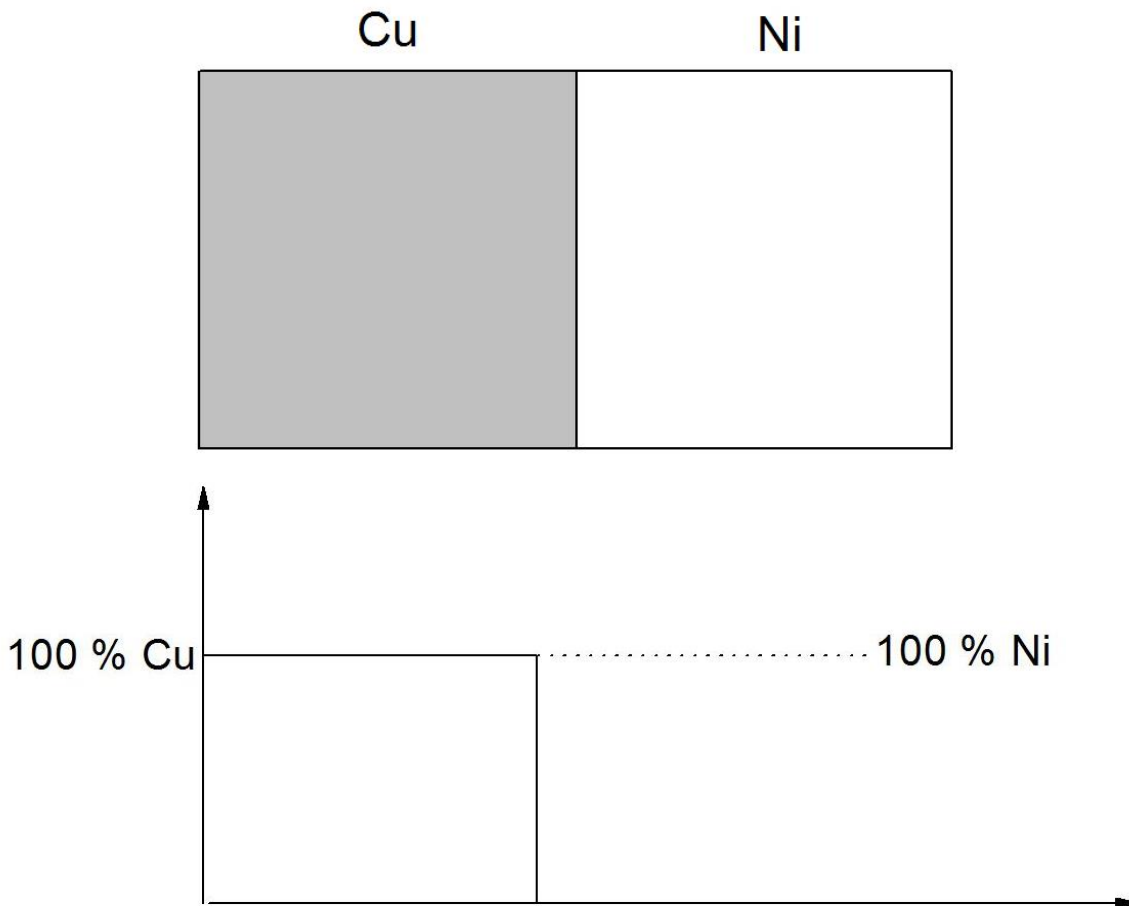
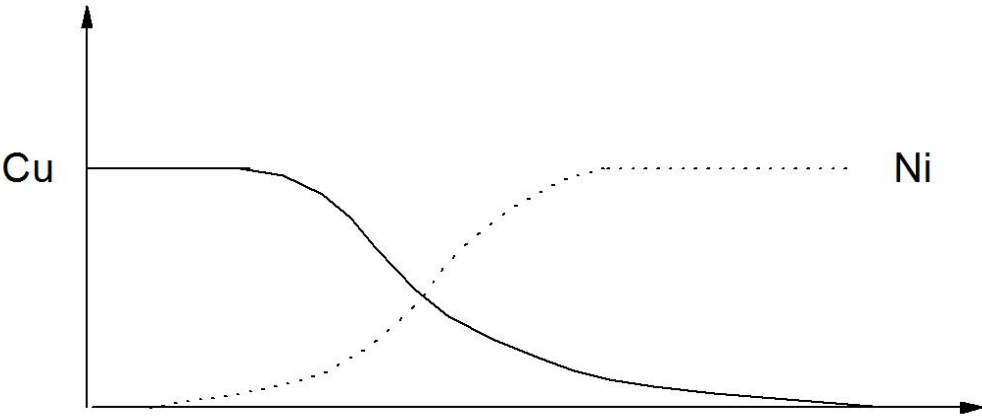


Capitolo III

LA DIFFUSIONE

Molti processi e trattamenti si basano su un flusso di materia che avviene in determinati materiali solidi; tale flusso di materia è reso possibile da quei fenomeni di trasporto di atomi che sono indicati sotto il termine di *diffusione*. L'esistenza del fenomeno della diffusione può essere facilmente dimostrata ponendo a contatto diretto due barre di materiale solido, ad esempio Rame e Nichel, come schematizzato in Figura 3.1. A temperatura ambiente, come logico, la composizione delle due barre, indicata in Figura 3.1a, rimane inalterata, e non si hanno 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 3.1b).





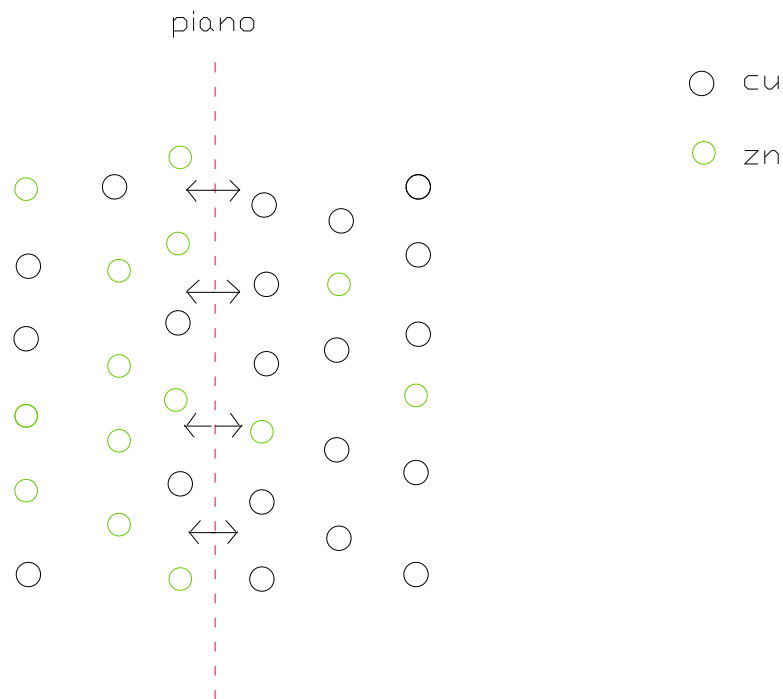


Figura 3.1: schematizzazione dei processi diffusivi in una coppia rame-zinco: a) situazione iniziale; b) dopo la diffusione. Le curve rappresentano il tenore di Cu e Ni in funzione della posizione rispetto all'interfaccia.

