

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,

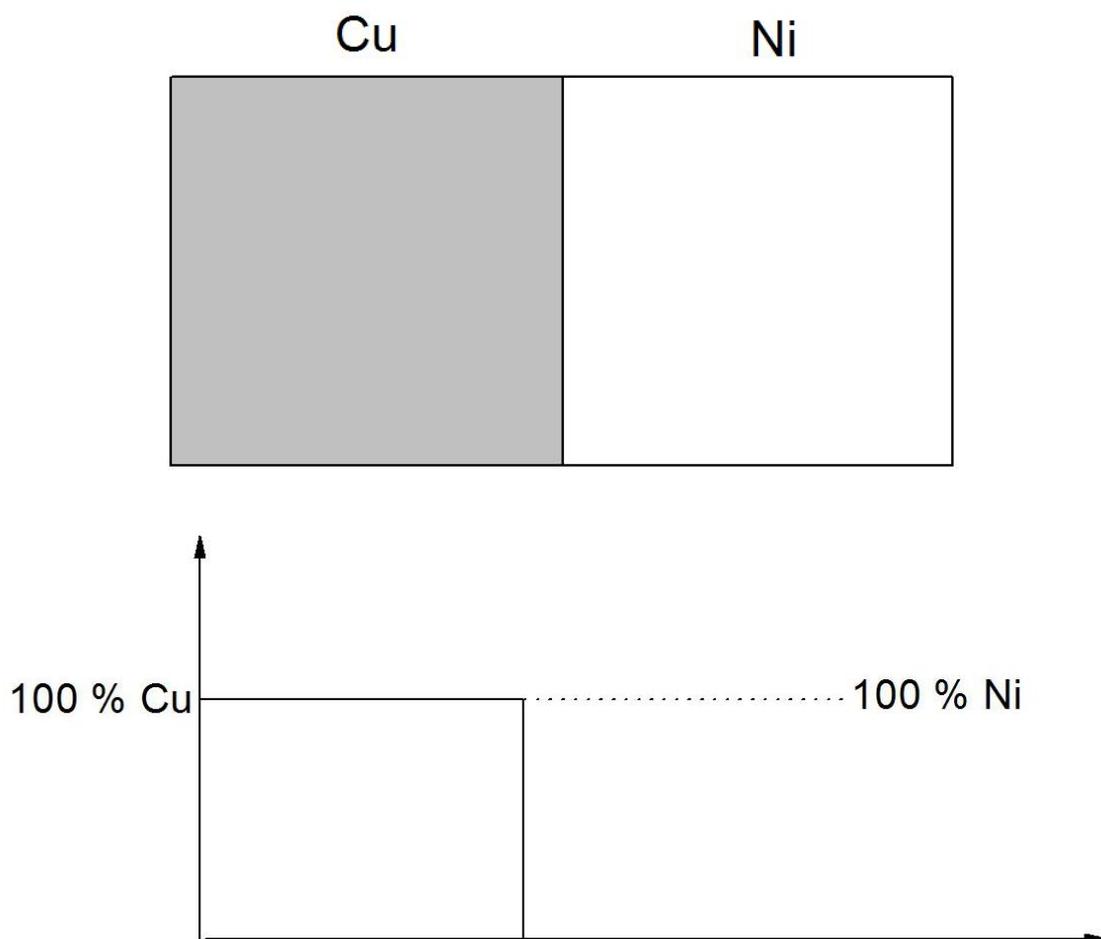


Figura 6.1: due blocchi di materiale posti a contatto a temperatura ambiente.

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.

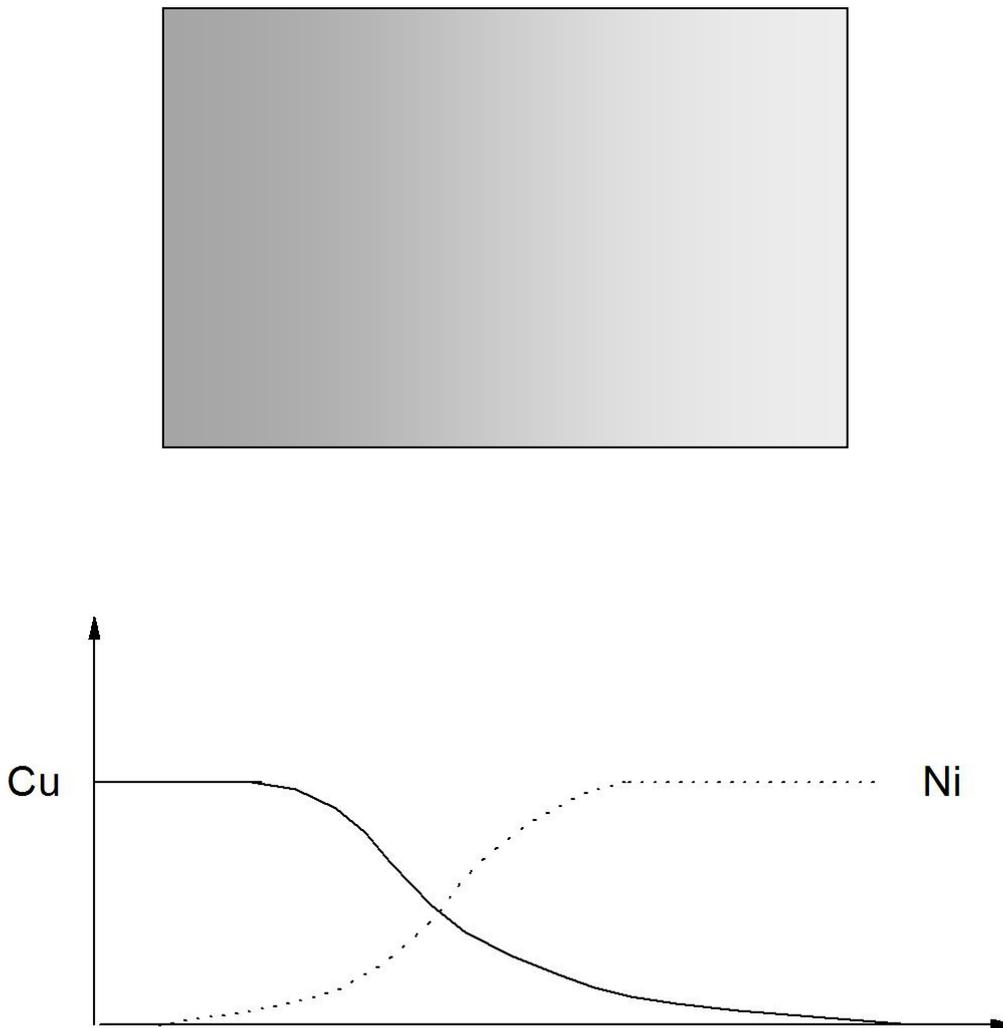


Figura 6.2: due blocchi di materiale posti a contatto a temperatura elevata.

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.

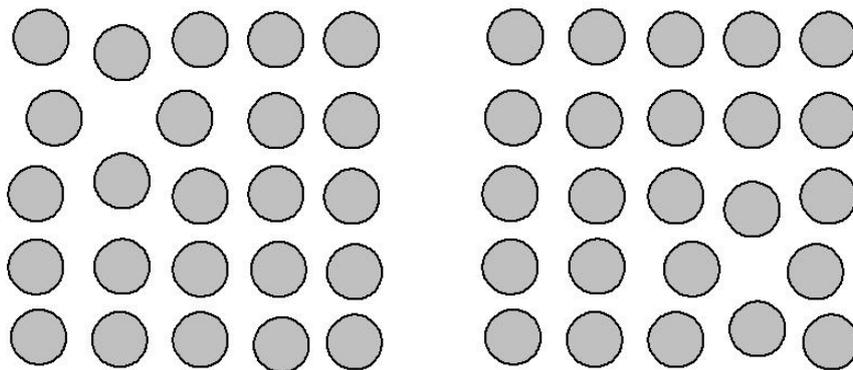


Figura 6.3: schema di diffusione di una vacanza.

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.

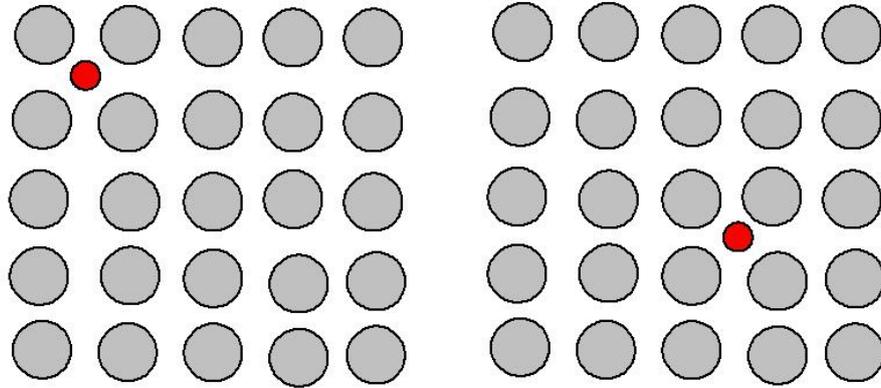


Figura 6.4: schema di diffusione di un atomo interstiziale.

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 .

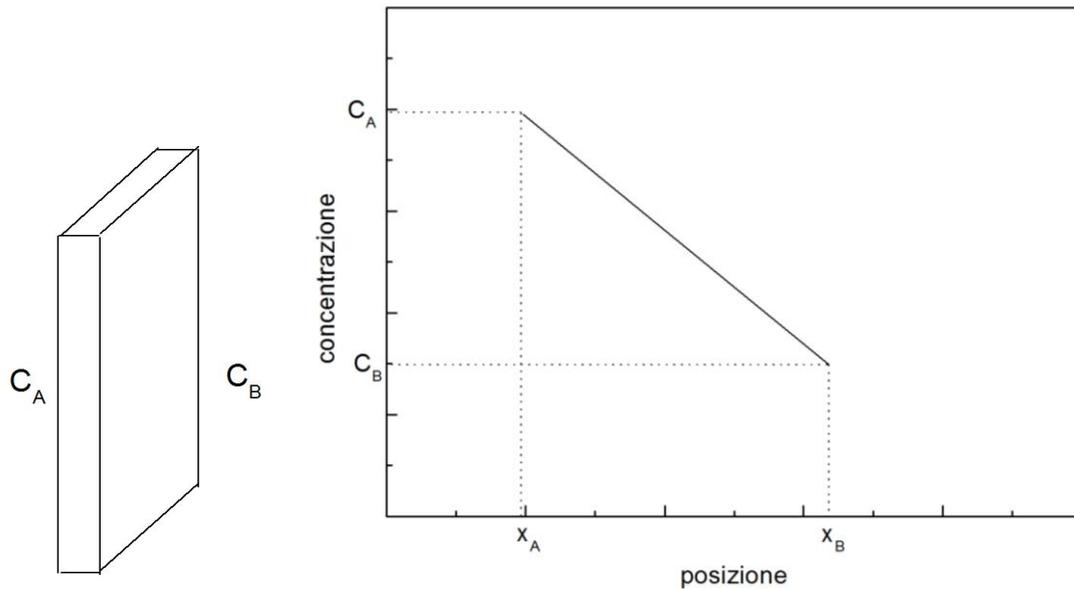


Figura 6.5: profilo di concentrazione nel caso di diffusione in stato stazionario.

