

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,

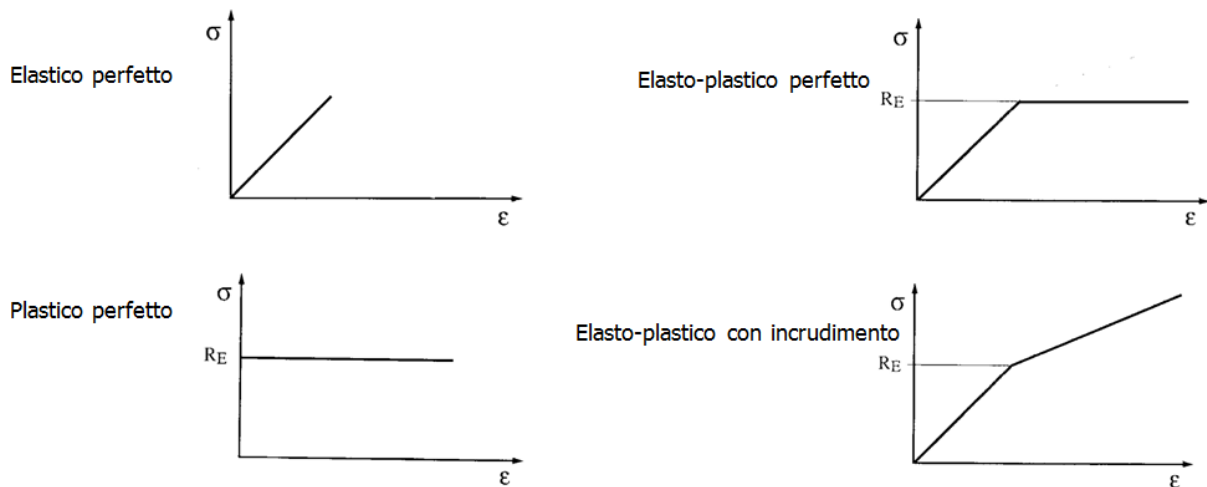


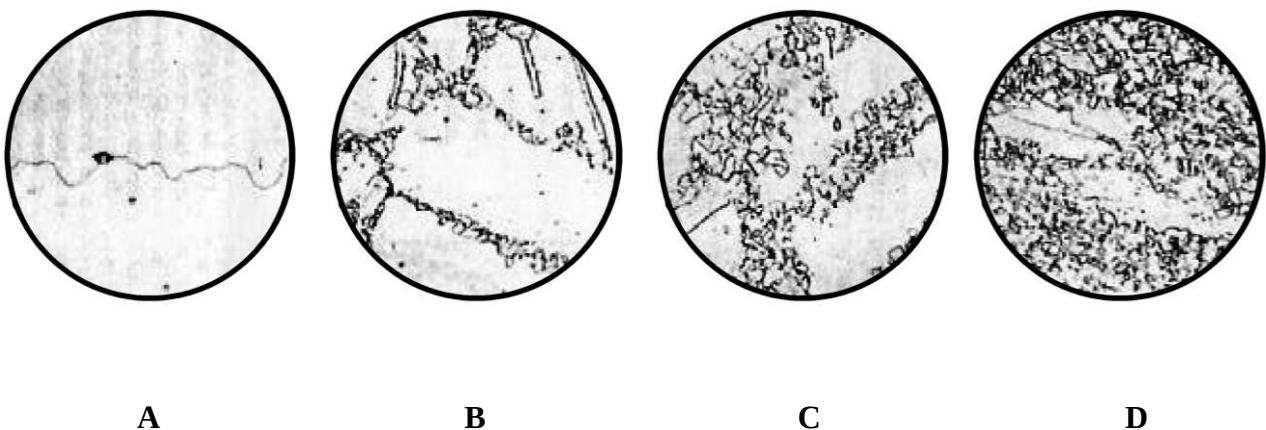
Figura 8.1: relazione sforzo-deformazione per diversi comportamenti dei materiali deformati.

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 riassetto 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 sottogranì 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.



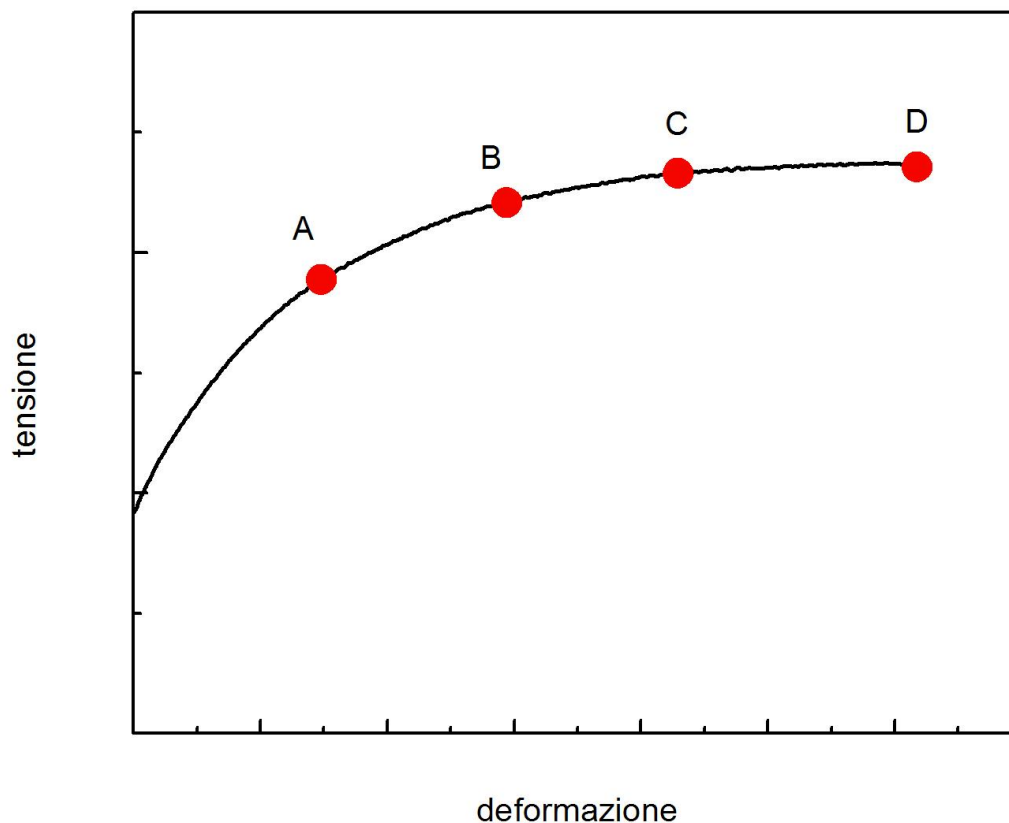


Figura 8.2: processo di ricristallizzazione dinamica; il provino è sottoposto ad uno sforzo di trazione (monoassiale) e all'aumentare dello sforzo vi è un incremento della densità delle dislocazioni. Nel momento in cui la ricristallizzazione è completata, la curva sforzo – deformazione subisce un 'addolcimento'.

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:

$$T_d = \frac{U_p}{\rho c} = \frac{\sigma \epsilon \beta}{\rho c}$$

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,

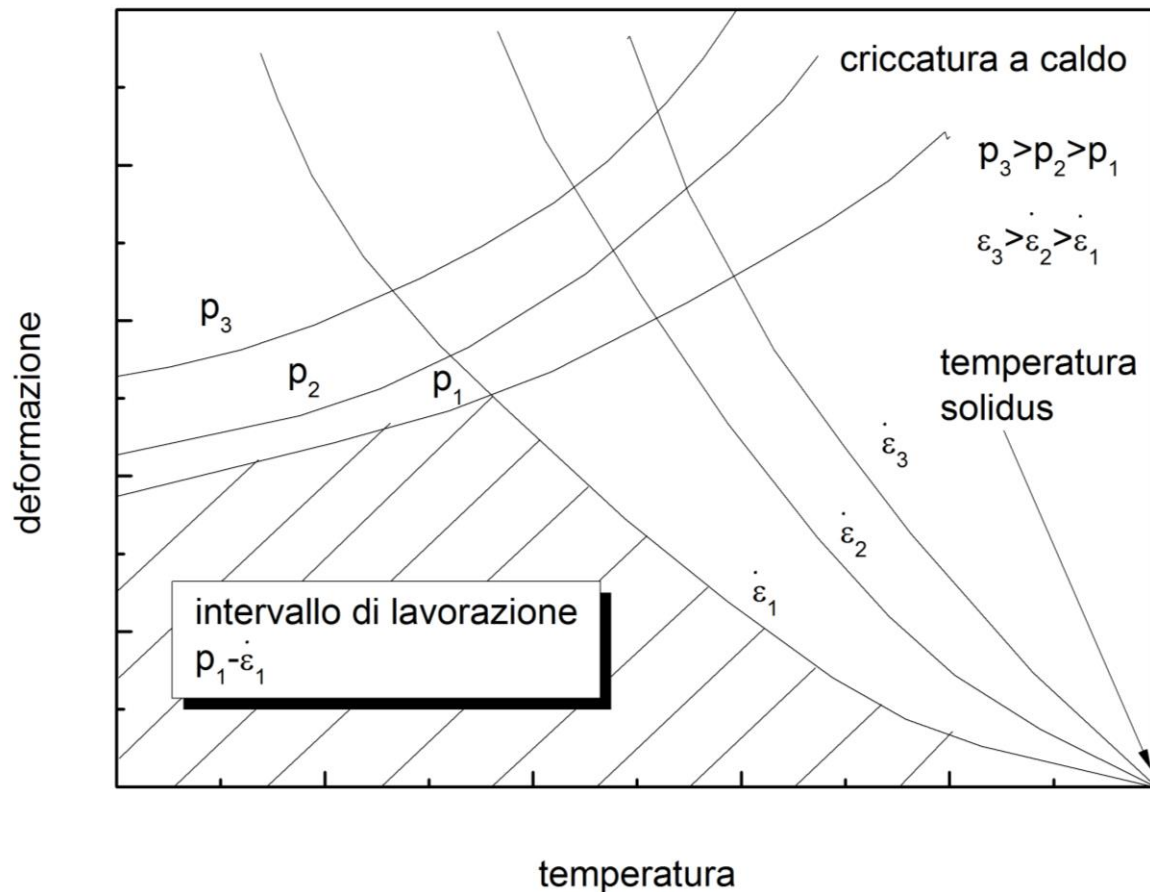


Figura 8.3: fenomeni qualitativi che si instaurano al variare di deformazione e temperatura.

