come illustrato nella figura 5.8. Tale curva è diventata familiare, negli ultimi due decenni, come la curva S-N. Tre regimi di dc/dN sono ampiamente riconosciuti. I) regione di soglia in cui il tasso di propagazione è dell'ordine di una spaziatura atomica per ciclo o inferiore. A intensità di tensione abbastanza basse (la "soglia"), la cricca può essere considerata immobile. II) la regione di mezzo dove l'equazione di Paris $dc/dN = C(\Delta K)^m$, C e m costanti, è considerata valida. III) Una regione di elevato tasso in cui i meccanismi di difetto sono di tipo statico e la massima intensità di tensione si avvicina alla tensione critica per il difetto statico. Questa regione è quella in cui può verificarsi un generale rendimento, e la forza residua di un membro con cricatura è preoccupante.

Nel regime I, in cui l'intensità della tensione è bassa, una cricca potrebbe tipicamente svilupparsi lungo un piano di scivolamento attivo, come una cricca di fase I in un singolo cristallo di rame, e può comportare la formazione PSB davanti alla cricca. In questo caso, il PSB è breve rispetto alla lunghezza della cricca. Poiché le PSBs sono formate sul piano di scivolamento soggetto a maggiore tensione (avendo il più favorevole fattore Schmid), l'orientamento di questa cricca è di solito vicino

a 45° rispetto all'asse della tensione. Per ottenere una cricca di fase I, l'intensità della tensione deve essere bassa e tale propagazione è associata con il regime I descritto sopra. Tuttavia, è degno di nota che molti materiali, compresi gli acciai, non propagano nella Fase I, a 45°, e anche le cricche nel rame, che normalmente si propagano nella fase I in aria, possono essere indotte a propagare perpendicolarmente alla direzione della tensione includendo il campione sotto vuoto. Si noti che la cricca potrebbe smettere la crescita del tutto, se l'intensità di tensione è troppo bassa e, di conseguenza, l'intensità di tensione di soglia, ΔK_0 o ΔK_{th} è definita.

Quando una cricca di fase I sta propagando in un singolo cristallo di rame, il PSB che la ospita può anche andare giusto attraverso il cristallo. In queste condizioni la LEFM non si applica e la plasticità del campione, ai fini di analizzare la crescita, deve essere presa in considerazione dalla meccanica della frattura elasto-plastica (EPFM). Tale cricca può essere considerata una cricca breve, soprattutto perché la gran parte della vita dell' fatica del cristallo, viene ripresa con la cricca che diventa fisicamente sempre più come una cricca breve.

In regime II, le cricche di solito si propagano da un meccanismo di deformazione plastica che lascia striature di fatica caratteristico sulla superficie di frattura, a condizione che il metallo sia duttile e non si introduca un altro meccanismo di tale difetto come la frattura intergranulare o una progressiva rottura fragile. Le striature della superficie di frattura possono, in alcune circostanze, essere represse da prove sotto vuoto, ma ad alte tensioni, un metallo duttile forma striature regolari, anche in buone condizioni di sotto-vuoto.

Si è messo a confronto il comportamento di frattura di fatica ad alta e bassa tensione in uno schema simile a fig. 5.9a. La linea data da ΔK_{th} rappresenta la condizione limite di bassa tensione al di sotto della quale la cricca non dovrebbe crescere se le ipotesi LEFM sono valide. Saranno ovviamente non valide, se la zona plastica della punta di cricca non è più piccola rispetto alle dimensioni della cricca, e questo avviene in misura crescente quando il termine $\Delta\sigma$ aumenta di circa due terzi della tensione di rendimento ciclica, o supera la soglia per la formazione del PSB in un policristallo, in un test tira-e-molla, se questo è il fattore che determina il limite di fatica (non può, il limite di fatica essere più elevato per determinate ragioni). Il lettore è consapevole che i limiti di fatica si trovano generalmente al di sotto della tensione del rendimento monotonic di un materiale commerciale, ma in un puro policristallo di rame, il limite di fatica può essere diverse volte il 0.2% della tensione di dilatazione monotonica del rame ben temprato. Una seconda linea dello schema di Kitagawa-Takahashi è lo stesso limite di fatica, approssimato all'intervallo di tensione di rendimento ciclico. Le linee per il limite di fatica, e l'intensità della tensione di soglia sono quindi uniti da un "arrotondamento d'angolo", per creare una curva che separa le regioni di spazio di lunghezza della cricca della tensione in cui le cricche si propagano e non si propagano. L'angolo è arrotondato, perché la natura aborrisce gli angoli, come qualsiasi professionista dell' fatica concorderebbe.

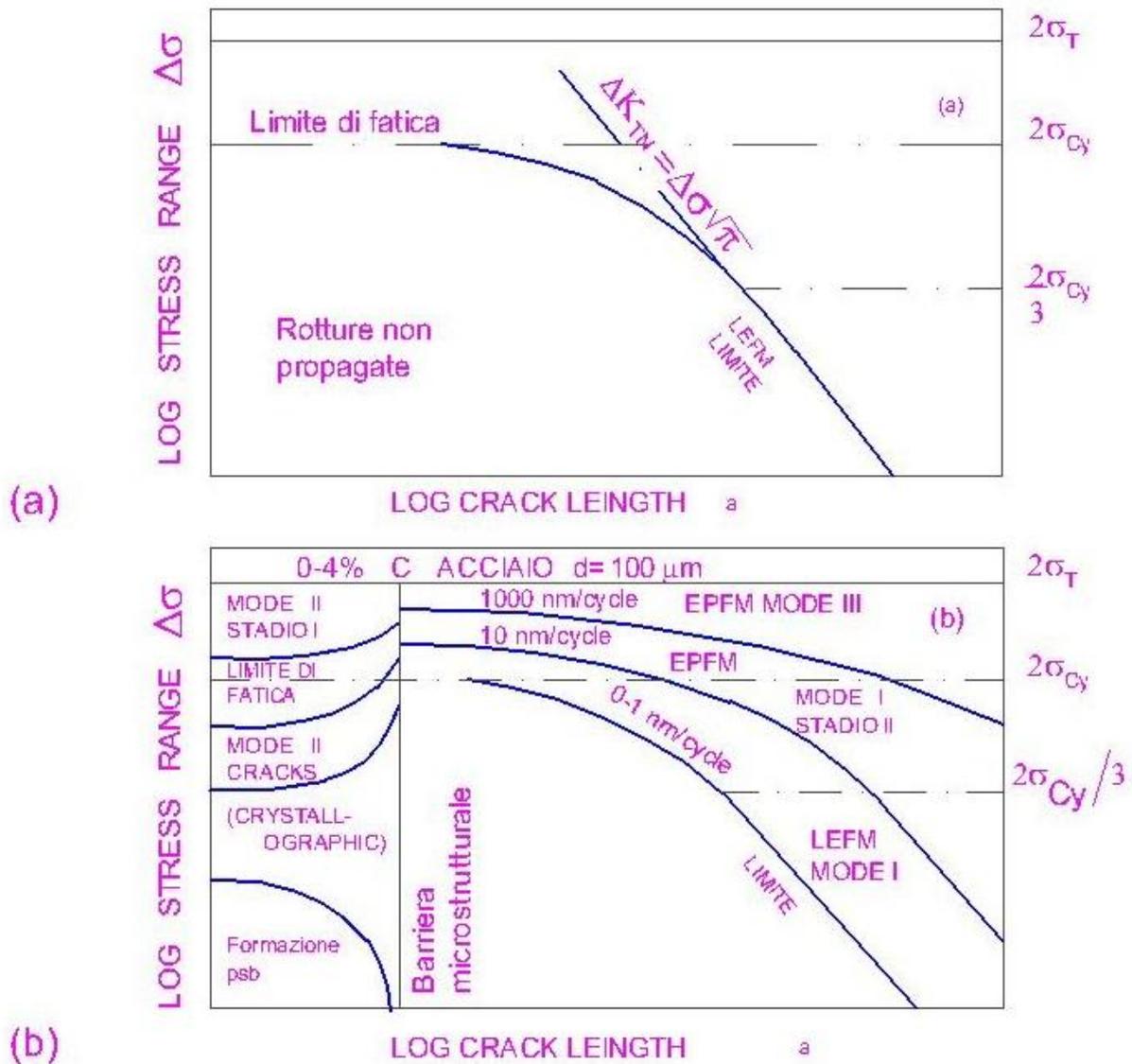


Figura 5.9: mappe di delimitazione di difetto di fatica: (a) il diagramma Kitagawa-TAKAHAS(b) il diagramma di BROWN con contorni di velocità della cricca. Entrambi delineano l'intervallo di tensione rispetto alla lunghezza della cricca.

La figura 5.9a è stata successivamente rianalizzata e riestesa per la forma mostrata in fig. 5.9b, al fine di includere i contorni della velocità della cricca e la modalità della frattura di fatica (Fase I e II). Le modalità da I a III mostrate nel diagramma non corrispondono alle modalità di fatica ma alle modalità di tensione di frattura mostrate in fig. 5.10. In molti casi queste modalità potrebbero operare in combinazione. Ad esempio, una crescita della "miniatura" di cricca di Fase I in un PSB sotto tensione tira-e-molla sarà sottoposta a Modalità I da una tensione monoassiale, a modalità II nella direzione del vettore di Burgers primario nella parte anteriore della cricca e a modalità III ai lati del "chiodo". E' consuetudine, in situazioni complesse, descrivere la modalità secondo quella dominante della tre. Ad esempio, la crescita della cricca di fase I in un PSB sarebbe descritta dalla modalità II.

Brown ha associato nella fig. 5.9b il limite di fatica e le linee ΔK_{th} di figura 5.9a con il tasso di crescita del contorno di cricca di \approx pari a zero.

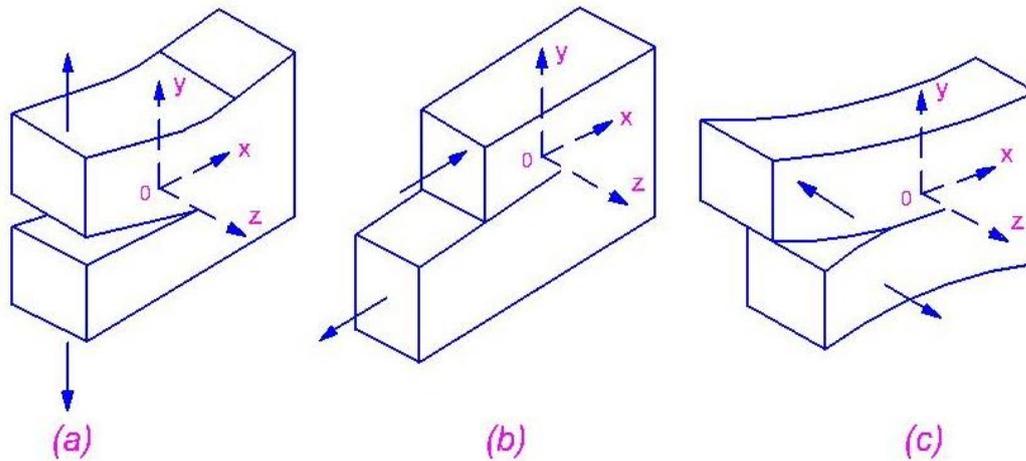


Figura 5.10: tre modalità di base di mettere sotto tensione una cricca: (a) apertura a trazione (modalità I); (b) scorrimento di piano (modalità 2); e (c) taglio non di piano (modalità III).

Sarà notato, sulla sinistra del grafico, che brevi cricche possono aprirsi e crescere a tensioni superiori rispetto ai due terzi della tensione di rendimento ciclica. Tuttavia, se una caratteristica microstrutturale, come un bordo di grano o un circuito di una seconda fase, prevede un grande ostacolo alla crescita, poi la cricca potrebbe smettere di crescere, dando luogo al fenomeno della non-propagazione delle cricche. Anche a tensioni al di sopra del limite di fatica, la crescita di una cricca breve in un singolo grano può essere ritardata da una barriera micro strutturale ma accelererà ancora una volta che l'ostacolo viene superato. D'altro canto, è evidente dalla mappa Brown, come sottolinea Miller, che la crescita delle cricche sotto condizioni di LEFM aumentano solo la velocità, come la lunghezza della cricca aumenta, supponendo di certo che l'intervallo di tensione applicata sia costante. Variazioni nella crescita della cricca possono avvenire per motivi geometrici - per esempio, una cricca che è stata nucleata e cresciuta in una concentrazione di tensione potrebbe crescere fuori di essa e, entrando in una regione in cui si applica il LEFM, non diventare una cricca che non si propaga.

Tipici risultati ottenuti sotto condizioni di LEFM sono mostrati in fig. 5.11, per la regione di soglia. Si noti che la soglia diminuisce man mano che diminuisce la temperatura di rinvenimento, ad esempio, come il rendimento monotonic e le ultime tensioni di trazione aumentano. Spesso succede in frattura, che una proprietà di difetto migliora in quanto migliora la tenacità o diminuisce l'ultimo carico di trazione, e questo è un altro caso in questione. Il comportamento a tassi alti di crescita è inoltre influenzato, ma non così tanto come la tensione di soglia. La panoramica di cui sopra serve a stabilire il contesto di interesse scientifico nella propagazione della cricca nella fase I e II. I fenomeni e i meccanismi di queste modalità di frattura fatica sono descritti come segue:

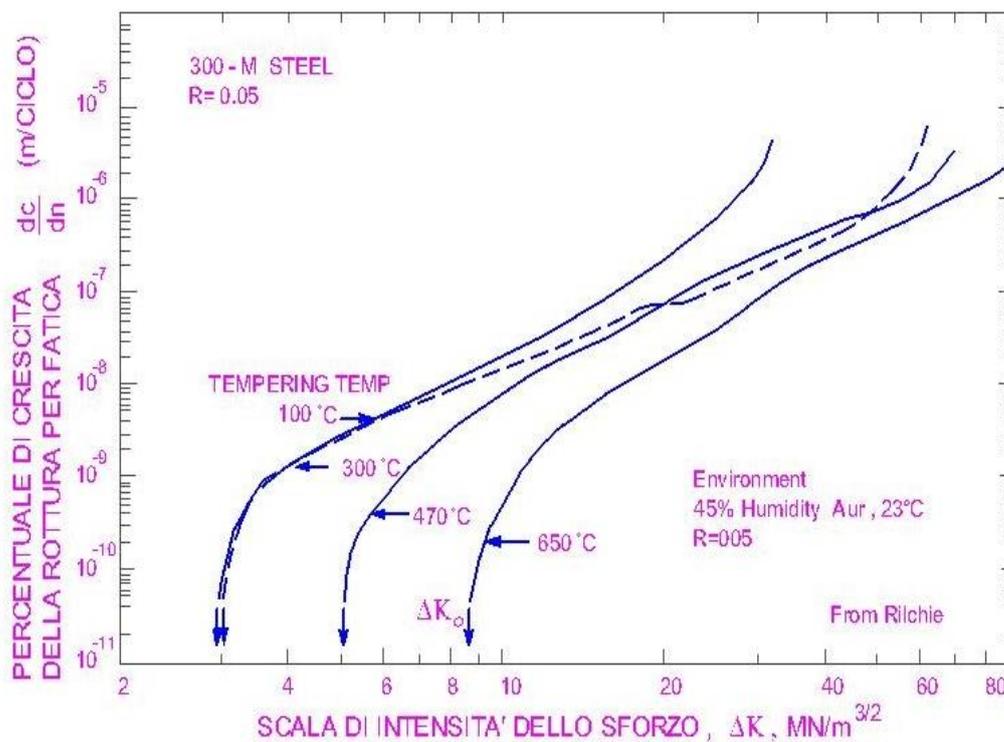


Figura 5.11: crescita della cricca vicino alla soglia nell'acciaio 300-M (un acciaio 4340 Si-modificato) temprato a diverse temperature da 100° a 650° C, che mostra un aumento della tensione di soglia, con diminuzione della forza monotonica.

Crescita della cricca breve - crescita Fase I: L'interesse nella ricerca in materia di crescita della cricca breve è cresciuta enormemente negli ultimi dieci anni e ci sono state molte indagini del comportamento di crescita sia nei metalli commerciali che nei singoli.

Con tecniche delicate di preparazione del campione, studi TEM sono stati condotti su brevi cricche di fase I nei pre-esistenti PSBs nel rame.

Questi studi dimostrano che le cricche possono penetrare a fondo molte volte la spaziatura interparete dei PSBs senza alterare in maniera significativa la loro struttura di dislocazione. Le osservazioni di questo tipo non si limitano ai metalli puri, ma le leghe invecchiate-indurite hanno dimostrato propagarsi in questo modo. Così, una cricca che si propaga nella Fase I condiziona il metallo nel PSB davanti a sé e segue la sua strada.

L'implicazione dei risultati di questo tipo è che i processi di deformazione del PSB, che agisce prima per formare una topografia a incavo-picco contenente l'embrione della cricca, ora può portare alla propagazione della Fase I. Le dislocazioni a vite sono il principale agente per la deformazione di trasporto nei PSBs del rame e sono distribuiti con circa pari probabilità su tutti i piani di scivolamento all'interno del PSB. Un incavo, vale a dire, un embrione di cricca, serve a concentrare lo scivolamento nella tensione lungo un gruppo ristretto di piani di scivolamento alla base dell'incavo.

Cioè, una concentrazione della tensione attrae la dislocazione a vite nei piani sulla punta dell'incavo, le dislocazioni che scivolano in maniera incrociata dai loro piani regolari fino ad incontrare l'incavo. In compressione, l'incavo chiude, la concentrazione della tensione non viene avvertita, e le dislocazioni a vite del PSB tornano alla fine dei loro altri canali più equamente distribuiti sul piano nel PSB. Il ripetersi di tale deformazione causa l'intrusione della cricca, crescita

della fase I; il meccanismo è illustrato schematicamente nella fig. 5.12. Il meccanismo mostrato in fig. 5.12 è stato offerto prima che venisse capito che (e perché) le estrusioni strette si sviluppano dopo che la cricca si è formata, ma questo meccanismo dimostra che la formazione dell'estrusione accompagna il processo di crescita della cricca. Esso rappresenta quindi un meccanismo corrente di formazione dell'estrusione in termini di comportamento della dislocazione. Mughrabi ha offerto suggerimenti utili per spiegare la mancanza di (o ridotta tendenza a) formazione di cricche nella Fase I negli acciai, e forse in altri metalli bcc. Egli cita il lavoro sull' α -ferro, che hanno osservato le strutture cellulari di dislocazione sulle punte di cricche giovani formate in una modalità a 45° , e sottolinea che, in condizioni tipiche di fatica, dove i tassi di deformazione sono abbastanza veloci, i metalli di transizione bcc di solito non si deformano dai PSBs, dal momento si deformano a modalità di deformazione a bassa temperatura. Chiaramente, una capacità di crescita convenzionale di Fase I è legata strettamente alla formazione PSB. Inoltre, il ruolo dell'ambiente, nel limitare la reversibilità dello scivolamento alla punta della cricca con un meccanismo simile a quello mostrato in precedenza avrà importanti effetti sulla cinetica della crescita della cricca.

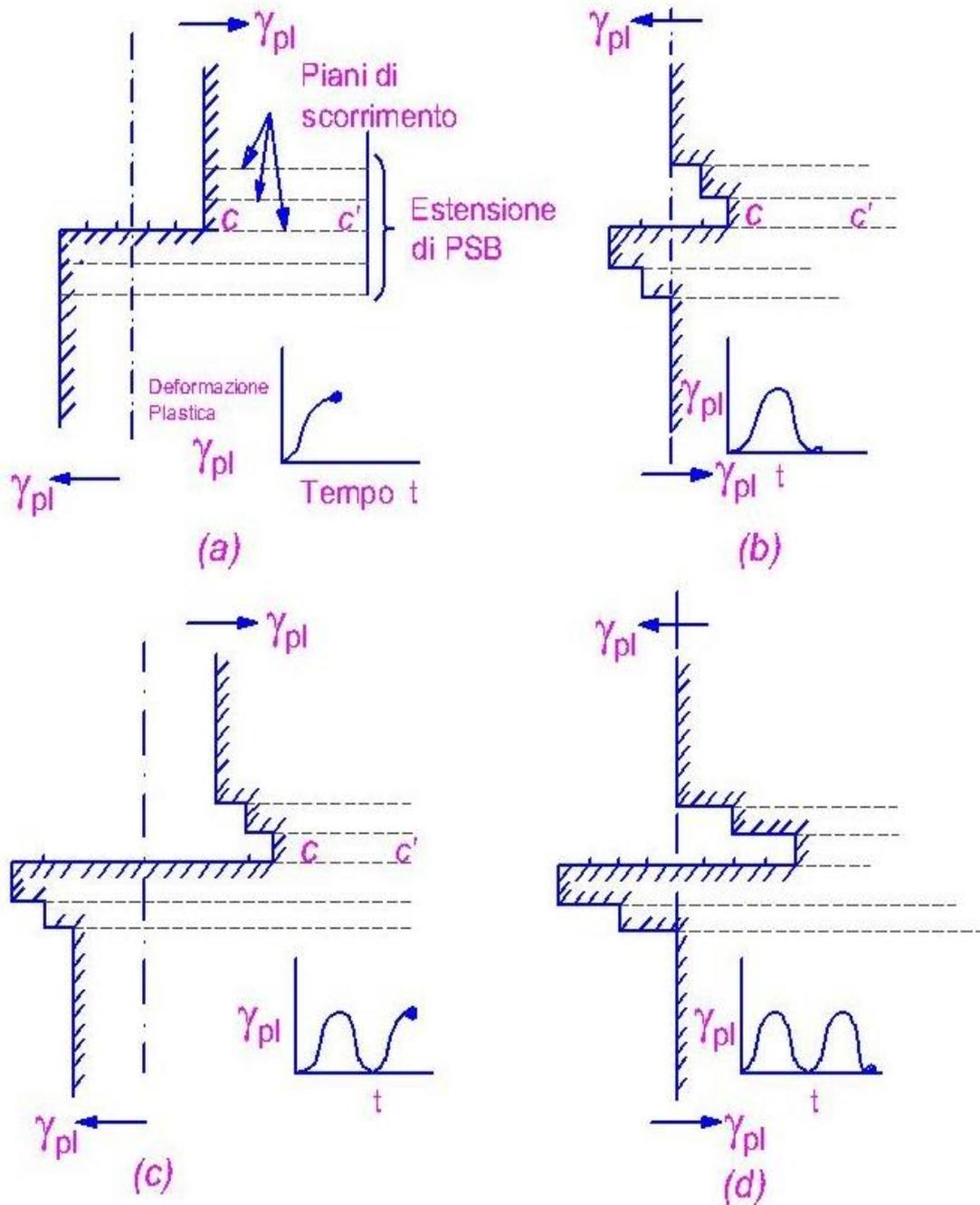


Figura 5.12: rappresentazione schematica della propagazione della Fase I in un PSB per mezzo della deformazione prodotta in una superficie normale al vettore primario di Burgers. Un incavo, ommesso per chiarezza da (a), serve per concentrare la deformazione durante la tensione nel o vicino al piano di scivolamento C-C'. durante la compressione, (b) e (d) è più uniformemente distribuito sui piani di scivolamento atomico, indicato con linee tratteggiate. Il grafico inserito del tempo $\gamma_{pl}v$ indica la sequenza di carico corrispondente al comportamento di scivolamento.

A causa del problema ambientale, pochi ricercatori hanno avuto abbastanza coraggio ad avanzare teorie per la crescita di fase I. Naturalmente, nella misura in cui i meccanismi della Fase I e della Fase II sono comuni, qualsiasi teoria per la crescita della Fase II in cui si sottolineano i meccanismi di plasticità per la crescita dovrebbe spesso applicarsi alla Fase I. C'è un supporto sperimentale per un tale meccanismo: indagando sulla crescita in prossimità della soglia dei singoli cristalli di rame orientati variamente e si è osservato ampie variazioni nella cinetica di crescita. Ha inoltre osservato che le superfici di frattura non sono planari su scala macroscopica e che la direzione di propagazione della cricca cambiava frequentemente. Inoltre l'esame SEM, ha dimostrato che la cricca propagava lungo almeno due piani. Questi effetti, in combinazione con cambiamenti graduali nella cinetica di crescita (spesso osservati come "dispersioni") sono le caratteristiche di un meccanismo di conoscenza. L'interazione di cricche della Fase I con sistemi a scivolamento multiplo è ancora un problema irrisolto nell'affaticamento, anche per i metalli a scivolamento ondulato. Le morfologie di fase I per le superfici di frattura sfaccettate per singoli cristalli della lega Cu-16% su Al sono stati riportati. Anche in questo metallo a scivolamento planare, ci sono interessanti effetti di multi-scivolamento sulla morfologia della superficie di frattura.

I fenomeni di crescita della Fase I nei singoli cristalli di rame sono ora meglio compresi attraverso l'applicazione della tecnica ad angolo appuntito o la sua equivalente, con sezionamento di precisione attraverso cristalli contenenti cricche di Fase I. La tecnica ad angolo appuntito ha l'unico vantaggio di consentire alla popolazione di cricche di Fase I, o uno qualsiasi di esse, di essere studiate durante l'intera durata di fatica, considerando che il sezionamento di precisione sacrifica il cristallo, e il comportamento di crescita può quindi essere trattato solo statisticamente. Il comportamento di crescita va come segue: le cricche si aprono abbastanza presto, e una notevole popolazione di esse è stabilita da 10.000 cicli, ma sono ancora piccole in questa fase. Altri studiosi hanno documentato le distribuzioni delle dimensioni di piccole cricche in singoli cristalli di rame affaticati e hanno trattato gli aspetti statistici della loro crescita competitiva. I risultati tipici di un test ad ampiezza di deformazione costante, per ampiezze comprese dal piano della curva ciclica tensione-deformazione, sono mostrati in fig. 5.13. Entrambe i tassi di lunghezza e crescita della cricca sono mostrati in funzione del numero di cicli di applicati. Ci si può aspettare che la cinetica della crescita di queste cricche vari a seconda della storia del campione - per esempio, dalla rampa di carico all'inizio del modo Neumann.

Tuttavia, per il metodo di prova ad ampiezza costante utilizzato e per i risultati riportati qui, il tasso medio di crescita di gran parte della durata della Fase I non è molto diverso per i cristalli ciclanti a diverse ampiezze (fig. 5.13a). Tale comportamento riflette la deformazione media localizzata dei PSBs. Tuttavia, il massimo tasso di crescita per ogni campione, che rispecchia il livello più alto della deformazione locale (Fig. 5.13b, c), aumenta come la deformazione aumenta. Si noti che i tassi diminuiscono leggermente, come il ciclo avanza. Non è chiaro il motivo per cui tale problema si verifica ma la spiegazione ora più probabile è che la popolazione di PSB non è in realtà costante durante la vita e ciò porta una buona frazione di vita a diventare stabile. In seguito i PSB che arrivano agiscono per privare i vecchi PSB (che contengono le cricche) di alcune delle deformazioni localizzate che essi avevano nelle prime fasi di vita. Questa privazione opera in senso complessivo, non per le interazioni con le prossimità più vicine.

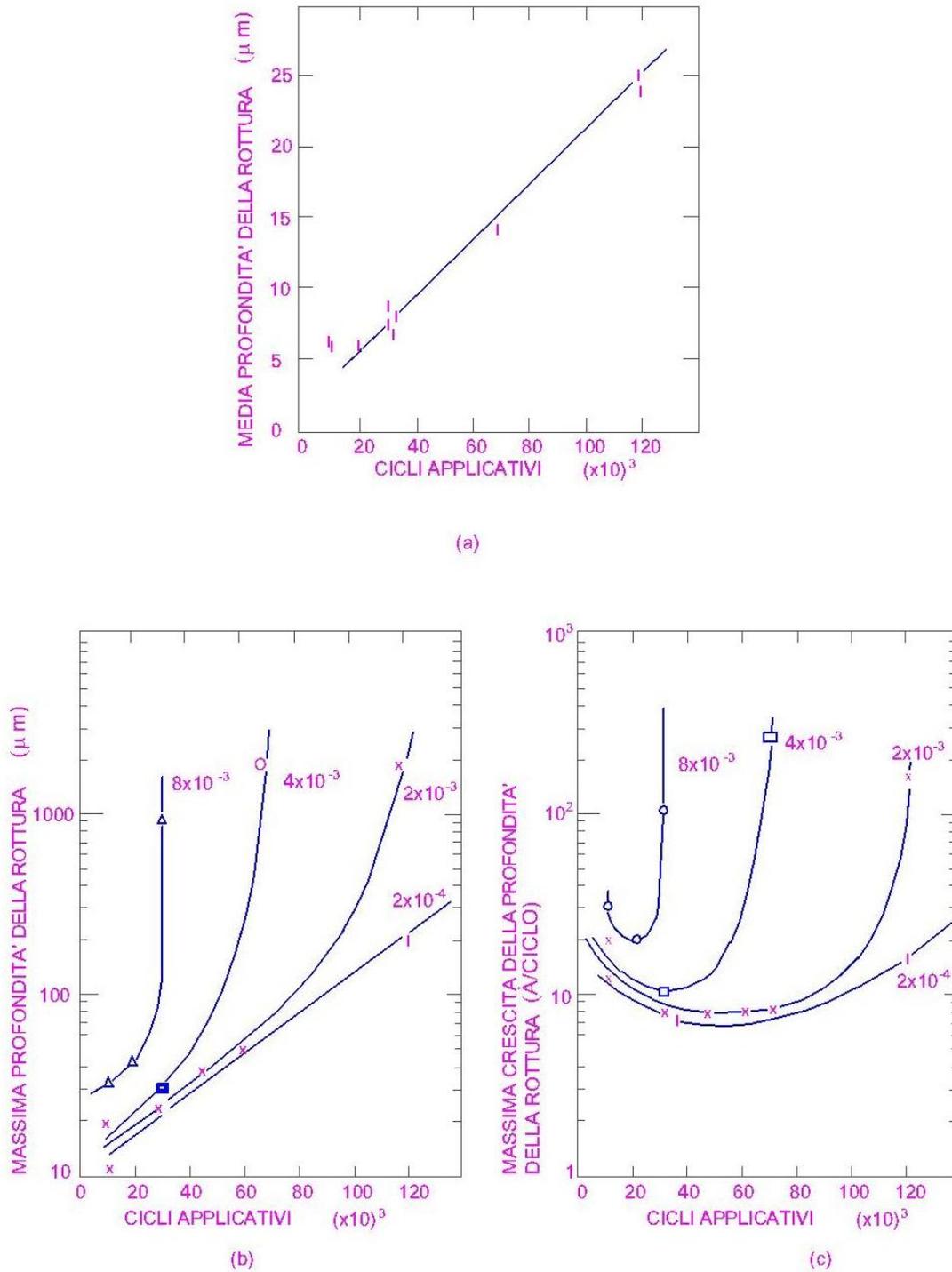


Figura 5.13: comportamento di crescita di cricche di Fase I (nei PSB) nei singoli cristalli di rame ciclato ad ampiezza di deformazione costante all'interno del piano: (a) correlazione tra profondità media della cricca e i cicli per i cristalli mostrati in (b). (b) correlazione tra la profondità della cricca massima e i cicli applicati per cristalli ciclato ad ampiezze di deformazioni di taglio plastiche indicate. (c) correlazione tra i tassi di crescita della cricca massima e i cicli applicati per alcuni campioni come mostrato in (b).

Dopo che la lenta crescita della cricca di fase I si è verificata, con un tasso medio di circa 0,1 nm/ciclo, l'accelerazione della cricca ha luogo, di ampiezza tanto più alta quanto precoce, dando luogo a vite più brevi ad ampiezze più alte. Secondo l'LEFM regolare tale accelerazione sarebbe sorprendente perché, sotto controllo di deformazione, l'intensità di tensione non varia con la lunghezza della cricca. Il motivo dell'accelerazione è collegato con la deformazione localizzata del PSBs e a come interagisce con le cricche che crescono. Viene fuori che non vi è scarso effetto di crescita della cricca sul comportamento della deformazione locale fino a quando le cricche diventano così numerose che le loro ombre di tensione cadono su ogni altra. Vi è una spaziatura critica di circa 10 μm entro la quale l'effetto diventa forte. Poiché la frazione di volume del PSB aumenta con l'ampiezza di tensione applicata, anche la popolazione della cricca aumenta proporzionalmente. Pertanto, maggiore è l'ampiezza della deformazione, prima le cricche cominciano a competere le une con le altre per la deformazione localizzata, e più rapidamente il difetto consegue. Naturalmente le cricche più lunghe sopravvivono a questo processo e rubano a quelle meno vicine, la deformazione che precedentemente esercitavano.

La prova di tale comportamento è mostrata in fig. 5.14 in forma di osservazioni sia ad angolo appuntito(a) sia di comportamento di scivolamento PSB su quella superficie del campione per cui il vettore primario di Burgers è orientato più perpendicolarmente(b). La figura 4.14a mostra una serie di cricche di fase I e le più lunghe hanno rubato la deformazione a quelle più piccole. In questo esperimento, una sezione ad angolo appuntito è stata preparata per l'osservazione e il cristallo è stato poi restituito alla macchina per ulteriori cicli. La riattivazione dei PSBs producevano marcature di scivolamento una volta di nuovo sulla faccia levigata dell'"angolo appuntito". Nota come le marcature di scivolamento collegate con il PSB della cricca minore si sono fermate vicino alla cricca, velocizzando la sua crescita.

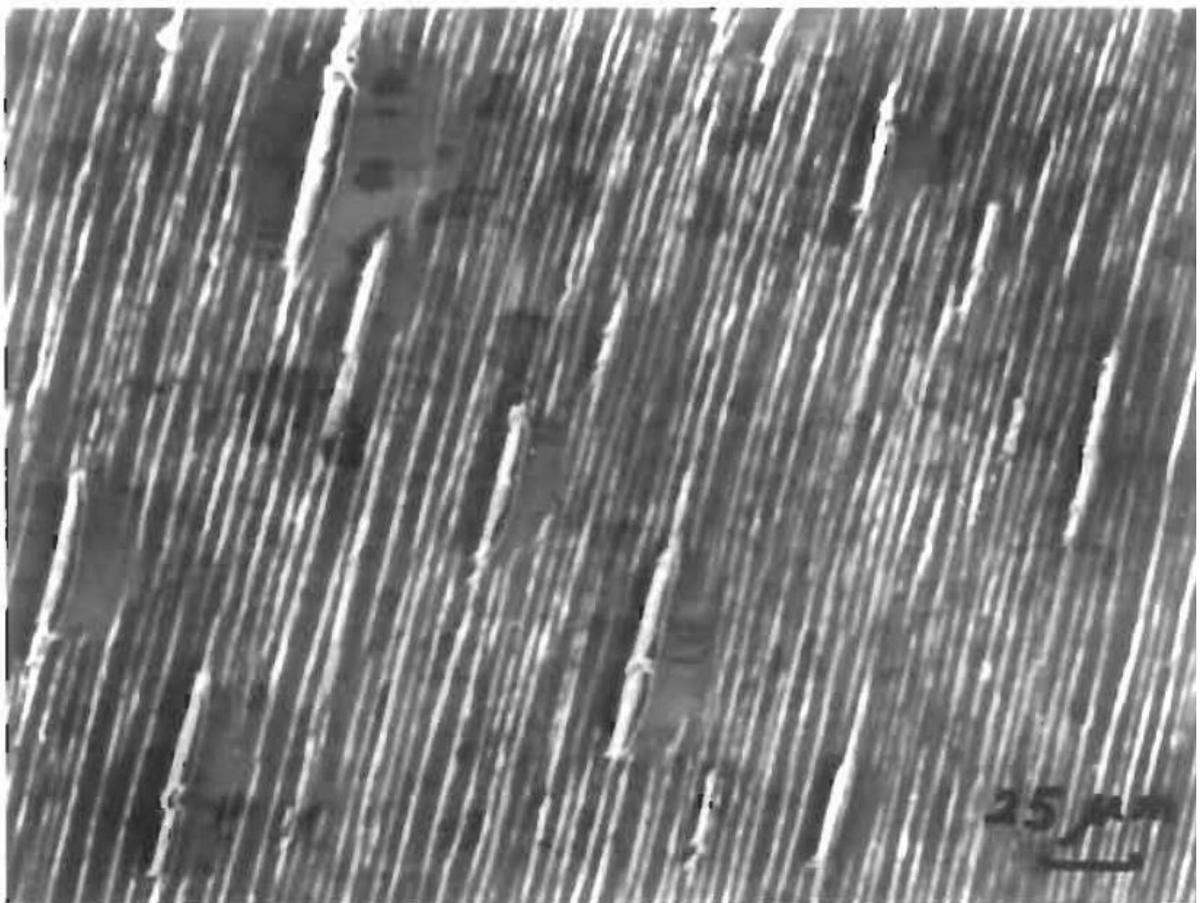
Le cricche sono ormai abbastanza vicine affinché la fase di accelerazione inizi. La figura 5.14b dà una visione diversa della privazione della deformazione localizzata. Qui la faccia superiore è stata levigata (poco), ma senza eliminare le cricche. Riavviando il test, ombre ellittiche libere da marcature di scorrimento sono distribuite intorno alla cricca maggiore dei membri della popolazione, con l'indicazione dell'entità del volume ombreggiata. In media, le cricche più grandi crescono a poche centinaia di μm in profondità prima che il processo di accelerazione riprenda e si sviluppi rapidamente un completo difetto. Come la cricca di fase I si propaga, le condizioni di multi-scivolamento sviluppano nel resto della sezione incrociata, e la cricca ritorna normale all'asse della tensione di trazione.

Naturalmente, se una cricca di fase I si sta propagando sotto LEFM, il che significa che i PSBs alla punta della cricca sono di piccole dimensioni in relazione alla dimensione della cricca quindi le modalità di cinetica saranno diverse da quelle sopra descritte, che si applicano ai singoli cristalli.

Crescita della cricca lunga – Fase II: Quanto profonda una cricca di fase I cresca in un campione liscio dipende dalla tensione applicata. Nell' fatica a bassa tensione, una cricca di fase I può penetrare in profondità di diversi diametri di grano prima che l'aumento dell'intensità della tensione con la lunghezza della cricca promuova lo scivolamento su sistemi piuttosto che su quello primario in qualsiasi grano.



(a)



(b)

Figura 5.14: competizione per deformazione plastica tra le cricche che crescono nella fase I in un singolo cristallo di rame e gli adiacenti PSB: (a) tecnica ad angolo appuntito. La cricca A alla fine

cade all'interno della regione di rilassamento della tensione causata dalla cricca B e smette di crescere. Il PSB immediatamente prossimo alla sua punta diventa inattivo. (b) ombre di tensione che causano l'inattività del PSB attorno cricche più significative di fase I. Cristallo originariamente ciclato a 2×10^{-3} e poi a 8×10^{-3} , poi levigato e alla fine ciclato a 24 MPa per 341 K cicli.

Una struttura cellulare di dislocazione si forma normalmente alla punta della cricca, in tali condizioni, come frequentemente osservato, e la struttura del PSB si indebolisce. Dal momento che lo scivolamento non si limita più ai piani a 45° dall'asse di deformazione, la cricca inizia a propagarsi perpendicolarmente all'asse della tensione, ed è la crescita di fase II, come da definizione. In alto fatica di deformazione l'intensità di tensione è tanto grande, ad un nucleo della cricca, che la cricca si propagerà quasi immediatamente dal processo di fase II. Il passaggio dalla fase I alla II è stato preoccupante per molti anni. Alcuni studiosi hanno esplorato questa transizione nei singoli cristalli di rame, sia teoricamente che sperimentalmente. Hanno preso come criterio per il passaggio la situazione in cui la zona plastica alla punta della cricca nel PSB (la cricca è cresciuta molto a lungo e quindi ora non interferisce con la regolare struttura PSB) solleva la tensione di taglio sul secondo piano maggiormente sotto tensione, non primario, a quello del piano nella curva tensione-deformazione ciclica. Hanno scelto la tensione di piano, perché non avevano informazioni relative all'indurimento latente nell' fatica. L'indurimento latente è stato poi studiato in modo efficientemente dettagliato, per dimostrare che il modello ha bisogno solo di lievi modifiche per l'effettiva tensione di dilatazione sui piani di scivolamento che intersecano quello primario. Quando il criterio di transizione è soddisfatto, una banda di scivolamento si può sviluppare dalla punta della cricca a un grande angolo rispetto al piano di scivolamento primario, e il duplice scivolamento alla punta della cricca cambia il piano della cricca da 45° all'asse della tensione ad uno approssimativamente perpendicolare ad essa.

Come accennato in precedenza, le superfici di frattura della fase II vengono riconosciute con l'osservazione di striature di fatica su esse a condizione che il loro tasso di propagazione sia grande abbastanza perché le striature siano dissolte. Le striature si verificano in due tipi morfologici, striature "duttili", di gran lunga le più comuni, e striature "fragili" che si verificano nei metalli fortemente induriti, o metalli che tendono a meccanismi di rottura fragile. Le striature tipiche della varietà duttile sono mostrate in fig. 5.15. Queste striature sono state prodotte in condizioni di carico variabile e pertanto variano in larghezza. Osservazioni di questo tipo sono state prima utilizzate per dimostrare che ogni striatura è stata associata con un ciclo di carico. La morfologia della striatura può variare notevolmente in qualsiasi materiale e, in alcuni materiali si presenta una morfologia distorta da renderli irriconoscibili.

Le variazioni nella morfologia della striatura e la loro dipendenza dai dettagli dei processi di scivolamento sono state ripetutamente discusse. È stato anche a lungo andare capito che il ciclo sotto vuoto a bassa o media intensità di tensione elimina la comparsa delle striature, mentre abbassa il tasso di propagazione della cricca di un ordine di grandezza o di più. La saldatura alla punta della cricca durante picchi di compressione del ciclo e / o di una mancanza di influenza dell'ambiente sulla localizzazione dello scivolamento alla punta della cricca può fornire la spiegazione di tale comportamento.

La striatura regolare duttile ha un profilo costituito di una regione più o meno piatta (in realtà curvata quando la spaziatura della striatura è di dimensioni ridotte), delimitata da una fossa (fig. 5.15). Sia la morfologia della striatura che la sua connessione uno-a-uno con ogni ciclo di carico sono stati indizi importanti per spiegare il meccanismo della crescita di Fase II. Inoltre, la fossa è formata sul lato della striatura in direzione della propagazione della cricca. Sezionando le cricche nei campioni scaricati da diverse parti del ciclo di deformazione.

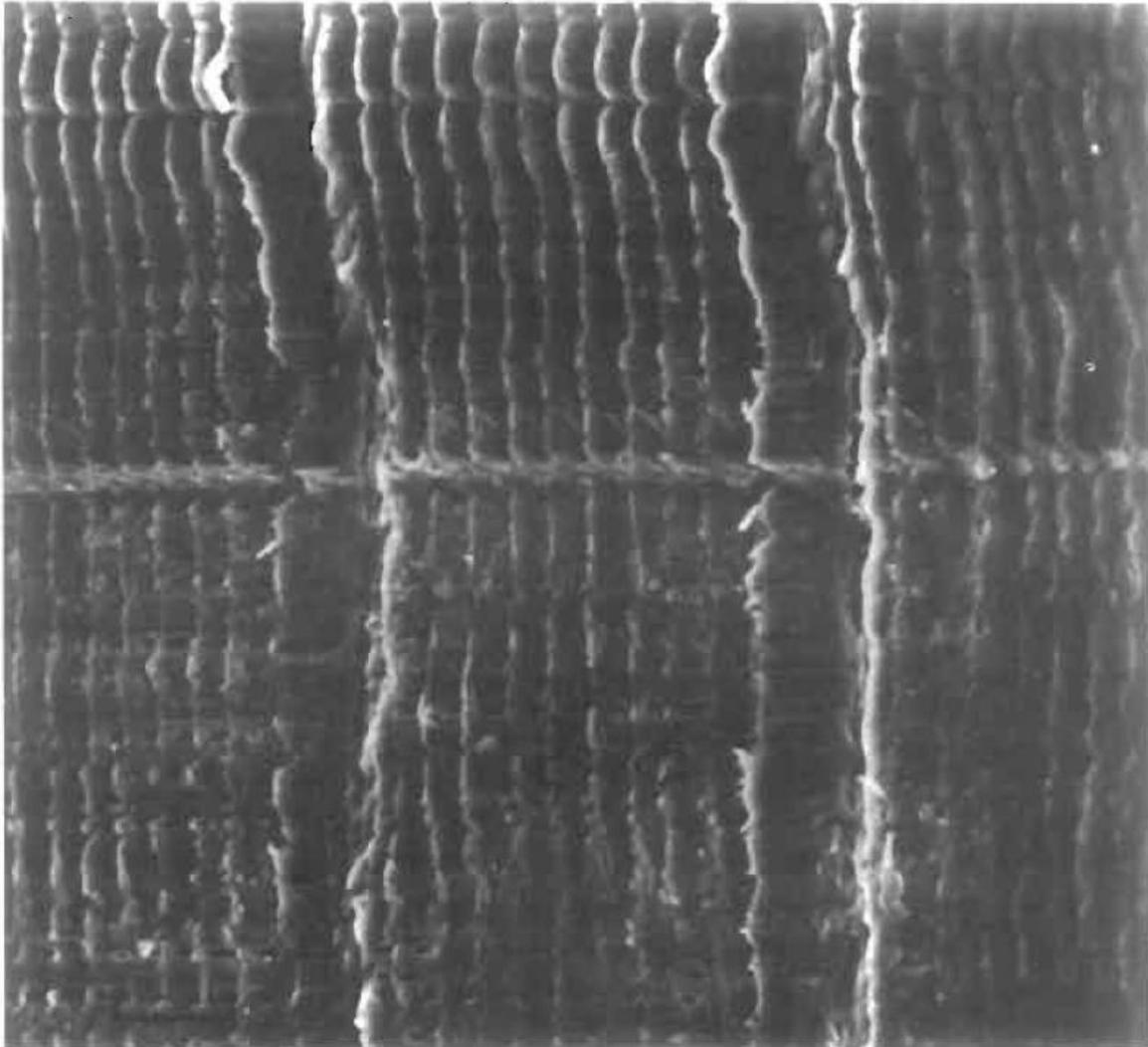


Figura 5.15: tipiche striature duttili di fatica. Si noti che ogni striatura, indicata da una freccia a doppia punta, consiste di una regione piatta e di una fossa. Queste striature vengono prodotte da una sequenza di carico tira-e-molla di 10 cicli a ± 0.0025 e un ciclo a ± 0.005 di deformazione plastica. Direzione di avanzamento della cricca da sinistra a destra.

Questa prova è stata raffinata e ha portato al modello per la crescita della cricca mostrato in fig. 5.16, definito "il processo di smussamento plastico". Sebbene questo modello è stato proposto qualche tempo fa, è una rappresentazione accurata del meccanismo di crescita della cricca di fatica duttile, come segue:

Inizialmente la punta di cricca scaricata è mostrata in fig. 5.16a. Come viene applicato il carico di trazione, lo scivolamento è concentrato nelle bande appuntite al doppio incavo della punta. A seconda della morfologia dettagliata della striatura, la punta della cricca può essere anche un singolo punto. Con deformazione di trazione continua, la cricca avanza di una distanza proporzionale allo scorrimento. Questo modello è stato supportato direttamente in loco da osservazioni in cristalli singoli. Invertendo la direzione di carico, lo scivolamento nelle zone viene invertito, le facce delle cricche si chiudono, e la superficie della nuova cricca appena creata viene piegata da un rigonfiamento di materiale presso la punta della cricca, che produce il doppio incavo (ad esempio, una fossa su ogni faccia di frattura) e unità di avanzamento della cricca sono mostrate in fig. 5.16. A seconda della planarità e della grossolanità di scivolamento, i dettagli di questo

processo possono variare considerevolmente. Ad esempio, è spesso osservato che una fossa su una faccia della frattura corrisponde ad una cresta sulle altre. La somiglianza base tra i meccanismi di crescita della fase I e della fase II sarà rilevata, nel senso che entrambe coinvolgono l'avanzamento della cricca da un processo di "scorrimento". Diversi autori hanno pubblicato rappresentazioni alternative del processo di smussamento plastico. Essi comportano l'essenziale processo di "scorrimento" del meccanismo di smussamento plastico. Le differenze possono essere percepite perché scivolamento alternato su specifici piani di scivolamento che si intersecano è stato proposto. In particolare, gli orientamenti di alta simmetria del cristallo rispetto all'asse della tensione, la cristallografia dettagliata dello scivolamento possono influenzare la morfologia della striatura. Le osservazioni dirette utilizzando il SEM per esaminare il comportamento di deformazione alla punta della cricca sono particolarmente degne di riferimento. Ci sono stati progressi che sono stati utili nel descrivere come la crescita di cricche avanzate a scissione parziale o corrosione incidono sugli aspetti puramente plastici della crescita di fase II. È stato sottolineato all'inizio del lavoro, che il rapporto tra la crescita della cricca per ciclo e l'apertura della punta della cricca plastica dovrebbe essere una costante. Studi successivi hanno verificato questo, e hanno anche dimostrato come questo rapporto dipenda sia dall'angolo tra le due bande di scivolamento provenienti dalla punta della cricca che dalla grossolanità dello scivolamento. Inoltre, variando sia la temperatura che la velocità di apertura della punta della cricca, hanno trovato una transizione dalla rottura duttile a quella fragile, con i relativi cambiamenti segnati nella morfologia della striatura. Questo comportamento ovviamente si applica solo al materiale in cui il difetto fragile è facilmente accessibile (ad esempio, metalli bcc). Le prove sperimentali sembrano essere le più convincenti per la formazione delle striature fragili, piuttosto che di quelle duttili, da parte di un meccanismo di scissione nei metalli soggetti a questi tipo di difetto.

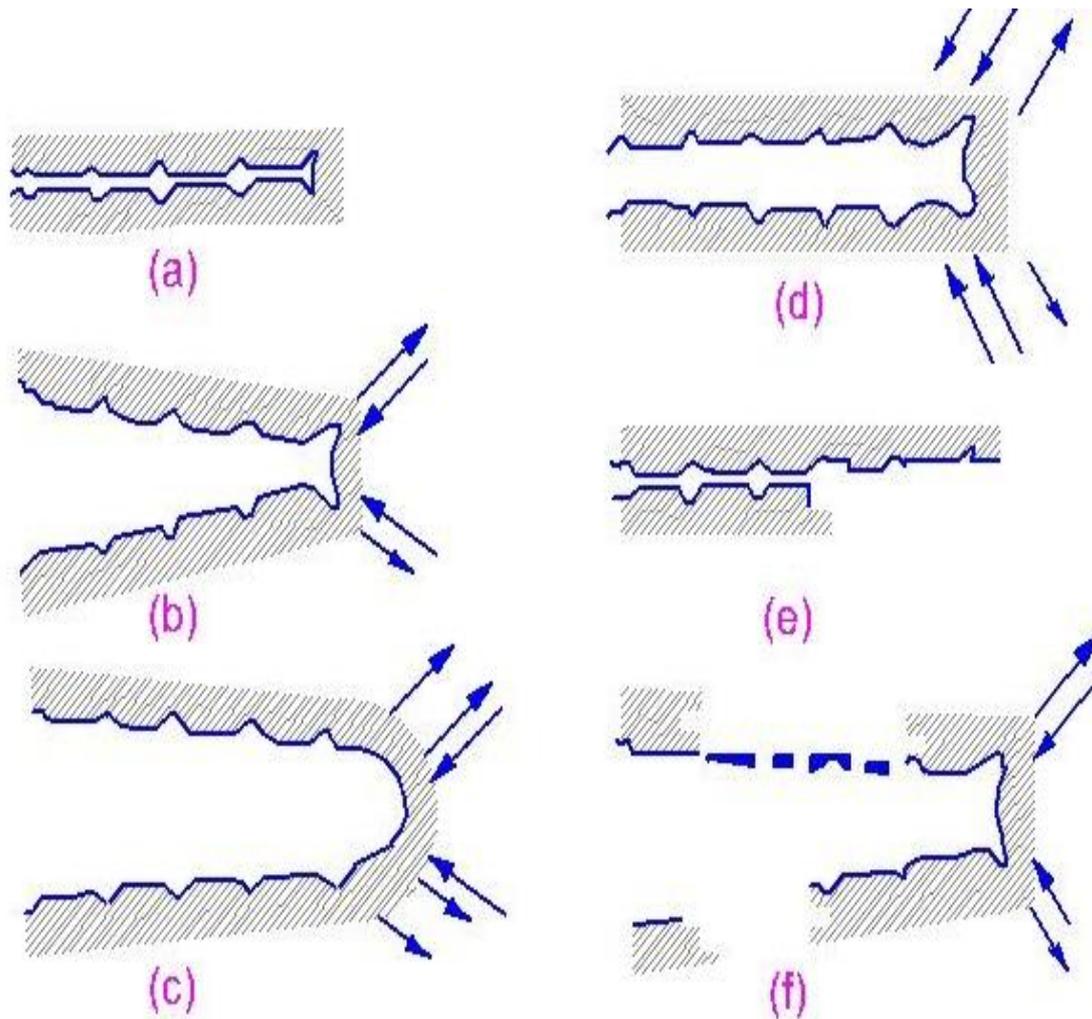


Figura 5.16: rappresentazione schematica del processo di smussamento plastico di propagazione della cricca di fatica nella fase II (a) carico pari a zero, (b) carico di trazione piccolo; (c) carico di trazione massimo del ciclo; (d) la chiusura, (e) carico di compressione massimo il ciclo (f), carico di trazione piccolo nel ciclo successivo. La doppia freccia in (c) e (d), significa che l'ampliamento delle bande di scivolamento alle cricche in queste fasi del processo.

Tipiche striature fragili sono mostrate in fig. 5.17. Gli esperimenti effettuati hanno portato alla seguente figura per l'inizio della scissione ad una cricca atomicamente appuntita: la tensione locale aumenta ad un tasso così elevato che la cricca non può essere smussata da una planata di dislocazione termicamente attiva. Questo porta alla scissione. Se d'altra parte, la tensione locale aumenta ad un tasso abbastanza basso, la cricca si scinde e rimane duttile. Si riporta che il rapporto tra l'avanzamento della cricca per ciclo e l'apertura della punta della cricca è sicuramente più elevato per una rottura quasi fragile (fino a un fattore di 5).

Le cricche quasi-fragili mostrano un piccolo angolo di punta della cricca, però, e questo indica che della plasticità accompagna la crescita della cricca. Resta estremamente difficile sviluppare teorie sulla crescita della cricca per tali complicati meccanismi.

Un obiettivo di una teoria di propagazione della cricca è di descrivere in modo accurato la cinetica di propagazione della cricca e ci sono stati molti studi teorici risultanti da equazioni nella forma

della relazione di Paris. In sostanza, ci sono due classi di problema da gestire: 1) il tasso di propagazione della cricca è proporzionale al quadrato dell'intervallo di intensità della tensione, che corrisponde alla crescita duttile di fase II, e 2) il tasso è proporzionale all'intervallo di intensità di potenza superiore a due, dei quali quattro è un valore popolare, ma valori ancora più alti sono stati osservati quando i meccanismi di difetto statico accompagnano meccanismi di crescita duttile.

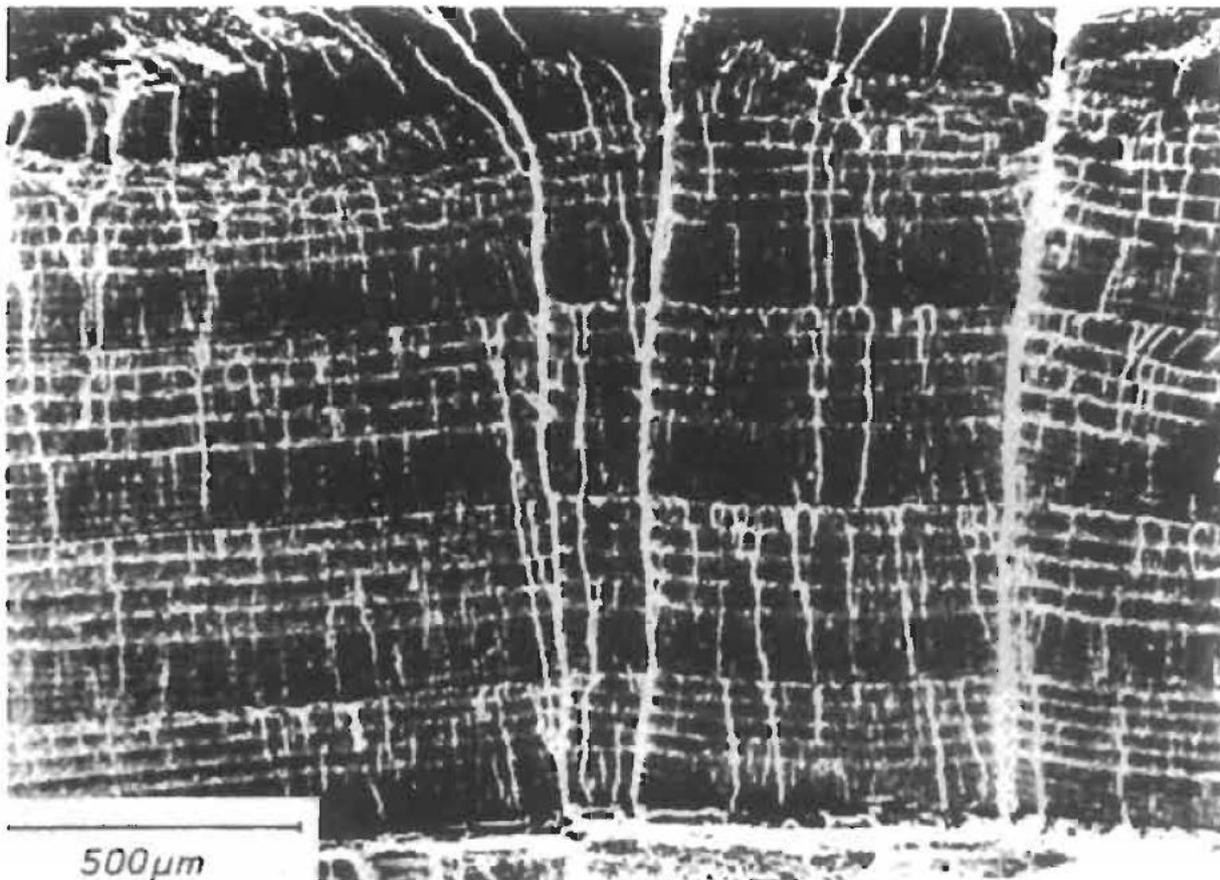


Figura 5.17: striature superficiali di fratture, di tipo fragile, ottenute da una propagazione della cricca quasi-fragile, con un carico programmato ad alta velocità di apertura della punta della cricca. Il programma consiste di cinque cicli a grande ampiezza di deformazione e dopo cinque cicli ad un'ampiezza di un terzo del valore precedente.

La legge quadratica deriva dal presupposto che la crescita della cricca per ciclo è proporzionale allo spostamento di apertura della cricca. Il problema è stato gestito anche da metodi ad elemento finito, e l'approccio continua ad essere applicato fino ad oggi.

Ottenere le relazioni Paris con una potenza superiore a due è un problema estremamente difficile. Molti studiosi assumono un approccio di esaurimento della duttilità per un legamento alla punta della cricca. Anche se un tale approccio può produrre risposte corrette per teorie sufficientemente ingegnose, è improbabile che possa essere molto vicino alla realtà. Altri studiosi si interrogano sul meccanismo, e ricavano relazioni basate sul concetto che il lavoro plastico deve essere fornito per far progredire la cricca .

I progressi ottenuti nella comprensione del comportamento dell' fatica negli ultimi dieci anni sono stato notevoli e nuove opportunità sono disponibili per nuove tecniche, come ad esempio il microscopio a forza atomica e il microscopio a tunnel a scansione per risolvere il difficile problema dell'apertura della cricca. Metodi dinamici non lineari e simulazioni numeriche offrono anche interessanti opportunità.

La propagazione della cricca per valori elevati di ΔK : In generale, la relazione 4.20 deve ritenersi valida solo in un intervallo intermedio di ΔK ; infatti, se si considera un intervallo sufficientemente ampio di ΔK (4 o 5 ordini di grandezza della velocità di avanzamento della cricca), l'andamento di da/dN assume la forma rappresentata nella Figura 5.18.

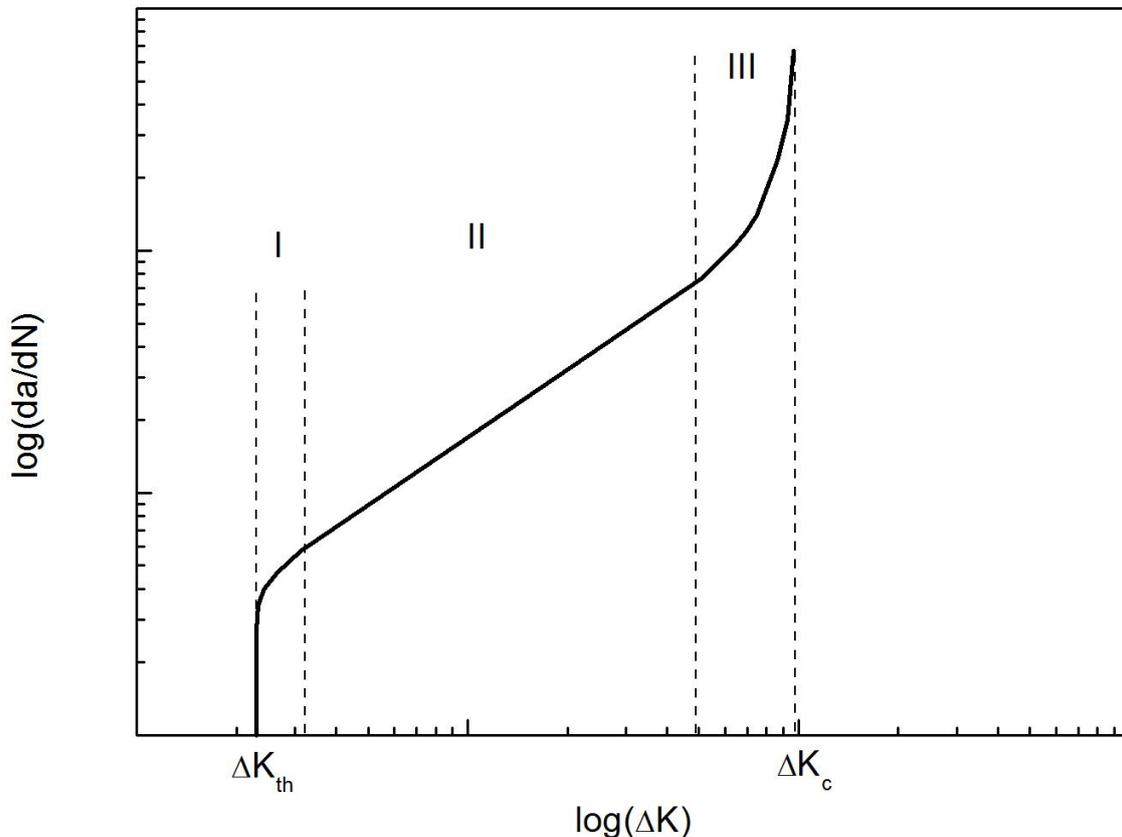


Figura 5.18: tipica curva da/dN - ΔK .

Anche se nel regime di ΔK elevato si deve tener conto dei fattori correttivi dovuti alla plasticizzazione all'apice della cricca, è pur vero che all'aumentare di ΔK il valore di K_{max} si avvicina a quello di K_C , e quindi a quello che porta alla frattura catastrofica. Questo effetto tende inoltre a diventare più rilevante all'aumentare della sollecitazione media, o anche del rapporto fra sollecitazione massima e sollecitazione minima.

Definendo $R=K_{min}/K_{max}$, si può scrivere, ad esempio,

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\Delta K^n}{(1-R)K_C - \Delta K} \quad (5.6)$$

Ne deriva che aumentano R o diminuendo K_C , la velocità di avanzamento della cricca aumenta, per un dato valore di ΔK . La precedente, naturalmente, non è che una delle varie relazioni proposte per tener conto di questi effetti.

La propagazione della cricca per valori bassi di ΔK : All'altra estremità dello spettro di valori di ΔK , si osserva di nuovo una deviazione dalla linearità dell'andamento di $\log(da/dN)$ in funzione di ΔK . In particolare si può definire un valore di soglia ΔK_{th} al di sotto del quale praticamente non si ha propagazione della cricca.

Questo naturalmente rappresenta il valore di assoluta sicurezza, ma spesso non è applicabile in quanto troppo piccolo rispetto alla tenacità espressa come K_C . Ciò comporterebbe l'utilizzo di

materiali virtualmente esenti da difetti, o sollecitazioni di esercizio estremamente basse (comportando, ad esempio nel caso di una struttura di un aereo, pesi del tutto inaccettabili).

La tabella mostra un esempio della variazione di ΔK_{th} per vari materiali; si osserva ancora una volta l'importanza del valore di R. Sia in questo regime, come in quello degli alti ΔK , la dipendenza da R può essere spiegata tenendo conto che durante una parte del ciclo, anche nei casi in cui $R > 0$, la cricca viene a chiudersi parzialmente (si tratta di effetti dovuti alla propagazione della cricca e a spostamenti residui di carattere tensile). Ne deriva che un vero e proprio danneggiamento si verifica soltanto durante quella parte del ciclo che opera con la cricca aperta.

materiale	R	ΔK_{th} [MPa m ^{0.5}]
acciaio da bonifica	0.25	6.1
	0.9	3.3
Ti-6Al-4V	0.15	6.6
	0.33	4.4
acciaio austenitico 18/8	0	6.1
	0.33	5.9
	0.62	4.6
	0.74	4.1
Rame	0	2.5
	0.33	1.8
	0.56	1.5
	0.80	1.3
ottone 60/40	0	3.5
	0.33	3.1
	0.51	2.6
	0.72	2.6
Nichel	0	7.9
	0.33	6.5
	0.57	5.2
	0.71	3.6
2024-T3	0.8	1.7
2218-T8	0.1	3
	0.5	1.7
A356	0.1	6.1
	0.8	2.4

Un aspetto interessante è l'analogia fra il limite di fatica, introdotto nella trattazione tradizionale della fatica, e ΔK_{th} ; si consideri il caso della propagazione di una piccola cricca passante in un pannello di grandi dimensioni, per il quale $\Delta K = \Delta \sigma \pi a$. Quando $\Delta K = \Delta K_{th}$, il valore di $\Delta \sigma_{th}$ varierà con l'inverso di a ; in base a tale considerazione, se a tende a zero, $\Delta \sigma_{th}$ assumerà valori estremamente grandi, molto più grandi del valore sperimentale della resistenza a fatica ricavato da campioni senza intagli. In realtà la sperimentazione ha dimostrato che per valori della lunghezza della cricca a molto piccoli, $\Delta \sigma_{th}$ tende asintoticamente al limite di fatica $\Delta \sigma_f$. Un tale comportamento può essere descritto da una relazione come la

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi(a - a_0)} \tag{5.7}$$

nella quale a_0 è una “lunghezza intrinseca della cricca”; se a tende a zero, sarà:

$$a_0 = \frac{\Delta K_{th}^2}{\pi \Delta \sigma_f^2} \quad (5.8)$$

nella quale ΔK_{th} è ricavato da prove con componenti precriccati ($a \gg a_0$) e $\Delta \sigma_f$ è il limite di fatica ricavato da componenti non criccati.

E' interessante notare che i ricercatori che hanno introdotto a_0 non gli hanno attribuito nessun particolare significato fisico. Altri ricercatori hanno invece correlato a_0 alla dimensione del grano e al particolare meccanismo di chiusura dell'apice della cricca.

Influenza delle variazioni del carico: Tutte le considerazioni fin qui fatte si riferiscono a prove condotte sotto carichi sinusoidali, senza che avvenissero fluttuazioni del carico stesso. Una semplice alterazione di un ciclo sinusoidale consiste nel sovrapporre al ciclo in questione un singolo picco di sovraccarico in trazione

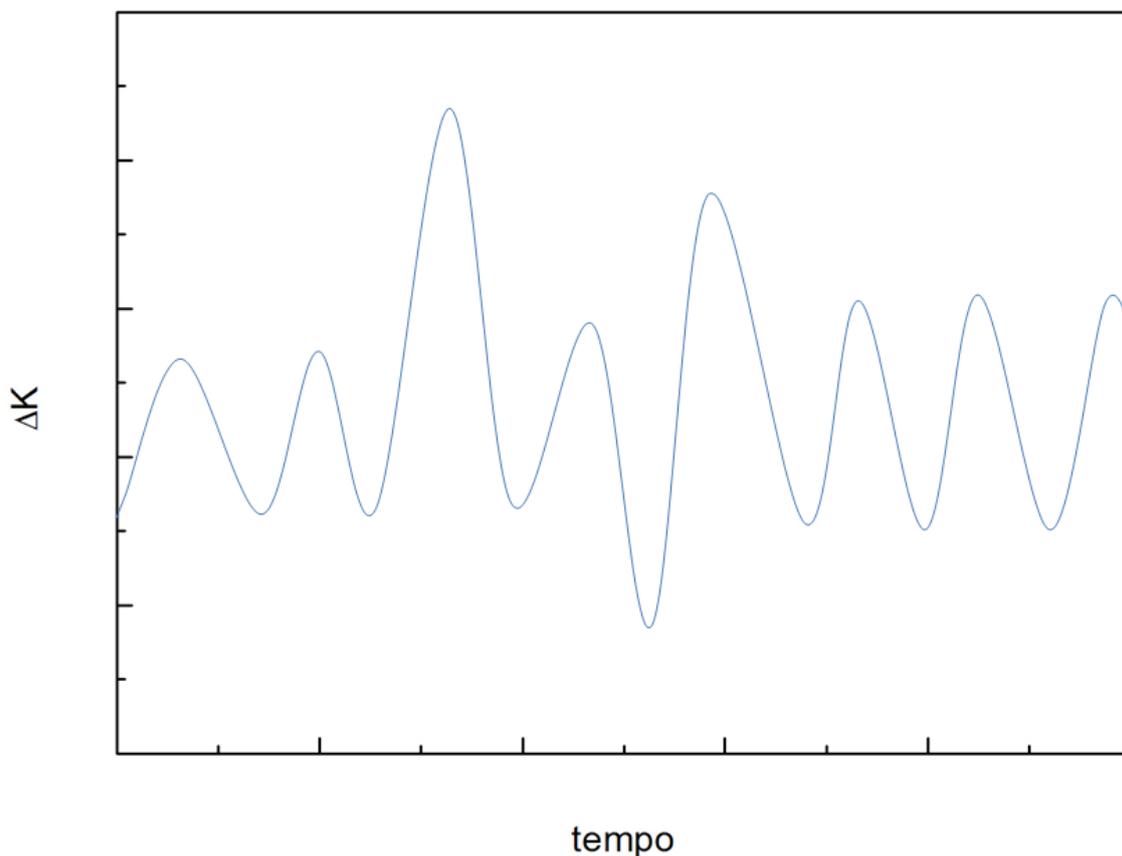


Figura 5.19: variazione di ΔK nel tempo in maniera casuale.

In maniera piuttosto sorprendente, è stato dimostrato che in presenza di picchi di sovraccarico di questo tipo si ha un ritardo della propagazione della cricca che è tanto più rilevante quanto più elevati sono il numero e l'ampiezza dei picchi stessi

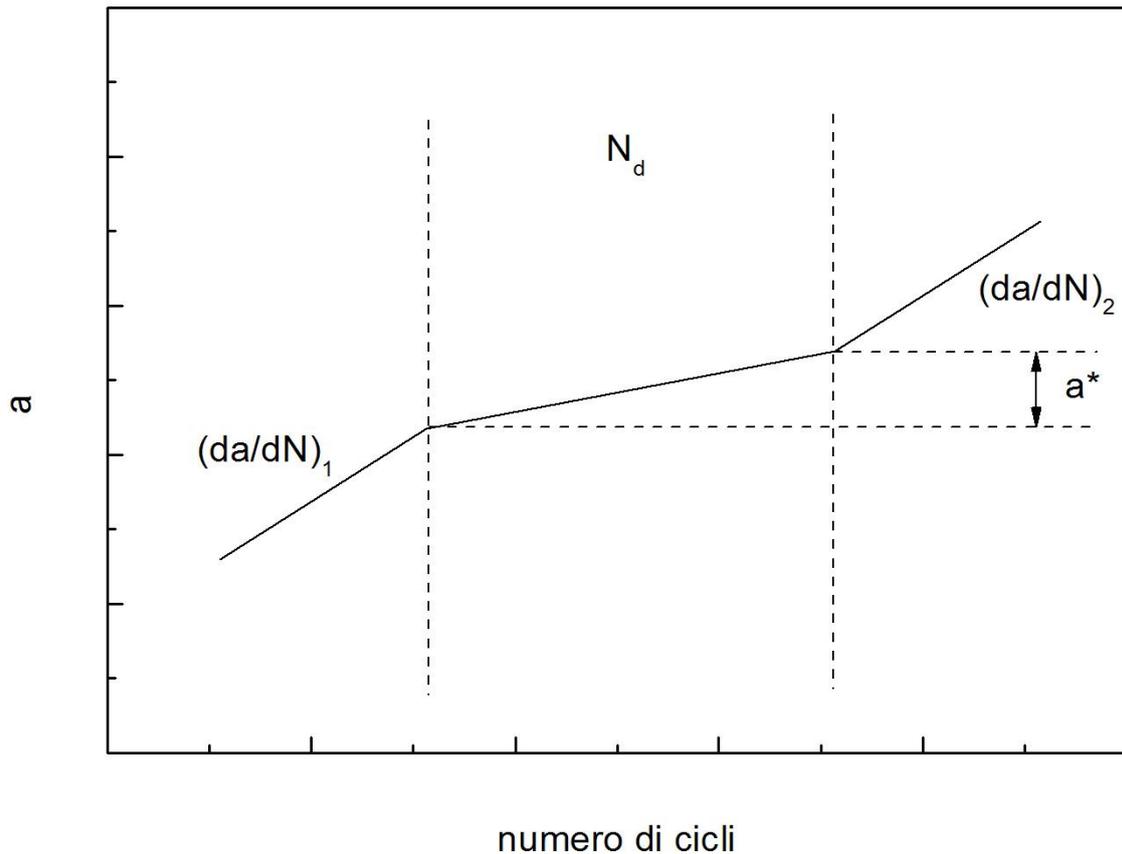


Figura 5.20: effetto del sovraccarico sulla velocità di propagazione.

Per un dato valore di ΔK si ha una velocità di avanzamento della cricca costante, e pari alla pendenza p_1 ; applicando un picco di sovraccarico, la velocità di avanzamento della cricca diminuisce per un numero di cicli N_d (corrispondenti ad un avanzamento pari ad a^* rispetto al punto in cui il sovraccarico è stato applicato), per poi tornare ad aumentare fino al valore iniziale che aveva prima dell'applicazione del sovraccarico.

La distanza a^* in realtà corrisponde all'ampiezza della zona plasticizzata all'atto dell'applicazione del sovraccarico. Una volta che la cricca si sia propagata fino a superare la zona plasticizzata, si torna ad una velocità di avanzamento uguale a quella iniziale.

Fenomenologia di nucleazione e propagazione

La formazione delle cricche di fatica è ancora argomento non del tutto compreso; si ritiene che alcuni grani posti sulla superficie del pezzo possano essere in condizioni più sfavorevoli di altri, a causa della particolare orientazione del loro reticolo cristallino, sicché diventano sede di numerosi movimenti di dislocazioni che portano allo slittamento di interi piani cristallini rispetto ai piani vicini. Questi movimenti provocano delle irregolarità superficiali con formazione di sporgenze e rientranze, nelle quali ultime si origina la cricca per effetto d'intaglio. Comunque, la durata della fase iniziale, detta di *nucleazione* non può essere prevista e da questo nasce la forte dispersione delle durate delle prove a fatica; invece la fase seguente, detta di *propagazione*, è del tutto deterministica. La propagazione della cricca di fatica è una propagazione stabile, detta così per differenziarla dalla propagazione instabile studiata in meccanica della frattura. La crescita della cricca è energeticamente sfavorita e può avvenire solo per la presenza delle forze esterne variabili, dal lavoro delle quali viene prelevata l'energia necessaria. La cricca in assenza di forze è chiusa;

quando le forze sono di trazione si allarga e si arrotonda all'apice senza allungarsi; quando la forza diventa di compressione si richiude allungandosi (Figura 5.21).

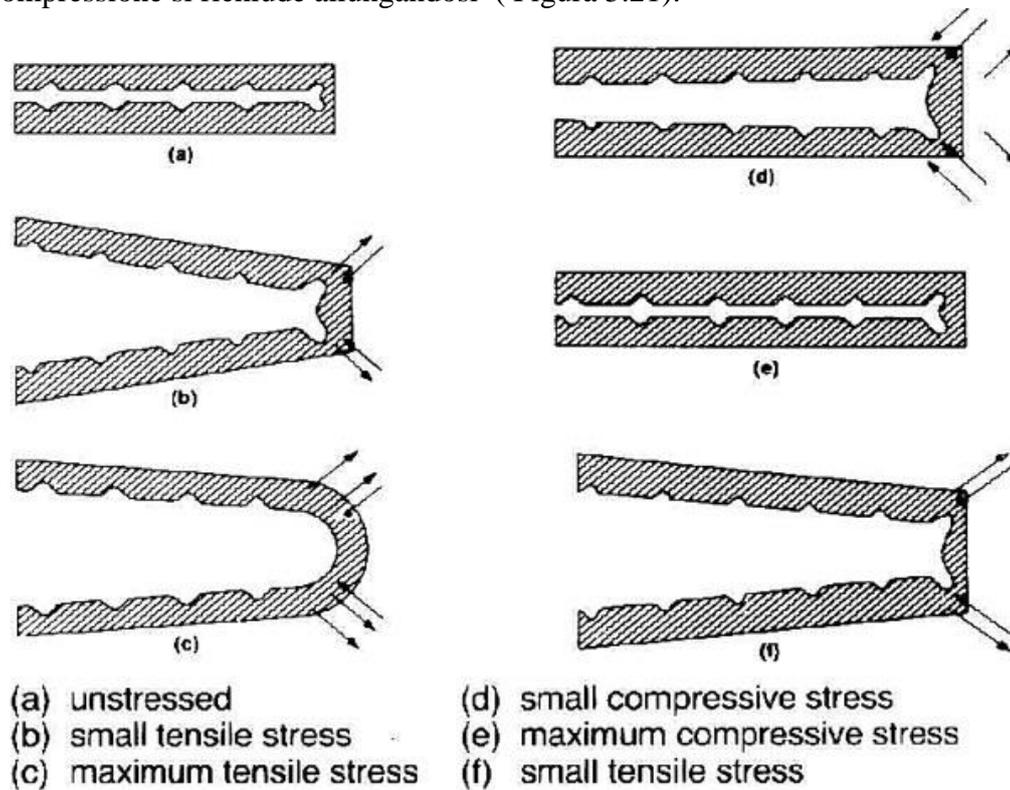


Figura 5.21: apertura e chiusura di una cricca durante i semicicli di sollecitazione.

Quando un componente meccanico o un'intera struttura vengono caricati con forze esterne ciclicamente o casualmente variabili, può avvenire una *rottura a fatica*, sebbene nessuno dei cicli di carico applicati possa apparentemente danneggiare il componente. Nella maggior parte dei casi, l'intensità delle forze esterne che costituiscono la storia di carico è tale che la loro singola applicazione non produce nessun danneggiamento apprezzabile. Infatti, ciò che causa la rottura per fatica è una complessa sequenza di cambiamenti nella struttura del metallo a livello mesoscopico che conducono ad un danneggiamento localizzato.

Il danneggiamento dovuto a fenomeni di fatica si può dividere in tre fasi successive:

1. Incrudimento plastico del materiale, dipendente dallo stato iniziale del materiale e dall'ampiezza degli sforzi e delle deformazioni a cui è sottoposto. Questa fase è caratterizzata dai cambiamenti nella microstruttura del metallo che interessano l'intero volume caricato.

2. Nucleazione della cricca a livello microscopico, ovvero una criccazione del materiale che prende luogo in una piccola parte del volume totale e specificamente nello strato superficiale. Pertanto, risulta particolarmente importante conoscere la concentrazione degli sforzi sulla superficie che provoca l'apertura della cricca.

3. Propagazione della cricca fino alla rottura finale, controllata da un parametro che è la deformazione plastica concentrata nella zona che si trova alle estremità della cricca stessa.

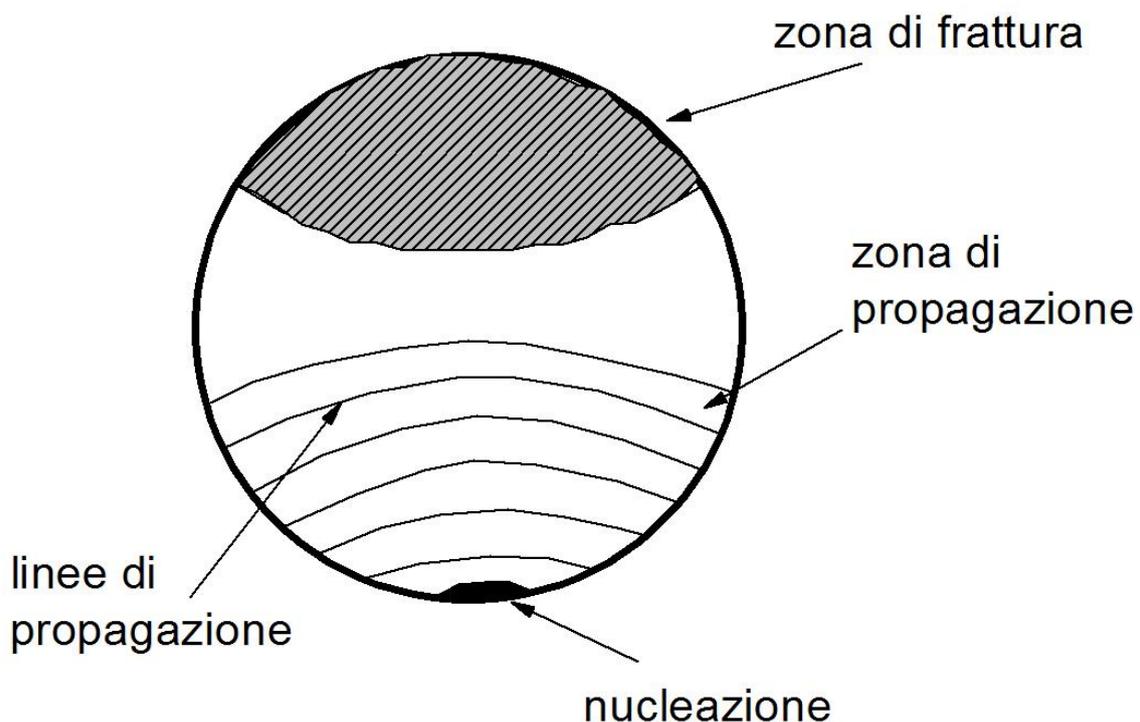
Nella pratica, non è possibile definire con certezza il momento della transizione da una fase alla successiva, in quanto il numero di cicli necessari a completare ciascun passo del processo di danneggiamento dipende fortemente dal materiale, dalla geometria del pezzo, dalla modalità di

carico e dalle condizioni ambientali di servizio. Pertanto, descrivere analiticamente il processo di danneggiamento a fatica è un'operazione molto complessa.

Prende sempre origine in una zona critica della struttura o del componente, corrispondente alla regione dove si ha la massima concentrazione degli sforzi, dovuta ad una discontinuità causata da un cambiamento della sezione, ad una finitura superficiale particolarmente scabra e così via. Esistono quindi numerosi punti di possibile enucleazione della cricca, ma soltanto in uno di essi la cricca evolve verso la condizione critica di propagazione e causa la rottura del provino. L'indeterminazione della zona di rottura delle prove di laboratorio viene superata nelle applicazioni reali dove, a causa della morfologia del componente e della condizione di carico, è generalmente evidente qual è la sorgente di nucleazione che diventa predominante per la rottura. In questa maniera la dispersione dei risultati delle prove di vita a fatica viene sensibilmente ridotta.

Fasi secondo cui si articola un processo di rottura per fatica:

1. *formazione* della cricca,
2. *propagazione* della cricca,
3. *rottura* del pezzo.



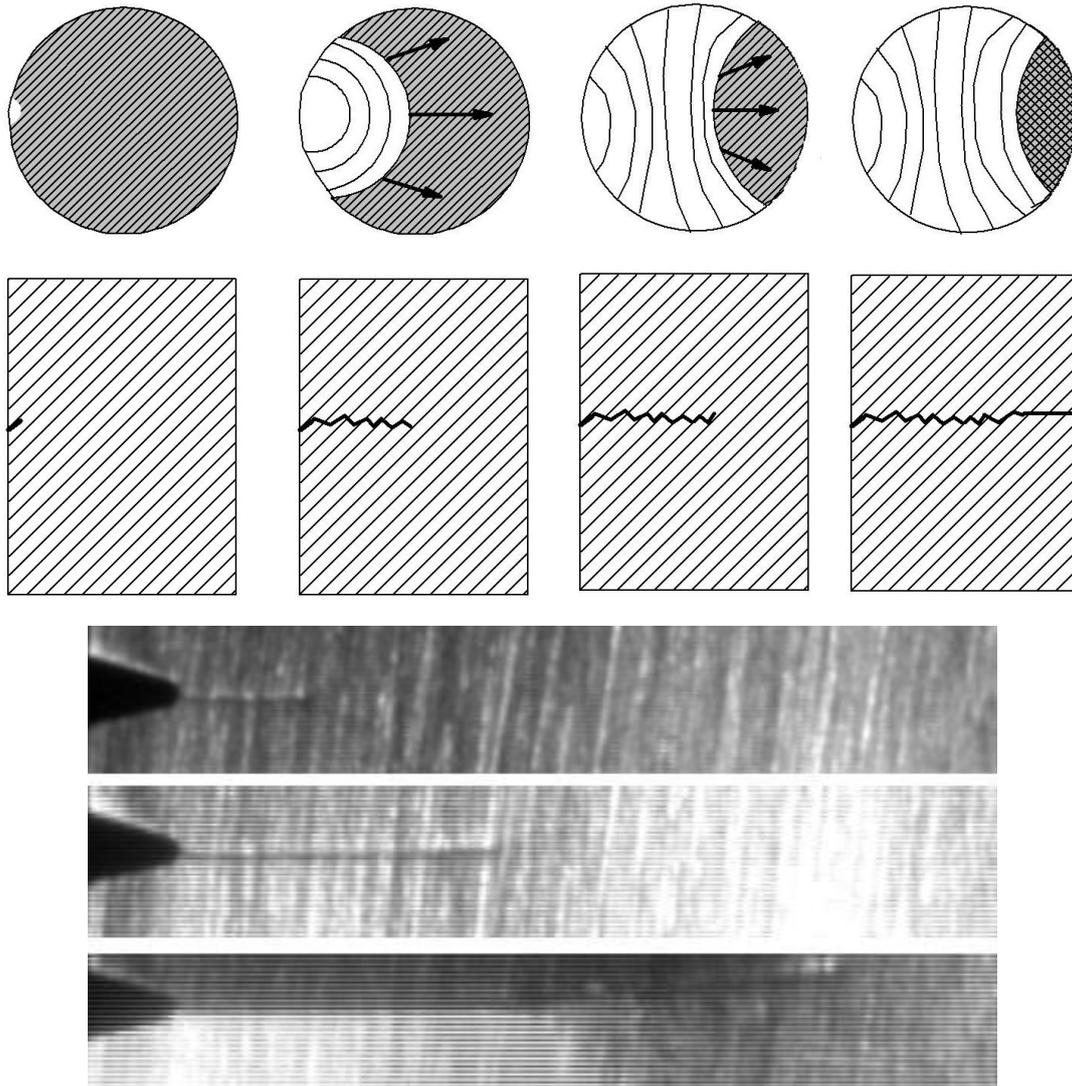


Figura 5.22: sviluppo della cricca durante la propagazione.