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

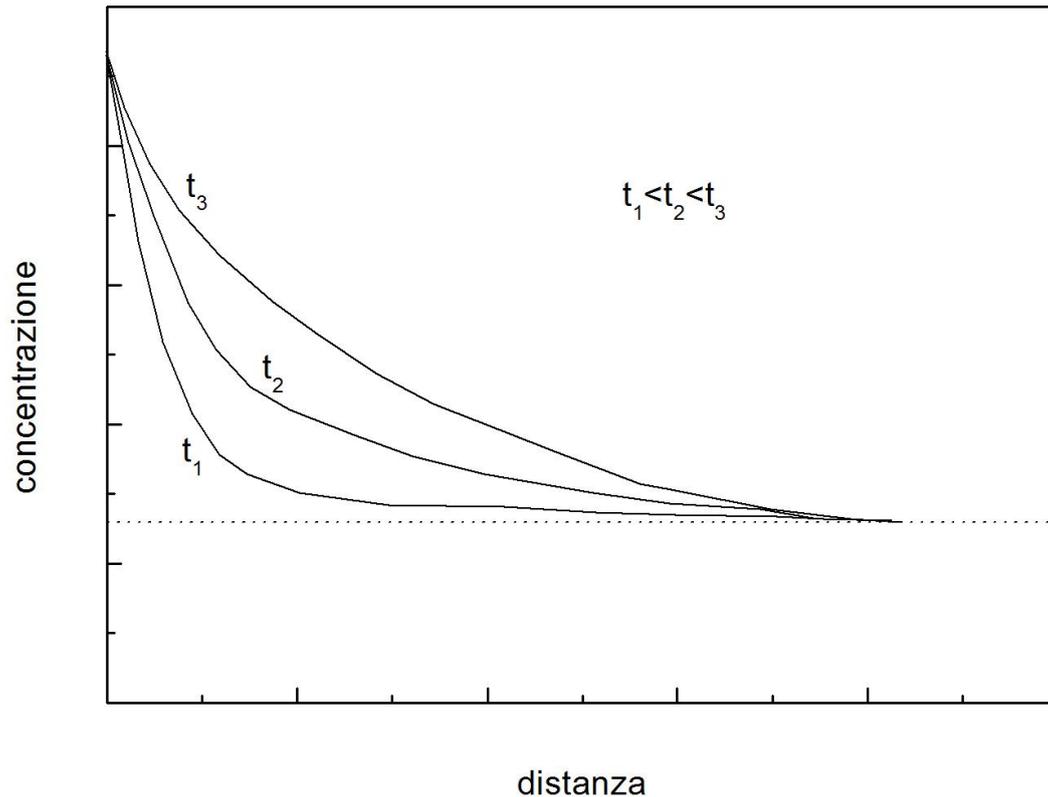


Figura 6.6: profili di concentrazione al variare del tempo nel caso di diffusione in stato non stazionario.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \Rightarrow \frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (6.4)$$

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:

$$\frac{C_x - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad (6.5)$$

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

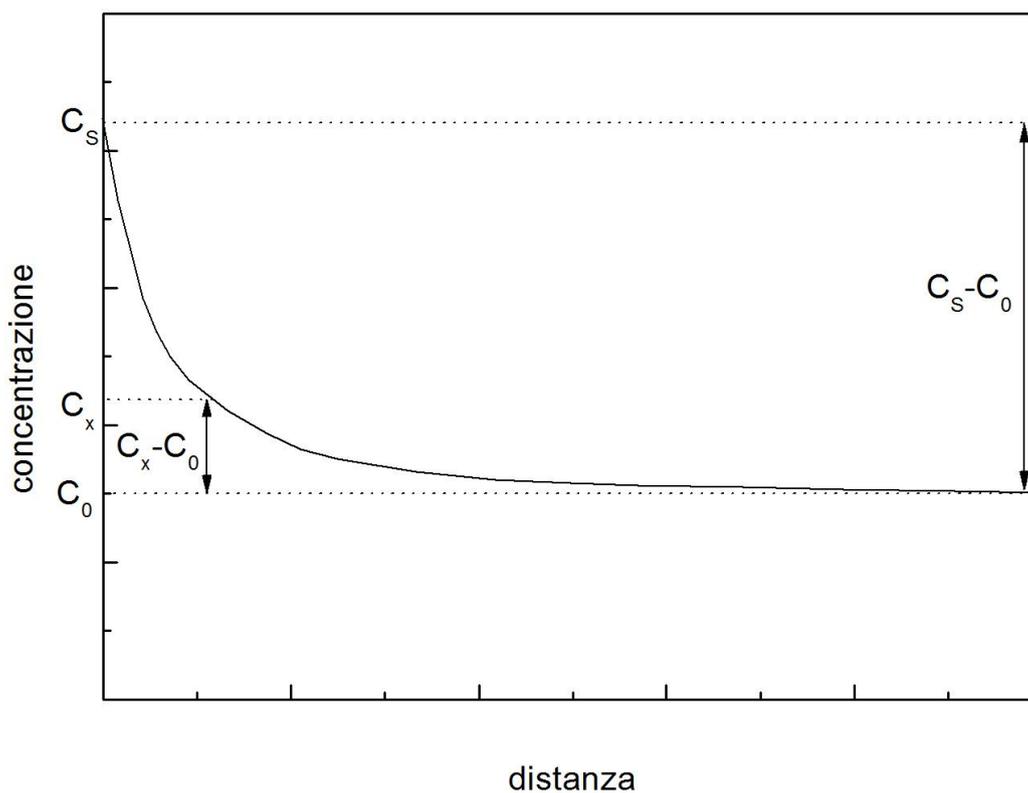


Figura 6.7: profilo di concentrazione nel caso di diffusione in stato non stazionario.

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*).

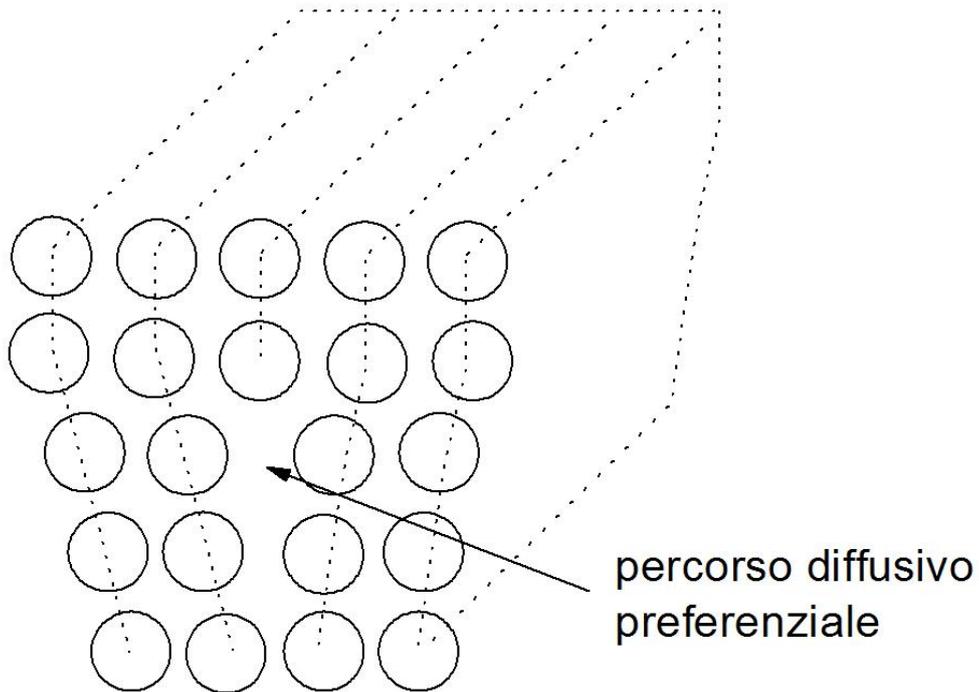


Figura 6.8: percorso diffusivo preferenziale nei pressi di una dislocazione a spigolo.

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.

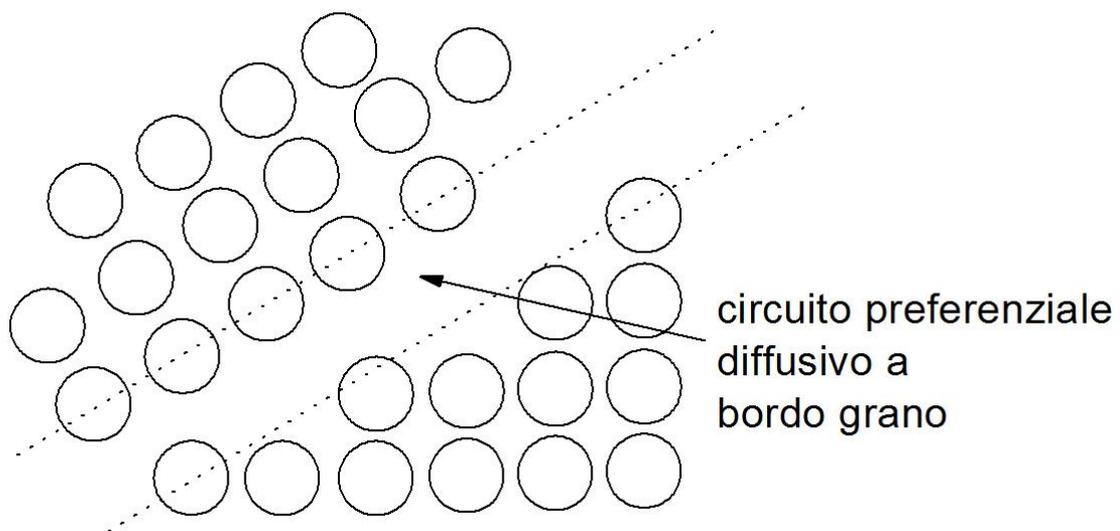


Figura 6.9: percorso diffusivo preferenziale nei pressi di un bordo di grano.

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).