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

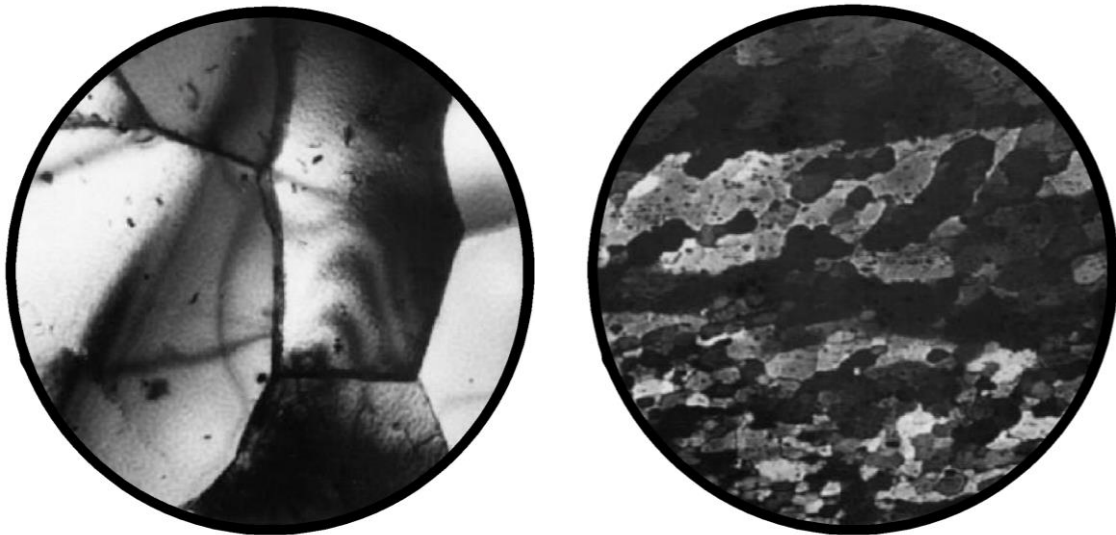
$A(\sinh \alpha \sigma)^n$ nella zona di addolcimento

La caratteristica principale del recupero dinamico e' la produzione di una struttura stabile associata con il tratto stazionario della curva tensione-deformazione.

Al diminuire della sollecitazione, della velocita' di deformazione, di Z e all'aumentare della temperatura, i sottogranì assumono dimensioni piu' elevate e densita' di dislocazioni minori.

Per l'alluminio, per esempio, a 400°C e 1s-1 si ottengono sottogranì di 4 mm mentre a 400 °C e 10-6 s-1 di 30 mm.

Accanto a tale fenomeno si osserva una maggiore o minore rotazione dei sottogranì l'uno rispetto all'altro.



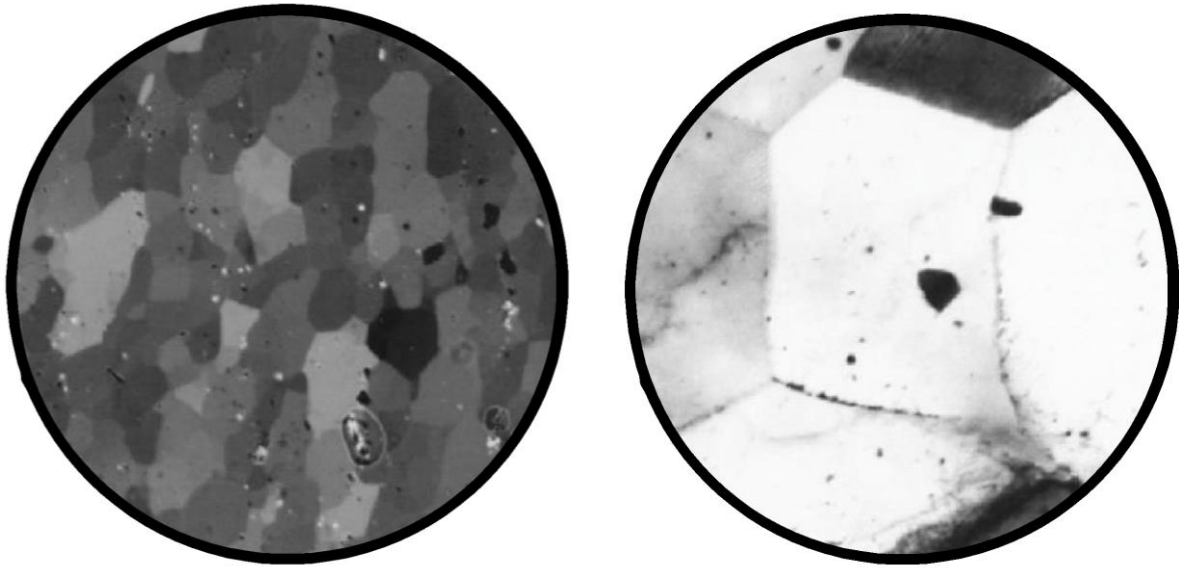
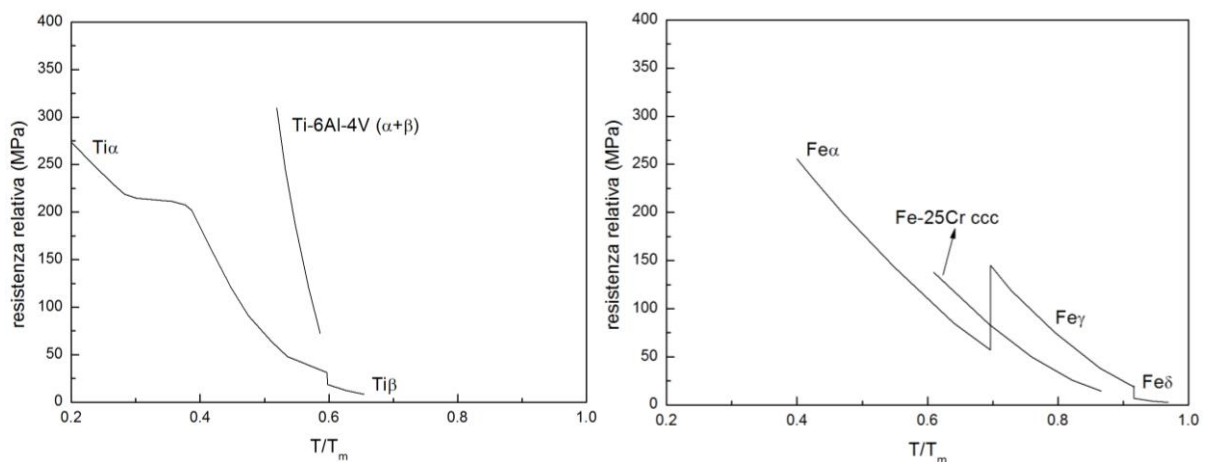


Figura 8.4: diverse strutture di deformazione dei materiali metallici.

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.



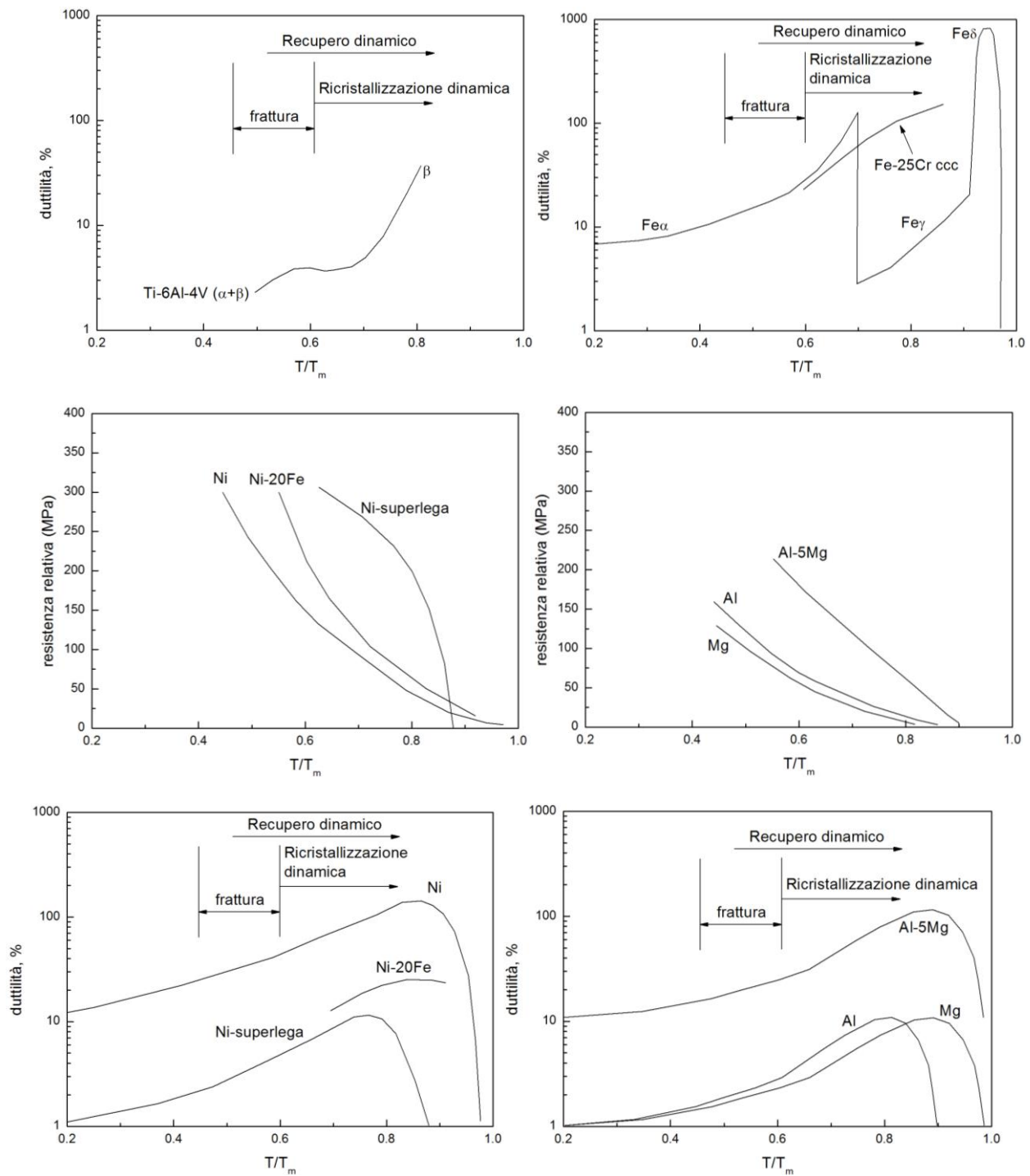


Figura 8.5: resistenza e duttilita' in funzione della temperatura per differenti materiali metallici.