- Formazione di una cricca sulla superficie del materiale (La formazione della cricca avviene solitamente sulla superficie del pezzo, dove i cristalli godono di una maggiore libertà di movimento. Inoltre, in questa zona, sono presenti, a causa della geometria, le concentrazioni di sforzo più gravose e le imperfezioni superficiali dovute ai processi tecnologici subiti) .
- la cricca propaga lentamente in una direzione perpendicolare allo sforzo principale applicato
- quando la superficie rimasta è troppo piccola per reggere allo sforzo il pezzo si spacca

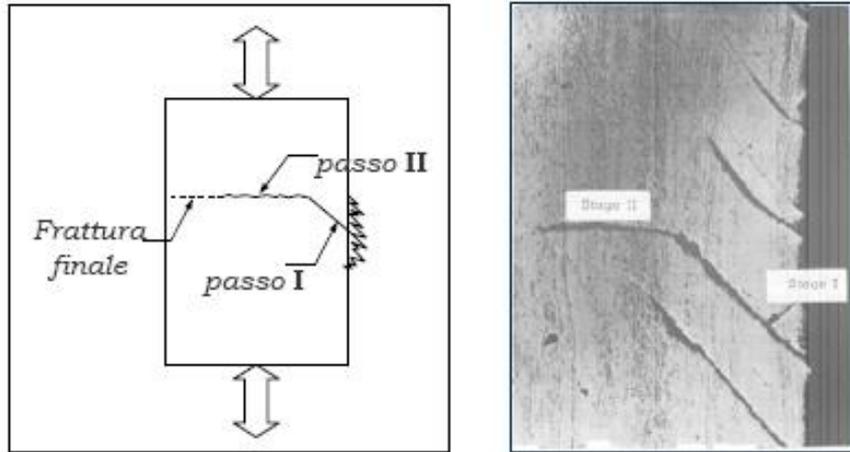


Figura 5.23: formazione di piccole cricche sulla superficie di un componente sollecitato ciclicamente.

Micromeccanismi di nucleazione:

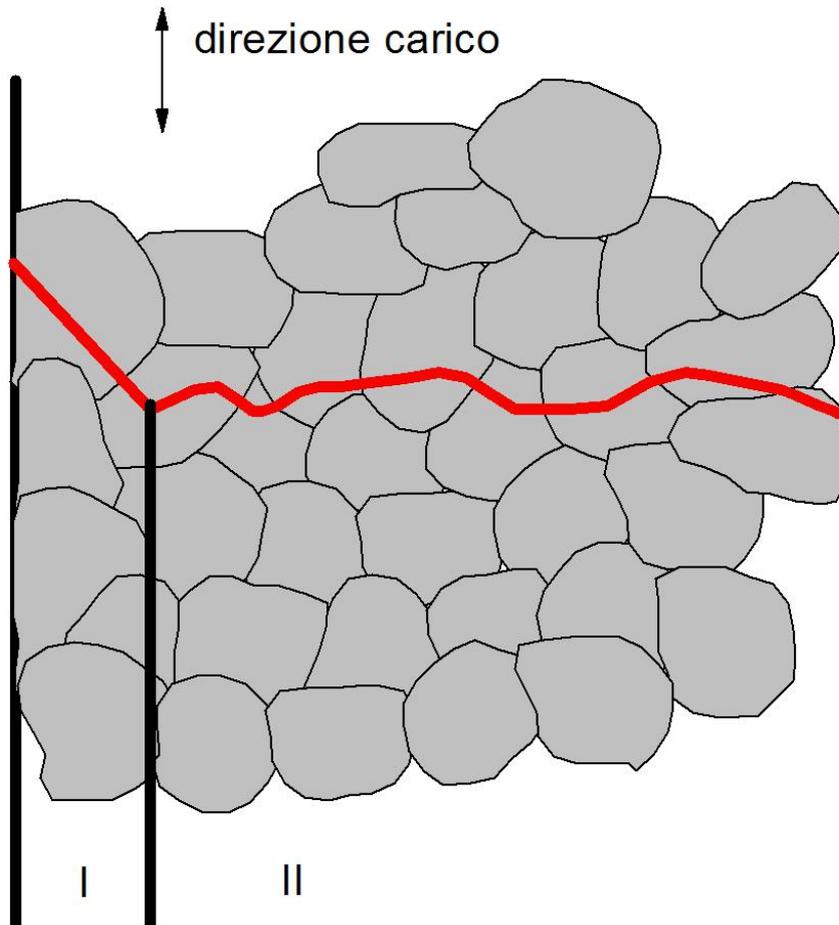


Figura 5.24: propagazione della cricca all'interno dei singoli grani.

Sulla superficie libera si nuclea la cricca, che, ciclo dopo ciclo, propaga all'interno del materiale (fra i grani o a bordo grano) fino a indebolire la sezione al punto che si rompe "staticamente" perché lo sforzo, a causa dell'area ridotta, è diventato pari al carico di rottura.

La cricca di fatica si innesca in corrispondenza di bande di scorrimento ed inizialmente tende a crescere in un piano caratterizzato dal massimo sforzo di taglio. Questa crescita è piuttosto ridotta, solitamente dell'ordine di alcuni grani. Con il proseguire della sollecitazione ciclica, le varie cricche tendono a coalescere ed a crescere secondo un piano di massimo sforzo a trazione.

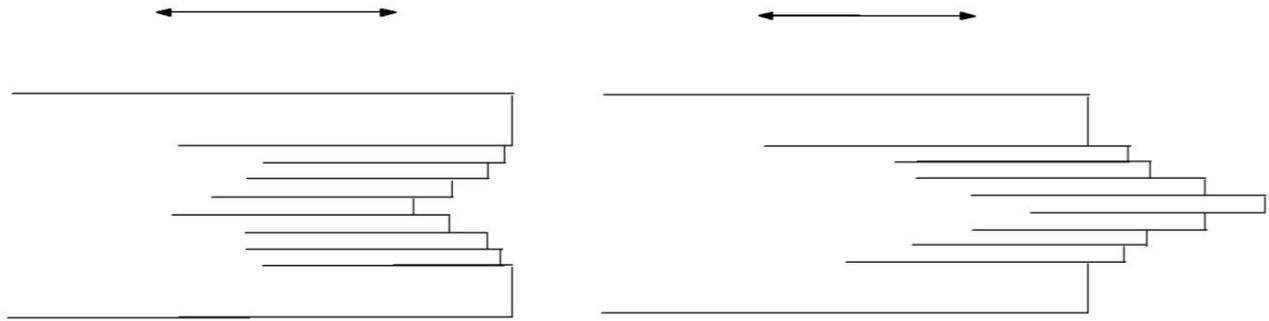
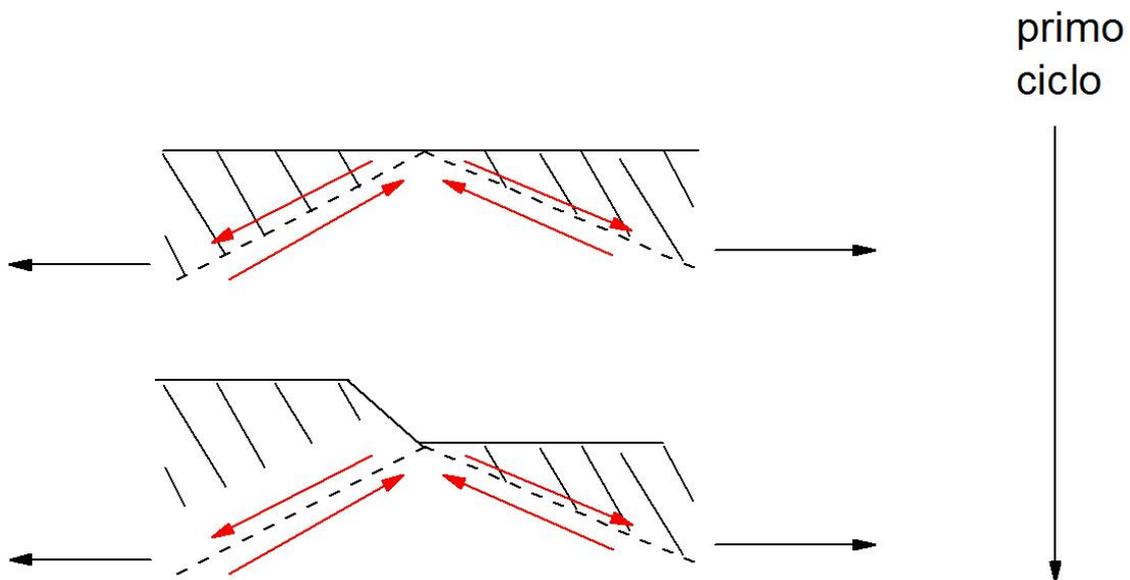


Figura 5.25: intrusione ed estrusione di materiale.

Il meccanismo, schematicamente, è quello dello scorrimento irreversibile di piani cristallini spessi circa $0,1 \mu\text{m}$, che, con cicli di carico successivi, producono in superficie un piccolo intaglio che diventa una cricca di fatica, che poi si propagerà.



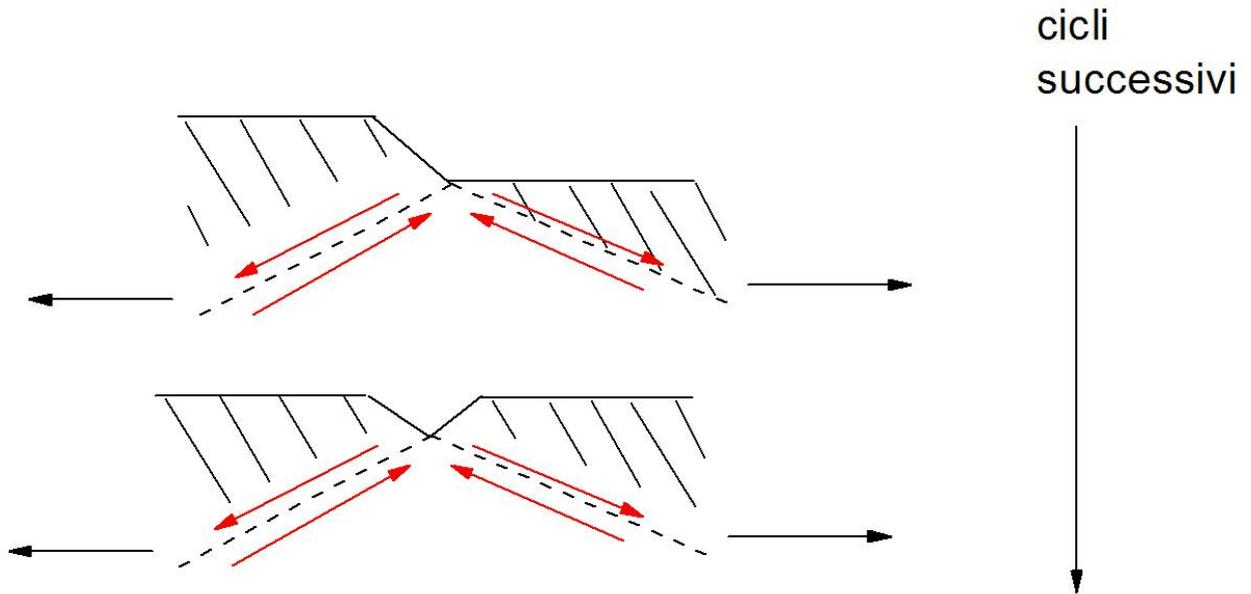


Figura 5.26: scorrimento di diversi piani nei pressi della superficie libera.

La maggior parte delle cricche di fatica procede in modo transcristallino, sebbene si possano anche avere a volte avanzamenti di tipo intercristallino.

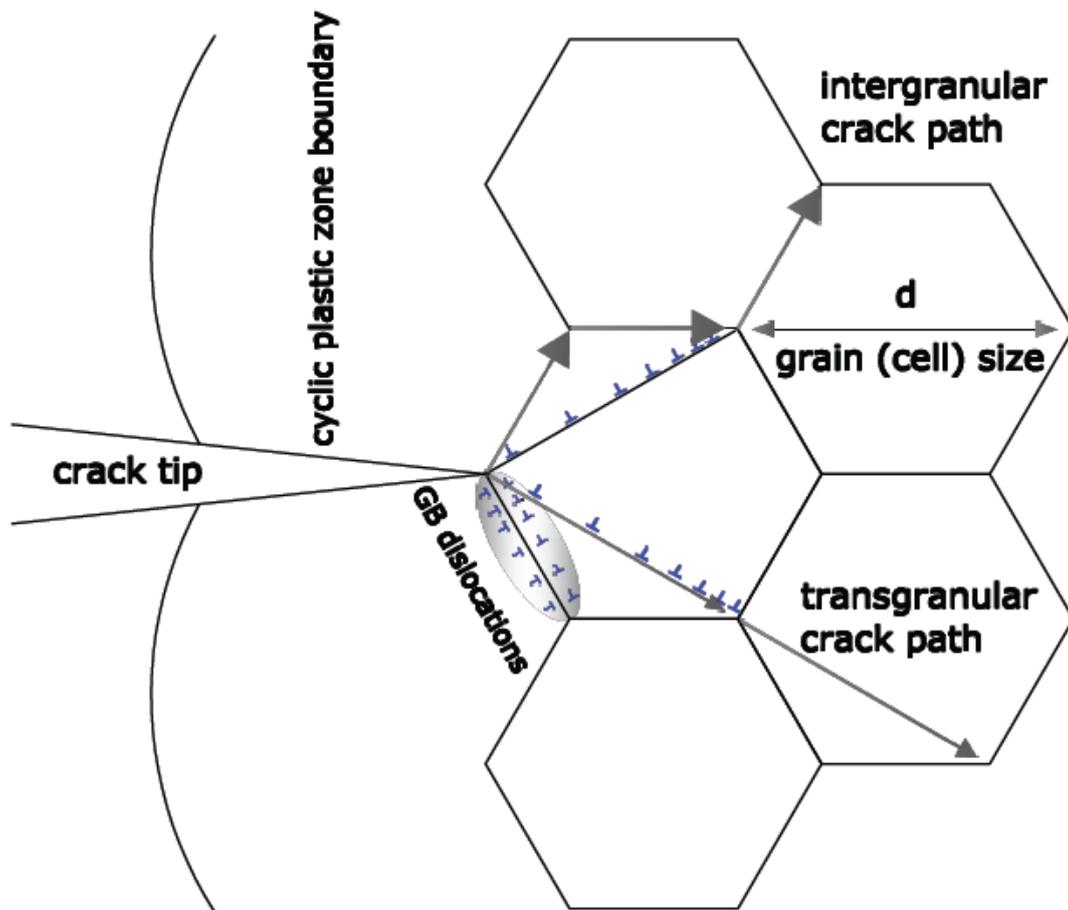


Figura 5.27: propagazione della cricca in maniera trans granulare, le dislocazioni scorrono all'interno dei grani.

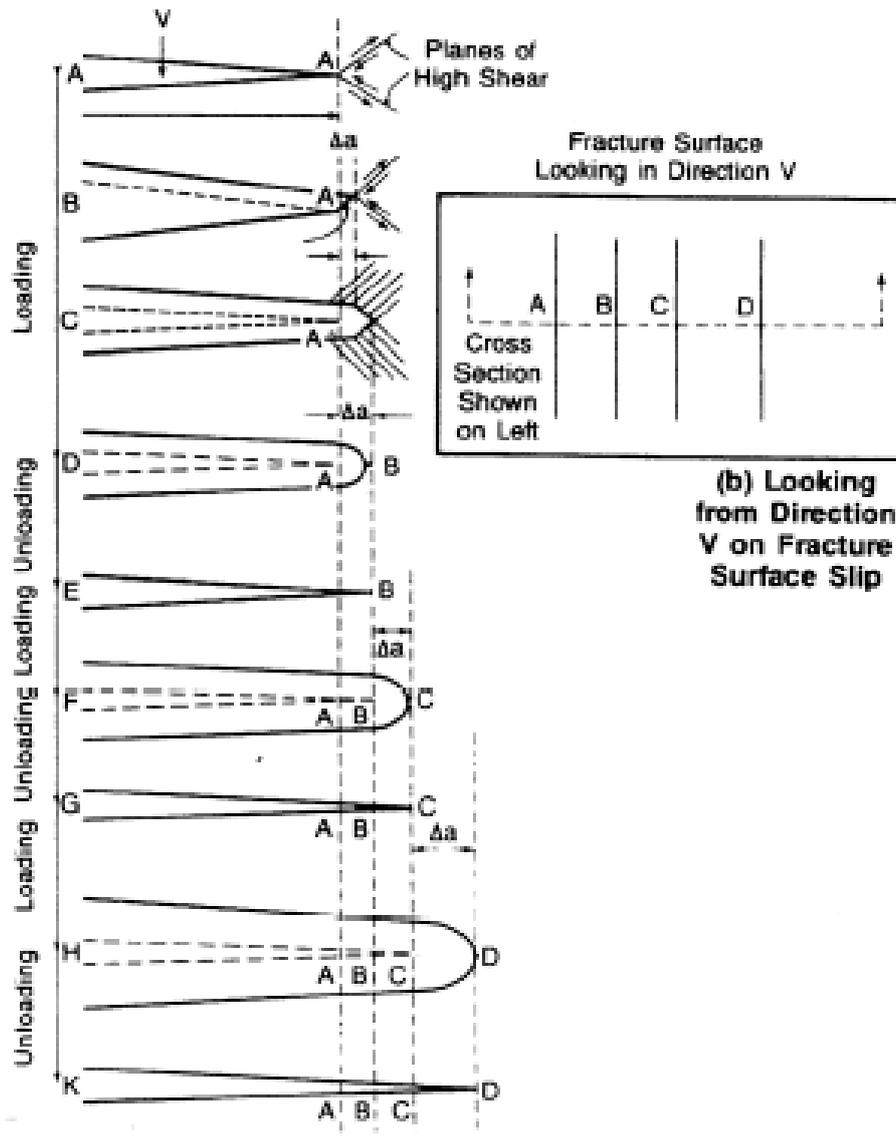


Figura 5.28: variazione della lunghezza della cricca a causa della variazione di ampiezza della zona plastica.

Dopo la nucleazione, per effetto del carico variabile nel tempo la cricca propaga all'interno del materiale, in direzione all'incirca ortogonale al piano dello sforzo principale massimo. La propagazione avviene ciclo dopo ciclo, ed ogni ciclo fa avanzare la cricca di una piccola quantità che può essere rilevata sulla superficie della frattura.

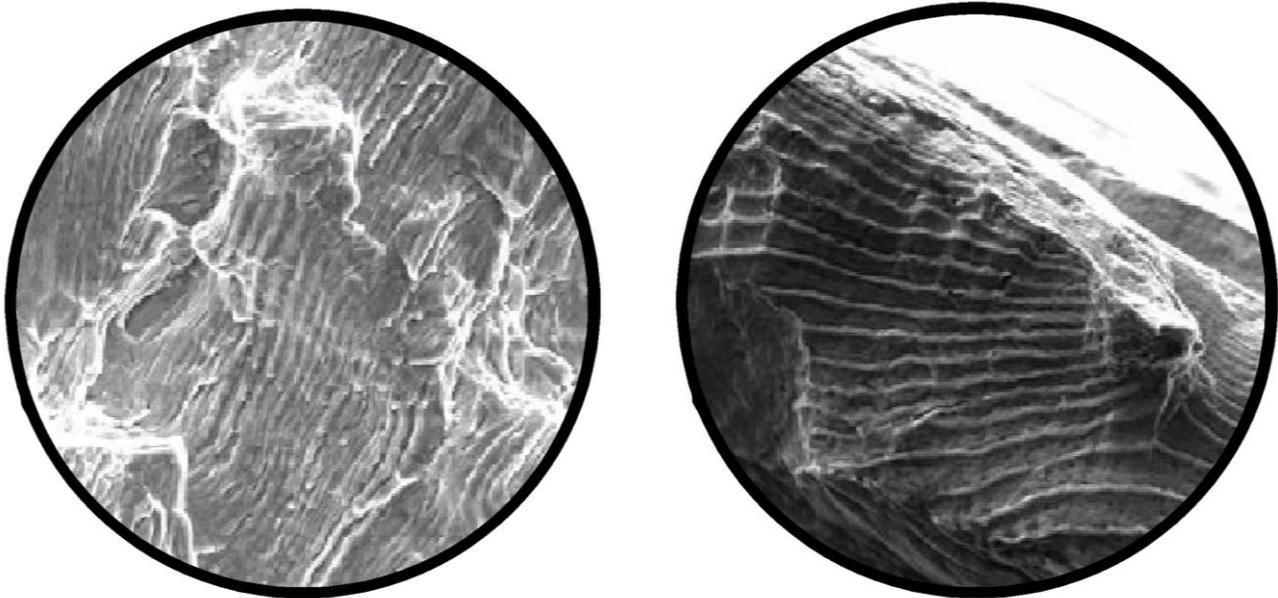


Figura 5.29: tipiche striature di fatica.

Cricche di piccole dimensioni

Il fenomeno della fatica è molto complesso e tipicamente viene diviso in tre fasi fondamentali: nucleazione, propagazione e rottura finale. Di questi la fase più difficile da descrivere è sicuramente quella iniziale, quando le cricche non sono ancora visibili e che, temporalmente, è la più estesa. Per questo motivo lo studio della crescita delle piccole cricche è di fondamentale importanza per la comprensione dei fenomeni legati alla fatica.

La propagazione di cricche di piccole dimensioni ($< 5\text{mm}$) è di fondamentale importanza dal momento che la vita totale a fatica dei materiali metallici è spesso controllata dal comportamento di tali cricche.

Le short cracks sono definite in letteratura in modo diverso a seconda degli aspetti su cui si pone l'attenzione:

1. ***Microstructurally Short-Cracks*** : cricche di dimensioni $2a \leq 2a_m$, dove $2a_m$ rappresenta la lunghezza di transizione oltre la quale non si rilevano ritardi o arresti nella propagazione dovuti all'interazione con la microstruttura del materiale;
2. ***Mechanically Short-Cracks*** : cricche di dimensioni $2a_m < 2a < 2a_{sc}$, dove $2a_{sc}$ rappresenta la lunghezza di cricca oltre la quale il rateo di crescita è uguale a quello relativo alle long-cracks;
3. ***Physically Short-Cracks*** : cricche che, pur essendo fisicamente corte nel senso dimensionale, si comportano come le cricche lunghe.

La caratteristica principale delle short-cracks consiste nel fatto che questo tipo di cricche, a differenza delle long-cracks, non seguono le leggi classiche della meccanica della frattura elastico-lineare, per cui sono necessari dei modelli matematici differenti che posano descriverne i fenomeni di nucleazione e propagazione.

I dati sperimentali sulla propagazione delle short-crack, comparati con le curve relative alla crescita di long-cracks, hanno mostrato comportamenti diversi:

- A parità di variazione di fattore di intensificazione degli sforzi ΔK , si può rilevare che la velocità di crescita delle cricche corte è maggiore di quella delle cricche lunghe.
- E' stata osservata la propagazione delle cricche a valori ben al di sotto del valore di soglia del ΔK , il ΔK_{th} , zona dove non si ha propagazione delle long-cracks.

Nucleazione delle short-crack: La nucleazione della cricca a livello microscopico, ovvero la criccazione del materiale, ha luogo in una zona estremamente ridotta del volume totale, qualificabile in non più di due-cinque grani, e in particolar modo nello strato superficiale. E' un fenomeno tipicamente superficiale per due motivi:

- I grani superficiali non hanno grani circostanti che possano interagire con loro e quindi impedire il movimento di affioramento di piani cristallini;
- I grani superficiali sono in contatto con l'ambiente di lavoro e quindi c'è la possibilità che ossigeno, umidità ed altri fattori cooperino con i difetti superficiali che si sono venuti a creare per la enucleazione di una cricca.

Un'eccezione fondamentale riguarda le leghe di alluminio e gli acciai ad alta resistenza, nei quali la enucleazione di una cricca per fatica può innescarsi anche dalle inclusioni intermetalliche presenti sulla superficie del grano.

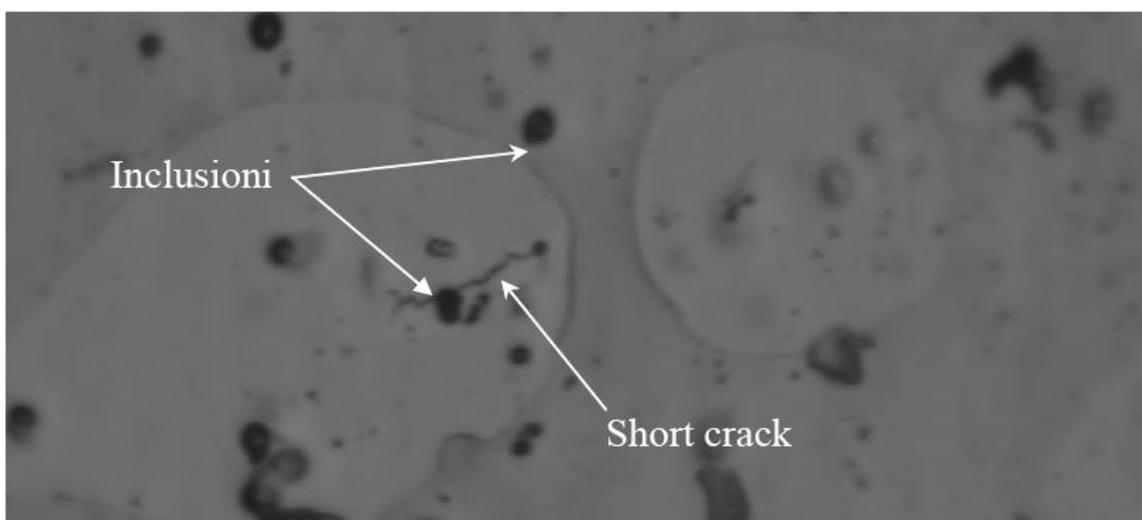


Figura 5.30: cricca propagatasi da un'inclusione.

Accrescimento delle short-cracks : Le short-crack non seguono la meccanica della frattura lineare elastica. La propagazione della cricca in questo nel campo può interessare una parte piuttosto grande della vita a fatica della struttura; la cricca risulta, infatti, individuabile ad occhio nudo solo in un momento avanzato nella vita della struttura, quando è già nel campo delle long-cracks. Questo fatto fa sì che siano di fondamentale importanza le condizioni locali del materiale, la finitura della superficie e i trattamenti a cui è stata sottoposta, aspetti che determinano in modo fondamentale la vita a fatica.

Accrescimento delle long-crack: Lo stadio di propagazione di fatica è la fase in cui la cricca si propaga nel materiale, generalmente lungo una direzione differente rispetto al piano di enucleazione e perpendicolarmente alla direzione di applicazione del carico. La transizione tra short e long cracks non avviene, ovviamente, ad una lunghezza fissa, ma dipende da diversi fattori quali le dimensioni dei grani, il carico medio applicato, il rapporto R, la presenza o meno di intagli. In via del tutto originale, è possibile affermare che la propagazione delle cricche lunghe non dipende dalla microstruttura del materiale e che, orientativamente, si può parlare di long-cracks quando la lunghezza delle cricche ha dimensioni maggiori di 1mm.

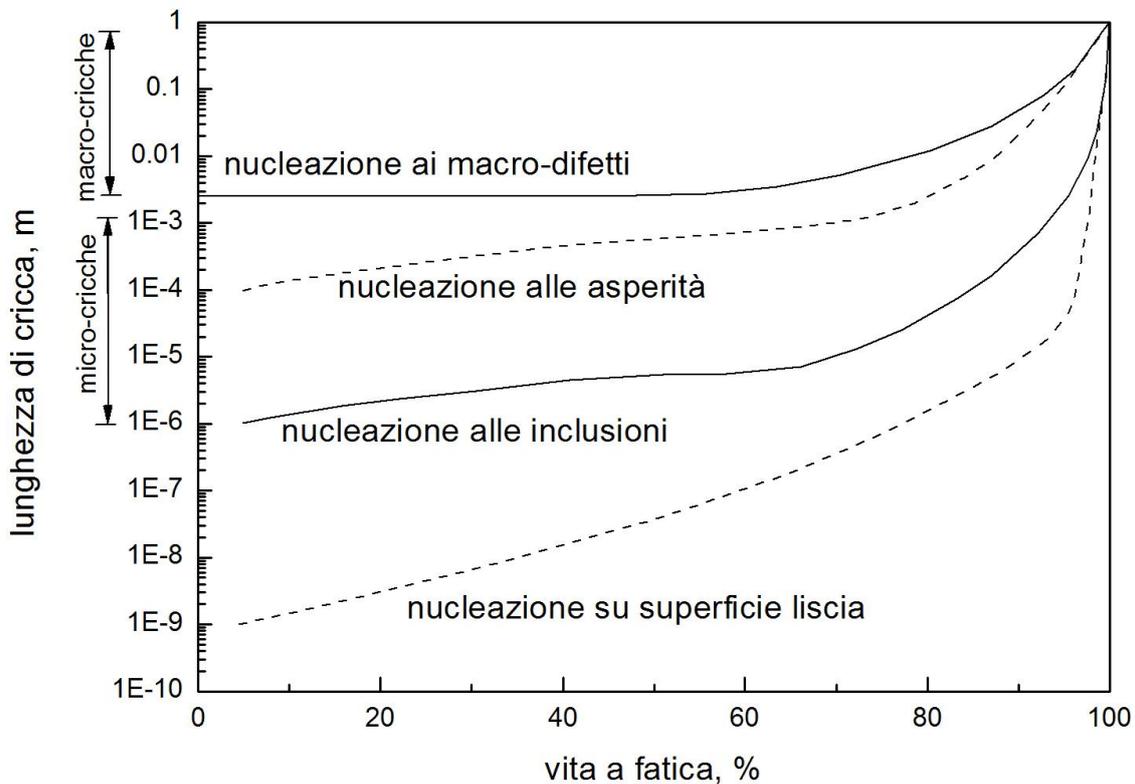


Figura 5.31: vita residua a differenti lunghezze di cricca.

Collasso finale: Quando la cricca raggiunge la dimensione critica si ha una propagazione incontrollata della cricca fino al danneggiamento della struttura al punto tale che la sezione residua non è più sufficiente a sopportare il carico applicato e, quindi, il componente cede di schianto. La modalità di frattura può essere sia duttile che fragile, a seconda del materiale, del livello di stress, dell'ambiente circostante ecc.

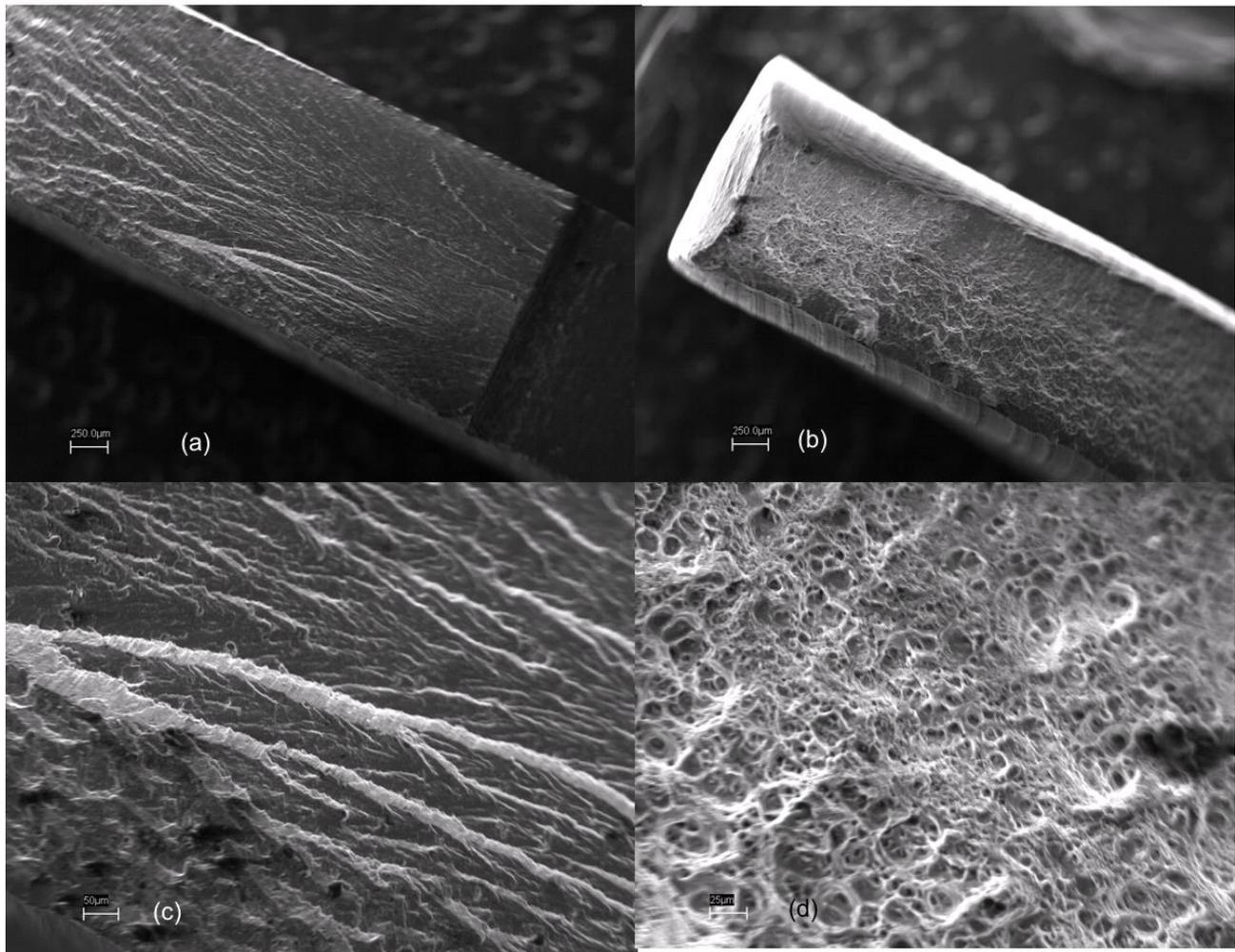


Figura 5.32: diverse zone di una superficie di frattura di un provino rotto a fatica.

Meccanica della frattura per cricche di piccole

Le cricche corte rappresentano una limitazione nel concetto di similitudine della meccanica della frattura. Esse possono essere definite nei seguenti modi:

- Cricche di dimensioni comparabili con la scala della microstruttura (esempio: dimensioni grani);
- Cricche di dimensioni comparabili con la dimensione della zona plasticizzata;
- Cricche fisicamente corte (comprese fra 0,5 ed 1 mm).

Il concetto di similitudine implica che cricche di differente lunghezza sottoposte al medesimo ΔK hanno la stessa dimensione della zona plasticizzata e quindi la medesima da/dN .

Uno schema del comportamento della propagazione per fatica delle cricche, secondo quanto è previsto dalla frattura lineare elastica, è mostrato nella figura 5.33, dove la velocità di crescita è plottata in funzione di ΔK in scala logaritmica.

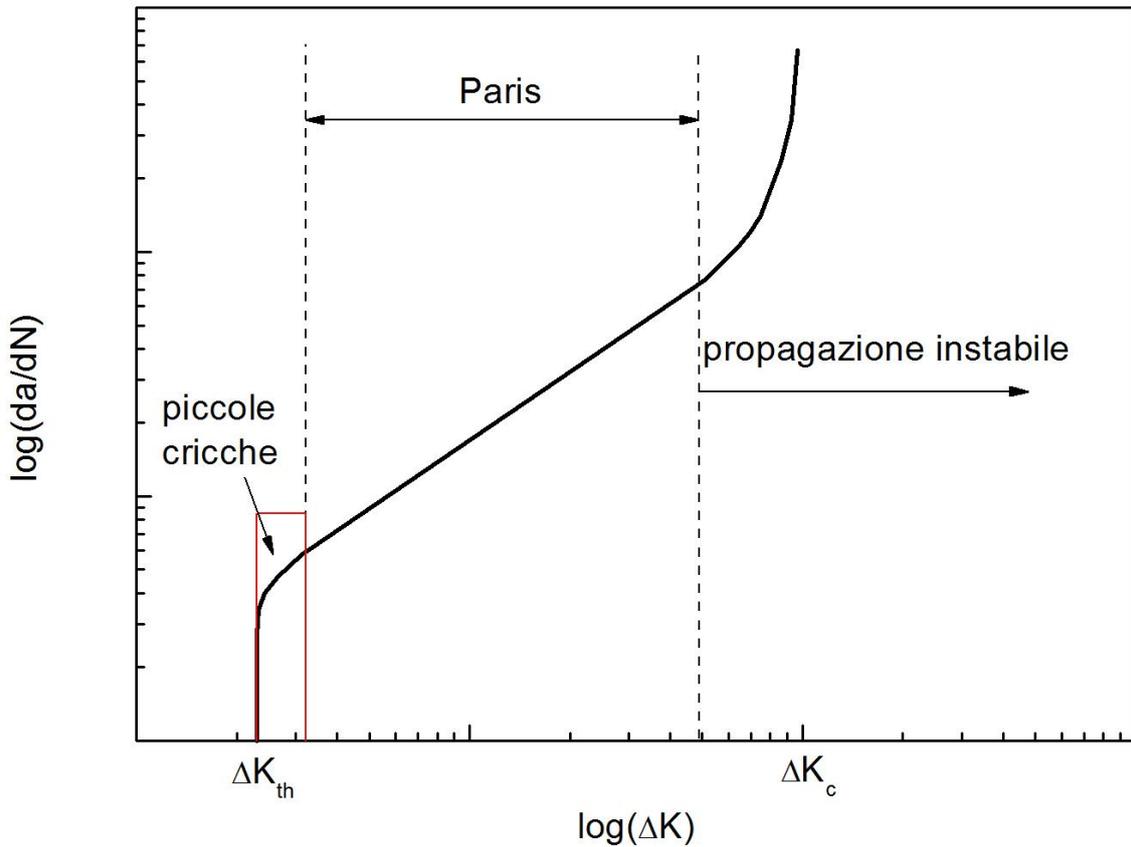


Figura 5.33: velocità di crescita di una cricca in funzione di ΔK .

La crescita della cricca può essere divisa in tre fasi. La prima fase mostra un valore di soglia, al di sotto del quale non si dovrebbe avere propagazione, e un rapido aumento della velocità, da / dN , al crescere della variazione del fattore di intensificazione degli sforzi, ΔK . La fase intermedia, chiamata regime di Paris, mostra una relazione lineare tra la velocità e il fattore di intensificazione degli sforzi. Prendendo spunto da questa relazione, Paris sviluppò la formula 1 che lega la velocità di propagazione della cricca, da / dN , a ΔK , facendo uso di due parametri empirici (C e m):

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$$

Equazione 1 : Legge di Paris

La terza fase è quella in cui si ha la propagazione instabile della cricca.

Ora globalmente il fenomeno di nucleazione e crescita può essere legato ai livelli di sollecitazione indicati nella figura 5.34,

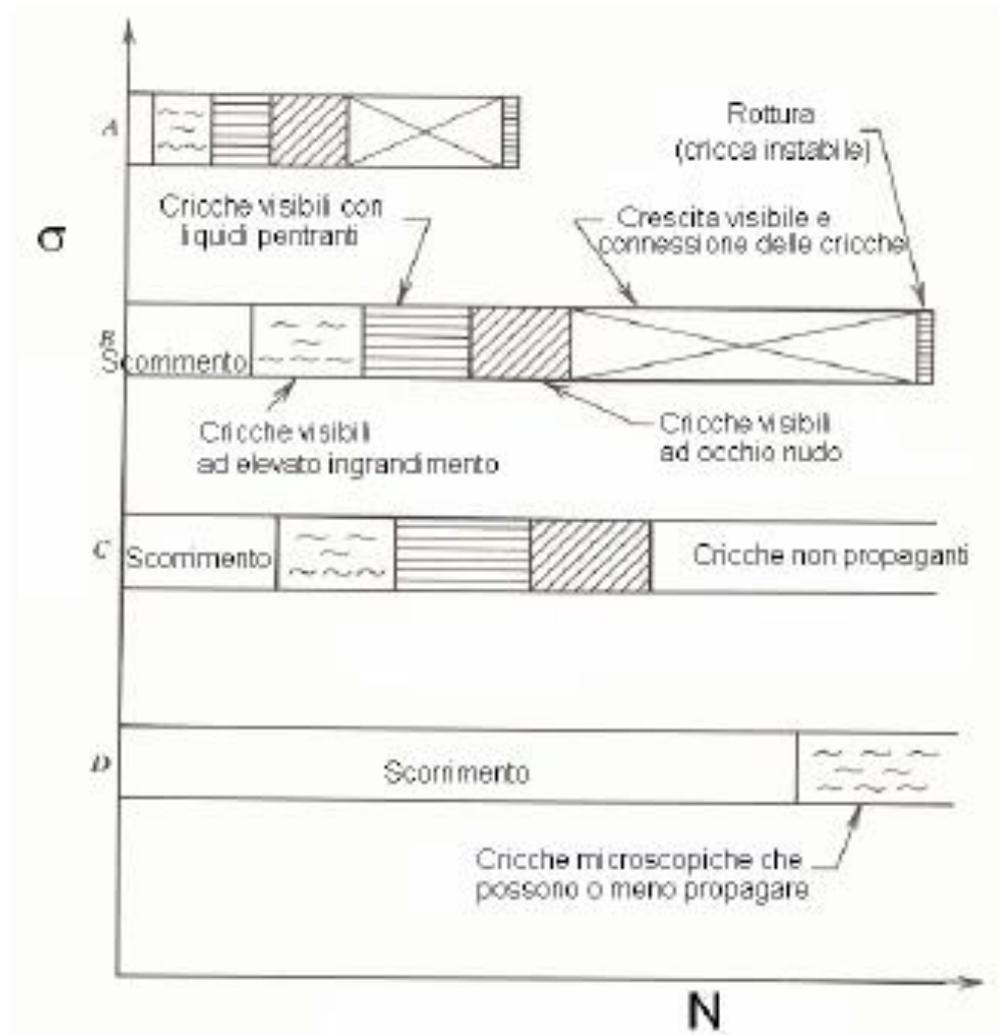


Figura 5.34: *Stadi di sollecitazione al variare del numero di cicli*

Si ha inizialmente lo scorrimento delle bande, seguito da cricche microscopiche visibili solo ad elevato ingrandimento. Queste cricche continuano a crescere ed, eventualmente, divengono visibili ad occhio nudo. Le cricche tendono a combinarsi in modo che solo alcune crescono. Queste cricche infine raggiungono la dimensione critica. Più è elevata la sollecitazione, più sono rapidi i fenomeni sopra elencati.

Fin dai primi anni '70, però, è stato osservato il comportamento diverso dell'accrescimento delle short cracks rispetto a quello delle long cracks. Sulla base degli studi, che hanno riguardato la propagazione delle short crack in un range da $10\ \mu\text{m}$ a $1\ \mu\text{m}$, è stato possibile disegnare la relazione tra la velocità di crescita da/dN , e variazione del fattore di intensificazione degli sforzi, ΔK , come determinato dalla LEFM; la relazione è visualizzata in Figura 5.35.

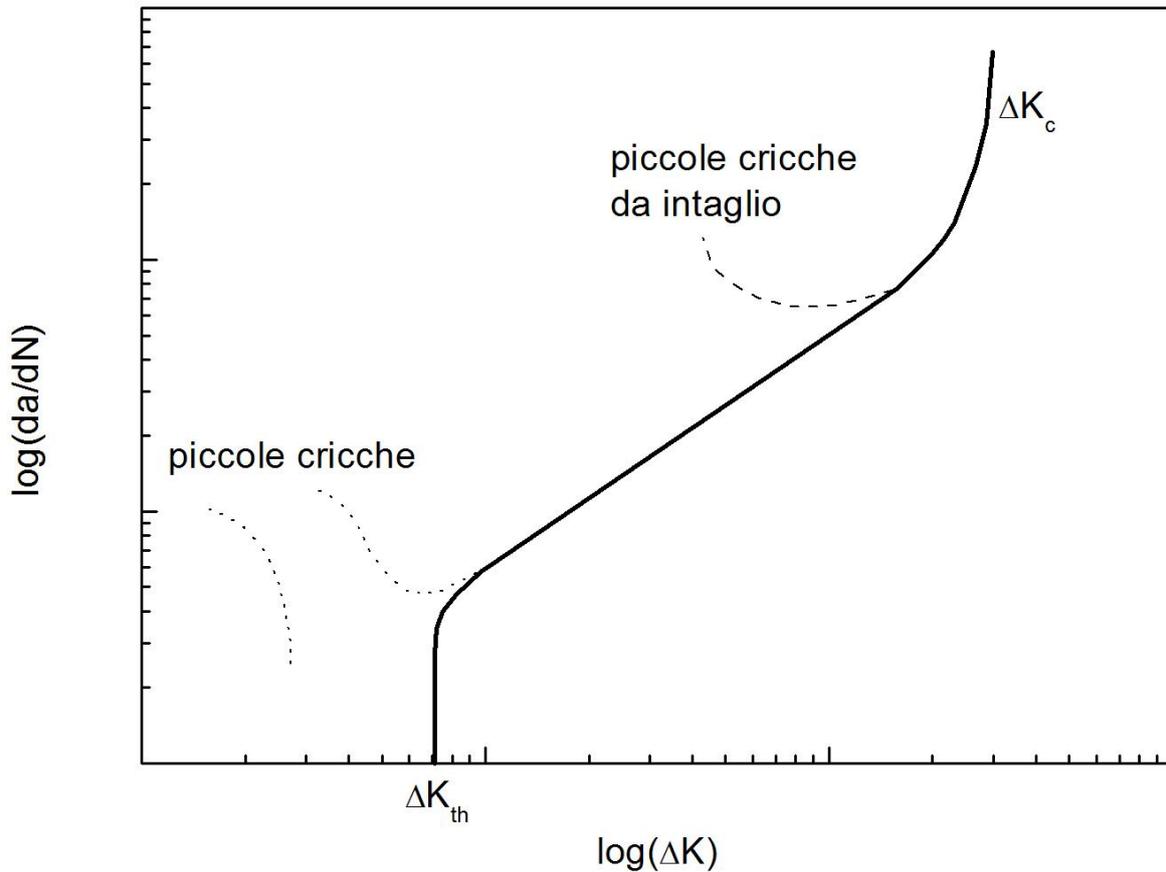


Figura 5.35: andamento tipico della propagazione di cricche corte e lunghe.

La curva continua rappresenta i risultati tipici per cricche lunghe (oltre circa 2 mm) per un dato materiale sotto carichi ad ampiezza costante; i risultati per le cricche corte sono, invece, rappresentati con linee tratteggiate. Le differenze tra il comportamento delle short cracks e le long cracks sono evidenti: le cricche lunghe mostrano un valore di soglia del fattore di intensificazione degli sforzi, ΔK_{th} , al di sotto del quale non si ha propagazione. Le cricche piccole, invece, spesso non mostrano un valore di soglia di ΔK e possono crescere anche per valori ben inferiori al ΔK_{th} delle long cracks. La velocità di propagazione delle short cracks, inoltre, a parità di ΔK , è spesso significativamente più alta di quella prevista dalla meccanica della frattura lineare elastica. L'accrescimento, infine, non è continuo, ma mostra rallentamenti e pause dovute all'interazione della cricca con la struttura cristallina del materiale. Questo tipico andamento è chiamato "effetto short-crack". Come mostrato in figura 5.35, le short cracks presentano un valore iniziale di da/dN piuttosto alto e una riduzione del tasso di crescita in funzione del carico applicato. Dopo aver raggiunto un valore minimo, la velocità di propagazione aumenta fino a raccordarsi con il tasso di crescita previsto dalla LEFM. Le differenze nella velocità di propagazione sono più pronunciate per bassi valori di ΔK e per valori negativi di R . Al crescere del valore ΔK , le differenze tra long e short cracks diminuiscono fino ad avere la stessa velocità di crescita. Altro aspetto interessante, nel comportamento delle short cracks, è il fatto che non esiste un unico valore del ΔK di soglia. Nel caso delle cricche lunghe questo dipende, come mostrato in figura 5.36, solo dal valore di R e non dalla lunghezza della cricca; nelle cricche piccole, invece, è stato rilevato che il ΔK_{th} , dipende anche dalla dimensione della cricca tramite parametri che derivano dal tipo di materiale.

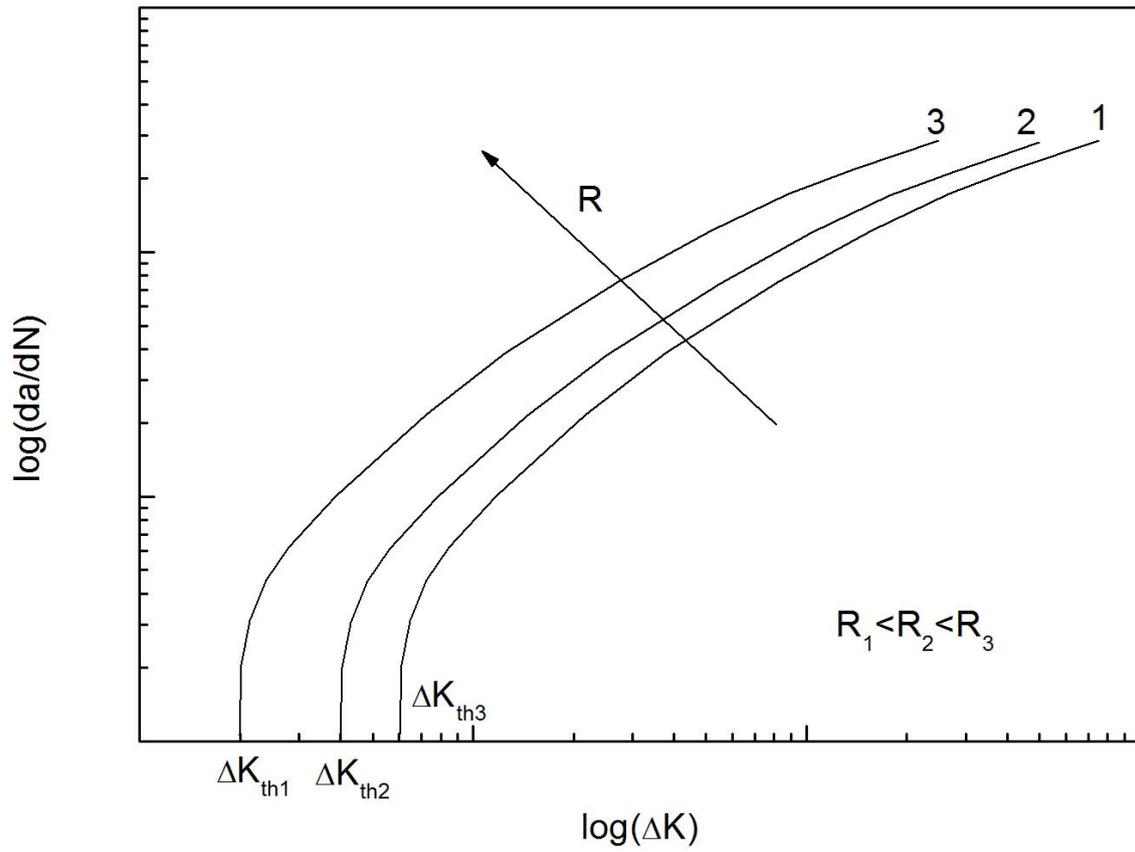


Figura 5.36: variazione per cricche lunghe del ΔK_{th} in funzione di R.

Un esempio di comportamento di propagazione di cricche di piccole dimensioni e' riportato in figura 5.37:

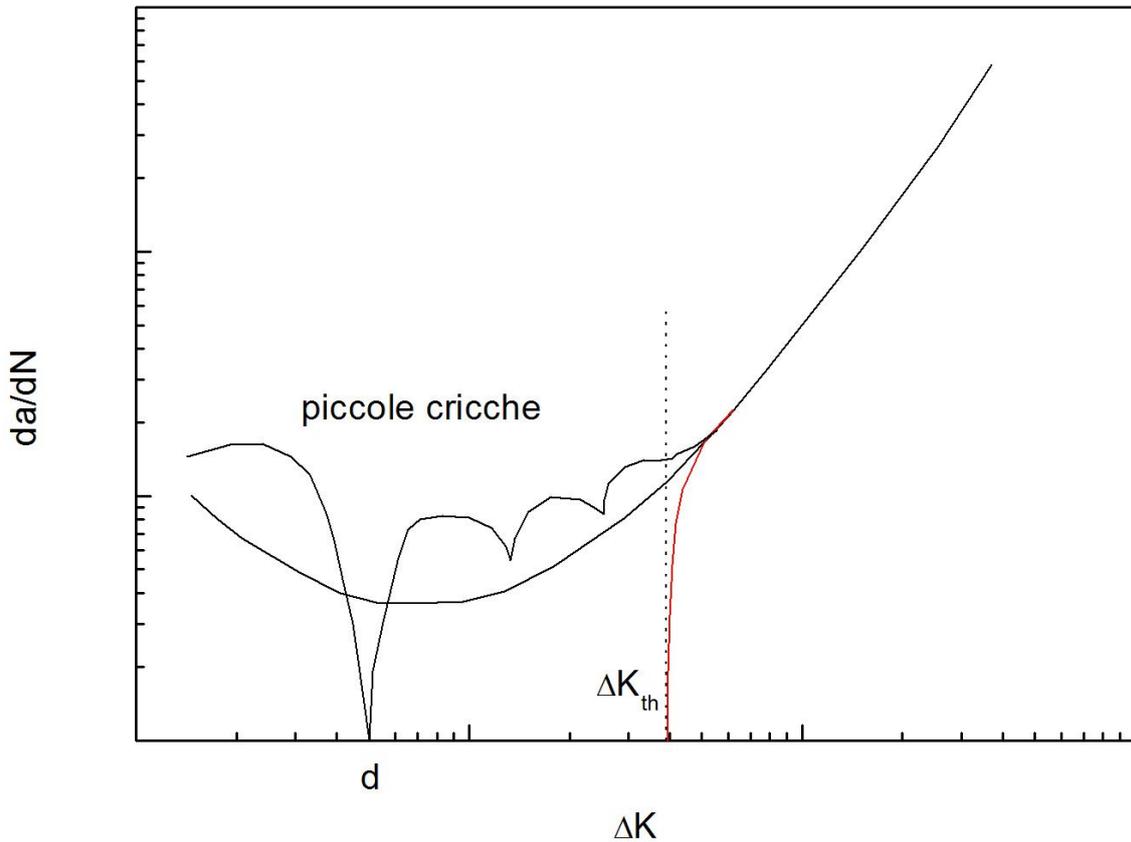


Figura 5.37: andamento di propagazione delle piccole cricche.

Il valore di soglia ΔK_{th} e' calcolato diminuendo gradualmente l'ampiezza di sollecitazione in provini precriccati fino a che non si formano o propagano cricche (vita infinita).

Il valore di soglia e' dato da:

$$\Delta K_{th} = K_{max} - K_{min}$$

dove K è funzione della geometria dell'intaglio e del carico applicato.

Generalmente le cricche di piccole dimensioni si formano ai carichi piu' elevati

Nel seguente diagramma (Kitagawa-Takahashi) e' possibile visualizzare la tensione di soglia alla quale si formano le piccole cricche rispetto all'ampiezza di sollecitazione e alle dimensioni della cricca:

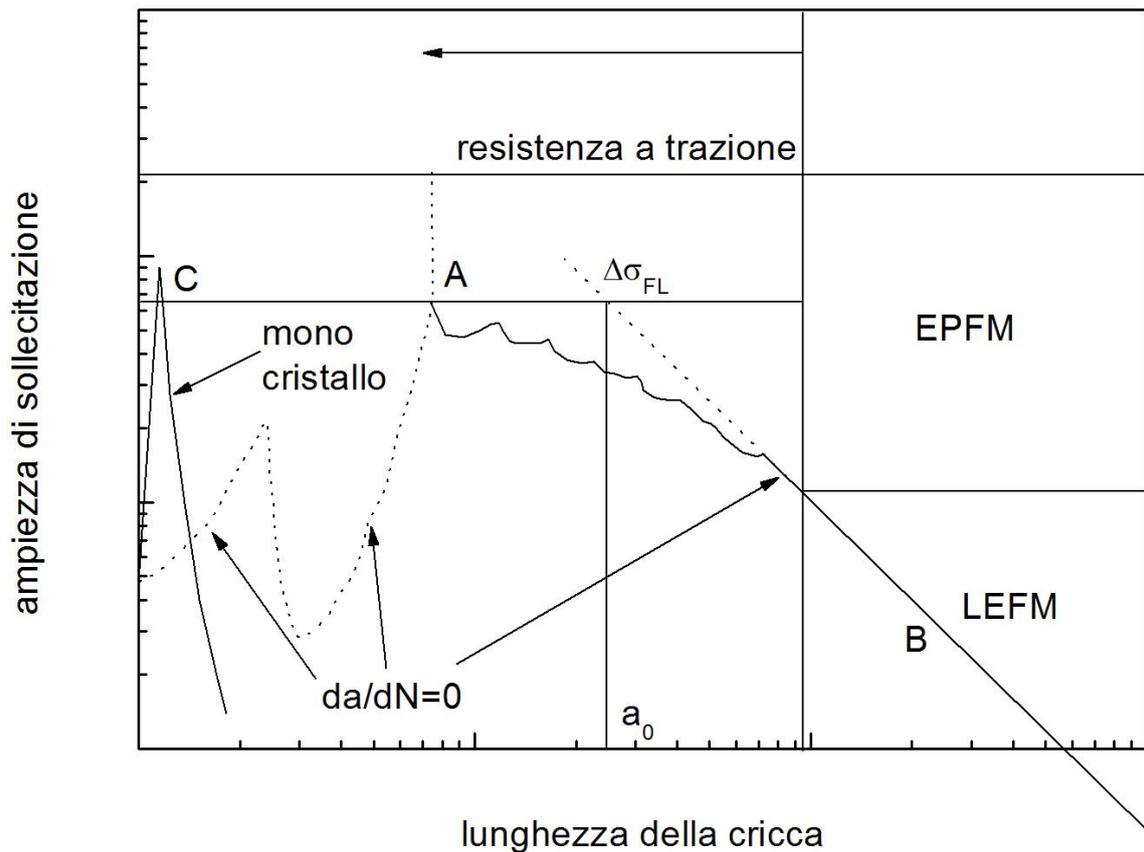


Figura 5.38: diagramma di Kitagawa-Takahashi.

Si possono notare in figura due diverse regioni:

- Zona di propagazione (in alto a destra)
- Zona di non-propagazione (in basso a sinistra).

Il limite di fatica e' descritto dalla linea orizzontale $\Delta\sigma_{fl}$

La linea B e' descritta dalla seguente equazione:

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{\pi a}}$$

Legata al ΔK di soglia e ad i soliti fattori geometrici.

La dimensione critica a_0 dopo la quale la cricca si propaga e' data da:

$$a_0 = \frac{\Delta K_{th}^2}{Y^2 \Delta\sigma_{FL}^2 \pi}$$

Ed e' rappresentata dal punto di incontro tra B e $\Delta\sigma_{fl}$.

Un esempio per superleghe di nichel e' dato in figura 5.39:

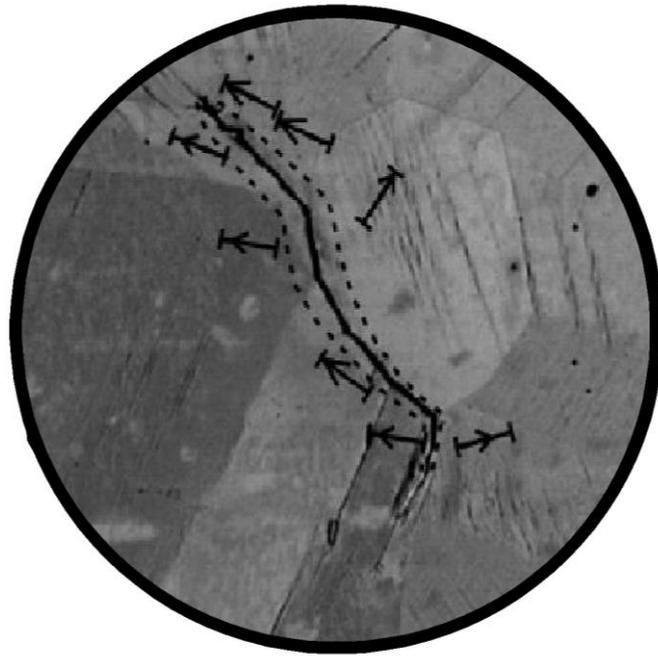


Figura 5.39: propagazione di una piccola cricca in maniera intergranulare.

Si può notare che le cricche partono nelle zone di discontinuità in particolare nei punti tripli tra bordi di grano.

Per ciò che riguarda la propagazione si sono formulate diverse ipotesi, la prima è legata alle dimensioni microstrutturali:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta\gamma^\beta (d - a)$$

La velocità di propagazione si annulla quando le dimensioni della cricca divengono comparabili con quelle della microstruttura.

Dal momento che le micro-cricche si propagano in microstrutture localmente di diversa dimensione e diversa orientazione si utilizza un'equazione empirica che tiene conto dell'ampiezza di deformazione ciclica:

$$v_1 = \frac{da}{dN} = C(\varepsilon_{pa})^m \text{ per } a < a_t$$

La relazione empirica, calcolata per esempio per un acciaio 316L da:

$$\frac{da}{dN} = v_{g0}(\varepsilon_{pa})^{0.76} \text{ con } v_{g0} = 6.4 * 10^{-7} \text{ mcycle}^{-1}$$

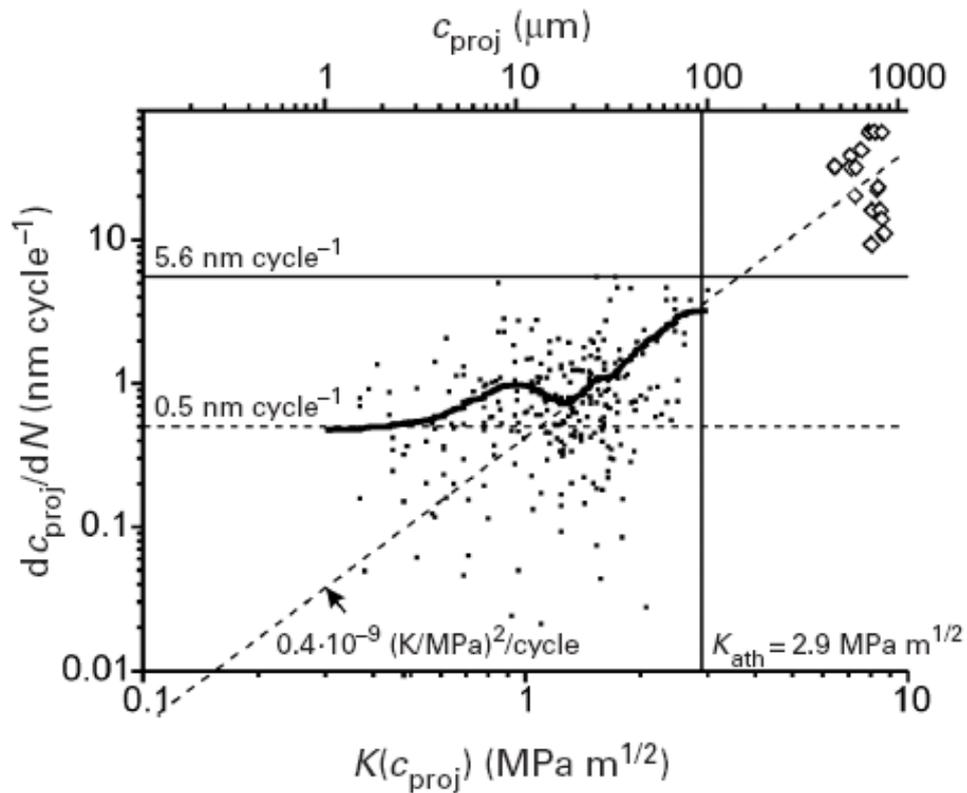


Figura 5.40: propagazione di una piccola cricca in un acciaio AISI 316L.

Per cricche con dimensioni maggiori delle precedenti sono state formulate diverse equazioni empiriche:

$$\frac{da}{dN} = B(\Delta\varepsilon_p \sqrt{\pi a})^m - D$$

Dove D e' la condizione funzione del tipo di materiale e delle condizioni di carico.

In figura e' mostrato cosa accade per il rame puro. La propagazione e' descritta da:

$$K_a = 0.71\sigma_a \sqrt{\pi a}$$

Nella prima parte della curva la propagazione e' indipendente dalle dimensioni della cricca.

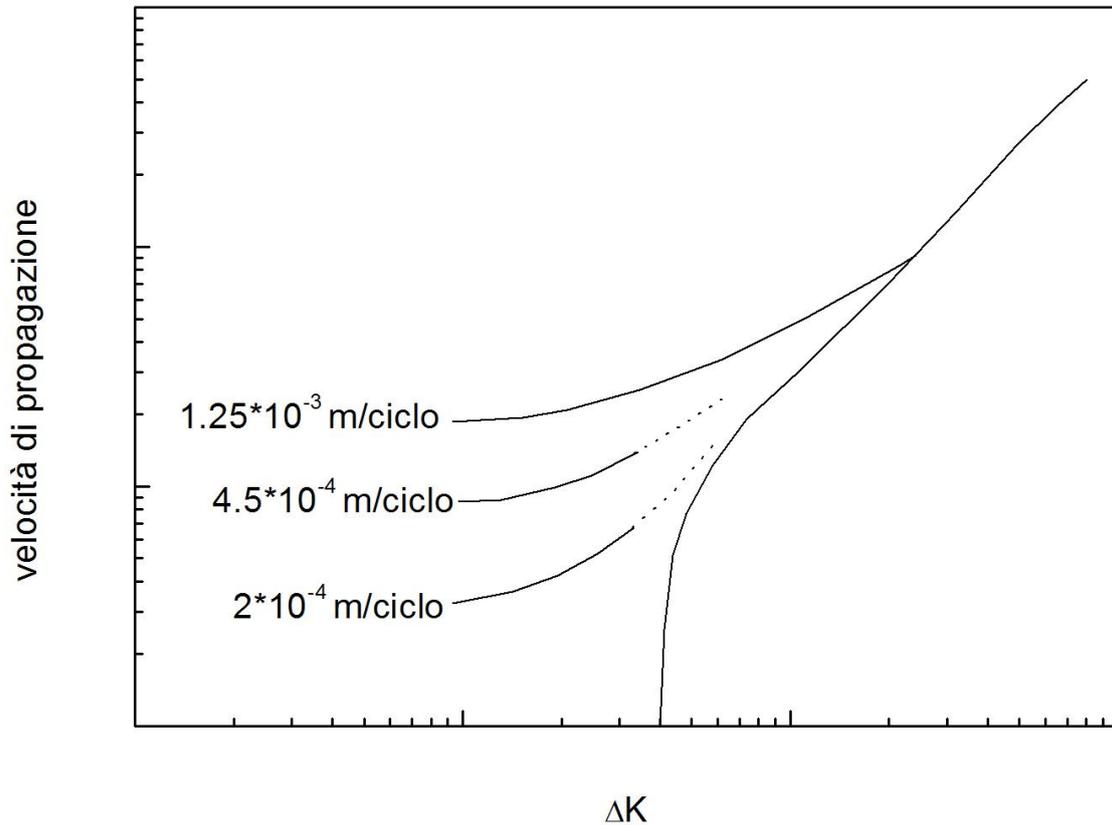


Figura 5.41: velocità di propagazione ΔK per diverse lunghezze.

Questo comportamento continua finché non si raggiunge un valore critico della dimensione della cricca e a tal punto la cricca propaga con velocità proporzionale alla sua lunghezza istantanea (comportamento esponenziale):

$$\frac{da}{dN} = v_1 \text{ per } a < a_t$$

e

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{v_1}{a_t} \right) a \text{ per } a > a_t$$

Per l'acciaio 316L per esempio la legge che descrive tale comportamento è data da:

$$\frac{da}{dN} = B \sigma_a^2 a$$

Quindi in generale funzione delle caratteristiche meccaniche del materiale, ampiezza di sollecitazione e dimensioni della cricca.

Una parte essenziale della vita a fatica dei materiali metallici è spesa dalla propagazione di cricche in maniera trans-granulare lungo i piani di scorrimento maggiormente sollecitati.

Per analizzare tale comportamento è utile studiare l'effetto sul rame mono-cristallino.

In tale materiale si è osservato una rapida crescita di cricche con dimensione inferiore a 10 mm, una seconda fase in cui queste crescono ad una velocità di circa 1 nm/ciclo e successivamente una rapida accelerazione che dipende dall'ampiezza di sollecitazione.

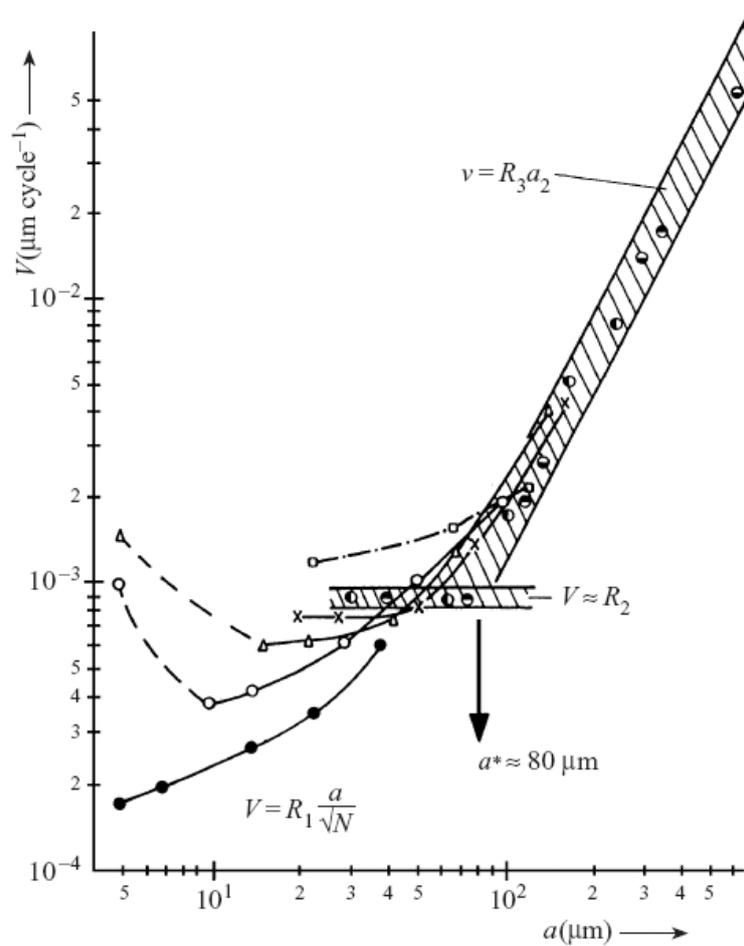


Figura 5.42: propagazione di piccole cricche nel rame puro monocristallino.

Le proprietà delle cricche di piccole dimensioni sono influenzate, come visto, dalle condizioni di sollecitazione.

In particolare, confrontando cricche di piccole e grandi dimensioni, per le prime la condizione:

$$\Delta K \propto \sigma \sqrt{\pi a}$$

risulta più elevata.

Quindi la zona plastica all'apice della cricca risulta più elevata per le cricche di piccole dimensioni.

Per esempio per una lega di alluminio con 400 MPa di snervamento con un carico applicato di 364 MPa, per una cricca di 60 mm la zona plastica all'apice della cricca risulta 4 volte superiore rispetto al caso di una cricca lunga con lo stesso K applicato.

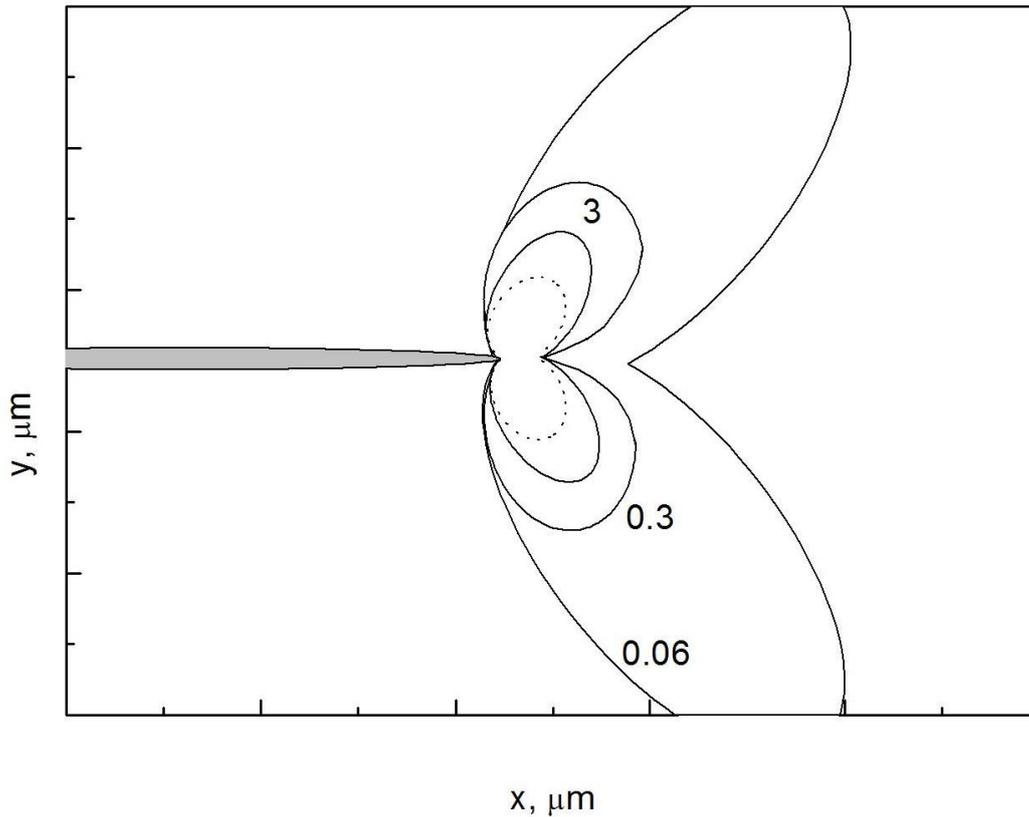


Figura 5.43: ampiezza della zona plastica nel caso di piccole cricche.

Quindi in definitiva le cricche di piccole dimensioni sono pericolose per la loro difficile possibilità di visualizzazione e per l'effetto di amplificazione delle condizioni plastiche a parità di sollecitazione applicata.

In tal caso non vale più la teoria lineare elastica ma bisogna introdurre dei criteri energetici per prevedere il comportamento all'apice degli intagli o dei difetti in generale.

Gli studi, compiuti fin dalla metà degli anni '80 su vari materiali, hanno mostrato che l'effetto short crack è molto forte per leghe di alluminio e leghe di titanio con carichi che passano dalla fase di trazione a quella di compressione, mentre, per gli acciai ad alta resistenza, si ha una buona corrispondenza tra il comportamento delle cricche corte e quello delle cricche lunghe senza variazioni significative legate allo spettro di carico.

A tale proposito, esiste una lunghezza di cricca di transizione, $2a_m$, oltrepassata la quale, la crescita della cricca avviene in maniera continua; tale valore dipende, come il ΔK_{th} , sia dal valore massimo della tensione applicata che dal valore R , rapporto tra tensione massima e minima. Possiamo, inoltre, definire un valore di lunghezza di cricca, $2a_{sc}$, superato il quale la velocità di propagazione delle short cracks è uguale a quello delle long crack. Per la lega di alluminio 2024 T3, i valori $2a_m$ e $2a_{sc}$ sono riportati in tabella 1.

R	S_{\max} [MPa]	$2a_m$ [μm]	$2a_{sc}$ [μm]
0,5	225	200-210	(*)
	205	90-100	(*)
	195	60-70	(*)
0	145	140-150	430
	120	90-100	430
-1	80	200-210	980
	70	100-110	470

(*) nessun effetto short crack

Tabella 1.1: Valori tipici di $2a_m$ e $2a_{sc}$ per vari valori di R [6]

Le irregolarità sul fronte di avanzamento della cricca e le inclusioni possono influenzare lo stadio di tensione locale e quindi l'avanzamento stesso della cricca è descritto da equazioni del tipo:

$$\sigma(r, \theta) = f(\theta) \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \text{ per } r \rightarrow 0$$

essendo K il fattore di intensità degli sforzi calcolato con la tensione all'infinito σ_0 .

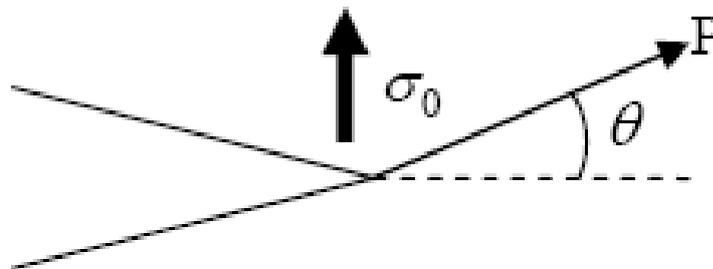


Figura 5.44: apice della cricca

Dato che per le short crack sono risultate non valide le equazioni della LEFM, sono state proposti modelli alternativi che ne descrivono il comportamento. Hutchinson e Rice hanno proposto delle leggi valide in campo elastico non lineare, che descrivono il campo di tensioni con formule del tipo :

$$\sigma(r, \theta) = \left(\frac{E' J}{\sigma_0^2 r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \sigma_0 f(\theta, n) \text{ per } r \rightarrow 0$$

dove il parametro che regola il processo è l'integrale J, analogo al "K" usato nella LEFM. E' è il valore del modulo elastico locale; se la zona elasticizzata è piccola, vale la relazione:

$$J = \frac{K^2}{E'}$$

Il J-integral è ampiamente accettato come un parametro della meccanica della frattura per risposta del materiale lineare e non lineare.

E' collegato al rilascio di energia associato con la crescita della cricca ed è una misura dell'intensità di deformazione nei confronti di un intaglio o apice della cricca, specialmente per materiali non lineari. Se la risposta del materiale è lineare, può essere correlato al fattore di intensità degli stress. A causa dell'importanza del J-integral nell'accertamento di difetti, la sua accurata valutazione numerica è di importanza vitale all'applicazione pratica della meccanica della frattura nei calcoli progettuali.

I software agli elementi finiti (come Abaqus) forniscono una procedura per tali valutazioni del J-integral, basata sui metodi di estensione/dominio integrale di una cricca virtuale (Parks,1977 e Shih, Moran, e Nakamura, 1986).

Nel contesto dell'analisi quasi statica, il J-integral è definito in due dimensioni come

$$J = \lim_{\Gamma \rightarrow 0} \int_{\Gamma} n \cdot H \cdot q d\Gamma \quad (4.1)$$

dove Γ è un contorno che inizia sulla superficie inferiore della cricca e finisce sulla superficie superiore (in verso contrario al senso orario) come mostrato in figura 5.45. Il limite $\Gamma \rightarrow 0$ indica che Γ si restringe sull'apice della cricca; q è un vettore unitario nella direzione di estensione virtuale della cricca; ed n è la normale uscente a Γ . Inoltre H è dato da:

$$H = WI - \sigma \cdot \frac{\partial u}{\partial x} \quad (4.2)$$

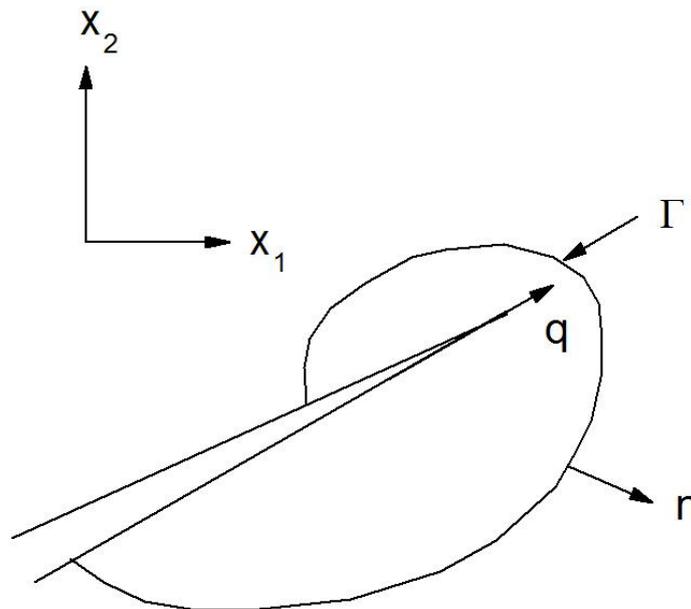


Figura 5.45: contorno per la valutazione del J-integral

Nel contesto di problema piano, assumendo un sistema di riferimento cartesiano con l'asse x coincidente con la direzione della cricca l'espressione del J-integral scritta in una forma equivalente conduce a:

$$J = \int_{\Gamma} (W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds) \quad (4.3)$$

dove:

\mathbf{T} è il vettore di tensione definito in accordo alla normale uscente lungo Γ , $T_i = \sigma_{ij}n_j$,

u è lo spostamento nella direzione x ,

ds è un elemento di Γ .

Ovviamente, W è l'energia di deformazione per unità di volume e può essere mostrato che $J = 0$ lungo ciascun contorno chiuso.

Il J-integral è una quantità di energia rilasciata. Si noti che i due termini nell'integrando, chiamati W e $T\partial u/\partial x$, hanno entrambi la dimensione di $\sigma\varepsilon$, che è l'energia di deformazione.

Rice ha mostrato che il J-integral come definito lungo un contorno intorno l'apice della cricca (figura 5.46) è il cambiamento nell'energia potenziale per una virtuale

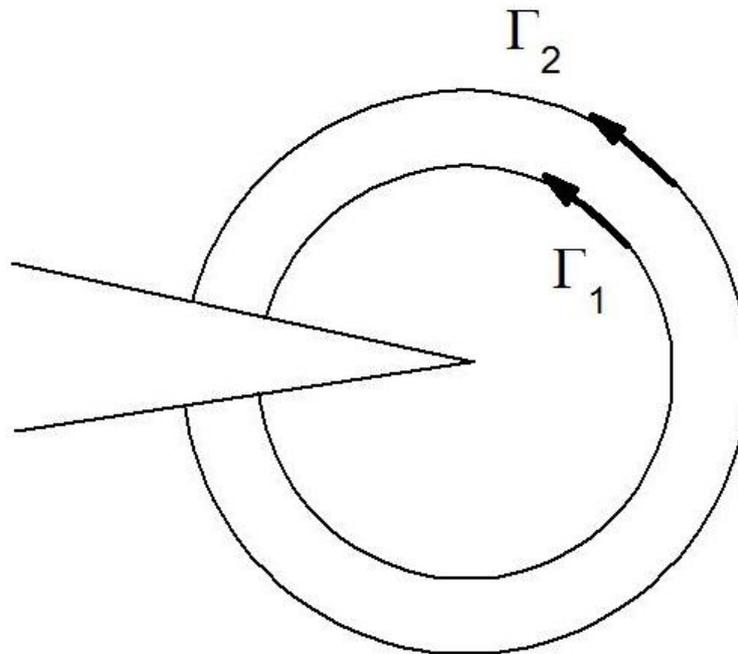


Figura 5.46: percorsi integrali intorno all'apice della cricca.

estensione della cricca data da:

$$J = - \frac{\partial V}{\partial a} \quad (4.4)$$

dove V è l'energia potenziale.

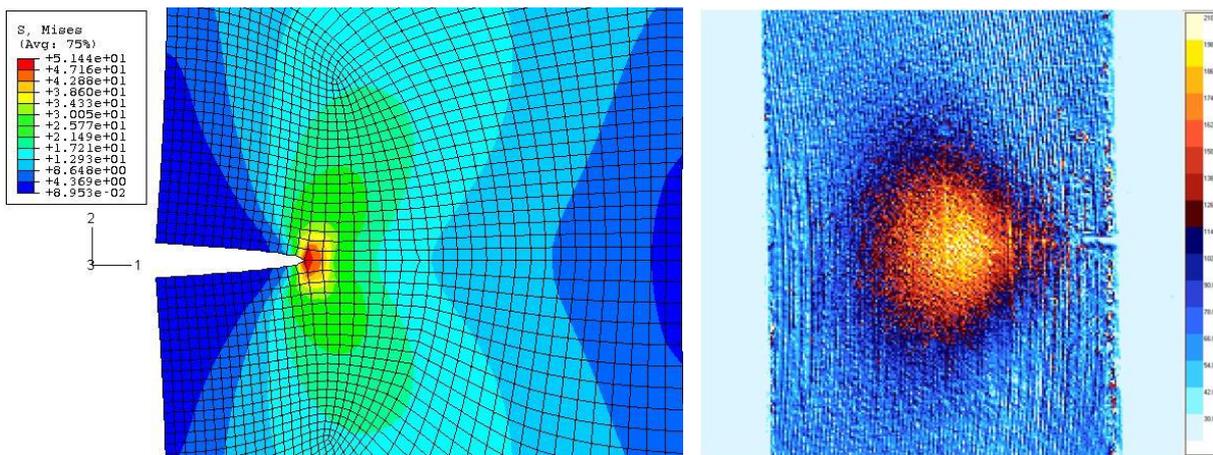


Figura 5.47: zona plastica durante l'apertura di una cricca.

Dowling e Bowling & Begley hanno proposto di legare la velocità di propagazione delle short cracks all'integrale J invece che al ΔK , ottenendo in tale modo risultati apprezzabili. L'equazione del Paris diventa, quindi:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta J)^m$$

Purtroppo anche questa teorizzazione ha fallito nel dare un quadro unitario della propagazione di short e long cracks. Ciò, probabilmente, è dovuto all'interazione della cricca con la zona elasticizzata al suo apice. Nel caso delle long cracks ($> 1\text{mm}$), la zona plasticizzata ha un raggio, in condizioni di stato piano di sollecitazione, pari a:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_y} \right)^2$$

Questa zona è funzione del massimo fattore di intensificazione degli sforzi e della tensione di rottura del materiale. Per le cricche lunghe, trascurando la zona elasticizzata nell'analisi della propagazione, commettiamo errore relativo più piccolo che per le cricche corte. Un motivo fondamentale, per cui le cricche corte crescono più velocemente di quelle lunghe, potrebbe essere la differenza della deformazione plastica residua intorno all'apice della cricca. Nel caso di short cracks, con una piccola zona plasticizzata, più estesa. La minore deformazione per le cricche corte è dovuta all'"effetto chiusura", per il quale la tensione, e quindi il "K", a cui i bordi della cricca si aprono, K_0 , è maggiore della tensione minima applicata durante il ciclo di carico; questo a causa delle tensioni residue di compressione agli apici della cricca.

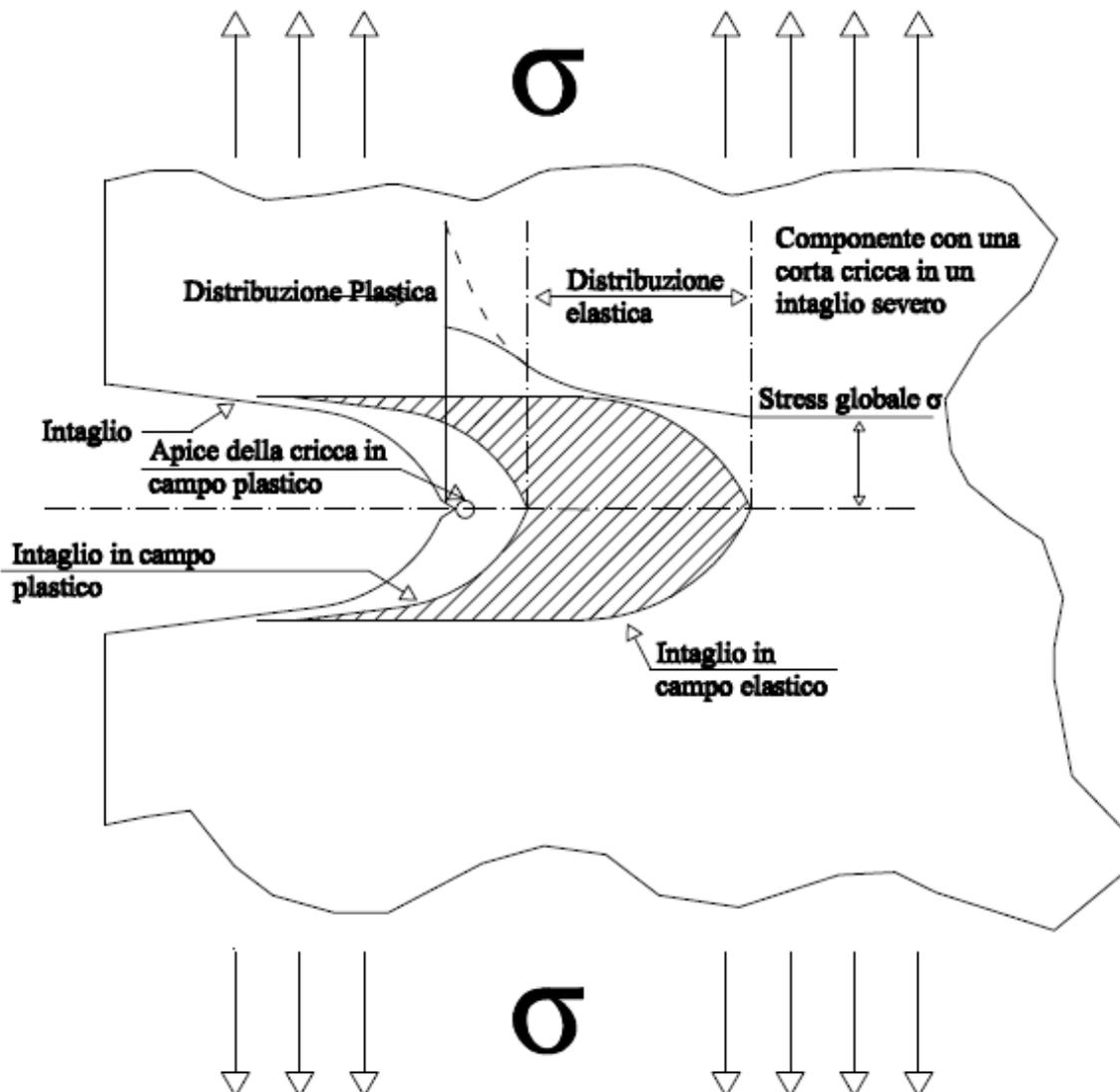


Figura 5.48: zona in campo plastico e zona in campo elastico all'apice di una cricca corta.