Fisicamente la diffusione avviene perché gli atomi, anche in un solido, sono in grado di muoversi, saltando da un sito atomico all'altro.

La figura mostra un solido in cui c'è un gradiente di concentrazione di atomi verdi: essi sono in maggioranza a sinistra della linea tratteggiata che a destra. Se gli atomi saltano casualmente attraverso la linea tratteggiata, allora ci sarà un flusso di rete di atomi verdi a destra (semplicemente perché ci sono più atomi che saltano da sinistra), e, di conseguenza, un flusso di rete di atomi bianchi verso sinistra. La legge di Fick descrive questo. Essa è stata derivata in questo modo.

Complessivamente la concentrazione all'interno delle due barre varierà, in funzione della posizione, come rappresentato in Figura 3.1b. 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.

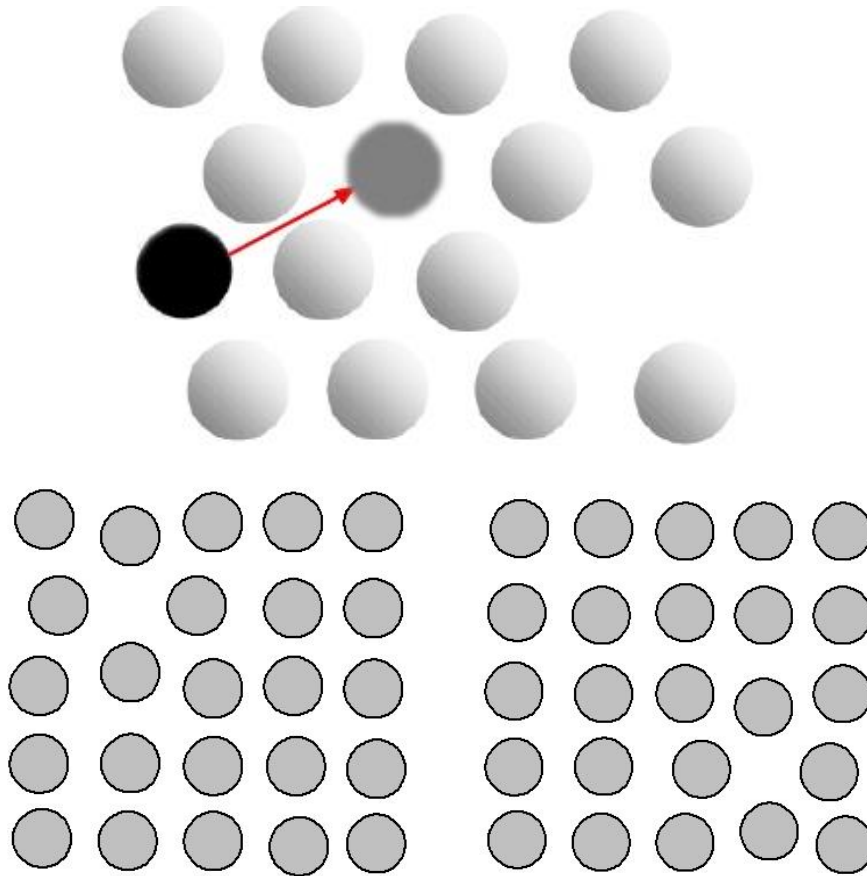


Figura 3.2: meccanismo di diffusione di una vacanza.

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 (Figura 3.2); 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. 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, più piccoli, sono maggiormente mobili, e i siti disponibili, gli interstizi, sono in numero molto maggiore di quanto non siano le vacanze.

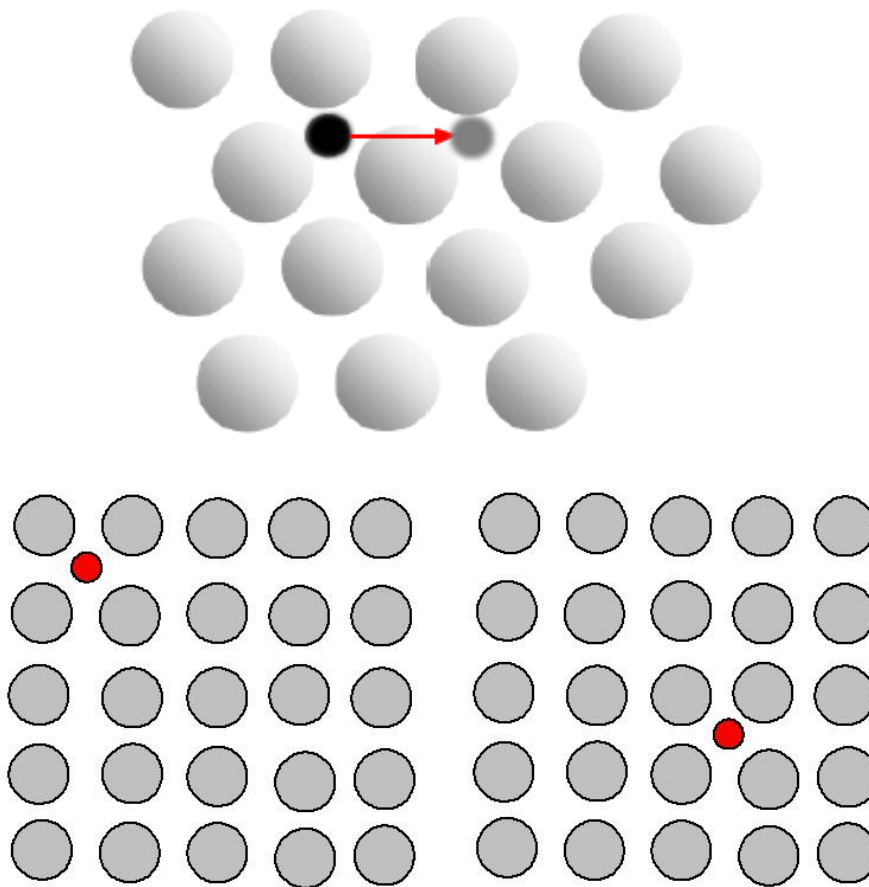


Figura 3.3: Diffusione di elementi interstiziali.