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.

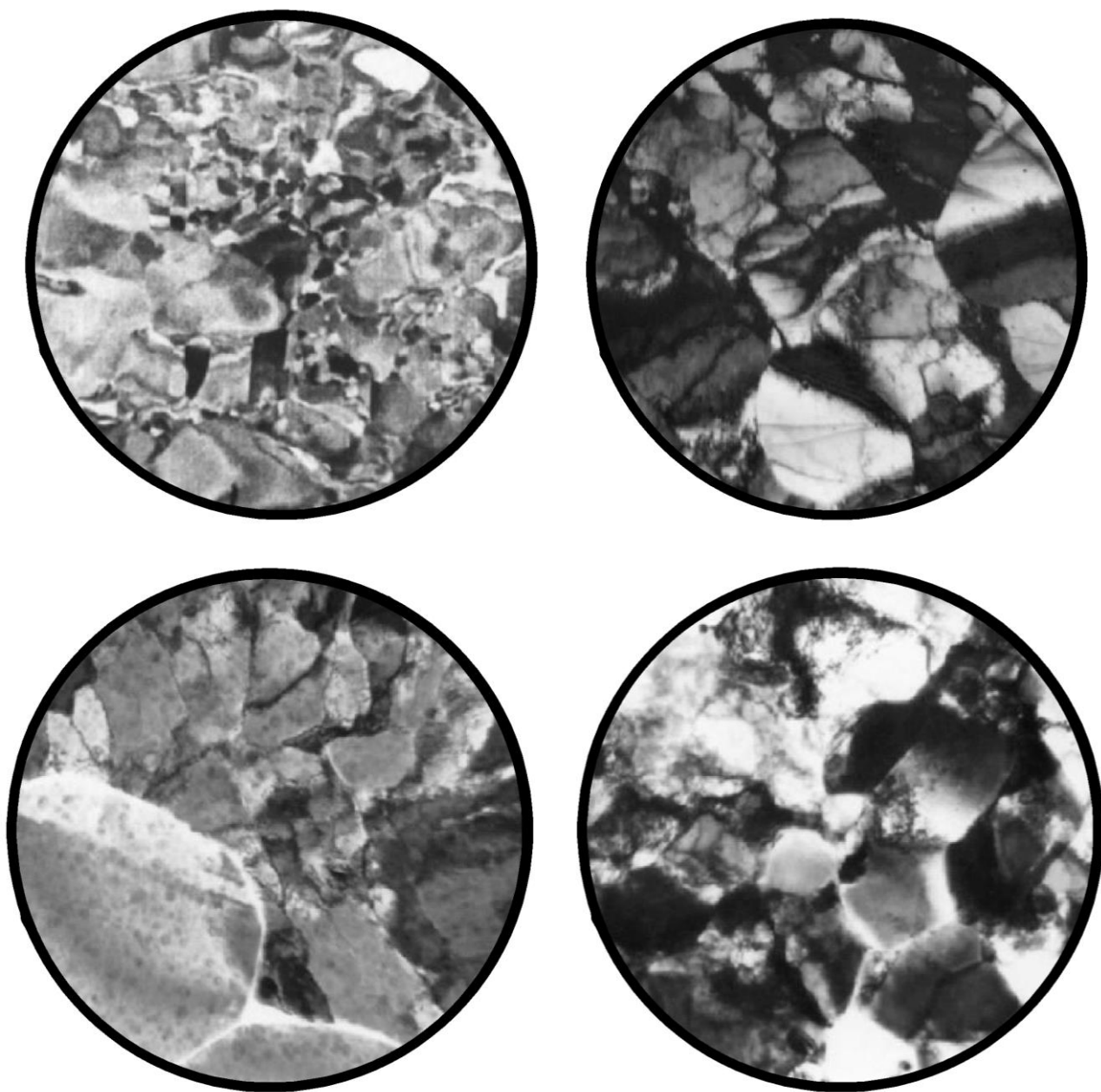


Figura 8.6: evoluzione microstrutturale durante il fenomeno della ricristallizzazione.

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.

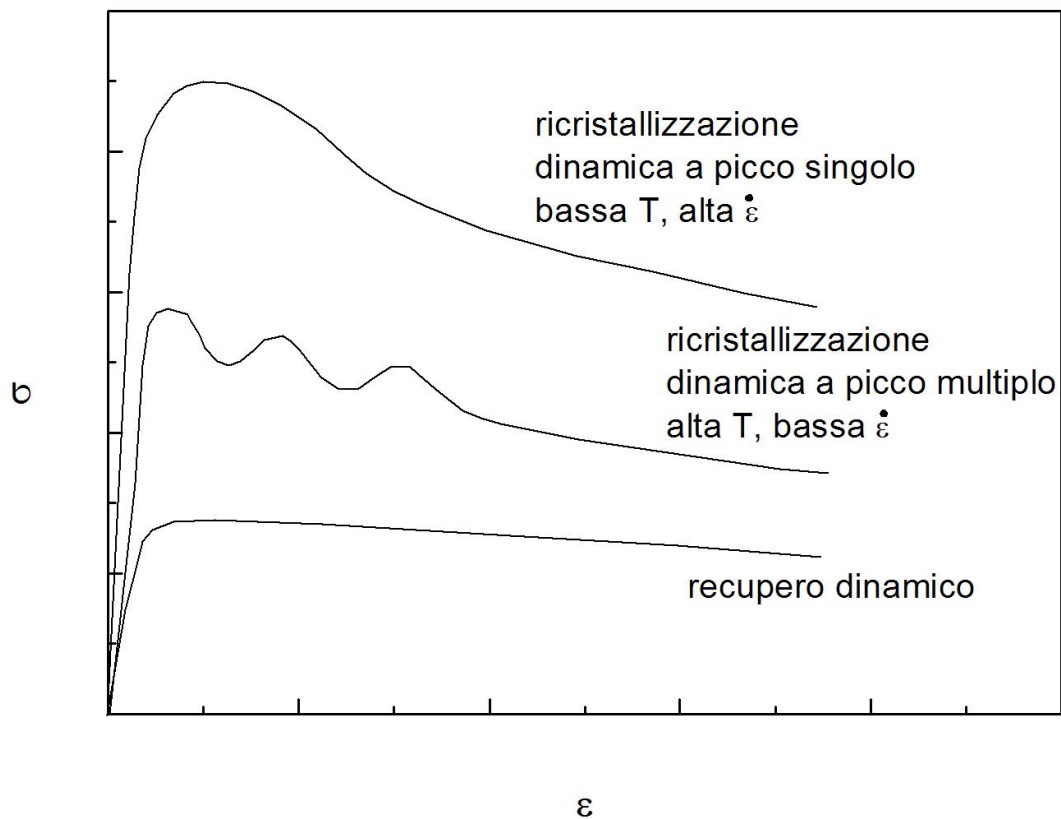


Figura 8.7: curve sforzo deformazione per diversi comportamenti dei materiali metallici.

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%.

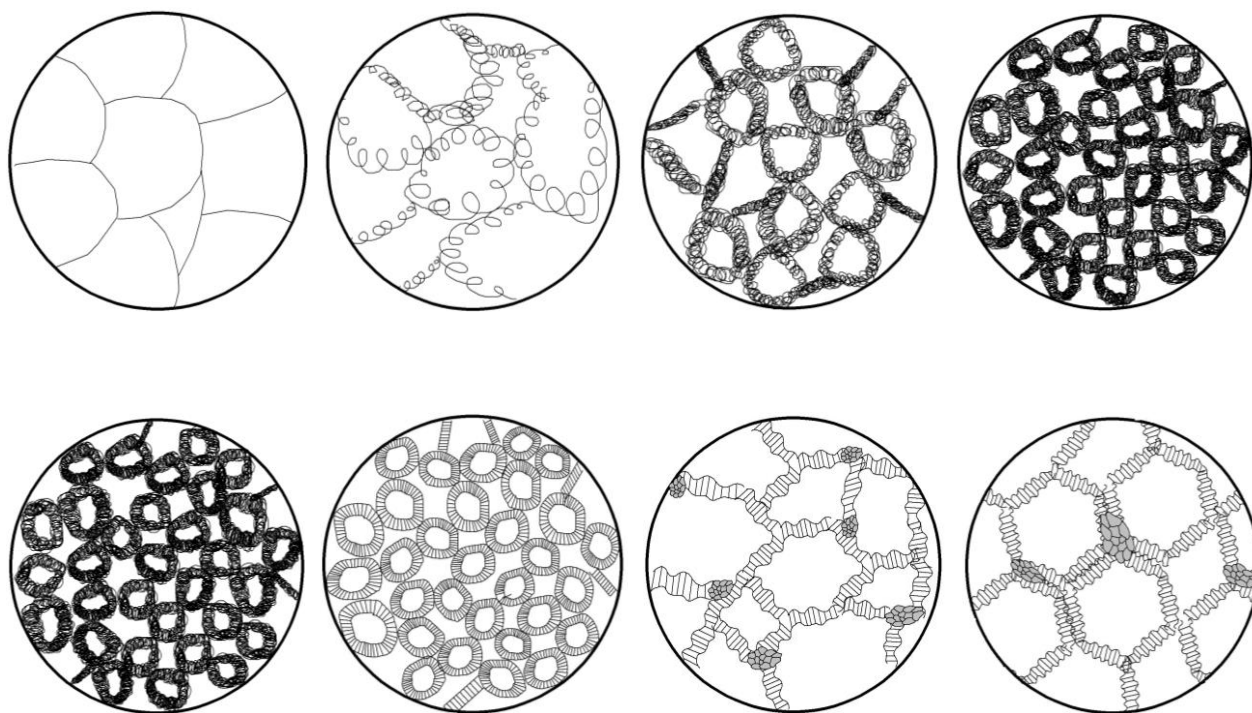


Figura 8.8: scghematizzazione della evoluzione microstrutturale durante la ricristallizzazione.