La differenza tra il K_{\max} e il K_0 viene chiamato K_{eff} , ed è stato dimostrato che è esso che regola il meccanismo di propagazione delle rotture per fatica. E' stato verificato che le cricche lunghe spesso presentano una chiusura della cricca prima che il carico applicato sia completamente rimosso; ciò può essere dovuto a vari fattori come rugosità del bordo o impurità all'interno della cricca. Morris, James & Buck hanno dimostrato, con test su provini in lega di titanio, che l' "effetto chiusura" cresce a crescere della dimensione della cricca, sino a raggiungere asintoticamente il valore relativo alle long crack. Questi fattori sono legati alla lunghezza della cricca e, quindi, più influenti per le cricche lunghe che per quelle corte.

La prematura chiusura della cricca fa sì che una parte del carico applicato serva ad aprire la cricca e solo una certa percentuale alla propagazione di questa. Si ha perciò :

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{\text{apert}}$$

La riduzione del fattore di intensificazione degli sforzi è stata verificata solo per $K_{\min} \leq K_{\text{apert}}$ e pertanto l'effetto della chiusura anticipata della cricca è significativa solo per i carichi che hanno una fase di compressione significativa. Essendo quindi, a parità di ΔK , il ΔK_{eff} maggiore per le short crack che per le long cracks, la velocità di crescita delle prime risulterà maggiore di quella delle seconde. E' fondamentale, quindi per lo sviluppo dei metodi matematici per la predizione dell'avanzamento della cricca, la conoscenza del fattore di intensificazione degli sforzi.

Determinazione del fattore di intensificazione degli sforzi

Newman in un suo lavoro ha proposto la seguente formula per la determinazione del fattore di intensità degli sforzi nel caso di short cracks:

$$K = S_i \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} F_i$$

Essa è stata ricavata da fattori di intensificazione degli sforzi calcolati con metodi agli elementi finiti e con metodi con funzioni peso per cricche superficiali e d'angolo, dove:

S_i = tensione uniforme asintotica,

Q = fattore di forma della cricca,

F_i = fattore di correzione che tiene conto di varie condizioni al contorno.

Più in particolare, il calcolo del fattore di intensificazione degli sforzi assume che la "surface crack", semiellittica, sia collocata al centro della radice dell'intaglio e che la "corner crack" sia posizionata allo spigolo. Per calcolare il fattore di intensificazione degli sforzi nel punto dove la cricca interseca la superficie dell'intaglio ($\Phi = \pi / 2$), è necessario conoscere le dimensioni "a" (o L), lunghezza della cricca, e "c", profondità della stessa come mostrato in figura 5.49.

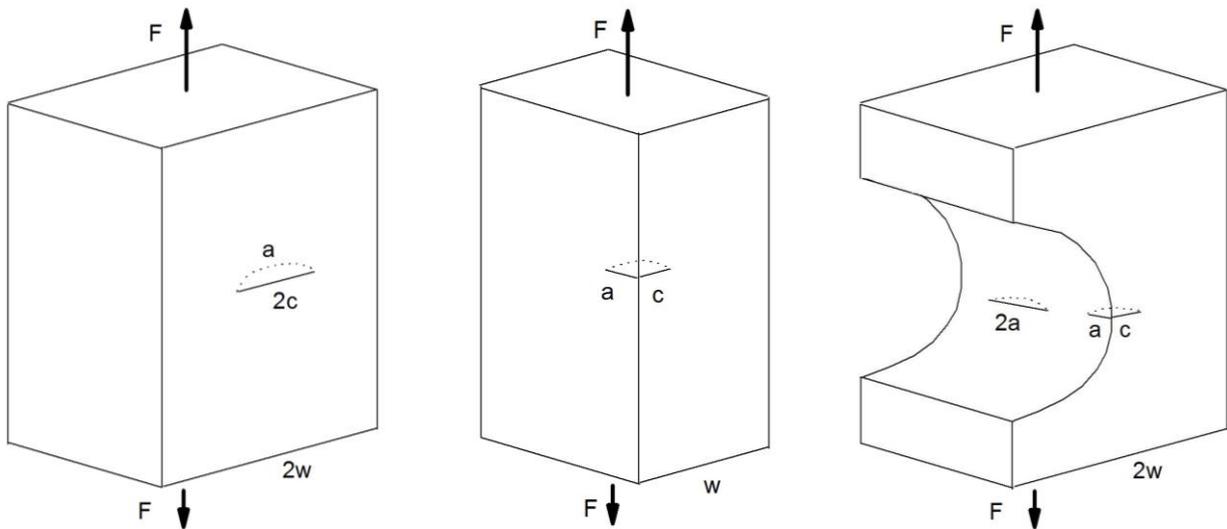


Figura 5.49: tipi di provino utilizzati per le prove su short crack.

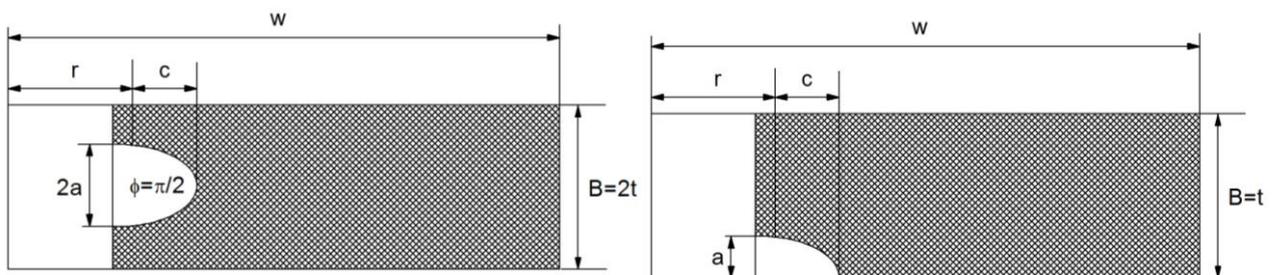


Figura 5.50: definizione delle dimensioni a e c relativamente a surface-crack e corner-crack.

La profondità della cricca “c” è calcolata tramite la seguente equazione

$$\frac{c}{a} = 0.9 - 0.25 \left(\frac{a}{t} \right)^2 = 0.9 - 0.25 \left(\frac{L}{B} \right)^2$$

sia per una cricca superficiale che di spigolo.

L’equazione su scritta, approssima bene la relazione tra “a” e “c” per cricche nucleatesi spontaneamente; dato che le cricche studiate si sono propagate da un innesco e che non seguivano bene l’equazione precedente, è stato deciso di utilizzare per il rapporto c/a una legge lineare tra i valori iniziali e finali. L’equazione per la variazione del fattore di intensificazione degli sforzi per una “surface crack” sita al centro dell’intaglio è

$$\Delta K = \Delta S \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} F_{SH}$$

per

$$0.2 \leq \frac{a}{c} \leq 2 \text{ e } \frac{a}{t} < 1$$

La variazione di sforzo (ΔS) è la variazione di carico ($S_{\max} - S_{\min}$).

$$Q = 1 + 1.464 \left(\frac{a}{c} \right)^{1.65} \text{ se } \frac{a}{c} \leq 1$$

$$Q = 1 + 1.464 \left(\frac{c}{a} \right)^{1.65} \text{ se } \frac{a}{c} > 1$$

Per le cricche superficiali alla radice di un intaglio semicircolare si ha:

$$F_{sn} = \left[M_1 + M_2 \left(\frac{a}{t} \right)^2 + M_3 \left(\frac{a}{t} \right)^4 \right] g_1 g_2 g_3 g_4 g_5 f_\phi f_w$$

Dove, per $\frac{a}{c} \leq 1$,

$$M_1 = 1$$

$$M_2 = \frac{0.5}{0.11 + \left(\frac{a}{c} \right)^2}$$

$$M_3 = \frac{0.29}{0.23 + \left(\frac{a}{c} \right)^2}$$

$$g_1 = \frac{\left(\frac{a}{r} \right)^4 \left(2.6 - 2 \frac{a}{t} \right)^{\frac{1}{2}}}{1 + 4 \left(\frac{a}{c} \right)} |\cos \phi|$$

$$g_2 = \frac{1 + 0.358\lambda + 1.452\lambda^2 - 1.578\lambda^3 + 2.156\lambda^4}{1 + 0.08\lambda^2}$$

$$\lambda = \frac{1}{1 + \frac{c}{r} \cos(0.9\phi)}$$

$$g_3 = 1 + 0.1(1 - \cos \phi)^2 \left(1 - \frac{a}{t} \right)^{10}$$

$$g_4 = 1.14 - \frac{0.1}{1 + \left(\frac{c}{r}\right)^{\frac{1}{2}}}$$

$$f_w = 1 - 0.2\gamma + 9.4\gamma^2 - 19.4\gamma^3 + 27.1\gamma^4$$

Dove

$$\gamma = \frac{c+r}{w}$$

La funzione f_ϕ è data da

$$f_\phi = \left[\left(\frac{a}{c}\right)^2 \cos^2 \phi + \sin^2 \phi \right]^{\frac{1}{4}}$$

Per $\frac{a}{c} > 1$

$$M_1 = \left(\frac{c}{a}\right)^{\frac{1}{2}}$$

$$f_\phi = \left[\left(\frac{c}{a}\right)^2 \sin^2 \phi + \cos^2 \phi \right]^{\frac{1}{4}}$$

mentre $M_2, M_3, g_1, g_2, \lambda, g_3, g_4$ e f_w rimangono quelli precedentemente esposti.

Per le cricche d'angolo alla radice di un intaglio semicircolare, l'equazione cambia in:

$$\Delta K = \Delta S \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} F_{en}$$

per

$$0.2 \leq \frac{a}{c} \leq 2 \text{ e } \frac{a}{t} < 1$$

$$F_{en} = F_{sn} \left(1.13 - 0.09 \frac{a}{c} \right) \text{ se } \frac{a}{c} \leq 1$$

$$F_{en} = F_{sn} \left(1 + 0.04 \frac{c}{a} \right) \text{ se } \frac{a}{c} > 1$$

Il calcolo della velocità di crescita per una sollecitazione ad ampiezza costante è dato dalla relazione:

$$\frac{dc}{dN} = \frac{\Delta c}{\Delta N} = \frac{c_{i+1} - c_i}{N_{i+1} - N_i}$$

La corrispondente variazione del fattore di intensificazione degli sforzi è calcolata alla lunghezza media:

$$c = \frac{c_i + c_{i+1}}{2}$$

E' possibile, quindi, creare i grafici che mostrano l'avanzamento della cricca in funzione dei cicli di carico effettuati e della velocità di propagazione in funzione della lunghezza della cricca o della variazione del fattore di intensificazione degli sforzi.

Capitolo VI

I METALLI AD ALTA TEMPERATURA

I processi diffusivi

Molti processi e trattamenti industriali si basano su un flusso di materia che avviene in determinati materiali solidi; questo flusso di materia è reso possibile da quei fenomeni di trasporto di atomi che sono indicati sotto il termine di *diffusione*.

Tale fenomeno della diffusione può essere facilmente dimostrata ponendo a contatto diretto due barre di materiale solido, ad esempio Rame e Nichel,

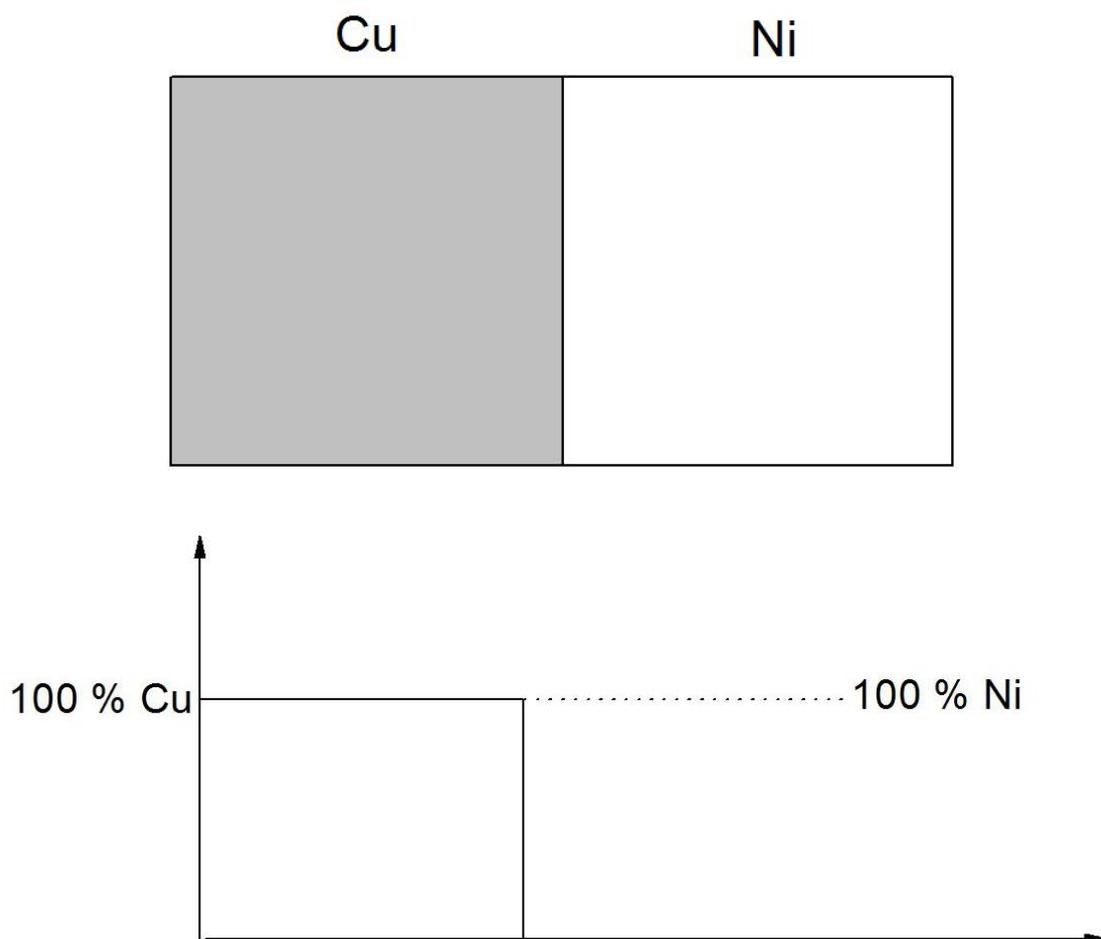


Figura 6.1: due blocchi di materiale posti a contatto a temperatura ambiente.

A temperatura ambiente la composizione delle due barre rimane inalterata, e non avendo flussi di materia apprezzabile attraverso l'interfaccia.

Se però si innalza la temperatura, pur rimanendo al di sotto della temperatura di fusione di entrambi i metalli, si comincerà ad osservare un flusso di materia attraverso l'interfaccia, con la relativa comparsa di gradienti della composizione, per cui, ad esempio, la composizione della barra di Ni comincerà a presentare tracce sempre più rilevanti di Cu man mano che ci si sposta verso l'interfaccia stessa.

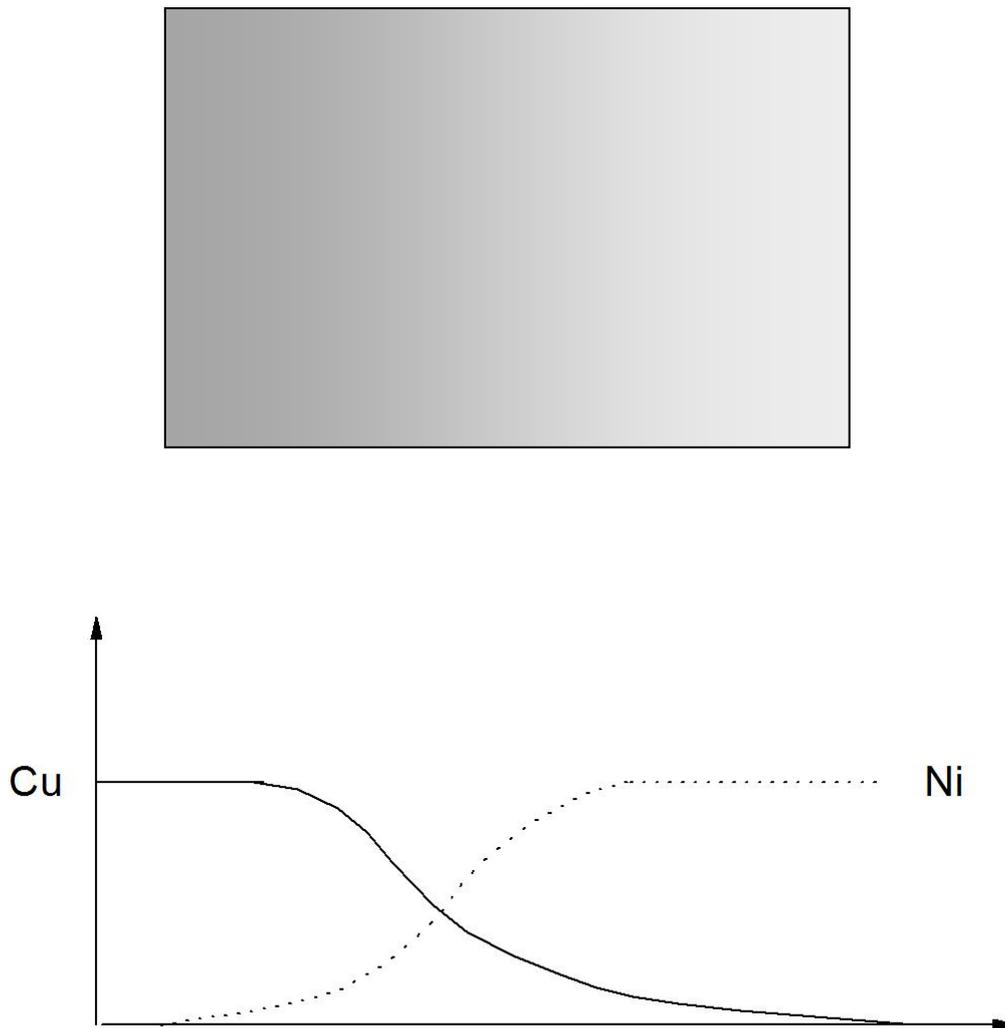


Figura 6.2: due blocchi di materiale posti a contatto a temperatura elevata.

Complessivamente la concentrazione all'interno delle due barre varierà, in funzione della posizione.

Questo fenomeno è il risultato della diffusione di atomi di Cu nel Ni, e di atomi di Ni nel verso opposto: questo caso, come tutti quelli in cui atomi di un metallo diffondono in un altro metallo, si definisce *interdiffusione* o *diffusione di impurezze*.

L'interdiffusione, provocando un movimento di una determinata specie atomica da zone di alta concentrazione a zone di concentrazione più bassa, è un meccanismo relativamente facile da osservare; esiste però anche un altro fenomeno, definito *autodiffusione*, in cui sono atomi dello stesso metallo che si scambiano di posizione; in questo caso il fenomeno non è altrettanto facile da osservare, in quanto ovviamente non si hanno variazioni di composizione all'interno del solido.

Meccanismi di diffusione: Dal punto di vista atomico, la diffusione non è altro che una serie di spostamenti di atomi dalla loro posizione ad una posizione adiacente; ovviamente, perché tale salto possa avvenire, è necessario che il nuovo sito reticolare o interstiziale sia libero, e che l'atomo stesso possieda una sufficiente energia da rompere i legami con gli atomi vicini e da consentire la distorsione del reticolo che il movimento diffusionale comporta.

E' noto infatti che tutti gli atomi possiedono una energia vibrazionale, la cui grandezza aumenta con la temperatura; ad una data temperatura, quindi, statisticamente esiste sempre una certa frazione della popolazione atomica che ha un'energia sufficiente a compiere movimenti diffusionali.

Uno dei possibili meccanismi alla base dei fenomeni diffusionali è la diffusione di vacanze; se il meccanismo diffusionale comporta che l'atomo si sposti in un vicino sito reticolare vuoto (cioè in una vacanza) si avrà un flusso di materia in quella direzione e un flusso della vacanza nel verso opposto.

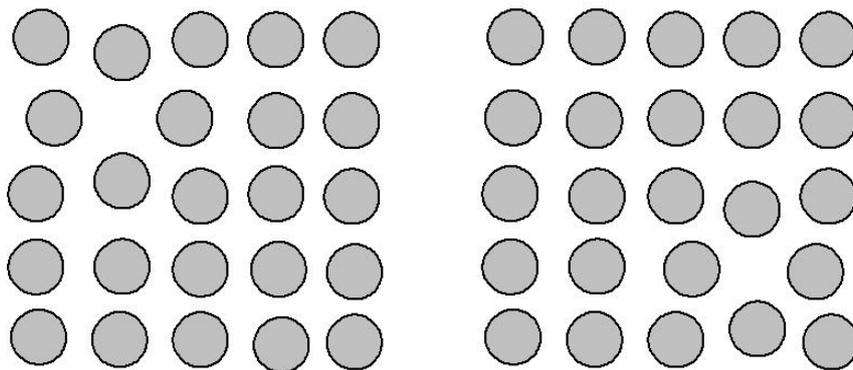


Figura 6.3: schema di diffusione di una vacanza.

Meccanismo di diffusione di una vacanza.

Dal momento che il numero di vacanze aumenta sensibilmente con la temperatura, il fenomeno della diffusione delle vacanze diventa sempre più attivo man mano che si innalza la temperatura.

La diffusione di vacanze è ovviamente alla base del fenomeno dell'auto-diffusione, ma interviene anche nell'interdiffusione, in cui sono gli atomi di impurezze a diffondere nei siti reticolari vuoti.

Il secondo meccanismo di diffusione è la diffusione interstiziale; in questo caso sono atomi di impurezze interstiziali (di solito H, O, C e N) che diffondono da una posizione interstiziale ad un'altra. In molti metalli la diffusione interstiziale avviene molto più velocemente che non quella

delle vacanze, in quanto gli atomi interstiziali, piu' piccoli, sono maggiormente mobili, e i siti disponibili, gli interstizi, sono in numero molto maggiore di quanto non siano le vacanze.

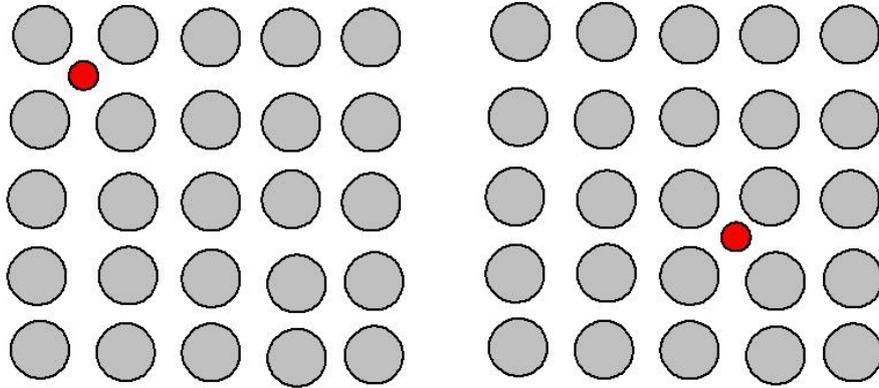


Figura 6.4: schema di diffusione di un atomo interstiziale.

Diffusione in stato stazionario: La diffusione è un processo che dipende sostanzialmente da due parametri, la temperatura ed il tempo. In molti casi si rende necessario conoscere con quale velocità avvengono i fenomeni diffusivi, cioè quale è la velocità di trasporto della materia. Questa grandezza è frequentemente espressa come flusso diffusionale (J), cioè come massa M o numero di atomi che, nell'unità di tempo, attraversa in direzione perpendicolare una superficie di area unitaria. Quindi:

$$J = \frac{M}{At} \quad (6.1)$$

dove A è l'area della superficie, t è il tempo. In forma differenziale la relazione diventa

$$J = \frac{1}{A} \frac{dM}{dt} \quad (6.2)$$

Se il flusso diffusionale non varia nel tempo si stabilisce uno stato stazionario; in cui si osserva una lamiera che divide due gas a concentrazioni costanti C_A e C_B , essendo $C_A > C_B$.

Riportando la concentrazione in funzione della posizione all'interno dello spessore della lastra, si ottiene una curva detta profilo di concentrazione.

La pendenza della curva, in un determinato punto, è il gradiente di concentrazione, definito come dC/dx .

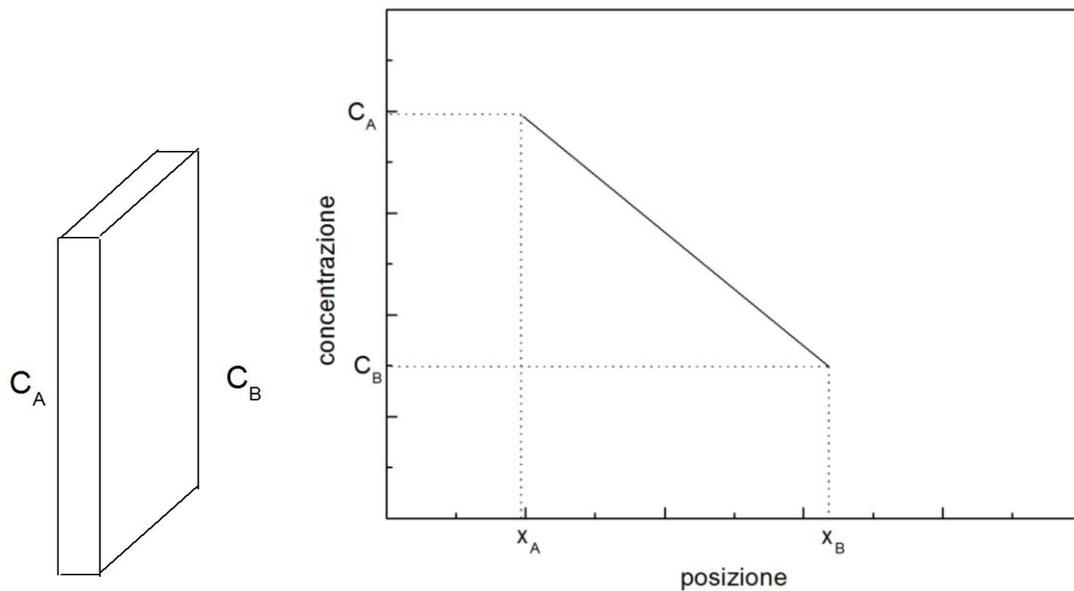


Figura 6.5: profilo di concentrazione nel caso di diffusione in stato stazionario.

Se il profilo di concentrazione viene supposto lineare come in figura, si avrà che il gradiente di concentrazione è dato da:

$$\frac{C_A - C_B}{x_A - x_B}$$

Nel caso di diffusione in stato stazionario il problema da risolvere è relativamente semplice, dal momento che il flusso diffusionale è proporzionale al gradiente di concentrazione secondo la relazione:

$$J = -D \frac{dC}{dx} \quad (6.3)$$

La costante D viene definita coefficiente di diffusione, ed ha unità di misura [m²/s].

La relazione precedente, conosciuta come legge di Fick, indica molto chiaramente che i fenomeni diffusivi avvengono in direzione opposta rispetto al gradiente di concentrazione.

In effetti è proprio il gradiente di concentrazione ad essere la *driving force* della diffusione.

Diffusione in stato non-stazionario: La maggior parte dei casi reali di diffusione non sono di tipo stazionario, dal momento che il gradiente di concentrazione in un dato punto varia nel tempo

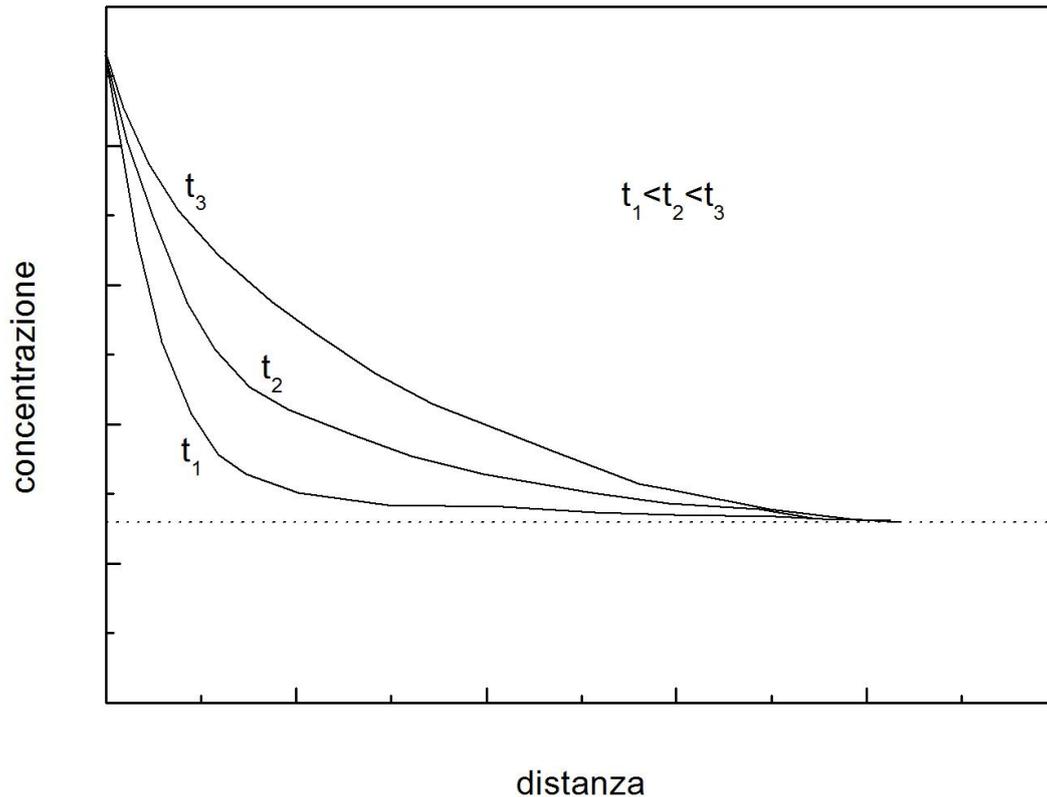


Figura 6.6: profili di concentrazione al variare del tempo nel caso di diffusione in stato non stazionario.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \Rightarrow \frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (6.4)$$

Le relazioni precedenti sono conosciute sotto il nome di seconda legge di Fick. La loro risoluzione è possibile imponendo delle condizioni al contorno.

Un esempio di risoluzione della seconda equazione di Fick è il caso del solido semi-infinito, un solido che si estende indefinitamente in una direzione; in pratica si considera semiinfinito un solido nel quale nessun atomo della specie che diffonde è in grado di raggiungere l'estremità opposta nei tempi del processo. Semplificando, si considera semi-infinito un solido di lunghezza $l > 10 Dt$ la cui concentrazione sulla superficie sia mantenuta costante.

Per risolvere questo problema si fanno le seguenti assunzioni:

1. prima che la diffusione abbia inizio, la specie che diffonde si trova uniformemente distribuito nel solido ad una concentrazione C_0
2. il valore di x è 0 sulla superficie del solido, ed aumenta man mano che ci si addentra nel solido stesso

3. il tempo $t=0$ è quello in cui inizia la diffusione

Le conseguenti condizioni al contorno sono:

per $t=0$, $C = C_0$ per $0 < x < \infty$

per $t>0$, $C = C_s = \text{costante}$ per $x=0$ e $C = C_0$ per $x = \infty$

L'equazione può quindi essere risolta, e la soluzione è:

$$\frac{C_x - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dy}}\right) \quad (6.5)$$

La funzione $\operatorname{erf}(z)$ è la funzione di errore Gaussiana, i cui valori sono tabulati in funzione della variabile z .

Conoscendo i valori di D , C_0 e C_s , si può ricavare l'andamento della concentrazione in una determinata posizione ed in certo tempo

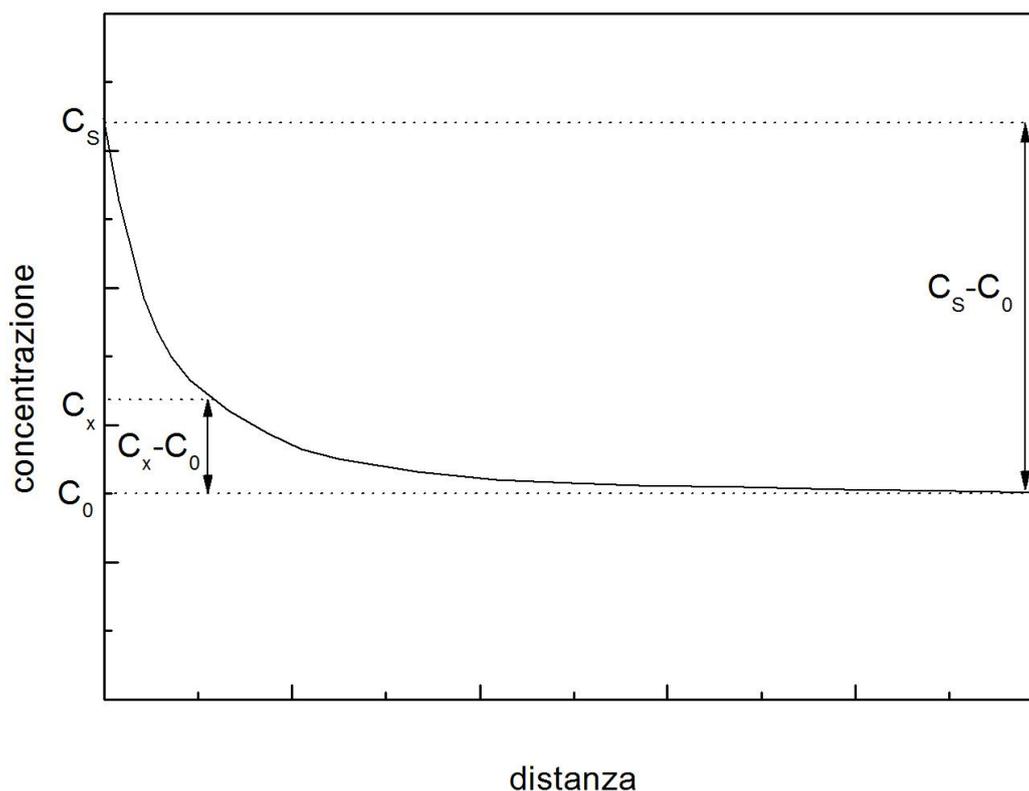


Figura 6.7: profilo di concentrazione nel caso di diffusione in stato non stazionario.

Fattori che influenzano la diffusione: specie che diffondono: Il valore di D rappresenta la facilità con cui una data specie atomica diffonde in un'altra. La Tabella riassume i valori di D per alcuni

esempi di auto- e interdiffusione, permettendo di confrontare i valori di D per la diffusione interstiziale (C in Fe) e di vacanze (auto-diffusione del Fe).

Elemento diffondente	Metallo	D0(m2/s)	Qd(kJ/mol)	T(°C)	D(m2/s)
Ferro	Ferro (ccc)	$2 \cdot 10^{-4}$	241	500	$1.1 \cdot 10^{-20}$
				900	$3.9 \cdot 10^{-15}$
Ferro	Ferro (cfc)	$5 \cdot 10^{-5}$	284	900	$1.1 \cdot 10^{-17}$
				1100	$7.8 \cdot 10^{-16}$
Carbonio	Ferro (ccc)	$6.2 \cdot 10^{-7}$	80	500	$2.3 \cdot 10^{-12}$
				900	$1.6 \cdot 10^{-10}$
Carbonio	Ferro (cfc)	$1 \cdot 10^{-5}$	136	900	$9.2 \cdot 10^{-12}$
				1100	$7 \cdot 10^{-11}$
Alluminio	Alluminio	$1.7 \cdot 10^{-4}$	142	500	$4.1 \cdot 10^{-14}$
Rame	Alluminio	$6.5 \cdot 10^{-5}$	135	500	$4.8 \cdot 10^{-14}$
Magnesio	Alluminio	$1.2 \cdot 10^{-4}$	131	500	$1.8 \cdot 10^{-13}$

Fattori che influenzano la diffusione: temperatura: La temperatura ha un effetto considerevole sul coefficiente di diffusione. In generale tale dipendenza viene descritta tramite una relazione nella forma di Arrhenius:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (6.6)$$

in cui D_0 è una costante che non dipende dalla temperatura, Q_d è l'energia di attivazione per la diffusione, R è la costante dei gas e T la temperatura assoluta.

Percorsi diffusivi preferenziali: Oltre che all'interno del reticolo, i movimenti diffusivi possono avvenire anche all'interno di percorsi preferenziali; lungo tali percorsi, a causa delle distanze interatomiche maggiori, il flusso di atomi può avvenire con maggiore facilità.

Il primo esempio di diffusione preferenziale è quello lungo le dislocazioni (*pipe diffusion*).

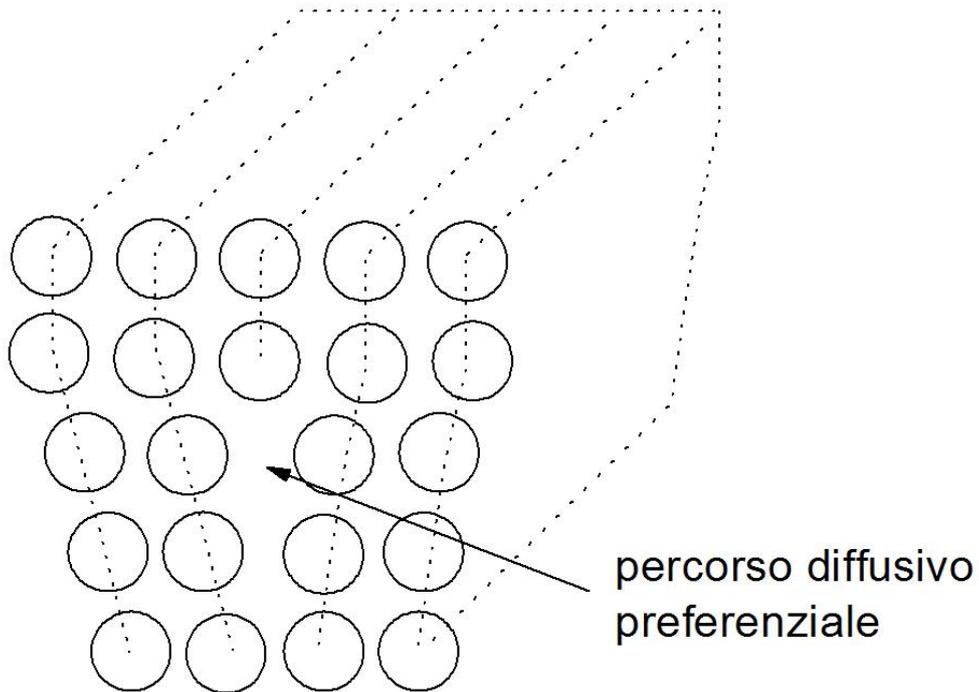


Figura 6.8: percorso diffusivo preferenziale nei pressi di una dislocazione a spigolo.

L'altro esempio tipico e' la diffusione lungo i confini di grano. Anche se nella maggior parte dei casi questi meccanismi danno contributi trascurabili, talvolta essi possono consentire di spiegare fenomeni particolari, legati sia al trattamento termico che alla deformazione a caldo.

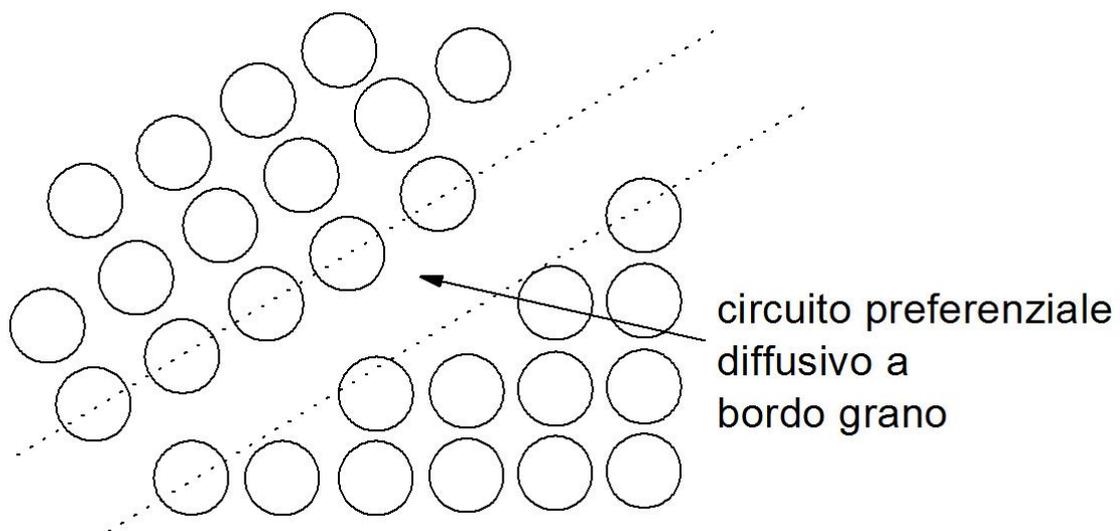


Figura 6.9: percorso diffusivo preferenziale nei pressi di un bordo di grano.

La diffusione e i trattamenti di addolcimento: ripristino e ricristallizzazione statici

Alcuni processi fondamentali, come l'addolcimento legato alla permanenza ad alta temperatura di metalli incruditi, hanno alla loro base fenomeni di tipo diffusivo. L'origine di tali fenomeni va infatti ricercata nella possibilità delle dislocazioni di muoversi, oltre che con i meccanismi già illustrati, anche attraverso moti nonconservativi.

Il moto non conservativo delle dislocazioni: Si è precedentemente osservato che le dislocazioni possono muoversi per scorrimento lungo determinati piani (dislocazioni di taglio) o al limite lungo famiglie di piani (dislocazioni a vite, purchè non dissociate a formare dislocazioni parziali). Lo scorrimento incrociato (o scorrimento deviato), in particolare, è il meccanismo che permette alle dislocazioni, che ad un certo stadio della deformazione sono distribuite uniformemente nel grano, di riarrangiarsi a formare pareti che dividono porzioni di grano relativamente libere da dislocazioni (celle). Questo riarrangiamento è accompagnato da una diminuzione di energia libera; d'altra parte tale riarrangiamento è ostacolato, nei metalli con bassa energia del difetto di impilaggio, dalla separazione delle dislocazioni parziali, che quindi non sono libere di muoversi al di fuori del loro piano di scorrimento.

L'insieme di tali movimenti non richiede particolari innalzamenti di temperatura; esiste però un altro tipo di moto, il salto (*climb*) che consiste in un arrampicamento di una dislocazione di taglio dal suo piano di scorrimento ad un piano parallelo ma superiore (o inferiore).

Nella Figura 6.10 si osserva una dislocazione che viene bloccata da un ostacolo (nel caso in questione un precipitato).

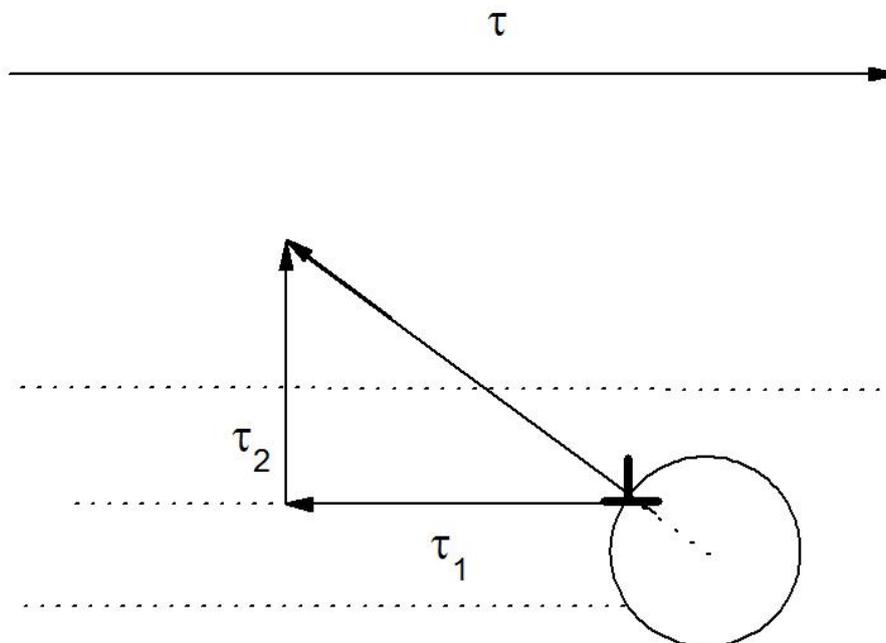
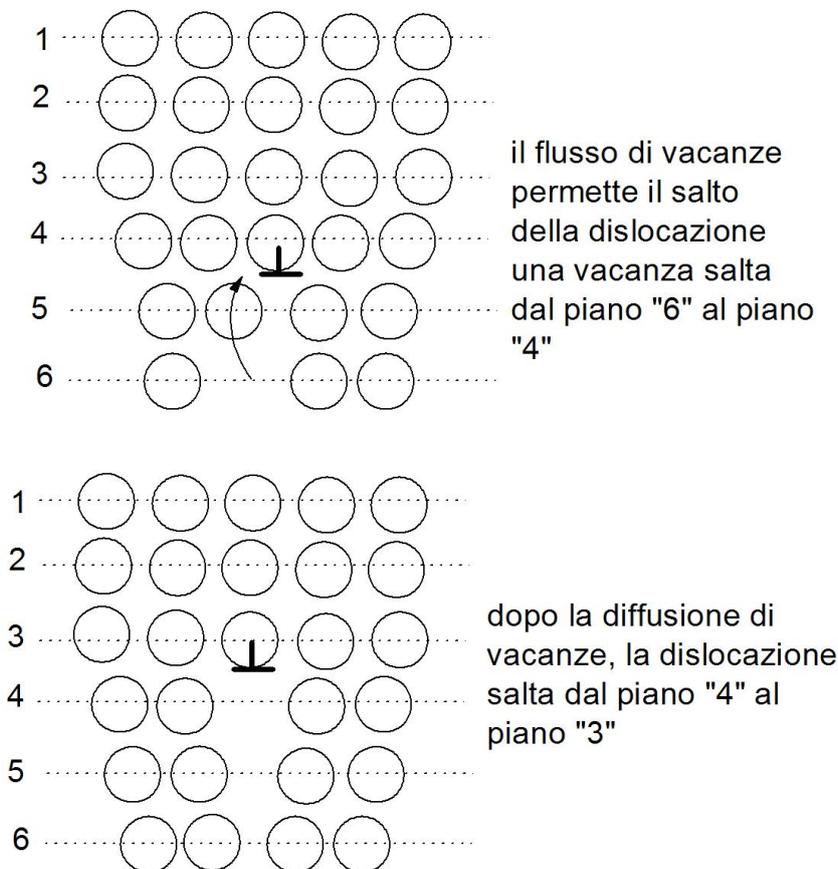


Figura 6.10: dislocazione a spigolo bloccata da un ostacolo, τ_1 è la componente della reazione che immobilizza la dislocazione, τ_2 è la componente che tenderebbe a far scavalcare l'ostacolo alla dislocazione.

A temperatura ambiente, l'ostacolo sarebbe in grado di bloccare indefinitamente la dislocazione, a meno che la tensione di taglio applicata dall'esterno non fosse sufficientemente alta da attivare il meccanismo di by-pass di Orowan o quello di taglio. Supponendo che la dislocazione e il precipitato interagiscano con delle forze come quelle in figura, si dovrebbe concludere che la reazione della particella è in grado di bloccare la dislocazione, anche se esiste una componente della forza di reazione verticale che tenderebbe a spostare la dislocazione stessa verso l'alto. Tale movimento è però impossibile a temperatura ambiente.

Vediamo ora cosa succede se, grazie a movimenti diffusionali, gli atomi all'estremità inferiore del semipiano extra cominciano a diffondere via (o, più appropriatamente, se una serie di vacanze diffonde verso la dislocazione). Tale situazione corrisponde ad un salto della dislocazione su un piano parallelo al primo, ma più alto; in poche parole, la diffusione di vacanze ha consentito alla dislocazione (in realtà ad una parte della dislocazione, quella più prossima all'ostacolo) di saltarlo, liberandola e consentendole di riprendere il suo moto. Questo modello, ovviamente molto semplificato, spiega perché alle alte temperature la mobilità delle dislocazioni aumenti in modo considerevole; si è visto, infatti, che la diffusione di vacanze aumenta con la temperatura, e quindi il moto non conservativo delle dislocazioni di taglio diventa sempre più importante man mano che la temperatura si innalza.

Il movimento delle dislocazioni, che a temperatura ambiente era limitato allo scorrimento, diviene una sequenza di scorrimenti e salti



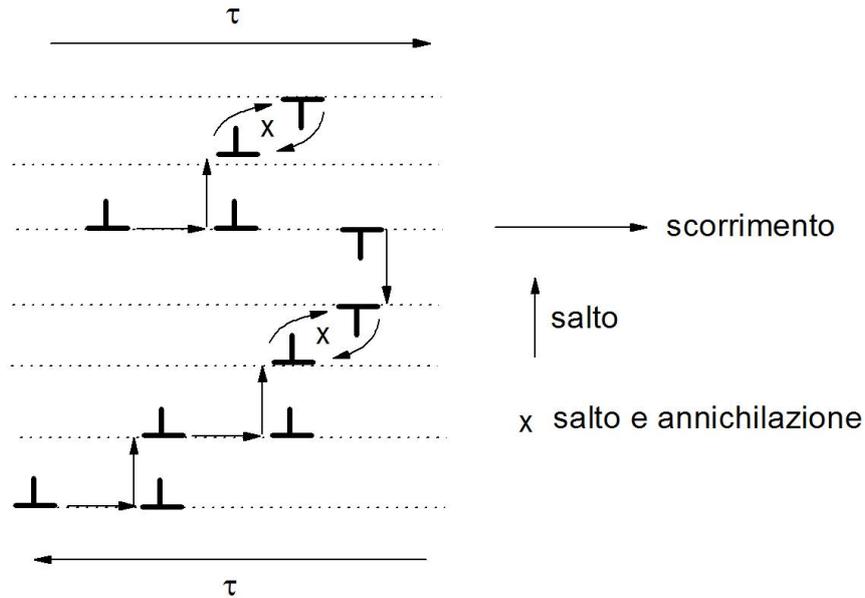


Figura 6.11: a) salto di una dislocazione per effetto della diffusione di vacanze; b) movimento delle dislocazioni schematizzato come una sequenza di scorrimenti e salti, con annullamento di dislocazioni di segno opposto.

Tali movimenti rendono possibile il riarrangiamento delle dislocazioni in pareti di celle sempre più perfette (pareti di sottograno) e l'annullamento di dislocazioni di segno opposto appartenenti originariamente a piani di scorrimento paralleli. Un esempio tipico di quanto accade si ha nell'alluminio puro; a temperatura ambiente, la struttura del materiale incrudito, grazie al fatto che l'alluminio ha una energia del difetto di impilaggio elevata, consiste in intrecci di dislocazioni che formano pareti che dividono zone libere da dislocazioni.

Tali zone possono evolvere facilmente in confini di sottograno, con un processo che è tanto più veloce quanto la temperatura è elevata. Se il materiale ha una energia del difetto di impilaggio bassa, la microstruttura del materiale incrudito consisterebbe in una distribuzione omogenea di dislocazioni. Perché si formino celle e quindi sottograni sarà necessario innalzare la temperatura, in modo da facilitare i meccanismi diffusivi e quindi il moto non conservativo delle dislocazioni.

Ripristino e ricristallizzazione statica: Si supponga di avere un materiale fortemente incrudito, la cui morfologia dei grani, a causa della deformazione subita, appare estremamente allungata

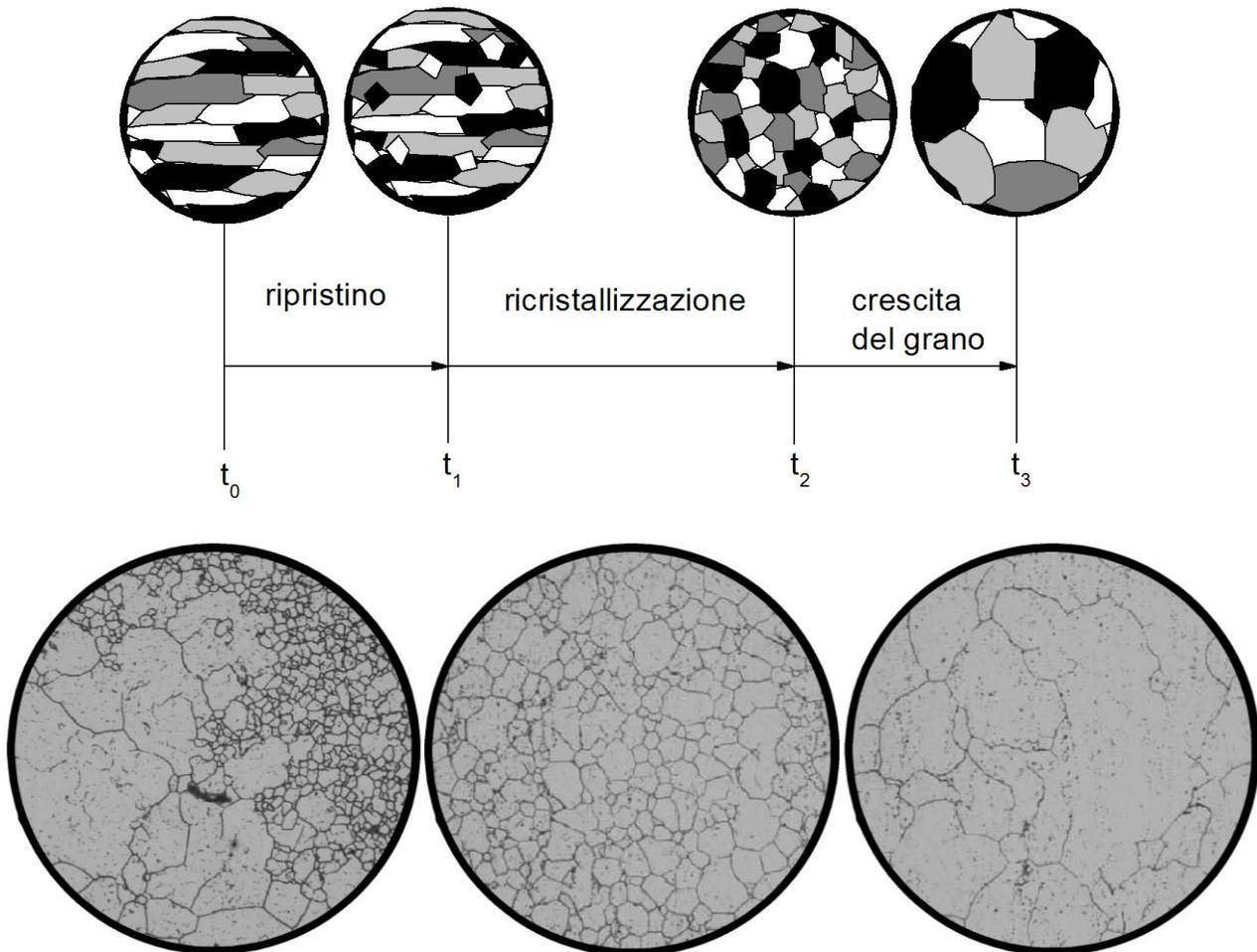


Figura 6.12: fenomeni di ripristino, ricristallizzazione e crescita del grano.

Si supponga poi di innalzare la temperatura del materiale fino ad un valore sufficientemente elevato da consentire fenomeni diffusivi apprezzabili; per un certo tempo (indicato con l'intervallo da $t=0$ a $t=t_1$), se si potesse osservare la morfologia dei grani non si osserverebbero variazioni apprezzabili.

Se però si osservasse la microstruttura al microscopio elettronico, si potrebbe constatare che l'interno dei singoli grani si evolve da una struttura a celle a una struttura a sottograni, che tendono, man mano che il tempo passa, a diventare più grossolani.

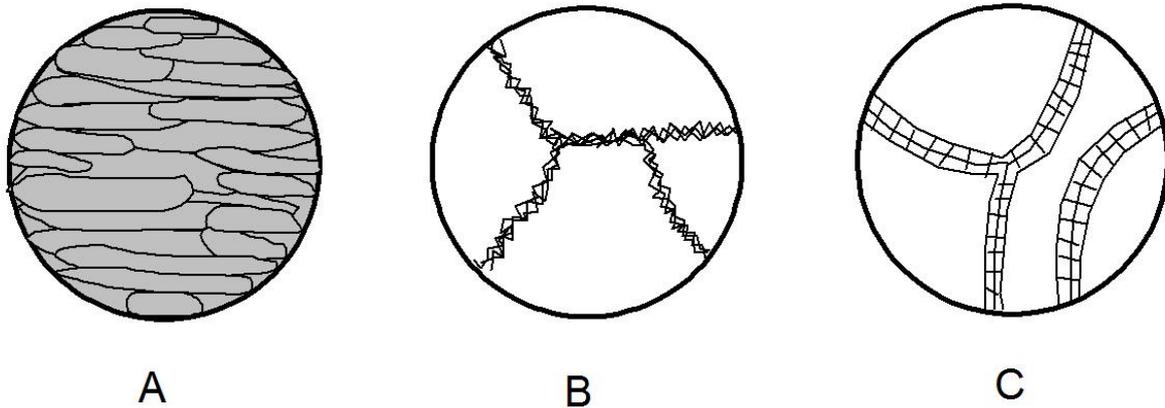


Figura 6.13: aspetto dei grani allungati al microscopio ottico, ed elettronico.

Al tempo $t=t_1$, invece, cominciano ad osservarsi alcuni piccoli grani equiassici, che nel tempo da t_1 a t_2 aumentano di numero fino a costituire la totalità della microstruttura. Proseguendo nel trattamento da t_2 a t_3 , i piccoli grani equiassici diventano sempre più grossolani.

La precedente sequenza di fenomeni viene descritta con i seguenti termini:

1^a fase (da t_0 a t_1): i processi che avvengono in questa fase vengono indicati con il termine di *ripristino statico* (SR, per distinguerlo da quello dinamico, che avviene contemporaneamente all'imposizione di una deformazione ad alta temperatura).

Rientrano nella definizione di ripristino tutti quei meccanismi che si verificano prima della comparsa di nuovi grani.

2^a fase (da t_1 a t_2): i processi che coincidono con la formazione di nuovi grani, esenti da deformazione, e la progressiva scomparsa della struttura incrudita a favore di questi nuovi grani, si indicano con il termine *ricristallizzazione statica*, SRX (vale la stessa distinzione fatta precedentemente rispetto alla definizione di statico e dinamico)

3^a fase (da t_2 a t_3): si tratta del processo di *crescita del grano*.

La *driving force* per i fenomeni del ripristino e della ricristallizzazione è l'energia di deformazione immagazzinata nel metallo sotto forma di difetti (l'80-90% dell'energia immagazzinata è dovuta alle dislocazioni); il ripristino non è altro che il progressivo ridursi dell'energia interna, grazie a fenomeni di riarrangiamento e annullamento delle dislocazioni, con la conseguente formazione e crescita di sottograni. L'aumento di temperatura permette, grazie al movimento non conservativo delle dislocazioni, una accelerazione di questi processi, e, alla fine, conduce all'accrescimento competitivo dei sottograni, in modo da ridurre ulteriormente l'energia interna.

L'importanza del fenomeno della ricristallizzazione è legata al fatto che essa produce una struttura completamente priva di dislocazioni, e quindi equivalente, a parte le dimensioni del grano che possono essere diverse, a quella che si aveva prima della deformazione. I fattori che possono intervenire per facilitare o rallentare i processi di ripristino sono diversi; per esempio, i fenomeni di ripristino, che avvengono sempre in maniera più o meno estesa prima che inizi la SRX, riducendo

il numero delle dislocazioni possono ridurre anche la tendenza della struttura a ricristallizzare. Anche il tipo di deformazione, ed ovviamente la temperatura a cui e' stata imposta, hanno un ruolo molto importante: lo stato di deformazione tipico dell'estrusione, per esempio, attiva molti più sistemi di scorrimento rispetto ad una semplice prova di trazione, e quindi, introducendo una densità di dislocazioni più elevata, può facilitare la SRX.

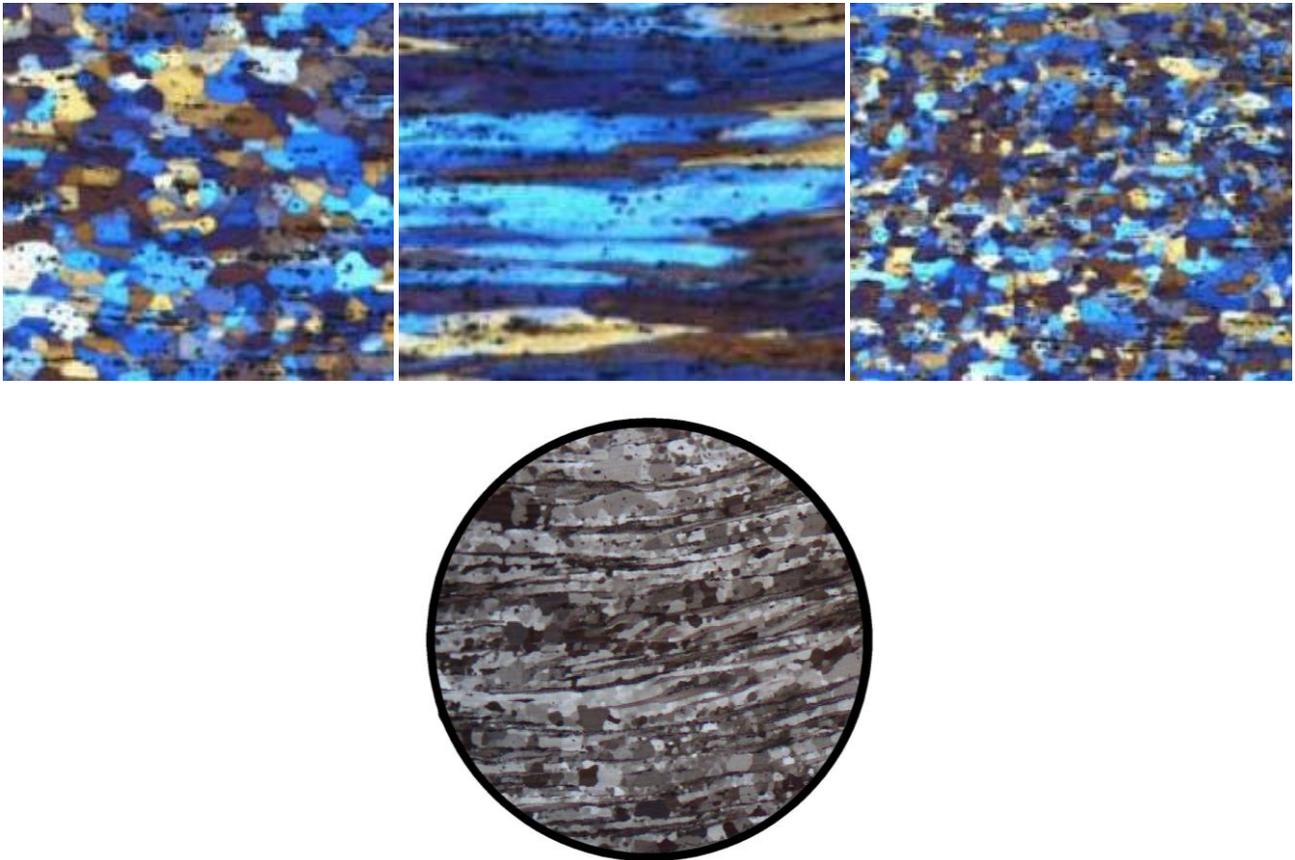


Figura 6.14: aspetto di una lega di alluminio prima della deformazione, dopo laminazione e dopo ricristallizzazione, nella figura inferiore si possono notare i nuovi grani che crescono all'interno di quelli allungati.

Materiali a grani fini immagazzinano più energia, durante la deformazione, rispetto a materiali con grani grossolani; ciò dipende dalla più frequente interazione fra le dislocazioni ed i confini di grano, e la conseguente moltiplicazione delle dislocazioni; per una data deformazione, la densità di dislocazioni è inversamente proporzionale alla dimensione del grano. Infine, anche il tenore di elementi alliganti gioca un ruolo influente sul fenomeno: si è osservato, infatti, che la tendenza alla ricristallizzazione diminuisce aumentando piccoli tenori di elementi in soluzione, per poi tornare ad aumentare: il tutto corrisponde ad un aumento della temperatura di SRX, cioè della temperatura che produce in 1h la completa ricristallizzazione del materiale, fino ad un massimo, seguito da una sua diminuzione man mano che il tenore di alliganti cresce.

La Figura 6.15 mostra la variazione di alcune proprietà man mano che si innalza la temperatura di trattamento; alle temperature più basse, dove prevale il ripristino, la durezza e la dimensione delle celle o sottogranuli varia lievemente.

Solo aumentando ancora la temperatura si ha un aumento della dimensione dei sottograni, che precede l'inizio della SRX. Tale processo è accompagnato da una considerevole riduzione della durezza.

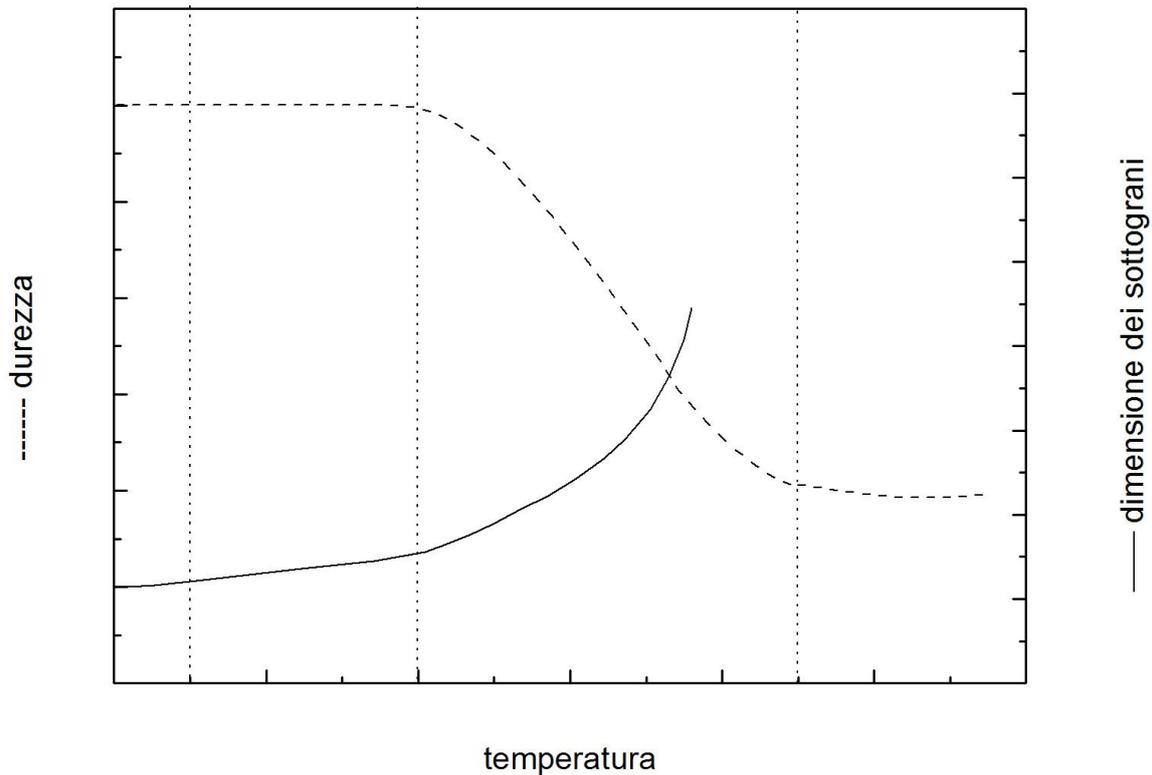


Figura 6.15: variazione della durezza e delle dimensioni dei sottograni al variare della temperatura.

Meccanismi di ripristino: I meccanismi di ripristino sono diversi e, a seconda della temperatura, includono: il riarrangiamento delle dislocazioni, il loro annullamento e la crescita dei sottograni a temperature intermedie. Il salto, la coalescenza dei sottograni e la poligonalizzazione alle temperature più elevate (sopra la metà della temperatura assoluta di fusione del metallo). La coalescenza dei sottograni, in particolare, è un processo per cui due sottograni adiacenti, con orientazione lievemente diversa, coalescono a formarne uno solo; il processo naturalmente comporta un annullamento delle differenze di orientazione.

La poligonalizzazione, invece, è un particolare meccanismo operante a temperatura elevata, per cui si formano, in particolari condizioni (per esempio deformando a flessione un monocristallo), dei confini di sottograno dovuti ad allineamenti di dislocazioni di taglio. Il processo richiede lo scorrimento ed il salto delle dislocazioni, per cui avviene solo alle alte temperature, e produce sottograni 10 volte più grandi di quelli che si ottengono attraverso la formazioni di intrecci di dislocazioni (pareti delle celle) e la loro evoluzione in pareti di sottograno.

Ricristallizzazione – temperatura e dimensioni del grano: Dal momento che la dimensione del grano è un fattore molto importante in molti materiali, è utile definire il parametro $t_{0.95}$, come tempo

necessario, ad una data temperatura, perché il 95% della struttura sia ricristallizzato. Qualitativamente, tale parametro varia con la temperatura.

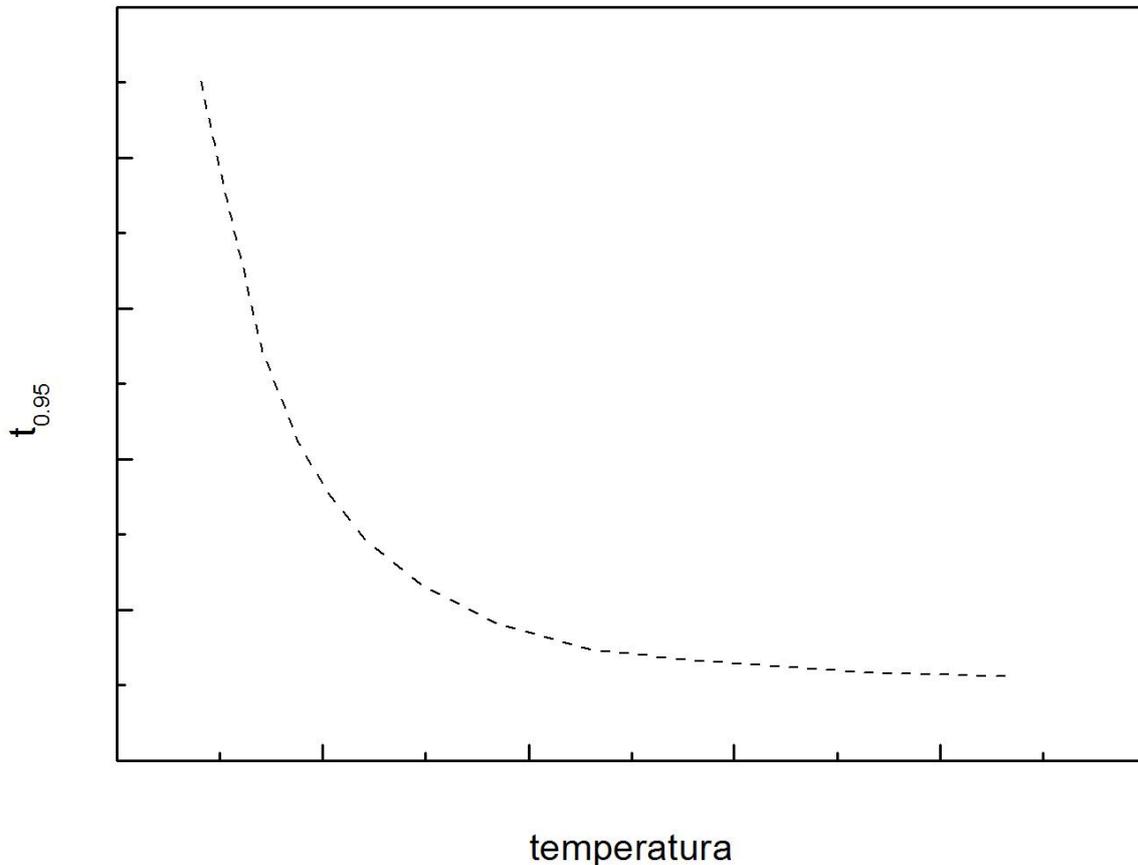


Figura 6.16: variazione del parametro di ricristallizzazione con la temperatura.

Per quanto riguarda la dimensione del grano ricristallizzato, esso deriva dal bilancio di due meccanismi diversi: la nucleazione di nuovi grani e la loro crescita.

Per avere grani fini bisogna aumentare la velocità di nucleazione, e ridurre la velocità di crescita.

Un metodo per ottenere ciò è aumentare il tasso di incrudimento, cioè la densità di dislocazioni (la *driving force* per la nucleazione dei nuovi grani). Altri parametri che influenzano, in modo più o meno rilevante, la dimensione del grano ricristallizzato sono la temperatura di trattamento, la dimensione iniziale del grano, il tenore di impurezze e la temperatura cui è stata effettuata precedentemente la deformazione.

La deformazione plastica a caldo

Nella pratica della deformazione dei metalli ad alta temperatura (forgiatura, estrusione, laminazione etc.) il calcolo delle forze e quindi della potenza richiesta necessita che si stimi la dipendenza della tensione di flusso (*flow stress*, quella tensione che consente la deformazione plastica e che in

generale varia con la deformazione imposta) dalla temperatura e dalla velocità di deformazione. A questo scopo si utilizzano di solito prove di compressione o torsione, condotte a temperatura e velocità di deformazione costante. La compressione assialsimmetrica è un tipo di prova particolarmente utile, ma è soggetta al problema della barilottatura, cioè alla distribuzione non omogenea della deformazione dovuta all'effetto dell'attrito. La torsione, invece, comporta che nel campione esista un gradiente di deformazione lineare fra il centro e la superficie, pur presentando il vantaggio di essere esente da fenomeni di localizzazione della deformazione e dall'attrito (grazie a questo comportamento si possono raggiungere deformazioni vere totali dell'ordine di 20-100, utilissime per studiare il comportamento del materiale durante la laminazione).

Curve tensione-deformazione per materiali che presentano soltanto ripristino dinamico: Esiste una classe di materiali che, sottoposti a deformazione a caldo, esibiscono una curva deformazione.tensione del tipo di quella mostrata in Figura 6.17.

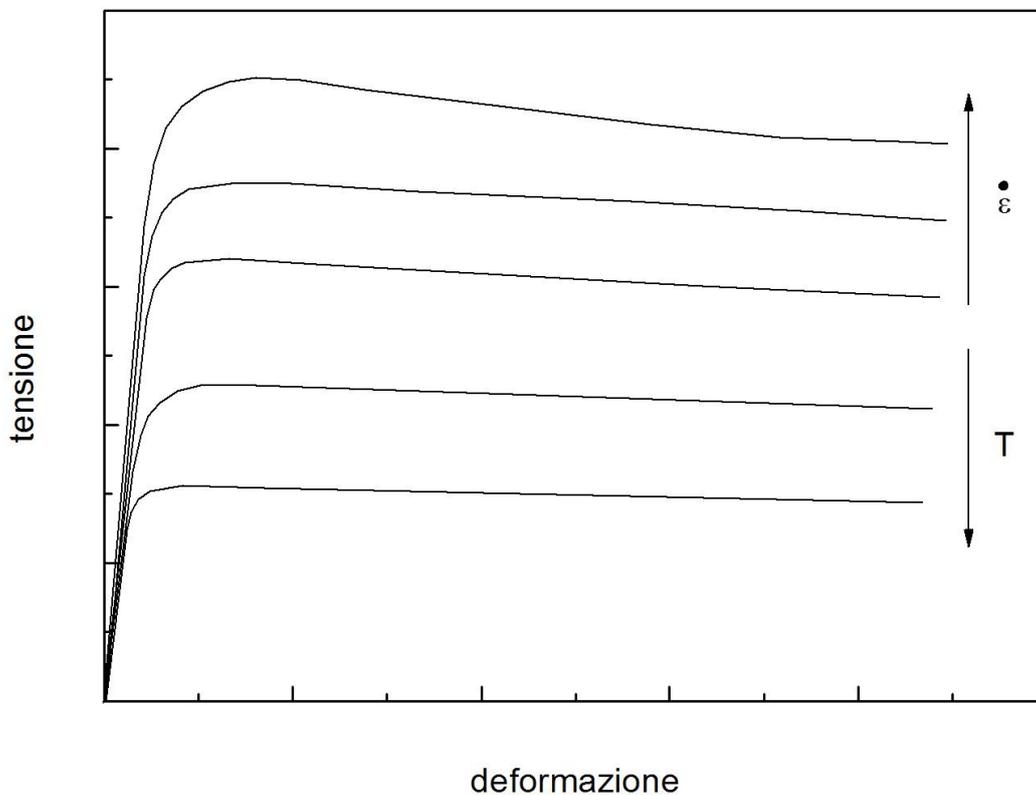


Figura 6.17: curve tensione deformazione in metalli che presentano ripristino dinamico.

Le curve di flusso di questi materiali presentano un andamento fortemente crescente in una prima fase, seguita da un modesto picco e da uno stadio stazionario durante il quale la tensione di flusso varia in maniera minima con l'aumentare della deformazione. Le curve tendono inoltre a spostarsi verso l'alto diminuendo la temperatura o innalzando la velocità di deformazione. Da un punto di vista microstrutturale, durante la prima fase della prova si ha un aumento molto rapido della densità

di dislocazioni; la microstruttura, in questo stadio, consiste di grani progressivamente sempre più deformati, all'interno dei quali le dislocazioni, per effetto dei meccanismi di ripristino legati alle alte temperature, si riarrangiano a formare celle e poi sottogran. I fenomeni di ripristino che avvengono durante la deformazione vengono definiti dinamici (da qui la notazione ripristino dinamico, DR); nel ripristino dinamico si ha l'effetto concorrente dei fenomeni di addolcimento (scorrimento deviato, salto, annullamento delle dislocazioni di segno contrario) e di incrudimento (moltiplicazione e ancoraggio delle dislocazioni).

Durante lo stadio stazionario, la dimensione dei sottogran rimane costante; questo fenomeno è dovuto al bilanciamento dei processi di moltiplicazione delle dislocazioni e del loro annullamento a formare confini di sottogran. Va osservato che l'equilibrio che si consegue è di tipo dinamico, dal momento che anche se la dimensione media dei sottogran rimane costante, i confini di sottogran si evolvono, spostandosi, e varia, seppur di poco, l'orientazione dei sottogran. Evidentemente, nei metalli in cui durante la deformazione l'unico meccanismo di addolcimento è il ripristino dinamico, le dislocazioni possiedono una mobilità piuttosto elevata, senza la quale non potrebbero liberarsi dagli ancoraggio e riarrangiarsi in sottostrutture. Questo è possibile solo nei metalli in cui il salto, e soprattutto lo scorrimento deviato, sono meccanismi particolarmente attivi, cioè nei metalli con alta energia del difetto di impilaggio (l'alluminio, le leghe del ferro a struttura ccc., la maggior parte delle altre leghe ccc).

Se, al termine della deformazione, il metallo viene raffreddato in maniera sufficientemente rapida, si può prevenire con un certo successo il fenomeno della ricristallizzazione statica. In questo caso il materiale mantiene una densità di dislocazioni elevata anche a temperatura ambiente, e quindi ha una resistenza elevata. Nel caso in cui non avvenga un raffreddamento sufficientemente rapido, come nell'esempio di laminazione riportato in Figura 6.18.

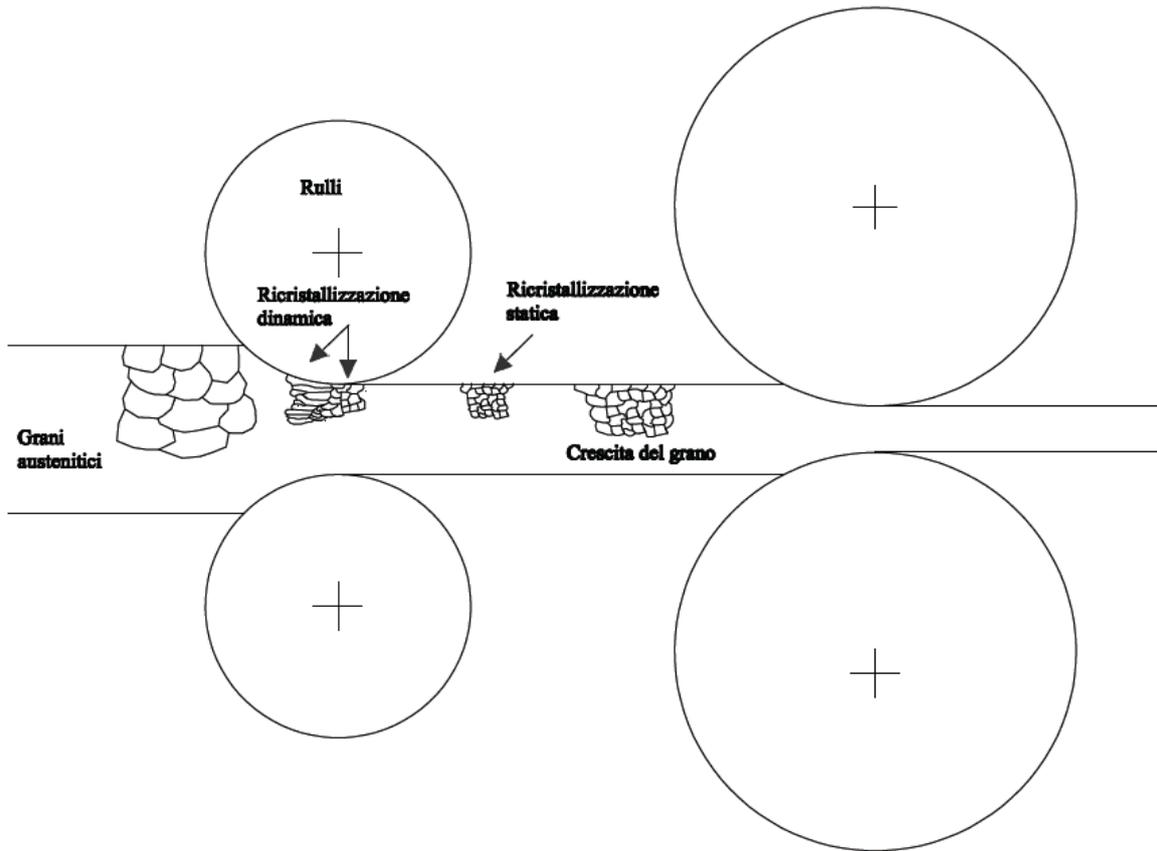


Figura 6.18: ricristallizzazione statica e dinamica durante la laminazione.

la struttura deformata tende a ricristallizzare in maniera statica, e se la permanenza ad elevata temperatura e' sufficientemente lunga, si può avere anche la crescita dei grani ricristallizzati.

Nonostante ciò, la maggior parte dei metalli che subiscono soltanto DR tende a ricristallizzare staticamente in maniera piuttosto lenta, in relazione anche al fatto che, subito dopo la deformazione, avviene anche un certo grado di ripristino statico.

Curve tensione-deformazione per materiali che presentano ricristallizzazione dinamica: In altri materiali la curva tensione-deformazione assume una geometria diversa, dal momento che la tensione cresce fino ad un picco, per poi calare piuttosto rapidamente fino ad un valore che rimane sostanzialmente stazionario.

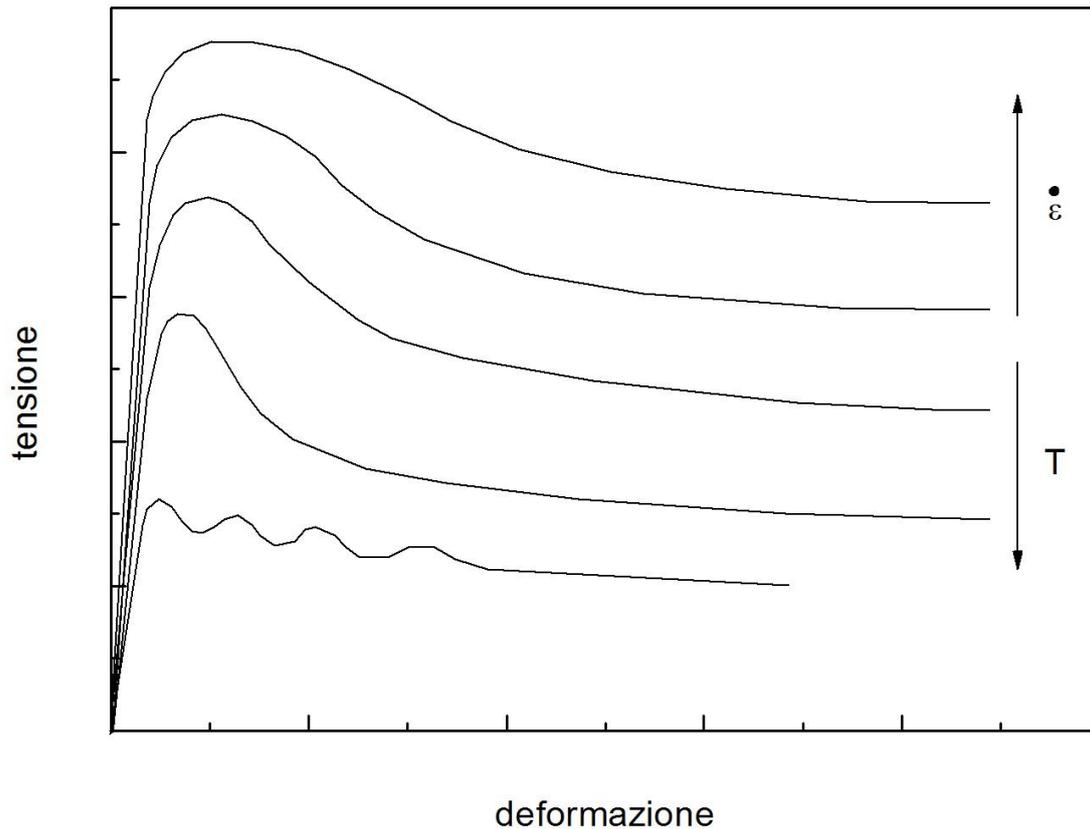


Figura 6.19: curve tensione deformazione in metalli che presentano ricristallizzazione dinamica.

I meccanismi alla base della forma peculiare delle curve in Figura vanno ricercati nella difficoltà con cui le dislocazioni, il cui numero aumenta vertiginosamente nel primo stadio, possono muoversi per scorrimento deviato.

Tale difficoltà, legata al valore particolarmente basso dell'energia del difetto di impilaggio, generalmente si ritrova nei metalli cfc (ad eccezione dell'alluminio), quali il ferro cfc, il rame, il nichel e relative leghe.