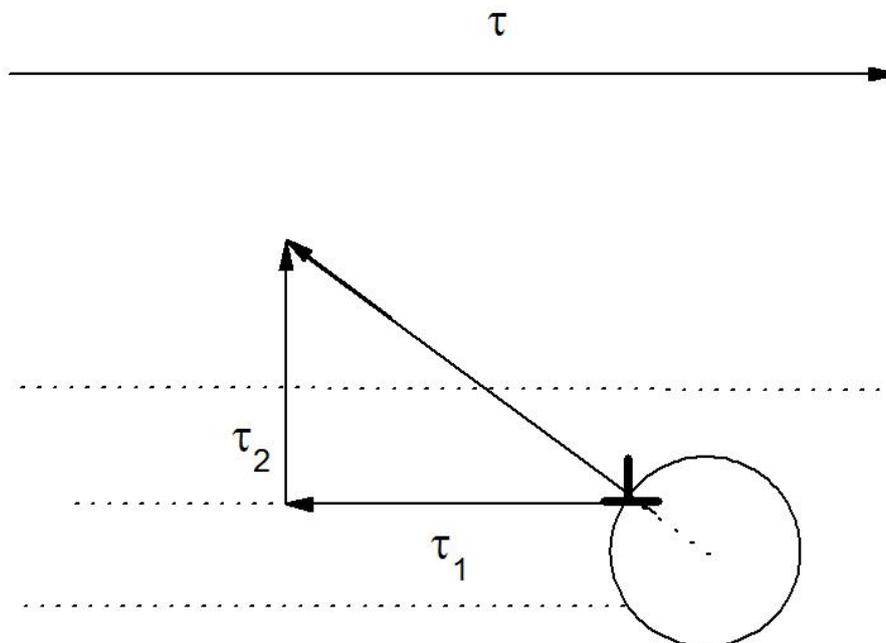
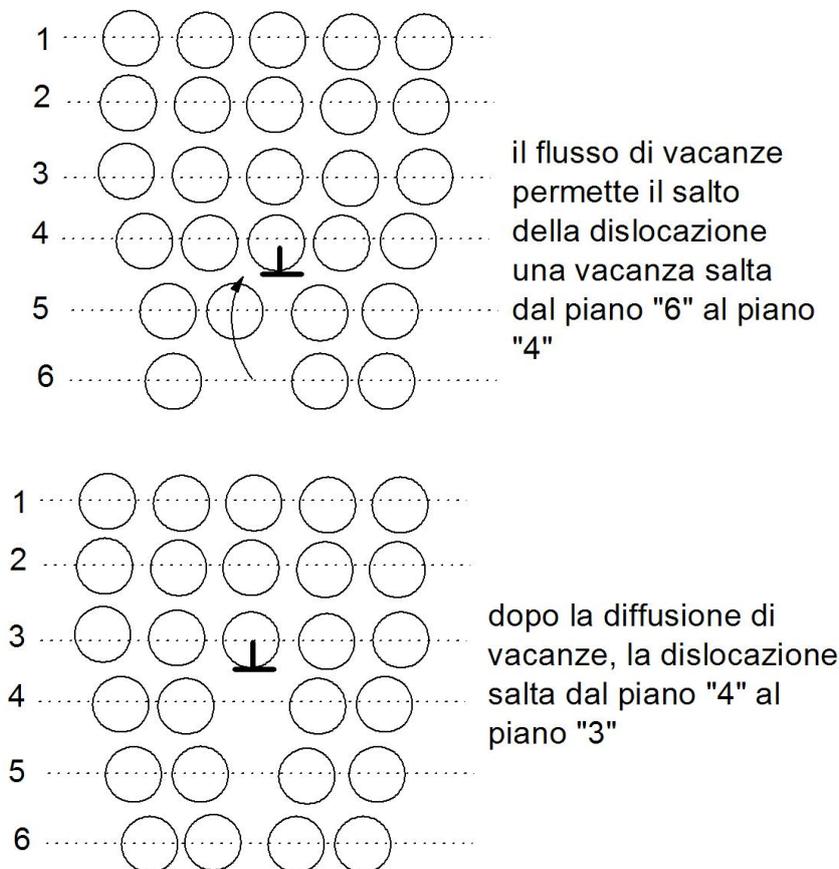


Figura 6.10: dislocazione a spigolo bloccata da un ostacolo, τ_1 è la componente della reazione che immobilizza la dislocazione, τ_2 è la componente che tenderebbe a far scavalcare l'ostacolo alla dislocazione.

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



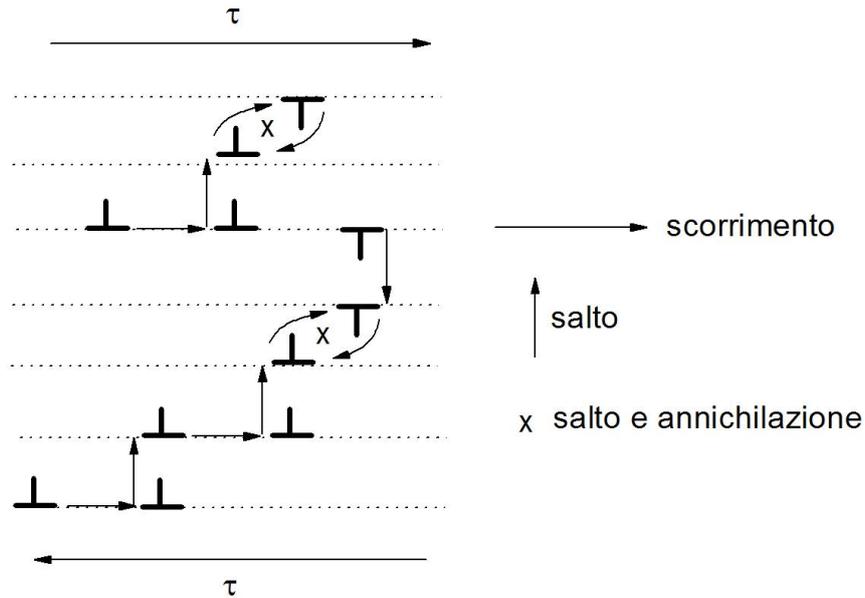


Figura 6.11: a) salto di una dislocazione per effetto della diffusione di vacanze; b) movimento delle dislocazioni schematizzato come una sequenza di scorrimenti e salti, con annullamento di dislocazioni di segno opposto.

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

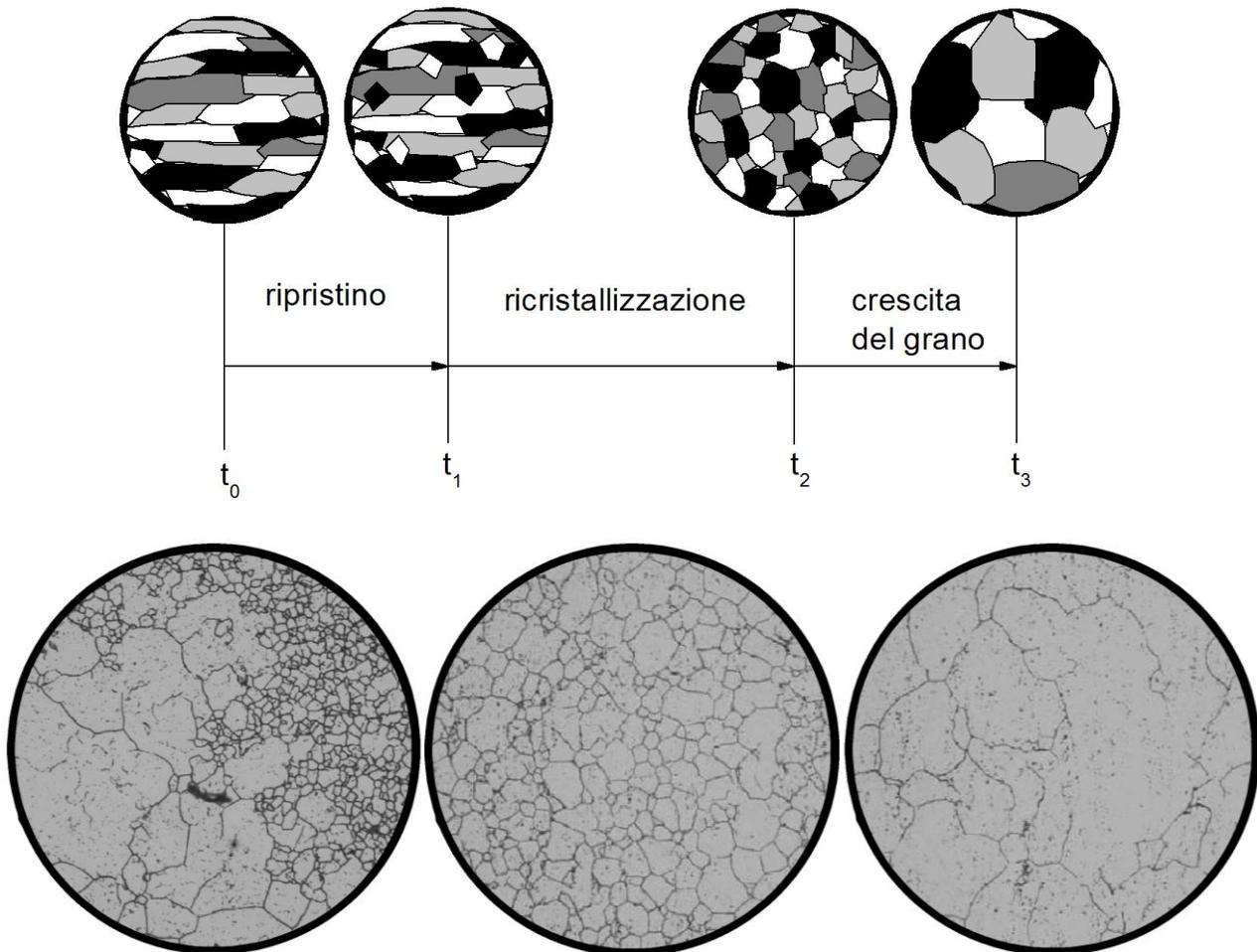


Figura 6.12: fenomeni di ripristino, ricristallizzazione e crescita del grano.

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.

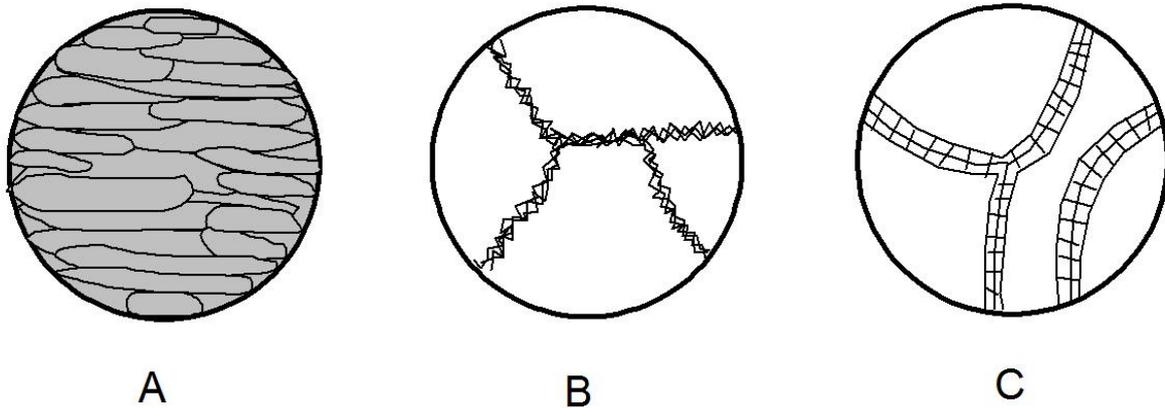


Figura 6.13: aspetto dei grani allungati al microscopio ottico, ed elettronico.

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 è 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.

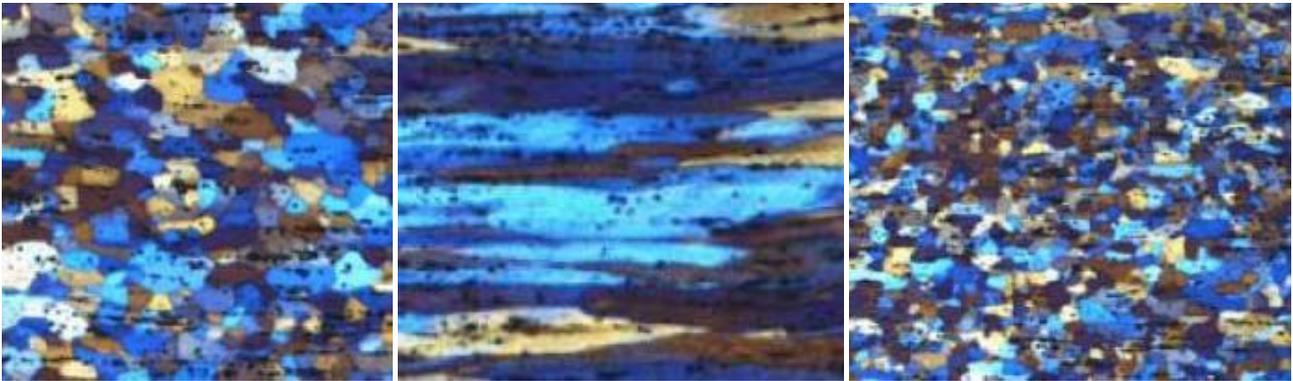


Figura 6.14: aspetto di una lega di alluminio prima della deformazione, dopo laminazione e dopo ricristallizzazione, nella figura inferiore si possono notare i nuovi grani che crescono all'interno di quelli allungati.