Naturalmente all'aumentare della temperatura il fenomeno diviene sempre piu' rapido.

Ne vengono fortemente influenzate le proprieta' meccaniche.

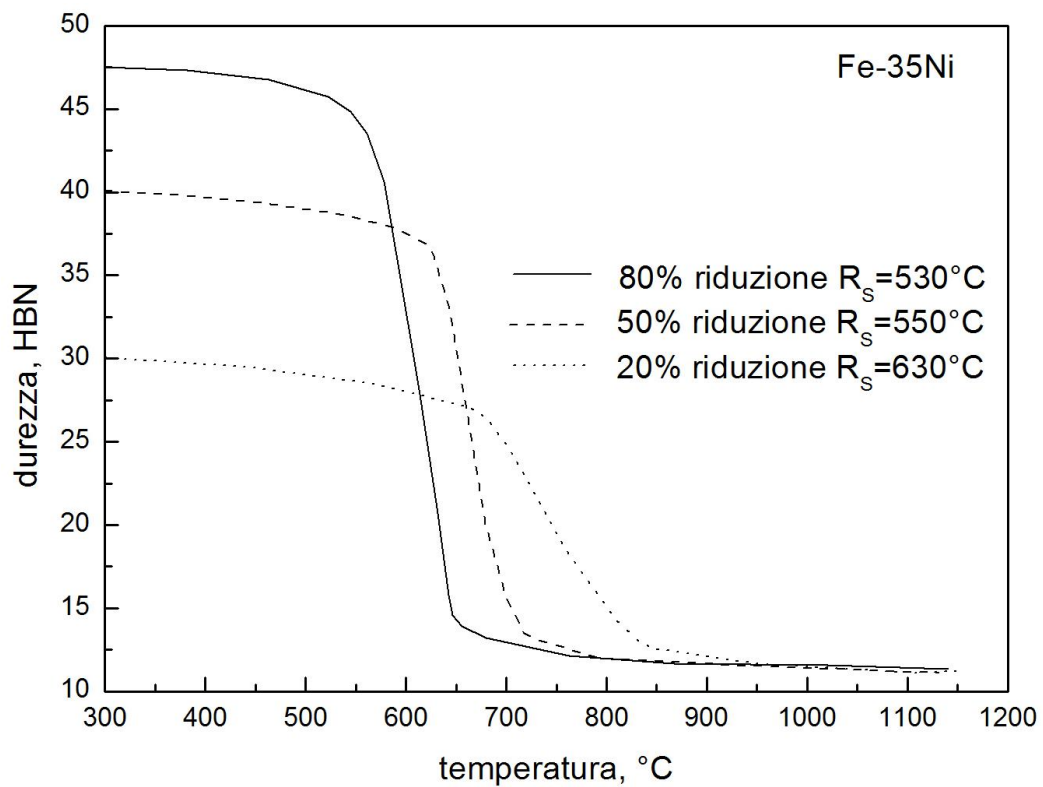
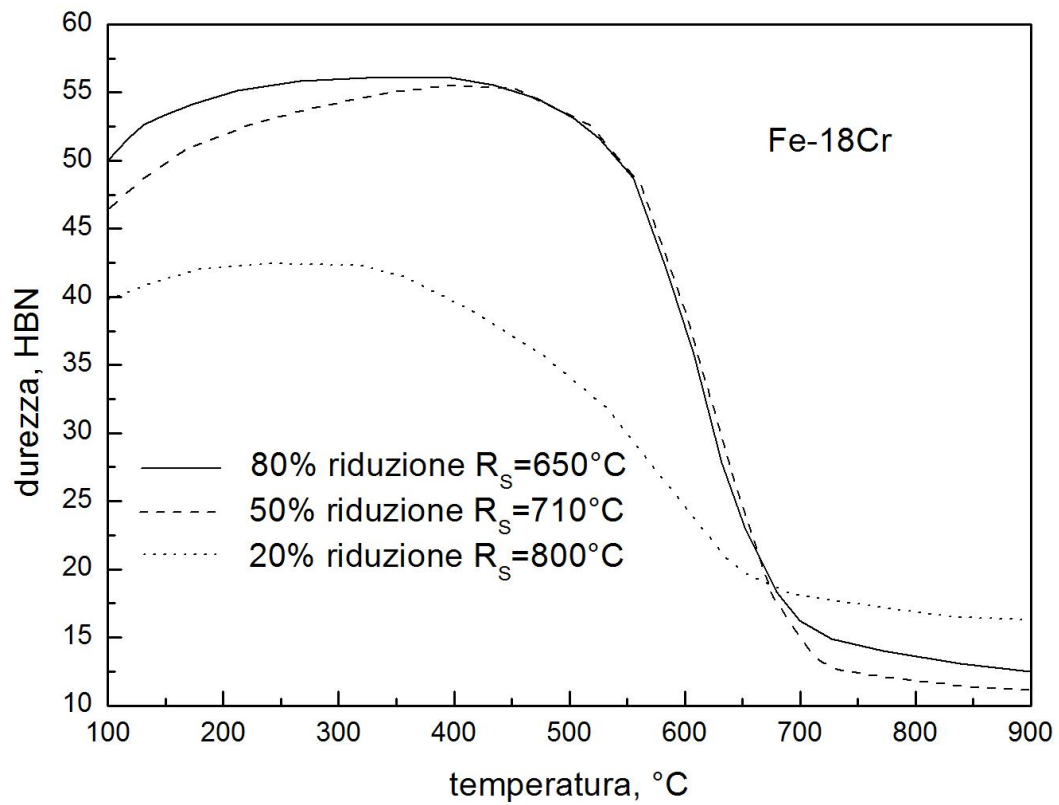


Figura 8.9: evoluzione della resistenza con la temperatura dopo deformazione plastica.

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,

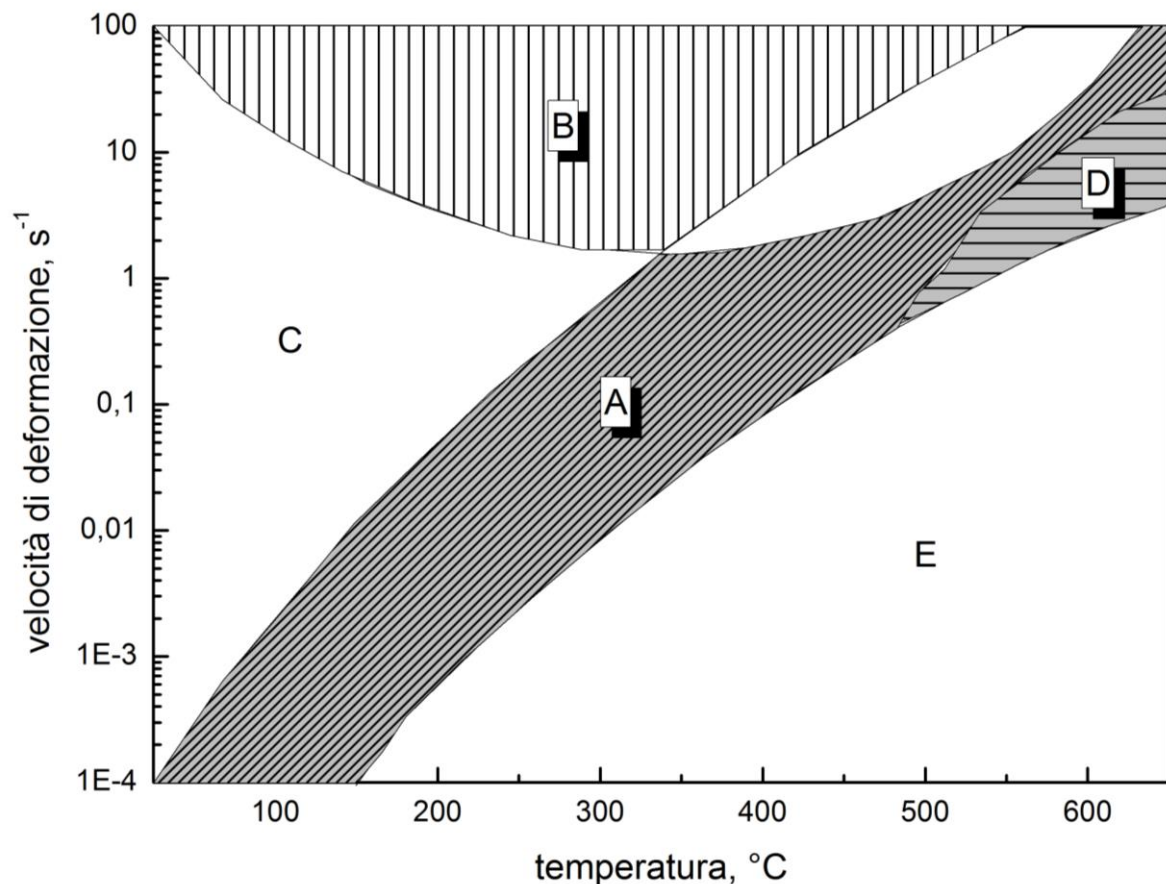


Figura 8.10: diversi campi di deformazione in funzione di velocità di deformazione e temperatura.

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.