In questi metalli anche il salto, e conseguentemente tutti i meccanismi legati al moto non conservativo delle dislocazioni, può essere piuttosto lento, a causa di fenomeni estremamente complessi legati alla natura ed al tipo delle dislocazioni. Per una data deformazione e alla stessa velocità di deformazione, nei metalli di questa classe la dimensione dei sottograni è più piccola che non nei materiali in cui si hanno efficienti fenomeni di ripristino dinamico, e le dislocazioni nei confini di sottograno sono più densamente "intrecciate" e meno organizzate. Man mano che la deformazione aumenta, nuove dislocazioni si aggiungono ai confini di sottograno, tanto che la differenza di orientazione fra sottograni adiacenti aumenta sempre più, fino a superare i 10° . A questo punto i sottograni diventano veri e propri nuclei di nuovi grani, ed inizia il processo della ricristallizzazione dinamica (DRX).

Per avere l'inizio della DRX, quindi, è necessario superare un valore minimo della deformazione (cioè della densità di dislocazioni introdotte); la diminuzione della tensione di flusso dopo il picco è dovuta all'istaurarsi della ricristallizzazione. Anche in questo caso, come nella SRX, la ricristallizzazione è legata ai due fenomeni della nucleazione e della crescita dei nuovi grani; per alte velocità di deformazione e/o basse temperature, la velocità di nucleazione è più elevata di quella di crescita, e si ha il fenomeno della ricristallizzazione continua (andamento della curva tensione-deformazione dopo il picco sostanzialmente piatto).

Per temperature elevate, o basse velocità di deformazione, la crescita del grano diviene un processo più rapido della nucleazione, ed il fenomeno assume le sembianze di un susseguirsi di fasi di ricristallizzazioni e crescita. Durante la fase di crescita dei grani, infatti, questi continuano ad essere deformati, al loro interno si formano nuove sottostrutture che presentano elevate densità di dislocazioni, ed alla fine si ricreano le condizioni per una nuova "ondata" di ricristallizzazione; in queste condizioni la curva tensione-deformazione assume il tipico andamento ondulatorio.

Terminata la fase di deformazione, in questi metalli può risultare particolarmente difficile mantenere una densità di dislocazioni elevata nella struttura (in modo da avere una elevata resistenza meccanica), per la facilità con cui avviene la SRX.

La Figura mostra, in maniera molto schematica, come si evolve durante la laminazione la struttura di un materiale che presenta ricristallizzazione dinamica di tipo continuo; nella figura si è supposto che la ricristallizzazione avvenga già per deformazioni particolarmente basse, e che si abbia una fase di accrescimento statico; come già visto, dopo la laminazione potrebbe avvenire un secondo processo di ricristallizzazione, di tipo statico, i cui effetti non sono riportati nella figura.

Effetti delle particelle di seconda fase sui meccanismi operanti nella lavorazione a Caldo: La presenza di particelle di seconda fase, finemente disperse nel metallo, può significativamente influenzare la cinetica con cui avvengono i diversi meccanismi. In generale, particelle fini tenderanno a limitare la mobilità delle dislocazioni, e produrranno sottogranì di dimensioni molto più piccole, il tutto con il risultato di aumentare la tensione di flusso.

In qualche caso si possono avere anche effetti di ritardo sul tempo di ricristallizzazione statica o dinamica (per effetto della limitata mobilità dei confini di sottogranò). Viceversa, la crescita competitiva dei precipitati, facilitata dalla diffusione che avviene lungo i percorsi preferenziali (confini di sottogranò) porta ad un addolcimento del materiale, per cui lo stato stazionario viene sostituito da una diminuzione più o meno lenta della tensione di flusso con il tempo, cioè, per una prova a velocità di deformazione costante, con la deformazione).

In altri casi, particelle grossolane, di solito circondate da un numero relativamente elevato di dislocazioni, possono facilitare il fenomeno della nucleazione di nuovi grani.

Se invece la precipitazione avviene nel corso della deformazione, si ha un notevole aumento della resistenza meccanica, in genere a scapito della duttilità e della tenacità.

Relazioni costitutive: Si è visto che per la determinazione della potenza richiesta dalla lavorazione è necessario stimare i valori della tensione di flusso.

In genere si preferisce considerare il valore massimo della tensione (tensione di picco) o quella nello stadio stazionario; per valori della deformazione inferiori al picco, infatti, per una data condizione di prova si può assimilare la curva ad una relazione del tipo

$$\sigma = B\varepsilon^m \quad (6.7)$$

oppure

$$\sigma = \sigma_0 + B'\varepsilon^m \quad (6.8)$$

dove B e B' sono delle costanti che dipendono dalle condizioni di prova, e σ_0 è il corrispondente snervamento del materiale.

Nello stadio stazionario, inoltre, la tensione di flusso dipende dalla velocità di deformazione e dalla temperatura secondo le relazioni:

$$\dot{\varepsilon} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (6.9)$$

oppure

$$\dot{\varepsilon} = A' [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (6.10)$$

dove A, A' ed α sono delle costanti del materiale, n viene definito esponente della sollecitazione, e Q energia di attivazione per la deformazione a caldo.

La prima relazione si utilizza per valori della velocità di deformazione bassi, mentre la seconda è di uso più generale.

Recupero e ricristallizzazione dinamica nei materiali monofase: Nei materiali monofase, le principali caratteristiche microstrutturali sono le dislocazioni e i bordi di grano. Il test di torsione è utilizzato per determinare come queste siano influenzate dalla temperatura di deformazione e dalla velocità di deformazione. Il recupero dinamico alle temperature delle lavorazioni a caldo comportano un riduzione nel numero di dislocazioni ad una data deformazione senza effetti rilevanti sulla deformazione dei grani. In contrapposizione, la ricristallizzazione dinamica è caratterizzata dalla movimentazione dei bordi di grano e da un grande numero di annichilizzazioni di dislocazioni che portano ad avere dei grani liberi da tensioni. Metalli aventi un'alta energia di impilamento nelle quali il salto delle dislocazioni è semplice tendono all'addolcimento prima che avvenga il recupero dinamico. D'altra parte i materiali aventi energia di impilamento bassa, per i quali il salto avviene con difficoltà, tendono ad accumulare una grande quantità di energia di deformazione alle temperature delle lavorazioni a caldo. La ricristallizzazione dinamica è avviata da questi grandi accumuli di dislocazioni. La curva di flusso di un test di torsione su un metallo nel quale predomina il recupero dinamico alle temperature di lavorazione a caldo ha un aspetto simile a quella dell'acciaio testato in regime alfa a 700°C (Figura 6.20).

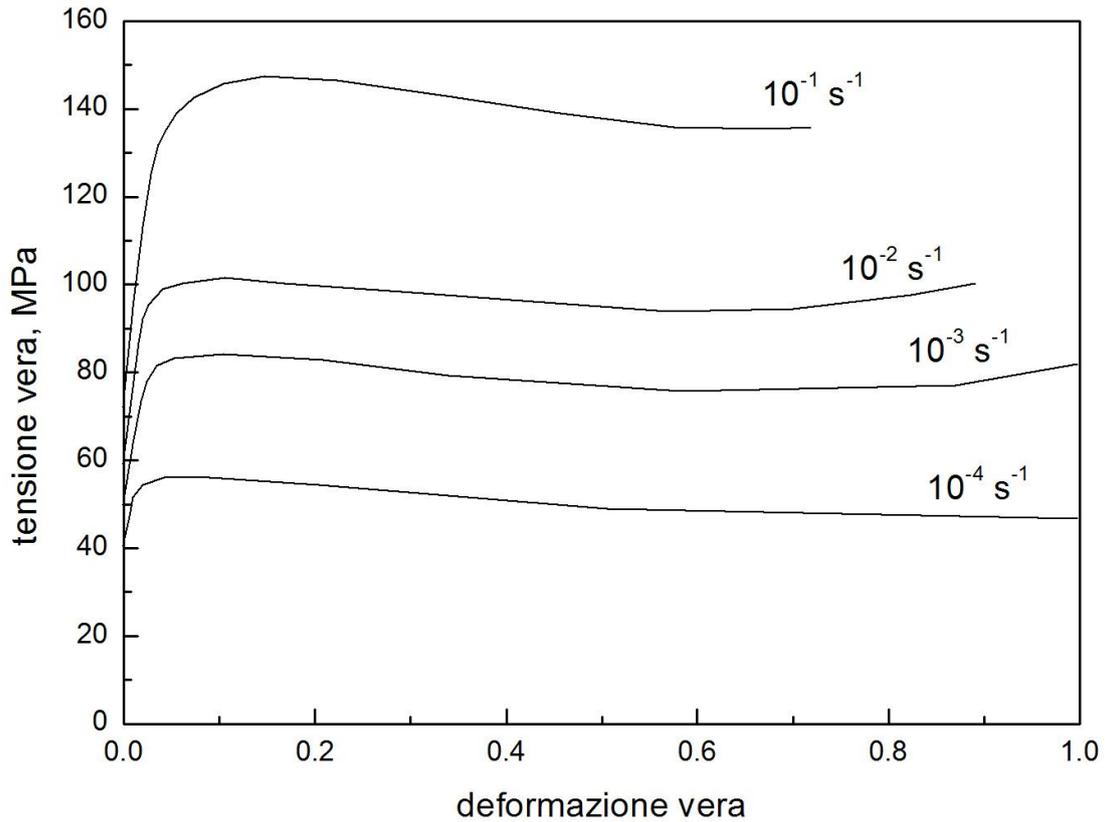


Figura 6.20: curve sforzo deformazione per un acciaio ARCOM

Inizialmente si ha lo snervamento durante il quale la velocità di moltiplicazione delle dislocazioni supera la velocità del recupero. Nello stadio stazionario del flusso plastico i sottogranì equiassici formano delle pareti che consistono in arrangiamenti regolari di dislocazioni. Questi sottogranì rimangono equiassici durante il resto del processo di deformazione, spesso non si riescono a distinguere i contorni dei granì come mostra la Figura 6.21.

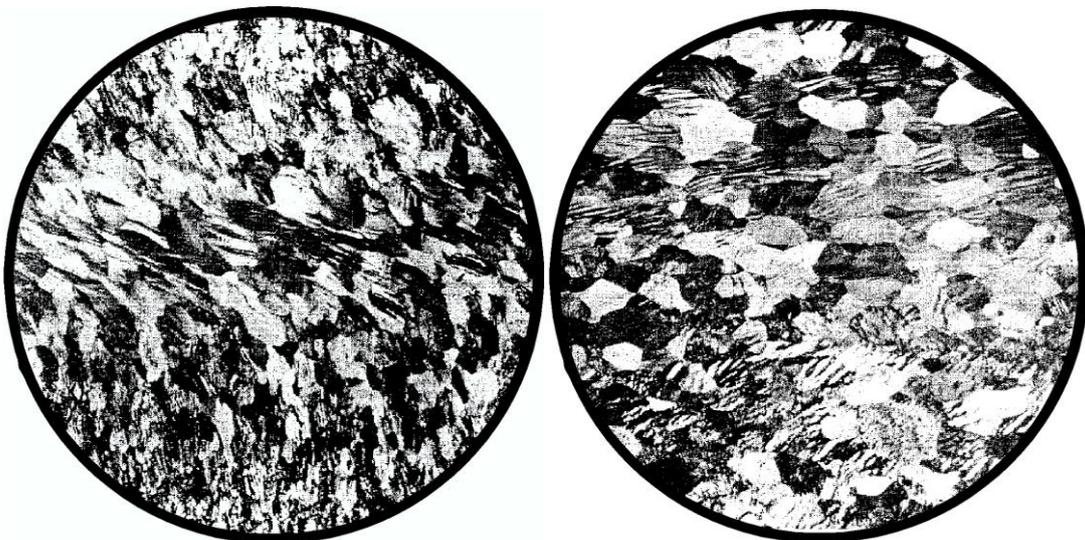


Figura 6.21: effetto della torsione su provini ad alluminio super puro.

La Figura 6.21 mostra la macrografia di due provini differenti di torsione a caldo. Il provino di Figura a ha subito dieci rotazioni nella stessa direzione, mentre il provino di Figura b ne ha subite cinque in un verso e cinque nell'altro. I grani in entrambi i provini mostrano un grande stato di deformazione che aumenta dal centro verso la superficie a causa della variazione di deformazione nella torsione di una barra cilindrica piena. La curva del flusso torsionale per i materiali che ricristallizzano

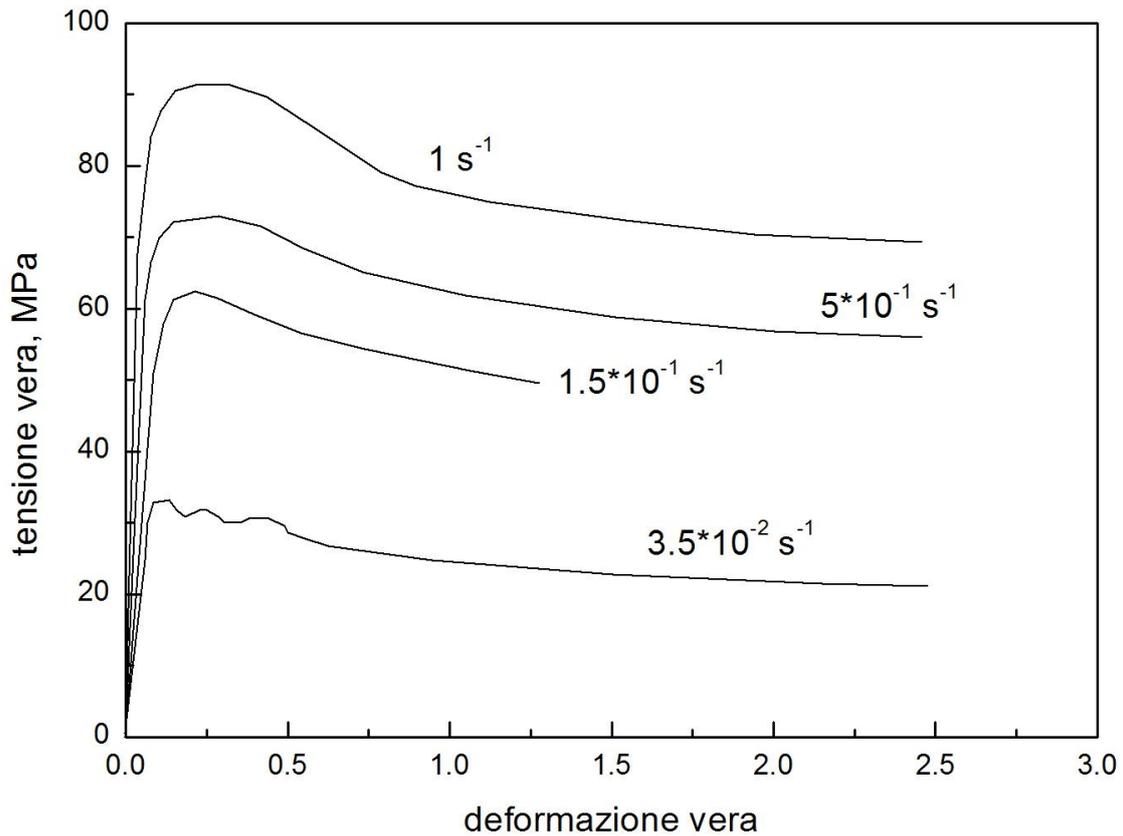


Figura 6.22: curve sforzo deformazione a differenti velocità di deformazione per un acciaio a basso tenore di carbonio che presenta ricristallizzazione dinamica durante torsione a 1100°C .

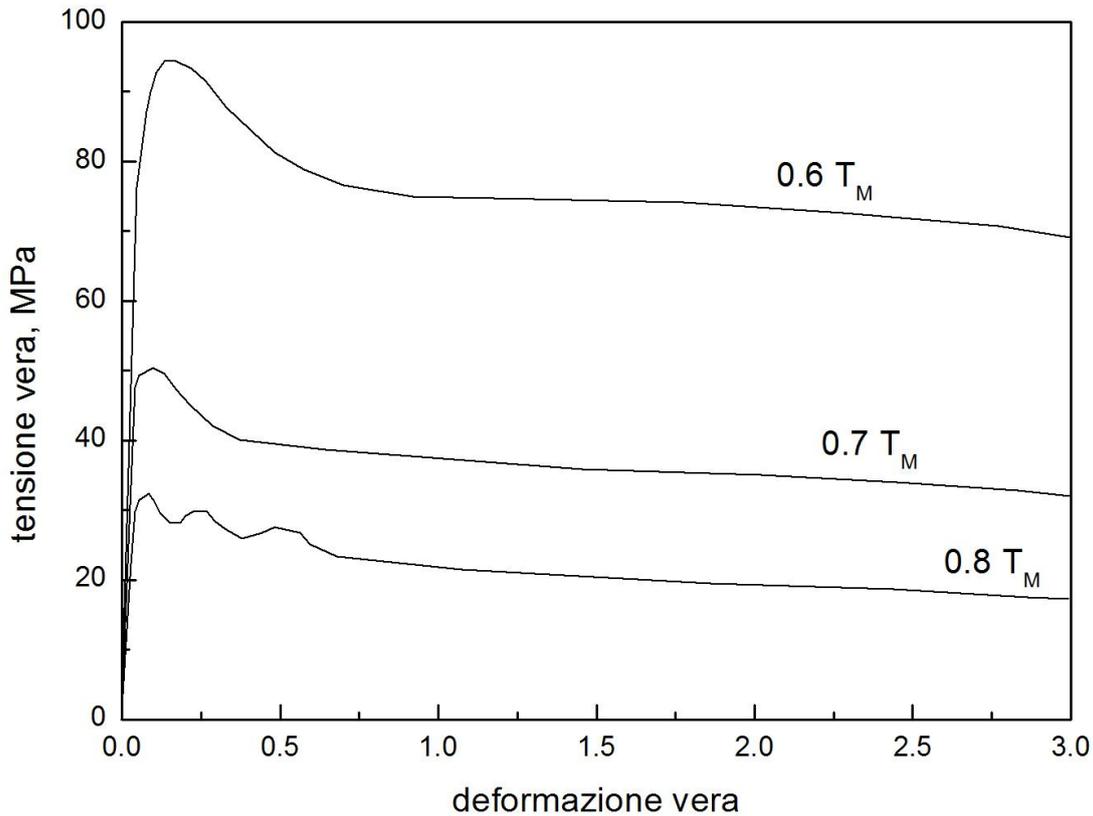


Figura 6.23: curve sforzo-deformazione del nichel puro sottoposto a torsione a differenti temperature e per una velocità di deformazione di $0.015s^{-1}$ che presenta ricristallizzazione dinamica.

alle temperature delle lavorazioni a caldo sono spesso differenti da quelle dei metalli in cui predomina il recupero dinamico. Queste curve possono essere usate per determinare l'inizio della ricristallizzazione dinamica in funzione della velocità di deformazione e della temperatura. La curva sforzo di deformazione per gli acciai al nickel e al carbonio sono mostrate in Figura 6.22 e 6.23.

Il comportamento registrato consiste in un iniziale fase di incrudimento durante la quale la densità delle dislocazioni cresce rapidamente. A questo punto il flusso plastico massimo viene raggiunto dopo del quale interviene una fase di addolcimento. La deformazione decresce con l'aumentare della temperatura e con la riduzione della velocità di deformazione. L'addolcimento può essere identificato con l'inizio della ricristallizzazione dinamica. Alle basse temperature o alle altre velocità di deformazione la curva mostra uno stato stazionario che indica il proseguire della ricristallizzazione dinamica. Alle basse velocità di deformazioni o alle alte temperature la curva segue il picco di flusso spesso esibendo cicli di snervamento e ricristallizzazione. Le dimensioni dei grani ricristallizzati dinamicamente sotto le condizioni di equilibrio sono funzione della temperatura di deformazione e della velocità di deformazione. Per esempio le dimensioni dei grani stabili nell'acciaio sottoposto a torsione a varie temperature e velocità di deformazioni, sono mostrate in Figura 6.24 che illustra come le dimensioni dei grani crescano all'aumentare della temperatura e al diminuire della velocità di deformazione.



Figura 6.24: micrografie relative all'acciaio304L sottoposto a torsione a differenti strani rate e differenti temperature: a) 0.01s-1; 800°C, b) 10s-1; 800°C, c) 0.01s-1; 1000°C, d)0.01s-1; 1200°C

Come con la tensione di flusso e il comportamento a frattura alle temperature delle lavorazioni a caldo, la dipendenza da queste due variabili è meglio espressa dal parametro di Zener-Hollomon. La forte relazione tra il reciproco della dimensione media dei grani ricristallizzati e Z è dimostrata per il rame e per il nickel in Figura 6.25.

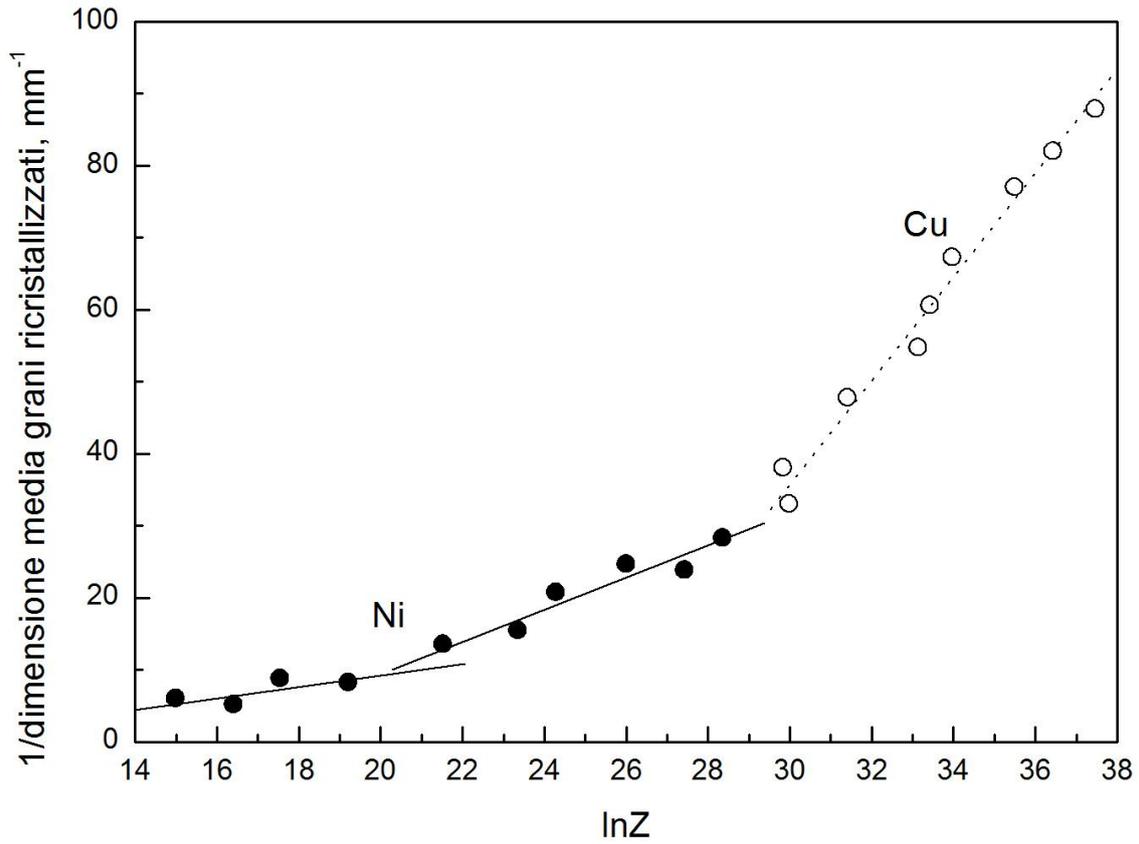


Figura 6.25: dimensione dei grani ricristallizzati di rame e nichel in funzione del parametro di Zener-Hollomon

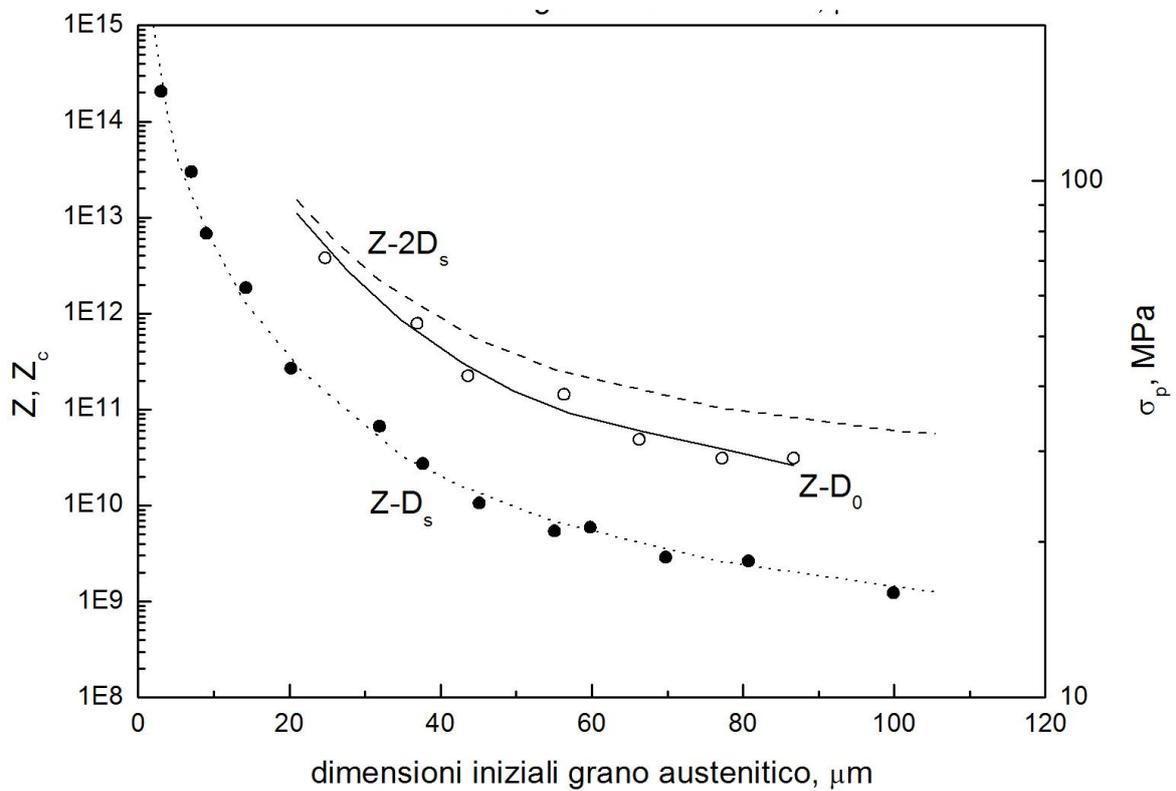


Figura 6.26: dipendenza del parametro critico Z_c sulle dimensioni iniziali del grano austenitico (D_0) in un acciaio con 0.16% di C.

Una dipendenza simile tra Z e i grani stabili ricristallizzati dinamicamente D_s , per un acciaio al carbonio 0.16% in regime austenitico è mostrata in Figura 6.26. Vengono anche riportati i valori critici Z o Z_c in funzione della dimensione iniziale dei grani D_0 ; Il valore di Z_c rappresenta le condizioni associate con la transizione tra curva di flusso a singolo picco e multi picco (periodica). Questa curva è etichettata come $Z-D_0$. Inoltre viene riportata la curva di Z rispetto a $2D_s$. La somiglianza tra le curve $Z-D_0$ e $Z-2D_s$ stabilisce che la variazione nel flusso interviene quando le dimensioni di ricristallizzazione dinamica stabili sono uguali alla metà delle dimensioni del grano iniziale. Un grano iniziale fine comporta la riduzione a metà della dimensione iniziale dei grani producendo un singolo picco nella curva, mentre grani grossolani comportano una curva di flusso ciclica. Questa osservazione è stata usata per razionalizzare la dipendenza della forma della curva di flusso dalla temperatura e della velocità di deformazione. Le curve cicliche sono di frequente osservate alle basse velocità di deformazione ed alle alte temperature, o quando le dimensioni dei grani ricristallizzati dinamicamente sono grandi. Poiché i materiali con grani grossolani subiscono durante la torsione ricrescita dei grani, le curve di flusso sono cicliche. Questo ciclo continuo di ricrescita è stato osservato finché le dimensioni dei grani ricristallizzati non hanno raggiunto il valore di equilibrio. Quando interviene la ricristallizzazione dinamica, la forma della curva di flusso può essere utilizzata per determinare la temperatura e la velocità di deformazione alle quali avviene la riduzione delle dimensioni dei grani. Inoltre, può essere usata per determinare le combinazioni equivalenti di temperatura e velocità di deformazione alle quali si hanno le dimensioni dei grani desiderate.

Cambiamenti della microstruttura in leghe con più di una fase: La prova di torsione può anche essere usata per determinare gli effetti dei parametri di deformazione sull'evoluzione della microstruttura nelle leghe multifase. La prova di torsione permette di imporre forti deformazioni a velocità elevate che replicano quelle usate nelle operazioni commerciali di lavorazione dei metalli. Per esempio la prova di torsione sulle leghe con seconde fasi può essere usata per studiare il flusso di addolcimento e il cambiamento di microstrutture instabili. Gli effetti sono specialmente forti nei materiali con fasi lamellari come gli acciai al carbonio e le leghe di titanio alfa-beta. Negli acciai al carbonio, la torsione può essere usata per determinare la risposta del flusso e la trasformazione microstrutturale nell'acciaio perlitico soggetto a deformazioni al di sotto delle temperature critiche inferiori. Per l'acciaio di composizione eutetoidica è stato misurato nella torsione un grande ammontare di flusso di addolcimento associato con il cambiamento e con la sferoidizzazione della cementite lamellare. Quando le temperature si abbassano i risultati della torsione suggeriscono che la velocità di sferoidizzazione aumenta. Come mostrato in Figura 6.28 all'aumentare della temperatura subcritica l'ammontare dell'addolcimento diminuisce, questo suggerisce che i cambiamenti microstrutturali non sono così drastici come a temperature più basse, consistendo principalmente in una trasformazione della cementite grossolana.

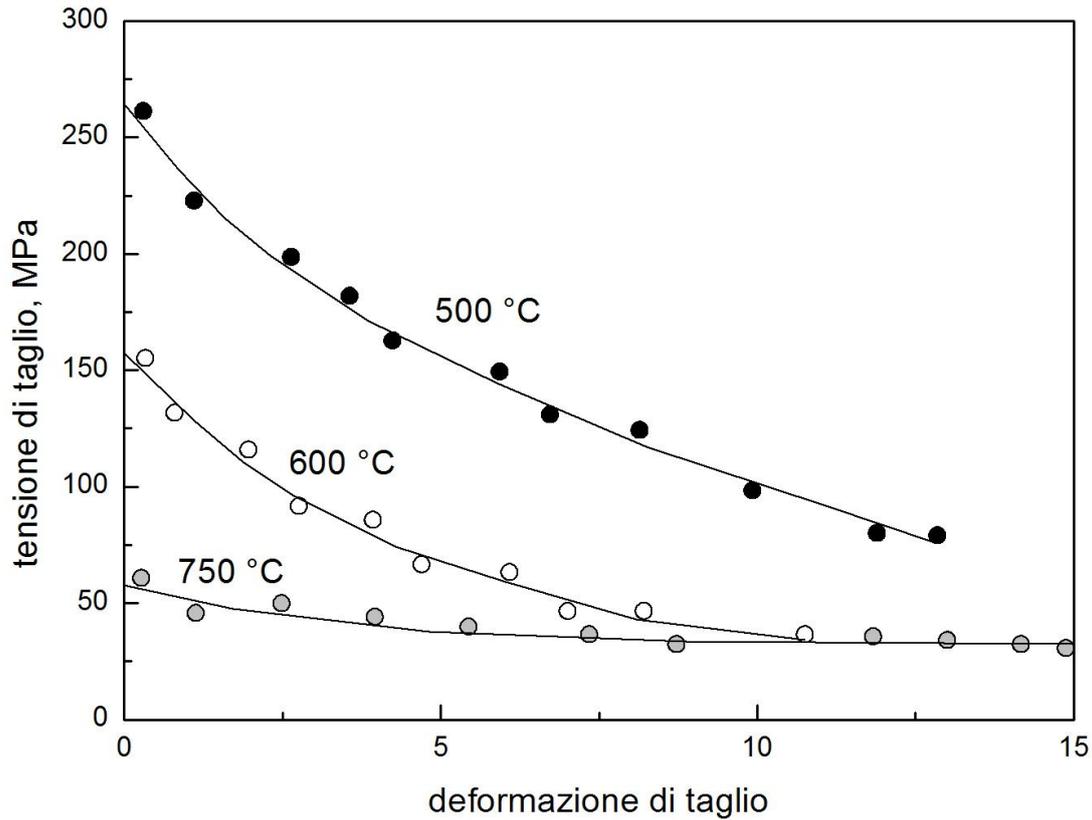


Figura 6.27: effetto della temperatura sulle curve di torsione di un acciaio perlitico (0.8% di C).

Quando sono usate alte velocità di deformazione o basse temperature si produce una dispersione fine e fittamente spaziata. D'altra parte le basse velocità di deformazione e le alte temperature che aumentano i processi diffusionali portano ad una grande spaziatura tra le particelle indicativa di una dispersione grossolana di cementite. In un sistema simile con seconde fasi la torsione può essere usata per studiare le modificazioni della microstruttura alfa di Widmanstätten o le leghe alfa-beta di titanio soggette a deformazione sotto la temperatura di trasformazione beta. Come con l'acciaio eutettoide prove di questo tipo hanno dimostrato che le particelle grossolane prevalgono alle temperature vicine alla transizione, considerando che la sferoidizzazione risulta dalla deformazione alle alte velocità di deformazione e a più basse temperature di sottotrasformazione. La prova di torsione può anche essere usata per studiare le modificazioni strutturali nelle leghe multifase e per stabilire le condizioni di processo basandosi su queste informazioni. E' particolarmente usato per le superleghe di nichel. Questi materiali sono costosi ed hanno un intervallo di temperatura di lavorazione limitato dovuta alle presenze di seconde fasi che possono andare in soluzione ad alte temperature e ai problemi della crescita di grani o della fusione incipiente quando la deformazione avviene vicino al punto di fusione.

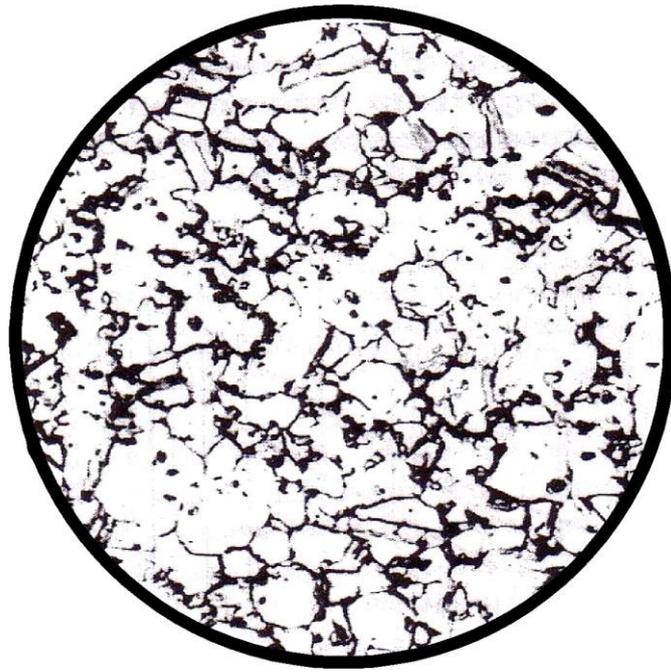


Figura 6.28: micrografia iniziale della lega UDIMET 700 usata negli studi estrusione e torsione.

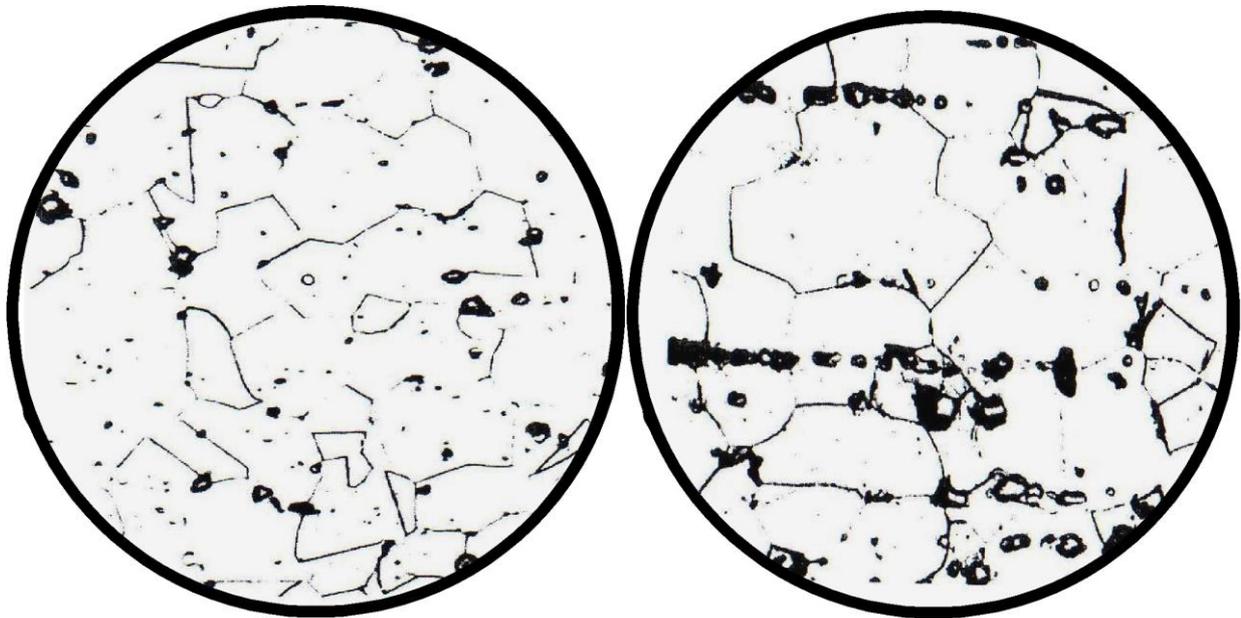
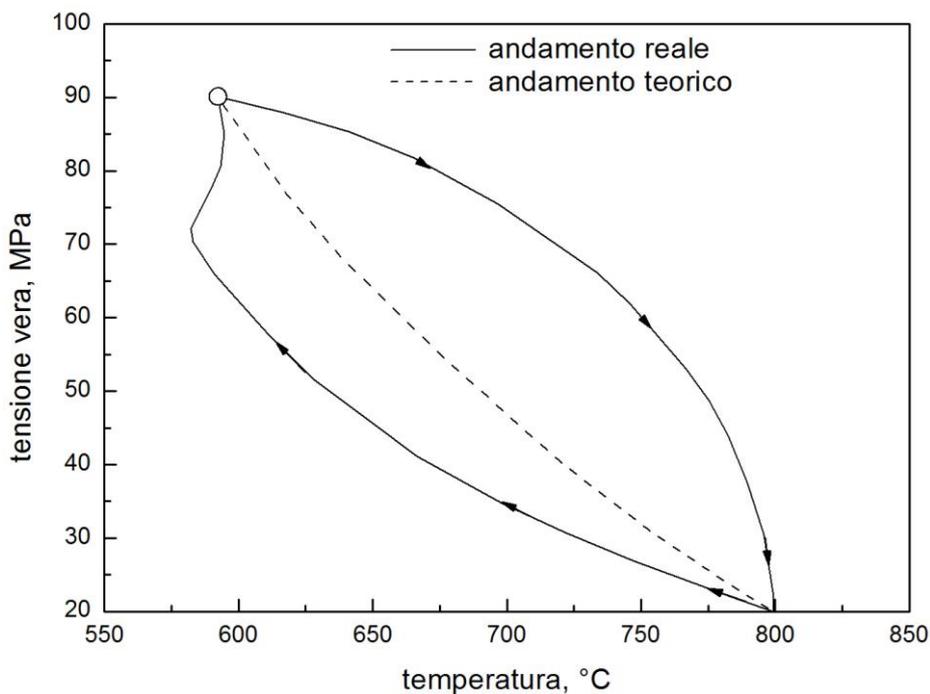


Figura 6.29: confronto tra la microstruttura della lega UDIMET 700 sottoposta a) Torsione, b) estrusione velocità di deformazione: $4s^{-1}$; $T1145^{\circ}C$; deformazione 2.15.

Nelle condizioni così come ricevuto il materiale ha nella matrice gamma una fine dispersione di carbonati e borati. Dopo la torsione a circa 1060°C la struttura consiste in una ben definita struttura a grani fini gamma con i carburi e i boruri situati sui bordi grano. La microstruttura è veramente molto simile a quella osservata nel materiale estruso con le stesse condizioni di deformazione, velocità di deformazioni e temperatura. In aggiunta la variazione microstrutturale nella torsione e nell'estrusione a temperatura maggiore di 1150°C sono sovrapponibili.

Documentazione della storia del processo: Generalmente con la prova di torsione si determinano i modelli di deformazione, la resistenza a rottura e l'evoluzioni microstrutturali di una data lega. Nei processi di lavorazione dei metalli la storia termomeccanica del pezzo da lavorare è raramente semplice. Frequentemente questo viene preriscaldato in un forno e trasferito al macchinario di processo (pressa di forgiatura, rulli di laminazione ecc.). Il pezzo può poi essere raffreddato quando viene in contatto con gli utensili durante i processi di lavorazione. Ciò è in contrasto con le normali prove di torsione nelle quali il pezzo viene riscaldato sino a temperatura, mantenuto per un certo periodo e dopo sottoposto a torsione. Ancora, durante i processi di deformazione la velocità di deformazione è raramente costante al contrario di quanto accade durante gli esperimenti di torsione. Con controlli adeguati gli effetti della storia di temperatura e di velocità di deformazione sulla lavorabilità (livello di flusso plastico, comportamento a frattura e variazioni microstrutturali) possono essere valutati usando le prove di torsione provando a riprodurre la stessa storia termica e di velocità di deformazione. Gli effetti termici di maggiore importanza sono i riscaldamenti durante il processo. La storia dei riscaldamenti è meglio controllata durante le prove attraverso le convezioni di aria forzata o argon intorno al provino alla velocità che è determinata sperimentalmente per ottenere i risultati desiderati. Le storie deformazione-velocità sono controllate più facilmente interfacciando con sistemi di test a ciclo chiuso con calcolatori e generatori di funzione che generano segnali di controllo adeguati rappresentanti la dipendenza rotazione-tempo.



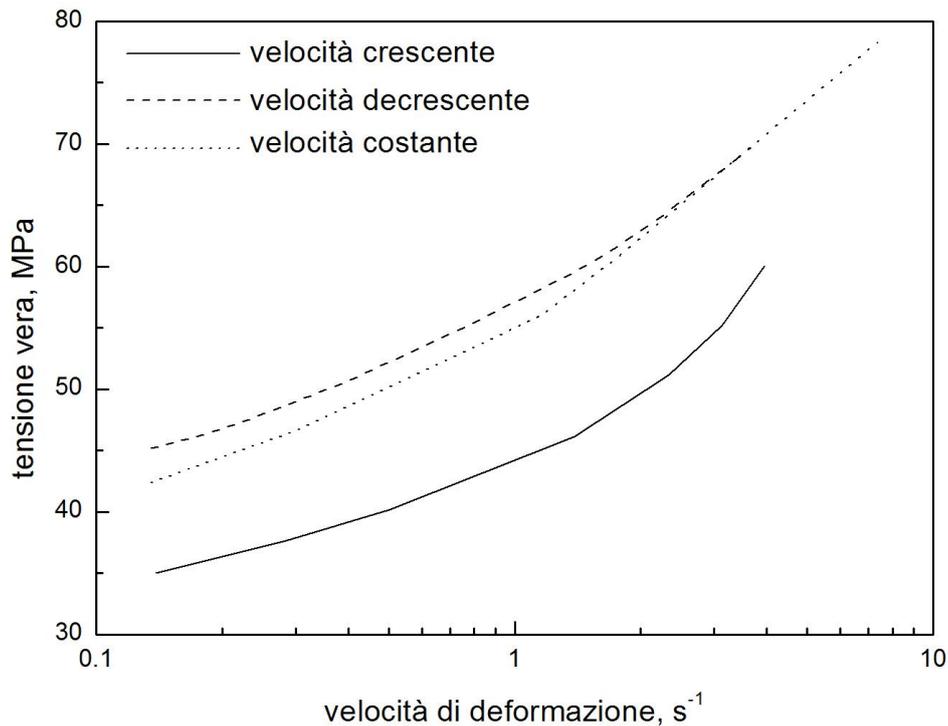


Figura 6.30: effetti del riscaldamento e del raffreddamento continuo sulla tensione di flusso del ferro; effetti della variazione della velocità di deformazione sulla tensione di flusso del rame deformato a torsione a 750°C

La Figura 6.30 illustrano gli effetti della storia di temperatura e di velocità di deformazione durante la torsione nel flusso plastico del ferro- α e rame. Il ferro- α è stato testato a velocità di deformazione costante ma la temperatura del provino è stata aumentata e diminuita con velocità continua. Il flusso plastico per queste prove è stato comparato con carichi isotermici. Se il provino è stato riscaldato durante il processo, flusso termico è maggiore rispetto a quello di carico isotermico. Il contrario avviene se il provino viene raffreddato. Durante gli esperimenti di riscaldamento ad una più bassa temperatura è stata mantenuta meno una struttura fortemente recuperata, dando un aumento di flusso di carico più alto che nei test isotermici. Similmente durante il raffreddamento si è avuto un più dolce e forte recupero microstrutturale a livelli di carico minori rispetto a quello osservato negli esperimenti isotermici. L'effetto della storia del flusso plastico sul rame è mostrata in fig. 31. Sotto condizioni di deformazione-velocità costanti il sottostrato incrudito è stato prodotto alle più alte velocità di deformazione. Per cui se la velocità di deformazione cresce o decresce durante il test di torsione l'inerzia del sottostrato acquisito evita le variazioni del flusso di carico così come è stato osservato in una serie di test condotti a deformazione-velocità costanti. La sensibilità alla deformazione-velocità misurata in prove a velocità variante è spesso minore rispetto a quella basata sulla costanza di deformazione-velocità o in materiali con curva di flusso continuo come il rame, l'alluminio, e l'acciaio austenitico. Nei materiali che esibiscono invecchiamento dinamico le relazioni tra i due parametri di sensibilità alla velocità possono essere ricavate in dipendenza dal regime di deformazione-velocità e dalla velocità di invecchiamento (Figura 6.31).

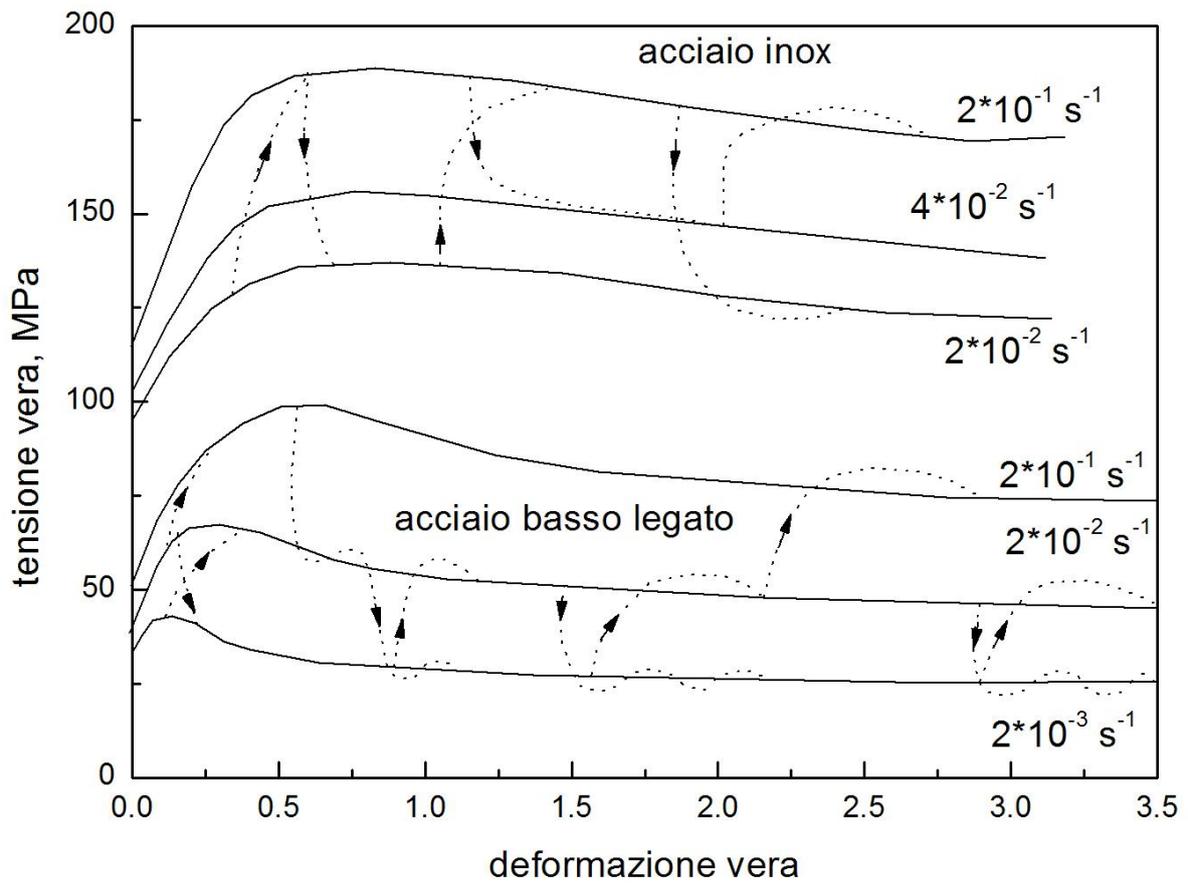


Figura 6.31: tipica curva sforzo deformazione per prove che comportano cambiamenti istantanei nella velocità di deformazione inerenti ad acciaio austenitico e ferritico.

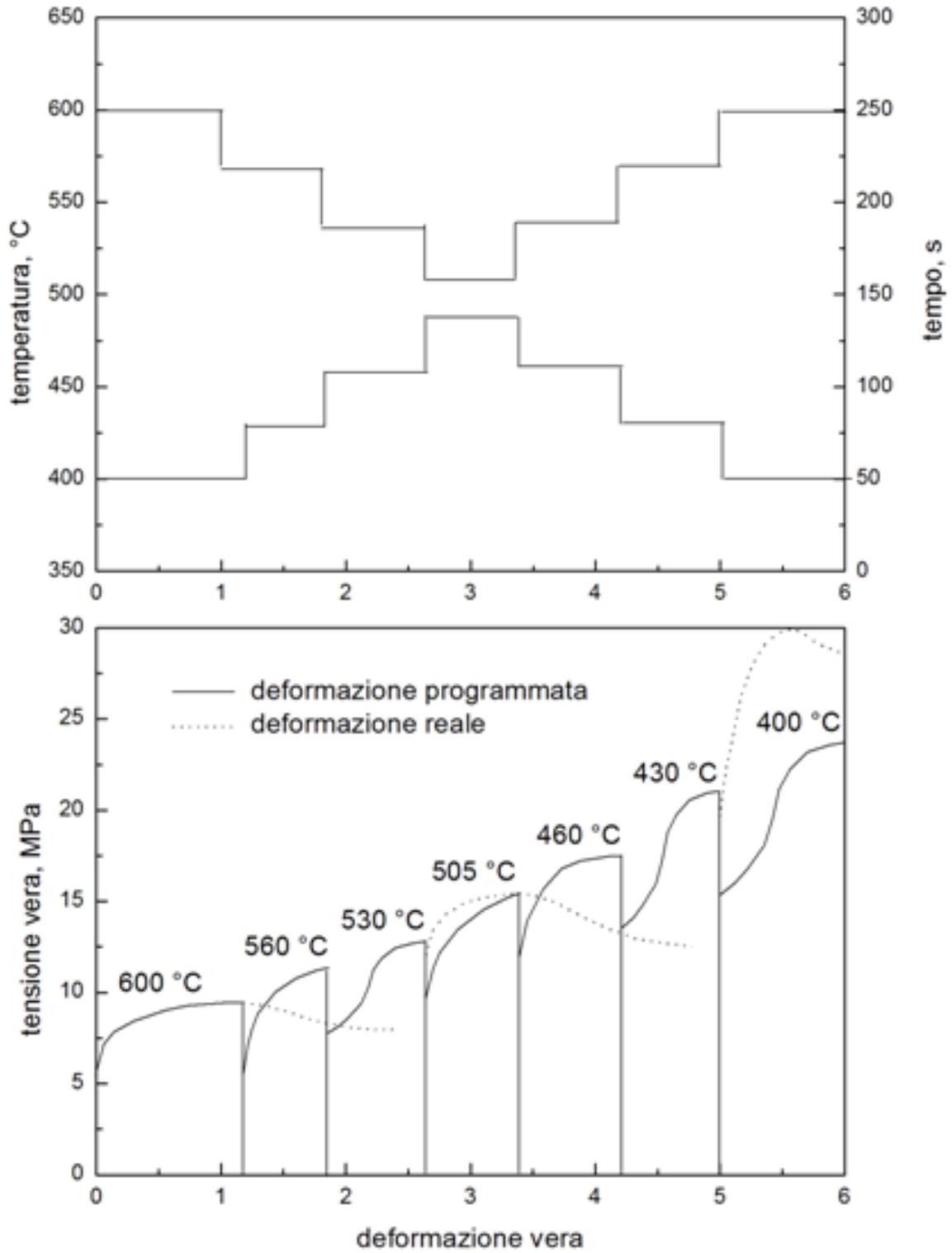


Figura 6.32: tabella deformazione temperatura tempo e comportamento dell'alluminio super puro deformato a torsione.

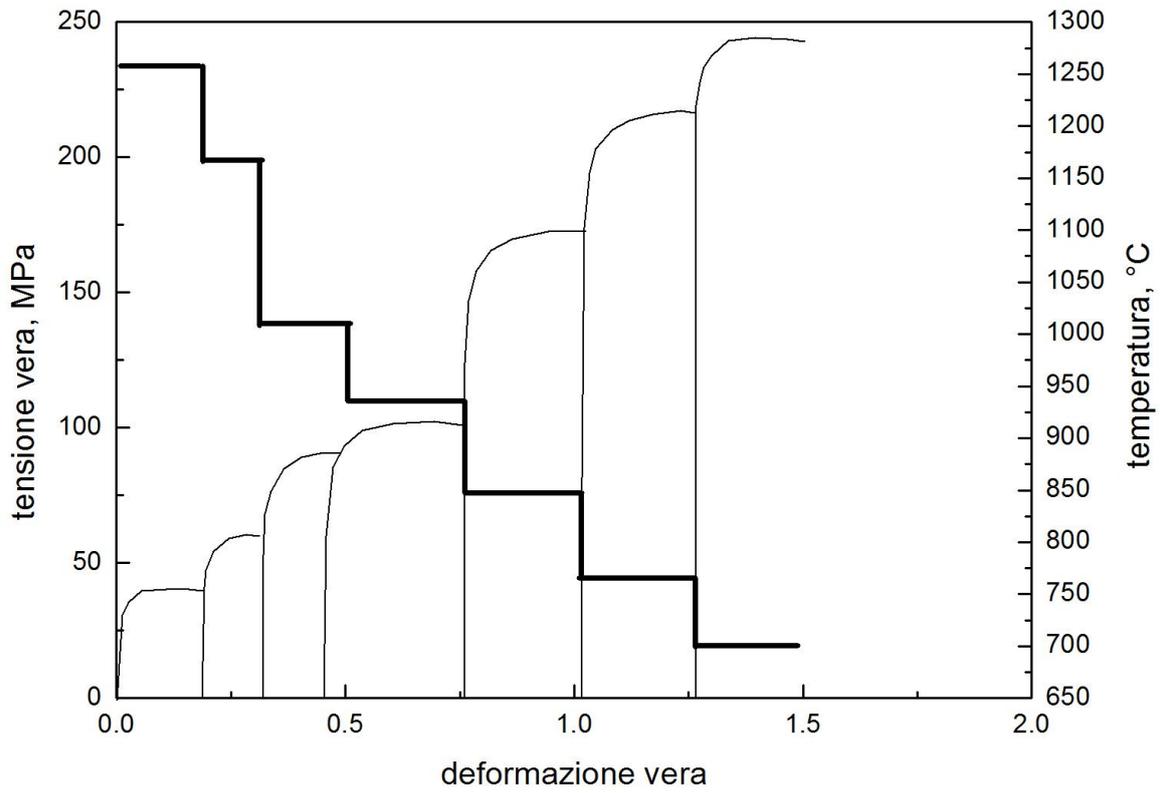


Figura 6.33: comportamento di flusso per l'acciaio microlegato Nb-V deformato in diverse passate con la macchina di torsione.

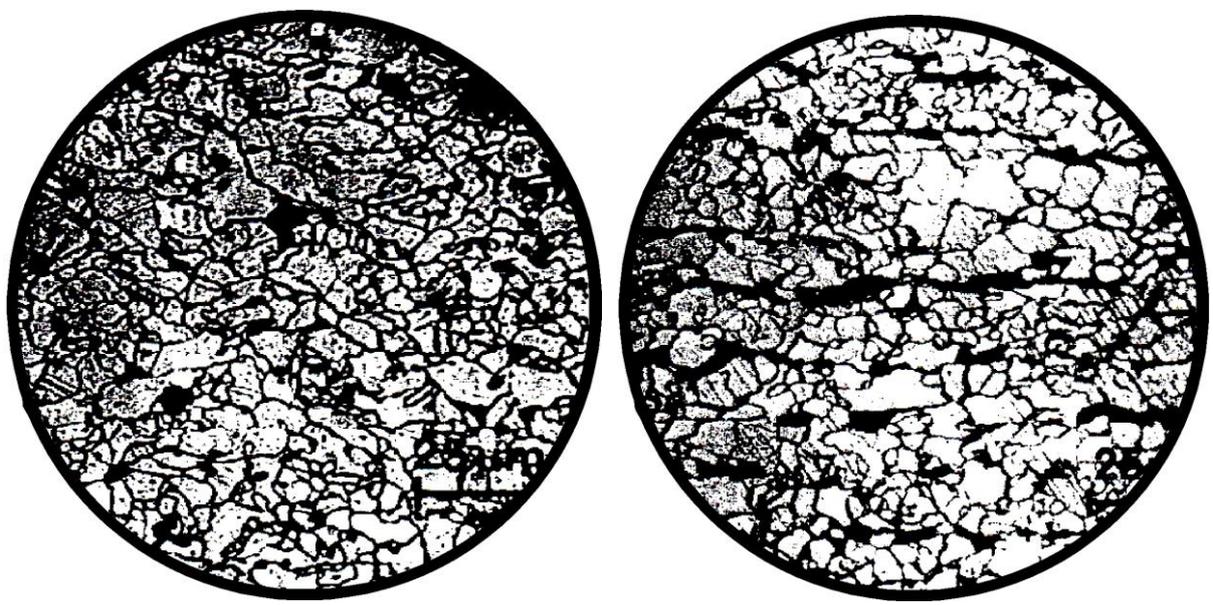


Figura 6.34: struttura ferritica ottenuta in un acciaio microlegato Nb-V dopo laminazione e dopo prova simulativa di torsione.

La Figura 6.32 mostra il tipo di comportamento di flusso di carico che ci si aspetta per l'alluminio ultra puro durante i processi come la laminazione nella quale la temperatura decresce con continuità. Al decrescere della temperatura la tensione di flusso aumenta ma non così come ci si aspetterebbe da misurazioni isoterme. La simulazione della laminazione di un acciaio al Nb-V è mostrata in Figura 6.33. La temperatura è stata controllata in modo da essere continuamente decrescente con una velocità del tutto equivalente a quella misurata durante i reali processi produttivi. Sotto queste condizioni la tensione di flusso aumenta rapidamente. La microstruttura finale che si ha dalla simulazione di torsione è del tutto identica a quella di produzione.

Ricristallizzazione continua durante e dopo elevate deformazioni

Un gran numero di confini di grano a basso angolo si forma quando un metallo policristallino si deforma o quando il materiale è ricotto a basse temperature. Quando tale processo avviene a temperature elevate, la microstruttura ricristallizza in maniera discontinua e tale meccanismo è guidato principalmente dall'energia immagazzinata nei bordi di grano a basso angolo.

Tuttavia, dopo la deformazione sotto sforzi intensi, particolarmente ad elevate temperature, si potrebbe formare una microstruttura costituita principalmente da bordi di grano ad alto angolo. I movimenti nei bordi minori, sia durante la deformazione sia durante la successiva ricottura, possono dare come risultato una microstruttura a grano fine caratterizzata principalmente da cristalli circondati da confini ad alto angolo. Tale microstruttura è simile a quella derivante dalla ricristallizzazione convenzionale, ma poiché si verifica una nucleazione e una crescita dei grani ricristallizzati non riconoscibile e la microstruttura si sviluppa relativamente omogenea per tutto il materiale, il processo può essere ragionevolmente classificato come ricristallizzazione continua. Vale la pena sottolineare che tale terminologia come ricristallizzazione continua o discontinua è puramente fenomenologica, e si riferisce solo all'eterogeneità spaziale e temporale dell'evoluzione microstrutturale e non implica alcun meccanismo specifico di ricristallizzazione.

Il verificarsi della ricristallizzazione continua ad alte temperature, che è conosciuta come una ricristallizzazione geometrica dinamica, è stata riconosciuta per molto tempo. D'altronde la ricerca recente ha mostrato che da una gravosa lavorazione a freddo di un metallo può anche risultare una microstruttura che presenta quasi interamente bordi di grano ad alto angolo, che se ricotta, può subire una ricristallizzazione continua. Le microstrutture che evolvono dopo il processo a basse temperature, spesso sono strutture "a micro grano" (SMG), e poiché molti materiali potrebbero presentare interessanti proprietà meccaniche, di recente c'è stata un'ampia ricerca in questo campo.

Capitolo VII

CREEP

Il Creep

Il fenomeno dello scorrimento viscoso o creep identifica una deformazione di carattere permanente, che aumenta nel tempo quando un materiale viene sottoposto ad un carico costante ad elevata temperatura. Il creep è un fenomeno tipico di tutti i metalli, purché la temperatura abbia un valore superiore ad un limite identificabile nel 30-50% della temperatura assoluta di fusione (T_F).

La tabella illustra, per diversi metalli, il limite inferiore di temperatura, sotto il quale il creep diventa un fenomeno irrilevante. Si noti come, ad esempio, l'alluminio subisca deformazione da creep importanti già a temperature relativamente basse (200-300°C).

Materiale	Temperatura
Alluminio	$T < 0.54T_F$
Titanio	$T < 0.30T_F$
Acciaio basso legato	$T < 0.36T_F$
Acciai inox	$T < 0.49T_F$
Superleghe	$T < 0.56T_F$

In genere il fenomeno del creep viene studiato effettuando prove a carico costante; questa procedura non è totalmente accurata, in quanto la tensione effettiva, nel corso della prova, tende ad aumentare a causa della riduzione di sezione trasversale legata all'allungamento del campione.

Nonostante questo problema, i dati così ottenuti sono particolarmente utili, in quanto molti dei casi pratici è il carico sul componente a mantenersi costante in esercizio, e non la tensione.

La curva di creep: La Figura 7.1 mostra l'andamento della curva deformazione-tempo che si ottiene dalla registrazione dei dati di una prova di creep. Dopo una deformazione istantanea ϵ_0 , la deformazione aumenta monotonicamente con il tempo t , fino alla rottura (ϵ_R).

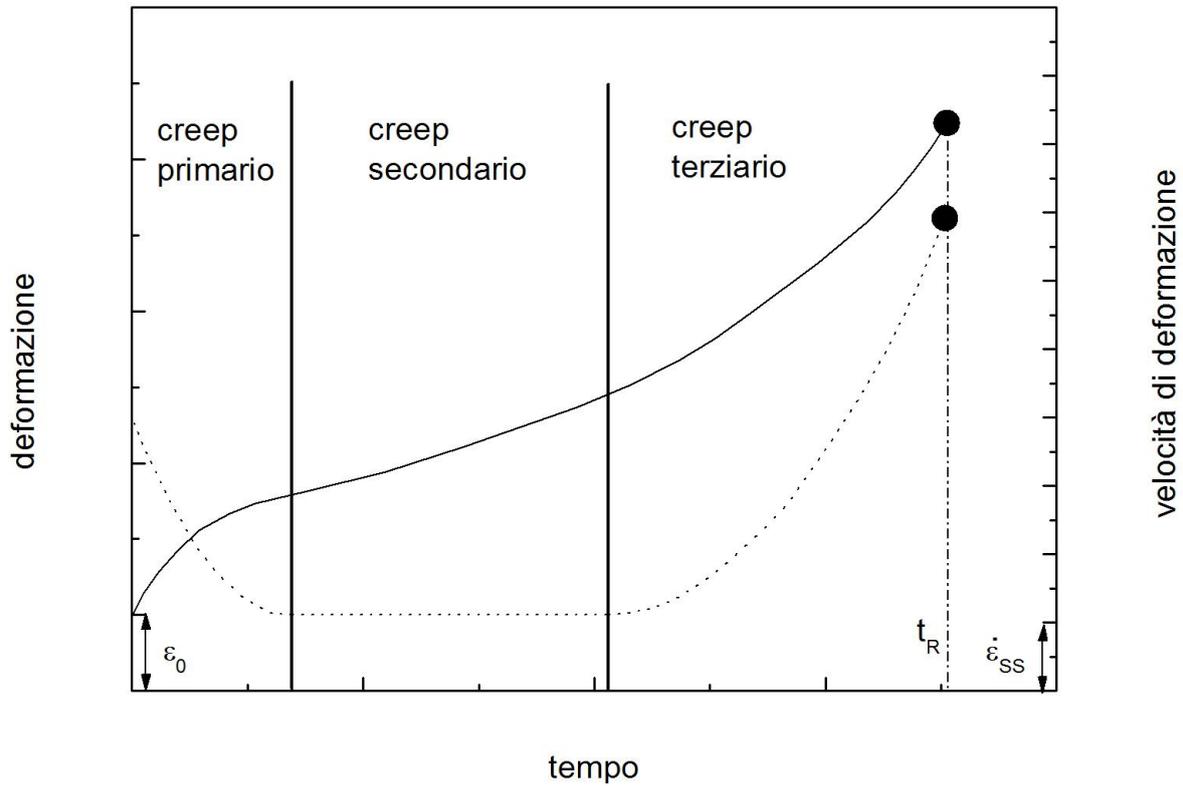


Figura 7.1: curva deformazione-tempo tipica di un fenomeno di creep.

La deformazione totale, quindi assume il valore

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon(\sigma, T, t) \quad (7.1)$$

La curva di creep in generale può essere suddivisa in tre diversi stadi:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\partial \varepsilon}{\partial t}$$

- i. un primario, durante il quale la velocità di deformazione diminuisce con il tempo; in questa fase la deformazione diventa sempre più difficile, a causa della moltiplicazione delle dislocazioni.
- ii. uno stadio stazionario, o secondario, che può ridursi ad un tratto estremamente breve o ad un punto; in questa fase la velocità di deformazione assume un valore costante:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_{SS} \quad .$$

L'instaurarsi di questo stadio in genere viene spiegato con il bilanciarsi dei fenomeni di rafforzamento (moltiplicazione ed interazione fra dislocazioni) e di addolcimento (ripristino).

- iii. un terziario, durante il quale la velocità di deformazione aumenta con il tempo, portando infine alla rottura.

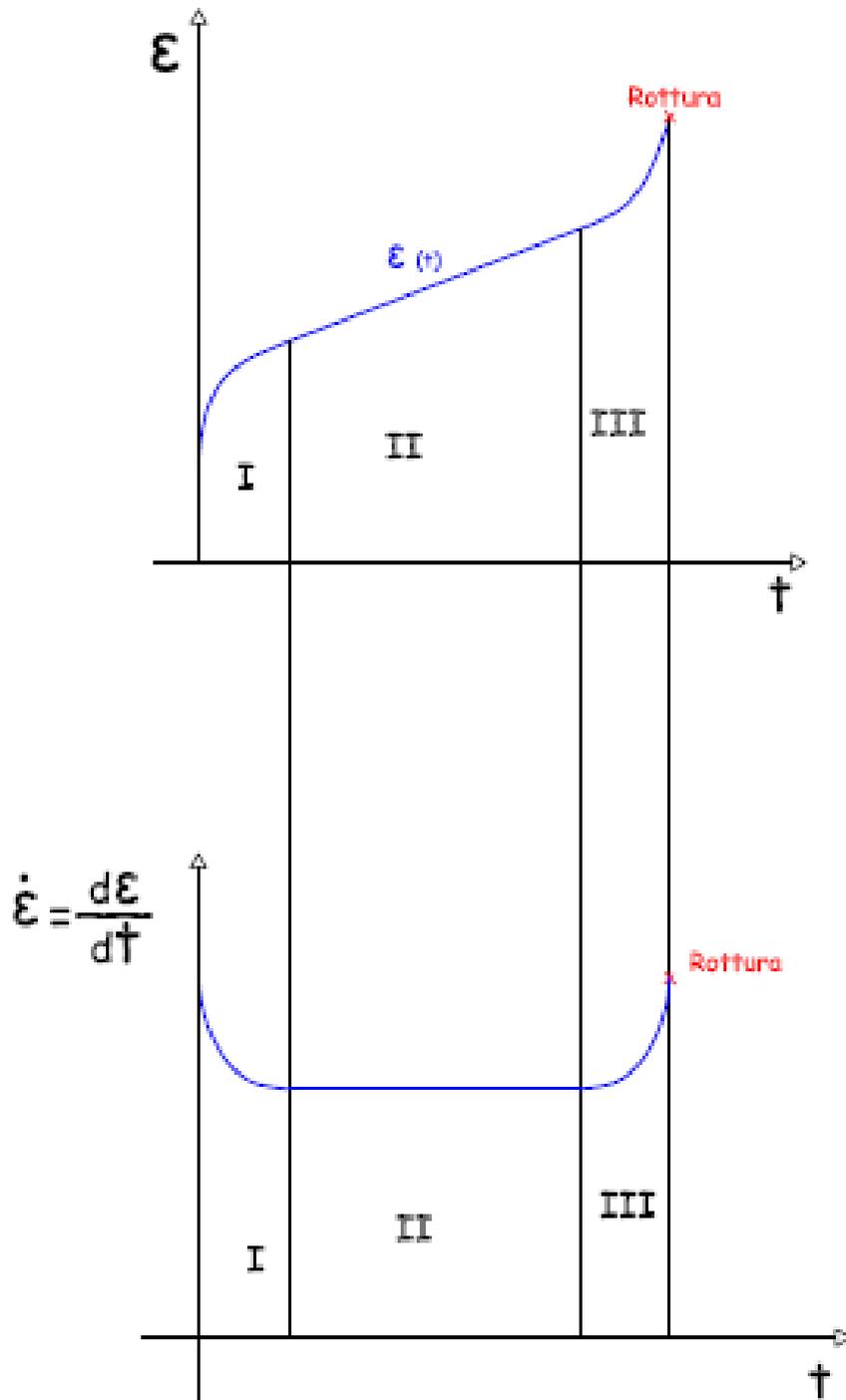


Figura 7.2: andamento della velocità di deformazione variabile durante i diversi momenti identificabili durante il fenomeno del creep.

L'aumento della velocità di deformazione nella fase finale della prova è legato a tutta una serie di fenomeni, come la nucleazione di cavità (cavitazione) e la loro crescita, alla formazione di cricche ed infine alla formazione di strizioni. Tutti questi meccanismi, producendo una diminuzione di sezione resistente, portano ad un aumento della tensione effettiva, e quindi ad un processo degenerativo ed alla rottura.

Sono state proposte differenti equazioni per descrivere l'andamento della curva di creep; una delle più utilizzate, anche per la sua relativa semplicità, e' la seguente:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon_p \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{t_p}\right) \right] + \dot{\varepsilon}_{ss} t + \varepsilon_T \left[\exp\left(\frac{t}{t_p}\right) - 1 \right] \quad (7.2)$$

dove ε_p e t_p sono due parametri associati con la durata e l'ampiezza della deformazione primaria, ε_T e t_T sono i corrispondenti parametri per il terziario, ε_0 e' la deformazione elasto-plastica istantanea all'applicazione del carico, ed infine e' il termine relativo al secondario.

$$\dot{\varepsilon}_{ss} t$$

In generale tutti questi parametri dipendono dalla tensione e dalla temperatura di prova.

La curva di Figura mostra l'andamento tipico che si riscontra nella maggior parte dei metalli; in qualche caso, però, il primario ed il secondario possono essere addirittura assenti, o si può avere un primario inverso in cui la velocità di deformazione anziché diminuire aumenta.

Velocità di creep nel secondario (o minima) e tempo a rottura: La semplice analisi di una curva di creep permette di identificare due parametri ingegneristici che consentono di valutare la risposta a creep del materiale. Il tempo a rottura t_R e' il parametro più semplice da ricavare, e molto spesso il più utile, almeno quando la vita a rottura del componente è la preoccupazione principale del progettista. Il secondo parametro e' la velocità di deformazione nello stadio stazionario (secondario), o al limite la velocità minima di deformazione se il secondario si riduce ad un punto.

Questo parametro deve essere senz'altro considerato quando non ci si aspetta che si verifichi rottura nel componente, a causa dei carichi estremamente bassi. Piuttosto, la velocità di deformazione nel secondario può essere utilizzata per stimare, sia pure con le cautele del caso, l'accumularsi della deformazione in servizio e per stimare approssimativamente la vita del componente.

E' bene precisare che il secondario di una curva di creep è sostanzialmente analogo allo stadio stazionario di una curva tensione-deformazione ottenuta sottoponendo ad una prova a velocità di deformazione costante lo stesso materiale; in entrambi i casi, infatti, ad una data temperatura si hanno valori costanti della sollecitazione (la differenza fra una prova a carico costante ed una a sollecitazione costante, nel caso del creep, diviene rilevante solo per deformazioni piuttosto alte, tipicamente associabili al terziario) che corrispondono a velocità di deformazione costanti.

Anche in questo caso, quindi, si correlano la velocità di deformazione (nello stazionario, o nel suo valore minimo) alla tensione di prova, tramite una relazione del tipo

$$\dot{\varepsilon}_{ss} = B \sigma^n \quad (7.3)$$

dove B dipende dalla temperatura, ed n, per i metalli puri, è pari a 4-5.

Variazione rispetto alla temperatura

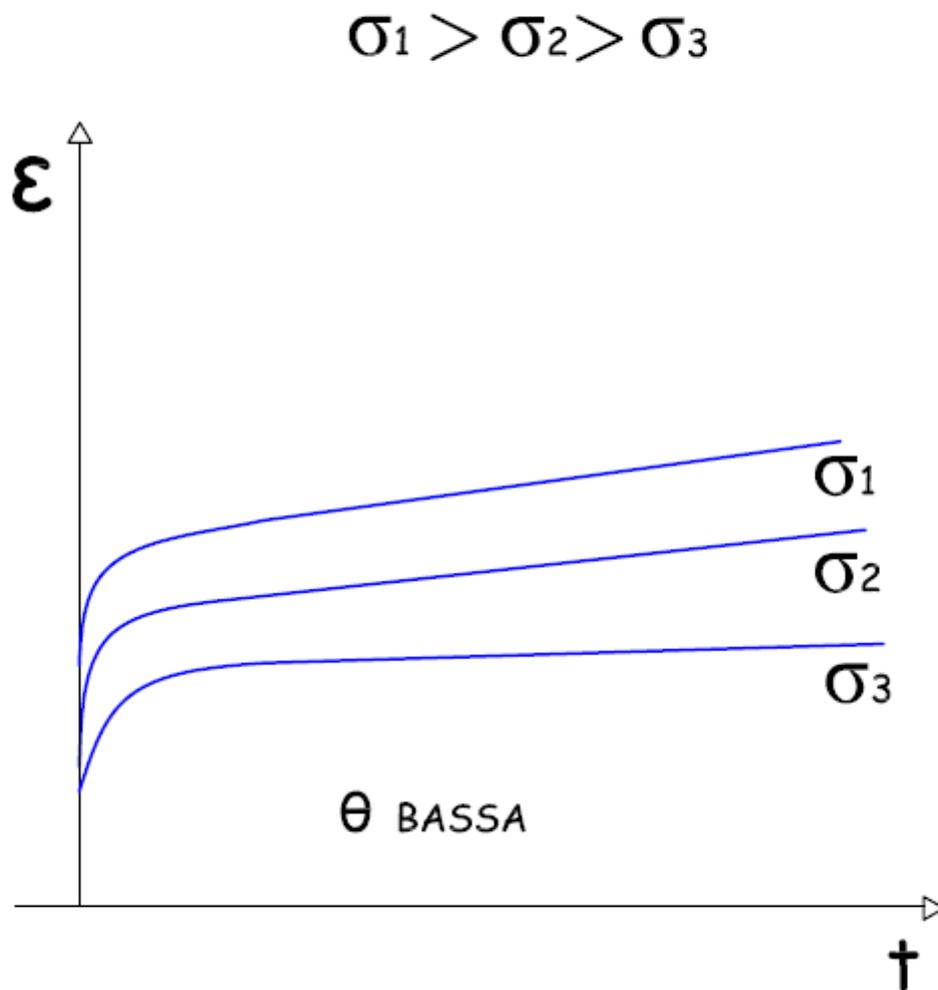


Figura 7.3: variazione della curva di creep col variare del carico alle basse temperature.

Con temperature basse il fenomeno si manifesta ugualmente, anche se i suoi effetti sono inibiti: per arrivare alla rottura o alla fase di scorrimento terziario ci vogliono tempi molto lunghi (da mesi fino ad anni).

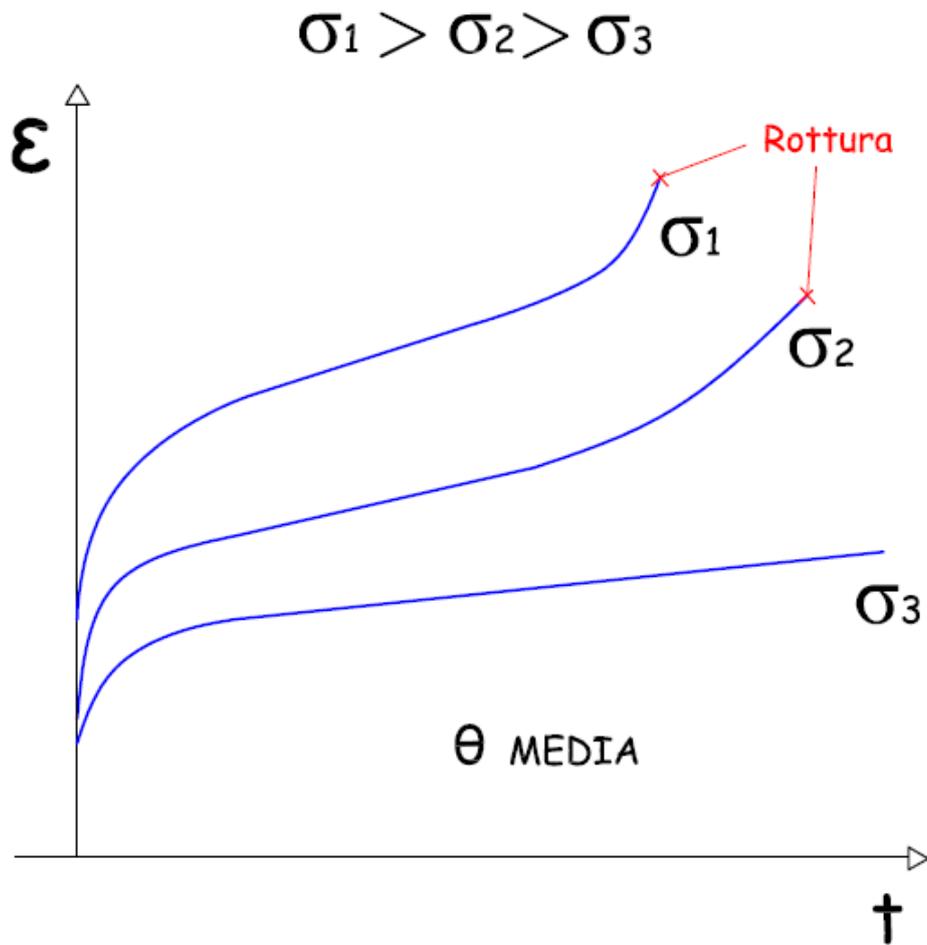


Figura 7.4: variazione della curva di creep col variare del carico alle medie temperature.

Con una temperatura media si hanno effetti più evidenti.

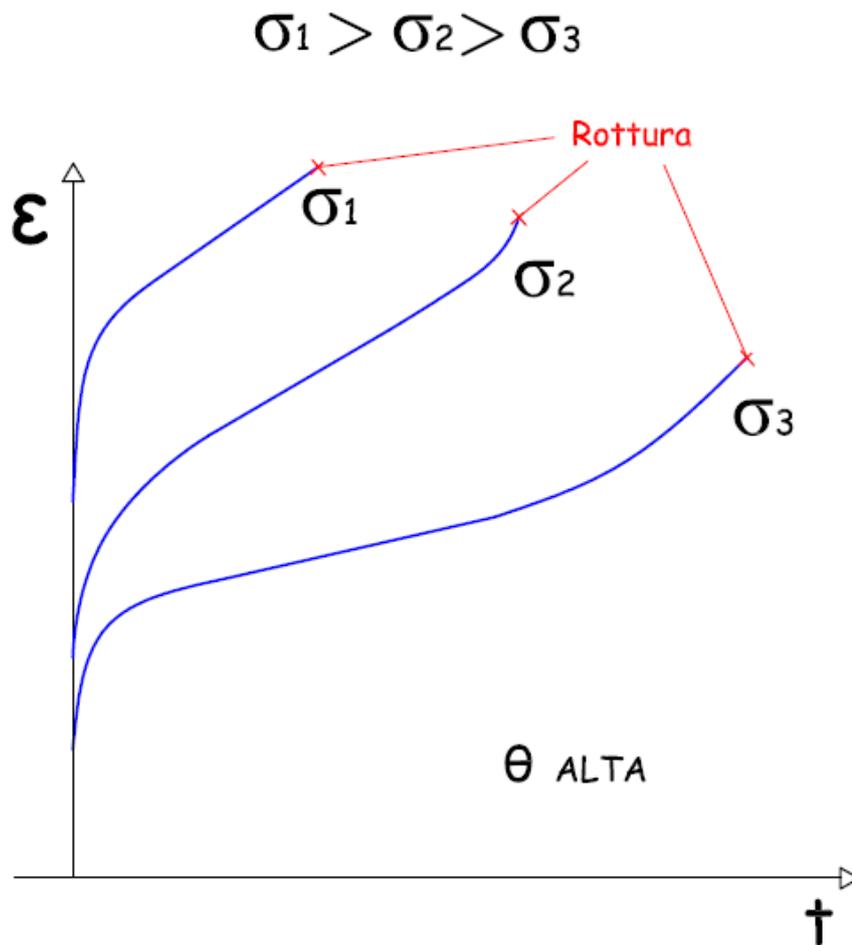


Figura 7.5: variazione della curva di creep col variare del carico alle alte temperature.

Ad alte temperature il materiale si deforma prima, la rottura arriva in tempi ridotti, sulle migliaia di ore.

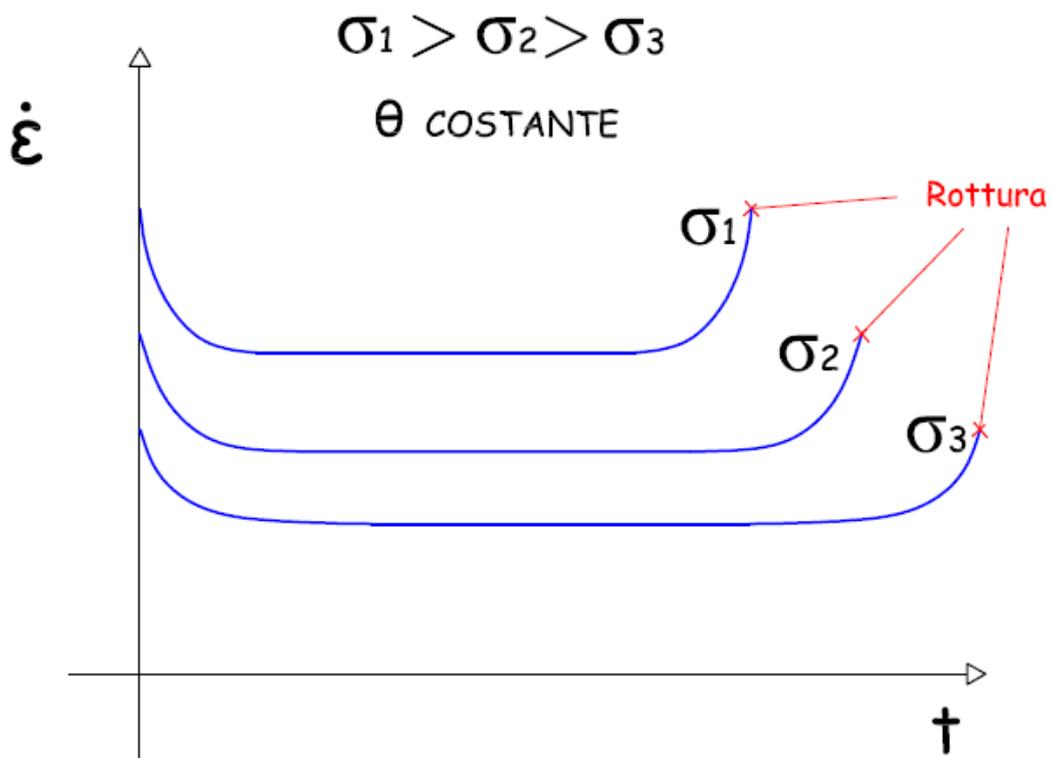


Figura 7.6: tempo a rottura per diversi carichi a temperatura costante.

Naturalmente col variare di sforzo e temperatura varia anche la velocità di scorrimento ($d\epsilon / dt$), crescendo in proporzione all'aumento di questi due fattori (σ e T).

In conseguenza a quest'aumento le tre fasi durano di meno e la rottura arriva prima nel tempo.

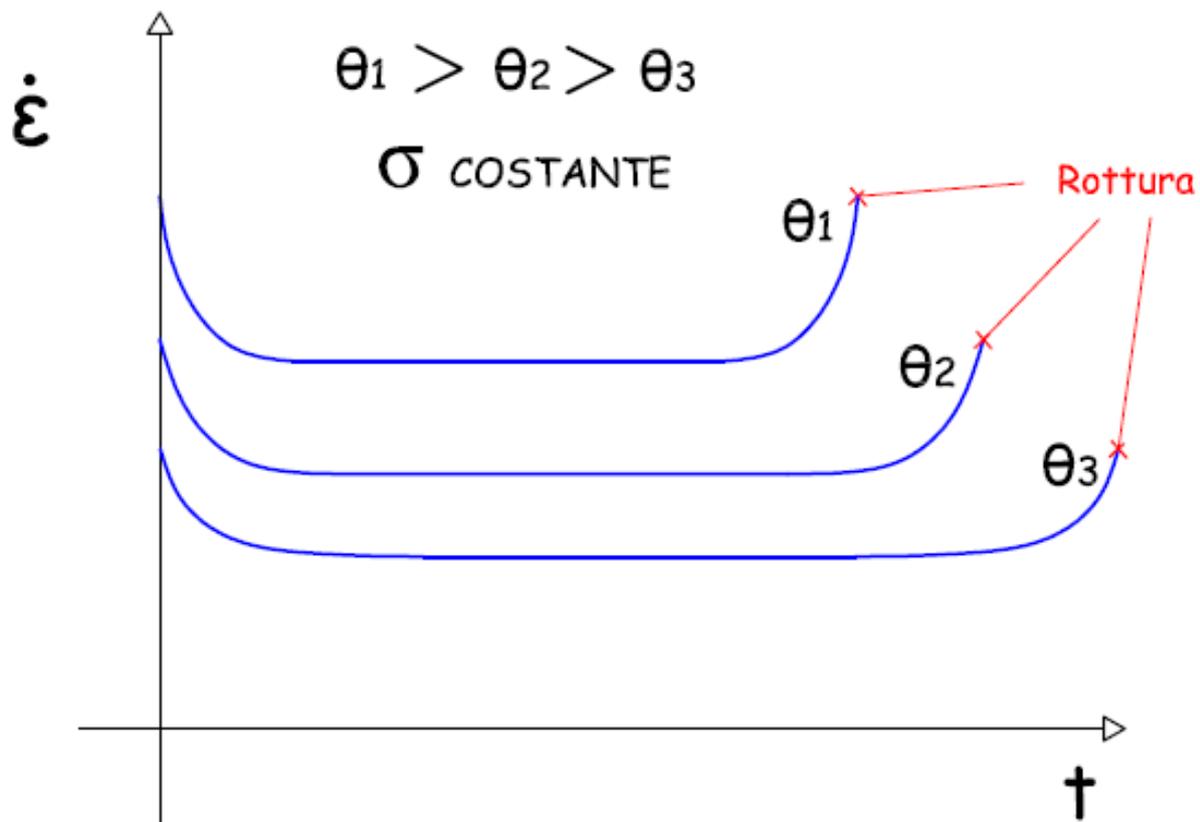


Figura 7.7: tempo a rottura per diverse temperature a carico costante.