La diffusione è notevolmente influenzata dal tipo di reticolo, infatti in una struttura cristallina ccc con fattore di impacchettamento atomico pari a 0,68 avviene più velocemente che in una struttura cfc avente un fattore di impacchettamento atomico di 0,74. Inoltre la dimensione dei siti interatomici è superiore nelle strutture cristalline ccc, così che gli atomi possono diffondere più agevolmente.

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

$$J = \frac{M}{At} \quad (3.1)$$

dove A è l'area della superficie, t è il tempo. In forma differenziale la relazione diventa

$$J = \frac{1}{A} \frac{dM}{dt} \quad (3.2)$$

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 .

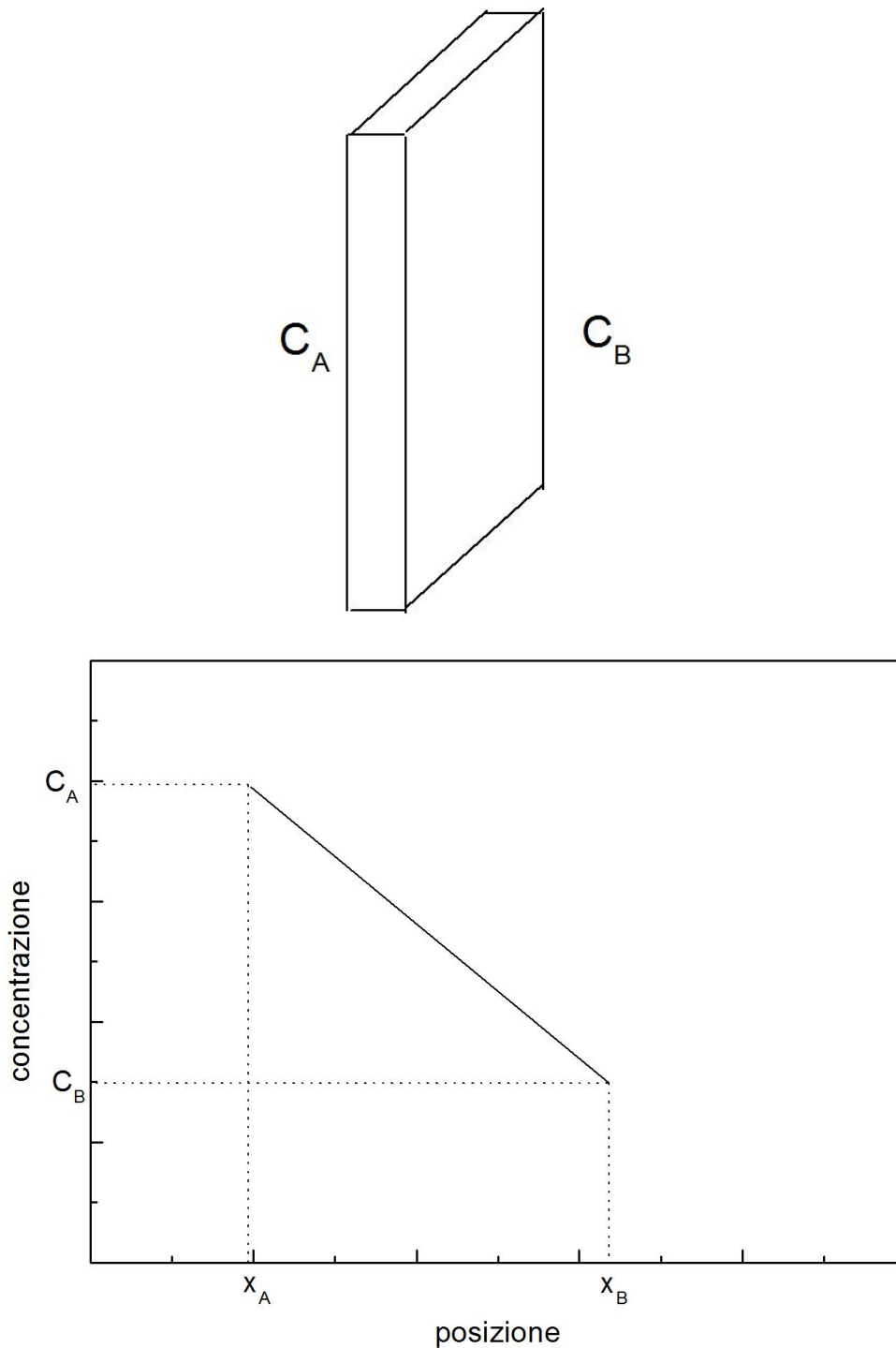


Figura 3.4: differenza di concentrazione tra le posizioni x_A e x_B nel caso di diffusion in stato stazionario.

Se il profilo di concentrazione viene supposto lineare come in figura, si avrà che il gradiente di concentrazione e' 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:

$$J = -D \frac{dC}{dx} \quad (3.3)$$

La costante D viene definita coefficiente di diffusione, ed ha unità di misura [m²/s].

Le unità di misura di questa relazione, nel Sistema Internazionale, sono:

$$J \left(\frac{\text{atomi}}{\text{m}^2 * \text{s}} \right) = -D \left(\frac{\text{m}^2}{\text{s}} \right) \frac{dC}{dx} \left(\frac{\text{atomi}}{\text{m}^3} \right) * \left(\frac{1}{\text{m}} \right)$$

La relazione precedente, conosciuta come legge di Fick, indica molto chiaramente che i fenomeni diffusivi avvengono in direzione opposta rispetto al gradiente di concentrazione.