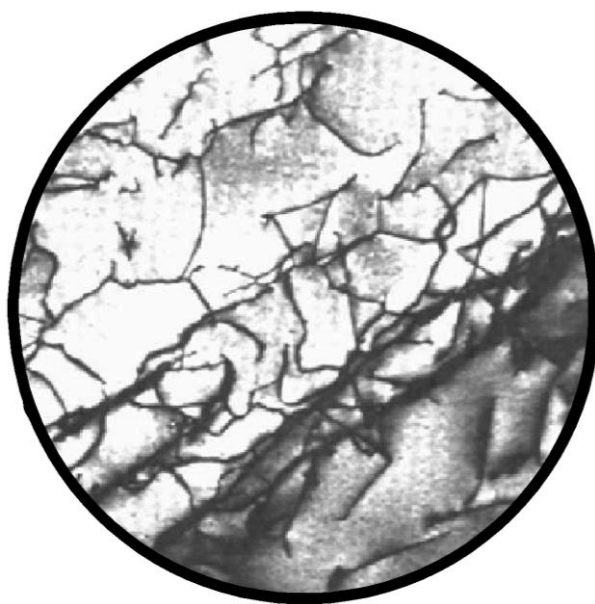


Figura 8.12: aumento delle dislocazioni dopo deformazione plastica a freddo.

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 gl'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.

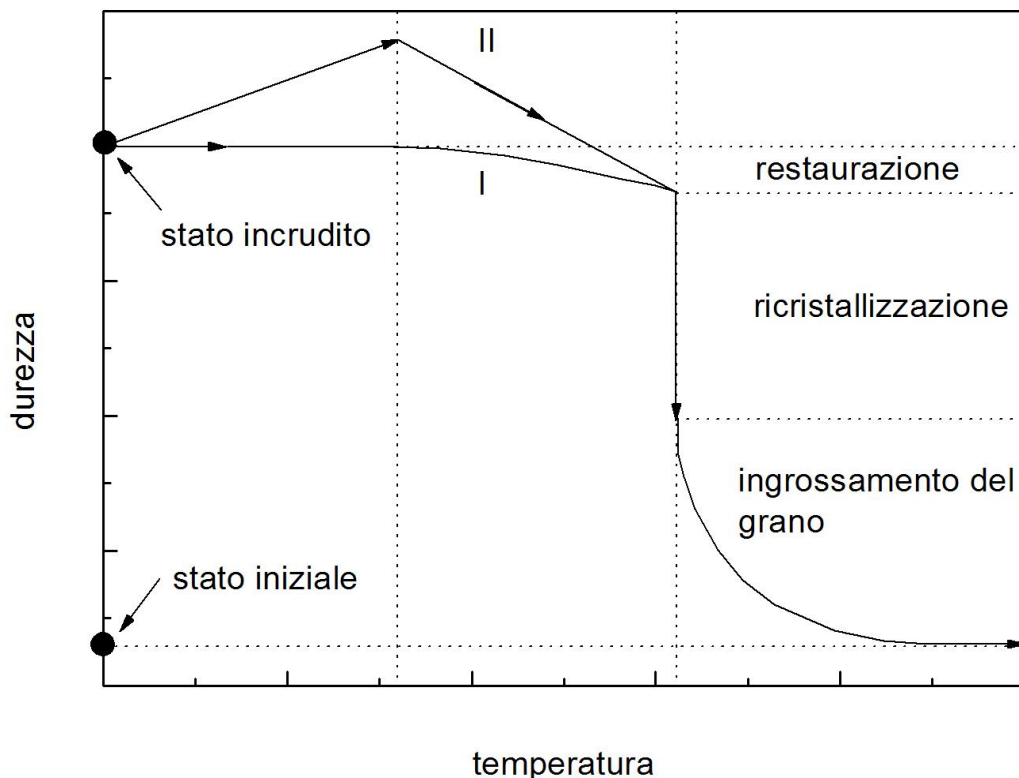


Figura 8.12: influenza dell'innalzamento della temperatura sulla durezza di un metallo incrudito, la curva (I) corrisponde al caso in cui non si abbia invecchiamento, e la curva (II) invece corrisponde al caso in cui si ha invecchiamento.

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.

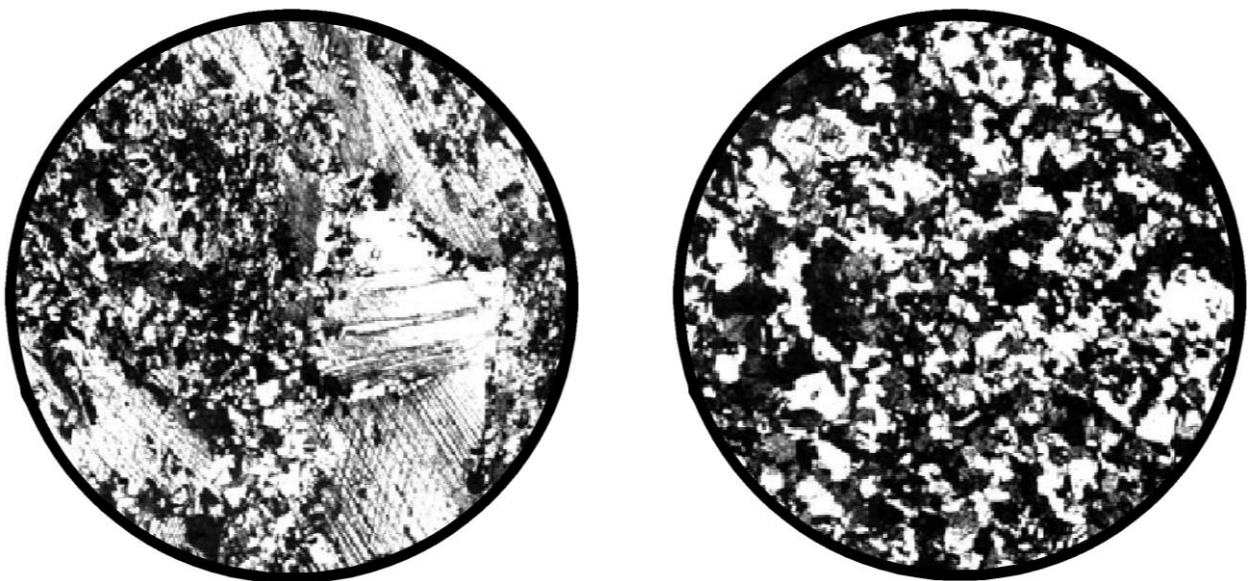


Figura 8.13: ricristallizzazione. I cristalli deformati a freddo sono 'consumati'.

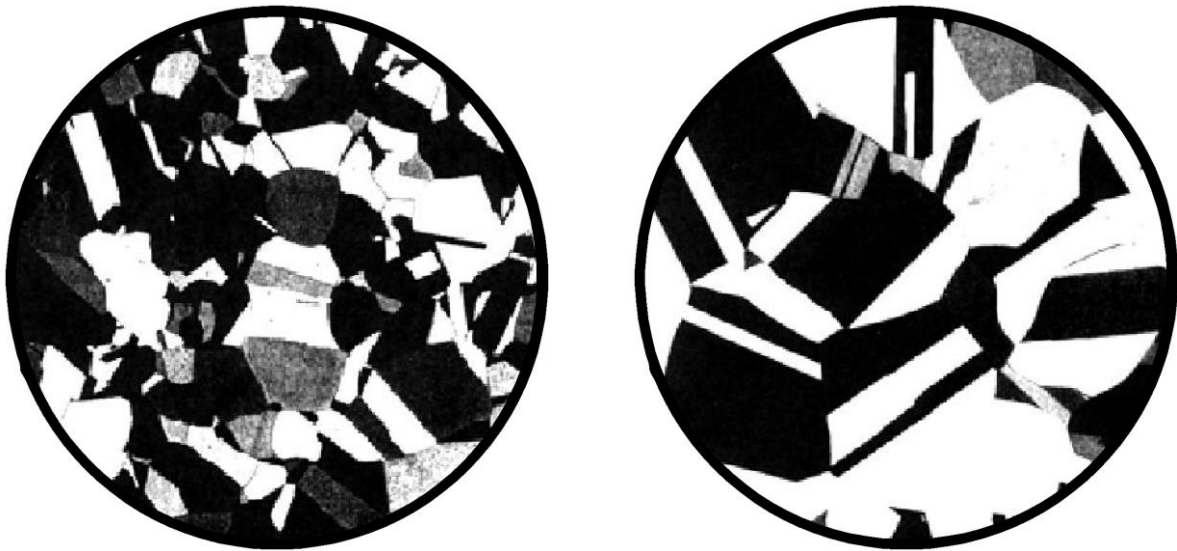


Figura 8.14: crescita dei grani .All'aumentare del tempo, i grani più grandi consumano quelli più piccoli perché la superficie di bordo grano (e quindi l'energia) si riduce.

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.

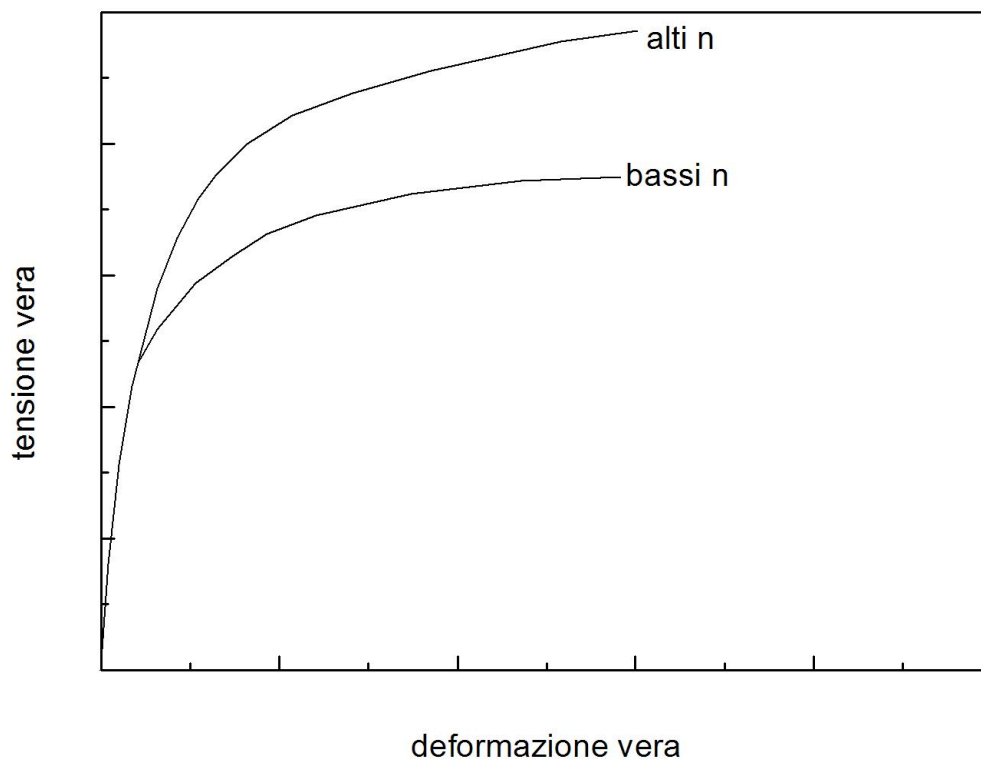


Figura 8.15: diagramma tensione vera-deformazione vera per metalli con alto e basso coefficiente di incrudimento n