Un grafico bilogarithmico della velocità di deformazione nel secondario, in funzione della tensione di prova in queste condizioni fornisce una serie di rette, ciascuna relativa ad una temperatura di prova (isoterme) di pendenza pari ad n .

Se la tensione di prova è particolarmente bassa, si riscontra un valore della pendenza di queste curve pari ad $n=1$.

La transizione da $n=4-5$ a $n=1$ viene comunemente associata ad un passaggio da creep da dislocazioni (alti carichi) a creep puramente diffusivo (carichi bassi).

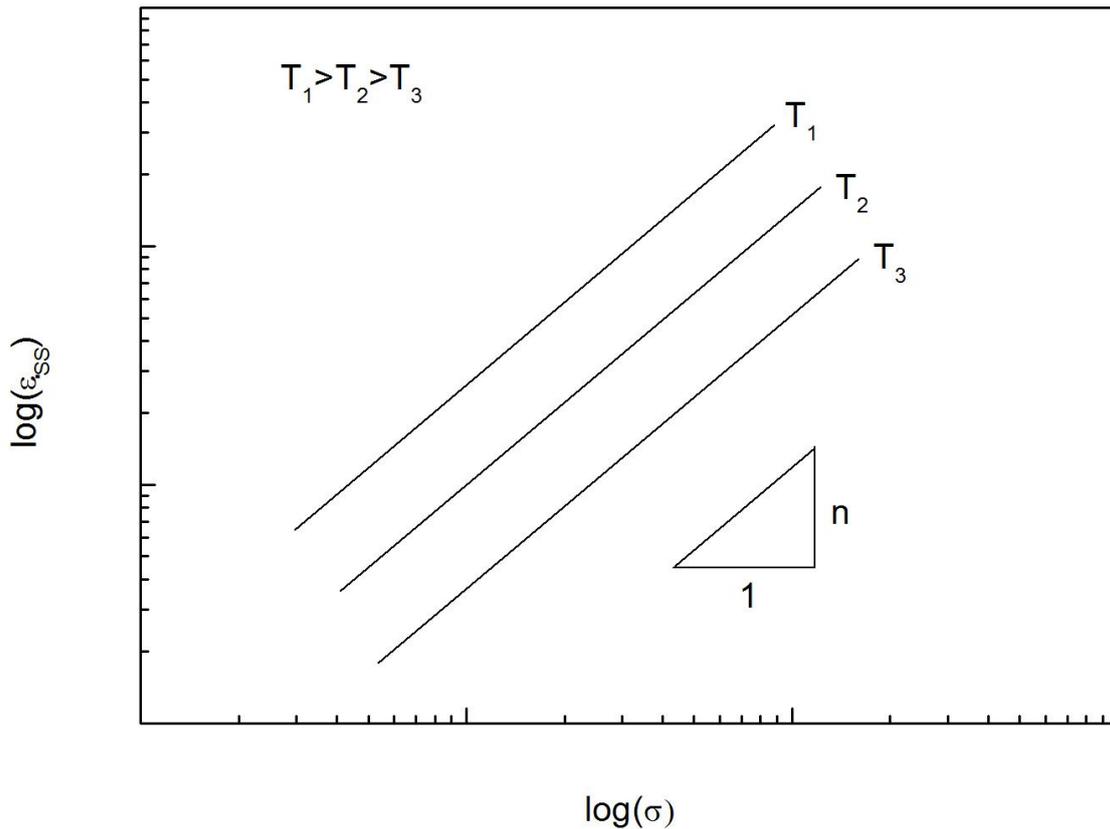


Figura 7.8: variazione della velocità di deformazione nel secondario col carico a diverse temperature.

La variazione, a parità di carico, della temperatura produce naturalmente significativi cambiamenti nel valore della velocità di deformazione nel secondario, e più' in generale nella forma stessa della curva.

A sollecitazione costante, la dipendenza della velocità di deformazione nel secondario dalla temperatura può essere espressa dalla relazione:

$$\dot{\epsilon}_{ss} = C \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (7.4)$$

dove C è una costante che dipende dal carico applicato, e Q è l'energia di attivazione del creep.

La similitudine fra questa relazione e quella che regola la dipendenza del coefficiente di diffusione D dalla temperatura è evidente.

Per di più, finché si considerano i metalli puri, si ha $Q=Q_d$.

Evidentemente sono gli stessi meccanismi auto-diffusionali che controllano, nei metalli puri, la deformazione da creep; in particolare, la diffusione di vacanze, consentendo il moto non conservativo delle dislocazioni (il climb) e' il meccanismo che governa la deformazione da creep.

Moto delle dislocazioni durante il creep

Di solito implicitamente si assume che la percentuale minima è una misura del tasso di deformazione allo stato stazionario, dove la struttura delle dislocazioni ha raggiunto una

configurazione stabile nella quale generazione e recupero delle dislocazioni si compensano in modo che non ci siano cambiamenti strutturali. Prendendo in considerazione l'esponente n , nel caso in cui esso assuma un valore prossimo a 3 la velocità media delle dislocazioni durante la loro vita, dalla generazione all'annichilimento, è controllata dal salto. Recenti dimostrazioni sperimentali hanno condotto alle seguenti considerazioni: se $n=2$, si considererebbe come un'indicazione di controllo dallo scorrimento dei confini di grano. $n=1$ è considerato indicativo del flusso che è direttamente controllato dalla diffusione di vacanze attraverso i grani (scorrimento Nabarro-Herring) o lungo i bordi di grano (scorrimento Coble), finché non è invocato il cosiddetto meccanismo di scorrimento Harper-Dorn.

Nel proseguo daremo uno sguardo all'evoluzione della struttura delle dislocazioni e le leggi del movimento delle dislocazioni in modo da definire i meccanismi di movimentazione delle dislocazioni che controllano le deformazioni plastiche in generale, e lo scorrimento in particolare.

La deformazione dei materiali cristallini generalmente nasce dallo scorrimento dei piani cristallografici. Esso produce una deformazione taglio γ , crescente alla percentuale $d\gamma$ sotto l'azione della tensione τ . Il fattore geometrico $M=\sigma/\tau=d\gamma/d\varepsilon$ si riferisce alle quantità risolte alla percentuale di deformazione normale $d\varepsilon$ e alla tensione normale σ . Le aree interessate dallo scorrimento sono delimitate dalle linee delle dislocazioni. Consideriamo circuiti di movimentazione di geometria semplice, cerchi di raggio r . Questo modello esprime la percentuale alla quale la lunghezza delle dislocazioni per volume ρ è equivalente all'area interessata dallo scorrimento per volume, γ/b , come $\Delta\rho+(\Delta\gamma/b)=2\pi r/(\pi r^2)=2/r$ così che $d\rho+=d\gamma/(b\Lambda)$ con $\Lambda=r/2$. Λ è chiamato punto medio del percorso libero. Nella zona d'incrudimento:

$$\Lambda=k\delta \quad k=50$$

dove δ è la media spaziale delle dislocazioni libere.

Ora, la densità di dislocazioni ρ non aumenta indefinitamente durante la deformazione, ma raggiunge un certo limite dipendente dalle condizioni di deformazione, in particolare dalla temperatura. Ciò vuol dire che la percentuale di generazione $d\rho^+>0$, è compensata dal processo di recupero $d\rho^->0$ così che il tasso netto di generazione di dislocazioni

$$d\rho=d\rho^+ - d\rho^-$$

è diminuito rispetto a $d\rho^+$.

All'interno di un grano, c'è solo un modo per recuperare le dislocazioni. Questo è la reazione locale di un'area che ha subito scorrimento con il vettore di Burger b_1 con un'altra area b_2 così che il prodotto della reazione b_3 è o di annullamento delle dislocazioni o forma un altro vettore di Burger consentito dal reticolo cristallino (ricombinazione delle dislocazioni). Al fine di reagire lungo una traccia comune, le dislocazioni 1 e 2 in generale devono lasciare i loro piani di scorrimento. Pertanto questi due processi controllano il recupero.

Come si è visto, infatti, il movimento delle dislocazioni alle temperature elevate consiste in una sequenza di scorrimenti e salti; in queste condizioni è il meccanismo più lento che regola la velocità di deformazione. Il più veloce dei due processi, lo scorrimento deviato o il salto, controlla l'inizio del recupero dinamico.

In un semplice approccio che trascura la formazione dei sottograni, il recupero delle dislocazioni è formulato in termini di interazione di dislocazioni parallele di segno opposto che evolvono verso lo spontaneo annullamento quando lo spazio d_{dip} dei piani di scorrimento delle dislocazioni in una configurazione dipolare è minore di un certo valore $d_{spon}>0$, a la formazione di un dipolo stabile quando

$$d_{spon} < d_{dip} < \hat{d}_{dip}$$

dove

$$\hat{d}_{dip} = Gb / (8\pi(1-\nu)\tau)$$

La probabilità alla quale la densità di dislocazioni è annullata risulta dall'evento di annullamento spontaneo e dalla dissoluzione dei dipoli termicamente attivata:

$$d\rho^- = d\rho^-_{spon} + d\rho^-_{dip}$$

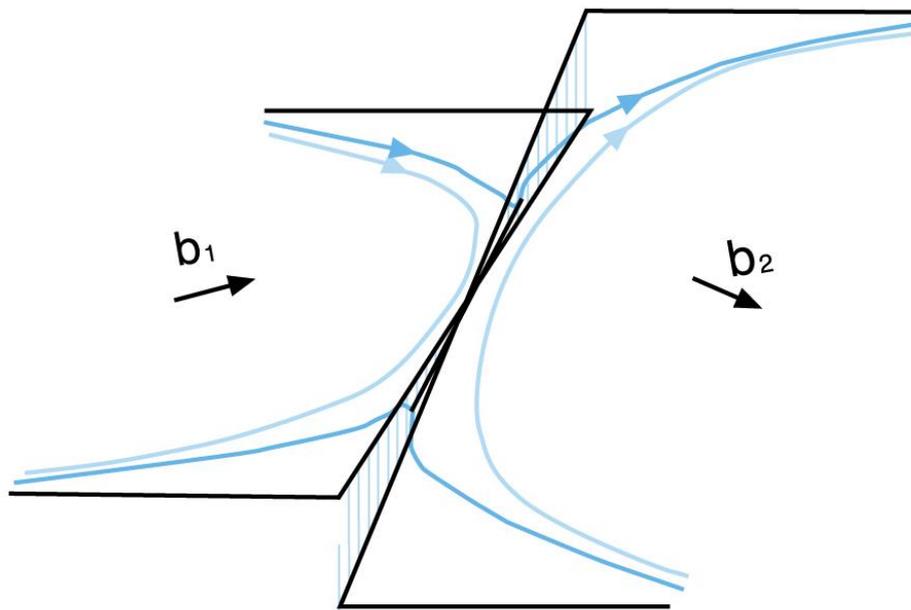


Figura 7.9: due cicli di dislocazione dei vettori di Burgers b_1 e b_2 che si incontrano durante l'espansione. Lasciando i loro piani di scorrimento possono ricombinarsi lungo una linea comune per formare una dislocazione dal vettore di Burgers $b_3 = b_1 + b_2$.

La probabilità di spontaneo annullamento è

Lo scorrimento, nei metalli puri, è un meccanismo relativamente rapido, ed è quindi il salto a rappresentare la fase lenta: si ha in queste condizioni il creep controllato dal *climb*, anche detto creep controllato dal ripristino (*climb-controlled* o *recovery-controlled creep*).

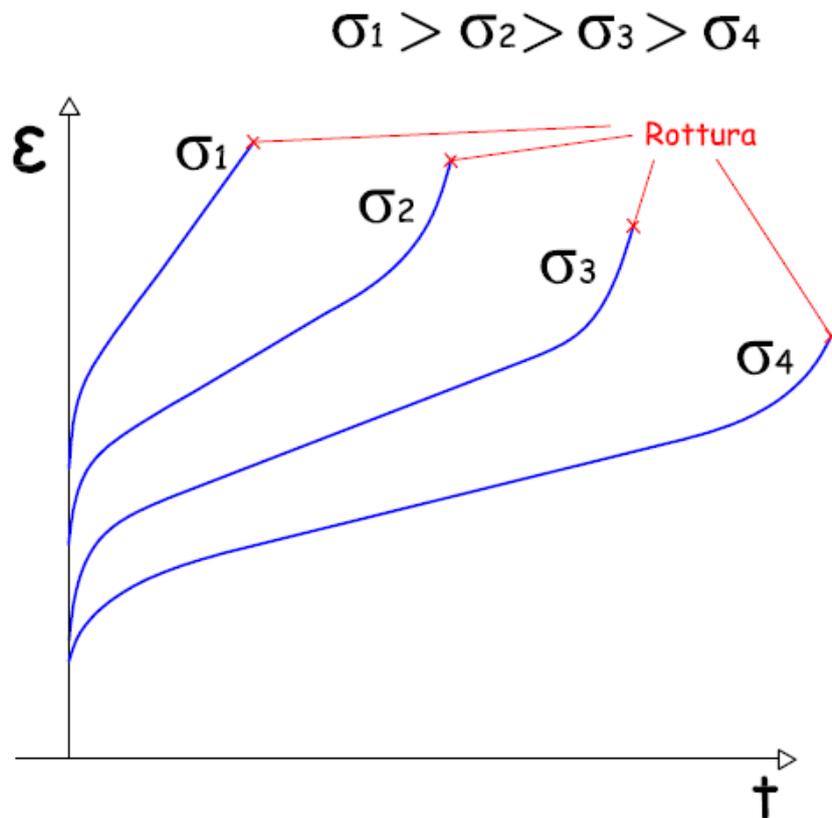


Figura 7.10: variazione della curva di creep col variare del carico.

Riportando su scala semilogaritmica la velocità di deformazione in funzione dell'inverso della temperatura assoluta, infatti, si ottengono direttamente una serie di rette, relativa ciascuna ad una tensione di prova (isobare), di pendenza $-Q/R$.

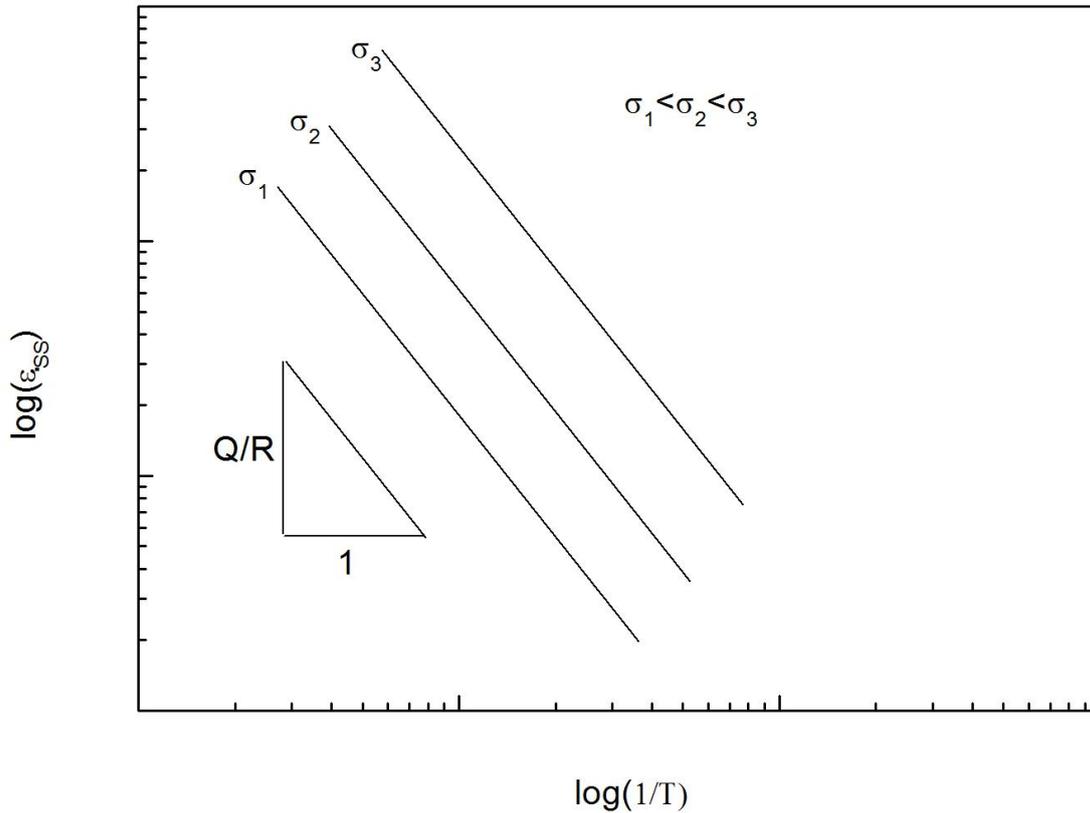


Figura 7.11: variazione della velocità di deformazione nel secondario con la temperatura a diversi carichi.

Combinando le due relazioni precedenti, si ottiene l'equazione:

$$\dot{\epsilon}_{ss} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (7.5)$$

in cui A è un parametro del materiale.

Questa relazione è di utilizzo estremamente diffuso, ma consente di ottenere descrizioni del tutto soddisfacenti solo nei metalli puri, in cui n non dipende dalla temperatura e Q non dipende dalla tensione di prova.

Nel caso delle leghe di uso ingegneristico, i valori di n che si ricavano sono molto più elevati di quelli teorici (tipicamente variano da 5 a 15, in qualche caso arrivano anche a valori superiori a 30) e dipendono dalla temperatura.

Similmente, nelle leghe complesse Q è molto più alto dell'energia di autodiffusione, ed in generale dipende dalla tensione di prova.

Le precedenti relazioni vengono universalmente utilizzate per studiare i fenomeni alla base della deformazione da creep; il tempo a rottura, che in molti casi è un parametro più rilevante dal punto di vista ingegneristico, d'altra parte, può essere correlato direttamente alla velocità di deformazione nel secondario tramite la relazione:

$$\dot{\epsilon}_m t_R = C_R \quad (7.6)$$

che, combinata con la precedente, diventa:

$$t_R = A_R \sigma^{-n} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (7.7)$$

essendo $A_R = C_R/A$.

L'equazione precedente, in linea di principio, potrebbe essere utilizzata per estrapolare la vita a rottura di un determinato componente in esercizio.

In generale, per un dato materiale, sono disponibili una serie di curve come quelle riportate in maniera qualitativa in Figura 7.12.

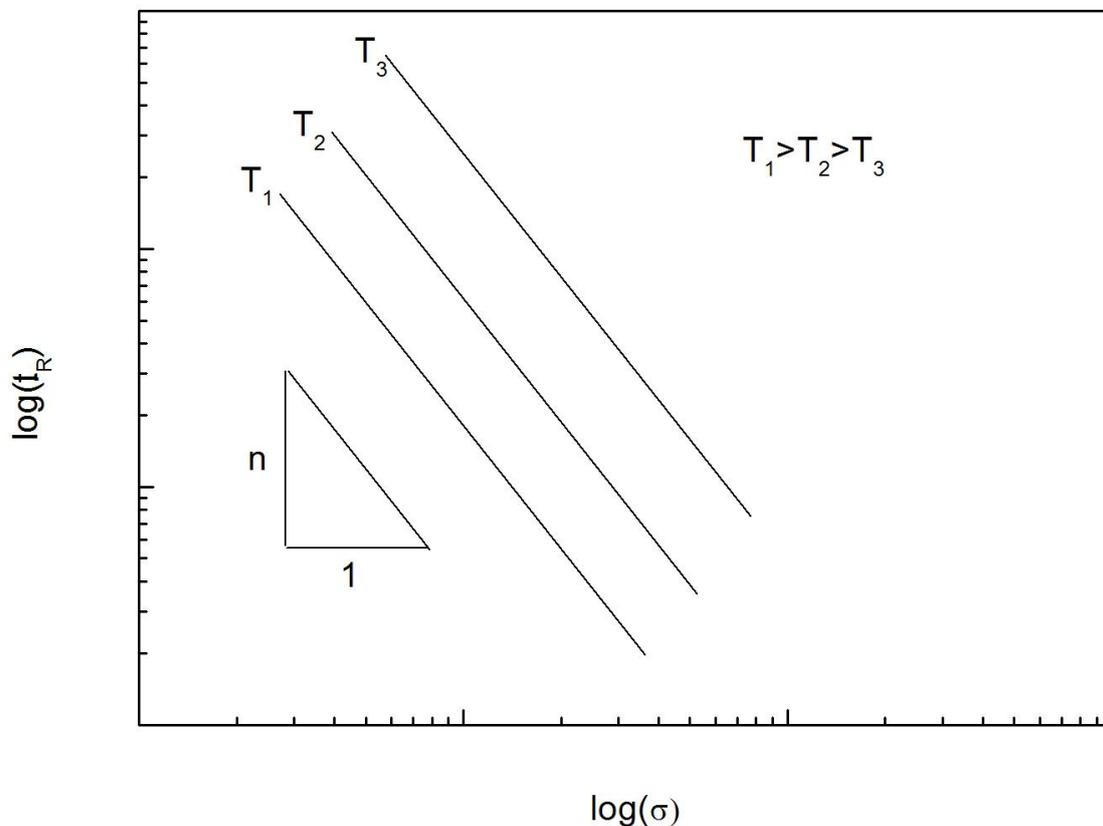


Figura 7.12: variazione del tempo a rottura col carico a diverse temperature.

Nella Figura 7.13 sono riportate le curve di creep per diverse leghe di alluminio. Nella Figura 7.14, per esempio, sono riportate le rette che descrivono la dipendenza del tempo a rottura dalle condizioni di prova per una lega di Al sviluppata per operare a temperature elevate (Al-Fe-V-Si-Er).

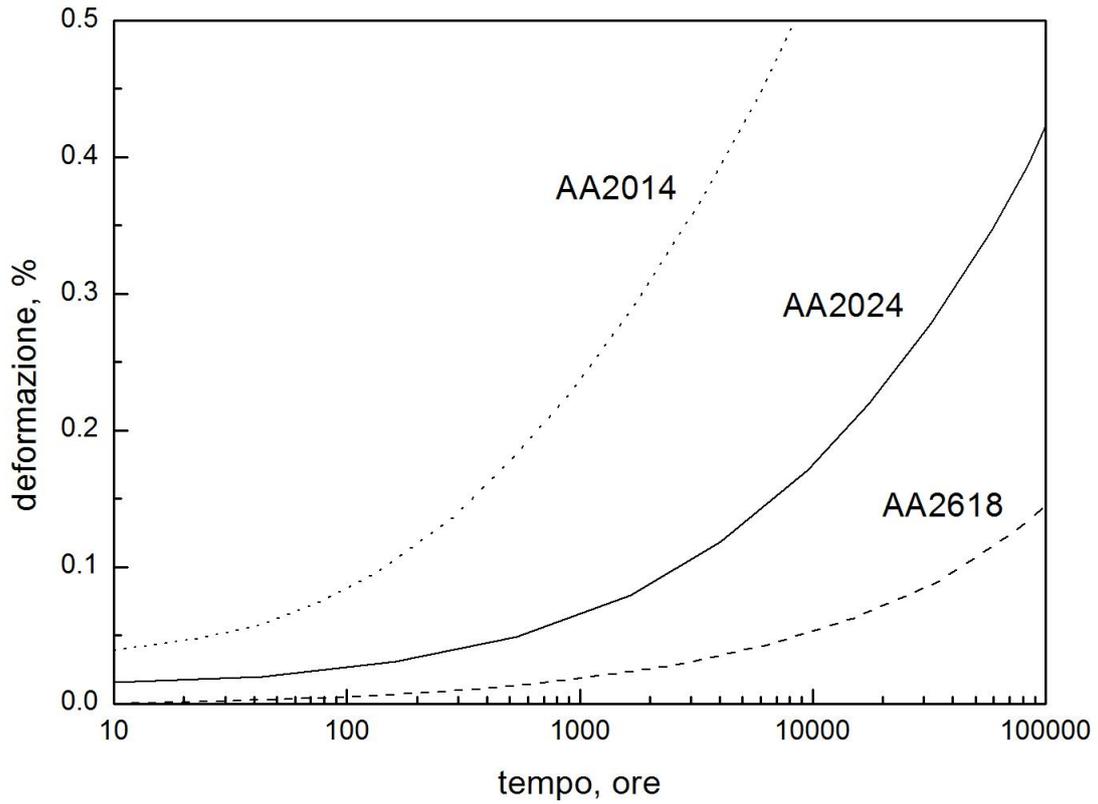


Figura 7.13: curve di creep per diverse leghe di alluminio.

Il problema fondamentale che ci si trova ad affrontare, però, è che molto spesso la temperatura di esercizio non corrisponde a quelle riportate in questo tipo di grafici. Ne deriva che sono necessari altri metodi di estrapolazione, indicati generalmente con il nome di “approcci parametrici”.

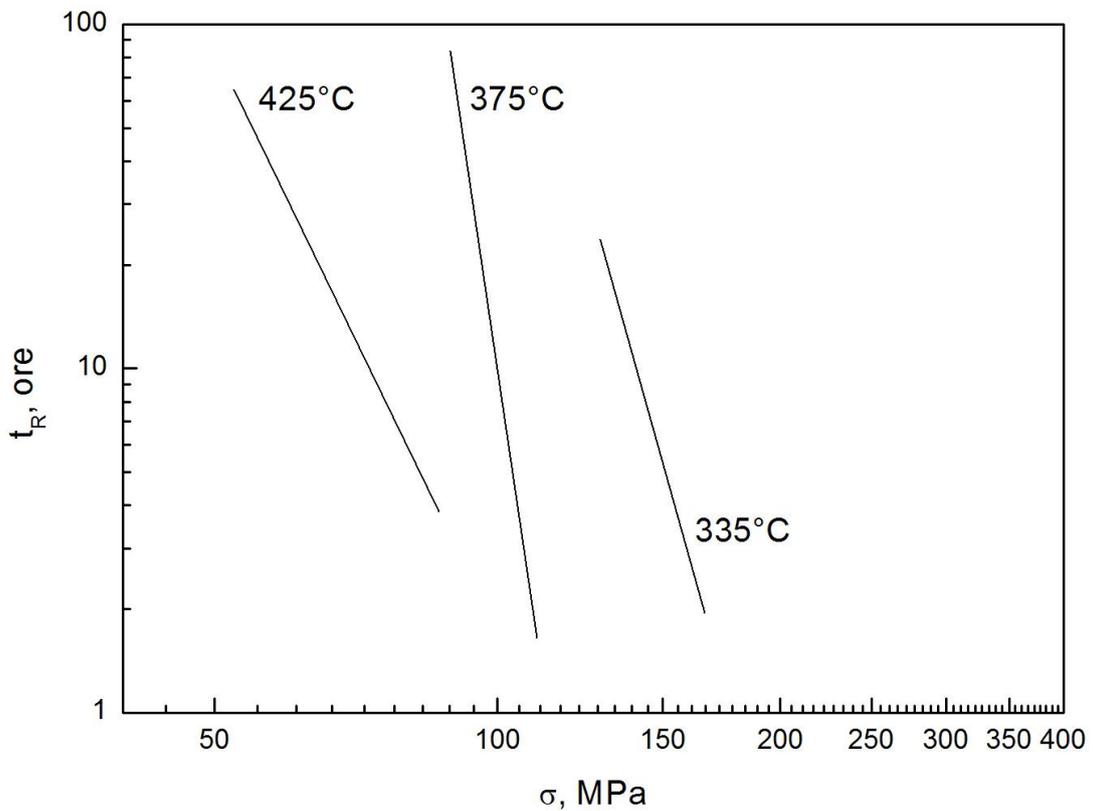


Figura 7.14: dipendenza del tempo a rottura dalle condizioni di prova per una lega Al-Fe-V-Si-Er.

Gli approcci parametrici per l'estrapolazione della vita a rottura: Il problema di dover operare con tre diverse variabili (tempo, temperatura, tensione) richiederebbe l'utilizzo di grafici che correlano queste grandezze di tipo tridimensionale.

Questo approccio, naturalmente, comporterebbe un appesantimento della procedura di calcolo, e quindi non viene seguito praticamente mai; piuttosto, si preferisce accorpare in un parametro due delle variabili (per esempio il tempo e la temperatura), che vengono riportate in un grafico bidimensionale in funzione del terzo (la tensione).

L'approccio parametrico utilizzato più diffusamente è quello di Larson-Miller (LMP).

L'assunzione alla base di questo metodo è che la dipendenza del tempo a rottura dalla temperatura e dalla tensione, possa essere espresso tramite una relazione nella forma:

$$t_R = B_0 \exp\left[\frac{Q(\sigma)}{RT}\right] \quad (7.8)$$

nella quale B_0 è una costante del materiale.

Nella formula precedente la dipendenza dalla tensione di prova e' inglobata nell'energia di attivazione, che quindi non è più costante.

Operando il logaritmo di entrambi i termini si ottiene:

$$\log(t_R) = \log(B_0) + \frac{Q(\sigma)}{RT} \log(e) \quad (7.9)$$

e, dopo semplici trasformazioni,

$$LMP = \frac{Q(\sigma)}{2.3R} = T(C_{LM} + \log t_R) \quad (7.10)$$

essendo C_{LM} una costante che, per molti materiale, viene assunta pari a 20.

Rappresentando i risultati sperimentali sotto forma di LPM, i dati collassato su una singola curva (master curve), che può essere utilizzata per stimare la resistenza a creep (tensione ammissibile per ottenere una data vita a rottura alla temperatura considerata).

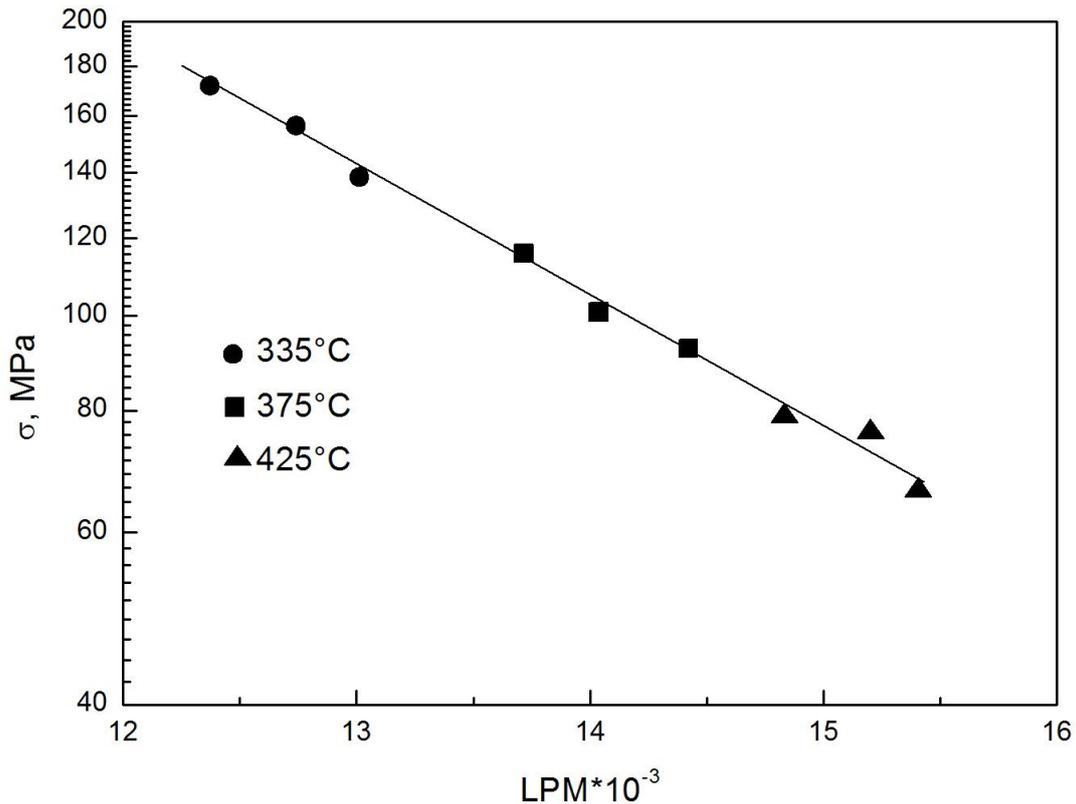


Figura 7.15: parametro di Larson-Miller funzione del carico per la lega Al-Fe-V-Si-Er.

Il parametro di Larson-Miller, benché usato con maggiore frequenza, non è il solo parametro disponibile; si può citare, ad esempio, il parametro di Dorn-Orr-Sherby (DOSP), espresso come:

$$DOSP = \log t_R - \frac{Q}{2.3R} \quad (7.11)$$

Il creep nei metalli puri: La forma fisicamente più corretta per esprimere la dipendenza della velocità di deformazione nel secondario da temperatura e tensione e' piuttosto complessa, avendo la forma:

$$\dot{\epsilon}_{ss} = A_0 \frac{DGb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \quad (7.12)$$

in cui D, per i metalli puri, è il coefficiente di autodiffusione, d è la dimensione del grano, b e' la lunghezza del vettore di Burgers (utilizzato per fare in modo che A₀, costante del materiale, sia adimensionale) e k e' la costante di Boltzmann.

Riportando la velocità di deformazione nel secondario in funzione della tensione di prova, ad una data temperatura, per l'alluminio puro si ottiene la curva riportata in Figura 7.16.

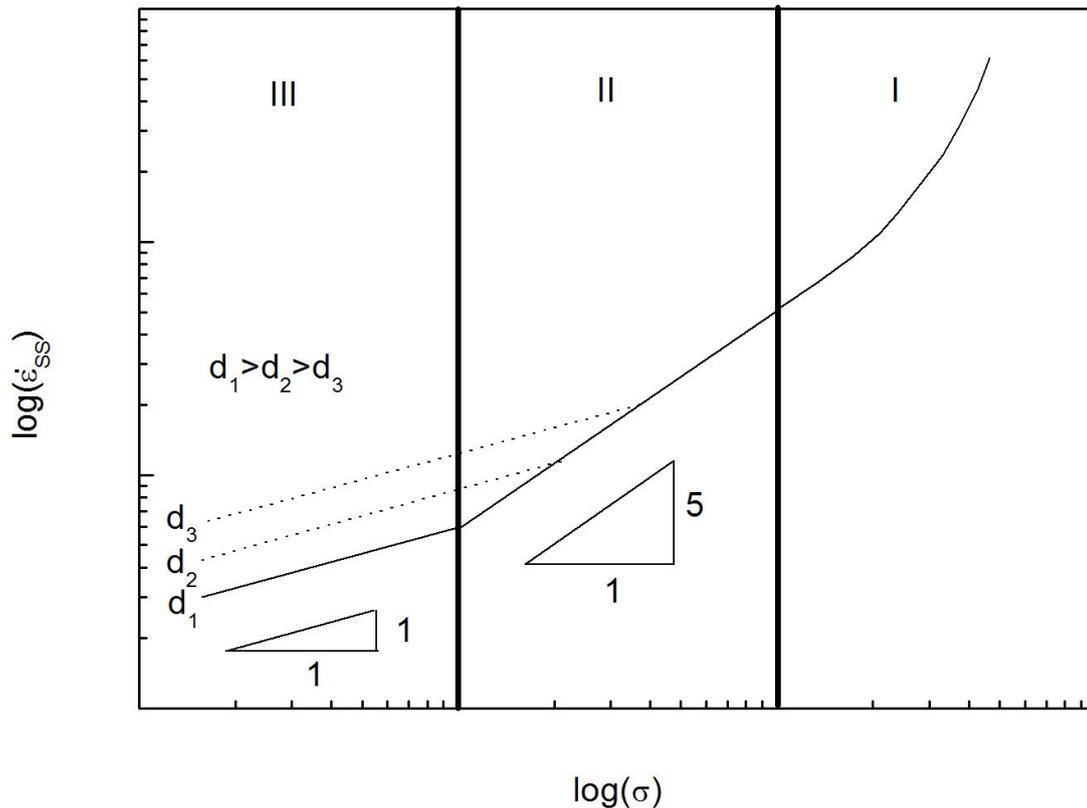
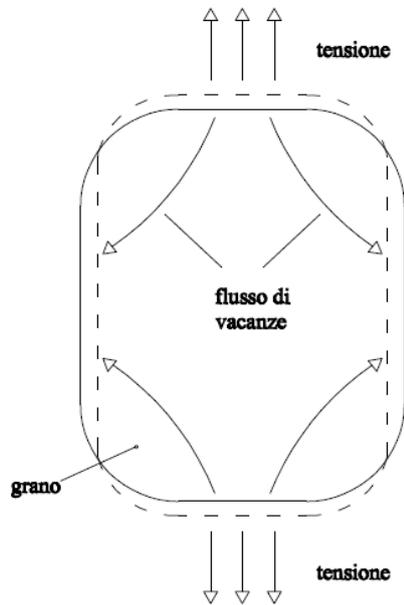


Figura 7.16: velocità di deformazione nel secondario funzione del carico tipica dei metalli puri.

Si identificano tre differenti regimi:

- i. un regime di tensioni elevate; e' questo il regime di velocità di deformazione tipiche della deformazione a caldo, il valore dell'energia di attivazione e' comunque molto prossimo a quello di autodiffusione.
- ii. un regime intermedio, in cui $n=4-5$; l'analogia fra il valore dell'energia di attivazione da creep e quello di autodiffusione dimostra che il creep e' controllato dal movimento non conservativo delle dislocazioni (recovery- o climb-controlled creep). La deformazione e' il risultato di una sequenza di scorrimento e salto termicamente attivato, e, dal momento che nei metalli puri lo scorrimento delle dislocazioni è un meccanismo facile, e' il salto, più lento, che governa la cinetica di deformazione. Un regime di questo tipo è tipico di tutti i metalli puri e di una serie di altri materiali, in cui invariabilmente $n=4-5$ e l'energia di attivazione e' pari a quella di autodiffusione (metalli puri, materiali di classe M).
- iii. un regime di basse sollecitazioni, in cui $n=1$. Tipicamente in questo regime sono stati identificati due meccanismi di creep puramente diffusivo

Creep diffusivo di Nabarro-Herring



Creep diffusivo di Coble

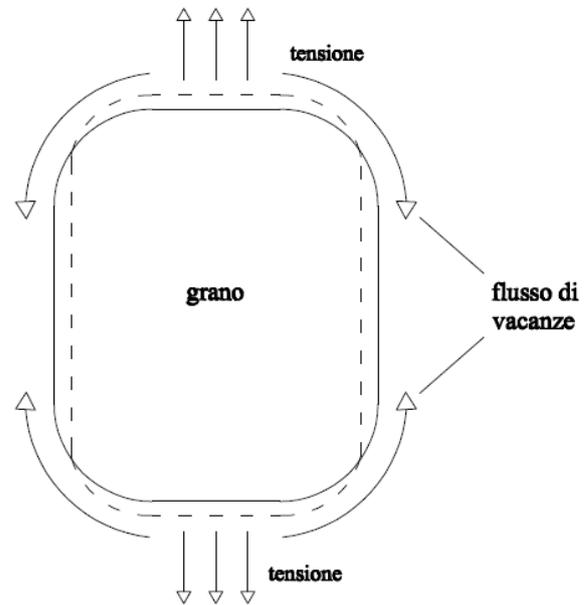


Figura 7.17: diversi meccanismi deformativi relativi al creep diffusivo.

La deformazione del singolo grano non è dovuta al movimento delle dislocazioni (la tensione applicata è troppo bassa), ma al flusso stesso delle vacanze.

Nel creep di Nabarro-Herring il flusso delle vacanze avviene attraverso il reticolo, cioè all'interno del grano. In questo caso l'energia di attivazione è ancora una volta pari a quella di autodiffusione (Q_{ad}). In questo caso, quindi, $n=1$, $Q=Q_{ad}$, e $p=2$.

Nel creep di Coble, invece, il flusso di vacanze avviene attraverso i bordi di grano, che sono, come visto, percorsi diffusivi preferenziali.

In questo caso $n=1$, $p=3$ e $Q=0.6Q_{ad}$ (la diffusione è più facile nel bordo di grano che non nel reticolo, e quindi l'energia di attivazione è più bassa).

In entrambi i casi il flusso di vacanze avviene dal lato perpendicolare al lato parallelo del grano, rispetto alla tensione applicata

In molti materiali agisce un ulteriore meccanismo (creep di Harper-Dorn), che coinvolge anche una certa attività delle dislocazioni ed è caratterizzato da valori di $n=1$ e $p=0$, ma che non deve essere confuso con il creep diffusivo.

In tutti e tre i regimi menzionati opera un ulteriore meccanismo, lo scorrimento dei bordi di grano; in effetti i grani, a queste elevate temperature, slittano l'uno sull'altro producendo una deformazione che, per metalli a grano grossolano, è relativamente trascurabile.

Questo stesso meccanismo, però, è responsabile, di una frazione rilevante delle rotture per creep, e della superplasticità dei materiali a grano ultrafine.

Il creep nelle soluzioni solide: L'interpretazione della risposta a creep delle soluzioni solide (materiali di classe A) e' un po' piu' complicata, rispetto a quella relativa ai metalli puri.

Riportando la velocità di deformazione nel secondario in funzione della tensione di prova si ottiene il grafico di Figura 7.18.

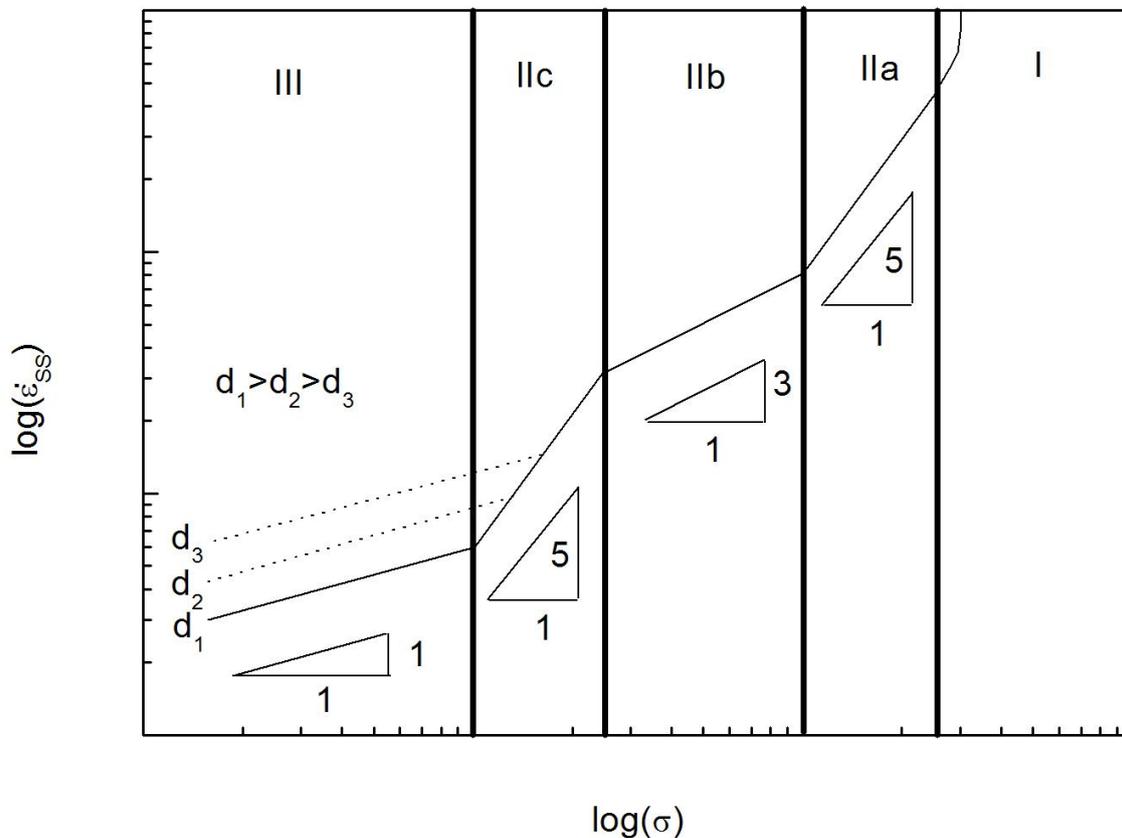


Figura 7.18: velocità di deformazione nel secondario funzione del carico tipica delle soluzioni solide.

Nel grafico di Figura si identificano:

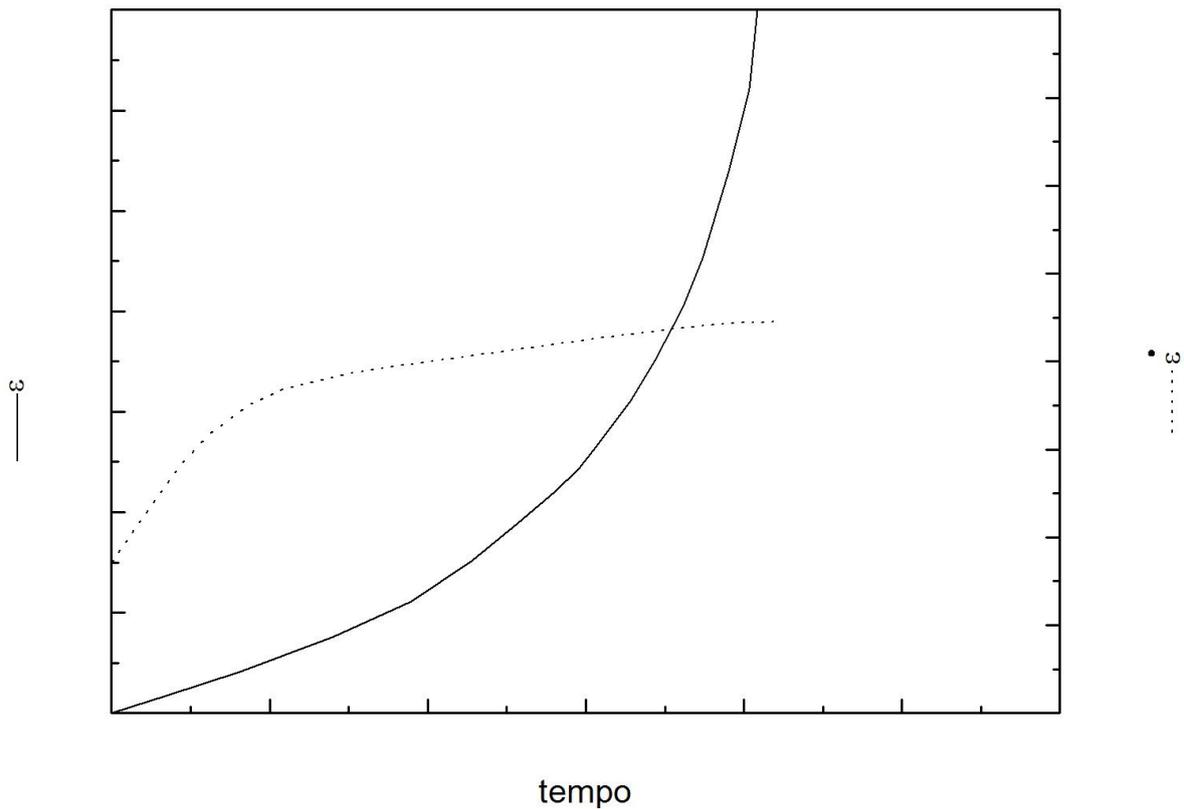
- i. il regime di alte tensioni e velocità di deformazione tipico della deformazione a caldo
- ii.a. un regime in cui $n=4-5$, con energia di attivazione equivalente a quella di autodiffusione; in questo regime il creep è controllato dal ripristino (climb-controlled creep),
- ii.b. un regime in cui $n=3$, e l'energia di attivazione è equivalente a quella di diffusione degli atomi di Mg nell'alluminio; in questo regime il creep e' controllato dallo scorrimento delle dislocazioni in atmosfere di atomi in soluzione solida; anche in questo caso la deformazione è il risultato di una sequenza di scorrimento e salto, ma la presenza delle atmosfere di atomi in soluzione rende più lenta, fra i due meccanismi, la fase di scorrimento, che quindi controlla la velocità di deformazione; solo se la tensione applicata è talmente elevata da "strappare" le dislocazioni alle atmosfere di soluto si ha che lo scorrimento e' facile, ed il creep viene controllato dal salto (regime ii.a),
- ii.c. una terza regione, in cui ancora $n=4-5$ e l'energia di attivazione equivale a quella di autodiffusione; in questo regime la tensione applicata è talmente bassa che la componente che

facilita il climb è trascurabile. E' il salto, quindi, che diventa ancora una volta la fase più lenta, e che controlla la deformazione.

iii. una regione tipica delle basse sollecitazioni, in cui il creep e' totalmente diffusivo.

Le differenze fra il comportamento delle soluzioni solide e quello dei metalli puri non si limita alla dipendenza della velocità di deformazione dalla tensione, ma riguarda anche l'andamento stesso della curva di creep.

Infatti, nelle soluzioni solide, nei primissimi istanti della prova la velocità di deformazione anziché diminuire aumenta (primario inverso)



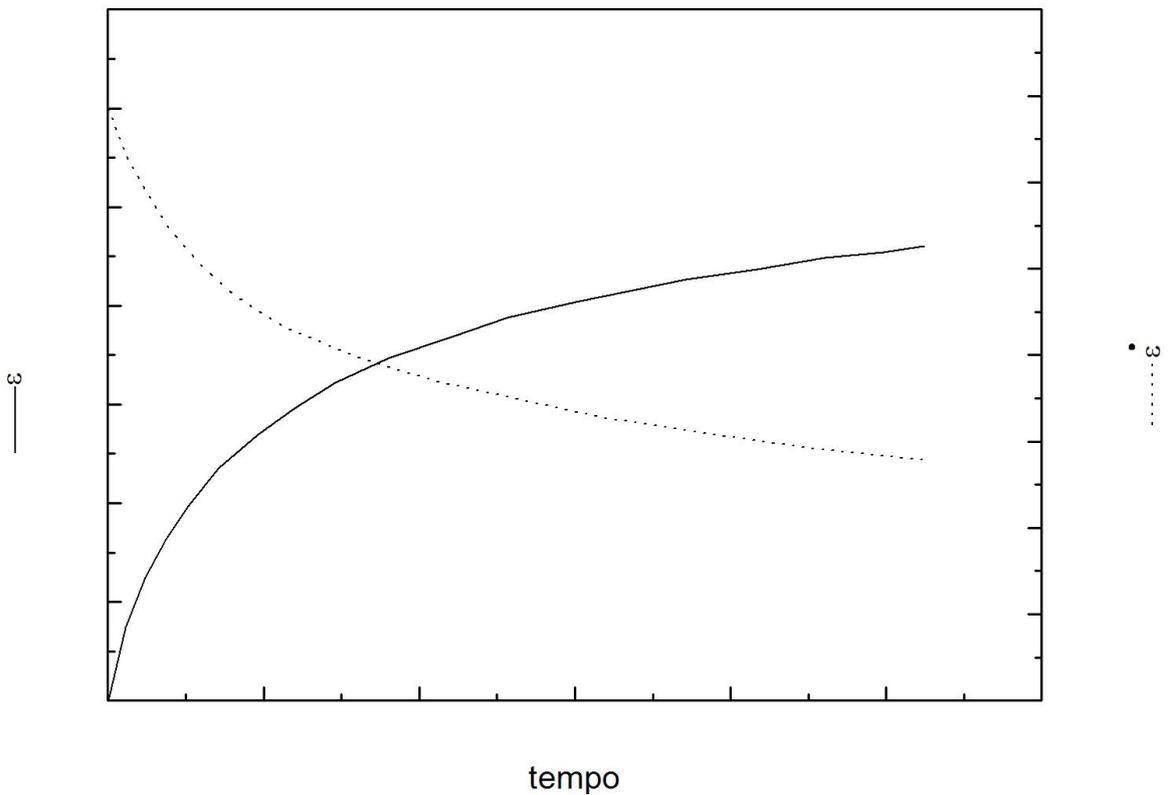
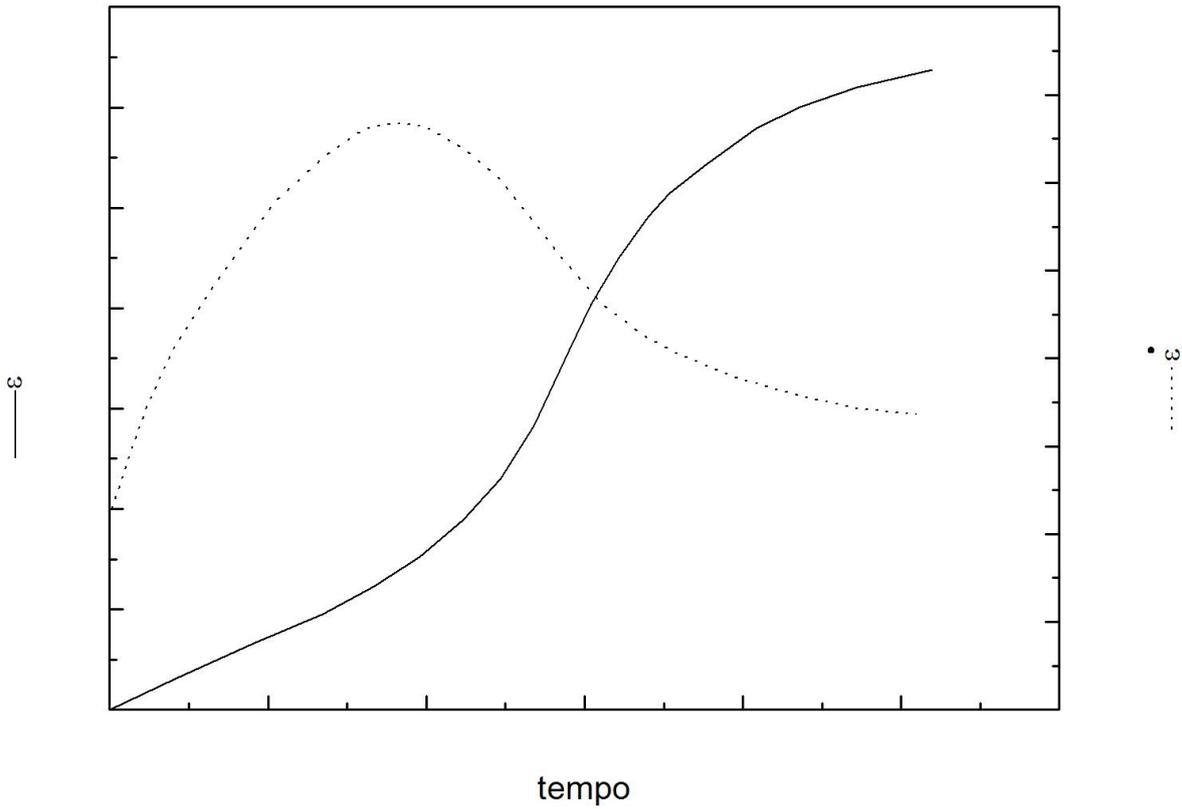


Figura 7.19: deformazione e velocità di deformazione nel primario i funzione del tempo di prova: a) soluzioni solide (creep controllato dallo scorrimento delle dislocazioni in atmosfere di atomi in soluzione); b) caso intermedio; c) creep controllato dal ripristino (metalli puri e soluzioni solide nel regime con $n=4-5$).

Anche la distribuzione delle dislocazioni è differente; nei regimi in cui il creep è controllato dal salto (dal ripristino), la microstruttura si evolve nel corso del primario fino a formare sottograni ben definiti.

Nelle soluzioni solide, nel regime in cui $n=3$, invece, la distribuzione delle dislocazioni rimane omogenea, ed i sottograni non si formano.

Metodi per aumentare la resistenza a creep di un materiale metallico: Sulla base delle osservazioni fin qui fatte, si possono dare alcune indicazioni seguendo le quali si possono sviluppare materiali con resistenza a creep più elevata rispetto ai metalli puri ed alle semplici leghe.

In particolare, nel caso del creep da dislocazioni, si può:

- i. scegliere un materiale con punto di fusione elevato
- ii. ridurre la mobilità delle dislocazioni introducendo ostacoli al loro moto

Se il creep è controllato soltanto da fenomeni diffusionali, si debbono seguire criteri parzialmente diversi, e cioè:

- i. scegliere un materiale con alto punto di fusione
- ii. ottimizzare il trattamento termico in modo da ottenere grani grossolani; in questo modo si rallentano i fenomeni diffusivi lungo i confini di grano. Inoltre, un aumento delle dimensioni del grano ha anche il vantaggio non secondario di ridurre l'importanza dello slittamento dei bordi di grano
- iii. facilitare la precipitazione di particelle lungo i confini di grano; in questo modo si può ulteriormente ridurre lo slittamento dei bordi di grano; è però da evitare una precipitazione troppo estesa, che generi una catena ininterrotta di particelle lungo i confini di grano, perché tale catena potrebbe fungere da percorso preferenziale per eventuali cricche.

Si possono dare quindi alcune indicazioni, di carattere molto generale, ma non per questo meno validi:

- 1) una riduzione della dimensione del grano è vantaggiosa a temperatura ambiente, perché aumenta la resistenza (relazione di Hall-Petch), ma può essere controproducente ad alta temperatura, in regime di creep
- 2) l'incrudimento è un metodo valido a bassa temperatura, per aumentare la resistenza, ma non è applicabile ai materiali resistenti al creep, in quanto la struttura incrudita ripristina (o addirittura ricristallizza) molto facilmente
- 3) la precipitazione di particelle è il solo metodo che produca un innalzamento della resistenza meccanica rilevante sia a temperatura ambiente che a temperature relativamente elevate. Nondimeno, la prolungata esposizione ad elevata temperatura causa comunque l'accrescimento

competitivo o addirittura, se la temperatura è eccessivamente elevata, la dissoluzione dei precipitati.

L'aggiunta di elementi in soluzione solida di solito aumenta la resistenza a creep, ma in misura molto minore di quanto faccia la precipitazione di particelle fini;

l'effetto di rafforzamento più efficiente è comunque quello che si ottiene introducendo nel materiale una dispersione di particelle stabili, che non subiscano alterazioni con l'esposizione ad elevata temperatura.

Le dispersioni di ossidi o ceramici, infatti, conferiscono al materiale delle elevate doti di resistenza a creep alle temperature più elevate; peraltro, quando si riporta l'andamento della velocità di deformazione nel secondario (o più frequentemente la velocità minima di creep) in funzione della tensione di prova, si ottengono delle curve come quelle riportate in Figura 7.20.

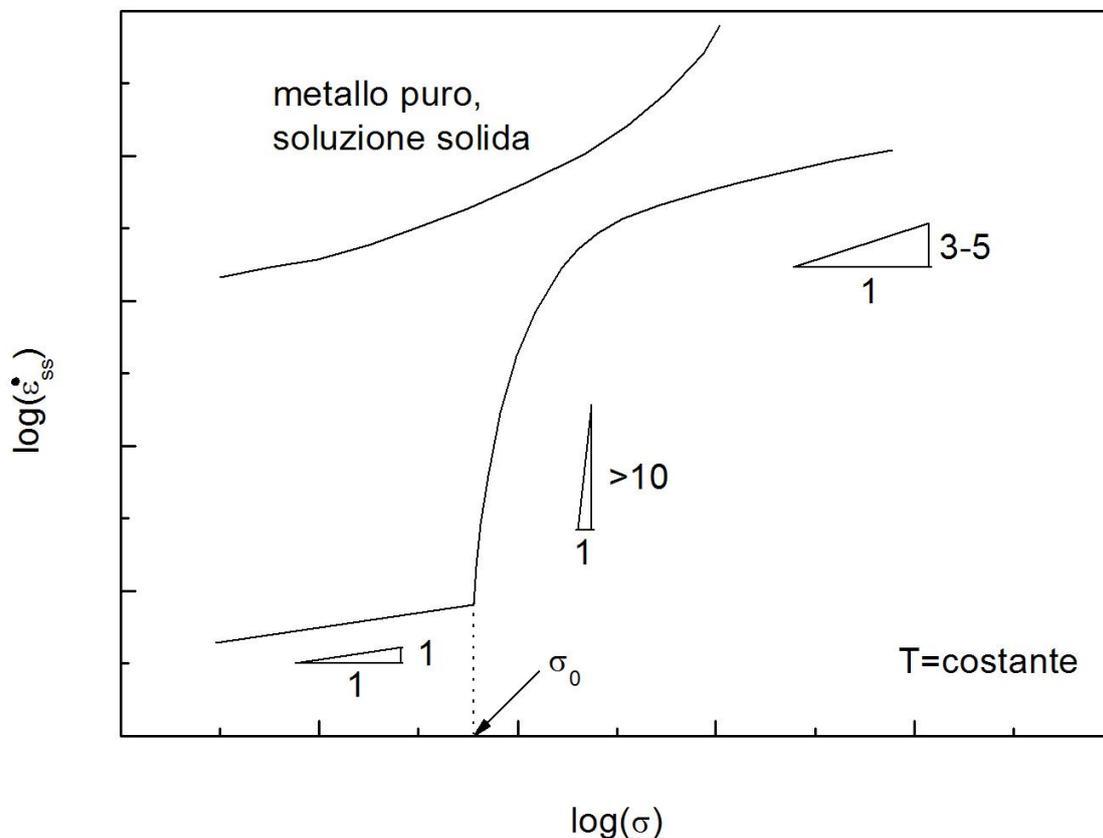


Figura 7.20: dipendenza della velocità di deformazione nello stadio stazionario dalla tensione di prova per un materiale rinforzato tramite dispersoidi.

Nel regime di tensioni intermedio, infatti, si osservano pendenze della curva estremamente elevate, e se i punti sperimentali disponibili sono tutti compresi in questo intervallo, l'esponente n che si ottiene risulta estremamente elevato (tipicamente 8-30).

Molte teorie sono state proposte per razionalizzare questo comportamento, e fra tutte una delle più diffuse ed accettate è quella che si basa su una forma modificata cioè la

$$\dot{\epsilon}_{ss} = A_0 \frac{DGb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{G}\right)^n \quad (7.13)$$

in cui σ_0 , definito tensione di soglia, rappresenta l'effetto di rafforzamento dovuto alle particelle, ed in molti casi è proporzionale od equivalente al valore della tensione di Orowan τ_{Or} . Il valore di n dovrebbe essere 4-5 o 3 a seconda del tipo di comportamento della lega non rinforzata (la matrice), cioè tipo M o tipo A.

Quando la tensione di prova diviene prossima al valore della tensione di soglia, si verifica di solito un cambiamento del meccanismo di interazione fra particelle e dislocazioni, o addirittura si può avere il passaggio da creep da dislocazioni a creep diffusivo ($n=1$).

Rottura per creep: La rottura per creep avviene per una serie di fenomeni spesso concorrenti; per esempio, con l'aumentare della deformazione può avere inizio la strizione, che porta ad una frattura sostanzialmente simile a quella tipica dei materiali tenaci e duttili a temperatura ambiente.

Nello stesso tempo si può avere anche una riduzione della sezione interna del campione, a causa di fenomeni di cavitazione che contribuiscono ad accelerare il processo di frattura.

All'estremo, si può avere una frattura di tipo completamente intergranulare, senza che si verificano apprezzabili fenomeni di strizione.

Questo tipo di frattura, tipico del creep, è dovuto al fenomeno dello slittamento del bordo di grano; come mostrato nella Figura 7.21.

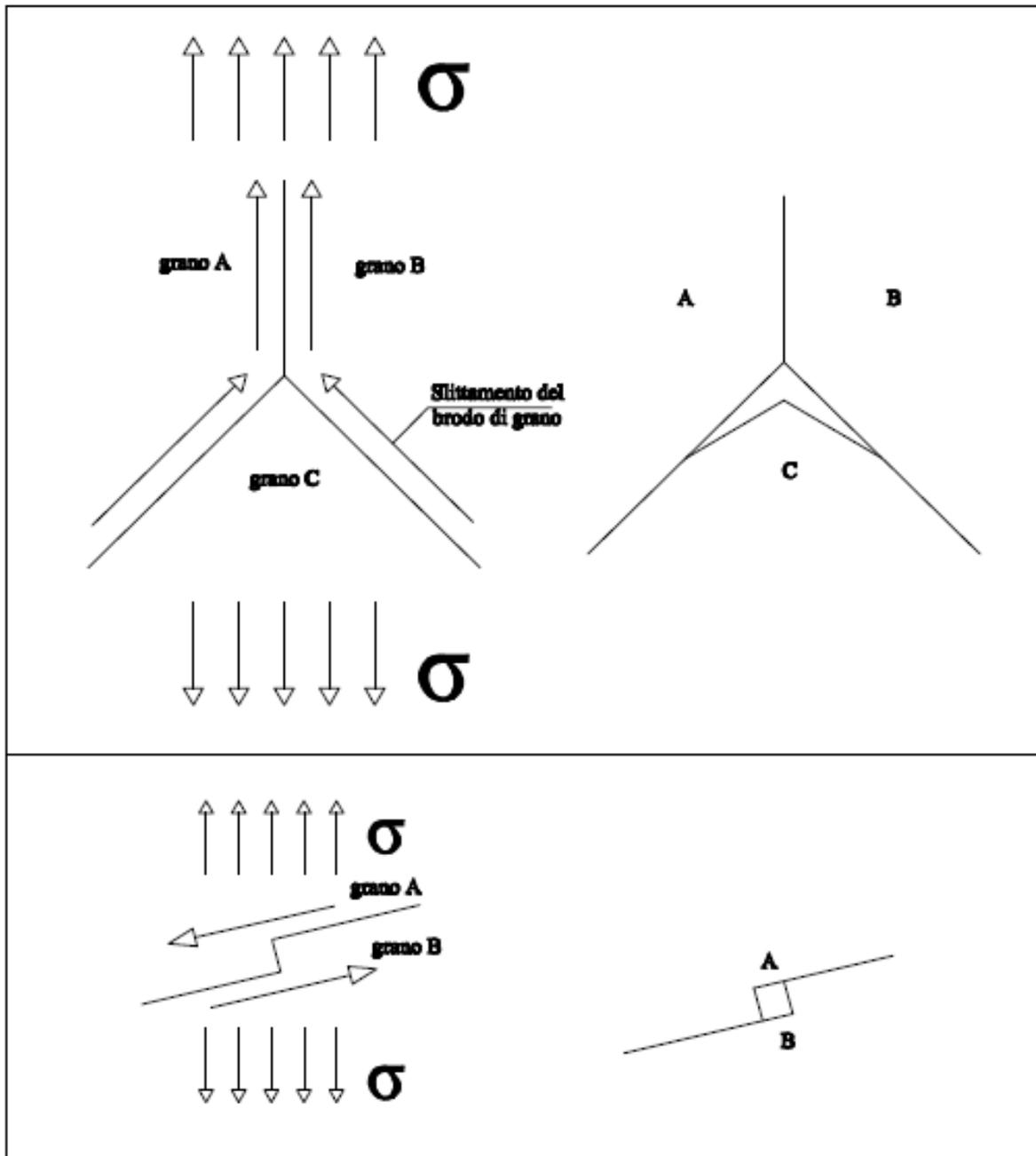


Figura 7.21: slittamento dei grani durante la sollecitazione di creep.

Sotto l'azione di una sollecitazione di trazione, i grani slittano l'uno rispetto all'altro, ed il risultato di questi scorrimenti è la formazione di microcavità, localizzate preferenzialmente sul bordo di grano perpendicolare alla direzione della tensione.

La Figura illustra la genesi di due cavità di tipo diverso; la prima, cavità di tipo w, è particolarmente allungata, e di solito si nuclea sui giunti tripli di grano. La seconda, cavità di tipo r, è tondeggiante.

La coalescenza di queste cavità porta alla comparsa di cricche macroscopiche, che alla fine conducono a rotture di tipo intergranulare.

Esempio nr.1: Risposta a creep dell'alluminio puro: L'alluminio puro, pur non avendo applicazioni alle alte temperature, è stato largamente utilizzato per comprendere i meccanismi alla base del creep. La Figura illustra la variazione del parametro

$$\dot{\epsilon}_{ss} = \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

con $Q=142$ kJ/mol in funzione della tensione di prova normalizzata σ/G .

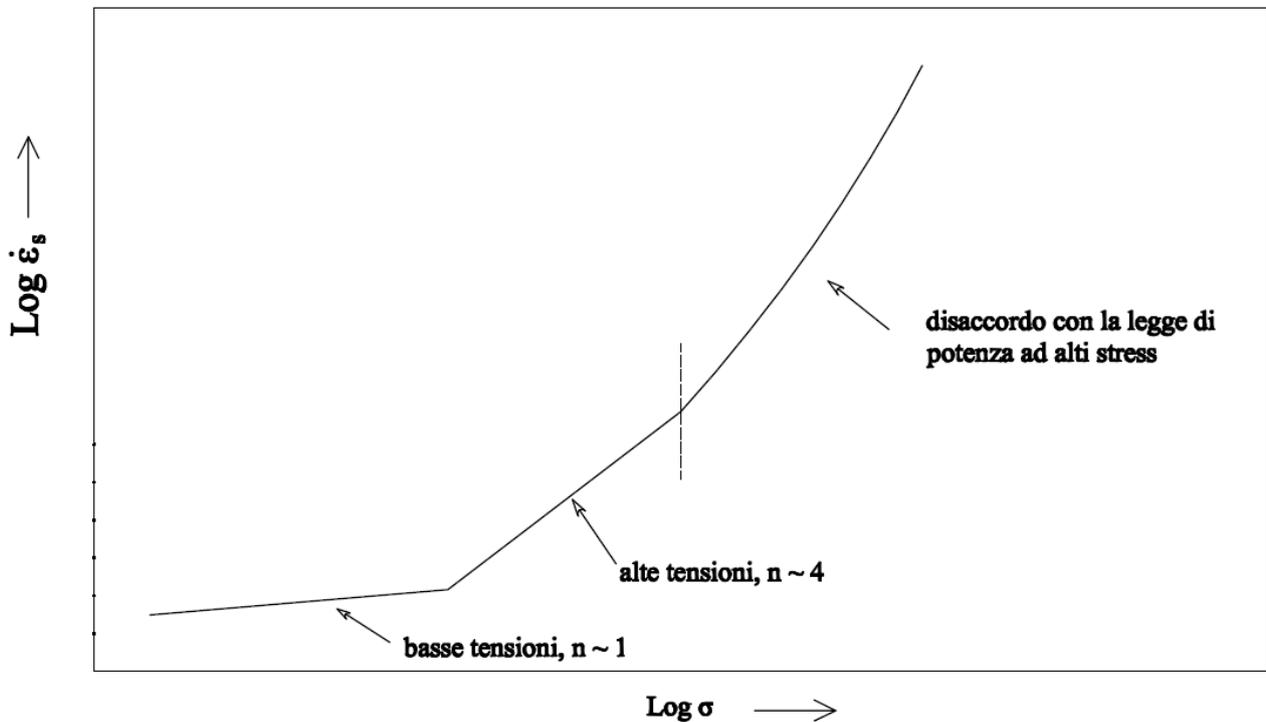


Figura 7.22: curva di creep per l'alluminio puro.

Tutti i punti, ottenuti a diverse temperature, collassato sulla stessa curva (l'errore che si commette trascurando la presenza di G e T a secondo membro non è molto rilevante).

Si osservano chiaramente la zona intermedia con pendenza 4.4, la zona tipica delle elevate velocità di deformazione, e, per tensioni molto basse, una regione con $n=1$ interpretato come creep di Harper-Dorn.

Esempio nr.2: Risposta a creep di soluzioni solide Al-Mg: Anche in questo caso si tratta di materiali di scarso interesse ingegneristico (almeno per applicazioni a temperature elevate), studiati soprattutto per investigare i meccanismi all'origine della deformazione da creep nelle soluzioni solide.

In particolare sono state studiate leghe aventi differenti concentrazioni di Mg; in generale, in un intervallo più o meno ampio di condizioni sperimentali, la deformazione da creep è controllata dall'interazione fra dislocazioni e atmosfere di atomi di soluto.

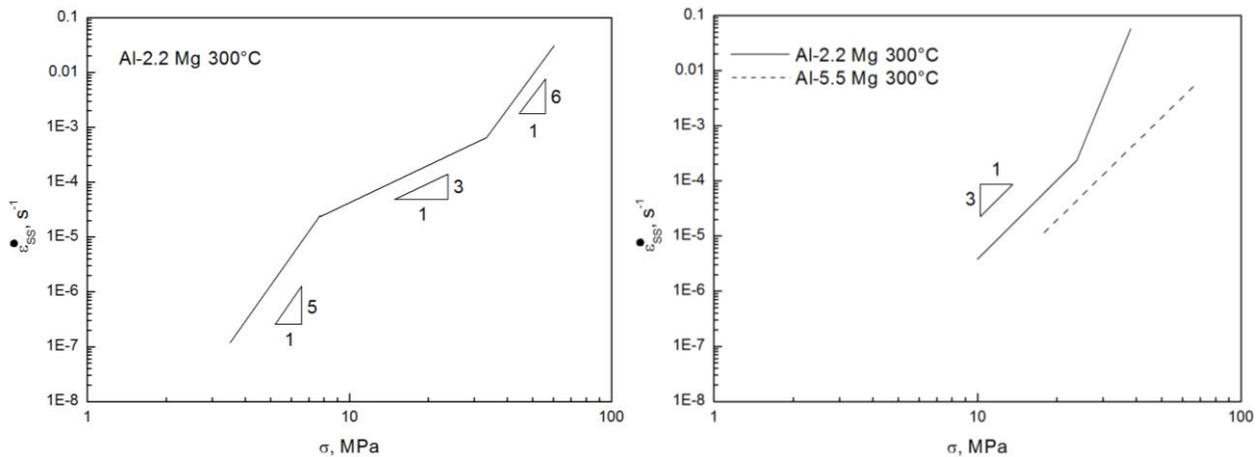


Figura 7.23: curva di creep per due diverse leghe di Al-Mg.

La Figura 7.23 illustra chiaramente la coesistenza dei differenti regimi, mostrando anche come un aumento del tenore di Mg diminuisca la velocità di creep e sposti la transizione dal regime IIa-IIb e IIb-IIc (più il tenore di Mg è elevato, più la zona in cui il creep è controllato dall'interazione fra atomi di soluto e dislocazioni si allarga).

Esempio nr.3: Risposta a creep di leghe di Alluminio per elevate temperature: Negli ultimi anni, l'introduzione di nuove tecnologie, come la solidificazione rapida e l'alligazione meccanica, ha consentito di produrre parecchie leghe sperimentali di alluminio, specificamente concepite per sopportare temperature di esercizio elevate.

Lo sviluppo di questi nuovi materiali, attraverso l'introduzione di una distribuzione di particelle stabili, mira a conseguire buona resistenza a creep in materiali di bassa densità.

Le leghe a base di Al ad elevata resistenza, per esempio la 2618, 2219 o similari, basano le loro caratteristiche meccaniche su una dispersione di precipitati, come le fasi Al_2Cu o Al_2CuMg , che non sono stabili, ma tendono a diventare grossolani se la temperatura di esercizio supera quella di invecchiamento.

Per questo motivo, se la temperatura è elevata, o il tempo di esposizione è sufficientemente lungo, la resistenza a creep delle leghe convenzionali tende pericolosamente a convergere con quella, molto più bassa, dell'alluminio puro

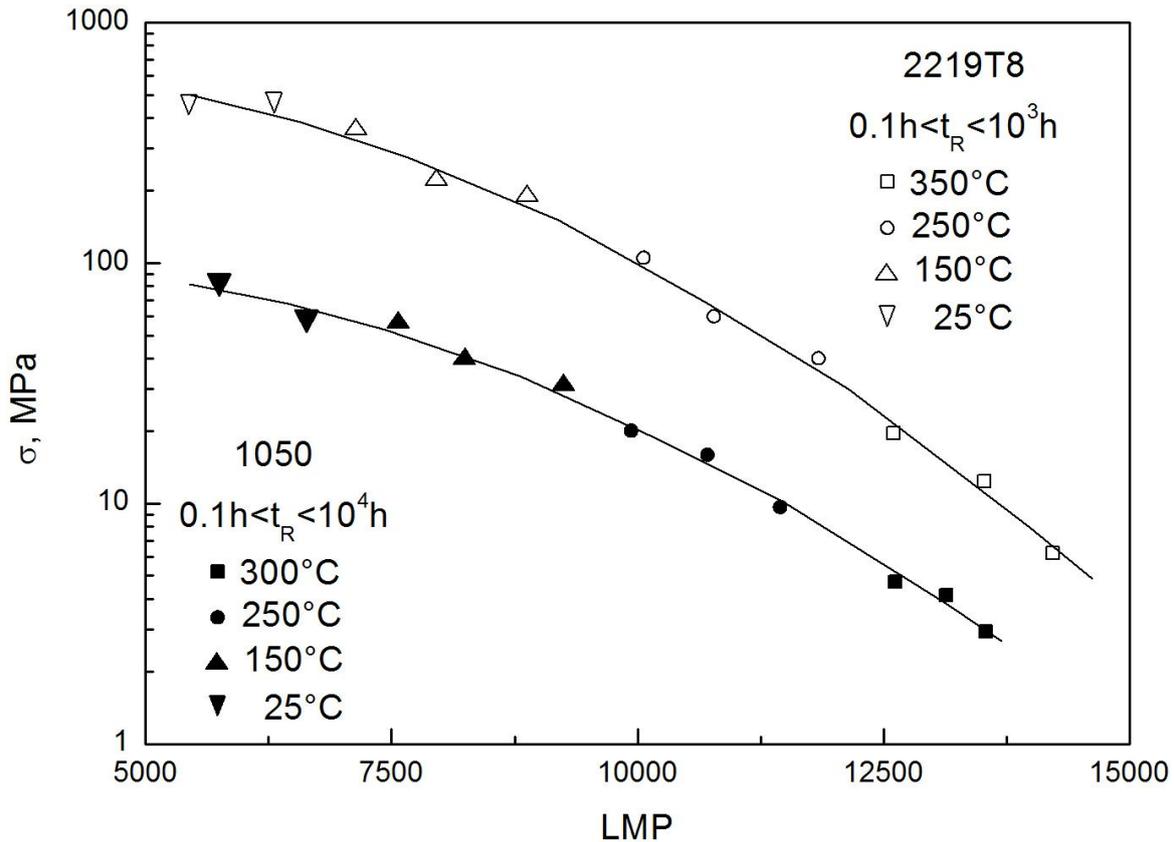


Figura 7.24: master curves di Larson-Miller per un alluminio commercialmente puro ed una lega della serie 2000.

La lega Al-Cu-Mg è stata sottoposta a un trattamento di solubilizzazione, incrudimento e quindi invecchiamento; lo stadio di deformazione a freddo ha lo scopo di introdurre una elevata densità di dislocazioni, che successivamente fungano da siti di enucleazione per i precipitati.

In questo modo si ottiene una distribuzione di particelle finissime, che oltretutto, limitando la mobilità della dislocazioni, ritardano i fenomeni di ripristino.

Il materiale così trattato ha una resistenza meccanica molto elevata, come pure è molto elevata la resistenza a creep alle medio-basse temperature (inferiori a 300°C).

Se la temperatura supera i 300°C, però, la resistenza a creep tende a diminuire, tanto da avvicinarsi a quella tipica dell'alluminio puro; evidentemente, a queste temperature elevate, le particelle diventano rapidamente grossolane, perdendo il loro effetto di rafforzamento.

Per ovviare alla scadente risposta ad elevata temperatura delle leghe convenzionali ad elevata resistenza, sono stati sviluppati, come già accennato all'inizio di questo paragrafo, materiali interamente nuovi, come le leghe Al-Fe-V-Si; la Figura mostra l'andamento della velocità di creep nel secondario in funzione delle condizioni di prova per leghe Al-Fe-V prodotte per metallurgia delle polveri.

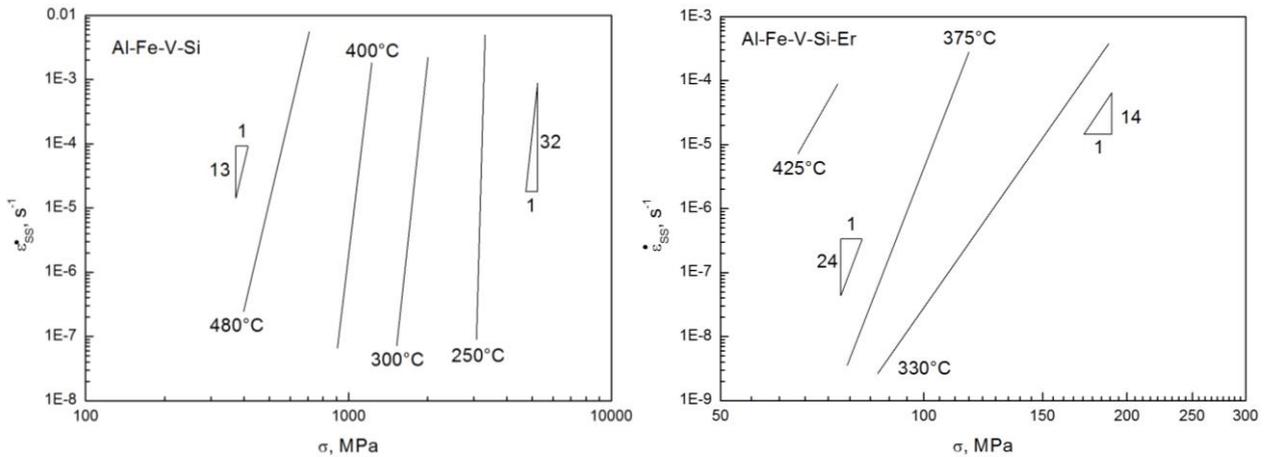


Figura 7.25: legame tensione-velocità nel secondario per due leghe di alluminio ad alta resistenza a creep.

La pendenza delle rette in Figura 7.25 è molto elevato (varia da 13 a 32) ed è molto lontano dai valori teorici di 3 o 5 previsti per i metalli puri.

In maniera del tutto simile si comportano altri materiali a base di alluminio, le leghe Al-C-O di Figura 7.26.

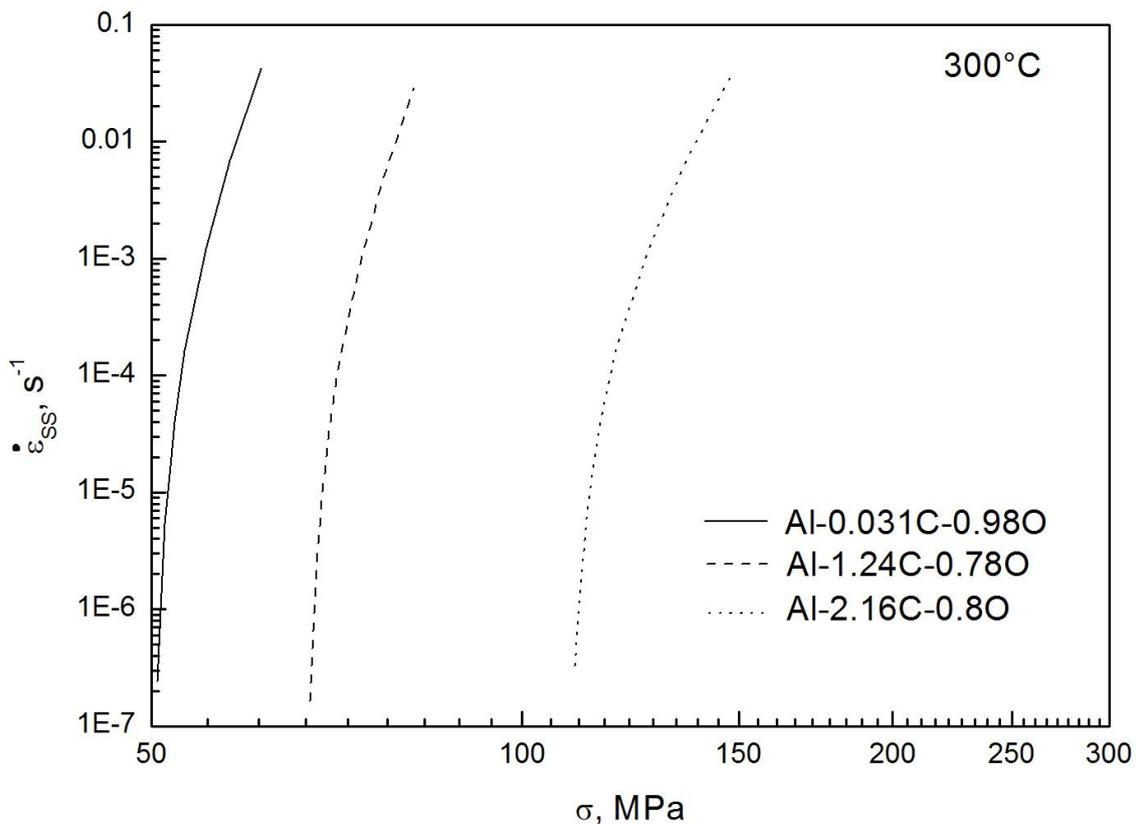


Figura 7.26: legame tensione-velocità nel secondario per leghe Al-C ad alta resistenza a creep.

anche in questo caso le pendenze che si ottengono sono elevate ($n=15-200$). In queste leghe, il C si combina con l'alluminio a dare Al_4C_3 , un composto molto stabile.

Esempio nr.4. Risposta a creep di un acciaio 9Cr-1Mo-NbV: Per la maggior parte, i materiali trattati nei precedenti esempi hanno un limitato interesse pratico. Mentre le leghe sperimentali, ove possiedano interessante resistenza a creep, sono svantaggiate da costi elevati o, in altri casi, da scarsa duttilità e tenacità, né l'alluminio puro né le leghe Al-Mg hanno applicazioni nel settore delle alte temperature.

Ben diverso è il caso degli acciai, in particolare di quei materiali sviluppati appositamente per massimizzare la resistenza a creep.

Uno di questi materiali è l'acciaio 9Cr-1Mo-Nb-V. Questo acciaio, dopo normalizzazione, ha struttura martensitica.

Esso viene rinvenuto con un trattamento multistadio, volto ad aumentare la tenacità ed a favorire la precipitazione di carburi ($Cr_{23}C_6$) che svolgono un ruolo di rafforzamento non trascurabile.

Altre fasi che precipitano durante il rinvenimento o l'esposizione a creep sono i carbonitruri di V ($V(C,N)$), che essendo particolarmente fini possono rallentare con particolare efficienza il moto delle dislocazioni.

La Figura 7.27 mostra l'andamento delle curve di creep per questi materiali; si osserva come in questo caso, come del resto per moltissimi altri materiali, il secondario sia di durata estremamente ridotta.

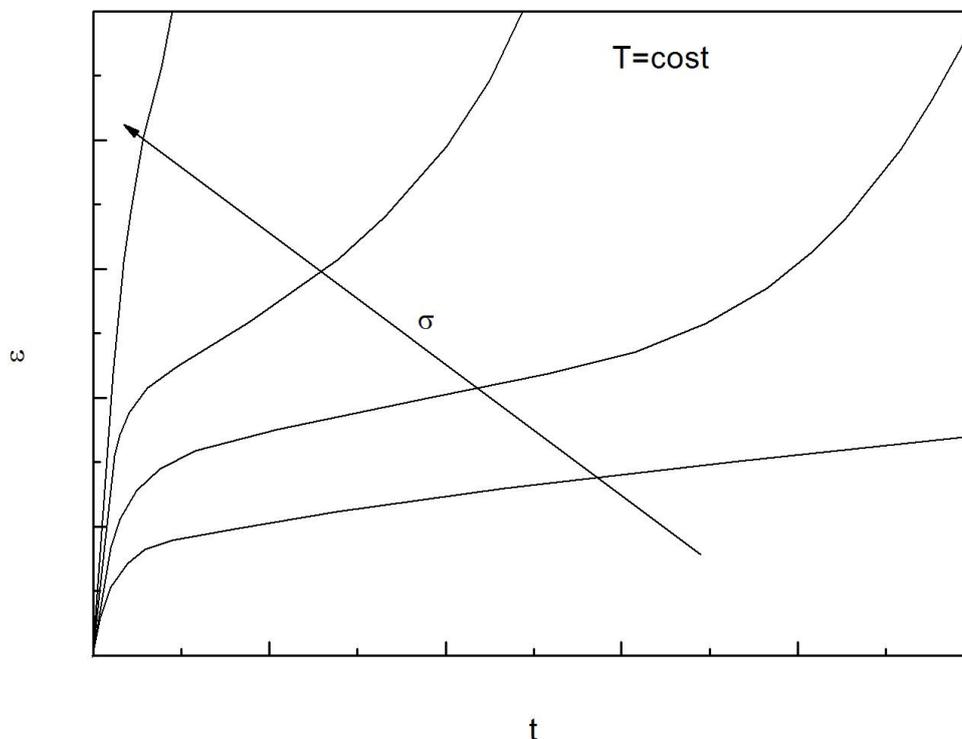


Figura 7.27: variazione delle curve di creep col carico applicato.