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

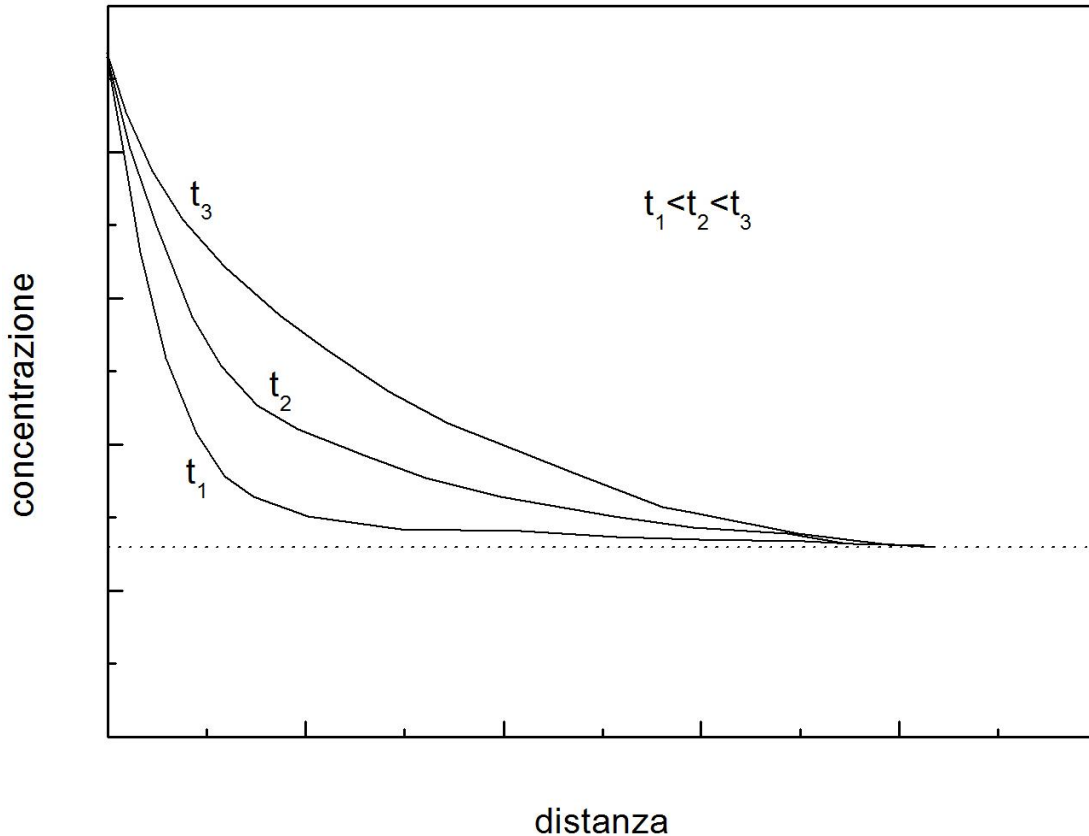


Figura 3.5: profili di concentrazione funzione del tempo nel caso di diffusione in stato non stazionario.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \Rightarrow \frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (3.4)$$

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:

$$\frac{C_x - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (3.5)$$

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

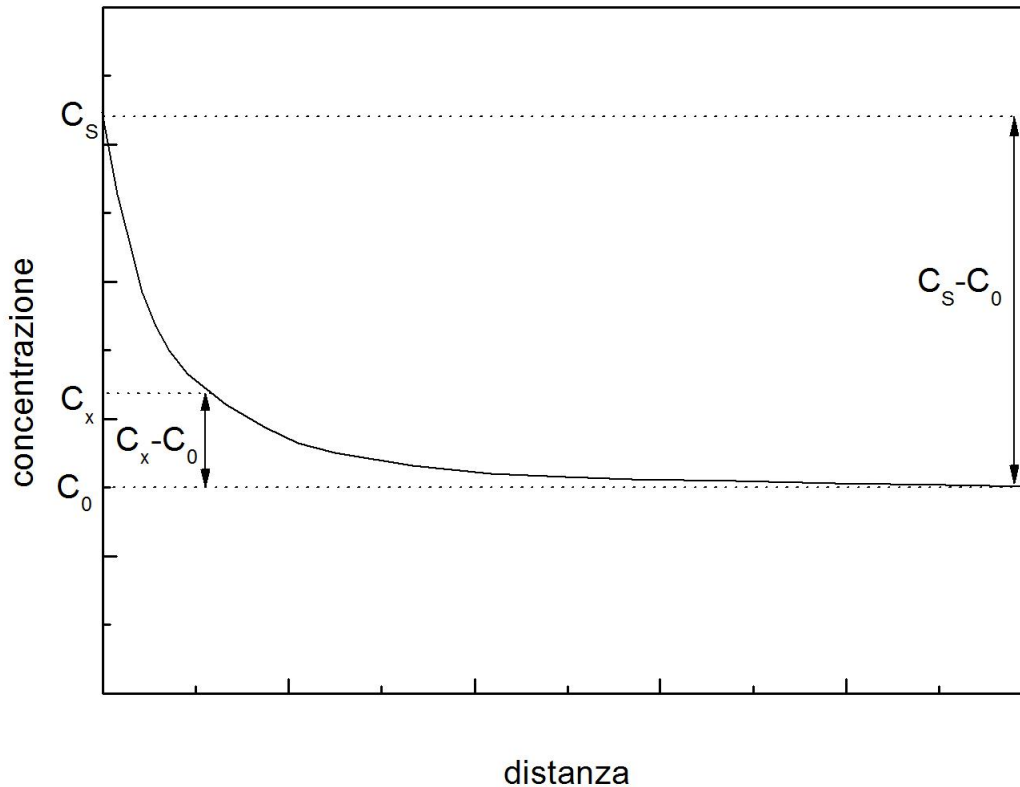


Figura 3.6: differenza di concentrazione in funzione della distanza nel caso di diffusione in stato non stazionario.

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).

specie che diffonde	che metallo base	D_0 [m^2/s]	Q_d [kJ/mol]	valori calcolati	
				T [$^{\circ}C$]	D [m^2/s]
Fe	Fe (ccc)	2.0×10^{-4}	241	500	1.1×10^{-20}
				900	3.9×10^{-15}
Fe	Fe (cfc)	5.0×10^{-5}	284	900	1.1×10^{-17}
				1100	7.8×10^{-16}
C	Fe (ccc)	6.2×10^{-7}	80	500	2.3×10^{-12}
				900	1.6×10^{-10}
C	Fe (cfc)	1.0×10^{-5}	136	900	9.2×10^{-12}
				1100	7.0×10^{-11}
Al	Al	1.7×10^{-4}	142	500	4.1×10^{-14}
Cu	Al	6.5×10^{-5}	135	500	4.8×10^{-14}
Mg	Al	1.2×10^{-4}	131	500	1.8×10^{-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:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (3.6)$$

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*).