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,

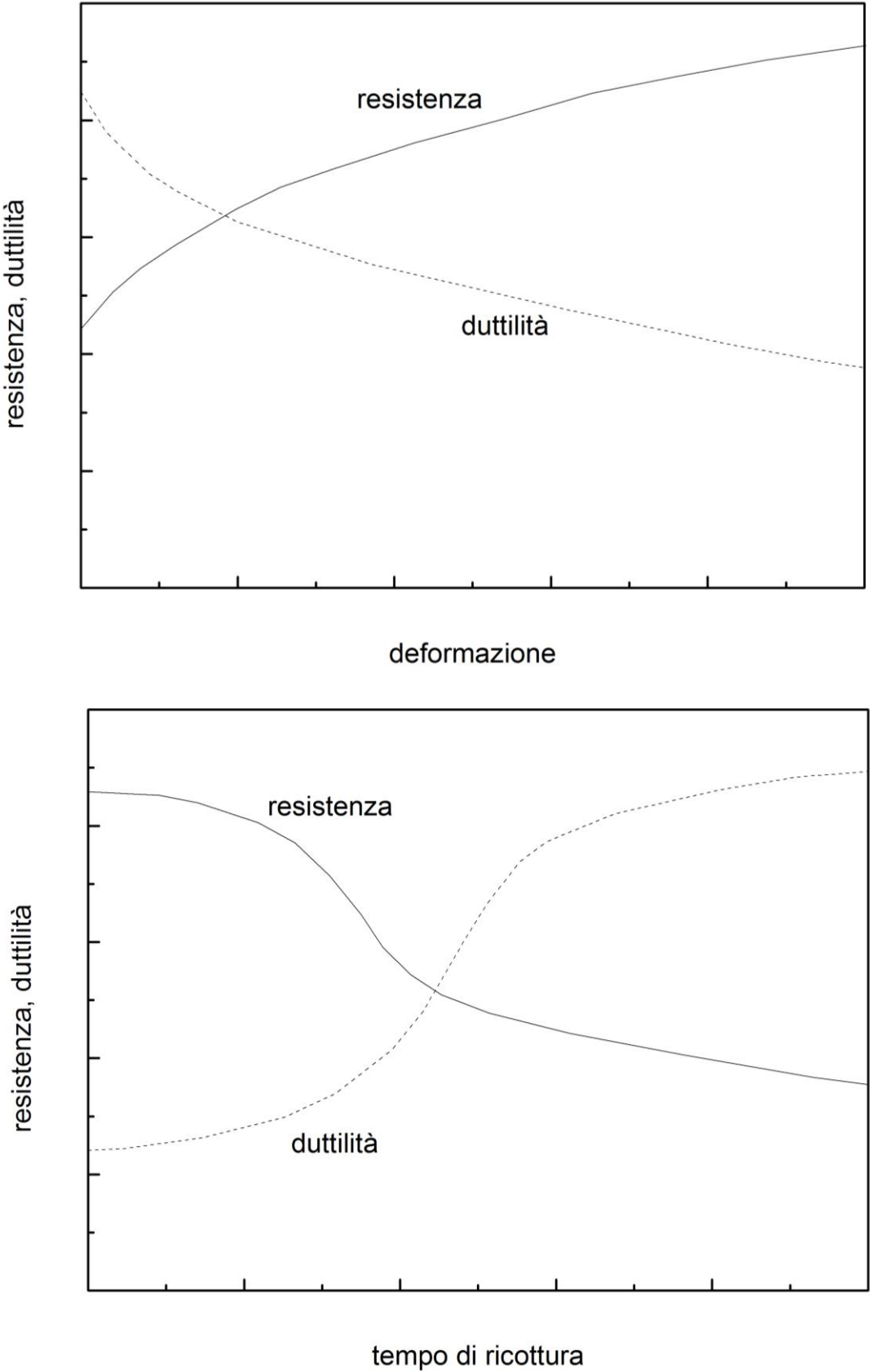


Figura 8.16: variazione delle proprietà meccaniche in seguito a rottura.

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.

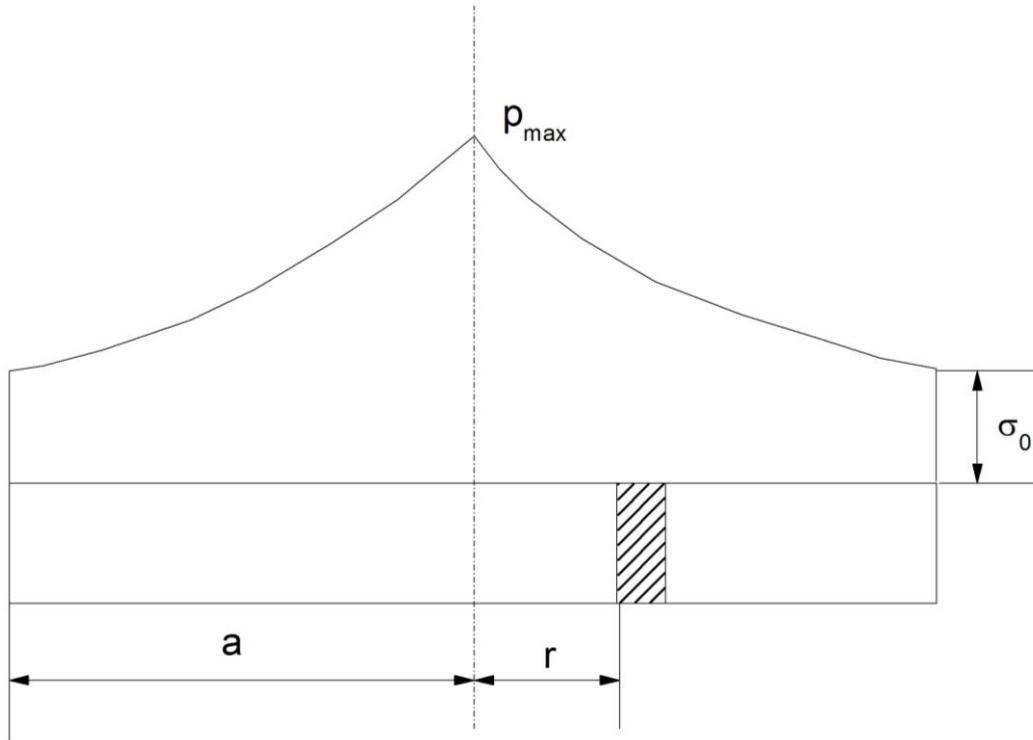
Effetti dell'attrito

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 $\bar{p} / \sigma_0$ in funzione di a/h otteniamo un grafico del tipo mostrato in figura,

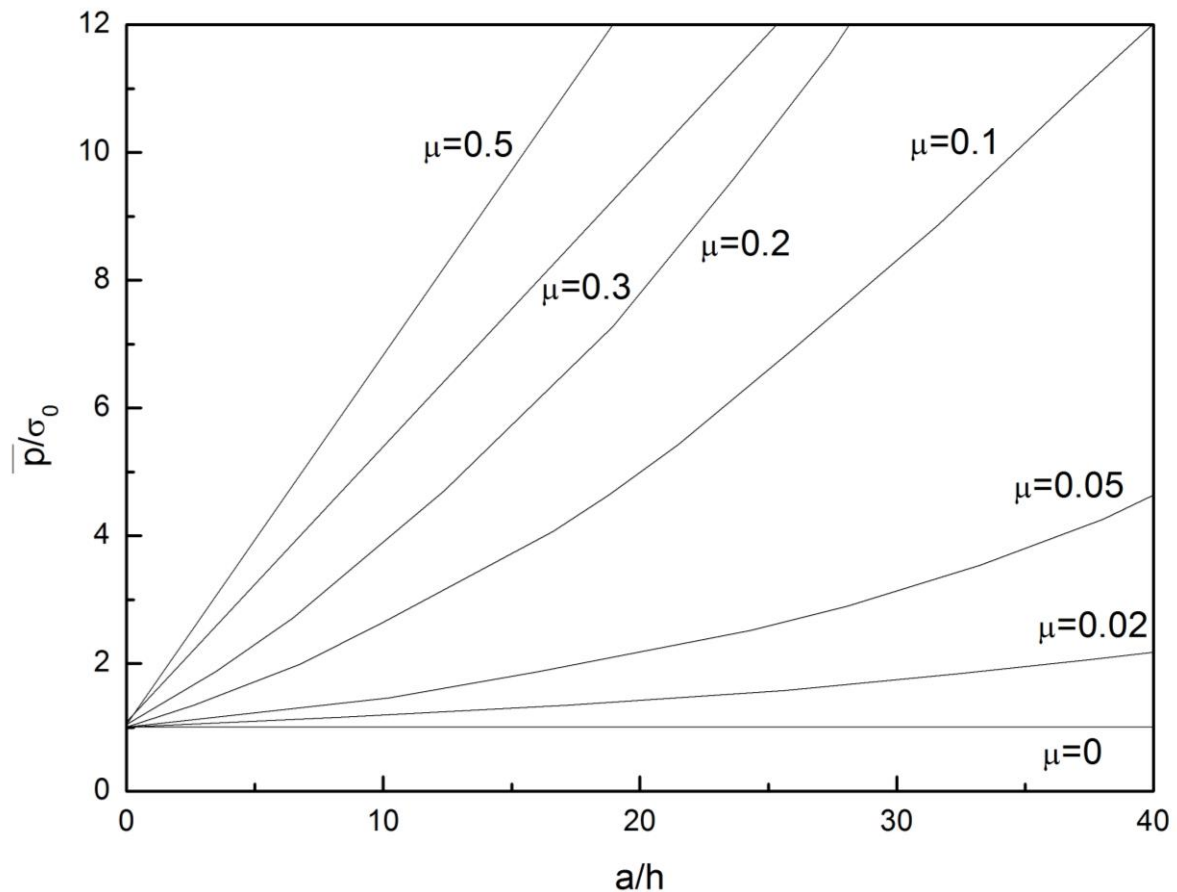


Figura 8.18: variazione delle proprietà in funzione dell' attrito.