La Figura mostra la dipendenza della velocità minima di creep (che sostituisce il parametro “velocità” di deformazione nel secondario) dalla tensione di prova.

Anche in questo caso le pendenze che si ottengono vanno da 8 a 15, e sono quindi molto più elevate dei valori teorici.

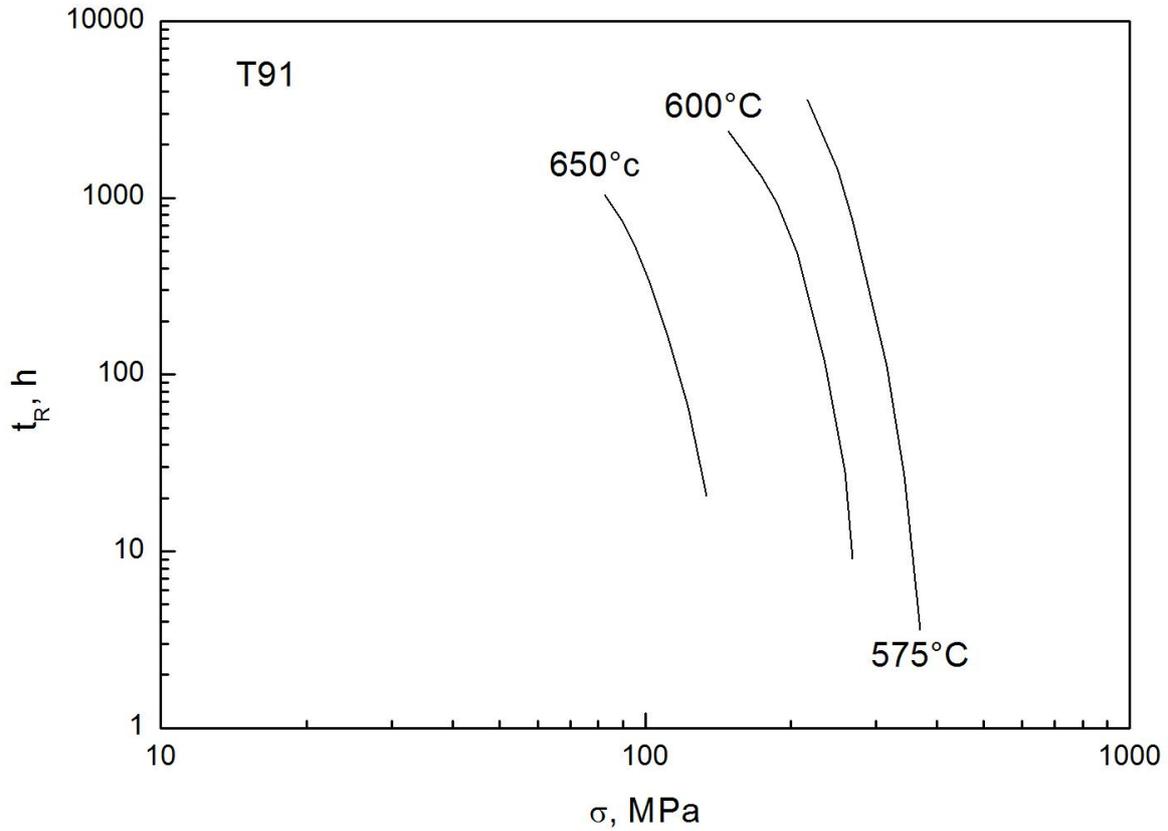


Figura 7.28: curve tensione-tempo a rottura per l'acciaio 9Cr-1Mo-Nb-V.

Capitolo VIII

PROCESSI DI DEFORMAZIONE PLASTICA

I materiali metallici possiedono la straordinaria caratteristica di essere suscettibile di deformazione plastica consentendo di ricavare componenti meccanici delle più diverse forme e dimensioni.

La forma necessaria alle moderne applicazioni tecnologiche può essere ottenuta per due vie fondamentali:

-Deformazione plastica, in cui massa e volume di materiale vengono conservate e il metallo viene modificato nella sua forma iniziale,

-Asportazione di truciolo, in cui parte di materiale viene rimosso in alcune zone.

Tra le diverse operazioni di formatura a cui possono essere sottoposte un gruppo fondamentale è rappresentato dalle lavorazioni per deformazione plastica che possono essere effettuate in ampi intervalli di temperatura a seconda del tipo di lega metallica in lavorazione, solitamente si suole dividere le lavorazioni per deformazione plastica in processi a freddo (temperatura molto prossima a quella ambiente) e processi a caldo (temperature elevate anche molto prossime a quella di fusione).

Le lavorazioni per deformazione plastica possono essere inoltre individuate a seconda del tipo di carico applicato al metallo per produrre la deformazione, in tal caso si possono distinguere:

- processi per compressione diretta
- processi per compressione indiretta
- processi per trazione
- processi per flessione
- processi per taglio

Al primo gruppo possono essere ricondotte la forgiatura e la laminazione. Trafilatura ed estrusione sono caratterizzate dall'applicazione di un carico più complesso ma con una significativa componente di compressione (indiretta). L'imbutitura e la stiratura di lamiera sono tipiche lavorazioni appartenenti ai processi di trazione, nella piegatura la componente principale è di flessione mentre la tranciatura di lamiera è un tipico processo per taglio.

Solitamente i prodotti da processi di deformazione plastica che prevedono la lavorazione di billette o lingotti a cui viene fatta assumere una forma diversa ma semplice vengono detti semilavorati, mentre i prodotti in cui la deformazione plastica fa assumere una forma finita o quasi finita (a meno di asportazioni di truciolo o trattamenti termici) sono detti prodotti finiti.

Ora, genericamente le forze applicate devono essere superiori al carico di snervamento del materiale ma non tanto ingenti da creare fratture, in tutte le condizioni termiche utilizzate i processi metallurgici concomitanti assumono importanza fondamentale.

Partiamo da un approccio macroscopico considerando i legami tra materiale, geometria e tensione di flusso. Quest'ultima è genericamente esprimibile come:

$$p = \sigma g(f)h(c)$$

Dove p è la tensione di flusso, σ è la resistenza che il materiale oppone ad un dato stato di tensione, $g(f)$ è funzione delle forze d'attrito in gioco durante la deformazione, $h(c)$ è una funzione della variazione geometrica del materiale durante la lavorazione (deformazione). Una considerazione fondamentale di tale trattazione è che durante i processi di deformazione plastica le deformazioni e le velocità di deformazione in gioco sono molto più elevate di quelle che il materiale subisce in esercizio.

I carichi dipendono dallo stato tensionale (trazione, compressione, torsione) e in prima approssimazione si può valutare il legame tra tensione e deformazione simile a quello ottenuto nelle normali prove di trazione, compressione e torsione.

Si possono avere diversi andamenti in funzione del materiale idealmente schematizzato in Figura 8.1,

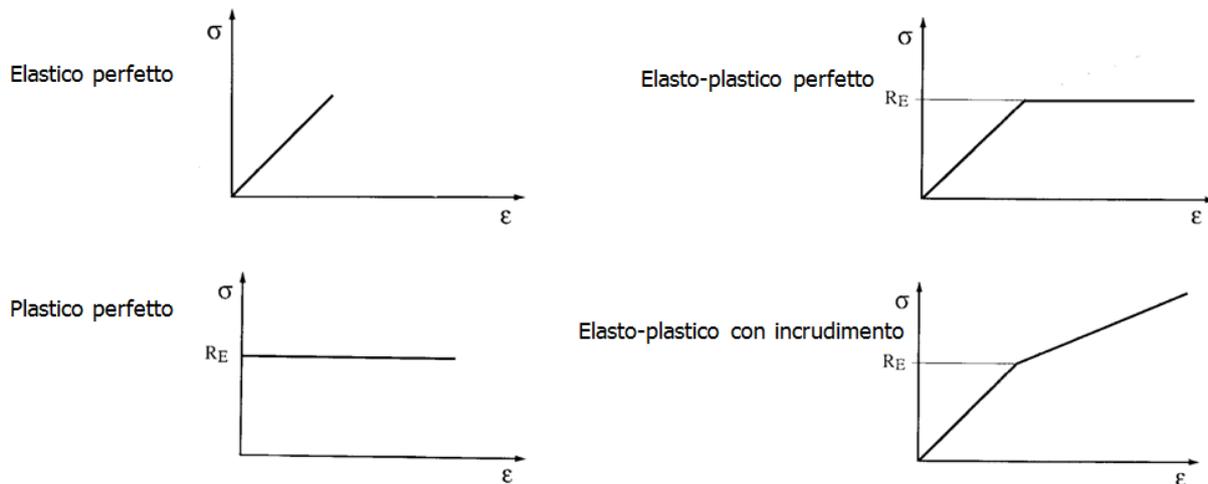


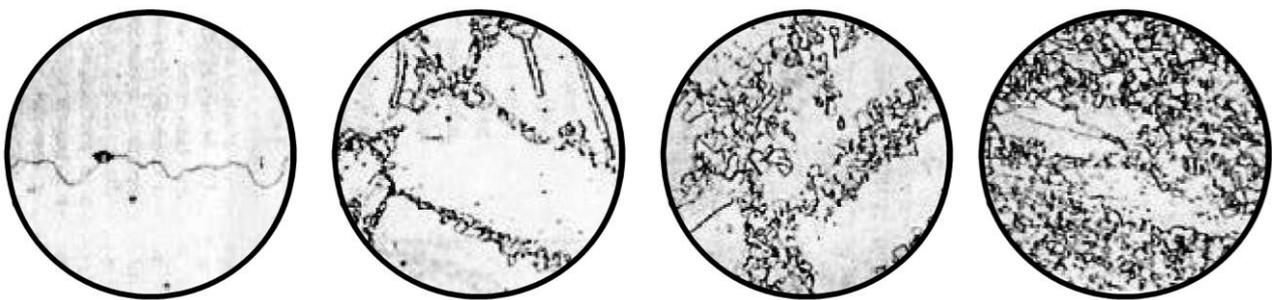
Figura 8.1: relazione sforzo-deformazione per diversi comportamenti dei materiali deformati.

Meccanismi di deformazione plastica a caldo: oltre a essere finalizzate a fare assumere determinate forme ai metalli in lavorazione, i processi di deformazione plastica permettono di modificare e controllare le proprietà meccaniche. La duttilità e quindi la deformabilità plastica dei metalli aumenta all'aumentare della temperatura quindi gran parte dei processi di deformazione plastica dei metalli vengono condotti a temperature oltre 0.6 la temperatura di fusione. Per gli acciai le operazioni di formatura a caldo vengono effettuate a circa 900-1300°C, mentre per l'alluminio e le sue leghe la temperatura si aggira intorno ai 400-500°C. La scelta della temperatura ottimale è funzione della riduzione dei carichi agenti sugli organi delle macchine e dell'annullamento di eventuali imperfezioni o danneggiamenti della macro e microstruttura delle leghe in lavorazione. Inoltre, la deformazione ad elevata temperatura induce l'azione di fenomeni quali il recupero e la ricristallizzazione (di cui si è trattato in precedenza) che consentono di ottenere strutture metalliche esenti da difetti.

Questi meccanismi di riassetamento possono avvenire in maniera statica o dinamica. Ricordiamo che si dicono statici, quando la riorganizzazione della struttura avviene dopo la deformazione plastica ma prima della successiva fase di deformazione. Si parla di meccanismi dinamici se avvengono durante la deformazione plastica stessa. Il materiale soggetto a deformazione plastica incrudisce e immagazzina una certa energia per effetto dell'interazione e dell'ostacolo reciproco tra le dislocazioni, ma anche per effetto della presenza di barriere microstrutturali quali bordi di grano, precipitati o atomi estranei. A seguito di questo processo di deformazione i grani si caricano di

tensione e si distorcono. A partire da questa situazione possono innescarsi i meccanismi di recupero e ricristallizzazione nell'ordine, oppure uno solo dei due meccanismi.

Il recupero può avvenire in modalità statica o dinamica a seconda che il processo avvenga successivamente o durante la deformazione plastica. Durante il recupero si assiste al rilassamento delle tensioni interne per fenomeni diffusivi, ad una riorganizzazione della rete di dislocazioni tra loro ancorate (che determinano l'incrudimento) e ad un graduale recupero delle proprietà fisiche del metallo fino a raggiungere valori prossimi a quelli dello stato indeformato, prima che avvenga la nucleazione dei nuovi grani. Per quanto riguarda il riarrangiamento delle dislocazioni, queste possono annullarsi a vicenda quando coppie di segno opposto s'incontrano (meccanismo favorito da temperature elevate perché in questo caso sono energicamente attivi i fenomeni di scorrimento su un numero maggiore di piani cristallini) oppure possono dare origine ad una sottostruttura costituita da una serie di fini sottogranai interni ai singoli grani. Durante il recupero dinamico si assiste all'eliminazione delle dislocazioni generate durante la deformazione plastica. In alcuni materiali invece, per effetto delle intrinseche proprietà fisiche, il recupero a caldo è meno probabile e potrebbe avvenire solo per livelli energetici accumulati molto elevati. Nel caso del recupero statico la struttura e le proprietà del metallo variano molto lentamente rispetto al caso dinamico. Avviene una riorganizzazione delle dislocazioni ed una variazione delle proprietà meccaniche più graduale e meno accentuata. Anche in questo caso si assiste alla formazione dei nuclei che durante la successiva ricristallizzazione porteranno a variazioni microstrutturali più evidenti. Con il fenomeno della ricristallizzazione, sia essa statica o dinamica, si ottiene una struttura a grani fini prevalentemente equiassici a partire da una struttura più grossolana. Nel caso della ricristallizzazione dinamica, che si verifica nelle lavorazioni per deformazione plastica a caldo, la nucleazione dinamica dei nuovi grani che tenderanno in seguito ad ingrossarsi lievemente, è causata dall'effetto concomitante della temperatura e della deformazione plastica applicata. Nella ricristallizzazione statica, se pur si considera di utilizzare lo stesso livello di temperatura del caso dinamico, s'impone una deformazione minore tale da rendere meno instabile la microstruttura del metallo. La struttura a grani deformati e allungati (nel caso della laminazione) evolve in una struttura a grano fine perdendo lo stato di incrudimento accumulato e restituendo al metallo la sua iniziale buona deformabilità.



A

B

C

D

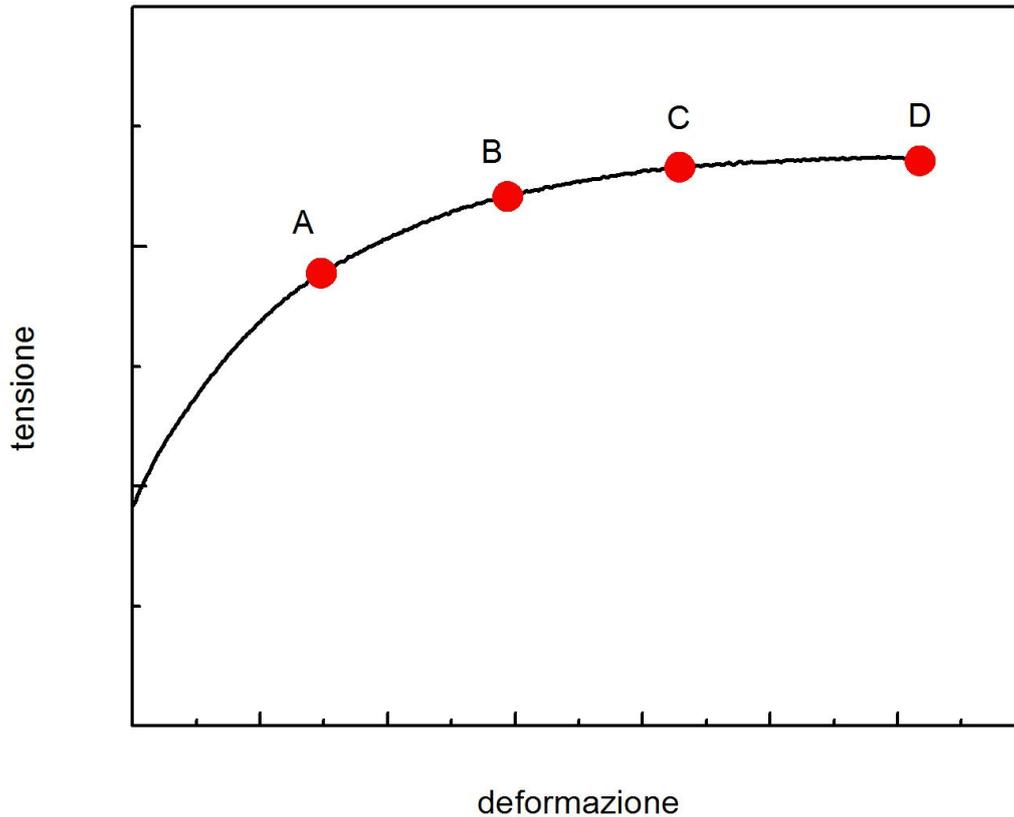


Figura 8.2: processo di ricristallizzazione dinamica; il provino è sottoposto ad uno sforzo di trazione (monoassiale) e all'aumentare dello sforzo vi è un incremento della densità delle dislocazioni. Nel momento in cui la ricristallizzazione è completata, la curva sforzo – deformazione subisce un 'addolcimento'.

Effetto della temperatura di deformazione: Nel caso di deformazione plastica a caldo la temperatura e il valore della deformazione che si raggiunge all'applicazione del carico rappresentano i due parametri da cui scaturisce la qualità finale. I fenomeni di ricristallizzazione infatti sono attivati ad un certo valore di deformazione a parità di temperatura, in tal modo si può scegliere il numero di passate di lavorazioni in cui singolarmente temperatura e deformazione inducono modificazioni strutturali che evitano il progressivo incrudimento del materiale diminuendo, in tale maniera, i carichi agenti sugli organi di macchina.

La temperatura massima durante la deformazione deve essere tale da non produrre la fusione di composti basso fondenti eventualmente presenti nel materiale, da non indurre un eccessivo ingrossamento del grano e da non causare, nel caso degli acciai, la decarburazione delle superfici (più calde) a scapito di una perdita di resistenza rispetto al cuore.

I processi di deformazione plastica si dividono in due grandi famiglie, processi di deformazione plastica a caldo e processi di deformazione plastica a freddo.

I processi di deformazione plastica a caldo sono quelli durante i quali la temperatura è abbastanza elevata da attivare i processi di ripristino e ricristallizzazione durante l'applicazione del carico. I processi di deformazione plastica a freddo sono quelli durante i quali non si osserva nessun fenomeno di ripristino della microstruttura durante la deformazione.

Durante la deformazione plastica a caldo è possibile imporre larghe deformazioni al metallo grazie all'insorgere dei meccanismi di ripristino. Altra differenza è che mentre la tensione di flusso rimane

pressochè costante durante la deformazione a caldo, durante la deformazione a freddo la tensione di flusso cresce con la deformazione a causa del continuo incrudimento del materiale.

Durante la deformazione a caldo, la temperatura del componente dipenderà:

- dalla temperatura iniziale dell'utensile e del materiale,
 - dalla generazione di calore durante la deformazione,
 - dal calore generato per attrito,
- dalla trasmissione termica materiale-utensile-ambiente.

Per una lavorazione senza attrito il massimo aumento di temperatura durante la deformazione sarà:

$$T_d = \frac{U_p}{\rho c} = \frac{\sigma \varepsilon \beta}{\rho c}$$

Dove U_p il lavoro di deformazione (plastica) per unità di volume, ρ la densità del materiale, c il calore specifico, β la frazione di lavoro compiuto convertita in calore (solitamente =0.95 la restante parte rimane immagazzinata nel materiale sotto forma di difetti).

In presenza di attrito il calore generato sarà:

$$T_f = \frac{\mu p v A \Delta t}{\rho c V}$$

Dove μ è il coefficiente d'attrito, p la pressione sulla superficie, v la velocità all'interfaccia materiale-utensile, A l'area della superficie materiale-utensile, Δt l'intervallo di tempo considerato, V il volume interessato dall'aumento di temperatura.

Deformazione plastica a caldo: si riferisce a una deformazione plastica a una temperatura e velocità di deformazione tale da rendere attivi i fenomeni di ripristino così da ottenere larghe deformazioni senza che si abbia un sensibile incrudimento del metallo. Nel caso più generale possibile gli intervalli di lavorazione sono:

- deformazioni 2-4
- temperature al di sopra di $0.6T_m$
- Velocità di deformazione $0.5-500s^{-1}$.

L'intervallo di temperatura in cui un materiale può essere deformato è qualitativamente schematizzato nella seguente figura 8.3,

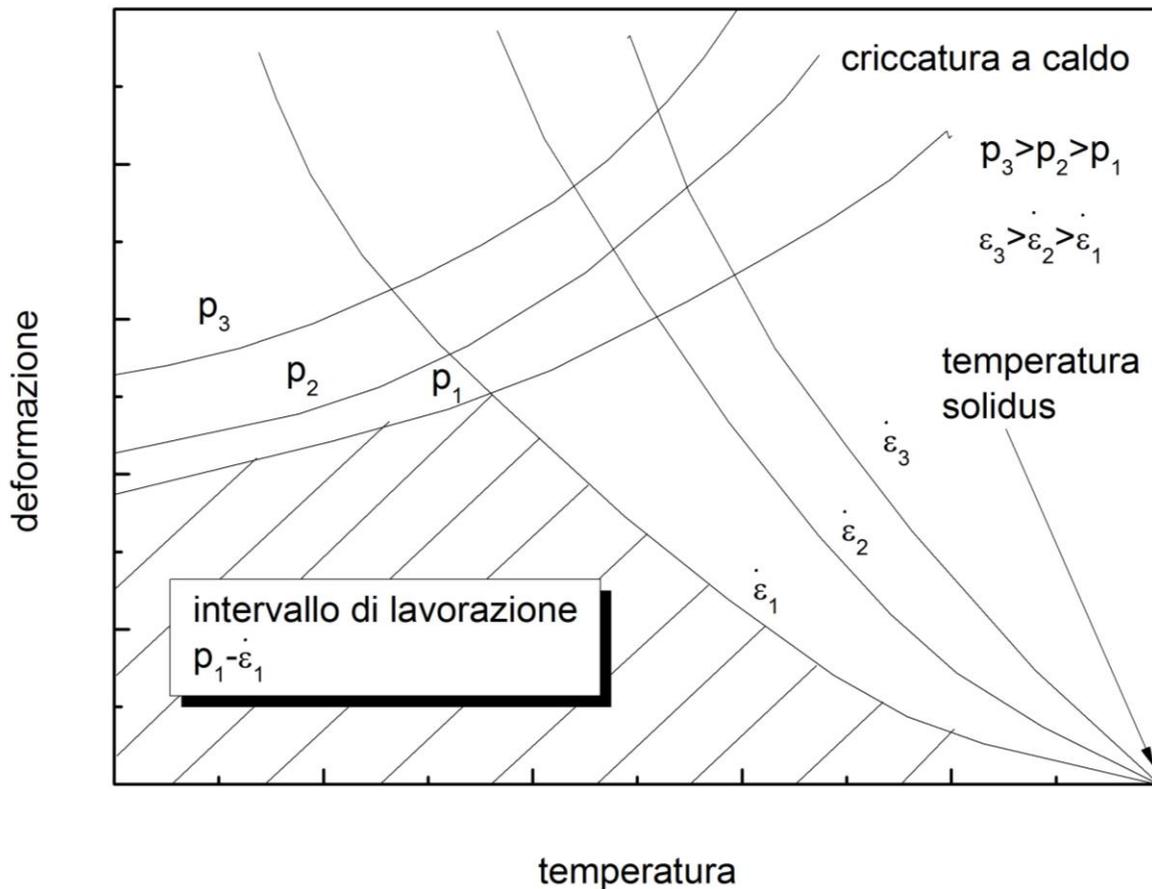


Figura 8.3: fenomeni qualitativi che si instaurano al variare di deformazione e temperatura.

La figura mostra come varia la pressione sul materiale e la velocità di deformazione applicabile per una data pressione al variare della temperatura. Per ogni coppia di valori è possibile ricavare la terza senza che nel materiale sopraggiungano fratture. Tali mappe di lavorazione vengono solitamente ottenute per ogni singolo materiale mediante prove di deformazione standard a diverse temperature e velocità di deformazione. Inoltre per ogni valore condizione di temperatura, velocità di deformazione e pressione vi sarà una deformazione massima applicabile al materiale.

I parametri costitutivi della deformazione a caldo sono correlati tramite il parametro di Zener-Hollomon:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \frac{Q}{RT}$$

Che descrive la dipendenza del materiale dalla velocità di deformazione e dalla temperatura.

L'energia di attivazione assume diverse espressioni a seconda della sollecitazione:

$A \sigma^n$ a bassi valori di σ

$A'' \exp \beta \sigma$ a elevati valori di σ

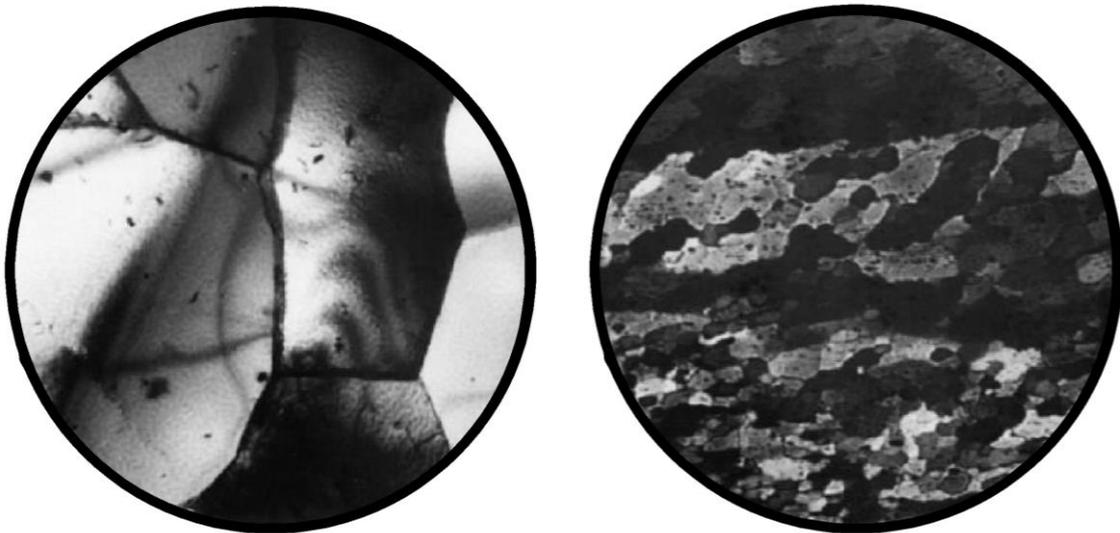
$A(\sinh \alpha \sigma)^n$ nella zona di addolcimento

La caratteristica principale del recupero dinamico è la produzione di una struttura stabile associata con il tratto stazionario della curva tensione-deformazione.

Al diminuire della sollecitazione, della velocità di deformazione, di Z e all'aumentare della temperatura, i sottogranuli assumono dimensioni più elevate e densità di dislocazioni minori.

Per l'alluminio, per esempio, a 400°C e 1s^{-1} si ottengono sottogranuli di $4\text{ }\mu\text{m}$ mentre a 400°C e 10^{-6} s^{-1} di $30\text{ }\mu\text{m}$.

Accanto a tale fenomeno si osserva una maggiore o minore rotazione dei sottogranuli l'uno rispetto all'altro.



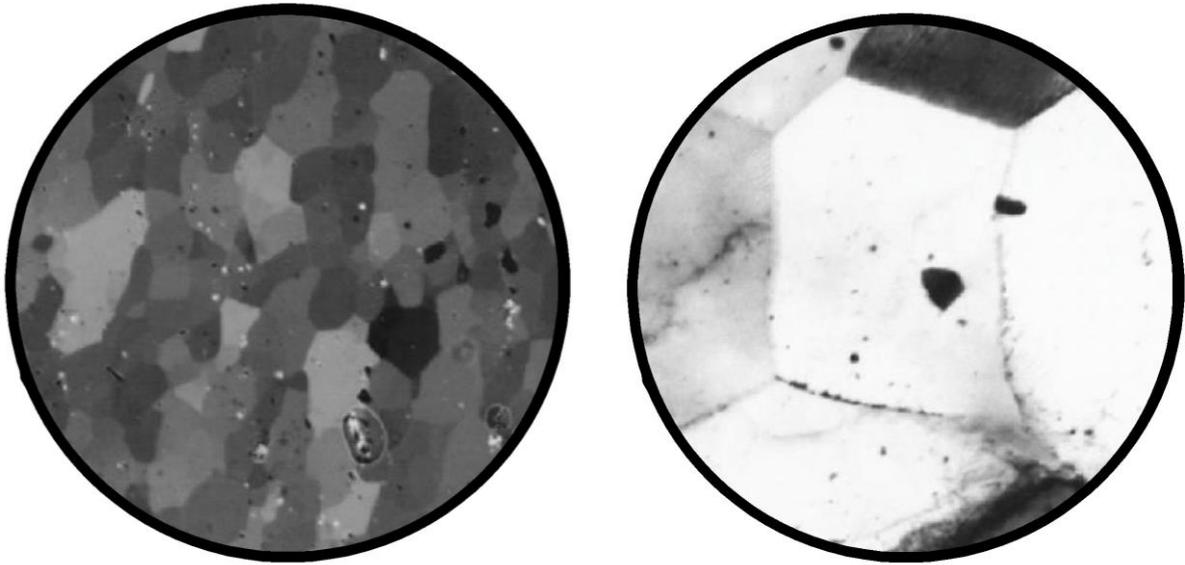
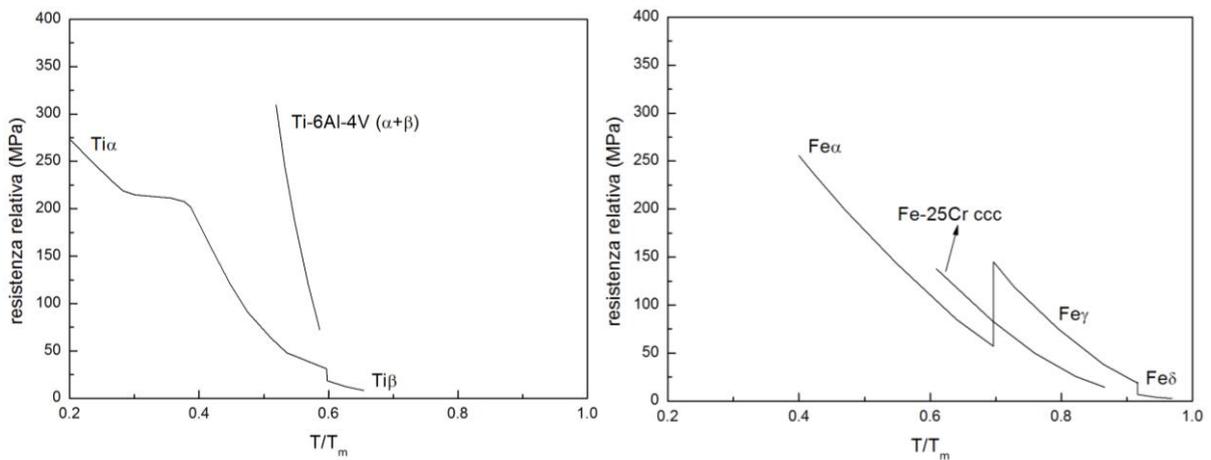


Figura 8.4: diverse strutture di deformazione dei materiali metallici.

Durante lo stato stazionario il sistema rimane in equilibrio con i grani che si allungano e i sottograni che assorbono l'energia di deformazione tramite rotazione, migrazione, annichilazione e ricombinazione.

Cambiando la velocità di deformazione, la temperatura o la tensione di sollecitazione la struttura si riporta ad un nuovo stato di equilibrio in cui i fenomeni concomitanti riprendono trovando un nuovo stato stazionario.

Comunque, all'aumentare della temperatura si ha una forte diminuzione della tensione di flusso ed un aumento della duttilità tutto grazie ai fenomeni di recupero dinamico.



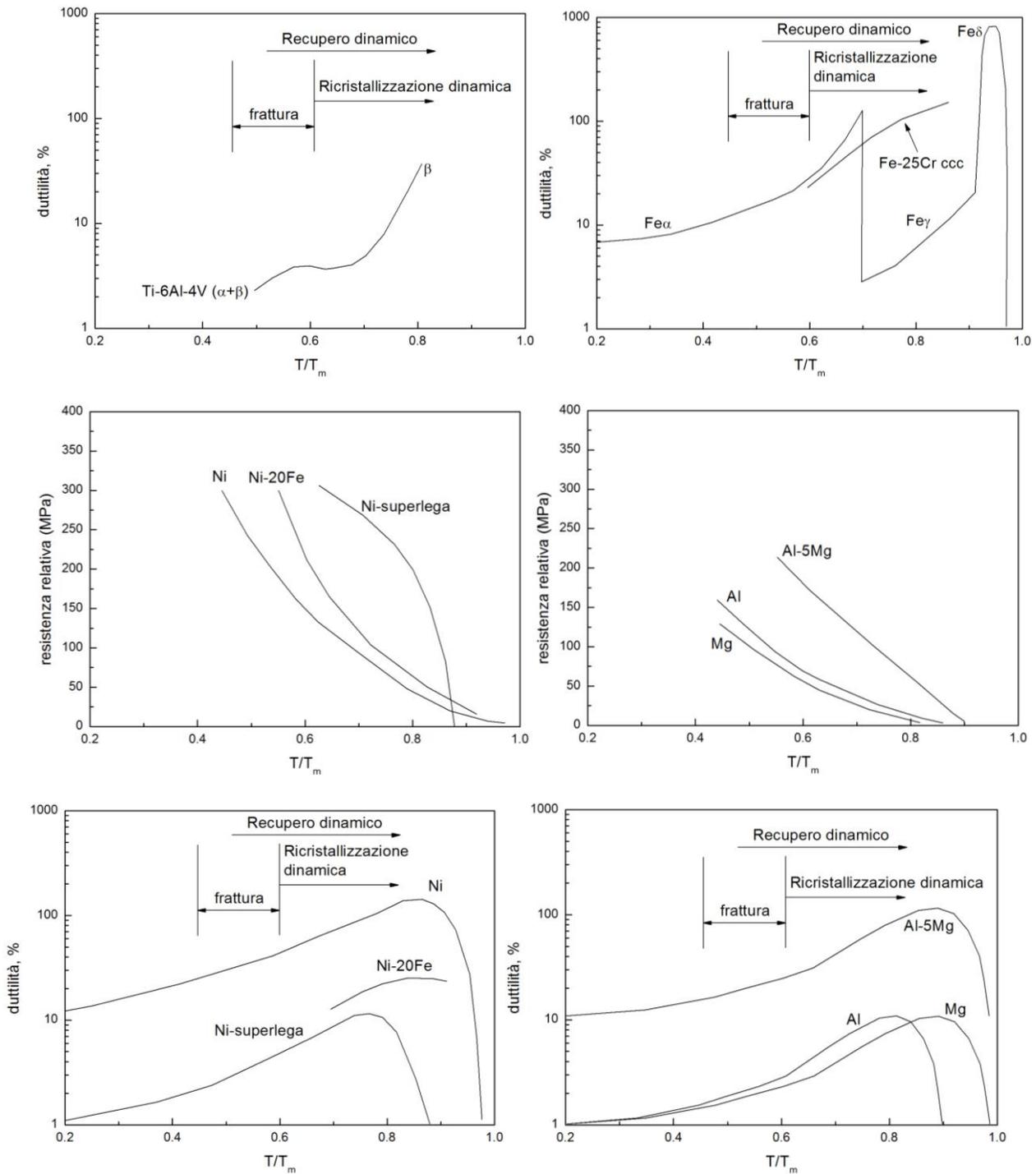


Figura 8.5: resistenza e duttilita' in funzione della temperatura per differenti materiali metallici.

A causa della ricristallizzazione Dinamica, i grani risultanti risultano di dimensioni molto piu' ridotte.

Tale fenomeno e' molto piu' pronunciato quanto piu' elevati risultano Z e la velocita' di deformazione e quanto piu' bassa risulta la temperatura.

I nuovi grani nucleano al bordo grano di quelli precedentemente presenti e successivamente crescono fino ad inglobare il grano originario.

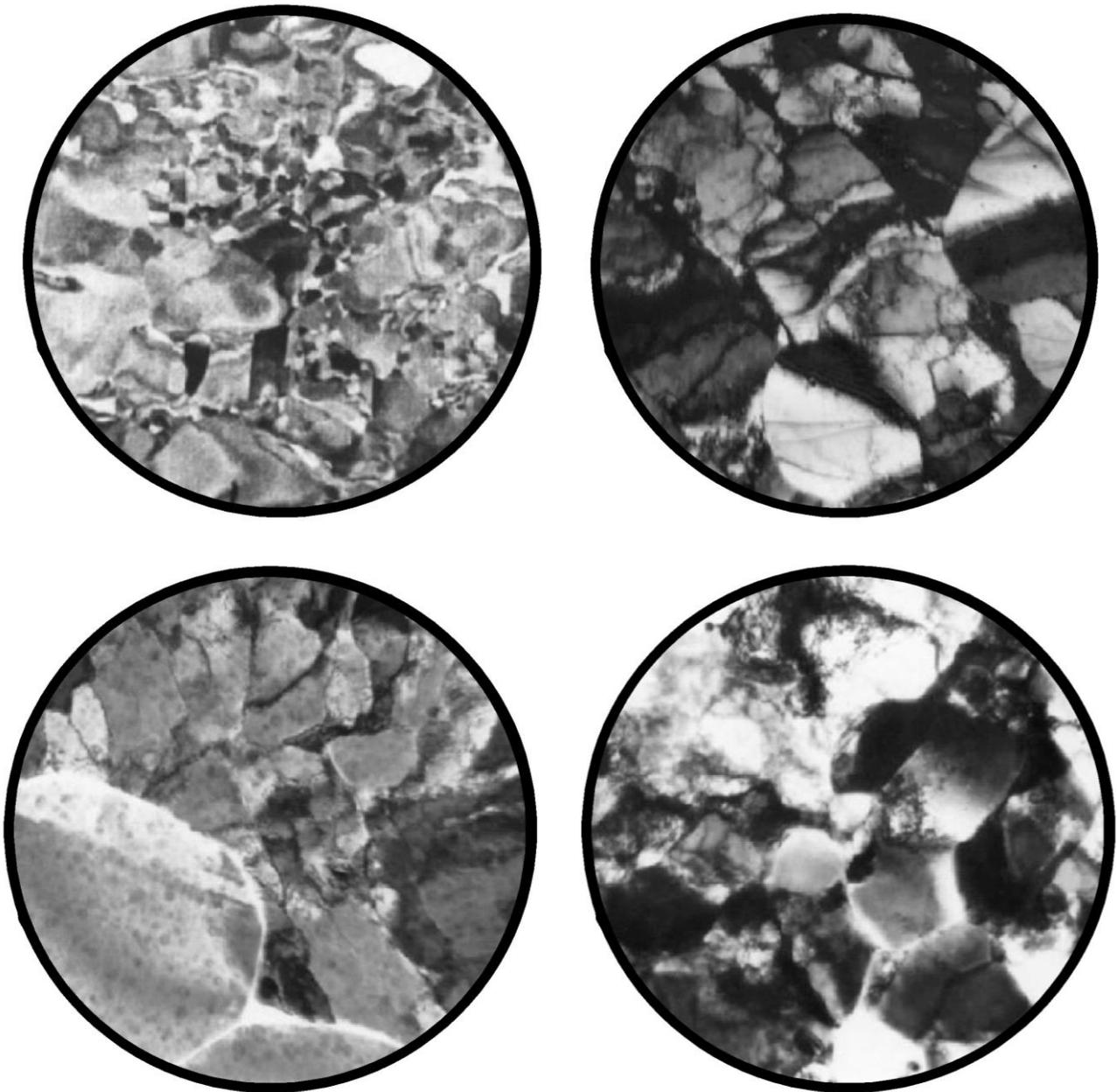


Figura 8.6: evoluzione microstrutturale durante il fenomeno della ricristallizzazione.

Altra caratteristica fondamentale e' che la ricristallizzazione dinamica avviene solo oltre una certa deformazione critica.

Tale livello deformativo aumenta all'aumentare della velocita' di deformazione nel dominio della deformazione a caldo ($>10^{-2} \text{ s}^{-1}$).

Mentre aumenta al diminuire della velocità di deformazione nel dominio della deformazione da creep ($<10^{-4} \text{ s}^{-1}$). Cio' e' dovuto alla bassa accumulazione di dislocazioni.

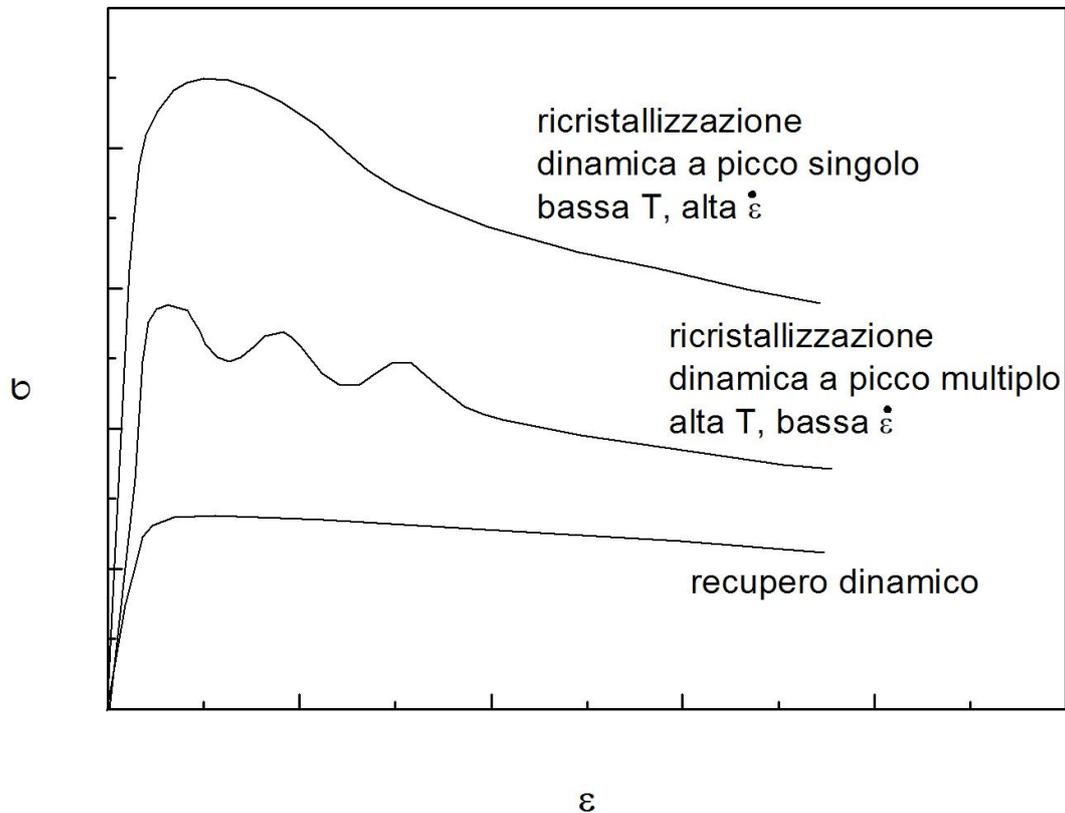


Figura 8.7: curve sforzo deformazione per diversi comportamenti dei materiali metallici.

Dal punto di vista della deformazione a caldo il recupero e la ricristallizzazione giocano un ruolo fondamentale nella riduzione della tensione di flusso e di conseguenza dei carichi da applicare a parita' di deformazione ottenibile.

Lo stesso identico discorso fatto per la laminazione vale per l'estrusione o la forgiatura dal punto di vista dell'evoluzione microstrutturale.

La riduzione della sollecitazione migliora la duttilita' finale del materiale e previene da eventuali danneggiamenti durante la deformazione.

In quei metalli che presentano fenomeni pronunciati di recupero dinamico si arriva a possibilita' di deformazione vera di oltre 150 che corrisponde ad allungamenti (non prevedendo l'instabilita' plastica dovuta alla strizione) del 6000%.

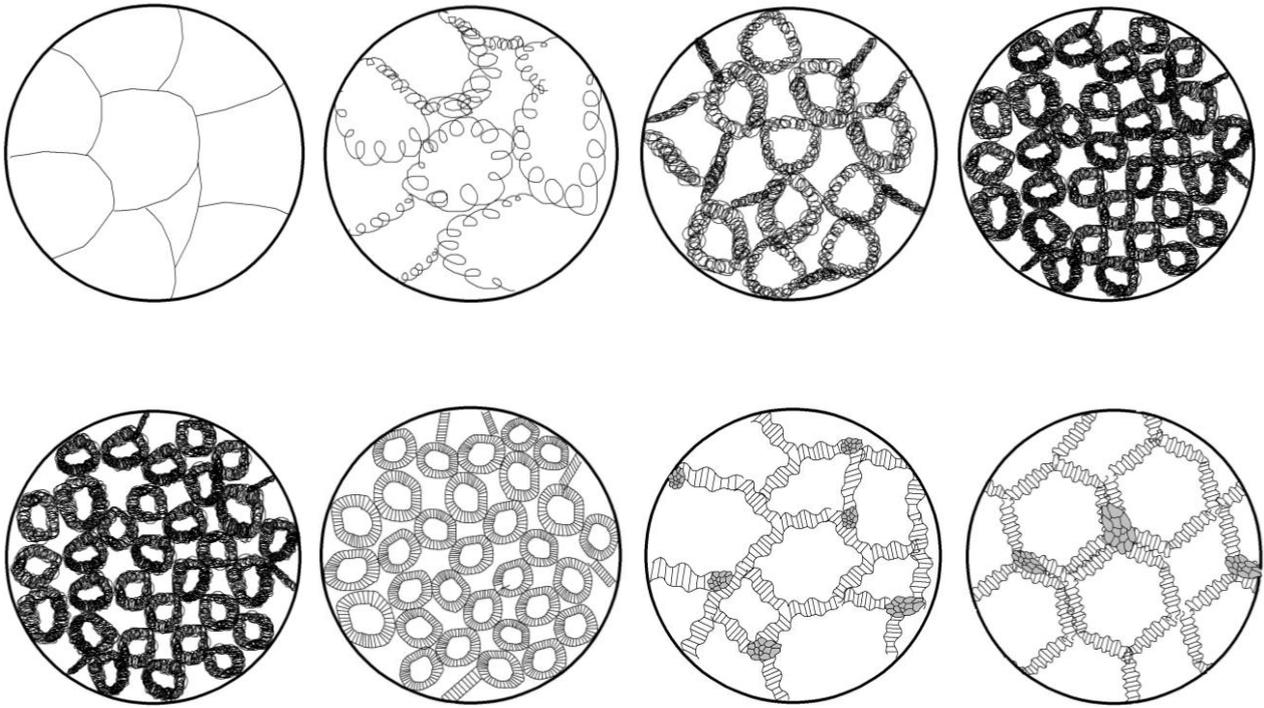


Figura 8.8: scghematizzazione della evoluzione microstrutturale durante la ricristallizzazione.

Naturalmente all'aumentare della temperatura il fenomeno diviene sempre piu' rapido.

Ne vengono fortemente influenzate le proprieta' meccaniche.

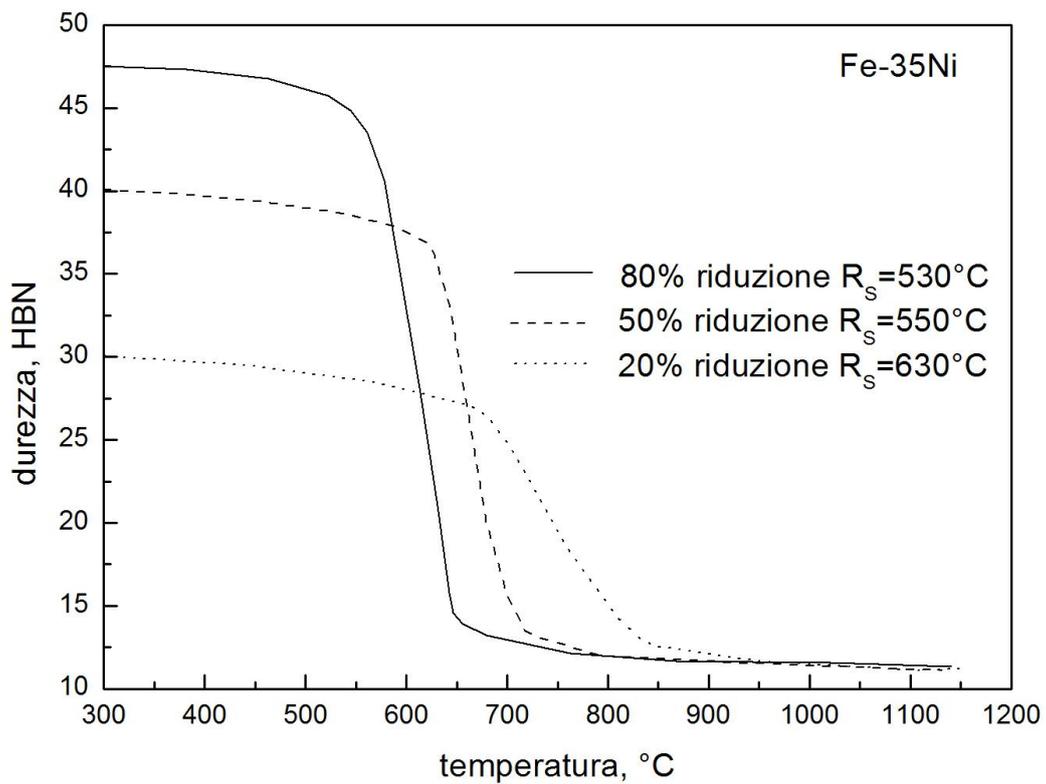
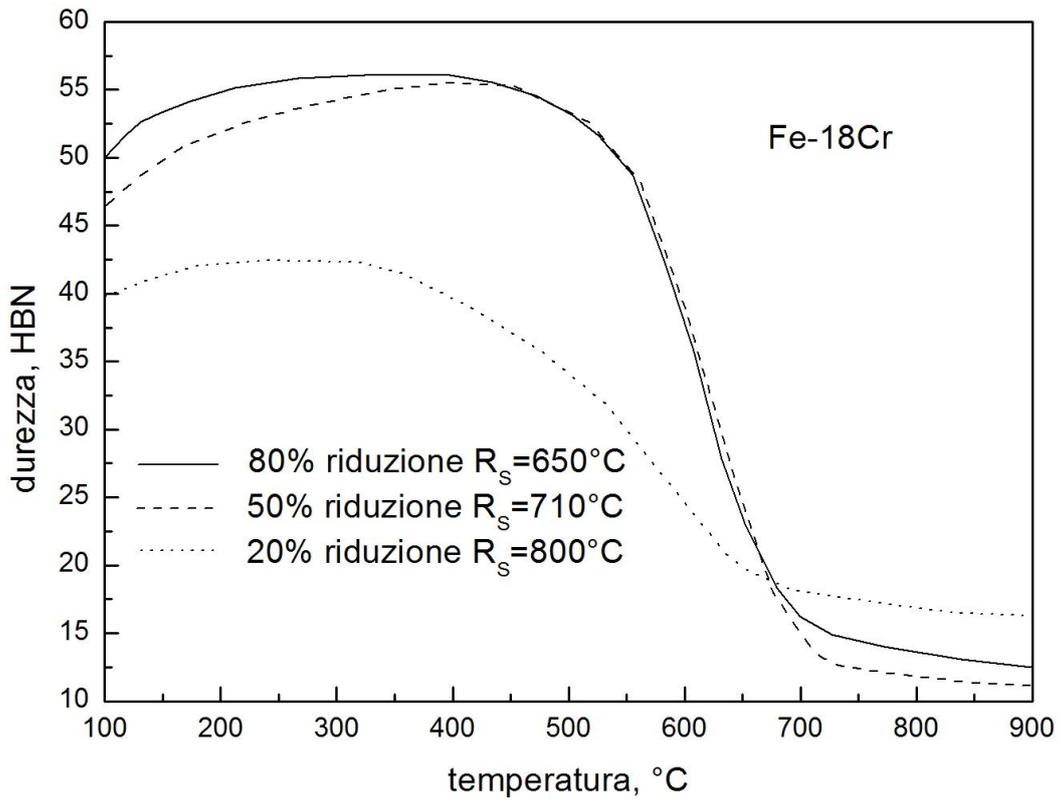


Figura 8.9: evoluzione della resistenza con la temperatura dopo deformazione plastica.

Per quanto riguarda la temperatura di fusione dei composti bassofondenti presenti nella lega, è importante mantenersi con la temperatura di deformazione, almeno 50°C al di sotto della massima temperatura teorica delle segregazioni, dei vari composti presenti nella composizione del materiale, soprattutto nei prodotti provenienti direttamente dalla colata. Superare questo limite comporterebbe un effetto disastroso nel metallo deformato plasticamente. Il pezzo si frantumerebbe durante la deformazione plastica se fossero presenti specie allo stato fuso. Queste andrebbero a depositarsi sul bordo dei grani cristallini generando la formazione di un sottile film di metallo liquido, si parla di liquazione e bruciatura del grano cristallino. È ovvio quindi che la temperatura di deformazione non è un parametro assoluto ma dipenderà sempre dalla composizione del materiale, cioè dagli elementi in lega presenti e dal loro tenore. Per quanto concerne il problema del grano cristallino, è chiaro che la permanenza a temperature eccessivamente elevate per tempi più o meno lunghi porta ad ottenere strutture grossolane e quindi indesiderate. Tuttavia la temperatura elevata durante le lavorazioni per deformazione plastica eseguite in più fasi o in più passate, comporta contemporaneamente notevoli benefici quali la maggiore deformabilità del materiale e le minori sollecitazioni imposte sulle attrezzature. Per questo motivo, in linea di massima si tende a prediligere nelle prime fasi o passate la lavorazione del metallo vicino ai massimi livelli possibili, utilizzando in seguito temperature progressivamente più basse e raggiungendo alla fine il minimo intervallo ammesso in modo tale che si possa ottenere un notevole affinamento della microstruttura.

Descritti i fenomeni microstrutturali concomitanti alla deformazione plastica a caldo si può mostrare in che maniera i parametri esterni quali temperatura e velocità di deformazione influiscono sulla lavorabilità del materiale, riferendoci all'alluminio descriviamo qualitativamente il fenomeno seguendo la figura 8.10,

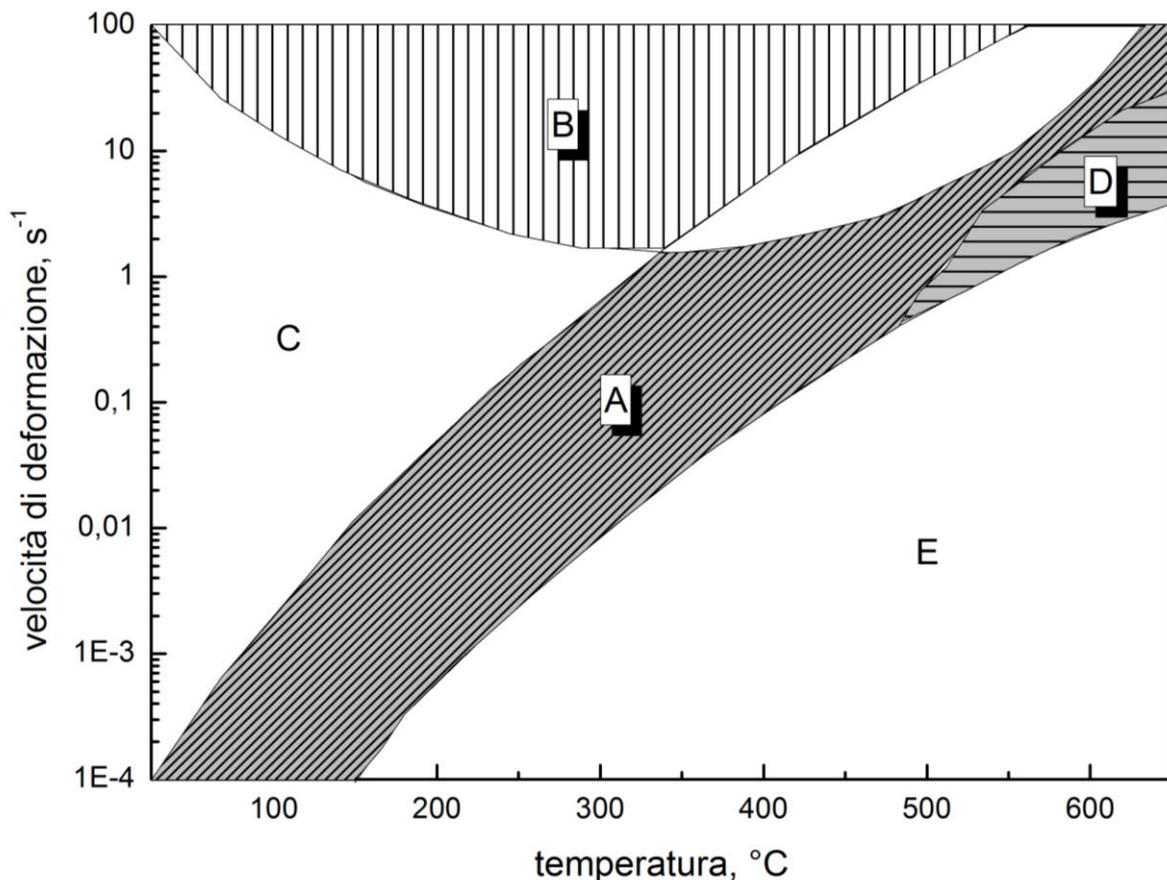


Figura 8.10: diversi campi di deformazione in funzione di velocità di deformazione e temperatura.

La zona A tratteggiata è quella relativa alle condizioni di temperatura e velocità di deformazione per cui non si hanno rotture durante la deformazione plastica, la zona B è quella propria del riscaldamento adiabatico dovuto all'elevata velocità di deformazione che percentualmente incide in maniera notevole sull'aumento di temperatura del materiale durante la deformazione, La zona C è quella tipica della rottura duttile a temperature intermedie rispetto a quella ambiente a tutti i livelli di velocità di deformazione considerati, la zona D è un ristretto intervallo di temperature e velocità di deformazione elevate in cui è possibile l'intervento di fenomeni quali la ricristallizzazione dinamica, la zona E è quella da evitare per il possibile intervento di rotture, il grafico fornisce l'indicazione globale che all'aumentare della temperatura di lavorazione è consigliabile utilizzare velocità di deformazioni via via crescenti.

Consideriamo ora il problema dell'ossidazione e della decarburazione delle superfici del prodotto. Questi meccanismi sono anch'essi legati all'elevata temperatura di lavorazione a causa della favorita reazione con l'ambiente da parte del metallo. Nel caso degli acciai il processo di decarburazione è da tenere sotto controllo perché la perdita di carbonio dagli strati superficiali comporta una riduzione delle proprietà meccaniche e in particolare della resistenza meccanica. Quindi il materiale in esercizio manifesterà un migliore comportamento meccanico negli strati interni rispetto invece agli strati esterni impoveriti di carbonio. A seconda di come il carbonio è legato con gli altri elementi presenti, si avranno acciai più o meno sensibili alla decarburazione e ogni volta, anche in funzione della temperatura di lavorazione, dovranno essere eseguite delle operazioni di asportazione degli strati superficiali impoveriti di carbonio. Il processo di ossidazione comporta invece delle forti perdite di metallo. Un altro svantaggio è rappresentato dalla difficoltà di ottenere finiture superficiali regolari quando la presenza di ossido è eccessiva e dal pericolo di inglobare scaglie di ossido nel volume metallico durante le operazioni di formatura; ciò induce la presenza di discontinuità interne alla struttura che permarranno all'interno del prodotto finito a causa dell'impossibilità di essere riscaldate durante eventuali successive operazioni di deformazione. In questo discorso non è stato ancora fatto cenno all'importanza del contributo della velocità di deformazione. Un aumento della velocità di deformazione comporta un peggioramento della lavorabilità a caldo; ciò è legato al fatto che il materiale risponda alla deformazione applicata opponendo una maggiore resistenza inoltre la deformazione in tempi brevi comporta una ridotta dissipazione del calore generato e quindi un aumento della temperatura del metallo che raggiunge più celermente la soglia critica.

Modificazioni microstrutturali: la microstruttura finale del materiale deformato plasticamente viene regolata attraverso opportune sequenze di deformazione e riscaldamento tenendo in conto la fondamentale proprietà dei metalli per cui all'aumentare della temperatura aumenta la velocità di ricristallizzazione mentre all'aumentare della deformazione imposta si abbasserà la temperatura minima alla quale il fenomeno della ricristallizzazione viene attivato. La sequenza di lavorazione sarà quindi un susseguirsi di diverse "coppie" temperatura-deformazione scelte opportunamente per favorire la ricristallizzazione e quindi una struttura micro strutturalmente "rigenerata" ad ogni passata. Naturalmente altri fenomeni vanno tenuti nel debito conto e quindi controllati, eliminazione di disuniformità composizionali e segregazioni, riduzione delle porosità, rilassamento di eventuali tensioni residue precedentemente accumulate nel materiale, disposizione e distribuzione di eventuali inclusioni o composti non metalliche. I parametri di processo di deformazione e temperatura vengono di volta in volta scelti per ottimizzare le modificazioni di tali oggetti presenti nella microstruttura.

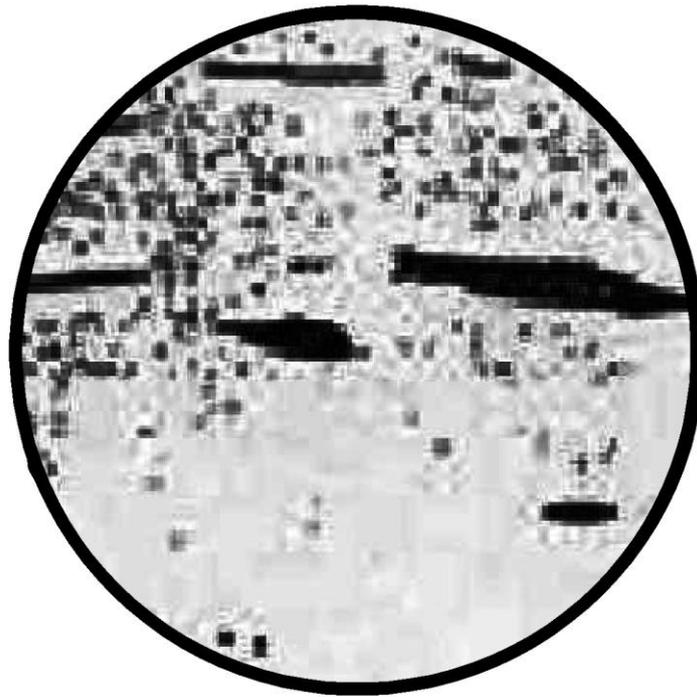


Figura 8.11: inclusioni allungate prodotte durante la laminazione di una acciaio.

La presenza di inclusioni e disuniformità microstrutturali orientate generalmente nella direzione del flusso plastico produce un'anisotropia meccanica del componente deformato plasticamente. Il controllo dei parametri deve quindi anche tenere conto delle eventuali tessiture e orientazione preferenziale delle inclusioni da cui può scaturire una forte perdita di resistenza soprattutto a fatica o di tenacità in una o più direzioni creando poi problemi in esercizio. Le geometrie dei componenti da produrre sono alle volte tali da creare delle disuniformità di temperatura e deformazione all'interno del componente (maggiore temperatura e deformazione sulle superfici e ridotte nel cuore) con conseguente diversa microstruttura zona per zona. Ciò può causare per esempio una ricristallizzazione in alcune zone ed essere completamente assente in altre, la progettazione del ciclo di lavorazione deve tenere in conto questo fattore fondamentale dal momento che il componente può lavorare diversamente a seconda delle diverse disomogeneità strutturali che si sono indotte al suo interno.

Meccanismi di deformazione plastica a freddo: la deformazione a freddo può rappresentare l'unica operazione di deformazione plastica subita dal metallo o solitamente l'operazione conclusiva di un più complesso ciclo di lavorazione comprendente deformazione a caldo, eventuali trattamenti termici, e finalmente l'operazione finale di formatura a freddo. Mediante la deformazione plastica a freddo si ottengono solitamente prodotti con spessori molto minori rispetto a quelli ottenibili con operazioni a caldo, più è bassa la temperatura migliore risulta la finitura superficiale e il rispetto delle tolleranze dimensionali, più è ingente la deformazione a freddo maggiore sarà la resistenza del materiale conseguente all'incrudimento subito.

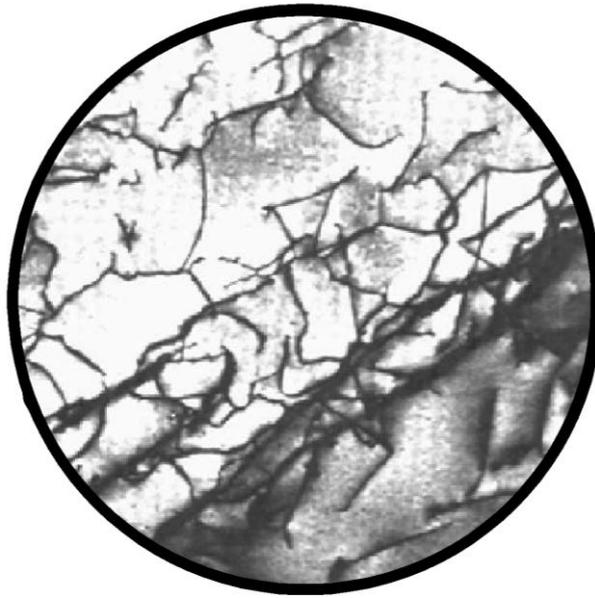


Figura 8.12: aumento delle dislocazioni dopo deformazione plastica a freddo.

Fenomeno da tenere in conto in tal caso è il non eccedere con l'incrudimento onde evitare un eccessivo infragilimento della struttura con conseguente riduzione di resistenza, ove la deformazione da imporre è ingente si intervallano le deformazioni plastiche con dei trattamenti di ricottura. Le massime deformazioni imponibili ad ogni passata sono anche limitate dai carichi agenti sulle macchine, nel caso delle deformazioni a freddo inoltre l'attrito tra le superfici dei pezzi in lavorazione e gli utensili è più elevato rispetto al caso di deformazione a caldo. Tale attrito produce un aumento di temperatura effettiva di deformazione che nel caso delle leghe di alluminio può essere rilevante in termini di modificazione delle proprietà meccaniche. Si preferisce quindi operare in più passate di deformazione con eventuali ricotture intermedie delle leghe in lavorazione.

Ricottura

L'aumento della densità delle dislocazioni, la crescita di difetti di punto, bordi di grano e interfacce con seconde fasi presenti genera un aumento dell'energia libera di un metallo. Un materiale incrudito con una densità di dislocazioni fino a 4-5 ordini di grandezza superiore a quella iniziale si trova in una condizione termodinamicamente instabile. Con l'aumentare della temperatura aumenta anche l'instabilità termodinamica contemporaneamente ad un aumento della velocità di diffusione. A temperatura ambiente i mezzi per raggiungere una configurazione di minore energia libera sono inefficaci perché i fenomeni diffusivi sono limitati e quindi il materiale permarrà nello stato incrudito. Con l'intervento del trattamento termico invece si avvierà il processo di eliminazione dei difetti reticolari e di riassetto della microstruttura per tendere ad una configurazione di minore energia. La ricottura è quindi un trattamento termico che consiste nel portare un materiale incrudito ad una temperatura elevata per tempi adeguati per dar luogo a quelle trasformazioni necessarie per riportare il materiale alla struttura micrografica e alle caratteristiche di duttilità di partenza. In linea di massima si usano per gli acciai lenti riscaldamenti fino a circa 650°C, per l'alluminio e le sue leghe si raggiungono temperature di 250-400°C a seconda della composizione e dello stato iniziale del materiale, mentre il rame e le sue leghe si trattano a 400-650°C. I meccanismi che si attivano durante il processo di ricottura si possono suddividere in tre fasi: recupero, ricristallizzazione e crescita del grano cristallino. Si tratta dunque delle stesse

trasformazioni che avvengono per lo più in maniera dinamica durante la formatura a caldo. Nella deformazione plastica a freddo il processo di ricottura avviene essenzialmente in modo statico.

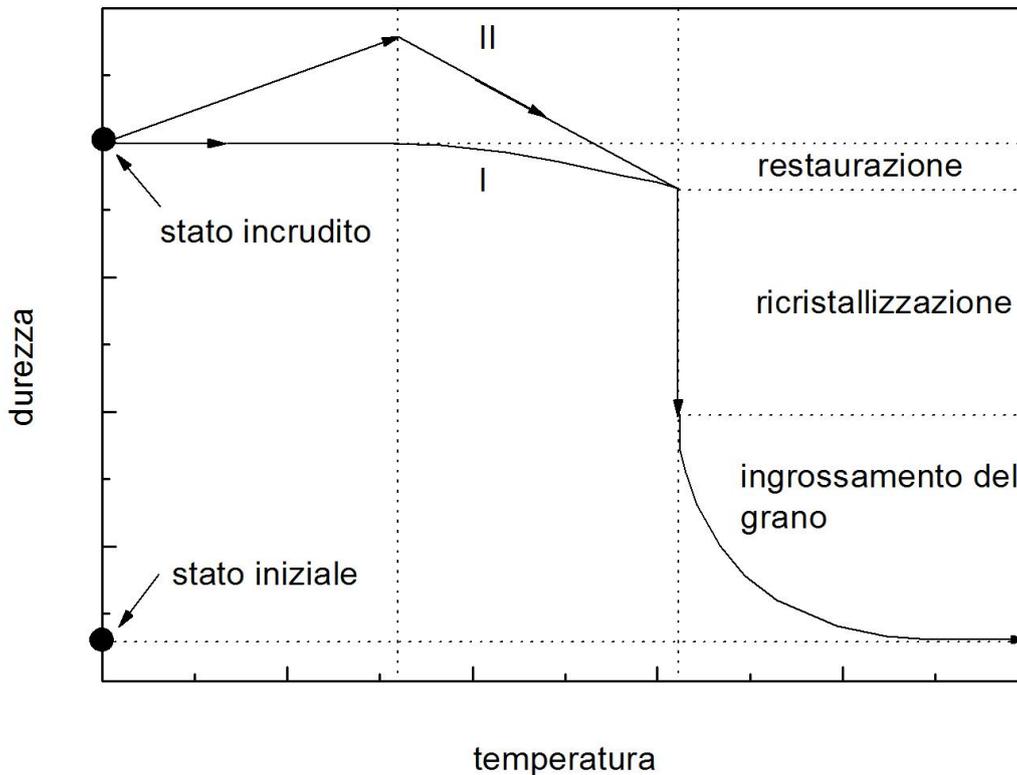


Figura 8.12: influenza dell'innalzamento della temperatura sulla durezza di un metallo incrudito, la curva (I) corrisponde al caso in cui non si abbia invecchiamento, e la curva (II) invece corrisponde al caso in cui si ha invecchiamento.

Nella prima fase della ricottura, durante il recupero ci sarà una prima riduzione dell'energia libera del metallo incrudito, verranno eliminate in gran parte le tensioni interne nel reticolo e si altereranno alcune caratteristiche fisiche mentre le caratteristiche meccaniche non varieranno in maniera significativa. A seguito del rilassamento della struttura, legato all'eliminazione di parte delle dislocazioni e dei difetti di punto, ci si aspetterebbe un calo misurabile della resistenza, ma questo comportamento solitamente non si riscontra e ciò è spiegabile con l'effetto bilanciante apportato dalla formazione dei sottogranì (mediante il riarrangiamento delle rimanenti dislocazioni) che produrrebbero un lieve rinforzo con un meccanismo analogo a quello dei grani cristallini. Alla fase del recupero segue il fenomeno della ricristallizzazione. La struttura deformata subisce una trasformazione e si ripresenterà nuovamente come una serie di nuovi cristalli privi di tensioni interne con una densità di dislocazioni notevolmente ridotta. Il processo è accompagnato da significativi cali di durezza, delle altre proprietà meccaniche e da un aumento della duttilità. Mentre il recupero è un processo continuo, la ricristallizzazione necessita di due momenti, uno più o meno lungo per la nucleazione ed un altro per la crescita dei nuovi grani che dovranno andare a sostituire completamente quelli deformati. Il motore della trasformazione è rappresentato dalla tendenza alla riduzione dell'energia libera attraverso l'eliminazione della struttura a sottogranì ricca di dislocazioni che viene rimpiazzata da una serie di grani cristallini con un reticolo più ordinato.

I metalli utilizzati nei processi tecnologici, anche se sono commercialmente puri, si possono considerare sempre come delle leghe bifasiche nelle quali è sempre presente una certa popolazione di inclusioni, seconde fasi, precipitati o composti intermetallici che regolano la ricristallizzazione attraverso alcuni meccanismi di base. Nelle regioni prossime alle particelle di seconda si ha sempre un accumulo di energia interna per la presenza di interfacce e per la maggiore densità di dislocazioni esistente e quindi in queste zone viene favorita la nucleazione dei nuovi grani. Le particelle grossolane possono fungere loro stesse da siti di nucleazione, mentre le particelle più fini sono maggiormente efficaci per bloccare i bordi di grano e tendono principalmente a stabilizzare la struttura esistente.

Quindi questi fattori influenzano, chi negativamente chi favorevolmente, la ricristallizzazione. Nella pratica si constata che la presenza di particelle relativamente grossolane tra loro ben spaziate favorisce la ricristallizzazione, mentre questa viene ostacolata se sono presenti dispersioni molto fitte di fini particelle. Questi due principi sono molto importanti per le leghe di interesse industriale e vengono sfruttati per avere composizioni calibrate con l'aggiunta di elementi che precipitano per formare dispersioni di uno o di entrambi i tipi per influenzare le trasformazioni durante la ricottura. Una volta nucleati i grani, tendono a crescere consumando la struttura deformata plasticamente. Con l'aumento della temperatura, i grani stazionano per tempi lunghi a temperatura costante, dopo che la ricristallizzazione si è attivata a tutto il volume del materiale, i grani continueranno a crescere e si ingrosseranno a scapito di quelli più fini. Il meccanismo viene regolato a questo punto dalla tendenza alla diminuzione dell'energia libera con la riduzione della superficie complessiva dei bordi di grano, tale superficie costituisce una regione di disordine ed è perciò meno estesa in una struttura con pochi grani grossolani rispetto ad una struttura con numerosi grani fini. Con la crescita dei grani ricristallizzati si determinerà un progressivo calo della resistenza senza che le proprietà di duttilità vengano migliorate. Bisogna sottolineare che prolungando la ricottura in tale zona non si apportano miglioramenti al materiale, salvo i casi in cui la struttura relativamente più grossolana può migliorare la lavorabilità del metallo. Come già più volte ripetuto, la temperatura e i tempi di ricristallizzazione sono fortemente dipendenti dal particolare stato di incrudimento iniziale oltre che dalla composizione e dalla struttura del materiale, per cui non è lecito riferirsi a dei valori di temperatura precisi.

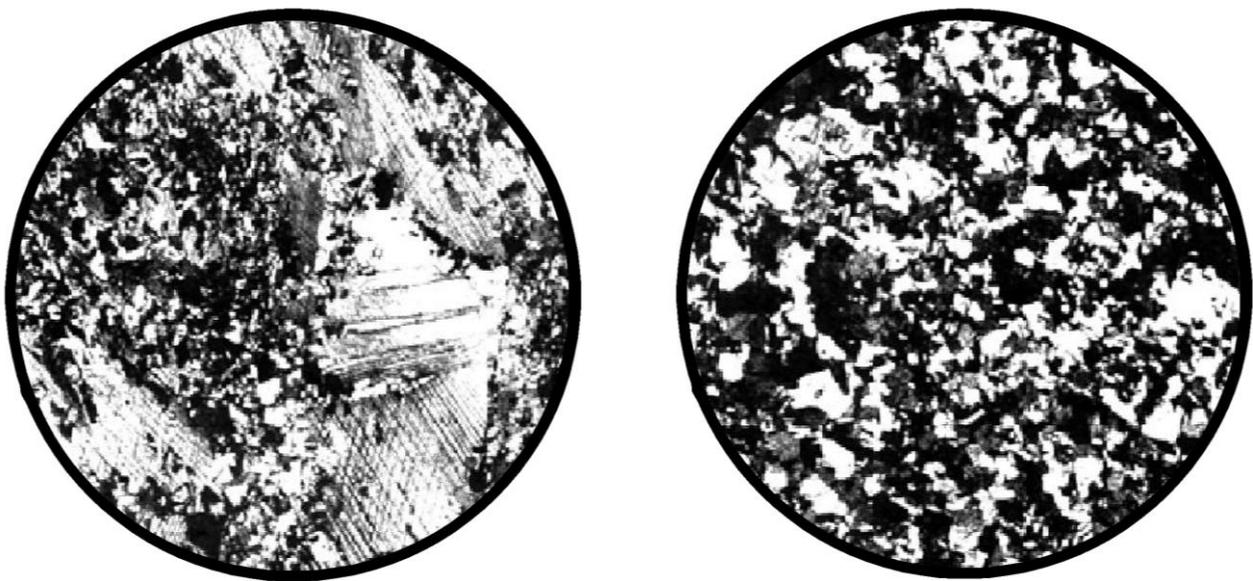


Figura 8.13: ricristallizzazione. I cristalli deformati a freddo sono 'consumati'.

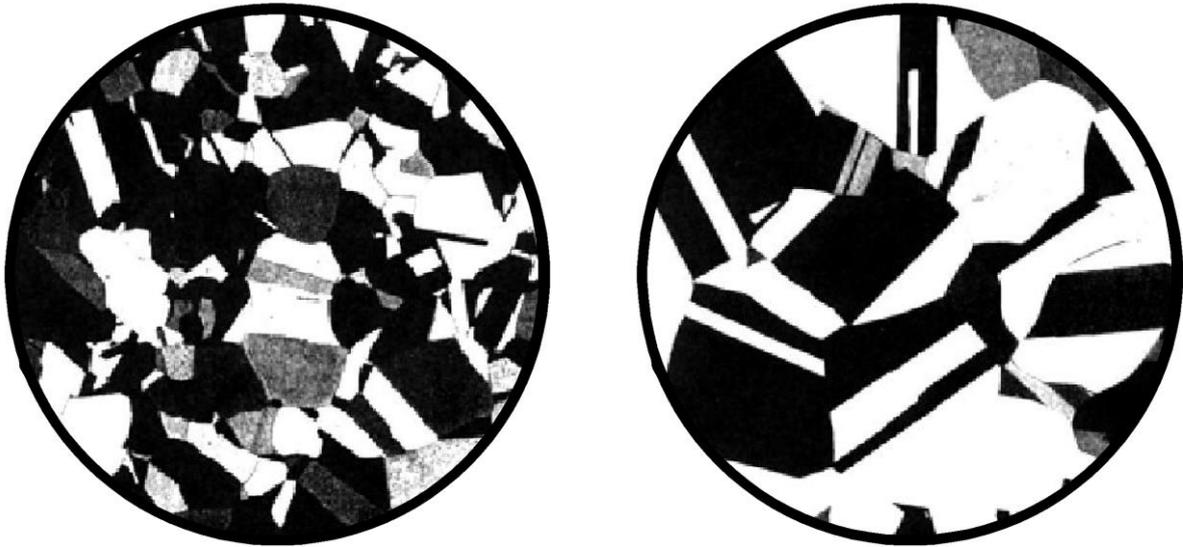


Figura 8.14: crescita dei grani .All'aumentare del tempo, i grani più grandi consumano quelli più piccoli perché la superficie di bordo grano (e quindi l'energia) si riduce.

Velocità d'incrudimento: il controllo della deformazione a freddo deve tener conto della velocità d'incrudimento di ogni singola lega, la maniera più semplice per effettuare tale valutazione è la prova di trazione il cui tratto plastico fornisce una prima indicazione sulla suscettibilità del materiale a esibire flusso plastico uniforme senza subire danneggiamenti.

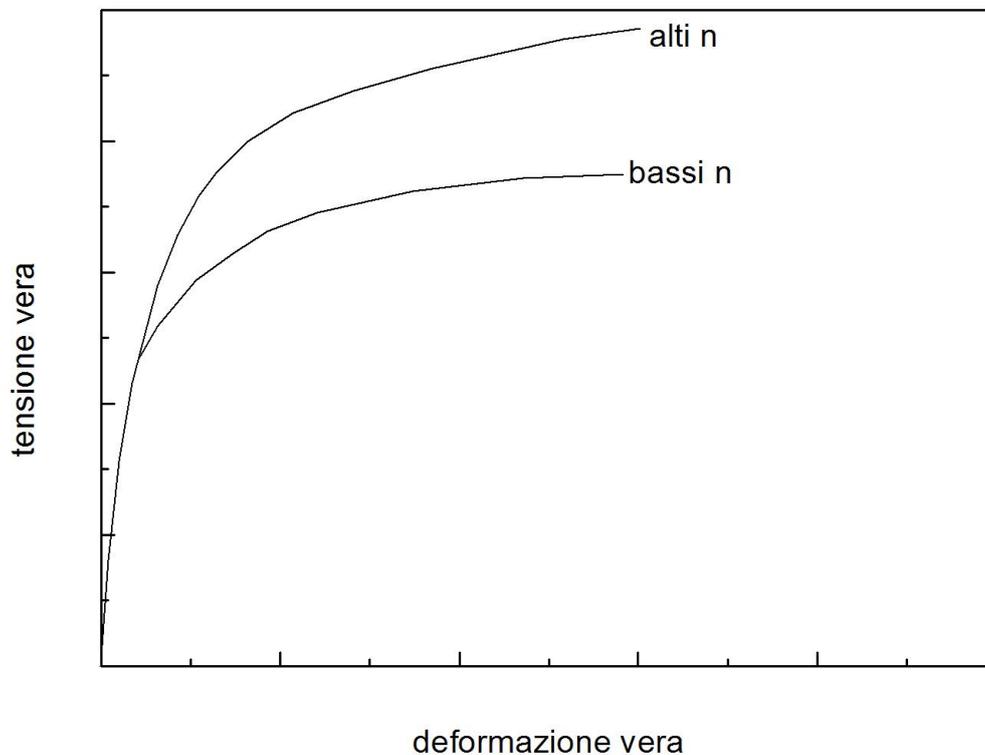


Figura 8.15: diagramma tensione vera-deformazione vera per metalli con alto e basso coefficiente di incrudimento n

In campo plastico tensione e deformazione sono correlate tramite la:

$$\sigma = k\varepsilon^n$$

dove k è una costante del materiale ed n è l'esponente d'incrudimento, cioè la misura della suscettibilità del materiale a incrudirsi durante la deformazione. σ e ε sono rispettivamente tensione vera e deformazione vera.

L'esponente d'incrudimento n è calcolabile come il coefficiente angolare, la pendenza quindi, della retta che si ottiene riportando la formula sopra indicata in forma logaritmica:

$$\ln \sigma = \ln k + n \ln \varepsilon$$

Tessiture cristallografiche: Le operazioni di deformazione plastica a freddo e i trattamenti di ricottura devono essere concepiti tenendo in considerazione sia le proprietà meccaniche sia la struttura cristallografica del materiale. Per effetto delle notevoli deformazioni subite dal metallo, che originariamente era costituito da grani con orientazione cristallografica di tipo casuale, si sviluppa una struttura nella quale la maggior parte dei grani possiede un'orientazione in una direzione preferenziale. Tale struttura cristallografica orientata è detta tessitura e si origina a seguito dello scorrimento plastico su ben determinati piani cristallografici. Bisogna anche ricordare che un materiale, con una determinata orientazione cristallografica preferenziale, che subisce ricristallizzazione presenterà una nuova struttura correlata con la precedente. L'orientazione cristallografica preferenziale nel materiale comporta un'elevata anisotropia nelle caratteristiche meccaniche e solitamente porta ad effetti indesiderati. Tuttavia opportune tessiture possono essere sfruttate a vantaggio della lavorabilità quando l'orientazione cristallografica riesce ad essere disposta in modo da assecondare la deformazione nelle direzioni volute e renderla più difficoltosa in quelle indesiderate. C'è da dire comunque che nei casi in cui le condizioni di formatura non sono particolarmente critiche, si tende a privilegiare l'uso di materiali senza alcuna orientazione cristallografica particolare.

In genere lavorazioni a freddo seguite da ricottura producono una diminuzione della resistenza del materiale con contemporaneo aumento di duttilità,

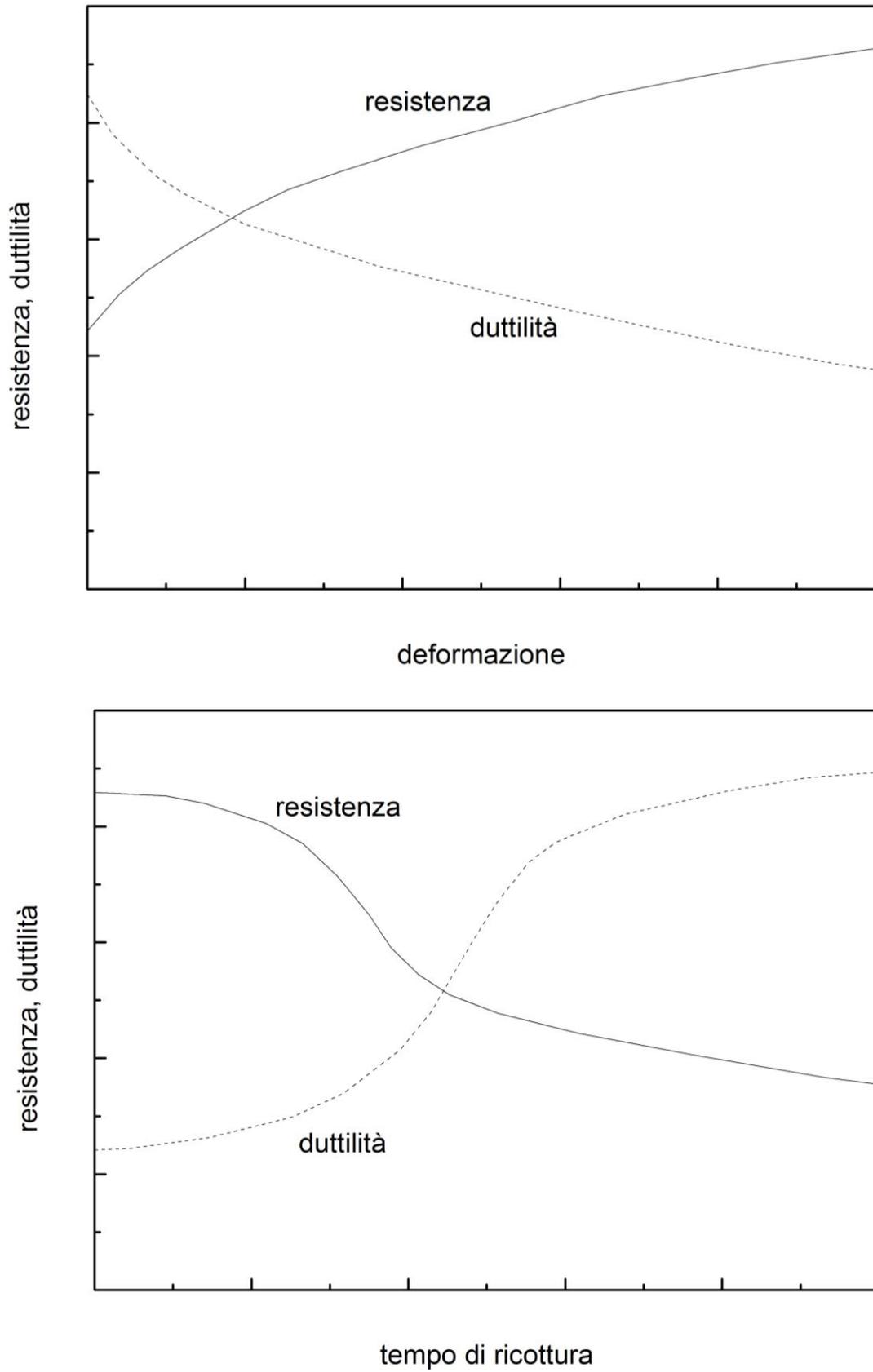


Figura 8.16: variazione delle proprietà meccaniche in seguito a rottura.