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.

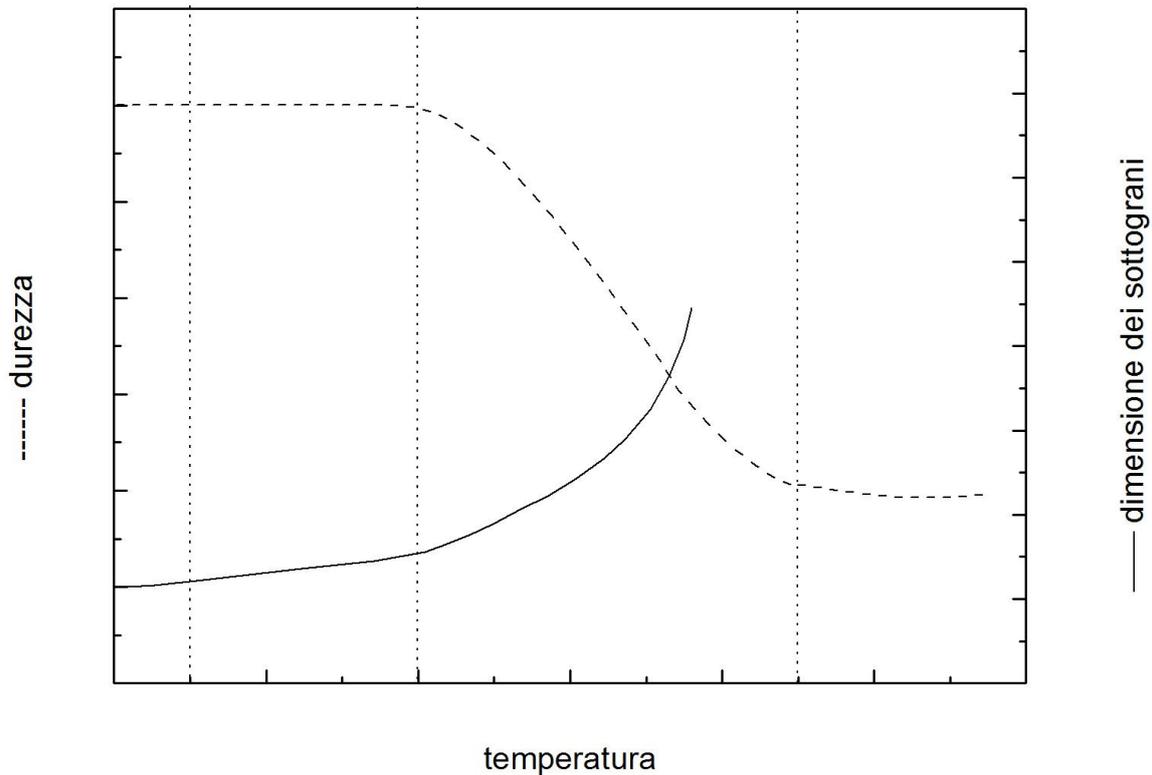


Figura 6.15: variazione della durezza e delle dimensioni dei sottograni al variare della temperatura.

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.

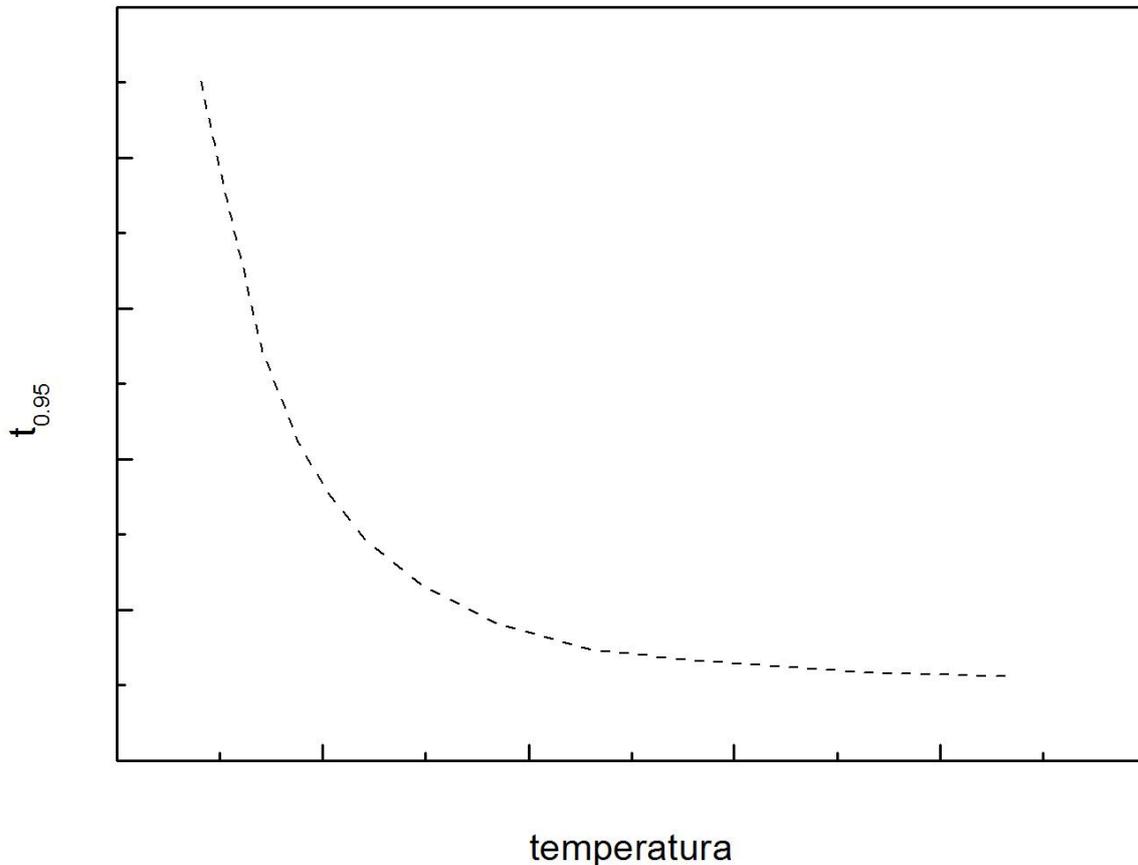


Figura 6.16: variazione del parametro di ricristallizzazione con la temperatura.

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.

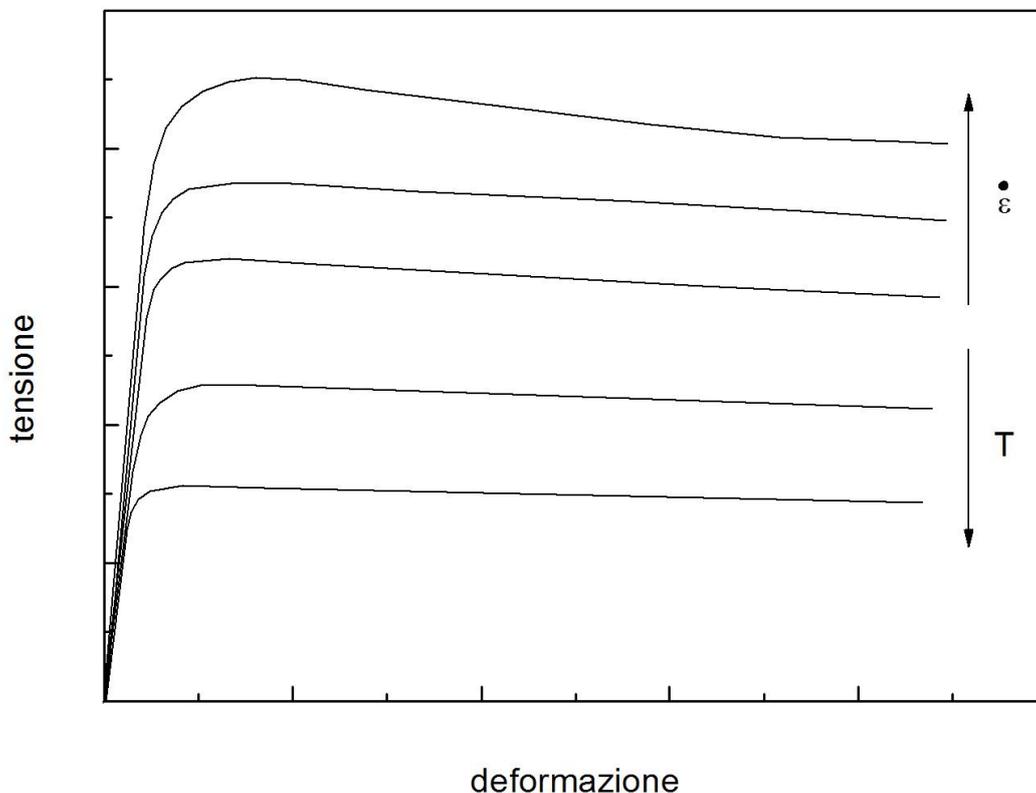


Figura 6.17: curve tensione deformazione in metalli che presentano ripristino dinamico.

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.

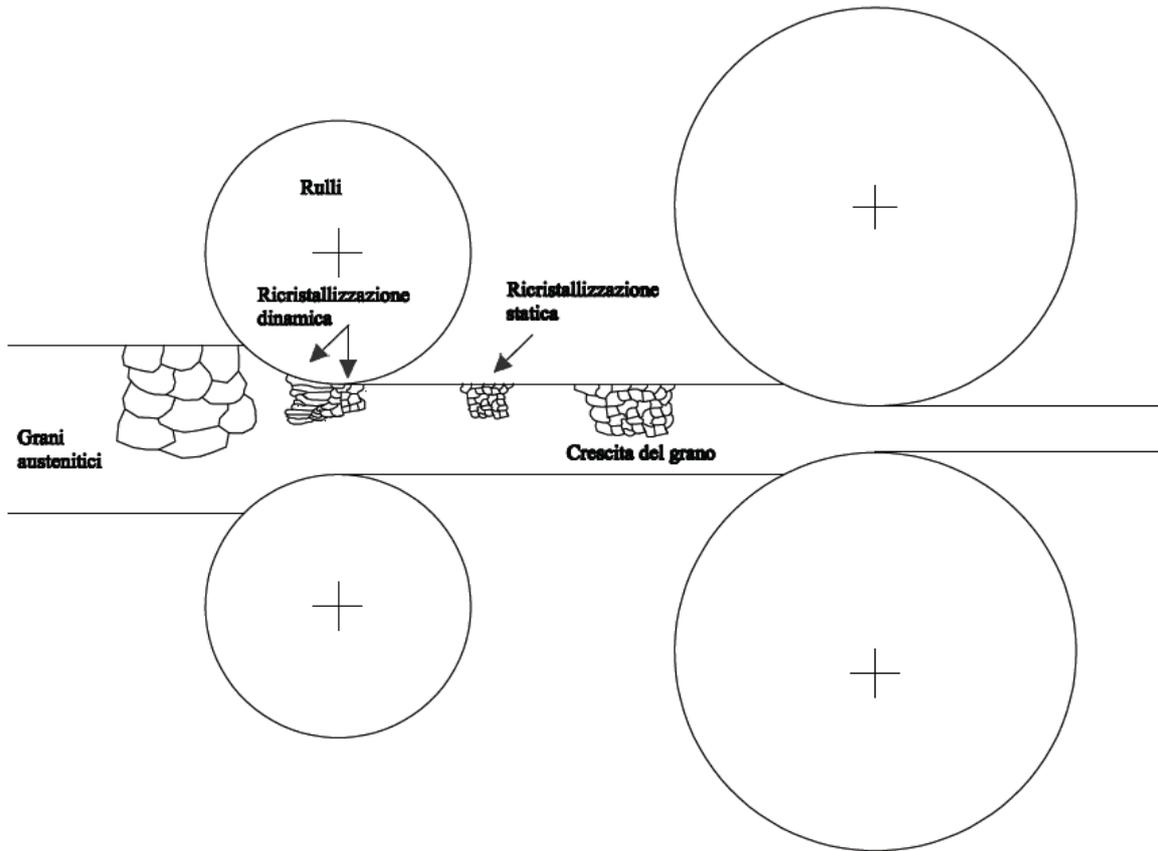


Figura 6.18: ricristallizzazione statica e dinamica durante la laminazione.