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 ricostituita 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,

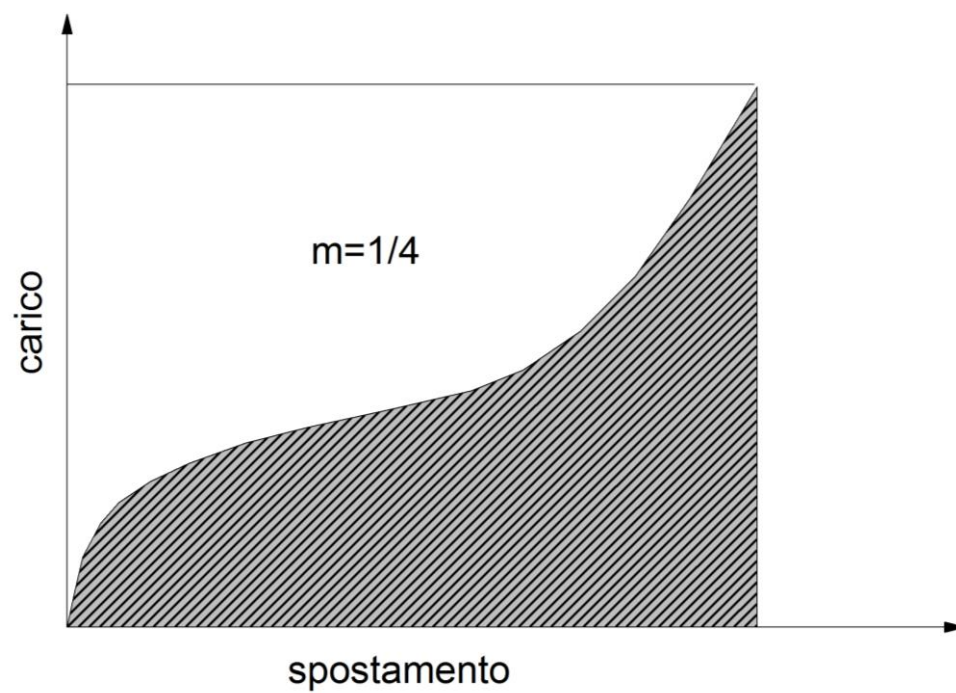


Figura 8.19: stampaggio in stampo chiuso con bava.

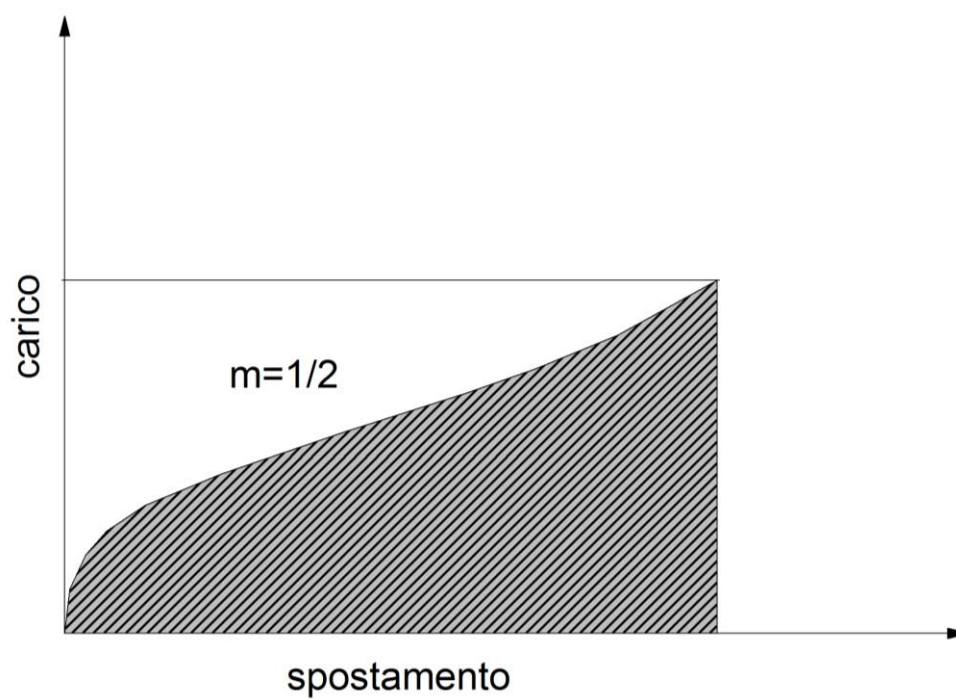


Figura 8.20: stampaggio in stampo chiuso senza bava.

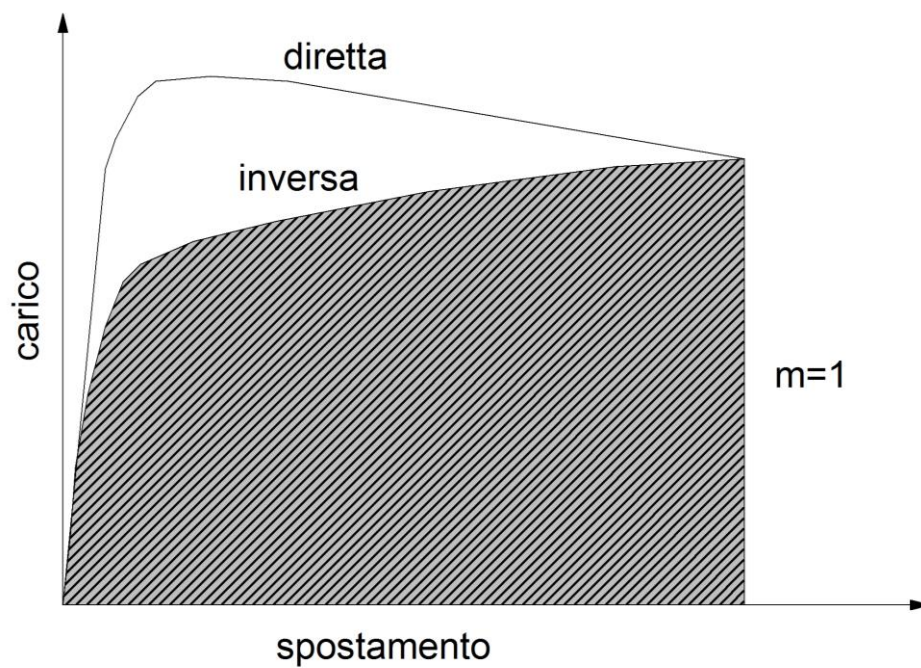


Figura 8.21: estrusione diretta e inversa.

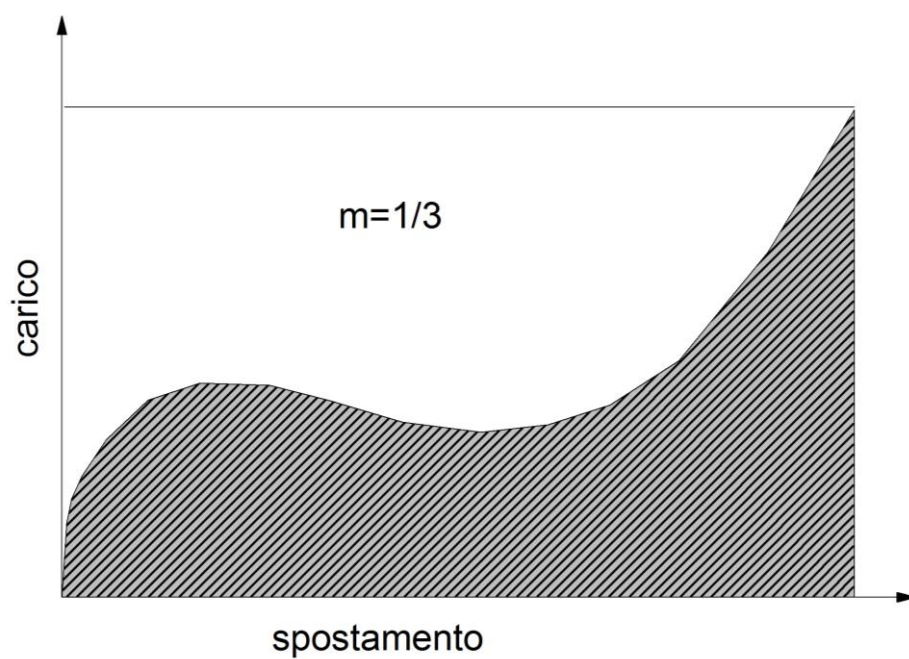


Figura 8.22: piegatura.

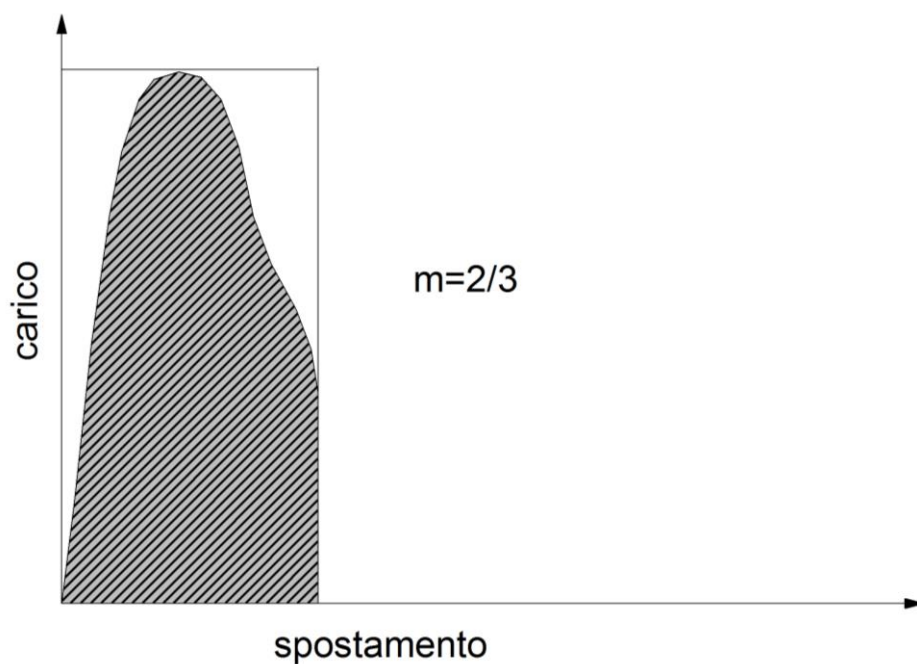


Figura 8.23: tranciatura.