Deformazione plastica a tiepido: un'altra classe di lavorazioni plastiche prevede la deformazione a temperature superiori a quella ambiente ma al di sotto della temperatura di attivazione dei fenomeni di ripristino. Generalmente, rispetto alle lavorazioni a freddo, permette di ridurre le passate di lavorazione, di utilizzare livelli di carico inferiori, di risparmiare energia. Rispetto alle lavorazioni a caldo le proprietà dei componenti risultano migliorate in termini di qualità superficiale, miglior controllo dimensionale, maggiore resistenza.

Effetto della velocità di deformazione

La velocità di deformazione ha due effetti sulla deformazione plastica:

- la tensione di flusso aumenta all'aumentare della velocità di deformazione,
- la temperatura del pezzo aumenta per riscaldamento adiabatico.

La velocità di deformazione è definita come:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt}$$

Essendo a volte molto complesse le geometrie in gioco (estrusione, forgiatura...) è conveniente definire anche una velocità di deformazione media:

$$\dot{\varepsilon}_x = \frac{1}{L} \int_0^L \dot{\varepsilon} dx$$

Dove L è la lunghezza di contatto tra materiale e utensile. Alcuni scienziati ne hanno dato in seguito una definizione ancor più precisa tenendo nel debito conto anche la sensibilità alla velocità di deformazione del materiale.

$$\dot{\varepsilon}_{mp} = \left[\frac{1}{\ln R} \int_0^{\ln R} (\dot{\varepsilon})^m d\varepsilon \right]^{\frac{1}{m}}$$

Dove $R=A_0/A$ è il rapporto di deformazione e m la sensibilità alla velocità di deformazione.

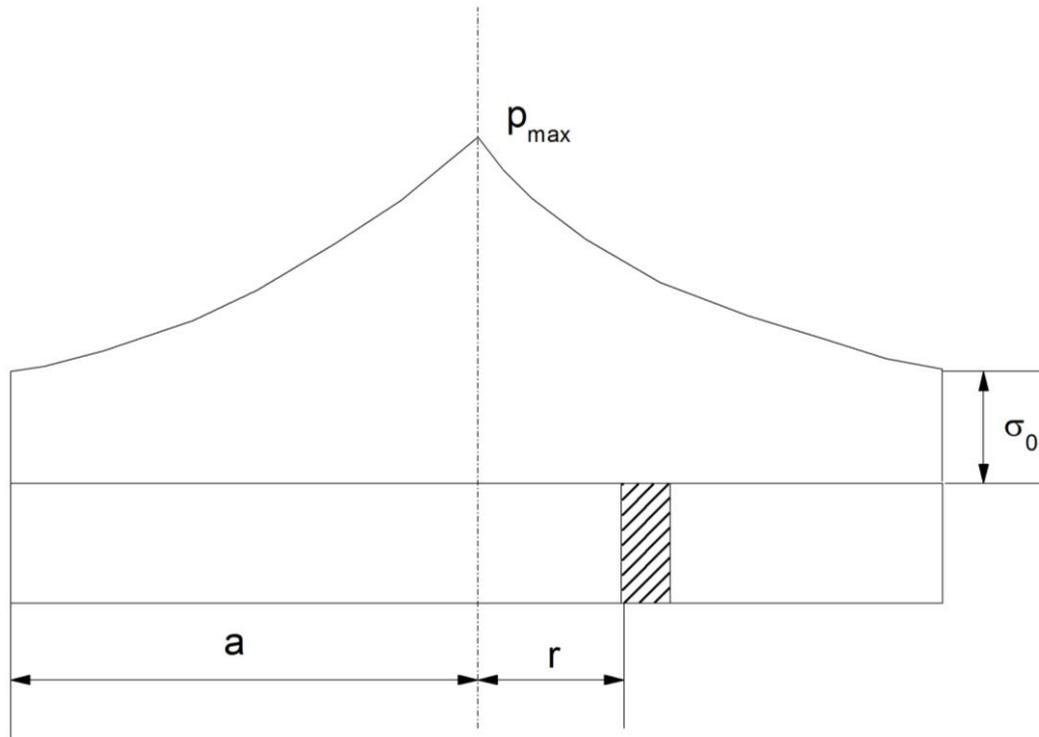
Effetti dell'attrito

Il caso più semplice da analizzare è un disco che venga compresso in cui, in assenza di barilottatura, il coefficiente di attrito può essere espresso come:

$$\mu = \frac{\tau}{p}$$

Dove τ è la tensione tangenziale sulla superficie e p la pressione applicata al disco.

Il flusso laterale mentre il materiale è compresso ci mostra una situazione in cui la forza di taglio va verso il centro del disco, questa forza d'attrito trova opposizione nel materiale attraverso una pressione nulla sul bordo del disco e che cresce verso il centro,



8.17: schematizzazione del flusso di materiale.

Tralasciando la dimostrazione si ottiene la seguente espressione:

$$p = \sigma_0 e^{\frac{2\mu}{h}(a-r)}$$

Definiamo la pressione media agente sul disco come:

$$\bar{p} = \frac{\int_0^a 2\pi p r dr}{\pi a^2} = \frac{\sigma_0}{2} \left(\frac{h}{\mu a} \right)^2 \left[e^{\frac{2\mu a}{h}} - \frac{2\mu a}{h} - 1 \right]$$

Diagrammando \bar{p} / σ_0 in funzione di a/h otteniamo un grafico del tipo mostrato in figura,

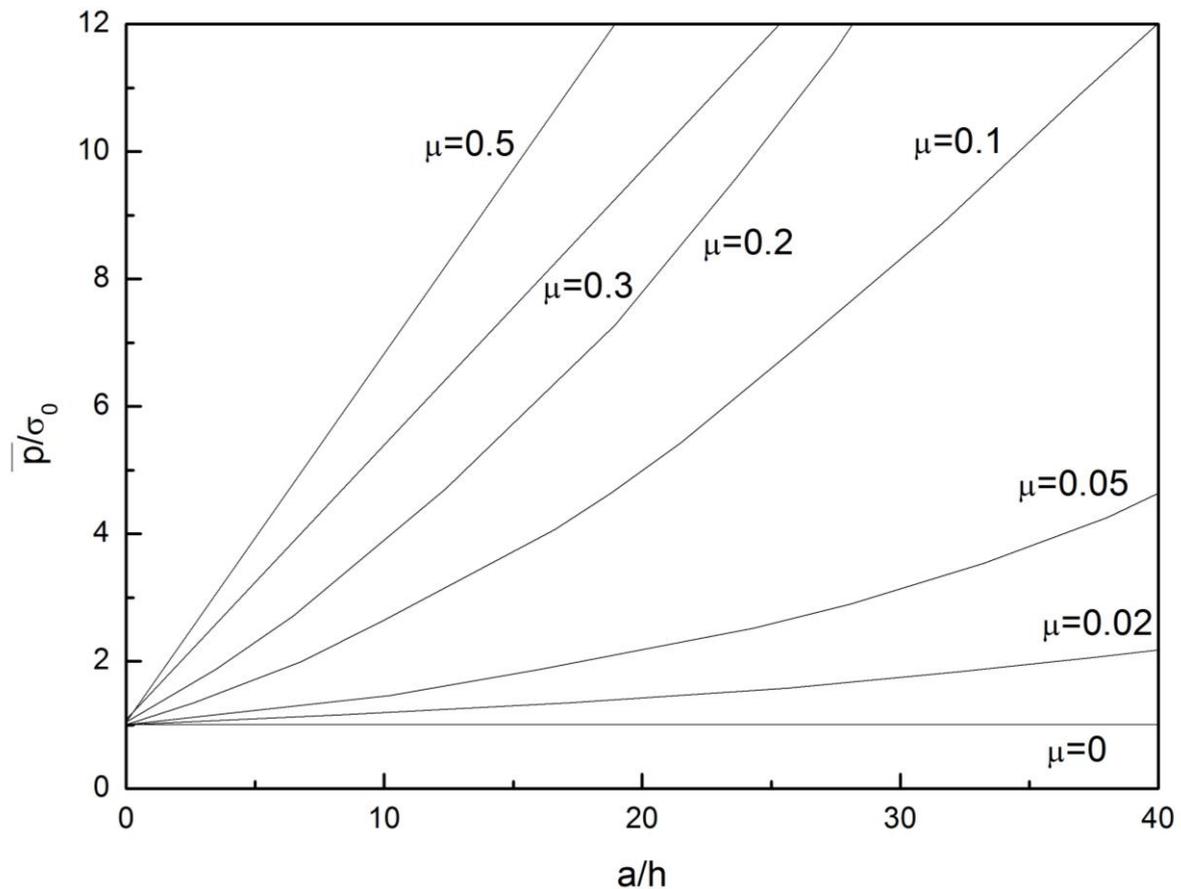


Figura 8.18: variazione delle proprietà in funzione dell' attrito.

Dal quale si nota che la forza necessaria a comprimere il disco aumenta all'aumentare della deformazione, e che maggiore è la deformazione da imporre al materiale sempre più importanza viene ricostitita dalle forze di attrito.

La trattazione appena effettuata riguarda una situazione in cui vi sia scorrimento relativo all'interfaccia materiale-utensile.

Diverse curve carico-spostamento per diverse lavorazioni plastiche

Differenti possono essere le lavorazioni massive applicabili ad un blocco metallico e sono schematizzate nelle figure seguenti,

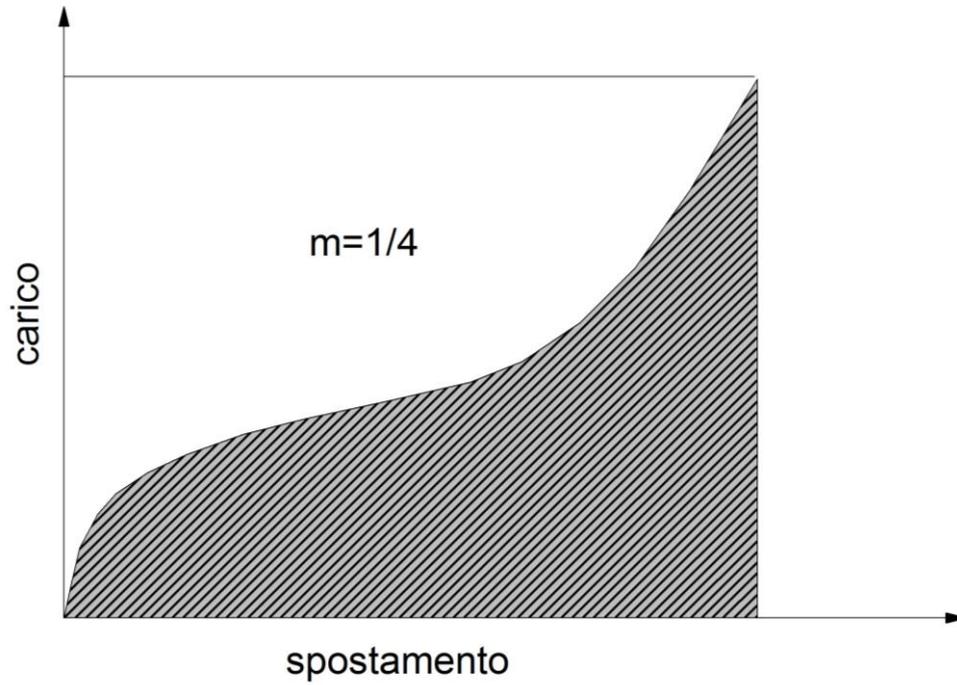


Figura 8.19: stampaggio in stampo chiuso con bava.

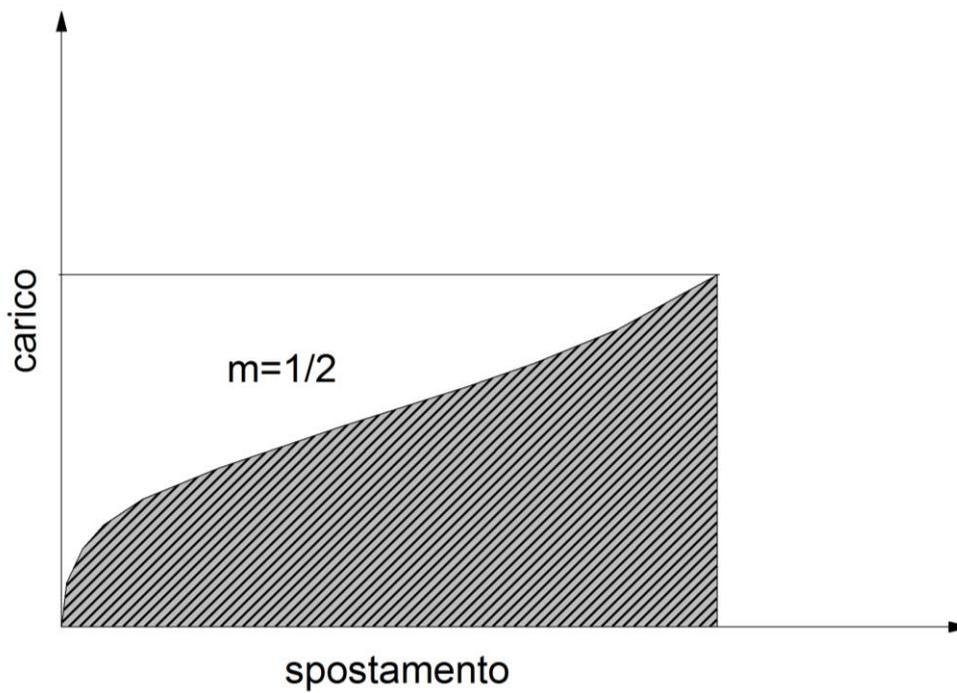


Figura 8.20: stampaggio in stampo chiuso senza bava.

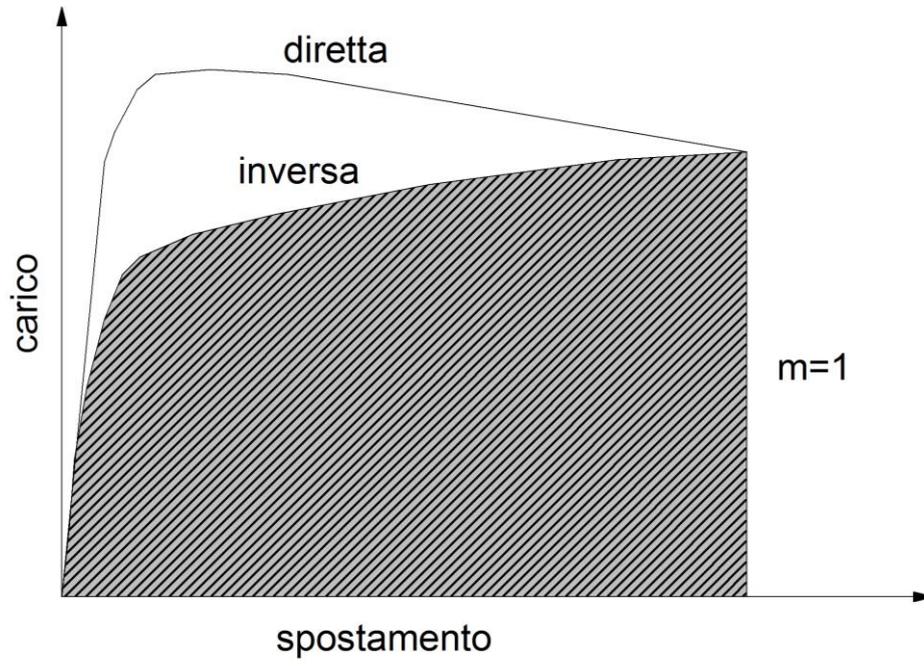


Figura 8.21: estrusione diretta e inversa.

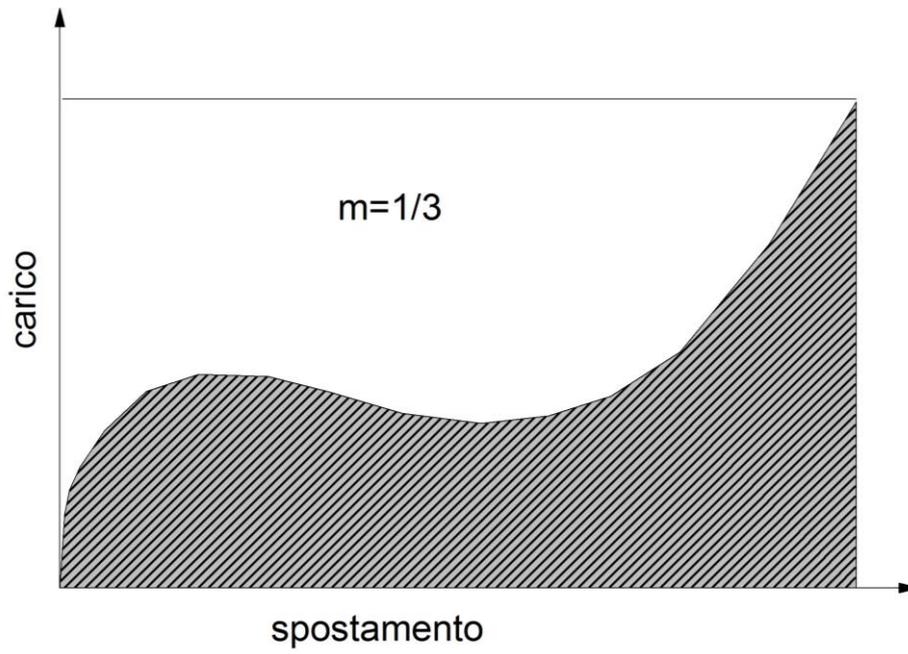


Figura 8.22: piegatura.

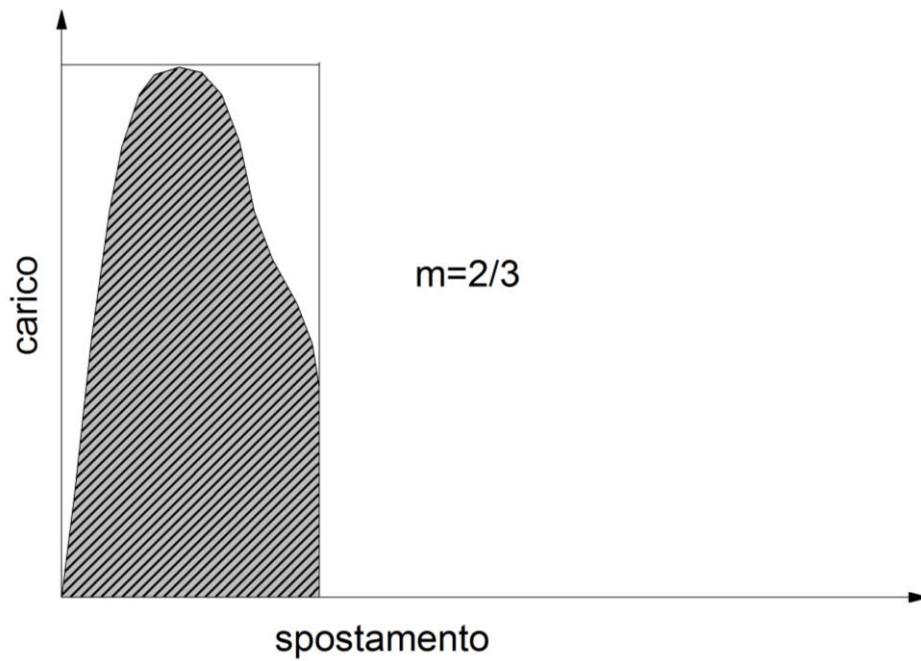


Figura 8.23: tranciatura.

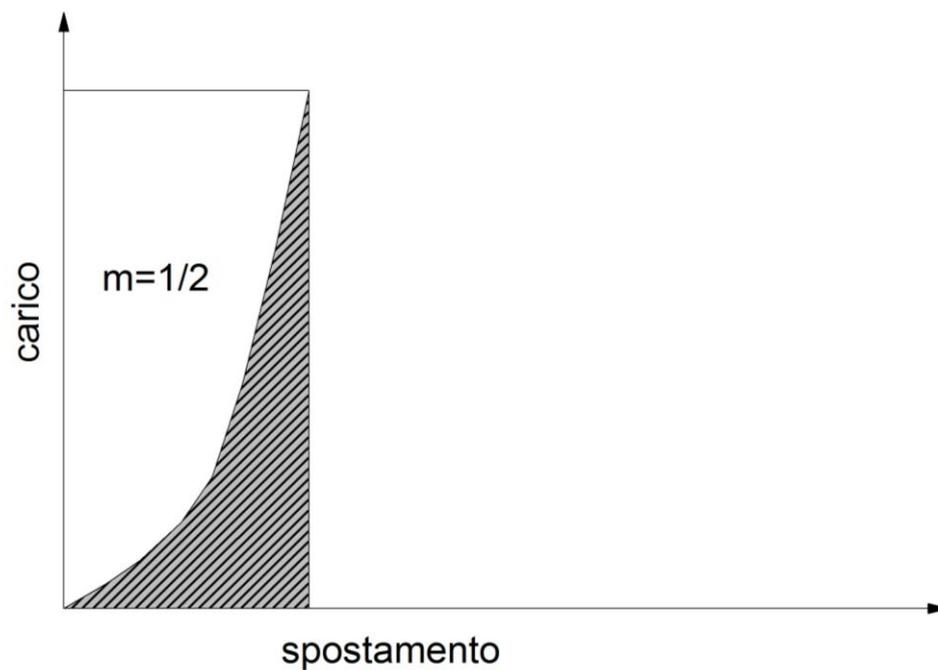


Figura 8.24: coniatura.

Materiali per gli stampi

Di fondamentale importanza risulta la scelta del materiale utilizzato per la realizzazione degli utensili per le lavorazioni di deformazione plastica. La caratteristica fondamentale degli acciai è il mantenimento della durezza per un numero di cicli di lavorazione che sia il più elevato possibile, in aggiunta per le lavorazioni a caldo è richiesto il mantenimento della durezza a livelli pressochè costanti in un ampio intervallo di temperature, un esempio è dato nella figura 8.25,

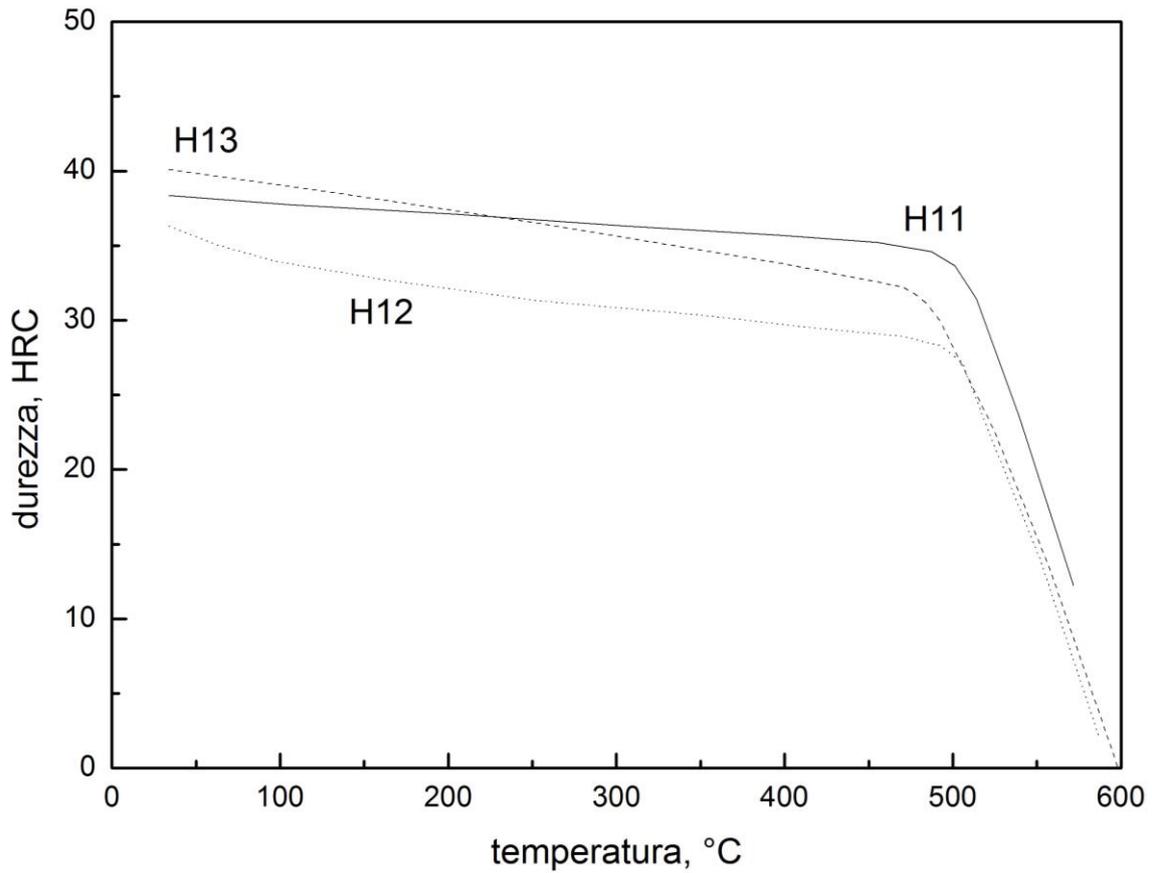


Figura 8.25: mantenimento della durezza ad alta temperatura per diversi acciai.

Altri acciai hanno la caratteristica di mantenere un'elevata durezza anche dopo l'esposizione per un certo tempo a temperature elevate, un esempio della resistenza al variare della temperatura di esercizio dopo essere stati sottoposti ad addolcimento per 10 ore è mostrato nella figura 8.26,

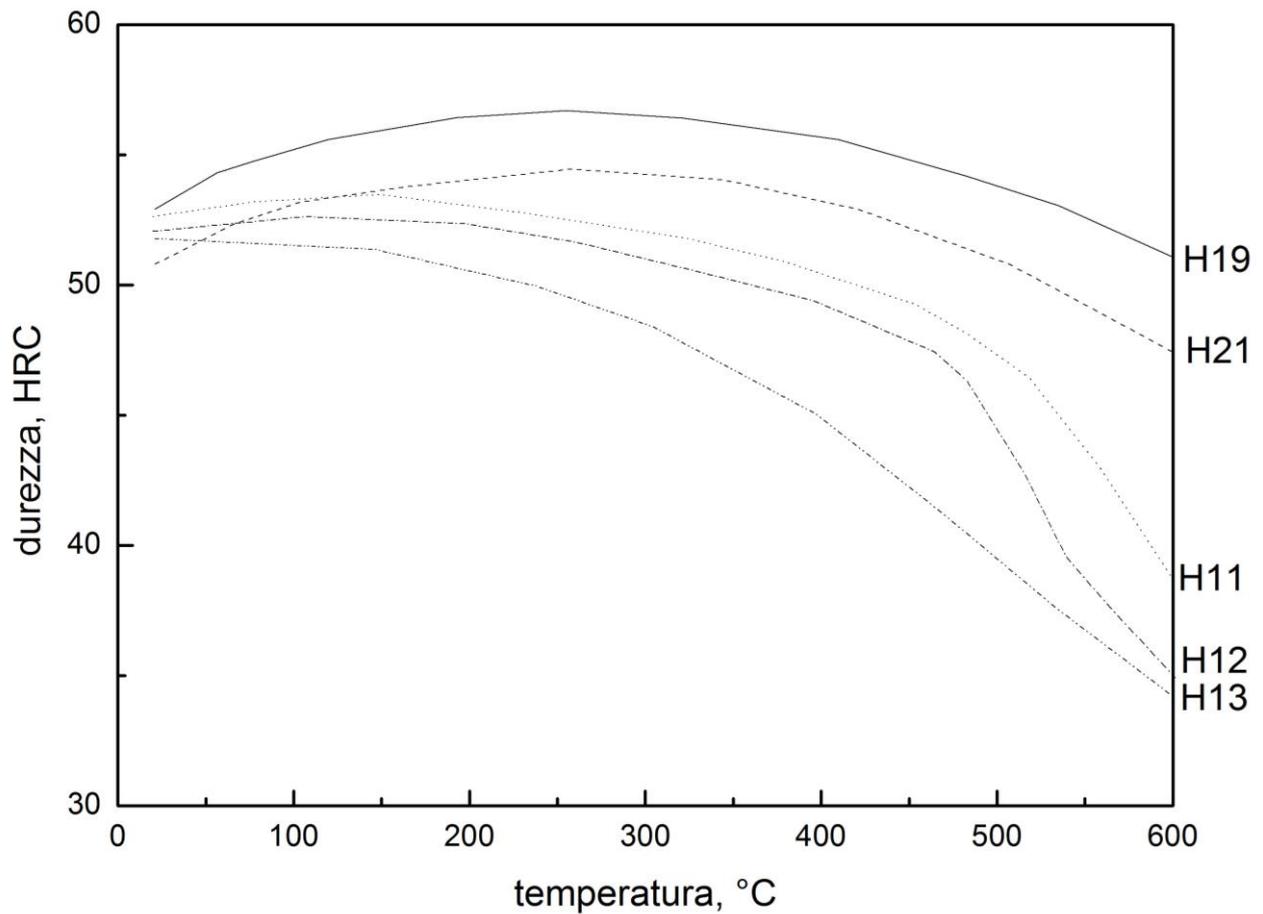


Figura 8.26: resistenza dopo addolcimento a diverse temperature.

Dopo lunghi tempi di esposizione alle temperature elevate acciai alto legati quali l'H19 e l'H21 mantengono integre le caratteristiche meccaniche maggiormente di acciai medio legati quali H11, H12 e H13.

Naturalmente la resistenza a snervamento degli'acciai per utensili diminuisce all'aumentare della temperatura di esercizio. Comunque si nota che tale differenza è fortemente influenzata dalla resistenza, dalla composizione e dai trattamenti termici subiti prima della messa in esercizio,

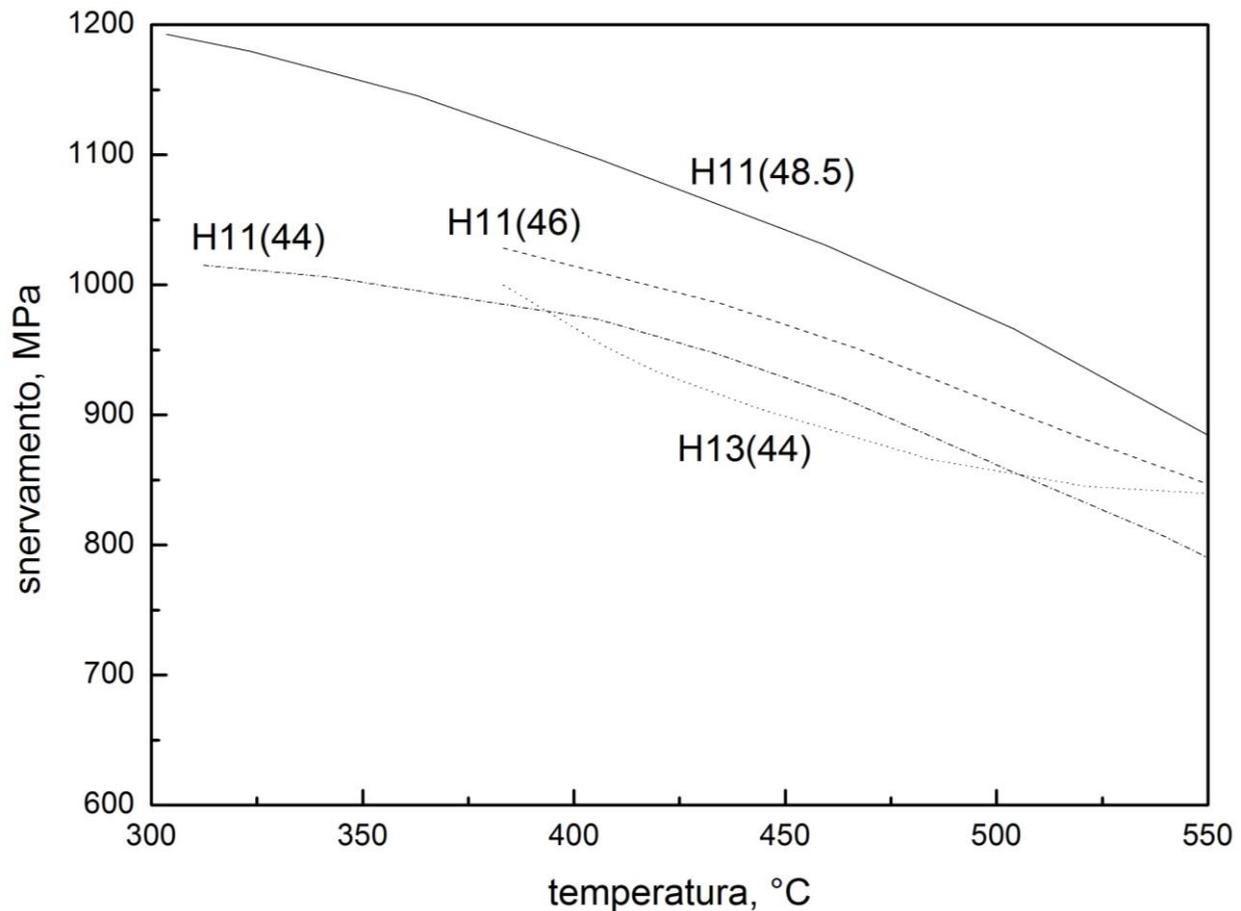


Figura 8.27: variazione del carico di snervamento con la temperatura per diversi acciai da utensili.

Laminazione

Consiste nella trasformazione dei **lingotti** (o **masselli**), ottenuti in acciaieria, in prodotti commerciali utilizzabili per le successive lavorazioni, chiamati semilavorati. La laminazione sfrutta la proprietà tecnologica di **malleabilità**, ovvero sono laminabili i materiali malleabili.

Questa lavorazione plastica ha una duplice funzione:

1. riduce progressivamente la sezione dei lingotti, allungandoli e trasformandoli in semilavorati;
2. uniforma le dimensioni e l'orientamento dei cristalli, migliorando così la resistenza del materiale.

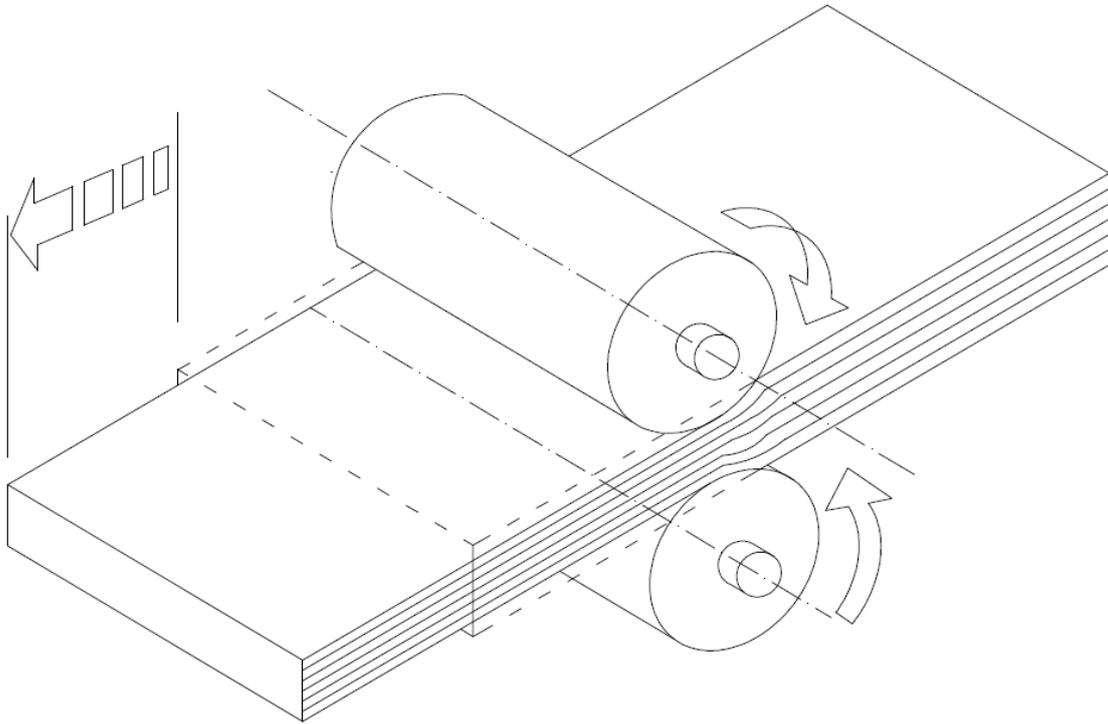


Figura 8.28: passaggio della brama fra i cilindri.

La riduzione di sezione è ottenuta facendo passare più volte il lingotto o la barra, opportunamente riscaldati (per gli acciai a circa 1000 , 1300 °C), attraverso l'azione di due cilindri lisci o sagomati, ruotanti in senso contrario come si nota in Figura 8.28. La laminazione può avvenire a caldo in un intervallo di temperatura in cui il metallo da laminare presenta la massima plasticità (temperatura maggiore dei 2/3 della temperatura di fusione), così da ottenere notevoli riduzioni di sezione per ogni passata. In genere, questo tipo di laminazione serve per ottenere pezzi lavorati di grossa taglia (lamiere, profilati, e tondi di medio e grosso spessore). La laminazione a freddo, praticamente a temperatura ambiente, viene effettuata su lamiere di piccolo spessore, per ottenere lamierini sottili con spessori precisi. In questo caso le riduzioni di spessore sono molto piccole, poiché a freddo diminuisce di molto la plasticità del materiale.

Principio della laminazione: L'effetto dei cilindri sul materiale si esplica con delle forze che tendono a schiacciare il materiale riducendone lo spessore e da altre forze che spingono il lingotto facendolo avanzare nella direzione di laminazione.

La forza F è la risultante delle azioni del cilindro sul pezzo lungo l'arco di contatto che sottende l'angolo α , come indicato in Figura 7.9.

Dalla scomposizione di tale forza nelle direzioni perpendicolare e parallela alla direzione di laminazione si ottengono le due forze:

F_v che tende a schiacciare il materiale

F_o che ostacola l'avanzamento del lingotto

Sempre lungo l'arco di contatto agisce la forza d'attrito tangente all'arco, dove con f si intende il coefficiente di attrito:

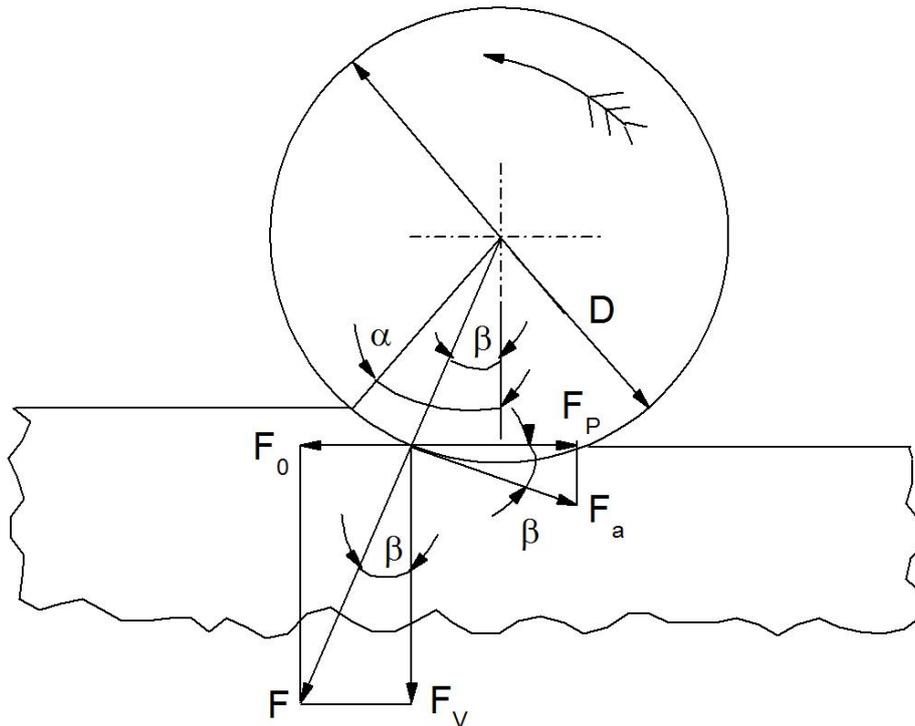


Figura 8.29: forze del cilindro sul pezzo.

$$F_a = f \times F$$

Dalla sua scomposizione si nota che la componente F_p nella direzione della laminazione, tende a fare avanzare il pezzo.

Andamento delle forze di attrito: A sinistra la velocità del laminando è minore della velocità del laminato a destra, quindi si ha un'accelerazione ed in un solo punto la velocità periferica dei cilindri è uguale alla velocità del laminato, ciò accade sulla sezione di inversione quindi a sinistra le forze di attrito hanno componenti dirette verso destra a destra accade l'opposto.

Il coefficiente d'attrito f dipende dalla temperatura, dalla finitura superficiale e dalla velocità dei cilindri; nel caso di laminazione a caldo degli acciai con cilindri d'acciaio $f \gg 0,36$.

Dal confronto di tali forze, l'avanzamento del pezzo dovuto alla rotazione dei cilindri si ha se

$$F_p > F_0$$

Per il rispetto di tali condizioni, è opportuno che l'angolo di contatto α indicato in Figura 2.3 non superi i 24° ; per gli acciai si assume, di solito $\alpha = 20^\circ \div 21^\circ$.

Ciò avviene quando il diametro dei cilindri è almeno uguale a quindici volte la riduzione di spessore della barra in una passata.

$D \geq 15$ (S-s)

Si chiama **rapporto di laminazione** R il rapporto tra la sezione finale a e la sezione iniziale A della barra laminata:

$$R = \frac{\text{sezione finale}}{\text{sezione iniziale}} = \frac{a}{A} \quad R < 1$$

Impianti di laminazione

Il più semplice impianto è composto da un forno di riscaldamento, da una gabbia dove sono alloggiati i cilindri; da un motore con i relativi organi di trasmissione, da un sistema di trasporto, generalmente a rulli, da un sistema di raffreddamento dei cilindri. Per quanto riguarda il numero e la disposizione dei cilindri nella gabbia si hanno i seguenti tipi principali di laminatoi:

Laminatoio duo

È il più elementare essendo costituito da due soli cilindri. Può essere:

irreversibile quando non è possibile invertire il senso di rotazione. Questo tipo di laminatoio è poco usato da solo, ma è diffuso nei treni di laminazione costituiti da diverse gabbie disposte una di seguito all'altra;

reversibile quando si può invertire il senso di rotazione dei cilindri; in questo caso, su comando dell'operatore, dopo ogni passaggio del massello metallico s'inverte il senso di rotazione e si avvicinano fra di loro i cilindri per permettere ulteriori diminuzioni di spessore.

Laminatoio doppio duo

È costituito da due coppie di cilindri disposti a differente altezza, su piani verticali diversi e ruotanti in modo da ottenere i due sensi di laminazione. Il massello passa prima tra una coppia di cilindri e, successivamente, invertendo il suo movimento, tra i cilindri della seconda coppia. I cilindri di ogni coppia ruotano sempre nello stesso senso e, dopo ogni passata, i cilindri di ognuna delle coppie vengono avvicinati.

Laminatoio trio

È costituito da tre cilindri disposti uno sopra l'altro. Il massello da laminare è introdotto prima tra il cilindro superiore e quello intermedio e successivamente tra quello intermedio e quello inferiore. Occorrono banchi elevabili o carrelli elevatori per spostare ai due livelli i pezzi da lavorare. Per questo motivo si usa per la laminazione a caldo di barre, tondi e profilati di medie dimensioni e quindi non troppo pesanti.

Laminatoio quarto

È costituito da due grandi cilindri folli che sostengono i due cilindri di lavoro (o motori) di diametro più piccolo. In tal modo vengono ridotte le deformazioni per flessione dei cilindri. Questo tipo di laminatoio è utilizzato prevalentemente nel campo della laminazione a freddo.

Laminatoio Sendzimir

È costituito da una gabbia in acciaio da costruzione nella quale sono montati due piccoli cilindri di lavoro appoggiati a due o tre file di cilindri di sostegno. È utilizzato per lavorazione di laminati molto sottili con tolleranze sullo spessore molto strette e gradi elevati di finitura superficiale.

Cilindri

I cilindri dei laminatoi hanno forma e dimensioni variabili in funzione del prodotto che si deve ottenere. La loro lunghezza è circa 3 volte il loro diametro. In genere sono **bombati** (0,1 , 0,2 mm); per eliminare gli effetti deformanti dovuti all'inflessione dei cilindri. La distanza tra i cilindri si chiama **calibro**. Per la lavorazione di tondi e sagomati si usano dei particolari cilindri conformati in modo che, in successive passate, il pezzo grezzo assuma la forma voluta. Sono costruiti in ghisa sferoidale con colata in conchiglia o in terra o in acciaio fucinato trattato termicamente.

Treni di laminazione

Un insieme di gabbie di laminazione costituisce un treno di laminazione. A seconda della disposizione delle varie gabbie, i treni di laminazione possono essere semicontinui o continui. Sono **semicontinui** quando le gabbie sono disposte una di seguito all'altra a conveniente distanza in modo che il materiale che esce dalla prima gabbia può passare alla seconda. È da notare che la distanza tra le varie gabbie è sempre maggiore della lunghezza del laminato, così che sullo stesso si ha l'azione deformante di una sola coppia di cilindri per volta.

$$L_2 > L_1$$

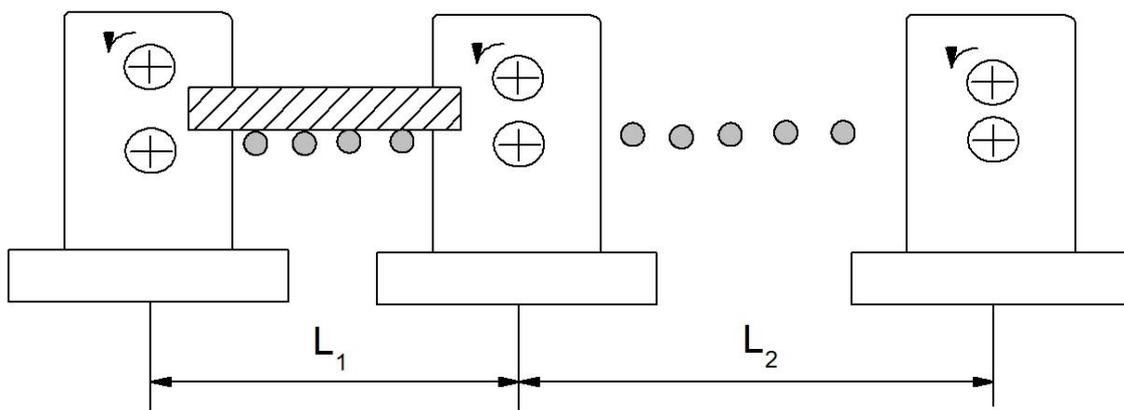


Figura 8.30: treno di laminazione semicontinuo.

Sono **continui** quando il materiale è deformato contemporaneamente da più cilindri, per cui la velocità di rotazione di ogni coppia di cilindri va scrupolosamente calcolata: essa dovrà aumentare in proporzione all'allungamento subito dalla barra per ogni passaggio di laminazione. Infatti deve essere rispettata la condizione che fra una gabbia e la successiva non vi sia accumulo o mancanza di materiale.

Ciò equivale a dire che la portata di materiale, ovvero il volume che passa nell'unità di tempo, deve essere costante

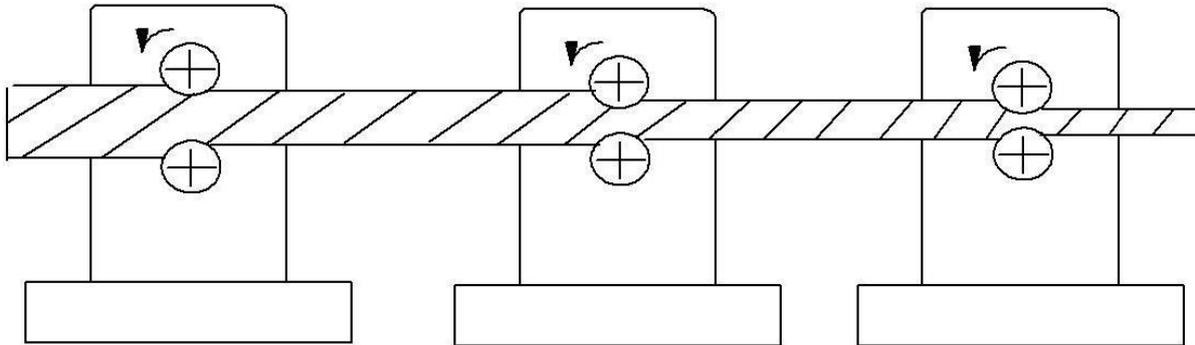


Figura 8.31: treno di laminazione continuo.

$$\text{Portata} = \frac{\text{volume}}{\text{tempo}} = \frac{\text{areasezionexlunghezza}}{\text{tempo}} = \text{areasezionexvelocità} = \text{costante}$$

La velocità di laminazione è bassa ($V = 3\div 4$ m/s) durante le prime fasi di sbazzatura, ma diventa molto elevata negli ultimi passaggi di finitura ($V = 20\div 30$ m/s e anche più).

Prodotti di laminazione

I SEMILAVORATI di prima laminazione, prodotti con grossi laminatoi sbazzatori possono essere a sezione rettangolare (**BRAMME**) o a sezione quadrata (**BLUMI**). Attraverso ulteriori laminazioni, utilizzando cilindri lisci o sagomati, bramme e blumi vengono trasformati in PRODOTTI COMMERCIALI da utilizzare per le lavorazioni meccaniche. I tipici prodotti commerciali, prodotti per laminazione, si presentano sotto forma di:
Figura 7.15: Prodotti di Laminazione

**LAMIERE,
PROFILATI,
BARRE,
NASTRI,
TUBI,
FILI.**

I prodotti di *prima laminazione*, in base alla forma e alla dimensione della sezione, assumono la seguente denominazione:

- **Blumi**: barre a sezione quadrata con lato fino a 400 mm.

- **Billette**: barre a sezione quadrata con lato da 40 a 12 mm.
- **Bramme**: barre a sezione rettangolare con lato maggiore variabile da 130 a 400 mm.
- **Tondi**: barre a sezione circolare con diametro maggiore o uguale a 70mm

I prodotti di *seconda laminazione* sono:

- **barre**, ovvero solidi con sezioni di forma diversa: quadrata, rettangolare, tonda, semitonda, esagonale ecc., normalmente fornite in verghe (**vergelle**) o in rotoli;
- **nastri**, ovvero laminati piatti a caldo che dopo il passaggio finale di laminazione vengono arrotolati a spire regolarmente sovrapposte, in modo da formare un rotolo a facce laterali piane: sono chiamati nastri **stretti** quando la loro larghezza è inferiore a 600 mm, **larghi** quando è maggiore.
- **profilati**, ovvero solidi rettilinei a sezione sagomata a T, a L, a C, a Z, ecc.
- **lamiere**, ovvero fogli rettangolari di spessore compreso tra 3 e 12,5 mm;
- **lamierini**, ovvero fogli rettangolari di spessore inferiore ai 3 mm.

Tubi ottenuti per laminazione

Il procedimento più usato è basato sulla **laminazione obliqua** (sistema MANNESMANN). Il processo avviene in due fasi.

1) *Foratura del massello*

Il materiale di partenza è un lingotto pieno a sezione circolare portato alla temperatura di massima plasticità (1300°C per gli acciai). Il lingotto viene trasformato in un tubo grezzo, con le superfici cilindriche irregolari (sbozzato forato), facendolo passare tra due cilindri ad assi sghembi, inclinati di $4^\circ \div 8^\circ$ rispetto all'asse del lingotto. I cilindri hanno un profilo bitroncoconico (sagoma a botte) e ruotano nello stesso senso a $300 \div 500$ giri/min.

Il lingotto, che si trova allo stato di massima plasticità, è sottoposto nella zona di presa e in quella di massima riduzione a una forte compressione e torsione che tendono a schiacciarlo e a farlo ruotare, imprimendogli un moto di avanzamento elicoidale.

Le parti più esterne del lingotto, spinte dai rulli che ruotano, scorrono rispetto alle parti più interne, provocando una lacerazione delle fibre centrali del materiale.

Nella fase successiva, la lacerazione viene allargata da una spina a punta che si insinua nel vano centrale in formazione.

Mentre il lingotto avanza, spinto dai cilindri, la punta della spina penetra allargando e regolarizzando il foro, come è rappresentato in Figura 8.32. Dopo la laminazione il lingotto è trasformato in tubo grezzo dalle pareti molto spesse e di forma irregolare.

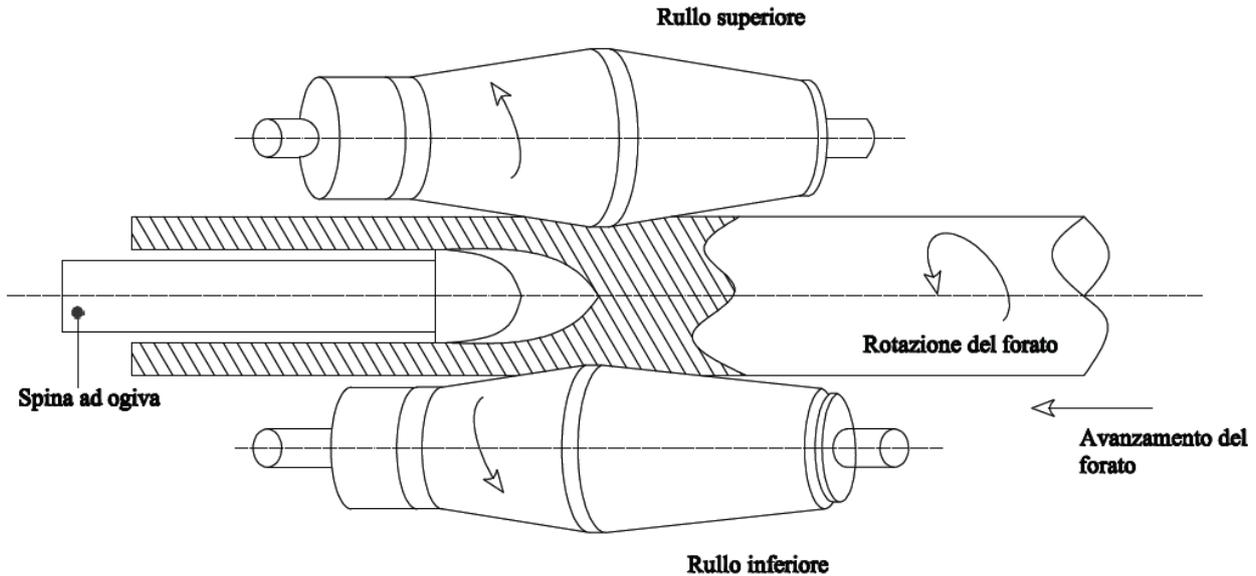


Figura 8.32: fase di regolarizzazione del foro.

- rulli ruotano concordi
- disassamento provoca avanzamento assiale
- le forze di laminazione provocano un ciclo di incrudimento al centro sull'asse del cilindro
- innesco di una cricca e successivo allargamento tramite il mandrino

2) Laminazione del forato grezzo

Lo sbozzato forato si trasforma in tubo commerciale attraverso una ulteriore lavorazione che consente di ridurre lo spessore e regolarizzare le superfici cilindriche. Ciò avviene in uno speciale laminatoio detto “ a **PASSO DI PELLEGRINO**” (due passi avanti e uno indietro). Tale laminatoio è formato da due cilindri controrotanti, ad assi paralleli, muniti di scanalature (GOLE) il cui profilo varia radialmente sia in larghezza, sia in profondità (tipo CAMMA). In tal modo la luce di passaggio tra i due cilindri varia ciclicamente da un diametro massimo (poco maggiore di quello del forato grezzo) ad un minimo, pari al diametro esterno del tubo che si vuole fabbricare. Nel forato da laminare viene inserito un mandrino di diametro uguale al diametro interno del tubo che si sta fabbricando. Durante la lavorazione il tubo viene fatto avanzare e retrocedere alternativamente attraverso un dispositivo d'avanzamento oleodinamico sincronizzato con la rotazione dei cilindri, rappresentato in Figura 8.33.

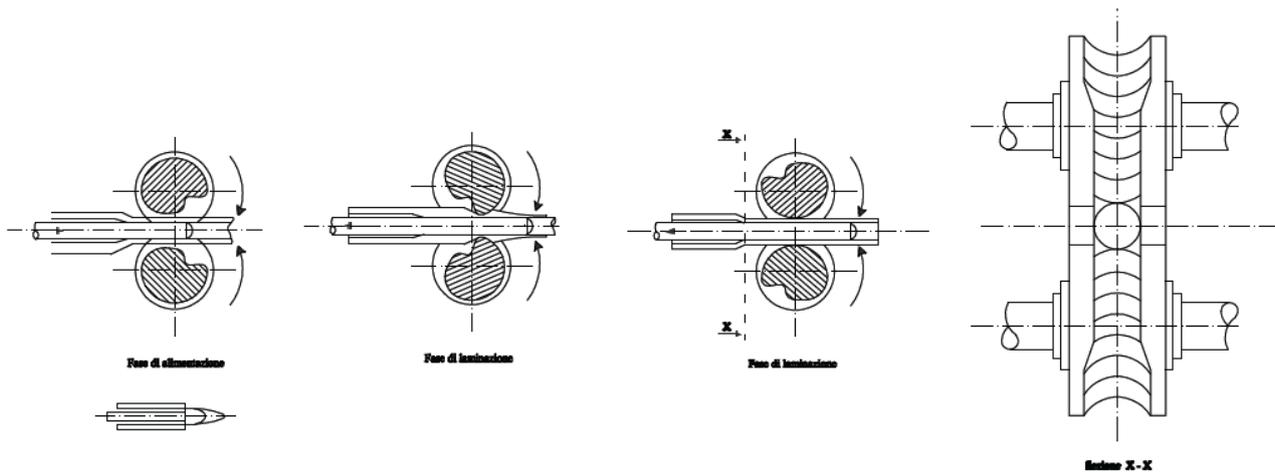


Figura 8.33: dispositivo d'avanzamento oleodinamico sincronizzato con la rotazione dei cilindri.

Nella **fase di alimentazione**, lo sbizzato avanza liberamente nella gola più ampia tra i due cilindri. Nella **fase di laminazione**, lo sbizzato incontra la gola nella zona più piccola, viene risospinto all'indietro e durante questa corsa i cilindri operano la deformazione plastica (compressione, stiratura e calibratura), che porta il tubo allo spessore desiderato facendolo allungare.

Differenti tipi di laminazione

I vari tipi di laminazione possono essere descritti considerando la Figura 8.34 seguente:

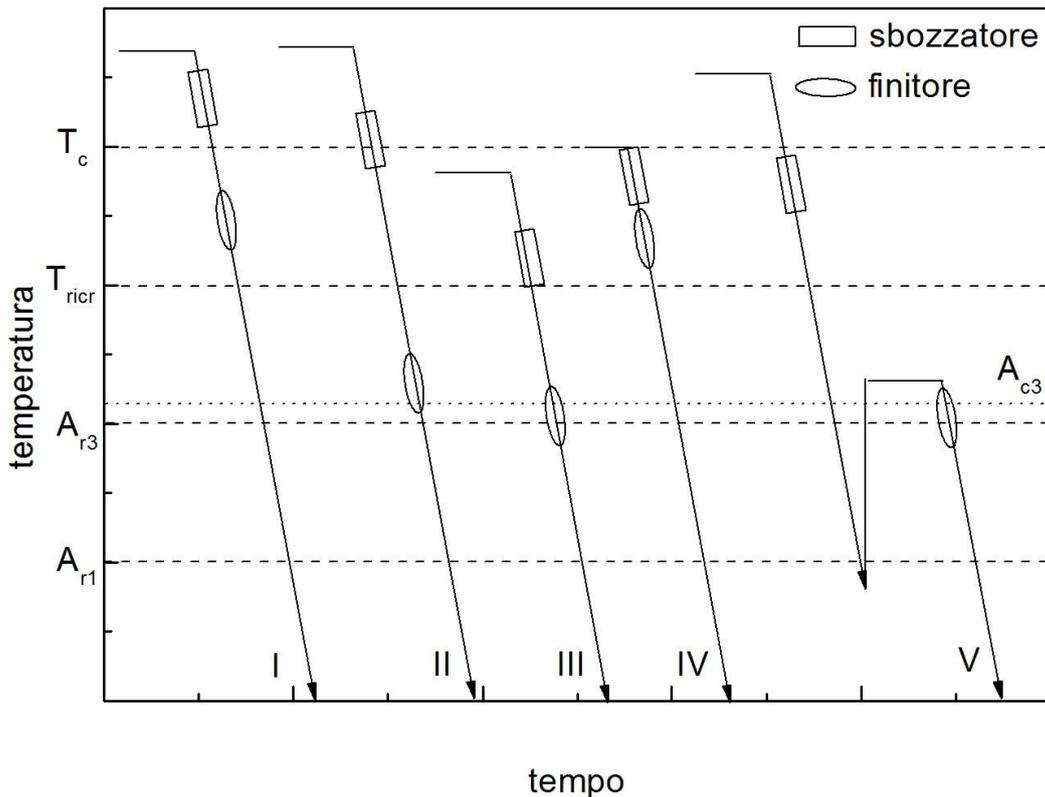


Figura 8.34: vari tipi di trattamenti termomeccanici in base alle temperature critiche dell'austenite, alle temperature di trasformazione e alle operazioni di sbozzatura e finitura durante la laminazione. A-Laminazione a caldo convenzionale (CHR) B-Laminazione in controllo convenzionale (CCR) C-Laminazione in controllo intensificata (ICR) D-Laminazione con controllo della ricristallizzazione (RCR) E-Processo Sumitomo High Toughness (SHT)

La curva A, che rappresenta la laminazione a caldo convenzionale (CHR), mostra che il riscaldamento ed entrambe le fasi di laminazione (sbozzatura e finitura), avvengono alle più alte temperature possibili. L'obiettivo di tale processo è di ottimizzare la produttività a prescindere dalle proprietà meccaniche del laminato. Il secondo processo riportato in Figura 2.27 è la laminazione in controllo (CCR). In questo caso l'obiettivo è quello di ottenere ferrite a grana fine. Tale obiettivo si raggiunge impedendo la ricristallizzazione della fase austenitica durante la fase di laminazione a bassa temperatura e promuovendo un forte affinamento del grano ferritico grazie all'introduzione, nel corso della deformazione, di un'alta densità di siti preferenziali di enucleazione. In questo senso è fondamentale l'aggiunta di elementi microleganti che precipitando per effetto della laminazione sotto forma di carburi o carbonitruri finemente dispersi, controllano l'accrescimento e la ricristallizzazione del grano austenitico. Durante la laminazione al finitore, il grano austenitico, che non può ricristallizzare, viene fortemente allungato nella direzione di laminazione, come si nota in Figura 7.19. Così nel corso del successivo raffreddamento, si realizza un'alta velocità di nucleazione della ferrite a seguito dell'aumento del rapporto superficie/volume del grano, che incrementa il numero di siti di possibile nucleazione della ferrite stessa.

La tecnica rappresentata dalla curva C di Figura 7.18 è la laminazione in controllo intensificata (ICR). L'obiettivo è ottenere una maggiore resistenza e tenacità degli acciai microlegati. Questo tipo di processo differisce da quello convenzionale per il fatto che la laminazione di finitura non

avviene soltanto al di sotto di T_{RXN} ma anche al di sotto di A_{r3} . Infine, si ha la laminazione con controllo della ricristallizzazione (RCR), curva D della Figura 7.18. Lo scopo di questo processo è ottenere una struttura ferritica partendo da austenite finissima e pienamente ricristallizzata.

Laminazione controllata

Per quanto riguarda la Laminazione in controllo menzioneremo l'esempio di acciai HSLA con l'aggiunta di elementi microleganti, quali ad esempio il niobio. I trattamenti termomeccanici imposti agli acciai HSLA consistono nell'esecuzione di precisi programmi deformazione-temperatura al fine di migliorare in modo mirato le caratteristiche meccaniche e microstrutturali finali. Tradizionalmente il trattamento termico a cui venivano sottoposti tali acciai era la normalizzazione (austenizzazione seguita da raffreddamento in aria), processo che ha il fine generico di omogeneizzare ed affinare la grossolana microstruttura derivante dalla laminazione a caldo e di rafforzare il materiale, ma che presenta il grosso svantaggio di essere un procedimento lungo e costoso. La normalizzazione è stata sostituita dalla laminazione in controllo, un processo meccanico-metallurgico che ha due principali scopi:

- i) ridurre la sezione trasversale del semiprodotto di acciaio;
- ii) influenzare la microstruttura finale della lamiera mediante trattamenti di deformazione meccanica, effettuati a determinate temperature.

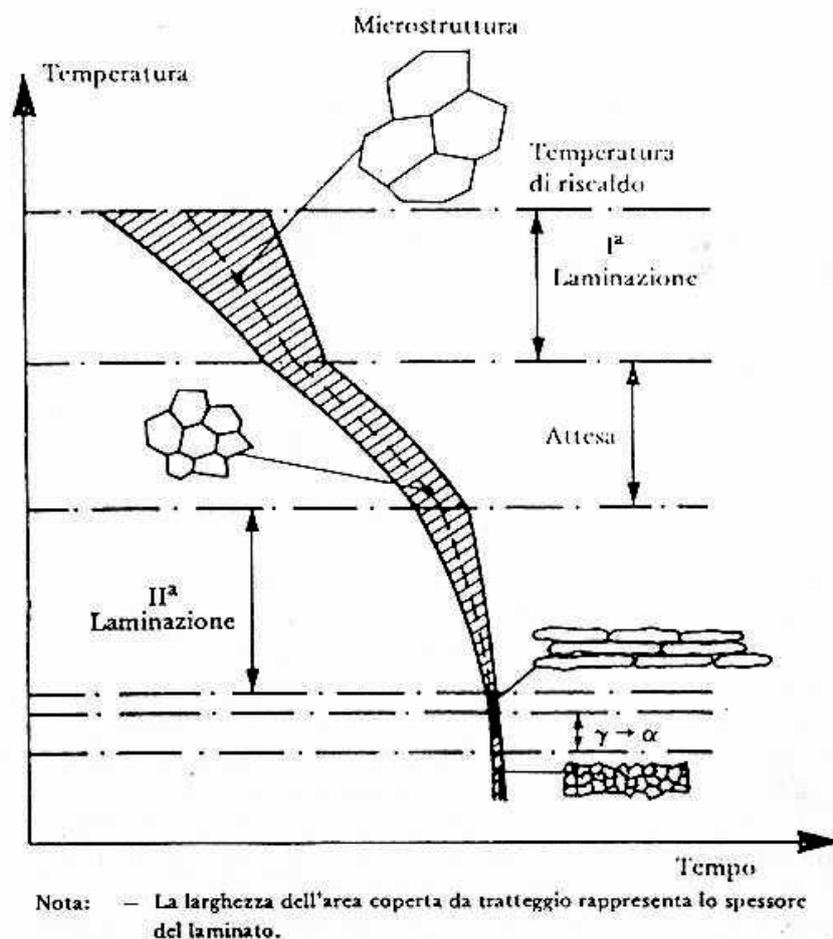


Figura 8.35: fasi del processo di laminazione.

Il processo di laminazione in controllo (Figura 7.20), che è possibile eseguire in diversi modi, inizia con il riscaldamento della *bramma* fino ad una temperatura elevata. La laminazione successiva al riscaldamento avviene in più passate. Tra una passata e l'altra il grano austenitico ricristallizza completamente; carburi e/o nitruri degli elementi microleganti non precipitano perché la temperatura è ancora troppo alta per causare una sovrassaturazione dell'austenite. Al termine di questo primo stadio di laminazione la temperatura del materiale sarà scesa a circa 1000°C. A questo punto è necessario un po' di tempo di attesa in modo che la temperatura del materiale si abbassi ulteriormente. Dopo l'attesa ha inizio la seconda fase di laminazione, ancora in più passate, durante la quale la deformazione plastica comincia a far precipitare i carburi ed i nitruri - (*precipitazione indotta dalla deformazione*) – che stabilizzano la struttura di deformazione e impediscono la ricristallizzazione dell'austenite. Pertanto i grani austenitici si allungano fortemente nella direzione di laminazione (*pancaking*) assumendo la forma spaziale *a frittella* (Figura 2.29). In questo secondo stadio di laminazione, si prepara una situazione microstrutturale che nel corso del successivo raffreddamento darà luogo al finissimo grano ferritico. Infatti, poiché durante la trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ la ferrite nuclea sul bordo di grano austenitico, il diametro ferritico finale non potrà superare lo spessore del grano austenitico deformato, che è molto piccolo. Il processo di laminazione in controllo avviene in più fasi caratterizzate da temperature diverse. Solitamente, come riferimento, vengono prese in considerazione le tre temperature critiche dell'austenite:

- la temperatura di accrescimento del grano T_{GC}
- la temperatura di non ricristallizzazione T_{RXN}
- la temperatura di trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ in raffreddamento A_{r3}

La *temperatura di accrescimento del grano* T_{GC} è definita come la temperatura al di sopra della quale inizia un accrescimento del grano per ricristallizzazione secondaria (fenomeno nel corso del quale si verifica un accrescimento incontrollato del grano iniziale), o più precisamente è quella temperatura al di sopra della quale le particelle indissolte di precipitato non possono più impedire l'accrescimento del grano austenitico. Durante il riscaldamento, la bramma è lentamente riscaldata dalla temperatura ambiente alla temperatura di riscaldamento, alla quale rimane per un certo periodo di tempo dopo il quale è pronta per la laminazione a caldo. Durante questa fase di riscaldamento e permanenza ad una certa temperatura, avvengono trasformazioni che controllano la dimensione del grano e la composizione dell'austenite prima della laminazione a caldo. La risposta di un acciaio al processo che subirà successivamente è fortemente influenzata dallo stadio di riscaldamento. Durante tale stadio si hanno:

- nucleazione, crescita e possibile accrescimento dei grani austenitici;
- eliminazione delle disomogeneità nella distribuzione del soluto;
- dissoluzione di precipitati di elementi microleganti derivanti dalla microstruttura originaria

L'influenza degli elementi microleganti sull'accrescimento del grano durante il riscaldamento è mostrata nel grafico seguente in Figura 8.36:

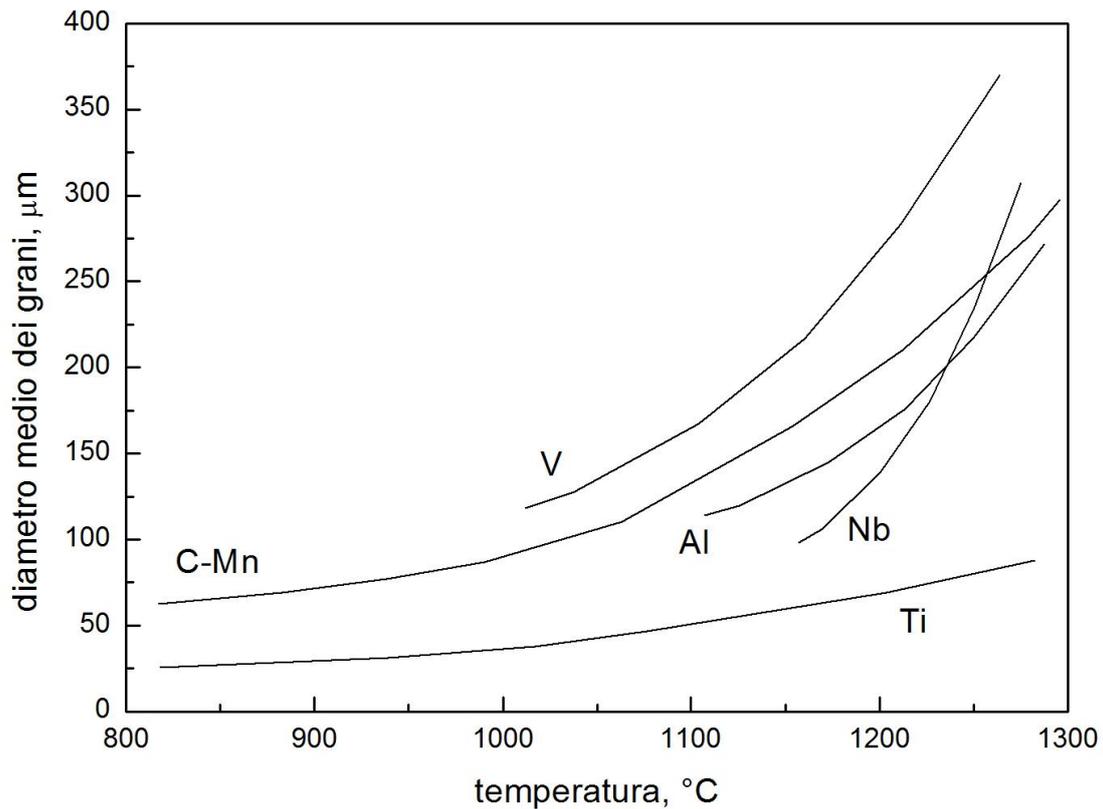


Figura 8.36: accrescimento del grano austenitico in acciai contenenti varie aggiunte di microleganti.

La temperatura di non-ricristallizzazione T_{RXN} è definita come la temperatura al di sopra della quale si ha una ricristallizzazione dell'austenite tra due passaggi consecutivi nel laminatoio ottenendo un grano più fine ed eliminando l'incrudimento accumulato con la laminazione. Al di sotto della temperatura di non-ricristallizzazione, tra due passate consecutive di laminazione, la ricristallizzazione dell'austenite non ha tempo di avvenire: l'incrudimento e lo stress accumulati non riescono ad essere eliminati con il risultato che, al diminuire della temperatura, iniziano ad aumentare la resistenza o il carico di laminazione.

La temperatura T_{RXN} è fortemente influenzata dagli elementi microleganti. In particolare, l'elemento che più marcatamente ne innalza il valore è il niobio.

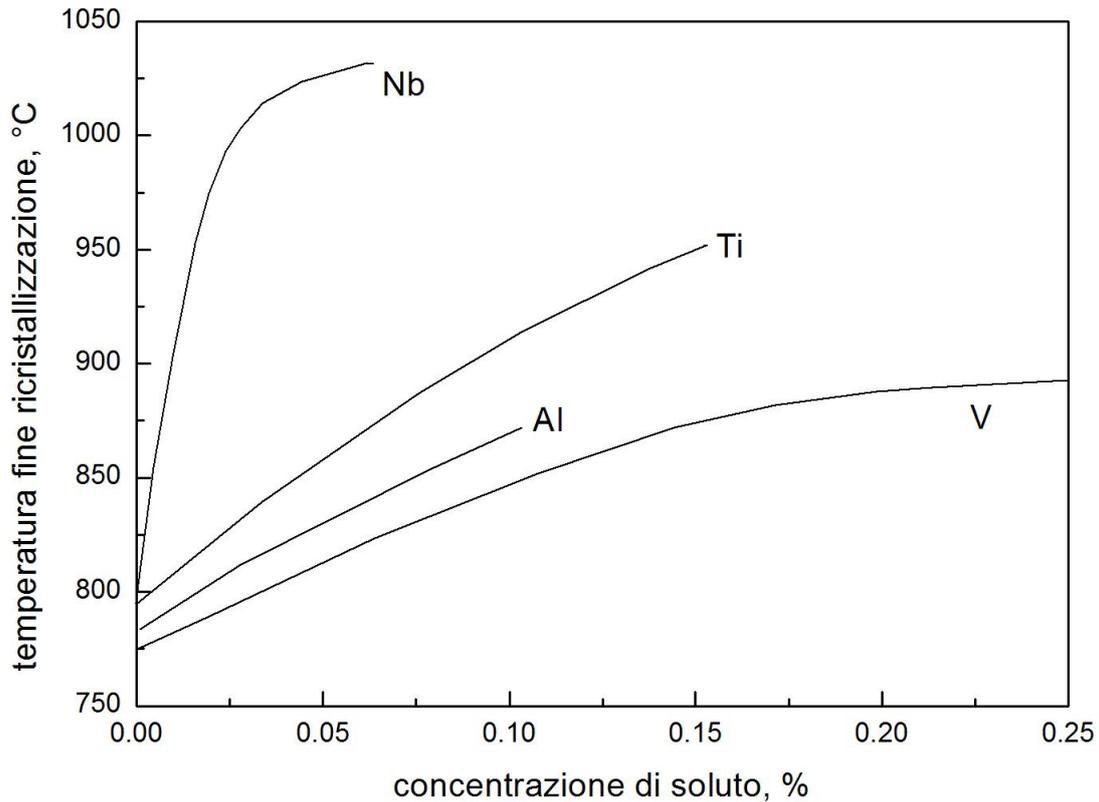


Figura 8.37: effetto dell'aggiunta di microleganti sulla temperatura di non-ricristallizzazione dell'austenite.

Si può anche osservare come i vari elementi microleganti mostrano in generale uno stesso comportamento. Le loro differenze principali si manifestano nell'arco di temperatura in cui esercitano la propria influenza e nel livello di intensità di tale influenza. Queste differenze nel comportamento sono dovute alla diversa solubilità dei vari precipitati nell'austenite.

La temperatura di trasformazione A_{r3} è definita come la temperatura in corrispondenza della quale, durante il raffreddamento, inizia la trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ da austenite a ferrite. È fortemente influenzata dagli elementi microleganti. La temperatura A_{r3} è importante perché influisce direttamente sulla microstruttura risultante dalla trasformazione.

Un ruolo importante è affidato anche alla temperatura A_{r1} , cioè la temperatura di fine trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha + \text{perlite}$. Anche questa temperatura influenza in modo forte la microstruttura finale.

Il processo di laminazione in controllo può essere diviso in tre stadi. Nella Figura 7.23 che segue sono illustrati schematicamente tali stadi ed i cambiamenti microstrutturali causati dalla deformazione che avviene in ogni stadio.

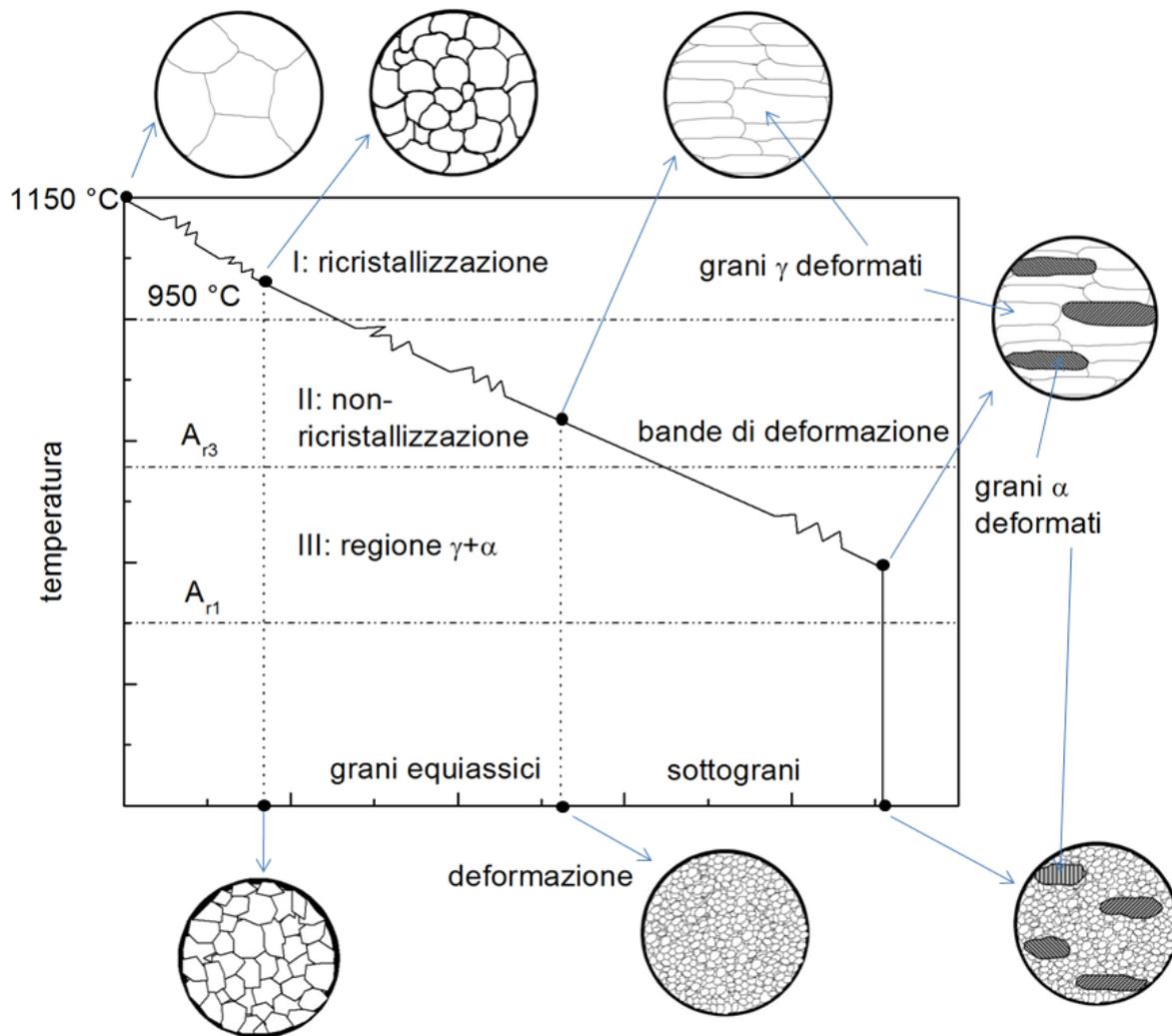


Figura 8.38: illustrazione schematica dei tre stadi del processo di laminazione in controllo e i cambiamenti microstrutturali con la deformazione in ogni stadio.

STADIO 1: deformazione nel range di temperatura di ricristallizzazione. Il materiale in fase γ viene portato a temperature di norma comprese tra 1000 e 1300°C in modo da portare in soluzione la maggior parte di elementi di lega presenti. Dopo un certo tempo di permanenza ad alta temperatura, il materiale viene sottoposto a deformazioni plastiche imposte mediante passate successive e ricristallizza. A seconda della temperatura e dell'entità della deformazione plastica imposta possono verificarsi fenomeni di ricristallizzazione statica o anche dinamica; (La deformazione dinamica avviene quando la formazione e l'accrescimento dei grani cristallizzati si ha nel corso dell'applicazione della deformazione a caldo; tale fenomeno è favorito da alte temperature e/o grosse riduzioni di spessore). Il grano γ viene affinato attraverso il ripetersi della ricristallizzazione statica. Un grano γ di piccole dimensioni ottenuto per ricristallizzazione in questo stadio porta ad un affinamento dei grani α . In generale, la dimensione del grano γ ricristallizzato diminuisce rapidamente all'aumentare della riduzione prodotta per laminazione e raggiunge un valore limite che stabilisce il grado di affinamento del grano α che è possibile raggiungere con la ricristallizzazione di γ . Il grano γ , in questo primo stadio, è affinato attraverso il ripetersi della ricristallizzazione statica nel corso delle passate al laminatoio. Le dimensioni del grano γ

ricristallizzato, nella maggior parte delle equazioni, sono espresse in termini di dimensione iniziale del grano D_0 , della deformazione ε e del parametro di Zener-Hollomon che è dato da:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

dove Q è l'energia di attivazione per deformazione espressa in joule. Di solito, la dimensione del grano γ è affinata incrementando il valore di Z o di $\dot{\varepsilon}$. Il tipo di nucleazione dei siti α dipende dalla densità dei siti e dalla frequenza di nucleazione per ogni sito. Nel caso di elevate velocità di deformazione, quando la densità di dislocazioni aumenta fino ad un certo valore, la ricristallizzazione può avere luogo durante la deformazione (*recupero dinamico* e *ricristallizzazione dinamica*). Come nel caso della ricristallizzazione statica, nella ricristallizzazione dinamica si hanno due meccanismi principali: i) il meccanismo di rigonfiamento; ii) il meccanismo di nucleazione-accrescimento che diventa predominante in corrispondenza di deformazioni maggiori di 0.2. Durante il processo di recovery o dopo la deformazione a caldo è molto importante l'effetto degli elementi di lega. La microaddizione di titanio e di niobio porta ad un marcato ritardo della ricristallizzazione dovuto alla limitazione del movimento del bordo di grano. Tale limitazione è dovuta al *solute drag effect*, cioè all'effetto ostacolante causato dalla segregazione degli elementi microleganti e al *pinning effect* dato dalla precipitazione di carbonitruri degli elementi microleganti al bordo di grano. In Figura 8.38: (a) rappresenta i grani grossolani di γ che per deformazione e ricristallizzazione assumono l'aspetto (b) dal quale poi si passa ai relativamente grossolani grani di α (b').

STADIO 2: deformazione alla temperatura di non-ricristallizzazione. Dopo la laminazione ad alta temperatura, lo sbozzato viene lasciato raffreddare fino a temperature inferiori a 900°C e poi passa alla successiva fase di laminazione. Durante questa fase la ricristallizzazione del materiale procede molto lentamente fino alla temperatura di non ricristallizzazione che è funzione del tipo e della concentrazione degli elementi di lega presenti. In assenza di ricristallizzazione, il grano austenitico viene deformato ed allungato nella direzione di laminazione (pancaking). Nei grani pancaked si possono individuare un certo numero di bande. Molte di queste si sviluppano da bordo di grano a bordo di grano secondo due linee parallele. Queste bande vengono di solito indicate come *bande di scorrimento*. Quando γ deformata si trasforma in α , la banda di deformazione così come il bordo di grano di γ provvede ai siti di nucleazione per i grani α . Invece, quando la fase γ non deformata si trasforma in α , è solo il bordo di grano che provvede ai siti di nucleazione per i grani α . Questa differenza nel comportamento di trasformazione tra fase γ deformata e non deformata porta differenze nella struttura finale di α . Si nota anche come la differenza fondamentale tra laminazione convenzionale e laminazione in controllo è che, nel primo caso, i grani α nucleano esclusivamente ai bordi dei grani γ , invece nel secondo caso la nucleazione avviene oltre che ai bordi di grano anche all'interno del grano. Come detto in precedenza, la trasformazione da γ deformata ad α porta ad un affinamento maggiore di α rispetto al caso in cui la fase γ è non deformata. Per questo è molto importante che si realizzi una soppressione o un ritardo della ricristallizzazione che segue la deformazione. Ci sono due fattori che ritardano il recovery e la ricristallizzazione: i) la temperatura; ii) gli elementi microleganti.