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.

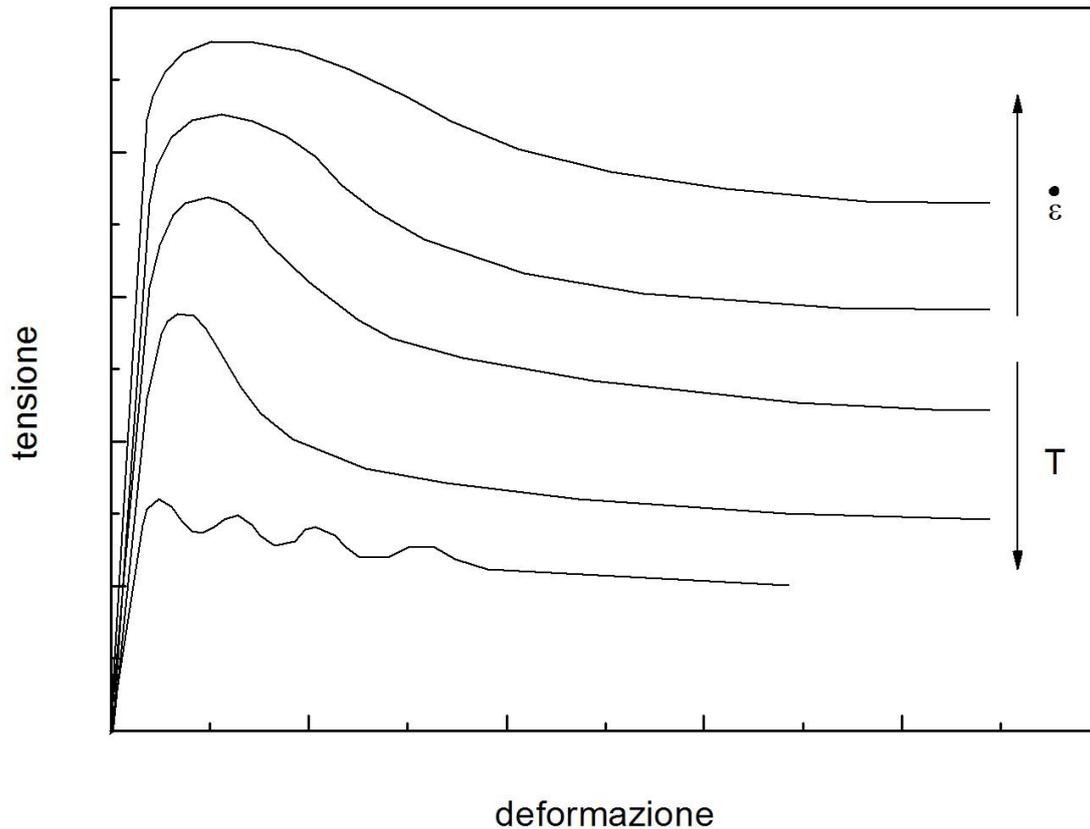


Figura 6.19: curve tensione deformazione in metalli che presentano ricristallizzazione dinamica.

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).

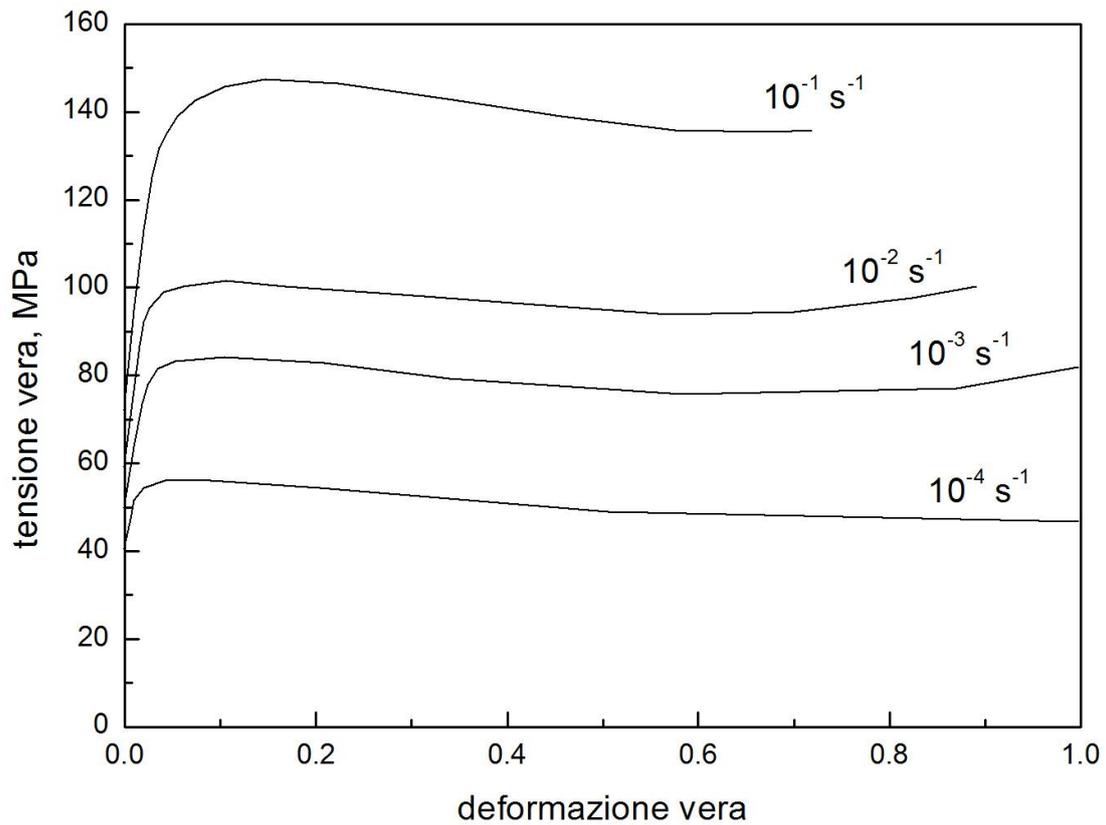


Figura 6.20: curve sforzo deformazione per un acciaio ARCOM

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

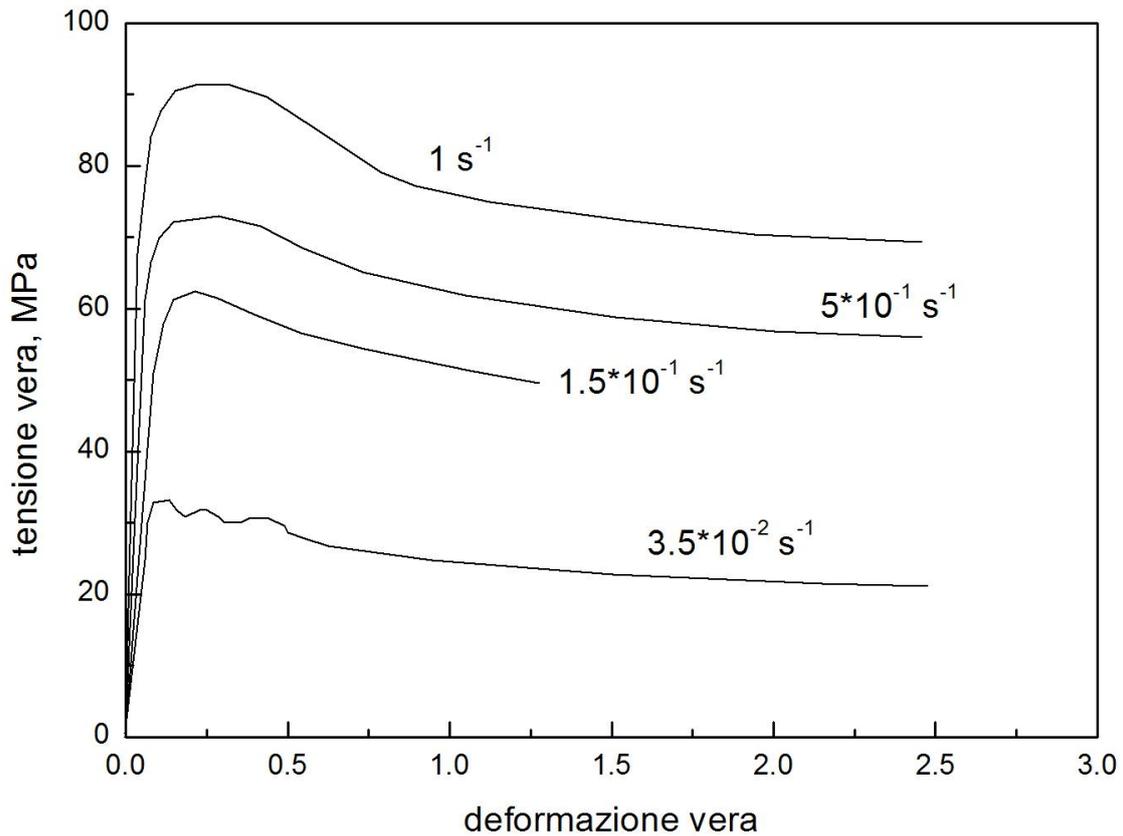


Figura 6.22: curve sforzo deformazione a differenti velocità di deformazione per un acciaio a basso tenore di carbonio che presenta ricristallizzazione dinamica durante torsione a 1100°C .