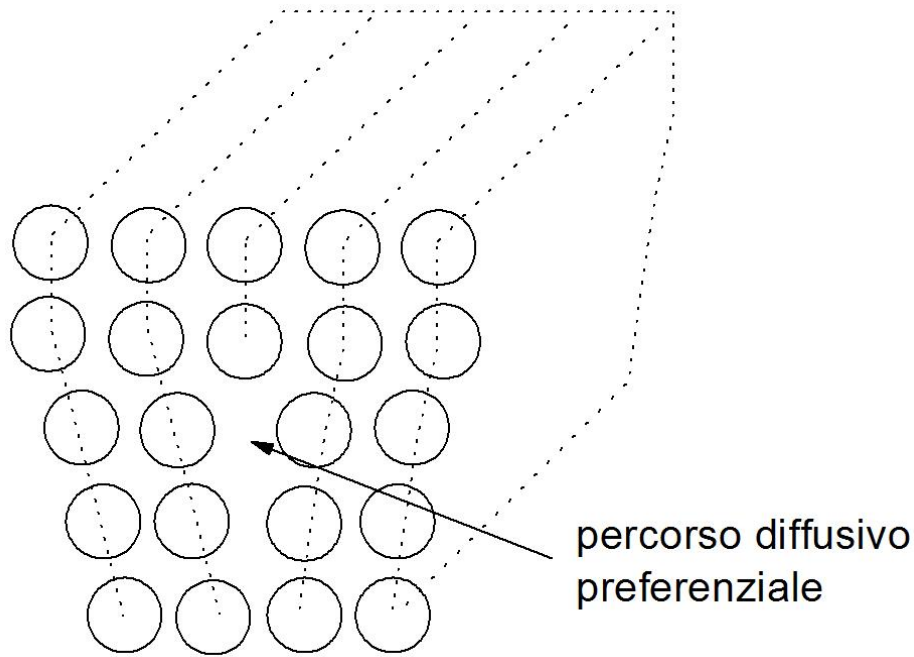


Figura 3.7: percorso preferenziale diffusivo nei pressi di una dislocazione a spigolo.

L'altro esempio tipico è 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.

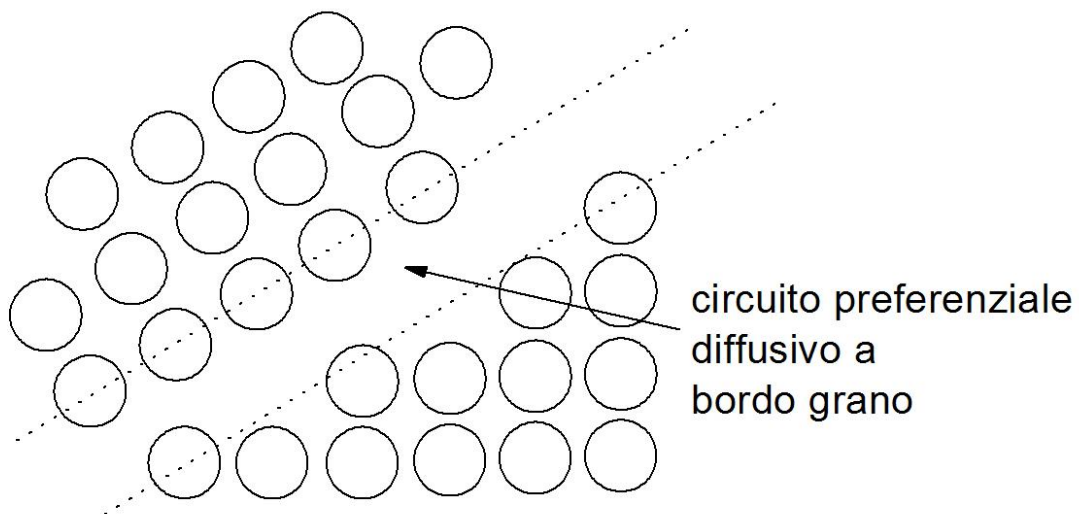


Figura 3.8: percorso preferenziale diffusivo nei pressi di un bordo di grano.

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 3.9 si osserva una dislocazione che viene bloccata da un ostacolo (nel caso in questione un precipitato).

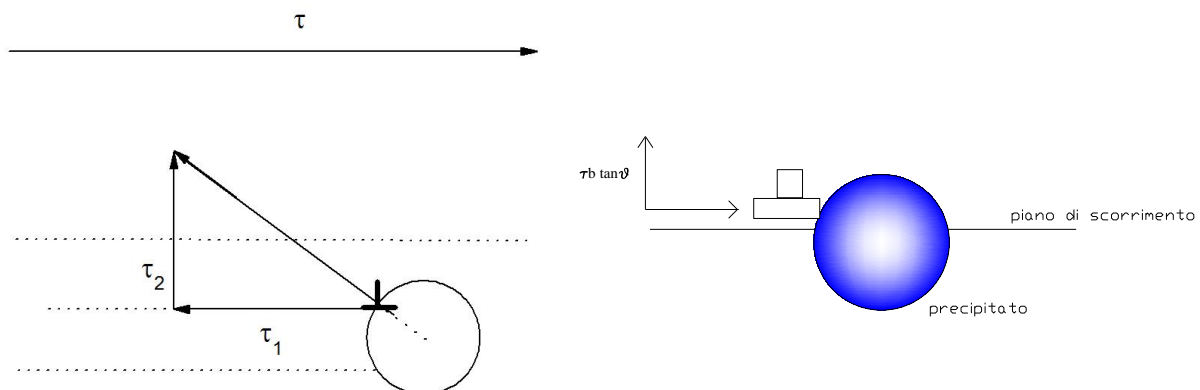


Figura 3.9: componenti della sollecitazione dovuta al moto di una dislocazione nei pressi di una particella.

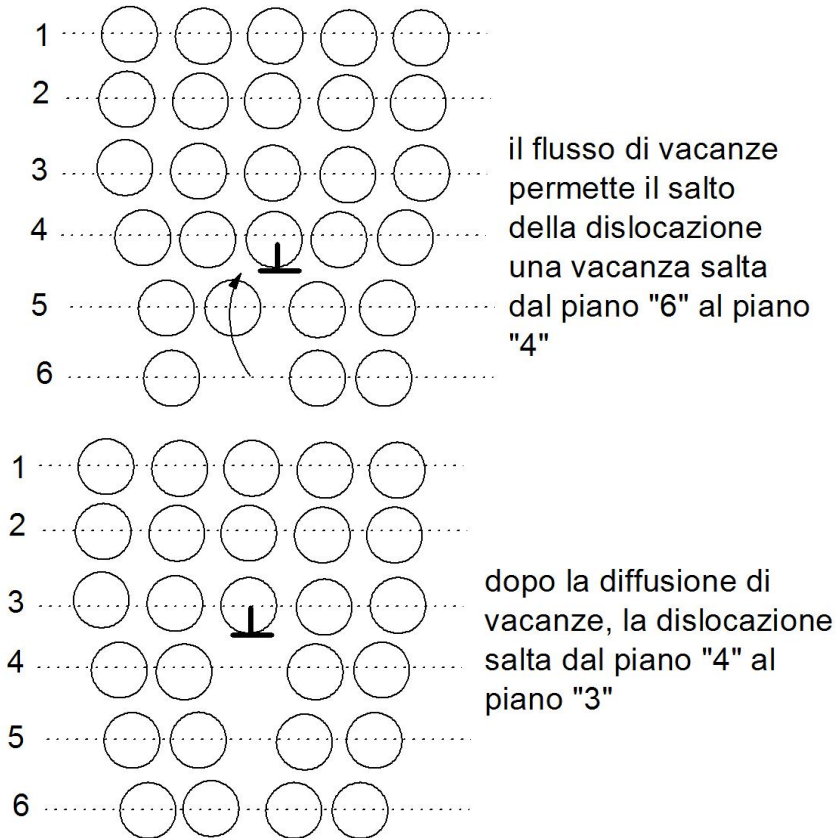
τ_1 è la componente della reazione che immobilizza la dislocazione, τ_2 è la componente che tenderebbe a far scavalcare l'ostacolo alla dislocazione.