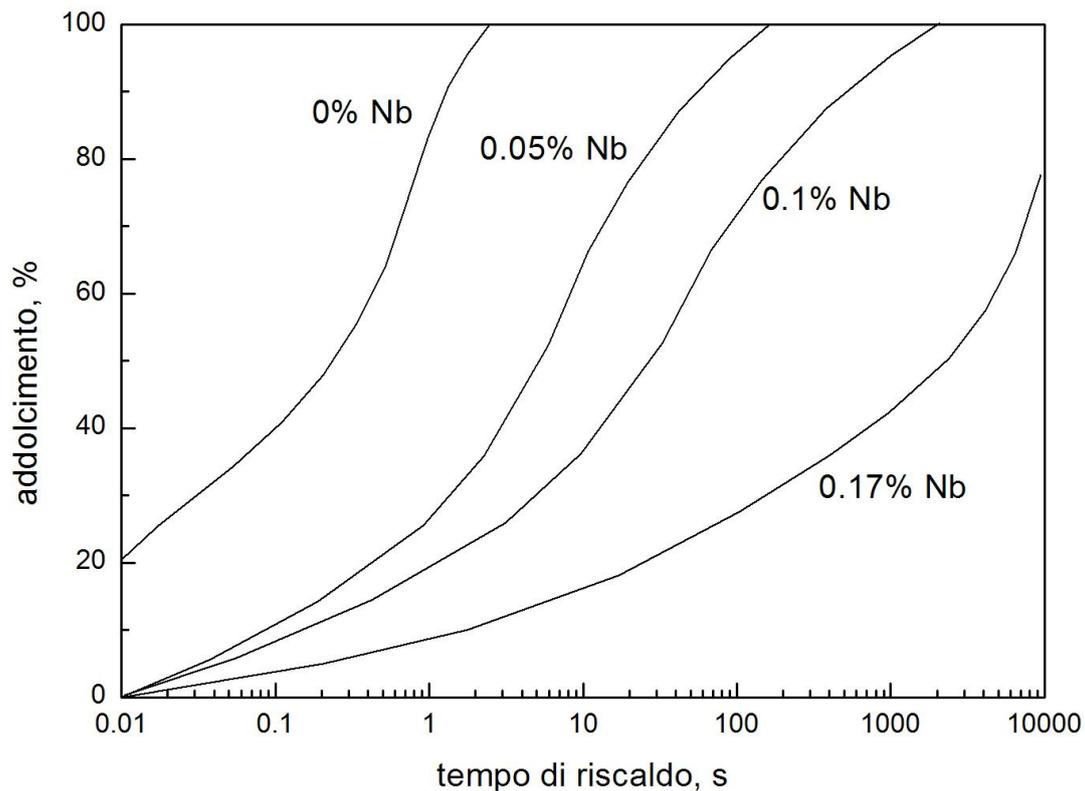


Figura 8.39: effetto del niobio sul comportamento di un acciaio 0.002%C-1.54%Mn con diversi tenori di niobio.

Nella Figura 8.39 si vede che al crescere del tenore di niobio viene fortemente ritardato l'inizio della ricristallizzazione. In Figura 8.38: (c) rappresenta le bande di deformazione che si vengono a formare nei grani γ allungati e non ricristallizzati; (c') rappresenta la struttura affinata di α che nuclea sulle bande di deformazione e sui bordi di grano.

STADIO 3: deformazione nella regione bifasica ($\alpha + \gamma$). La laminazione viene condotta a temperature in campo bifasico e si verifica la formazione di substrutture caratterizzate da modifiche microstrutturali rilevanti. L'affinamento del grano dovuto alla deformazione imposta nella regione di non ricristallizzazione raggiunge un valore limite di circa 60÷70% di riduzione di spessore. Questo limite può essere aumentato attraverso la deformazione nella regione bifasica che però porta ad un sostanziale effetto sulla microstruttura e sulle proprietà meccaniche. La deformazione in campo γ produce una microstruttura ferritica finale essenzialmente poligonale ed equiassica, con una bassa densità di dislocazioni. Invece, una deformazione imposta nella regione ($\alpha + \gamma$) porta all'ottenimento di grani poligonali frammentati a grani ferritici con una substruttura di deformazione stabilizzata dalla locale precipitazione di carbonitruri (di Nb, Ti, V) durante il successivo raffreddamento dell'acciaio.

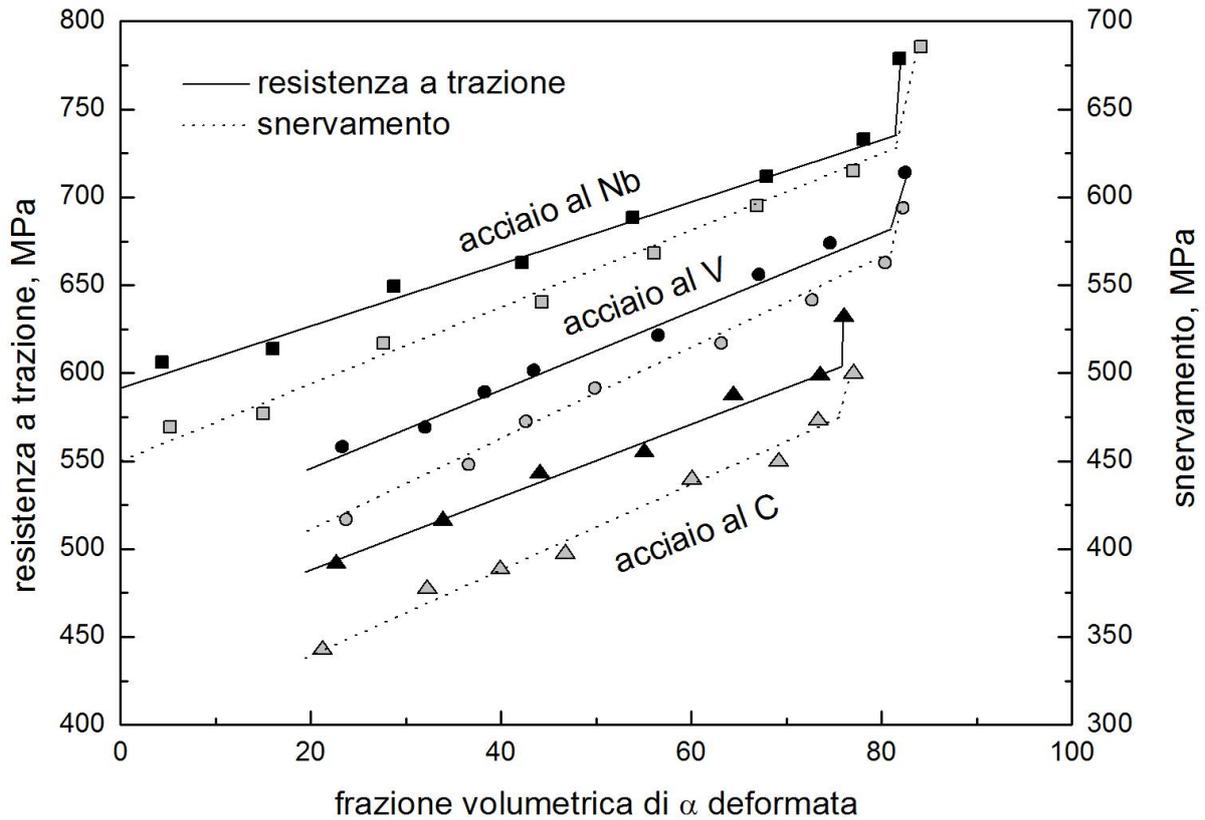
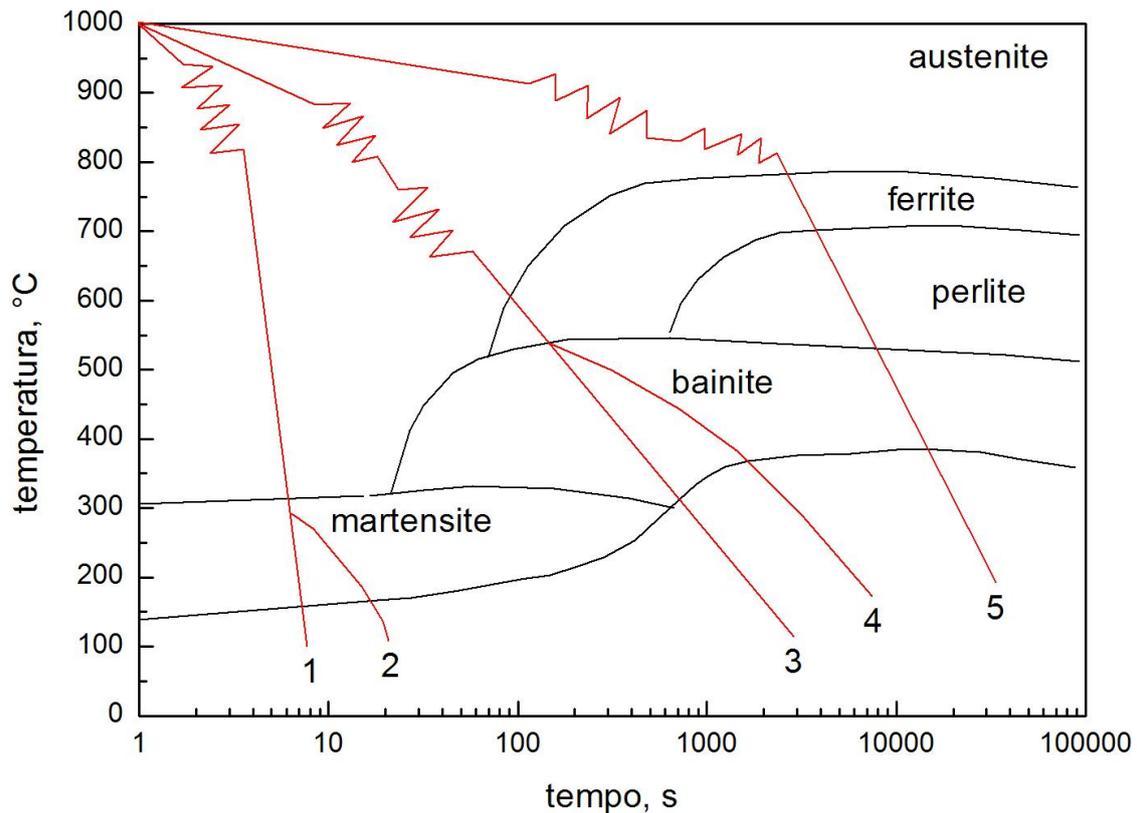


Figura 8.40: relazione tra frazione volumetrica di ferrite deformata e proprietà meccaniche di acciai al carbonio, al vanadio e al niobio con un tasso di riduzione costante del 50%.

Il grafico in Figura 8.40 mostra la relazione che intercorre tra la frazione di ferrite deformata e le proprietà meccaniche in acciai al carbonio, al vanadio ed al niobio con un tasso di riduzione costante del 50%. Si nota che esiste una relazione lineare tra frazione di ferrite deformata e limite resistenziale, nonostante nell'acciaio al solo carbonio il fattore di proporzionalità risulti minore rispetto agli acciai microlegati. Il rafforzamento dovuto alla ferrite deformata è maggiore negli acciai con niobio e vanadio a causa di un maggior ritardo del processo di recovery e per l'indurimento per precipitazione dovuto ai carbonitruri. Da queste osservazioni sembrerebbe che, a parità di carbonio equivalente, la laminazione in campo bifasico sia più conveniente perché comporta caratteristiche resistenziali superiori. Nella realtà questa pratica implica svantaggi notevoli tra i quali un incremento di anisotropia nelle proprietà meccaniche a causa dell'instaurarsi di tessiture cristallografiche preferenziali. In Figura 7.23 si hanno i grani di α deformati (d).

Tempra

Riscaldamento, laminazione e raffreddamento, costituiscono la forma più completa di trattamento termomeccanico per un acciaio HSLA. Il raffreddamento accelerato porta ad un rafforzamento per trasformazione dovuto alla duplice microstruttura ferrite α e bainite che si viene a creare, ad un affinamento del grano ferritico ed al verificarsi dell'indurimento per precipitazione dovuto ai carburi ed ai nitruri. Nella Figura 8.41 sono riportati diversi metodi di raffreddamento on line dopo laminazione.



- 1 raffreddamento diretto
- 2 raffreddamento interrotto
- 3 raffreddamento continuo accelerato
- 4 raffreddamento accelerato interrotto
- 5 laminazione controllata

Figura 8.41: vari metodi di raffreddamento on-line dopo laminazione

Velocità di raffreddamento, temperatura di inizio raffreddamento sono le variabili principali da considerare. Le condizioni ottimali per queste variabili dipendono dalle caratteristiche degli acciai e dalle condizioni di laminazione poiché la temprabilità dell'acciaio e la microstruttura dell'austenite sviluppata con la laminazione, possono influenzare in modo marcato le proprietà ottenute attraverso una certa condizione di raffreddamento accelerato. Si stabilisce quindi una velocità di raffreddamento di riferimento in base alla microstruttura e alle proprietà meccaniche desiderate. È importante precisare, per quanto riguarda la temperatura di fine laminazione e inizio raffreddamento in controllo, che temperature mano a mano più alte comportano che il raffreddamento accelerato parta da strutture austenitiche più grossolane. Aumentando la temprabilità dell'acciaio, durante il raffreddamento accelerato si possono quindi ottenere anche strutture miste di ferrite, bainite grossolana o martensite. Queste ultime due fasi, conferiscono all'acciaio limiti resistenziali più elevati ma possono determinare un sensibile decremento della tenacità. Può essere quindi molto vantaggioso partire da una struttura fine in campo γ per ottenere buoni limiti resistenziali insieme ad una buona tenacità. La dipendenza delle proprietà meccaniche dalla velocità di raffreddamento in

un certo acciaio è diversa a seconda del modo in cui viene condotta la laminazione in controllo. Ciò è dimostrato dal grafico di Figura 8.42 seguente che riporta l'influenza della velocità di raffreddamento sul FATT (*fracture appearance transition temperature* nei test Charpy) e quindi sulla tenacità.

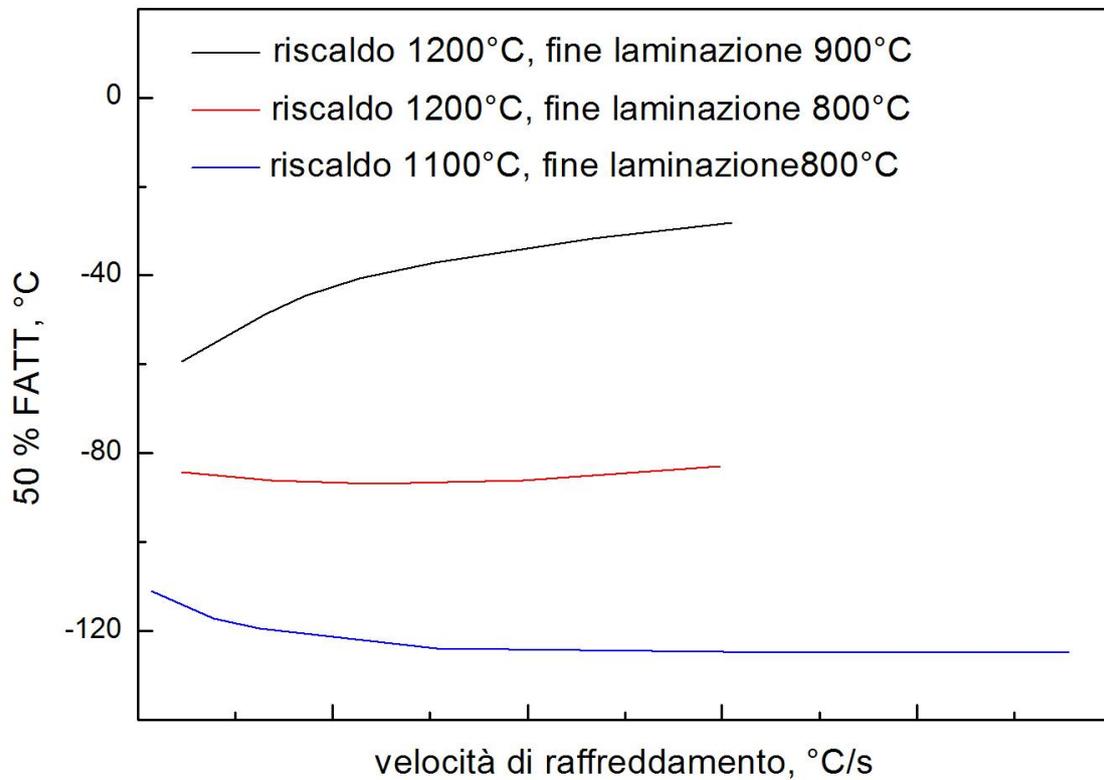


Figura 8.42: influenza della velocità di raffreddamento sul FATT su un acciaio 0.04%Nb-0.09%V.

Dal grafico in Figura 8.43 si può notare che la diminuzione della temperatura di riscaldamento e di fine laminazione porta ad un FATT più basso all'aumentare della velocità di raffreddamento. L'effetto della temperatura di fine raffreddamento sulla tenacità può essere osservato anche nel grafico seguente relativo a due tipi di acciaio Si-Mn e 0.03% Nb.

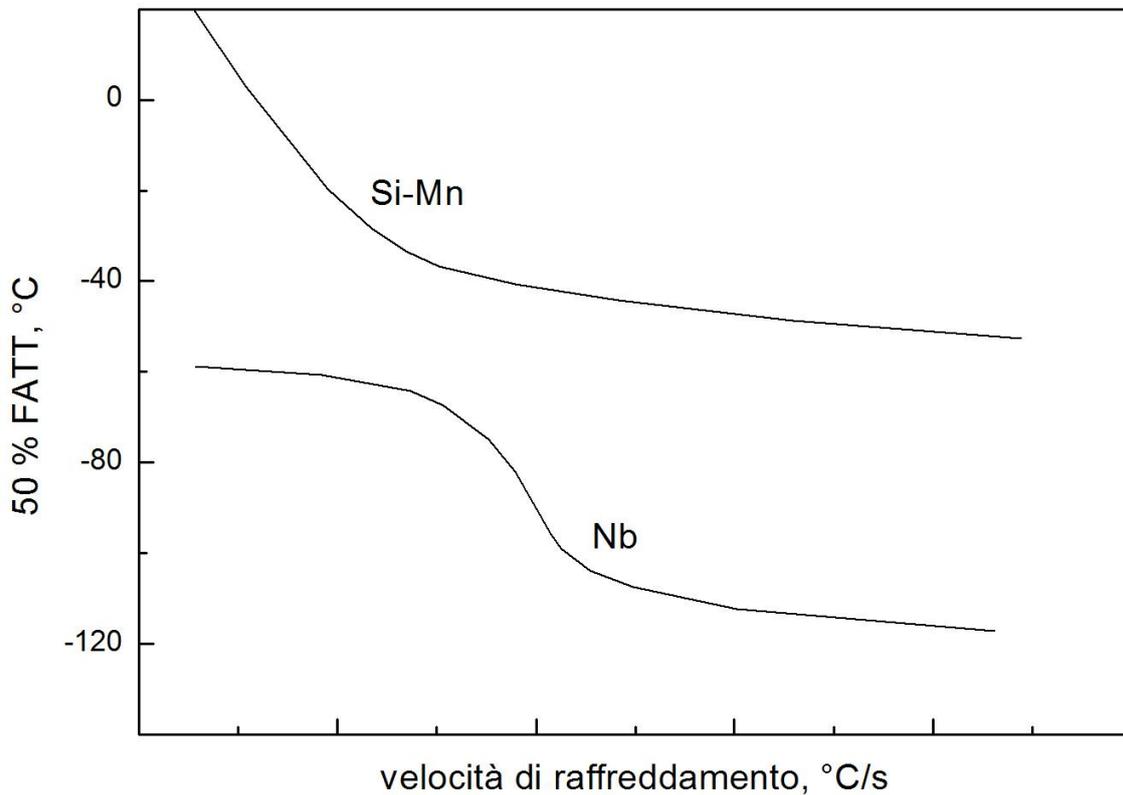


Figura 8.43: effetto della temperatura di fine raffreddamento sulla tenacità.

La temperatura di fine laminazione è 800°C , il raffreddamento accelerato avviene con una velocità di 10°C/s da 780°C a varie temperature di arresto. Si vede che entrambi gli acciai presentano un significativo peggioramento della tenacità quando la temperatura di fine raffreddamento scende sotto i 450°C , variazione che è più marcata per l'acciaio al niobio. Al di sotto di certe temperature di arresto del raffreddamento accelerato, infatti, variano sensibilmente le microstrutture ottenute, con un aumento della frazione volumetrica di strutture più resistenti, ad esempio la bainite. Bisogna dire che un aumento eccessivo della velocità di raffreddamento o una eccessiva riduzione della temperatura di arresto nei laminati a grosso spessore potrebbe comportare anche una distribuzione non uniforme delle durezze lungo lo spessore della lamiera. Un aumento della velocità di raffreddamento porta ad un affinamento sostanziale delle dimensioni del grano α . Nel grafico di Figura 8.44 si vedono i cambiamenti microstrutturali con la velocità di raffreddamento in un acciaio $0.04\%\text{Nb}-0.09\%\text{V}$:

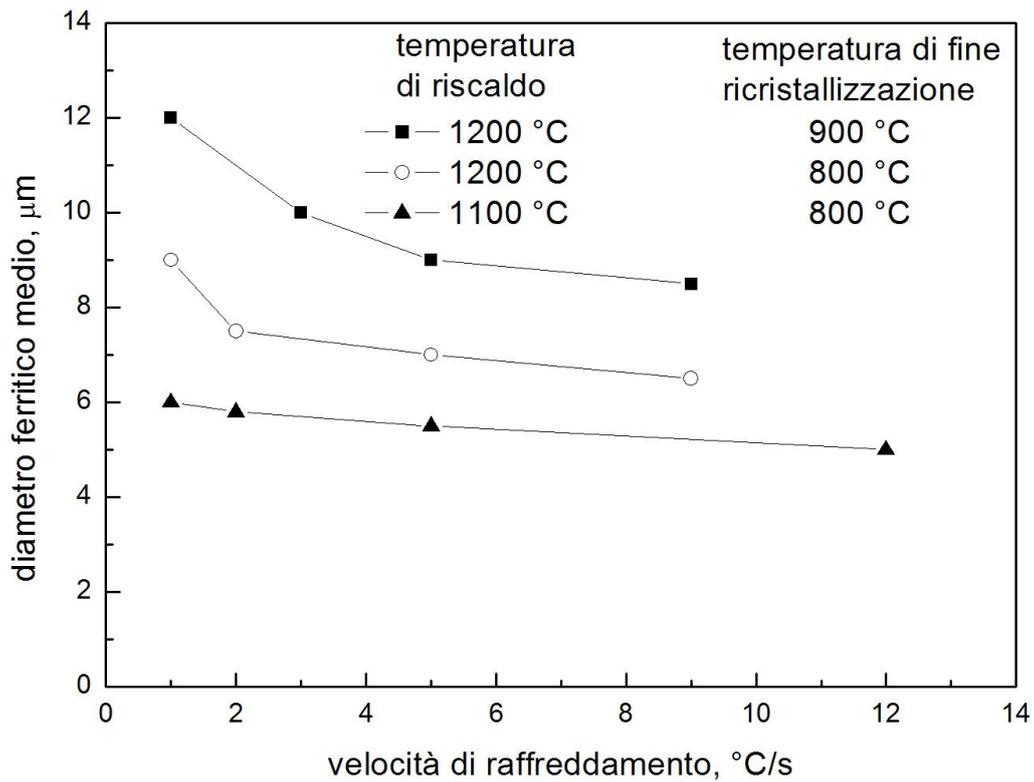


Figura 8.44: cambiamenti microstrutturali con la velocità di raffreddamento.

Si nota come il grano ferritico ottenuto con la laminazione è continuamente affinato all'aumentare della velocità di raffreddamento. Per quanto riguarda, dunque, il rafforzamento del materiale in seguito al raffreddamento accelerato, si distinguono tre contributi: i) rafforzamento per affinamento del grano ferritico; ii) rafforzamento dovuto alle precipitazioni di fasi secondarie (carbonitruri di Ti/Nb/V) durante il raffreddamento; iii) rafforzamento dovuto alla comparsa di ferrite aciculare (bainite a basso carbonio). Il contributo di ogni fattore di rafforzamento sull'incremento totale di resistenza dovuto al raffreddamento accelerato è mostrato nel seguente grafico in Figura 8.45:

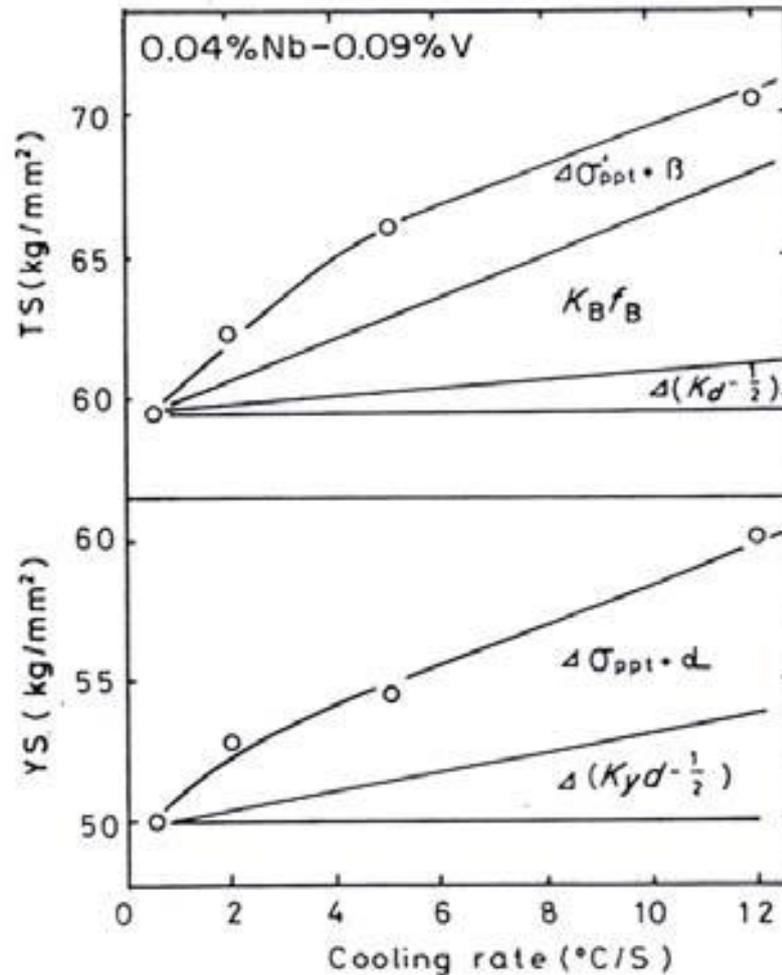


Figura 8.45: contributo di ogni fattore di rafforzamento sull'incremento totale di resistenza dovuto al raffreddamento accelerato.

Nel grafico $\Delta\sigma_{pp}$ rappresenta l'indurimento per precipitazione, K_B e f_B sono coefficienti di rafforzamento dovuto alla bainite, K_y e K sono coefficienti che riguardano la relazione dimensione del grano-resistenza nell'equazione di Petch, α e β sono fattori di correzione. Dal grafico di Figura 7.30 si nota che l'incremento di carico di snervamento ottenuto dal raffreddamento è dovuto all'affinamento del grano α e all'indurimento per precipitazione. Si nota poi che la resistenza a rottura è principalmente legata al rafforzamento dovuto alla presenza di bainite.

Effetti del niobio

Gli acciai HSLA costituiscono un classico sviluppo metallurgico nel quale aggiunta di elementi di lega e processi termomeccanici vengono combinati per ottenere le proprietà meccaniche desiderate attraverso il controllo della microstruttura. L'aggiunta di microalliganti ha lo scopo di contribuire all'aumento delle proprietà meccaniche principalmente attraverso l'affinamento del grano ferritico, spesso insieme al rafforzamento per precipitazione e/o substrutturale (dislocazioni). L'affinamento del grano ferritico, è il solo meccanismo di rafforzamento negli acciai HSLA che simultaneamente migliora anche la tenacità. Come visto in precedenza, gli elementi microalliganti sono niobio, titanio, vanadio, alluminio e boro ed il loro uso mirato può migliorare molto la resistenza e la

tenacità ottenute mediante trattamento termomeccanico nell'acciaio, nella Figura 8.46 si può notare l'effetto degli elementi microleganti sul processo di laminazione.

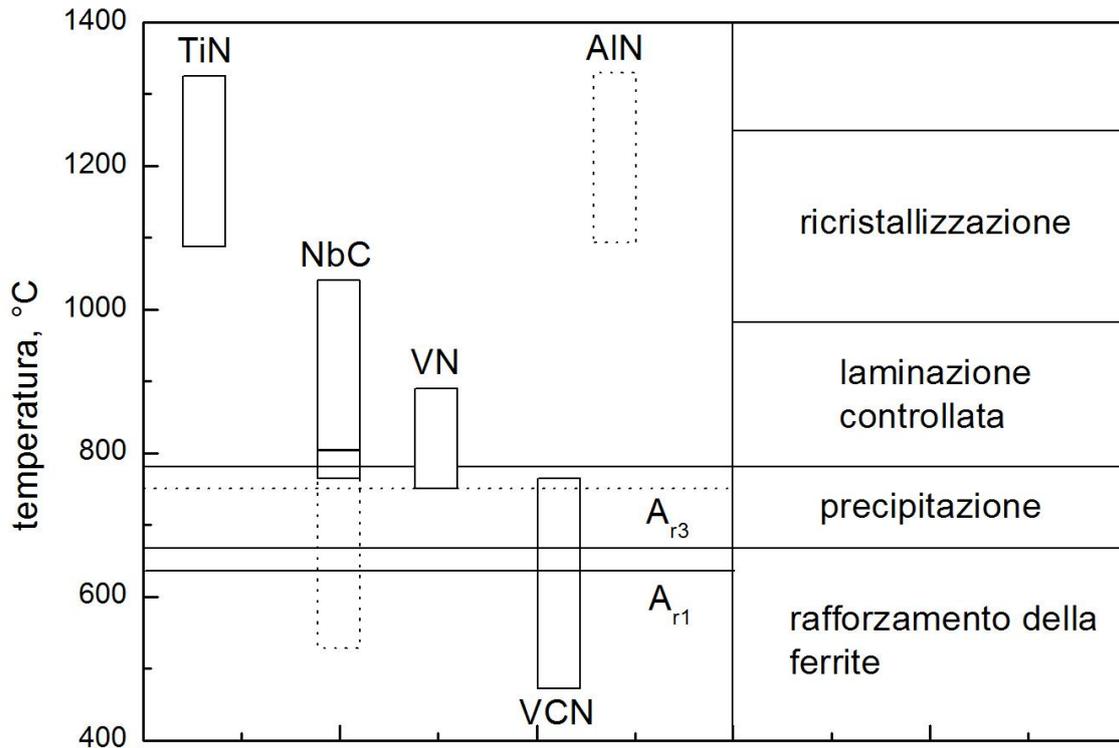


Figura 8.46: effetto degli elementi microleganti sul processo di laminazione.

Si analizzano in particolare gli effetti del niobio sugli acciai HSLA in termini di precipitazione di fasi secondarie, influenza sulla ricristallizzazione, influenza sulla microstruttura, influenza sulla tenacità e saldabilità. Negli acciai HSLA la quantità ed il tipo di precipitati sono fattori importanti in quanto capaci di determinare, in gran parte, la dimensione del grano finale ed il rafforzamento della matrice stessa. I prodotti di solubilità degli elementi microalliganti nell'austenite, hanno quindi una grande importanza perché influenzano in modo marcato il comportamento a precipitazione. Gli elementi microalliganti hanno affinità molto diverse per carbonio ed azoto in fase γ : ciò causa notevoli differenze nei prodotti di solubilità di carburi e nitruri. La reazione di equilibrio per la dissoluzione dei carburi o dei nitruri può essere espressa nel modo seguente:



dove M rappresenta l'elemento microalligante e Y il carbonio e l'azoto. Da cui, il prodotto di solubilità:

$$K_p = \log [M\%] [Y\%] = B - \frac{A}{T}$$

dove le concentrazioni sono espresse come percentuali in peso, T è in Kelvin, A e B sono costanti che dipendono dalla natura del composto.

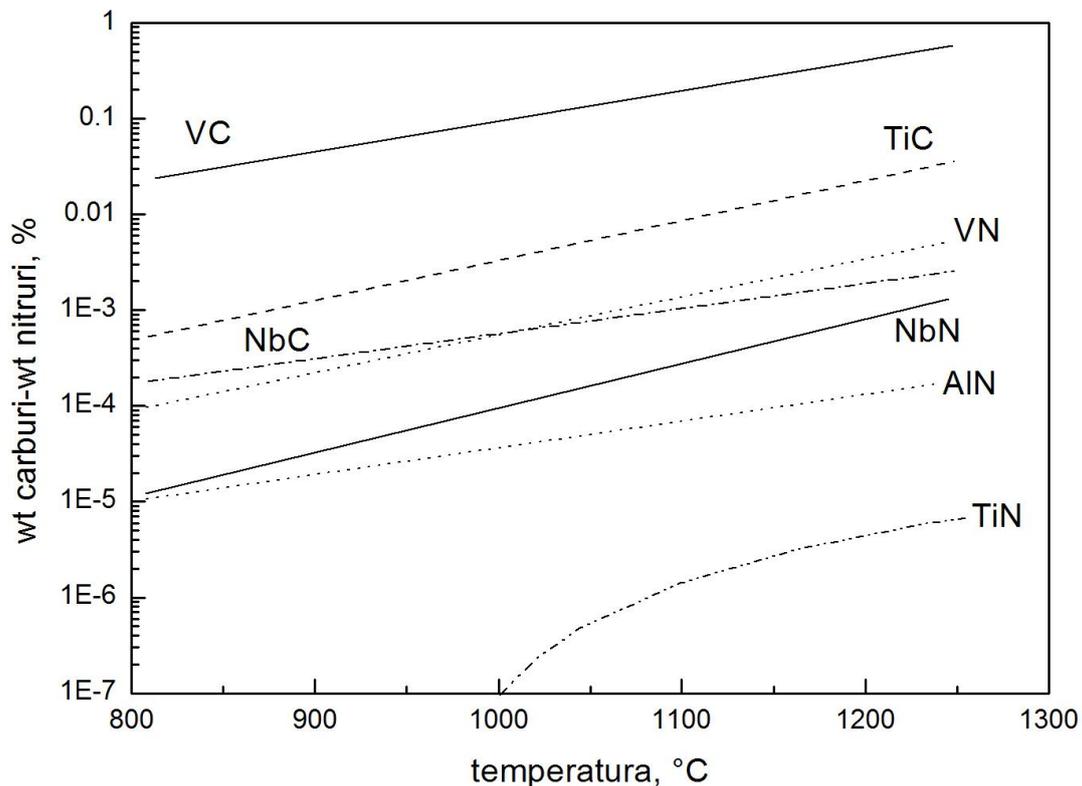


Figura 8.47: prodotti di solubilità di carburi e nitruri in γ .

Come si vede nella Figura 8.47, i carburi di niobio hanno una solubilità compresa tra quella del titanio e quella del vanadio. La quantità di carburi e nitruri dissolta nella fase γ alla temperatura di riscaldamento può variare molto a seconda della temperatura stessa e del tenore di carbonio. Si cede inoltre come tutti i nitruri hanno più bassa solubilità in γ dei rispettivi carburi. I carburi ed i nitruri di niobio sono isomorfi con struttura cubica e sono solubili gli uni negli altri. Negli acciai commerciali il niobio precipita come *carbonitruri* (si assume che la formula più generale per un carbonituro sia $M_x C_y N_{1-y}$). I carbonitruri giocano due ruoli molto importanti nella laminazione in controllo, ruoli relativi all'aumento della resistenza a deformazione:

- i) ritardo della ricristallizzazione
- ii) rafforzamento per precipitazione.

E' molto importante conoscere la cinetica di precipitazione dei carbonitruri di niobio e correlarla con l'indurimento per precipitazione e la resistenza a deformazione. Poiché la precipitazione è influenzata dalla temperatura, dalla riduzione che si produce in ogni passata, dalla velocità, dalla precedente storia di deformazione e dal contenuto di elementi di lega è abbastanza difficile descrivere quantitativamente l'effetto delle variabili di laminazione sulla cinetica di precipitazione e sull'indurimento per precipitazione. Come già detto, per massimizzare l'affinamento del grano, si applica la laminazione termomeccanica. Questo processo trae vantaggio dal fatto che parte della laminazione avviene in un range di temperatura in cui l'austenite non potrà più ricristallizzare durante le passate di deformazione. L'austenite indeformata porta più nuclei per la trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$, prevalentemente ai bordi di grano austenitici e sulle bande di deformazione. Il niobio è appunto l'elemento più efficace nel ritardare il recovery e la ricristallizzazione dell'austenite deformata, come si vede in Figura 8.48, permettendo che i vantaggi della laminazione termomeccanica siano raggiunti a temperature più elevate. I carbonitruri presenti alla temperatura di riscaldamento sono in genere di dimensioni grossolane, però contribuiscono all'affinamento delle

dimensioni del grano austenitico iniziale. La dimensione massima di un precipitato capace di ostacolare la crescita del grano è circa $0.1 \mu\text{m}$.

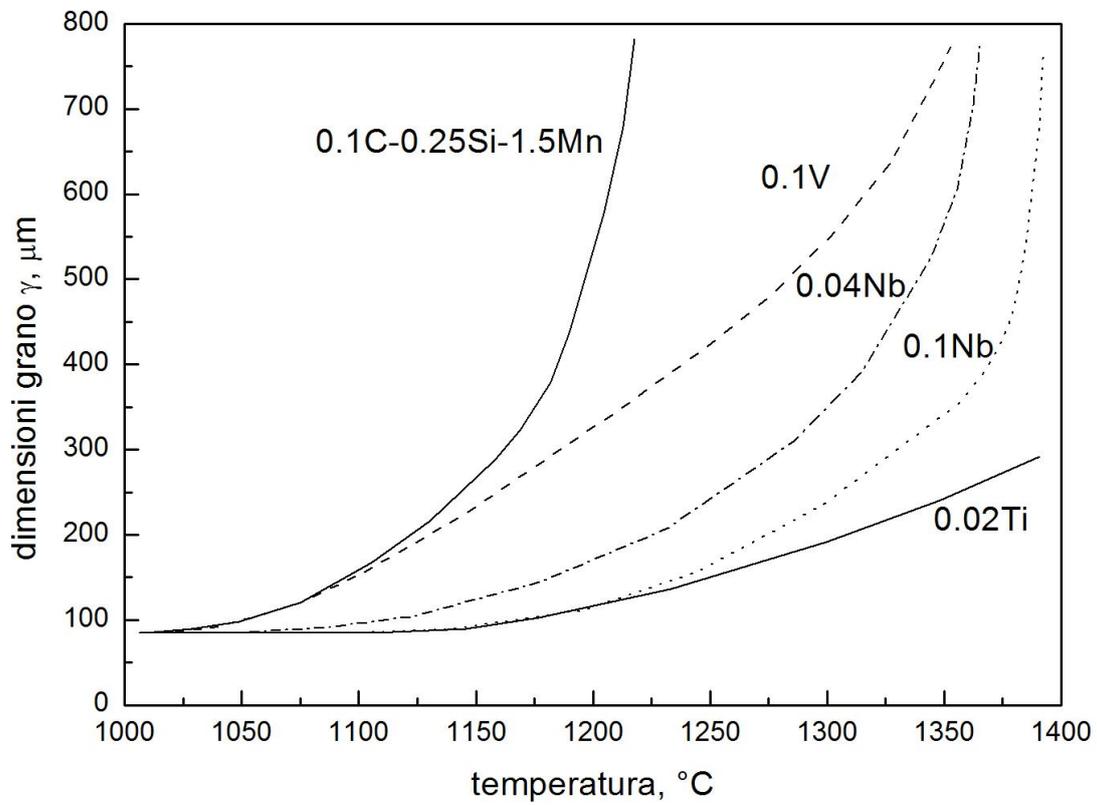


Figura 8.48: variazione della dimensione del grano γ con la temperatura di riscaldamento.

La Figura 8.49 mostra come in presenza di un elevato tenore di niobio, l'affinamento del grano può avvenire anche a 1250°C .

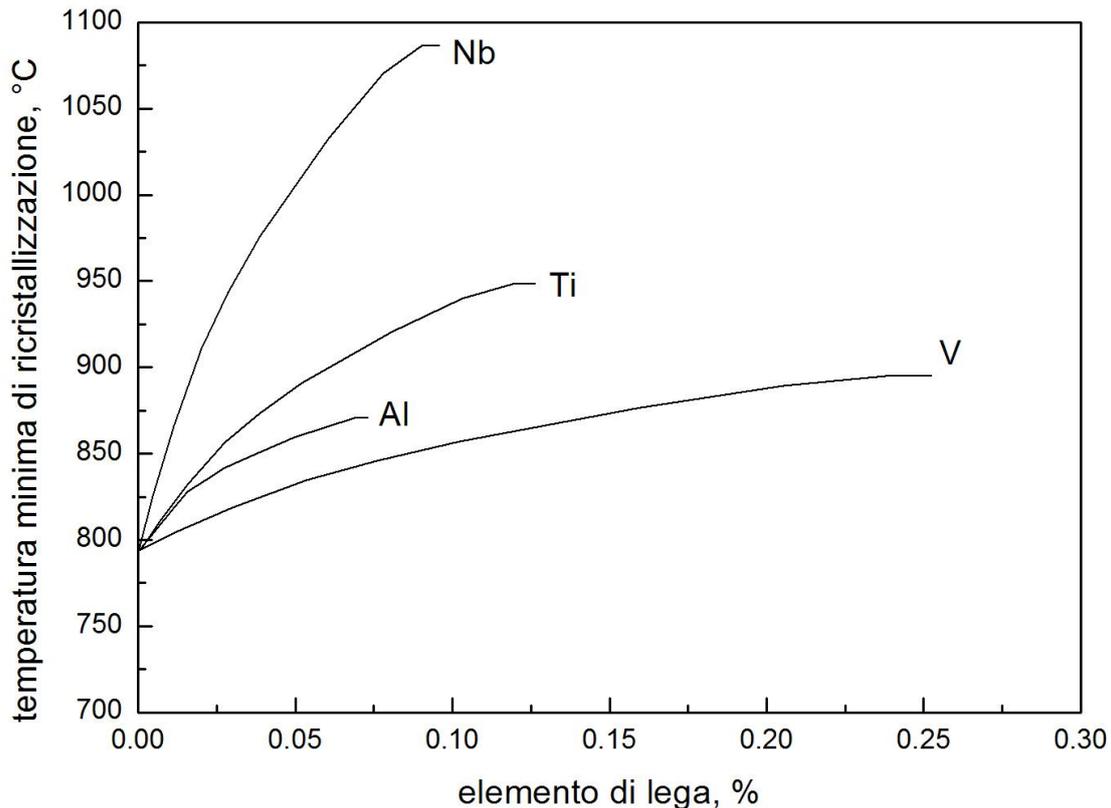


Figura 8.49: ritardo della ricristallizzazione dell'austenite in relazione all'aggiunta di diversi elementi microalliganti.

Per condizioni pratiche di laminazione, la Figura 8.50 mostra che la temperatura di non-ricristallizzazione in un acciaio con lo 0.1% di niobio sarà di circa 1050°C (da 950-980°C). Questo ritardo facilita il condizionamento dell'austenite a temperature di laminazione relativamente alte e risulta in un processo più economico. L'effetto ritardante del niobio sulla ricristallizzazione dell'austenite è dovuto ai meccanismi *solute-drag* e *precipitate-pinning* (non si ha la netta prevalenza dell'uno o dell'altro). Tali meccanismi portano a limitazioni nel movimento dei bordi di grano. Il niobio precipita come particelle di fini carbonitruri che diminuiscono la mobilità del bordo di grano. Tale effetto sul movimento del bordo di grano è tanto più efficace quanto più elevata è la frazione volumetrica di particelle, e, a parità di quest'ultima, quanto più è ridotta la loro dimensione. Quando il niobio agisce ritardando la ricristallizzazione dell'austenite, tipicamente si ha una precipitazione di carbonitruri *indotta per precipitazione* che precede l'inizio della ricristallizzazione. Infatti la precipitazione per deformazione di carburi e di nitruri di niobio ha luogo principalmente nella fase γ deformata causando il ritardo della ricristallizzazione, mentre il niobio soluto può contribuire alla soppressione del procedere del recovery statico nello stadio che precede l'inizio della precipitazione indotta per deformazione. Precipitazioni di carbonitruri di niobio e ricristallizzazione dell'austenite sono fenomeni accoppiati, con la precipitazione che è accelerata (indotta dalla deformazione) dalla substruttura dell'austenite non ricristallizzata, e la ricristallizzazione che poi è ritardata dal *pinning effect* dei precipitati. (La precipitazione indotta per deformazione è ritardata dall'aggiunta di tenori più elevati di manganese). La limitazione della dimensione di γ che si ottiene attraverso la deformazione nella regione di ricristallizzazione, è superata con la deformazione nella regione di non ricristallizzazione. L'affinamento del grano che si può raggiungere nella regione di non ricristallizzazione arriva al valore limite del 60-70% della riduzione. Tale limite può essere superato nella regione bifasica. Infatti, insieme all'affinamento del grano, la deformazione nella regione bifasica ha effetto sulla microstruttura e sulle proprietà

meccaniche. La temperatura di inizio trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ in raffreddamento, temperatura A_{r3} , non dipende solo dalla chimica dell'acciaio ma anche dalle variabili di laminazione, dalla velocità di raffreddamento e dalla riduzione di spessore imposta al laminato. L'influenza esercitata dalla deformazione imposta è notevole, poiché aumenta il numero di siti disponibili per la nucleazione della ferrite e di conseguenza la velocità della stessa trasformazione. Per un acciaio microlegato al niobio, la temperatura A_{r3} può essere determinata sulla base del contenuto di elementi dissolti in fase γ :

$$A_{r3} = 910 - 273C - 74Mn - 5Cu - 16Cr - 57Ni - 9Mo$$

dove A_{r3} è in gradi centigradi. Durante la trasformazione dell'austenite si formano carburi di niobio. Il niobio che rimane in soluzione solida nell'austenite ha un duplice effetto.

a) In relazione al suo grande diametro atomico, il niobio come soluto è uno degli elementi più efficaci nel ritardare la trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ aumentando la temprabilità.

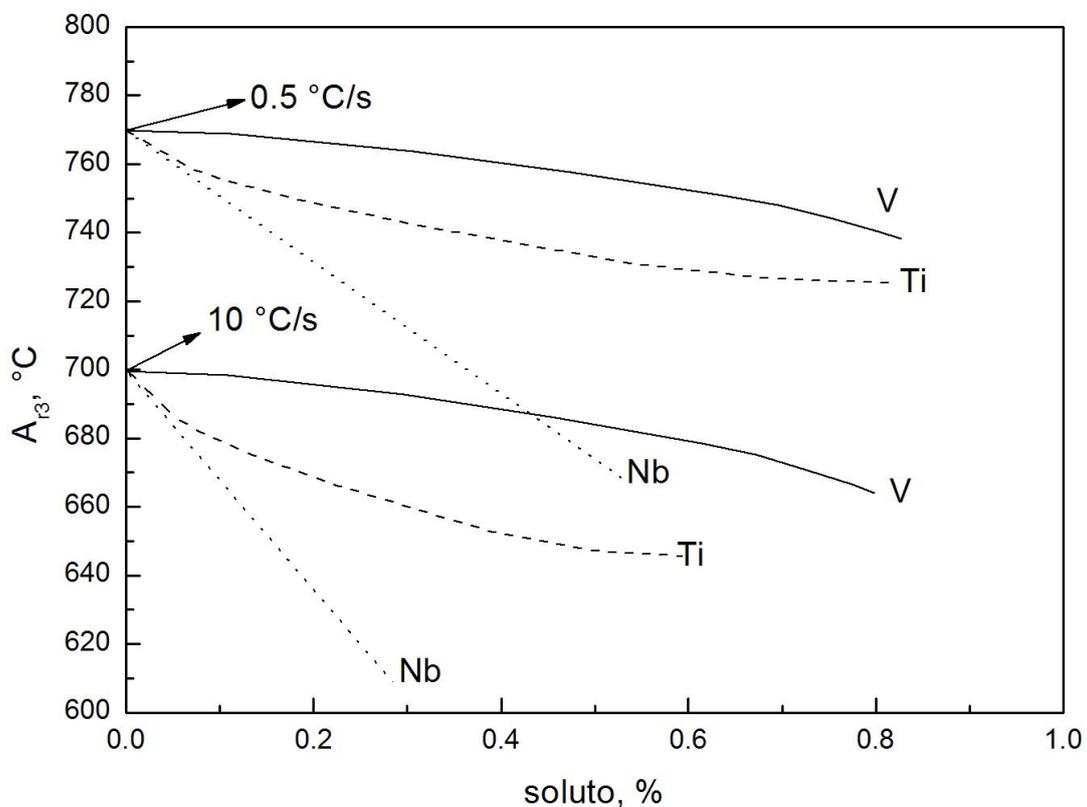


Figura 8.50: A_{r3} degli acciai microlegati con la stessa dimensione del grano austenitico (100 μm).

Dalla Figura 8.50 si vede che il niobio ha l'effetto più forte nell'abbassare la temperatura di trasformazione e questo effetto diventa più pronunciato all'aumentare della velocità di raffreddamento. Una spiegazione in termini metallurgici può essere fornita confrontando il raggio degli atomi degli elementi di lega, poiché tutti i processi controllati dalla diffusione come la trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ sono ritardati in modo più efficace quanto maggiore è la differenza tra la dimensione dell'atomo dell'elemento di base rispetto all'altro elemento in soluzione solida. L'atomo di niobio è 15.6% più grande di quello del ferro, mentre la differenza di altri elementi microleganti, come titanio e vanadio, è più bassa, rispettivamente 14.8% e 6.2%. Negli acciai a basso tenore di carbonio, questo risulta in una ferrite poligonale con grana più fine ed in una maggiore quantità volumetrica di ferrite aciculare. La fase γ deformata si trasforma in grani di α

poligonali, mentre la fase α deformata cambia in sottogranai a seconda del grado di recovery. I nuovi grani di α formati si impilano subito sui grani di α esistenti e la crescita non può procedere: questo tipo di mutua interazione tra γ deformata e α produce un'ulteriore diminuzione della dimensione del grano α .

b) Il niobio in soluzione durante la trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ forma precipitati interfase NbC. Questi precipitati sono molto fini ($\sim 2\text{nm}$) e danno un aumento di resistenza attraverso l'*indurimento per dispersione*. A paragone di altre particelle, i carburi di niobio sono più efficaci come rafforzatori per il loro più ampio parametro reticolare (NbC 0.447nm, TiC 0.433nm, VN 0.415nm). I carburi di niobio producono maggiori deformazioni nella matrice ferritica circostante. L'aumento di resistenza è di circa 100 MPa per 0.03% di niobio in soluzione alla temperatura di fine laminazione, quando la dimensione delle particelle è di circa 1,5÷2 nm.

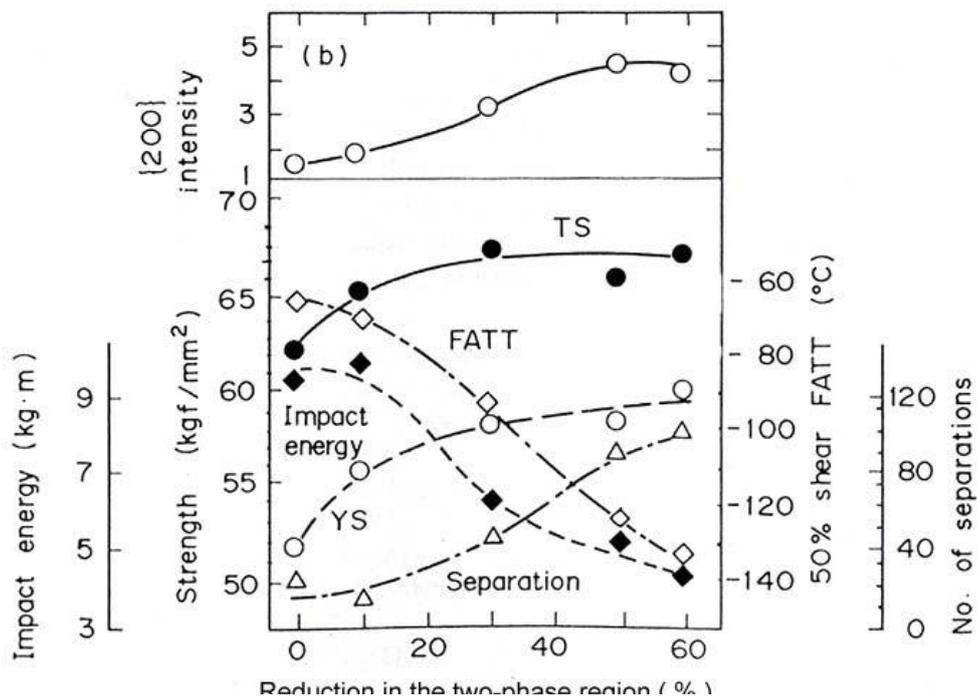


Figura 8.60: Proprietà di resistenza in relazione alla quantità di riduzione nella regione bifasica per un acciaio al niobio.

La Figura 8.61 mostra il cambiamento della resistenza a snervamento ed a rottura, e la tenacità in base alla deformazione nella regione bifasica in un acciaio al niobio.

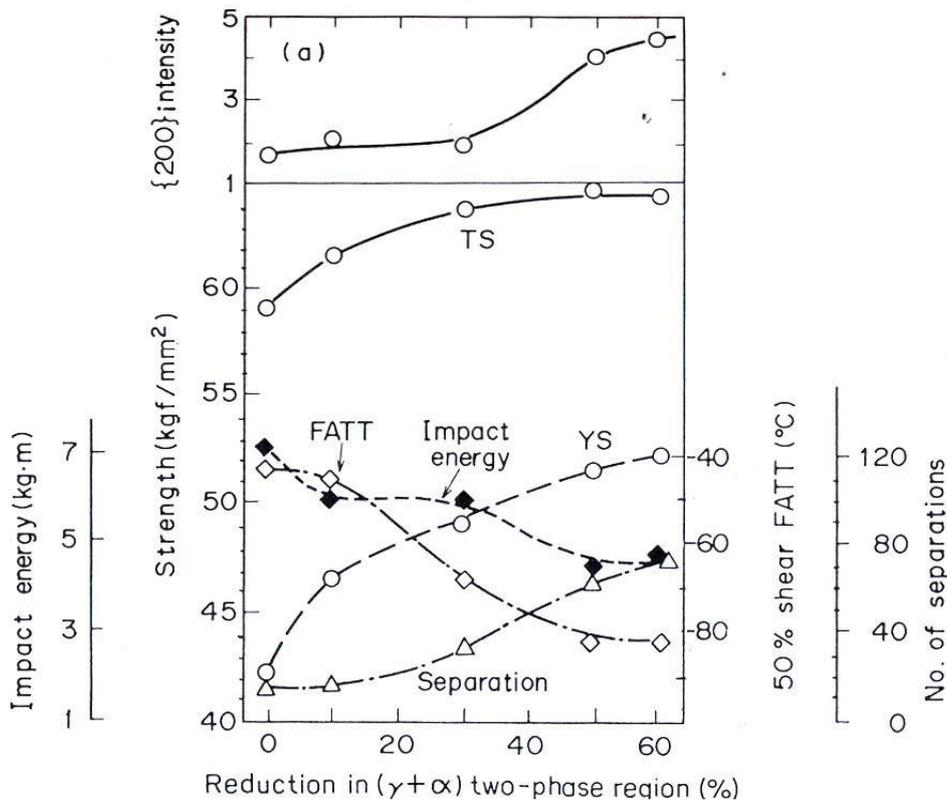


Figura 8.61: proprietà di resistenza in relazione alla quantità di riduzione nella regione bifasica per un acciaio al carbonio.

L'aumento della resistenza a snervamento ed a rottura è maggiore per gli acciai al niobio rispetto a quelli al carbonio per la presenza dei carbonitruri di niobio che ritardano in modo più forte la ricristallizzazione. Il niobio è spesso usato negli acciai laminati in controllo ed in particolare negli acciai per condotti perché ritarda la ricristallizzazione della fase γ . C'è da dire che il niobio ha molta influenza non solo sulle proprietà di base del metallo ma anche su quelle della ZTA e del metallo saldato. La tenacità nella ZTA diminuisce con l'aumento del niobio. Il niobio in soluzione nella fase γ aumenta la temprabilità e questo porta ad un incremento della formazione di bainite che provoca una diminuzione della tenacità nella ZTA. Il niobio in fase α non ha effetti negativi sulla tenacità. Se il niobio è presente sotto forma di precipitati coerenti, può causare un peggioramento della temprabilità e della tenacità più marcato. Negli acciai laminati in controllo, dunque, si formano 5 tipi di carbonitruri di niobio:

- 1) i precipitati grandi, indisciolti che rimangono durante il riscaldamento della bramma;
- 2) i precipitati grossolani formati ad alta temperatura nella regione γ ;
- 3) fini precipitati prodotti dalla precipitazione indotta per deformazione dopo la laminazione nella regione di non ricristallizzazione di γ ;
- 4) fini precipitati formati ad alta temperatura nella regione α ;
- 5) fini precipitati formati dopo il raffreddamento dopo laminazione.

I precipitati di tipo 3 e 4 nucleano sulle dislocazioni ed all'interfaccia γ/α . Questi precipitati sono poco coerenti con α e pertanto portano ad uno scarso indurimento per precipitazione senza diminuire la tenacità. I precipitati di tipo 5 sono coerenti con la matrice α e portano ad un maggior rafforzamento per precipitazione ed infragilimento. La laminazione in controllo, accelera la formazione di precipitati incoerenti mentre sopprime la formazione di quelli coerenti.

Una delle piu' interessanti operazioni di deformazione plastica dei metalli e' la laminazione.

Inoltre il 65% dei semilavorati in acciaio e l'85% dei semilavorati in alluminio sono prodotti per laminazione.

La piu' interessante dal punto di vista scientifico e' la laminazione a caldo per tutte quelle che sono le trasformazione in atto durante la deformazione.

Durante la laminazione a caldo la microstruttura e le conseguenti proprieta' meccaniche variano in funzione delle condizioni termo-meccaniche, della composizione, della percentuale di riduzione, dello spessore, della velocita' di laminazione e dello scambio termico coi rulli.

Per gli acciai le temperature di lavorazione sono in genere 850-1200 °C

Per gli allumini le temperature di lavorazione sono in genere 350-500 °C.

Durante ogni passaggio di laminazione aumenta la densita' di dislocazioni e di conseguenza l'incrudimento del metallo.

Vi e' anche un allungamento dei grani con fenomeni concorrenti di addolcimento statico e dinamico dovuto all'elevata temperatura.

La microstruttura risultante e' quindi funzione dell'equilibrio statico o dinamico di diverse modificazioni.

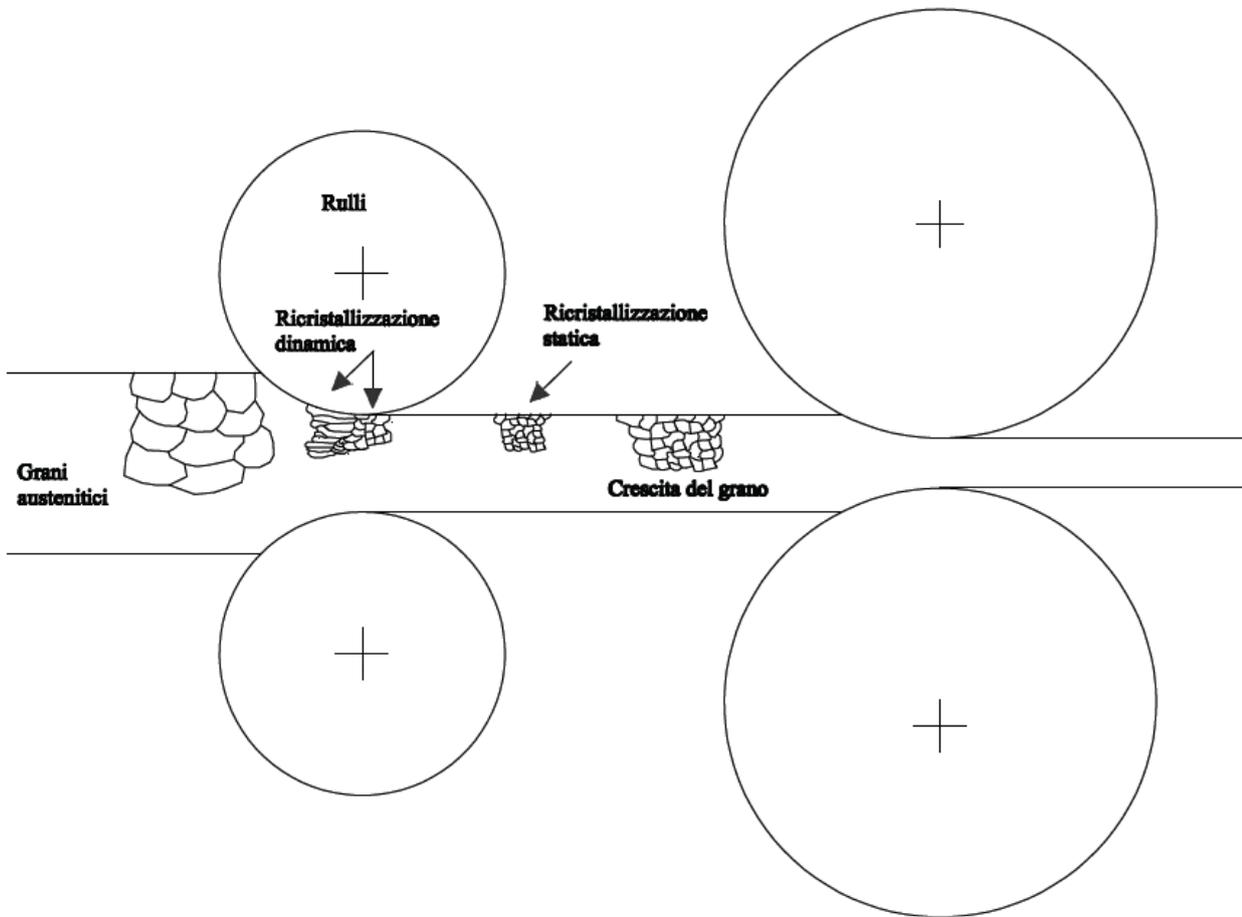


Figura 8.62: modificazioni microstrutturali durante la laminazione.

Le modificazioni microstrutturali che avvengono durante la deformazione sono detti dinamici, altrimenti sono detti statici.

In genere negli acciai si osservano fenomeni di recupero statico, ricristallizzazione statica e dinamica (tutto in fase austenitica).

Nell'alluminio si osservano fenomeni di recupero statico e dinamico e ricristallizzazione statica.

Dal punto di vista assoluto il recupero porta ad un addolcimento inferiore rispetto alla ricristallizzazione.

Tutte le modificazioni microstrutturali quali recupero, ricristallizzazione, precipitazione, crescita del grano sono processi termicamente attivati e le loro velocità di evoluzione è diretta funzione della temperatura.

Intervengono anche il livello di deformazione e la velocità di deformazione.

Negli ultimi anni molti sono stati i modelli sviluppati per quantificare i legami tra temperatura, deformazione, velocità di deformazione e modificazioni microstrutturali.

La storia termomeccanica e' anche molto complessa, i laminati vengono riscaldati tra una laminazione e la successiva, vi e' un forte scambio termico con i rulli di laminazione, i laminati irraggiano calore nell'atmosfera, molto calore viene generato per attrito tra i rulli e i laminati in lavorazione, a fine lavorazione forti getti d'acqua raffreddano i metalli lavorati.

In figura 8.63 e' mostrato un tipico ciclo di laminazione per un acciaio HSLA-Nb.

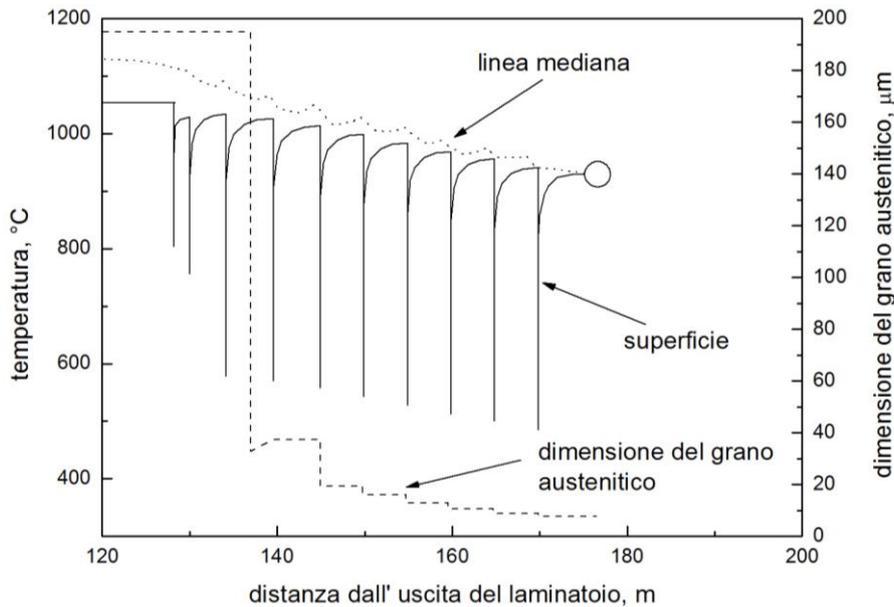


Figura 8.63: tipico ciclo di laminazione.

Cio' che si puo' immediatamente notare e' come la temperatura tende a diminuire passando da una laminazione alla successiva.

Il grano austenitico diminuisce di dimensione tra un passaggio e il successivo.

Il materiale si addolcisce e sono necessari carichi inferiori per la riduzione di sezione.

Durante la deformazione a caldo il recupero dinamico e la ricristallizzazione dinamica riducono l'effetto dell'incrudimento grazie all'interazione delle dislocazioni col bordo grano.

Il recupero dinamico, che coinvolge il riarrangiamento delle dislocazioni o la loro annichilazione in sottograni a bassa energia, sopraggiunge in molti metalli a tutti i livelli di deformazione intorno ad una temperatura di $0.4T_m$.

La ricristallizzazione dinamica, che prevede l'annullamento delle dislocazioni tramite migrazione dei bordi di grano e la formazione di nuovi grani, avviene solitamente al di sopra di $0.6T_m$ e oltre un valore di soglia della deformazione imposta.

Il fenomeno del recupero non prevede la formazione di nuove strutture lasciando una microstruttura a grani generalmente allungati in direzione ortogonale a quella di deformazione.

La ricristallizzazione produce la formazione di nuove strutture attraverso la nucleazione discontinua e la crescita.

All'aumentare della temperatura di deformazione i metalli esibiscono generalmente:

- una diminuzione della tensione di flusso,
- un aumento della duttilita',
- una maggiore sensibilita' alla velocita' di deformazione.

Il recupero dinamico produce un incrudimento monotonic del tratto stazionario delle curve tensione-deformazione a causa del fatto che la densita' di dislocazioni rimane costante.

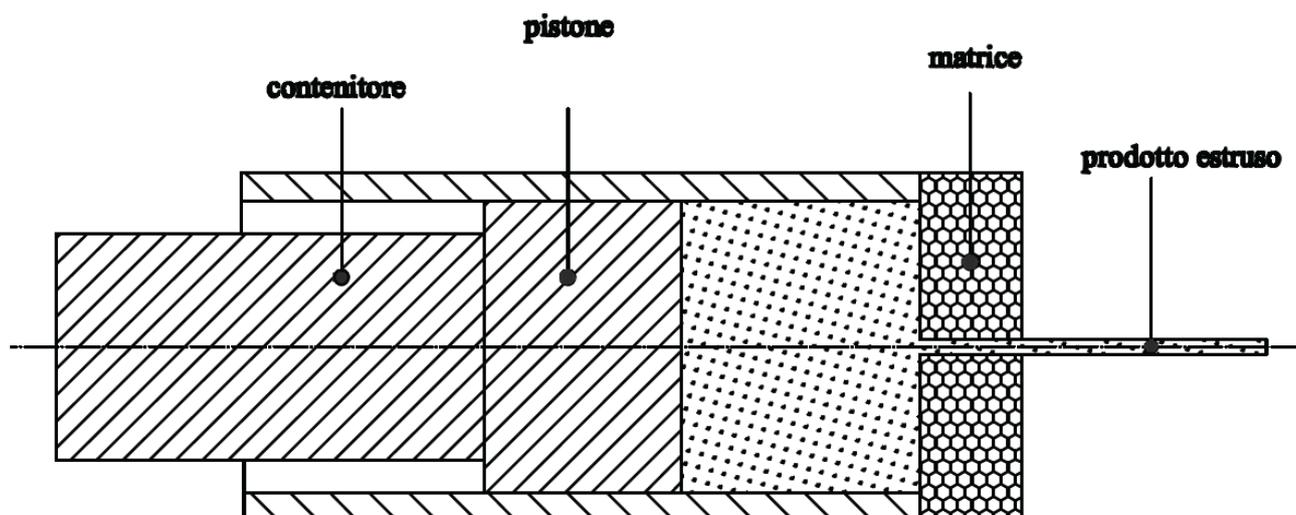
Cio' avviene principalmente nelle leghe di alluminio e nel ferro- α .

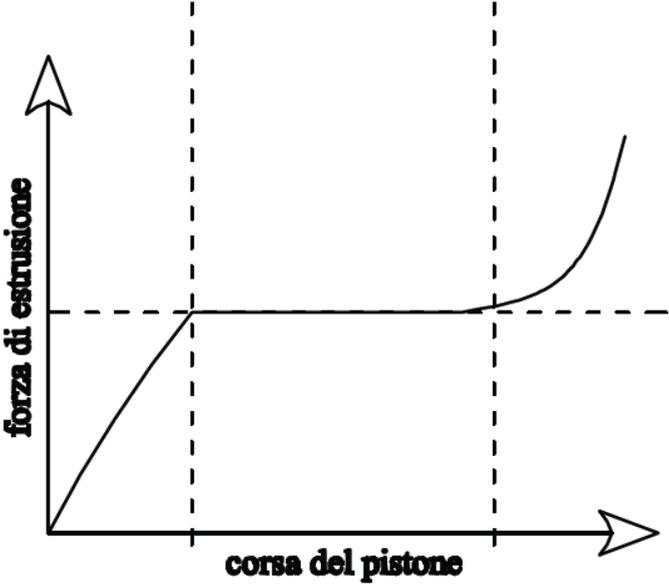
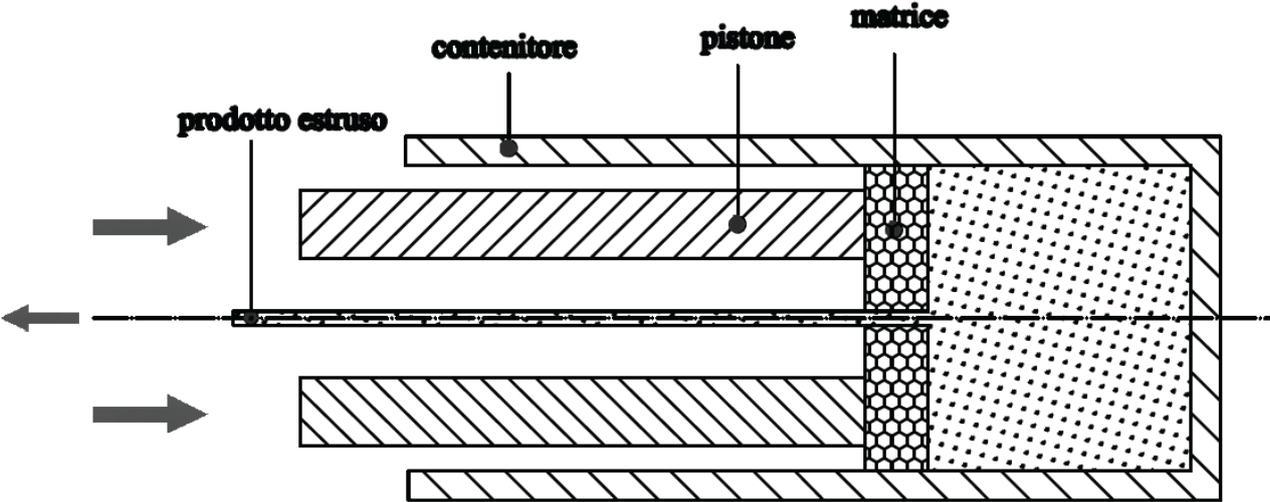
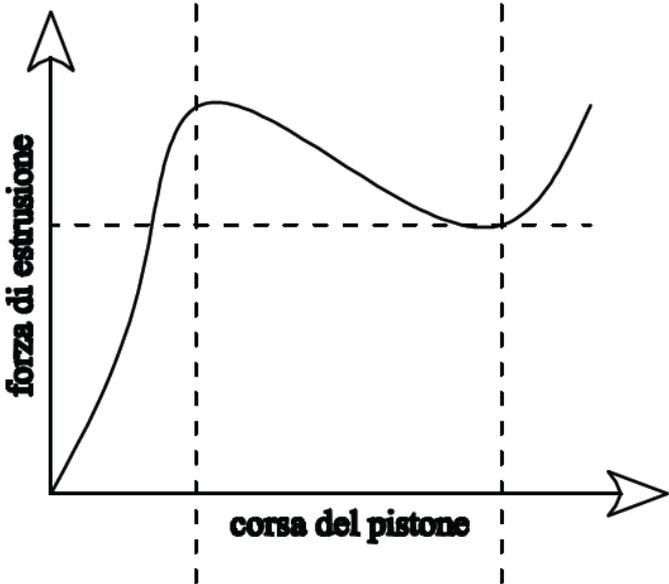
In altri metalli quali il nichel, il rame e il ferro- γ , ad elevate velocita' di deformazione o elevati livelli di sollecitazione, la densita' di dislocazioni diviene abbastanza elevata da produrre la nucleazione e la crescita di nuovi grani.

Questo puo' essere visualizzato dal fatto che la curva tensione-deformazione si presenta con un picco molto pronunciato seguito da un forte addolcimento fino allo stato stazionario.

L'estrusione

L'estrusione è una tecnica di trasformazione adottata per molti metalli, dotati di buona lavorabilità e alte prestazioni. Il principio dell'estrusione è molto semplice (figura 8.64):





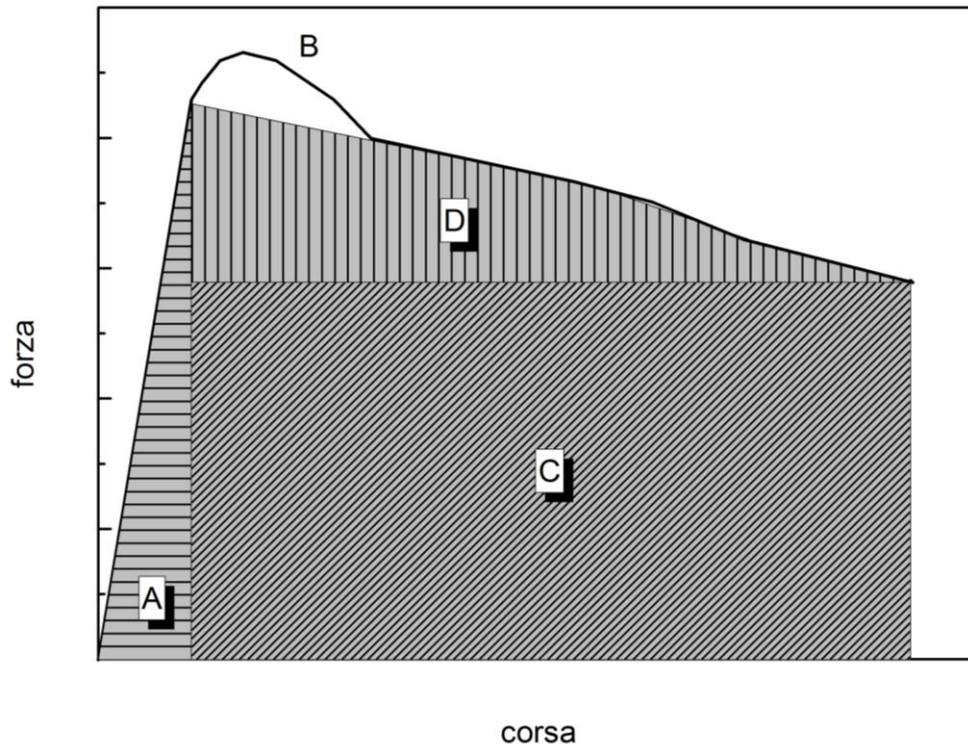


Figura 8.64: principio dell'estrusione.

Esaminando il caso dell'estrusione diretta possiamo identificare, nell'area sottesa dalla curva forza-corsa i diversi contributi necessari all'effettuazione della lavorazione, A) è il lavoro di snervamento, B) è il lavoro necessario per iniziare la deformazione, C) è il lavoro di deformazione e D) è il lavoro necessario per superare le forze di attrito.

Il materiale da estrarre, la billetta, viene inserito ad elevata temperatura in un contenitore, e viene sospinto da un pistone contro uno stampo, la matrice, dotato di una apposita fenditura, attraverso la quale il metallo può fuoriuscire assumendone la sezione. Il ciclo di fabbricazione degli estrusi può essere schematizzato come indicato nella figura 3.2.

Il cuore del processo è la **matrice o filiera**, costituita nella sua forma più semplice da un disco di acciaio adatto a lavorare a caldo, in cui una fenditura, realizzata con criteri particolari, riproduce la forma del profilato che si vuole ottenere.

La matrice è contenuta, insieme ad altre attrezzature ausiliarie, in una slitta che fa parte della pressa.

Contro la slitta è tenuto strettamente aderente un contenitore ove viene introdotta la billetta – un formato solitamente di sezione cilindrica realizzato per colata semicontinua – preventivamente riscaldato ad una temperatura compresa tra 450 e 500 °C a seconda del tipo di lega. L'uniformità di temperatura della billetta è assicurata dal fatto che anche il contenitore è riscaldato, in genere mediante resistori incorporati.

Contro la billetta preme l'asta pressante, che porta al suo estremo libero la testa pressante, destinata ad assorbire l'usura del contatto col metallo caldo in movimento e quindi ad essere periodicamente sostituita. Provvede alla spinta un pistone principale mediante olio idraulico, tenuto in pressione nel cilindro principale da apposite pompe. Alle temperature considerate, la resistenza allo scorrimento

delle leghe di alluminio è molto bassa, quindi sotto l'azione di questa spinta la billetta può scorrere attraverso il foro della matrice, generando una barra estrusa che ha come sezione retta quella del foro stesso, a meno dei ritiri di raffreddamento.

Prima che la testa pressante, nel movimento di avanzamento dell'asta, tocchi la matrice, il processo viene arrestato. Il contenitore scorre all'indietro verso il cilindro liberando la matrice cui resterà aderente il residuo di billetta (fondello); l'asta pressante arretra ed il fondello viene distaccato dalla matrice mediante una cesoia che scende dall'alto.

La massima spinta che il pistone principale è capace di generare si chiama potenza della pressa (in realtà si tratta di una forza: tuttavia il termine, anche se improprio, rende l'idea ed è universalmente adottato). La spinta della pressa viene misurata in tonnellate; le presse industriali hanno potenze variabili da 500 a 20.000 t, e la maggior parte di quelle operanti nel mondo sono nel campo compreso fra 1.200 e 3.500 tonnellate.

Meccanica dell'estrusione

Considerando la deformazione ideale, si definisce rapporto di estrusione il rapporto :

$$\rho = S_0/S_f$$

ove

S_0 è la sezione iniziale del massello

S_f è la sezione finale dell'estruso

Il massello proviene da un processo di fonderia e, nel caso, può essere possibile ottenere più profilati contemporaneamente.

La deformazione reale invece vale:

$$\varepsilon_1 = \ln\left(\frac{A_0}{A_f}\right) = \ln\left(\frac{L_f}{L_0}\right) = \ln R$$

Può essere anche calcolata l'energia dissipata per unità di volume nella deformazione:

$$u = Y\varepsilon_1$$

Da ciò si può ricavare il lavoro compiuto che quindi vale:

$$\text{Lavoro} = A_0 L_0 Y \varepsilon_1 = FL_0 = p A_0 L_0$$

dove p è la pressione del pistone:

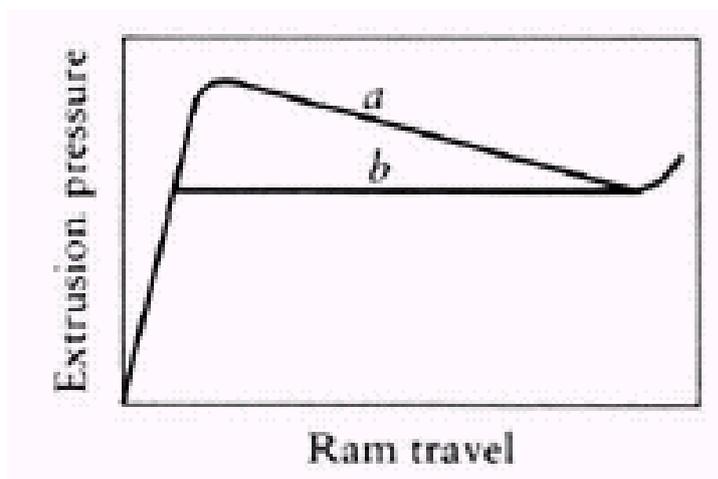
$$p = u = Y \ln \left(\frac{A_0}{A_f} \right) = Y \ln R$$

Nel caso reale, infatti, risulta complicato calcolare l'effetto degli attriti e il lavoro ridondante di deformazione disomogenea, per cui la pressione richiesta per l'estrusione viene scritta semi-empiricamente come:

$$p = Y(a + b \ln R)$$

- dove a e b sono costanti da determinare sperimentalmente che approssimativamente valgono 0.8 e 1.2-1.5 rispettivamente.

Nella figura 8.65 sono rappresentati gli andamenti di a e di b



a: estrusione diretta

b: estrusione indiretta

Figura 8.65: differenza tra estrusione diretta ed inversa.

Forza di estrusione

La forza di estrusione necessaria ha due componenti: una componente che agisce sul metallo attuando la deformazione plastica e una componente volta a vincere gli attriti. La forza ha un andamento differente a seconda di diversi fattori:

- **della tipologia di estrusione** :infatti è diversa tra estrusione diretta ed estrusione inversa. Nell' estrusione diretta la forza è massima all'inizio per la sovrapposizione delle forze di attrito e di deformazione. Nel corso del processo ,si riduce con il progredire del processo al decrescere della forza di attrito per poi tornare a crescere alla fine in concomitanza della formazione di angoli morti nel massello. Nell'estrusione inversa la forza è massima all'inizio per via del decrescere della forza di attrito per poi tornare a crescere alla fine ,in concomitanza della formazione di processo di deformazione. La componente di attrito ha un valore costante e minimo non essendoci moto tra massello e contenitore. La forza aumenta alla fine del processo a causa del complicarsi del flusso di materiale.
- **Angolo di apertura della matrice:** la forza totale (a) richiesta per l'estrusione è funzione dell'angolo dello stampo o di matrice;idealmente la forza nel processo non dipende dall'angolo (b);la forza richiesta per il lavoro di deformazione ridondante (c) cresce con l'angolo mentre la forza richiesta per vincere l'attrito cala con il crescere dell'angolo in quanto diminuisce la lunghezza del percorso.
- **Deformazioni interne del materiale:** ciò riguarda la distribuzione del flusso del metallo durante l'estrusione. Si può avere un flusso di metallo omogeneo, nel caso di assenza di attrito tra billetta, stampo e contenitore. Nel caso in cui l'attrito sia alto, invece ,si sviluppa una zona morta e la superficie della billetta entra nel flusso provocando difetti interni. Se si ha un attrito elevatissimo con il contenitore, la zona morta si estende all'indietro e se l'estrusione avviene a caldo si ha anche la formazione di un gradiente con difetti a tubo.

Temperatura a cui avviene il processo: ossia la forza differisce se l'estrusione è a caldo o a freddo .

- **Estrusione a caldo:**

E' adatto per materiali con una certa resistenza alla deformazione quali acciai, ottoni e leghe di alluminio. Richiede minori forze di deformazione ma è soggetto ad altri problemi quali: l'ossidazione della superficie del pezzo che è risolvibile utilizzando un bastone di diametro inferiore al cilindro così che l'ossido aderisca a quest'ultimo e vi rimanga e la lubrificazione per via della temperatura:

- Leghe di alluminio 400-500 °C

-Acciai 900-1300 °C

-Leghe di rame 650-1000°C

In tal caso si può utilizzare vetro come lubrificante per materiali ferrosi, grafite per i non ferrosi.

La pressione si può esprimere convenientemente come:

$$p = K_e \ln R$$

dove K_e si ricava dalla seguente figura 8.66:

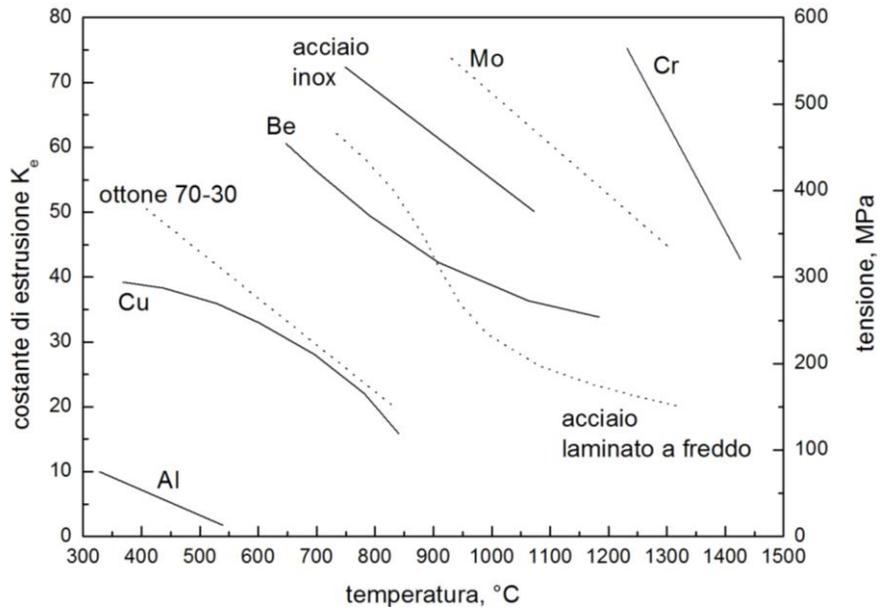


Figura 8.66: costante di estrusione per diversi materiali.

La figura 8.67 illustra l'effetto della temperatura e velocità di estrusione sulla pressione

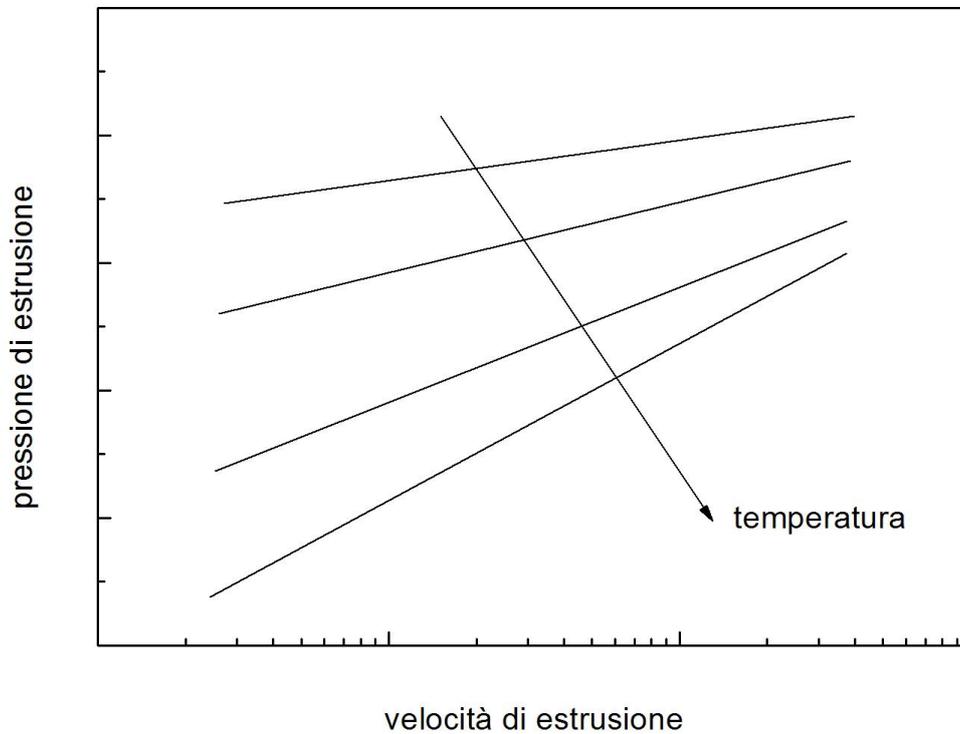


Figura 8.67: effetto della temperatura sull' estrusione.

LIBERO 

**COLLANA DIDATTICA OPEN ACCESS
DELL'UNIVERSITÀ DEL SALENTO**

<http://siba-ese.unisalento.it/index.php/liber-o>

© 2025 Università del Salento - Lecce