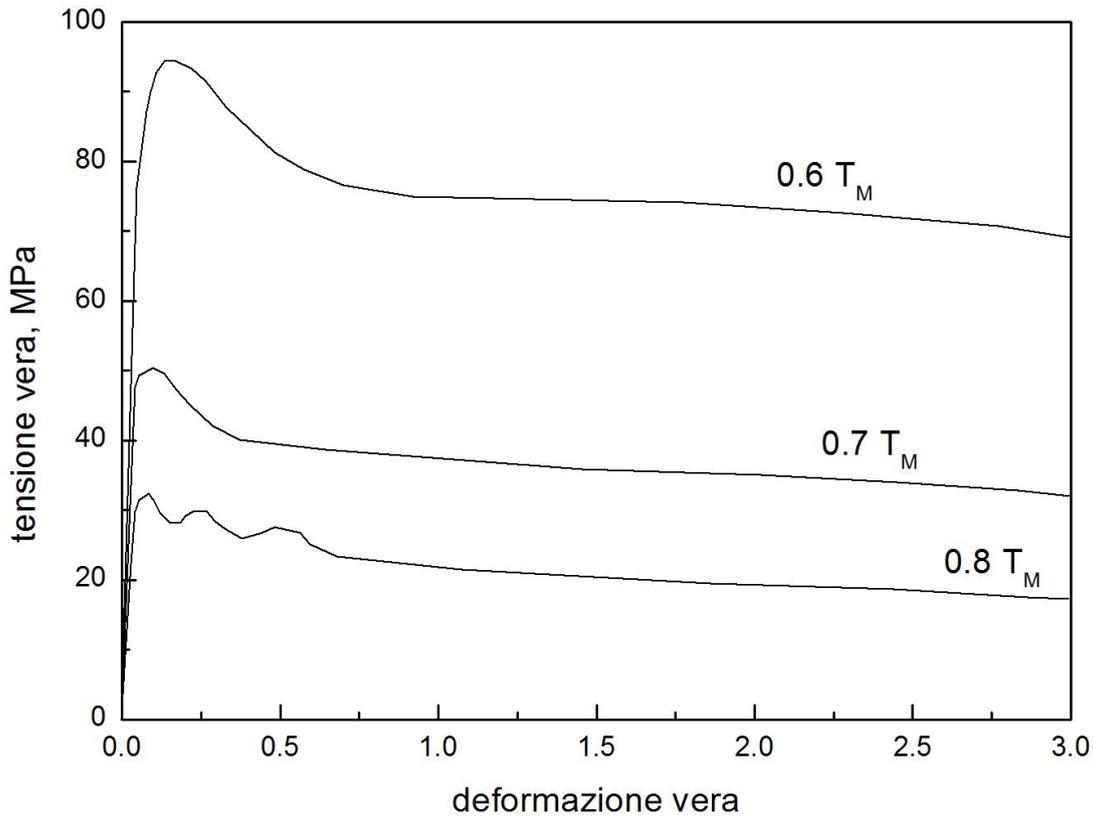


Figura 6.23: curve sforzo-deformazione del nichel puro sottoposto a torsione a differenti temperature e per una velocità di deformazione di $0.015s^{-1}$ che presenta ricristallizzazione dinamica.

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.

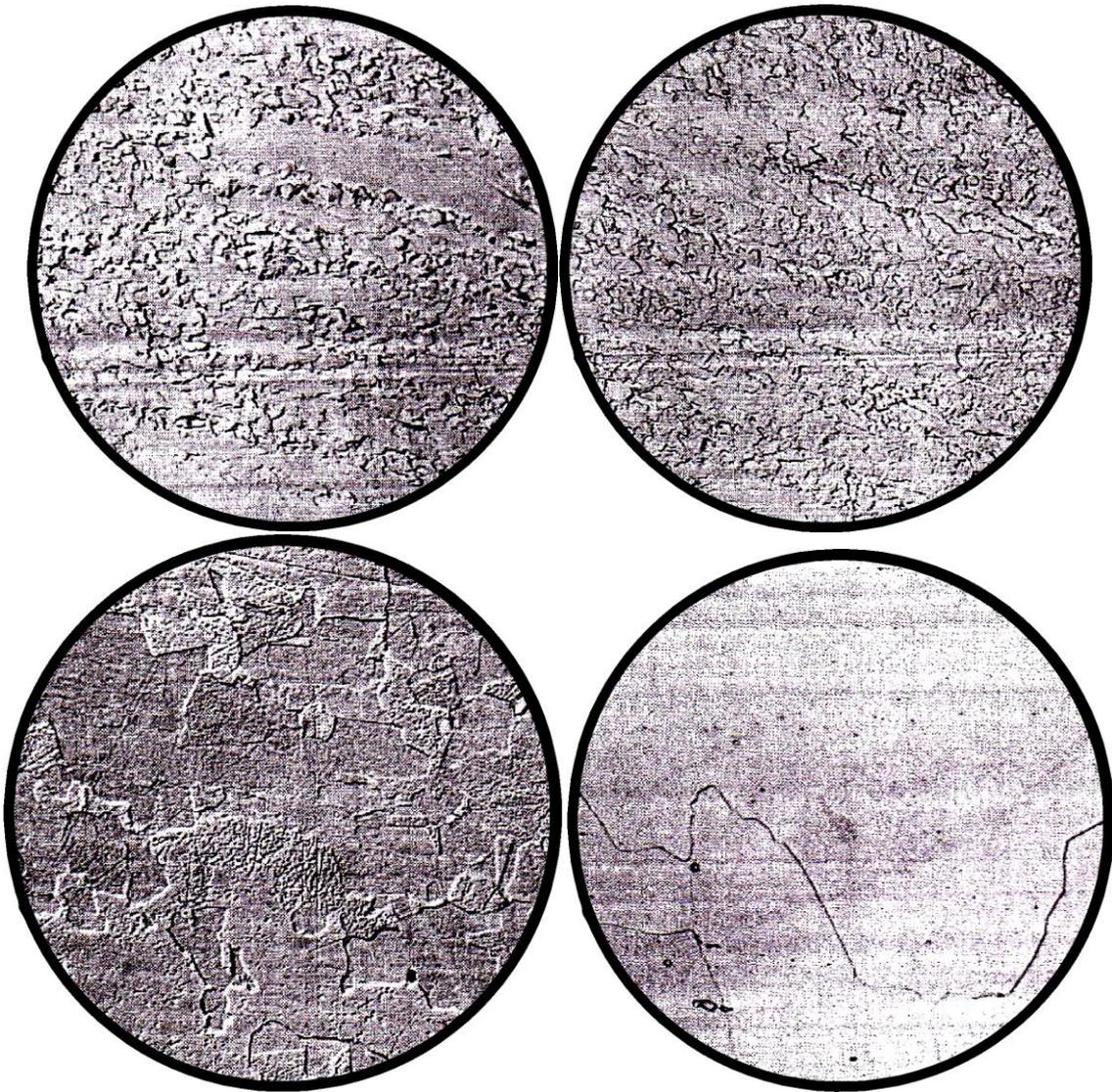


Figura 6.24: micrografie relative all'acciaio304L sottoposto a torsione a differenti strani rate e differenti temperature: a) 0.01s-1; 800°C, b) 10s-1; 800°C, c) 0.01s-1; 1000°C, d)0.01s-1; 1200°C

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.

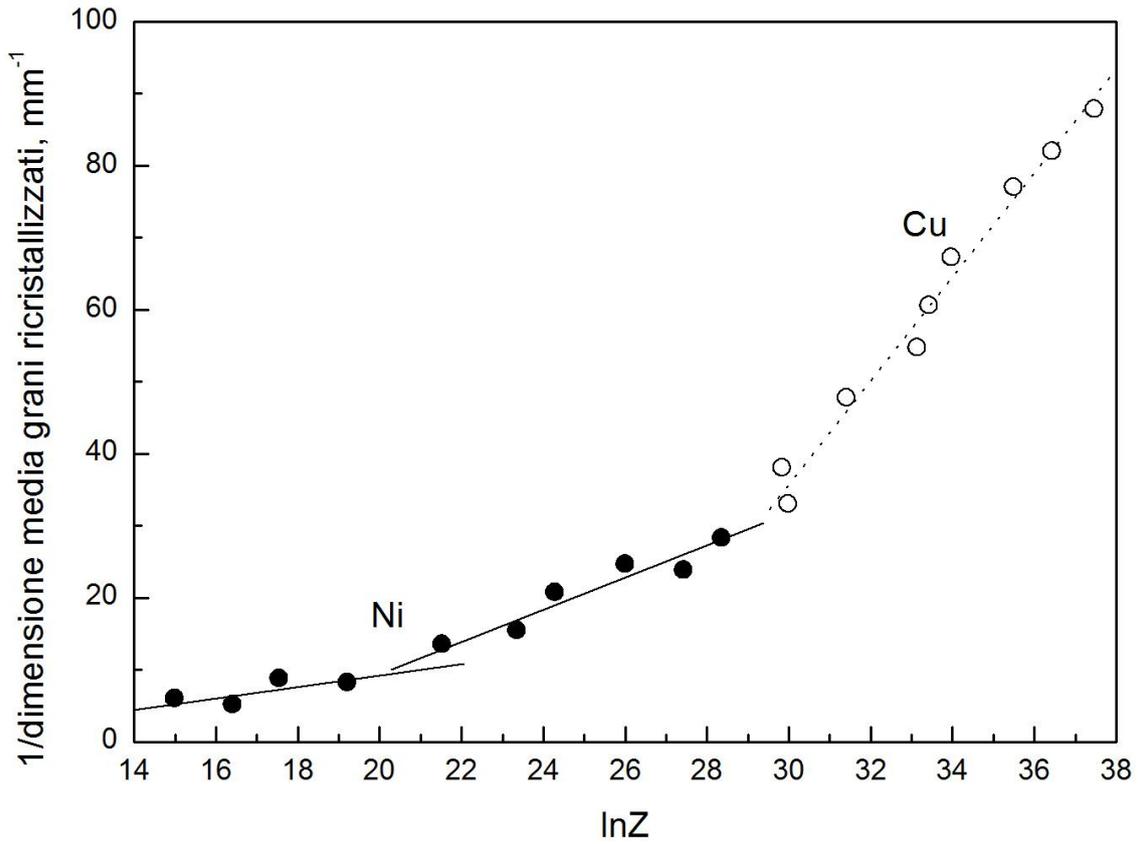


Figura 6.25: dimensione dei grani ricristallizzati di rame e nichel in funzione del parametro di Zener-Hollomon

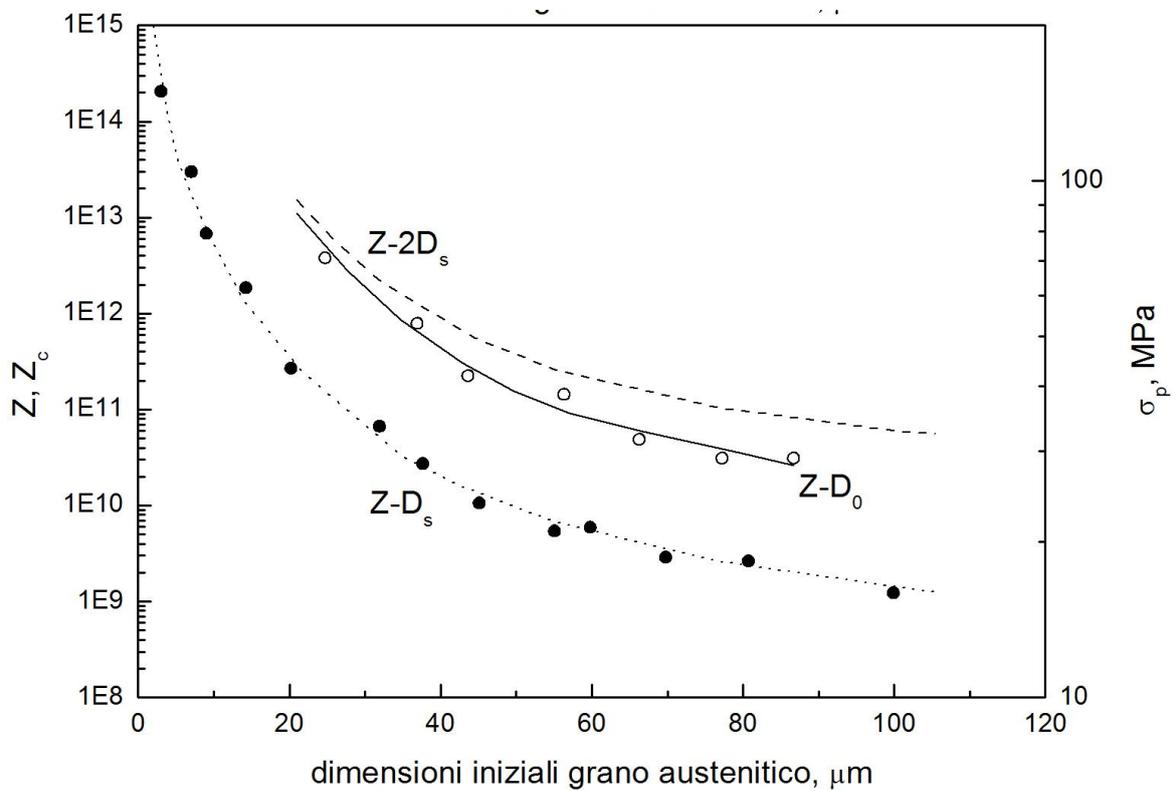


Figura 6.26: dipendenza del parametro critico Z_c sulle dimensioni iniziali del grano austenitico (D_0) in un acciaio con 0.16% di C.