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 3.9, 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 e' 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



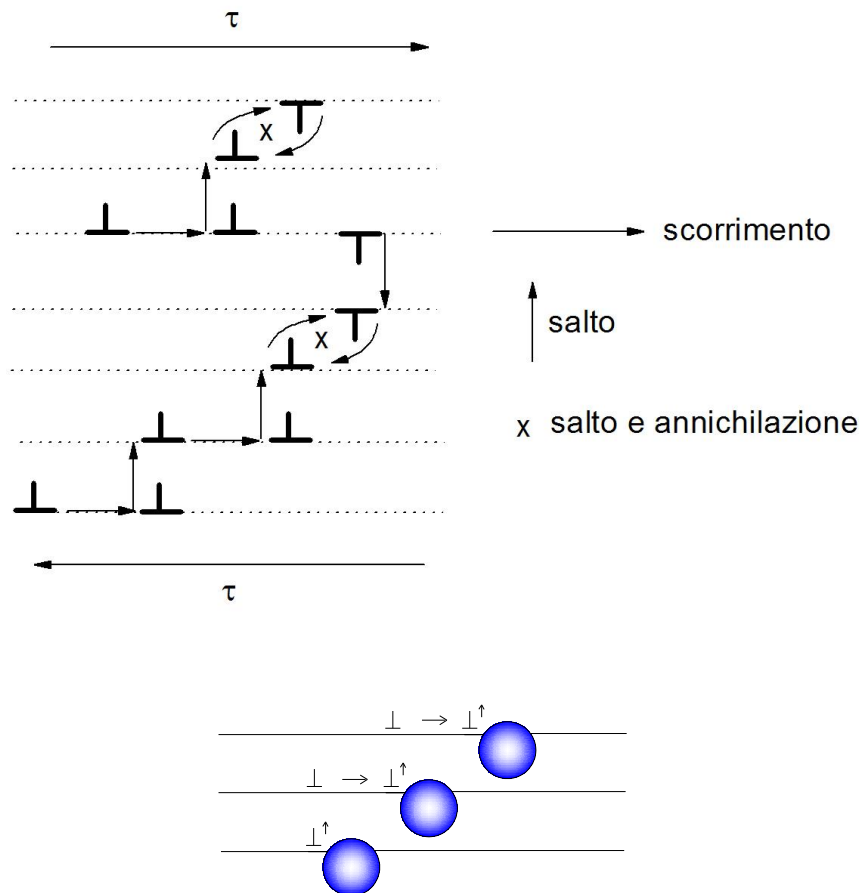


Figura 3.10: a) salto di una dislocazione per effetto della diffusione di vacanze; b) movimento delle dislocazioni schematizzato come una sequenza di scorrimenti e salti, con annullamento di dislocazioni di segno opposto.

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

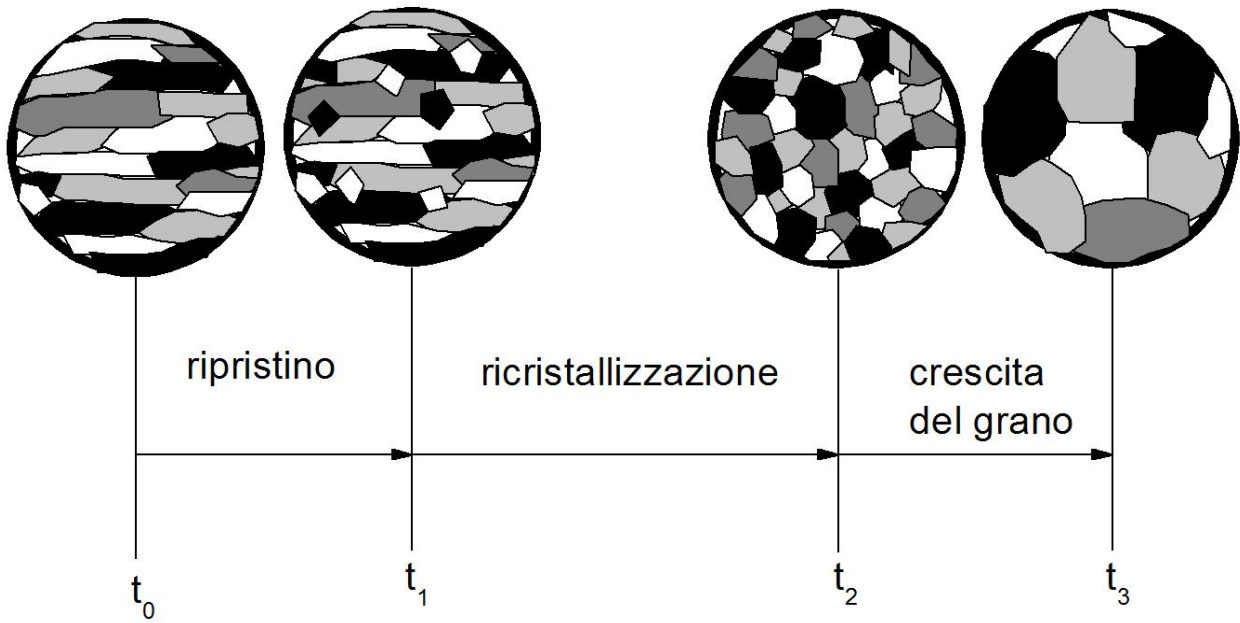


Figura 3.11: fenomeni di ripristino, ricristallizzazione e crescita del grano in un metallo deformato e posto ad elevate temperature.

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.