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.

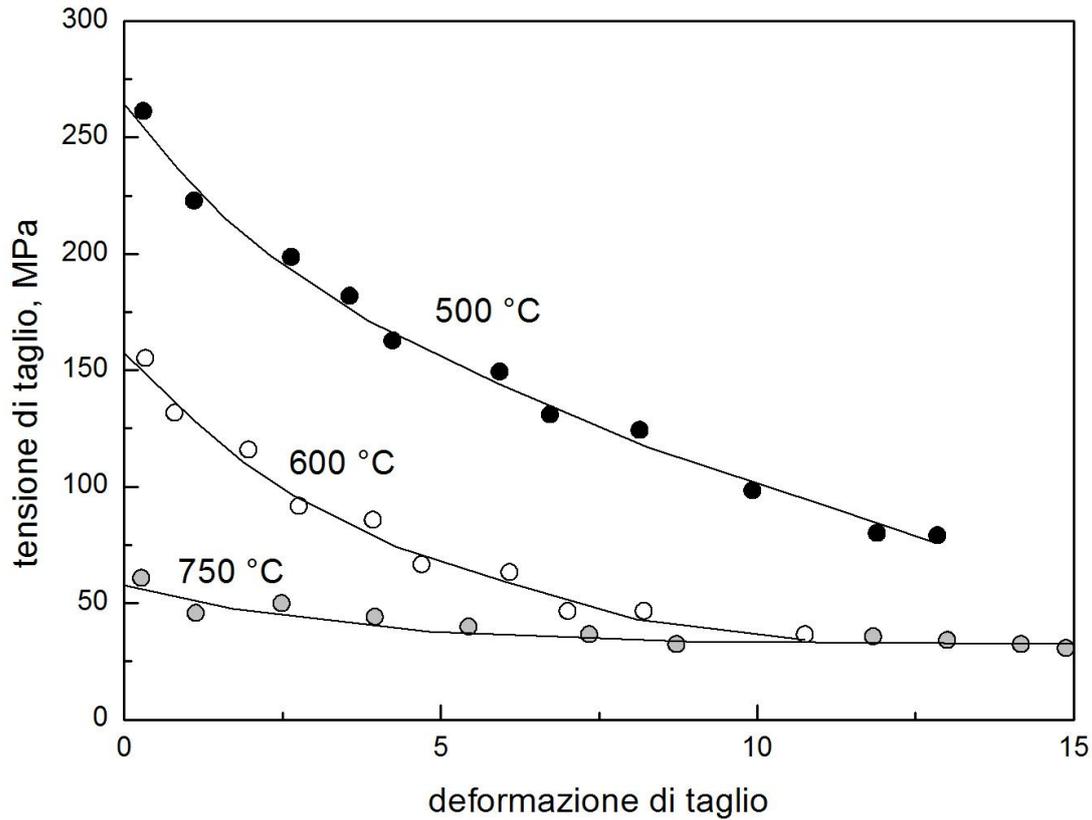


Figura 6.27: effetto della temperatura sulle curve di torsione di un acciaio perlitico (0.8% di C).

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.

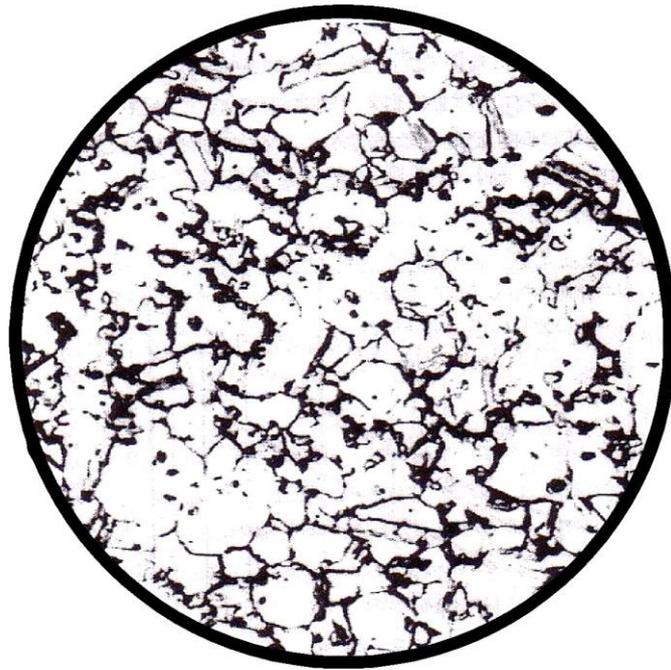


Figura 6.28: micrografia iniziale della lega UDIMET 700 usata negli studi estrusione e torsione.

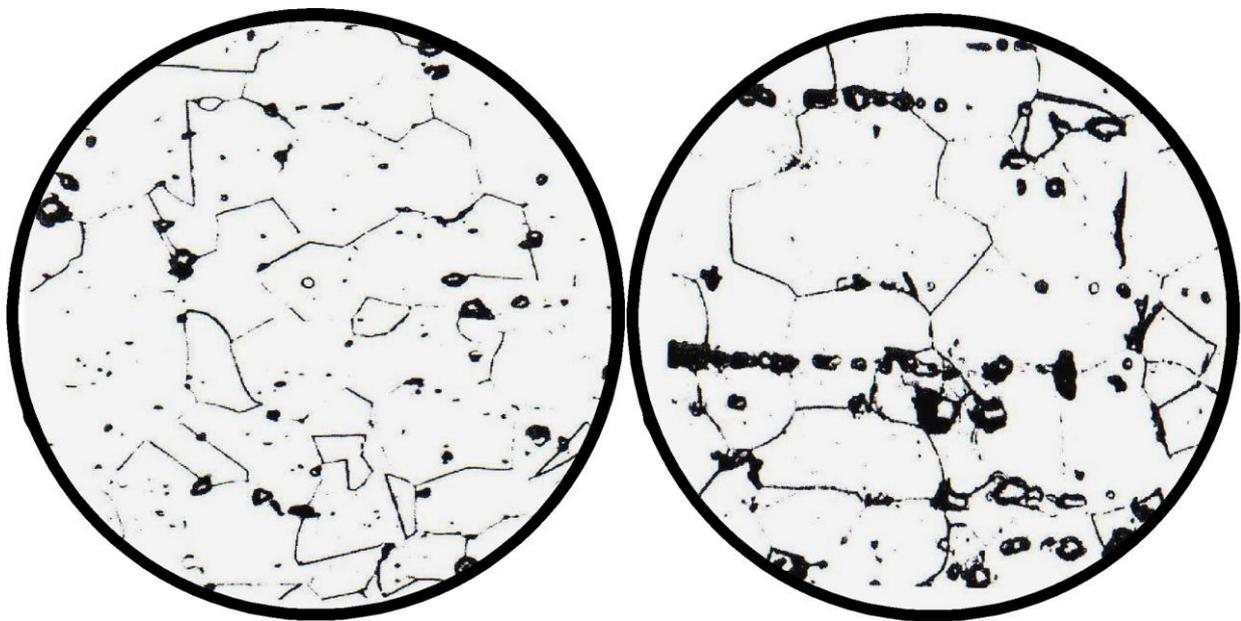
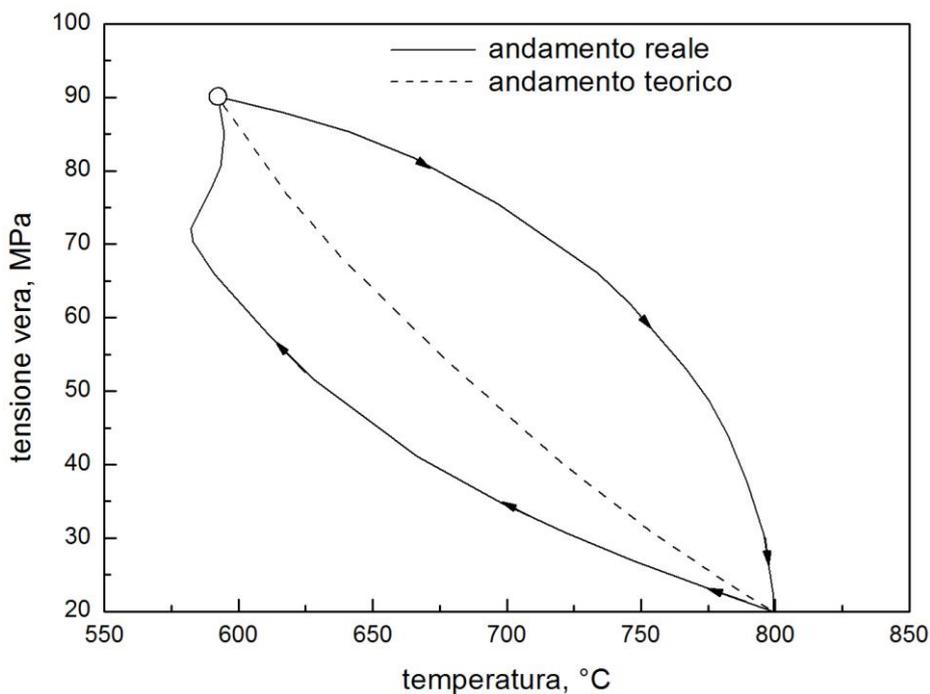


Figura 6.29: confronto tra la microstruttura della lega UDIMET 700 sottoposta a) Torsione, b) estrusione velocità di deformazione: $4s^{-1}$; $T1145^{\circ}C$; deformazione 2.15.

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.



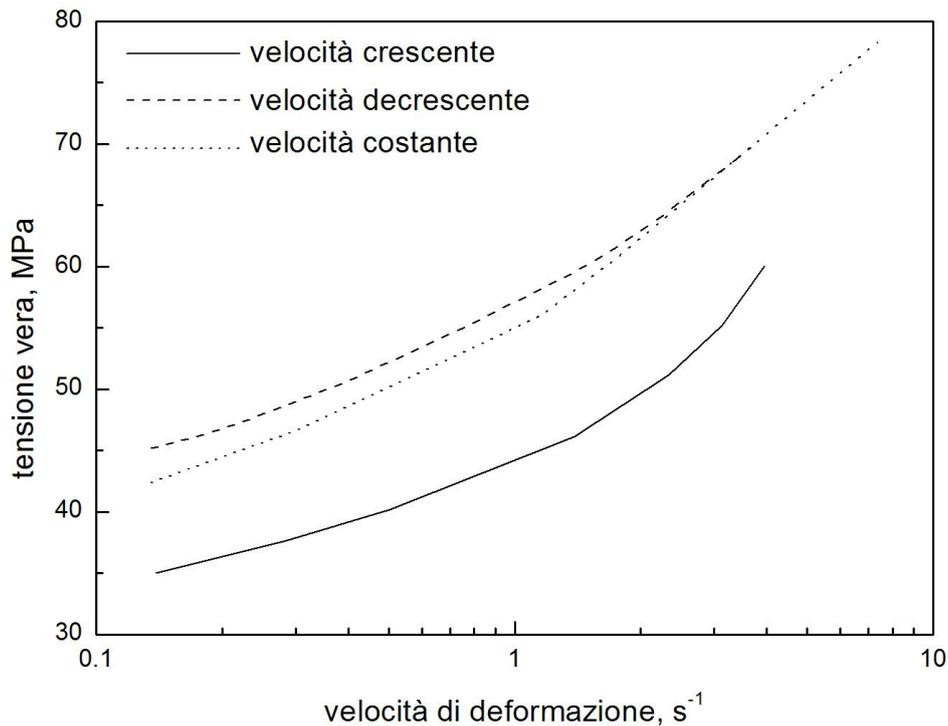


Figura 6.30: effetti del riscaldamento e del raffreddamento continuo sulla tensione di flusso del ferro; effetti della variazione della velocità di deformazione sulla tensione di flusso del rame deformato a torsione a 750°C

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).

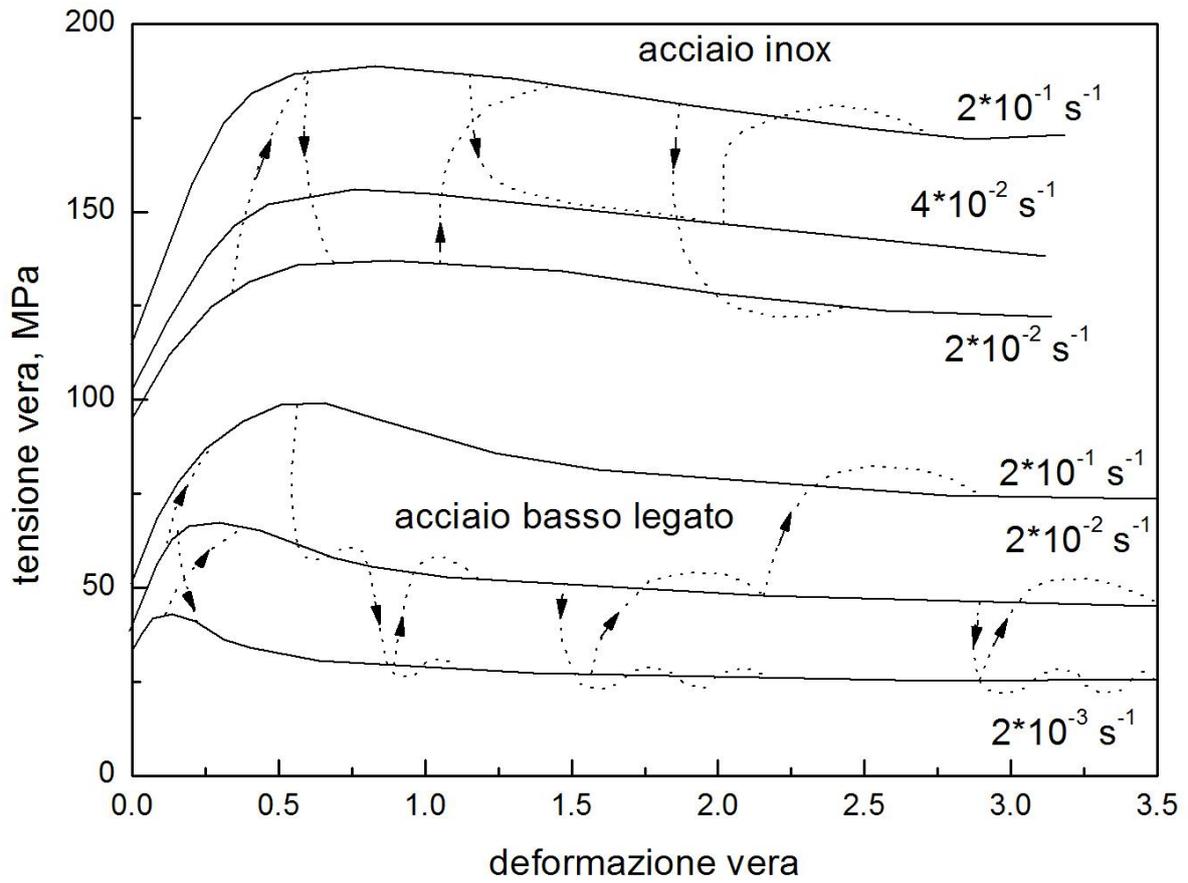


Figura 6.31: tipica curva sforzo deformazione per prove che comportano cambiamenti istantanei nella velocità di deformazione inerenti ad acciaio austenitico e ferritico.

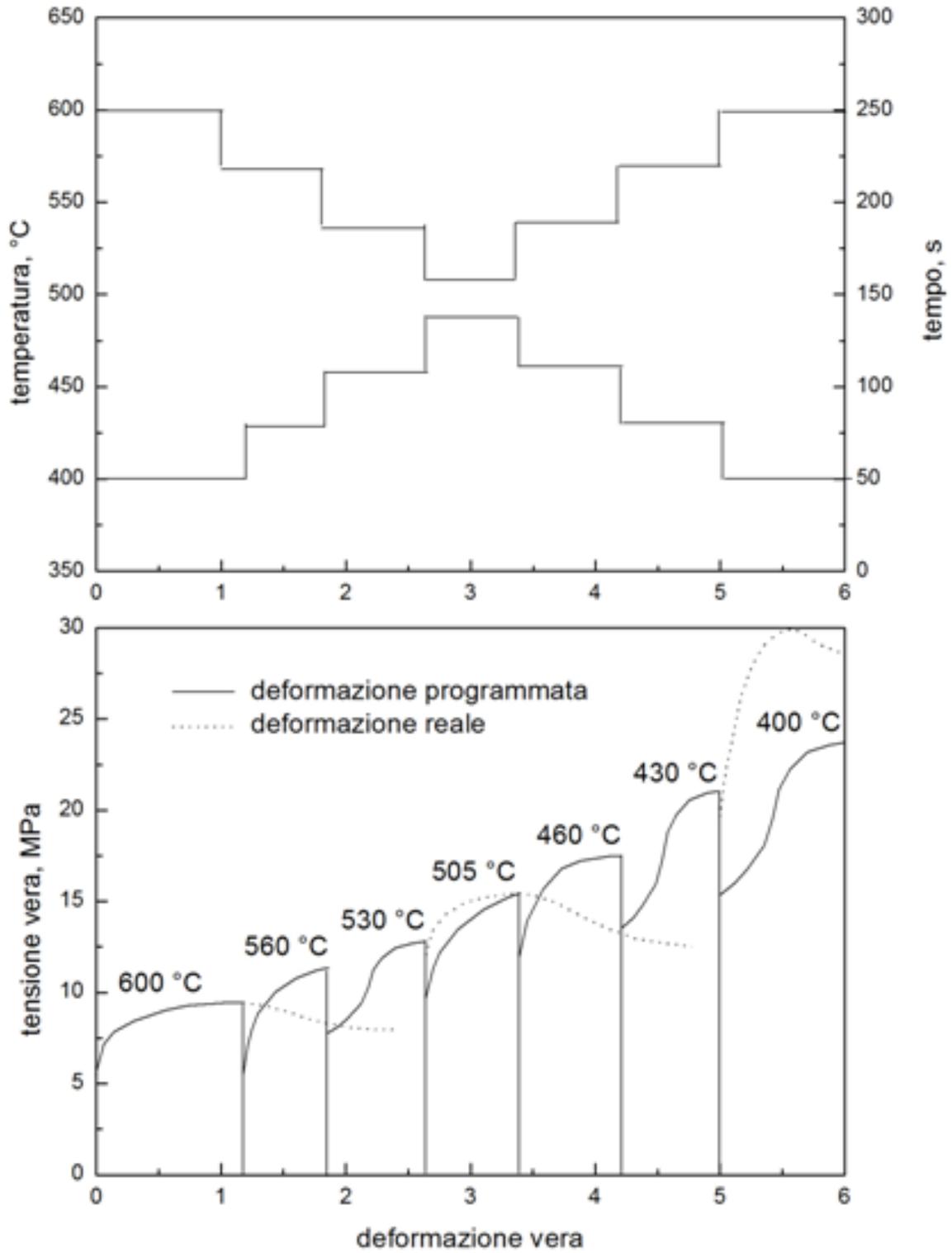


Figura 6.32: tabella deformazione temperatura tempo e comportamento dell'alluminio super puro deformato a torsione.

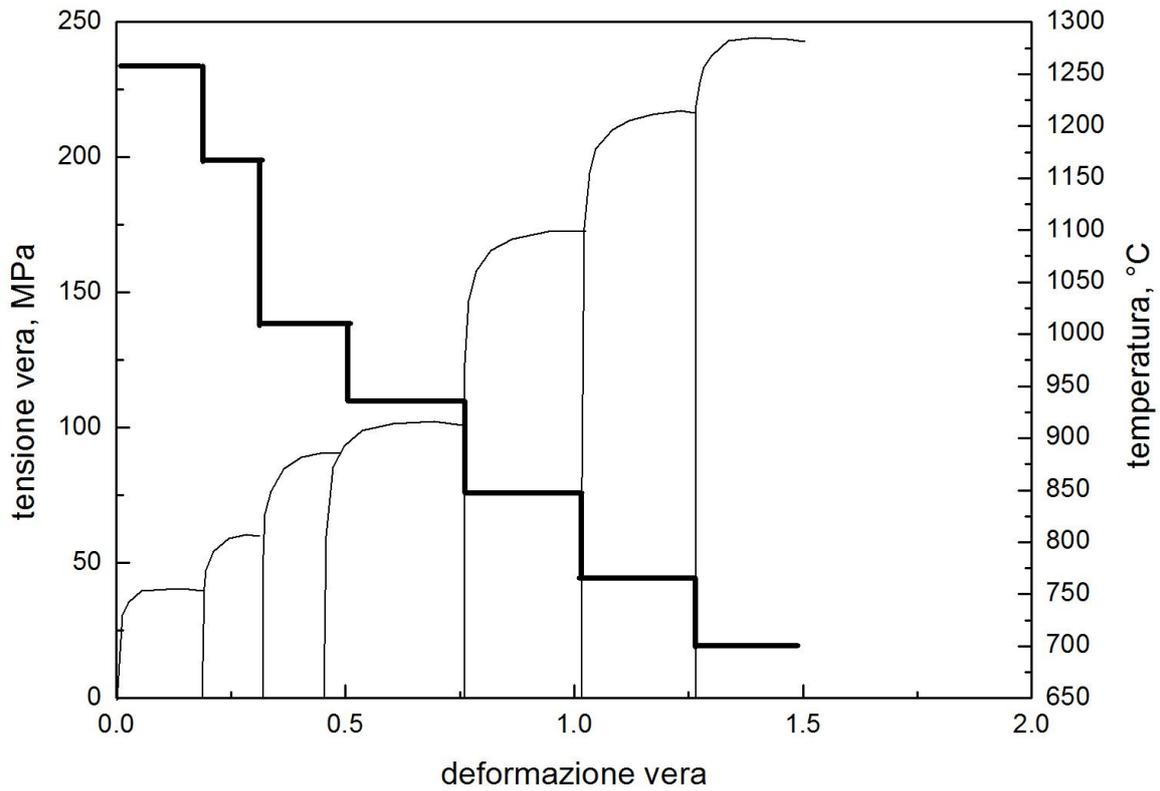


Figura 6.33: comportamento di flusso per l'acciaio microlegato Nb-V deformato in diverse passate con la macchina di torsione.



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.