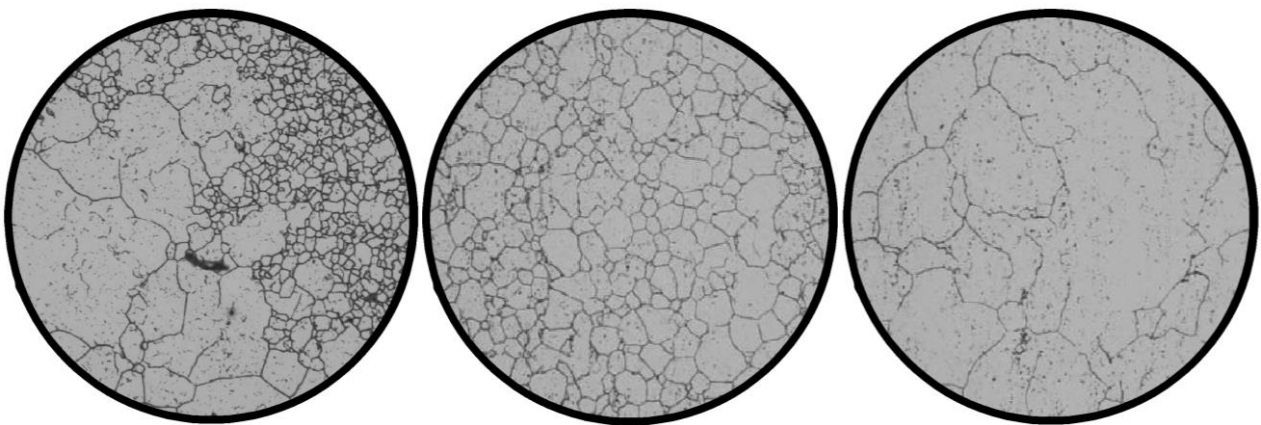


Figura 3.12: micrografie ottiche del fenomeno di ricristallizzazione e crescita del grano in una lega di alluminio.

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 sottogran, che tendono, man mano che il tempo passa, a diventare più grossolani.

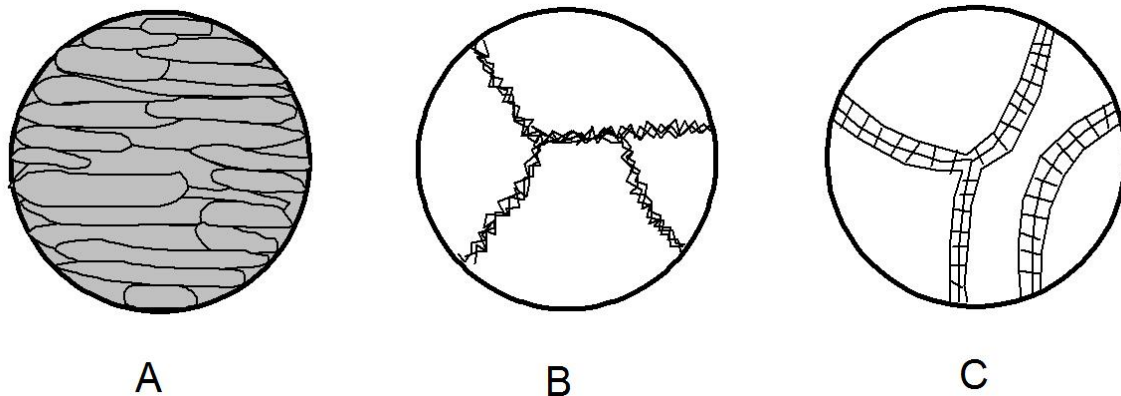


Figura 3.13: struttura a celle.

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.

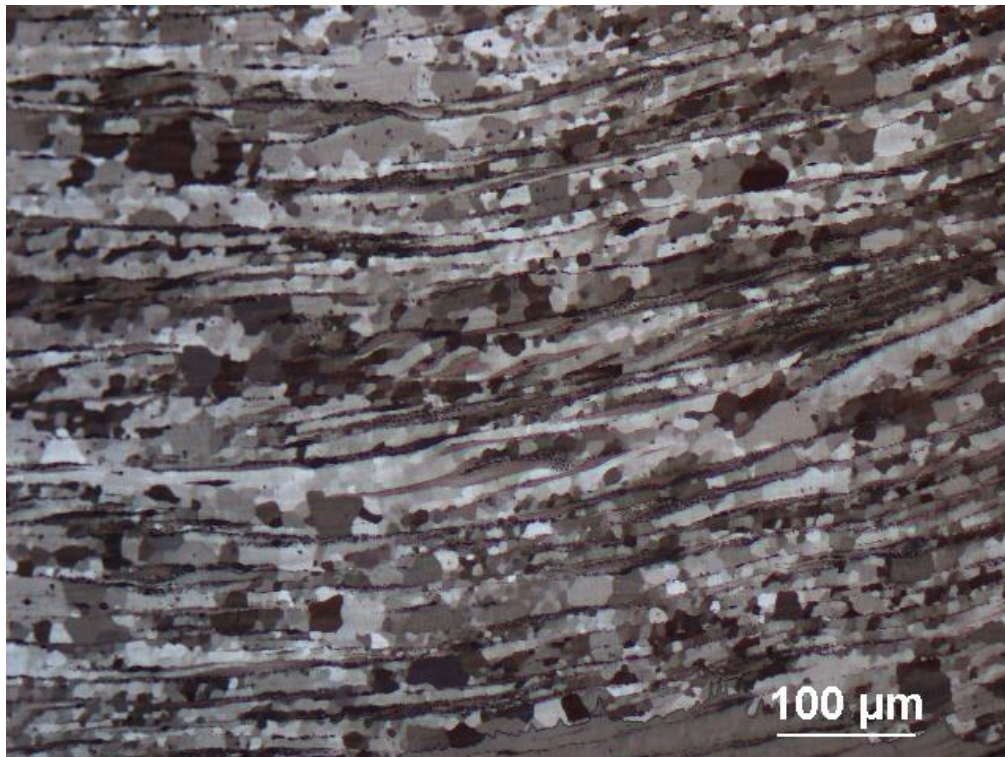
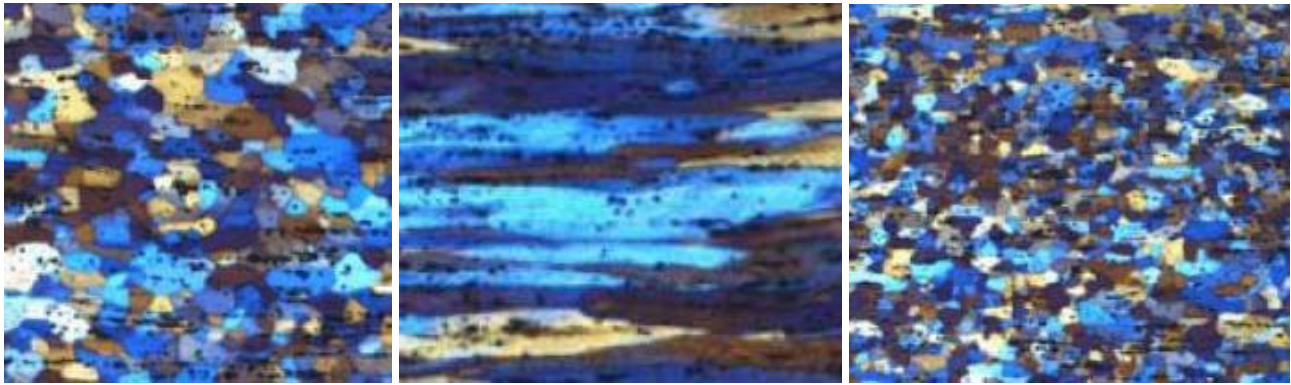


Figura 3.14: struttura pre-deformata, laminata e ricristallizzata, nella micrografia inferior si notano i sottograni formati nei grani deformati.

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 influisce 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_1 , 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 3.15 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 sottograni 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.

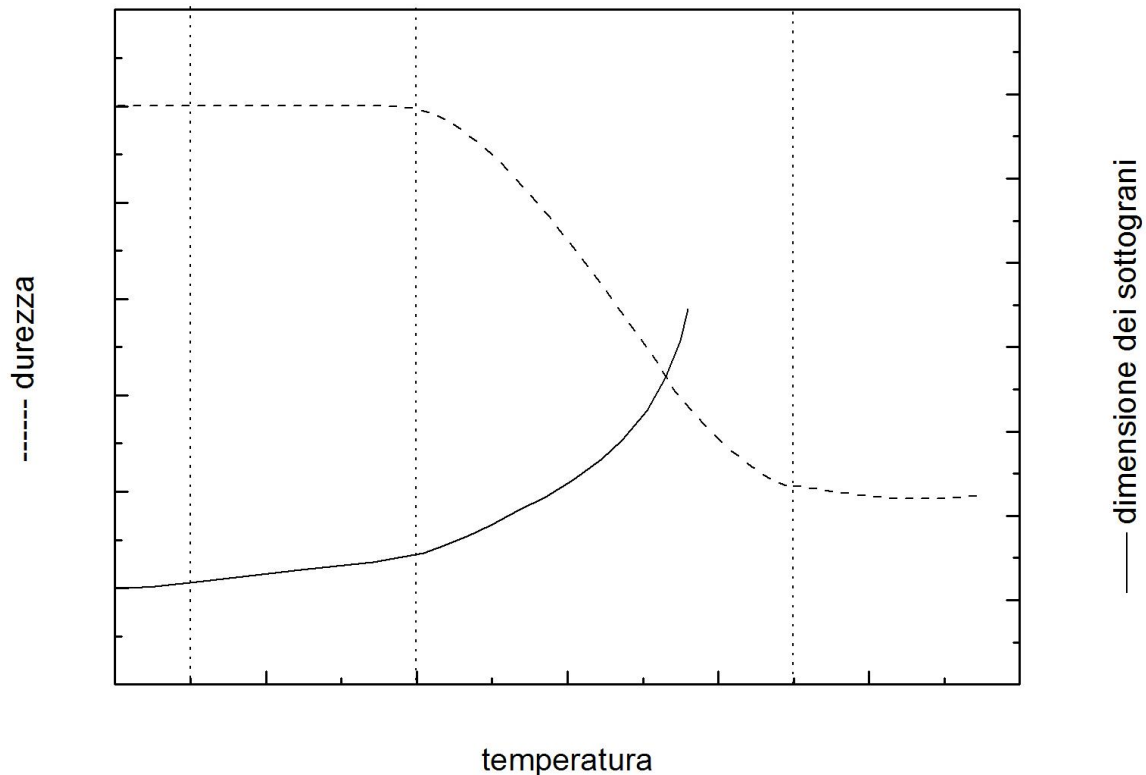


Figura 3.15: variazione della durezza e della dimensione dei sottograni con la temperatura.

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

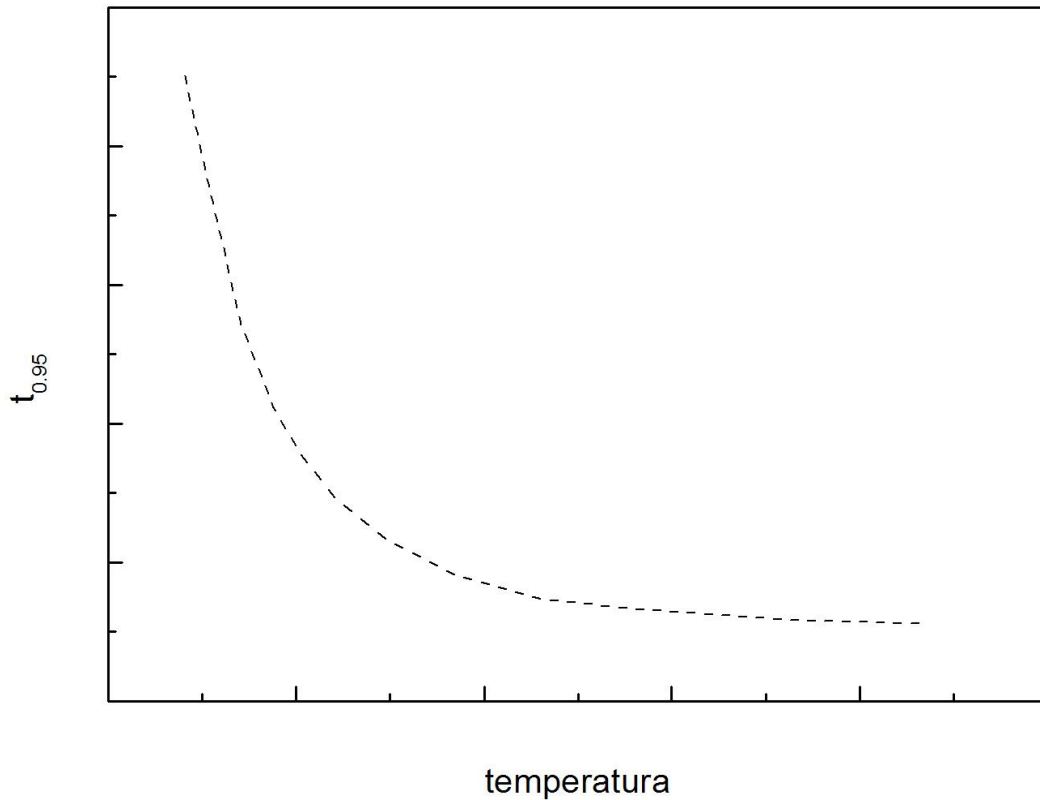


Figura 3.16: parametro di ricristallizzazione in funzione della temperatura.

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.