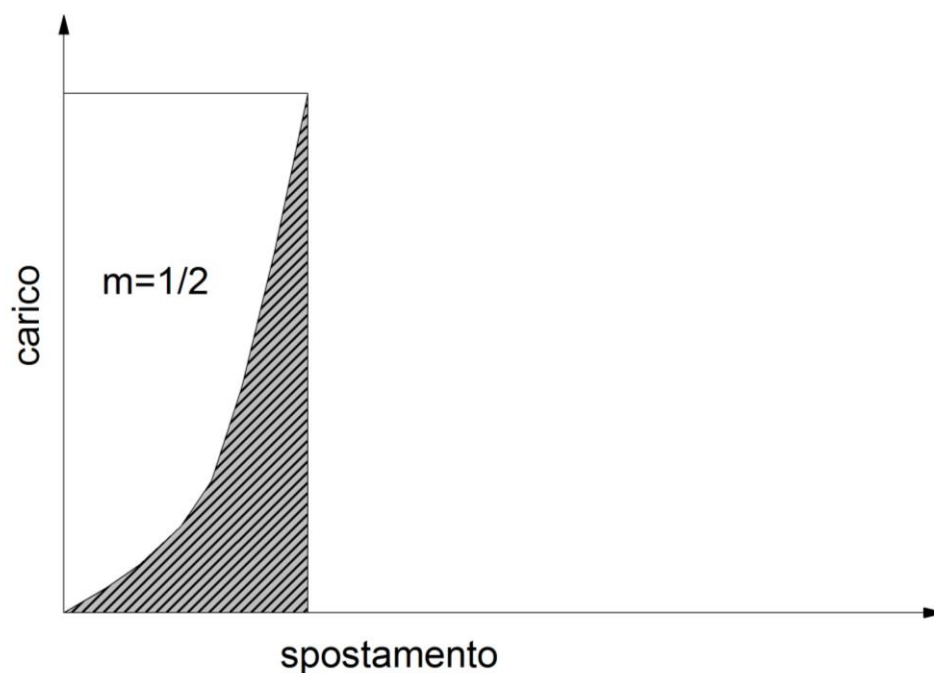


Figura 8.24: coniatura.

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 pressoché costanti in un ampio intervallo di temperature, un esempio è dato nella figura 8.25,

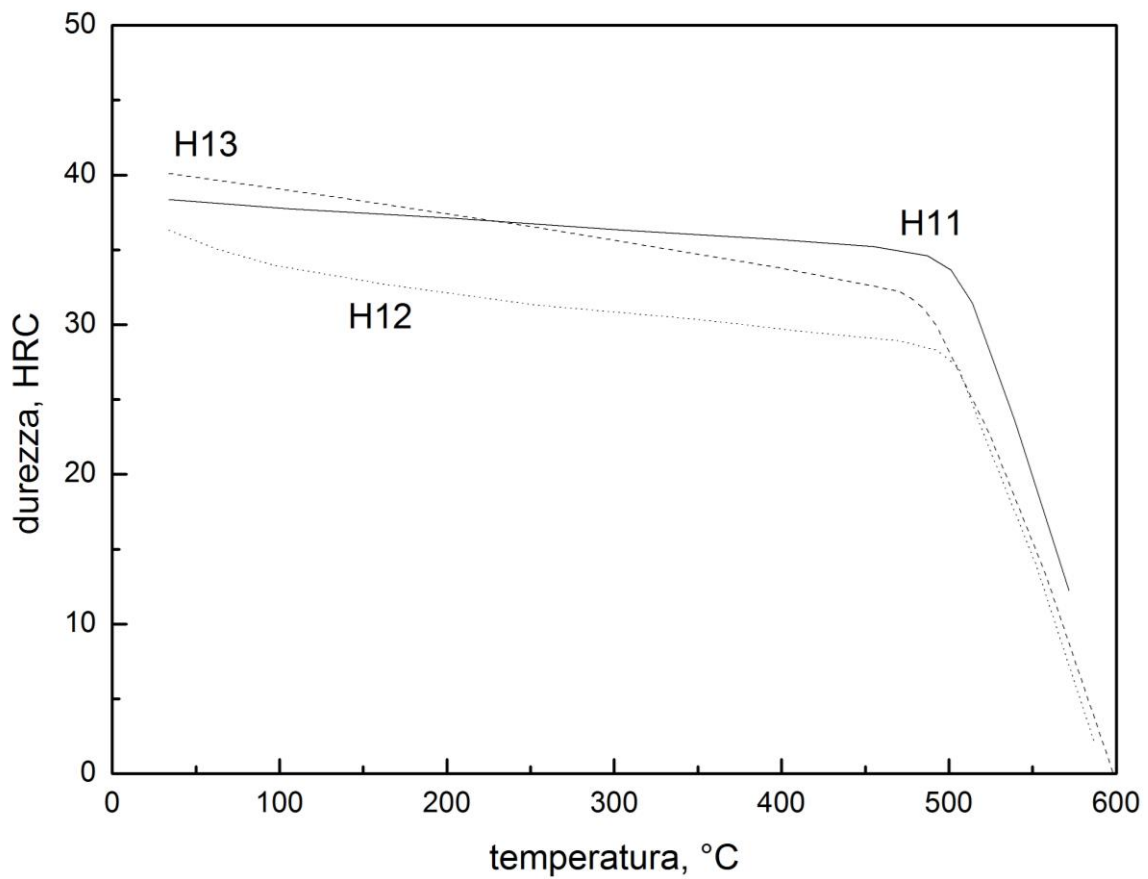


Figura 8.25: mantenimento della durezza ad alta temperatura per diversi acciai.

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,

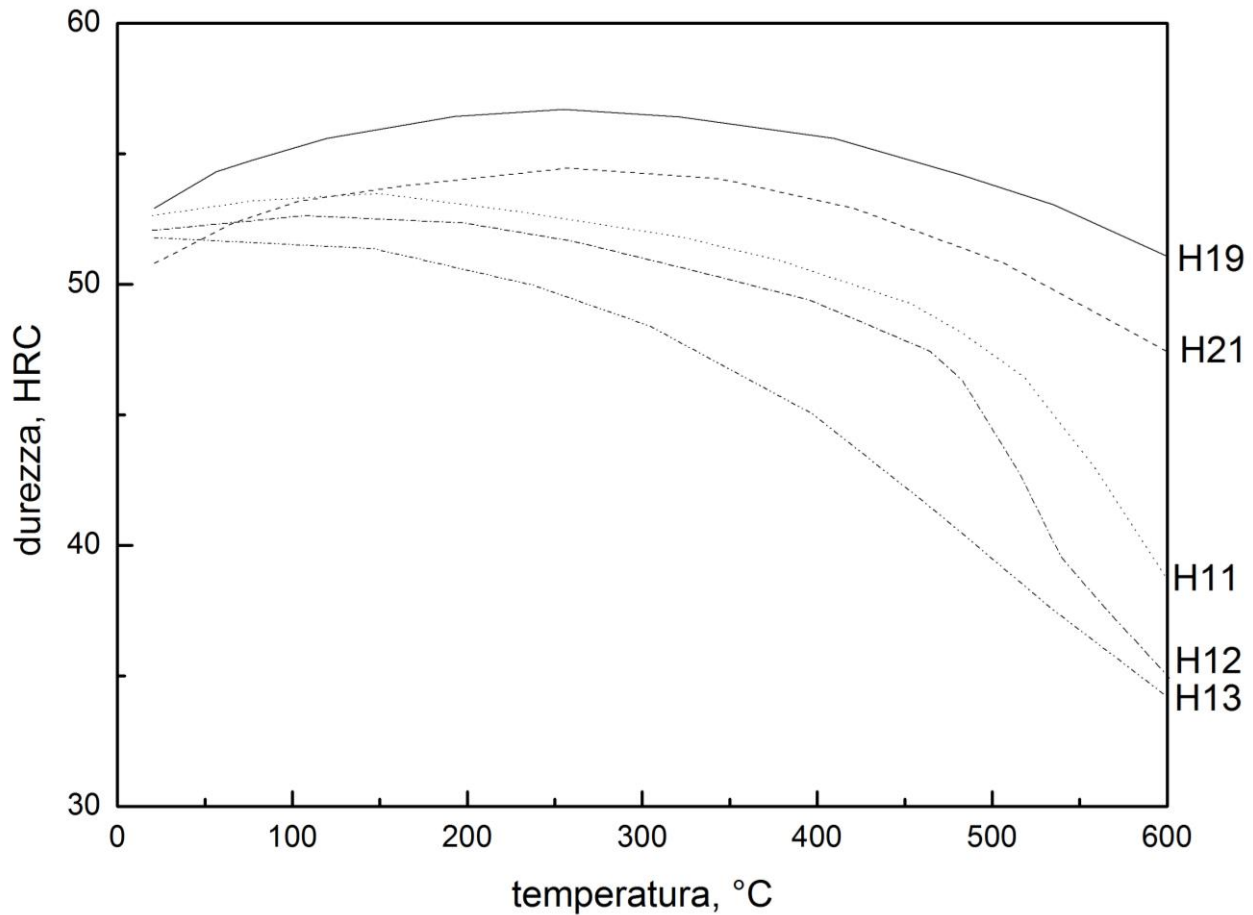


Figura 8.26: resistenza dopo addolcimento a diverse temperature.

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,

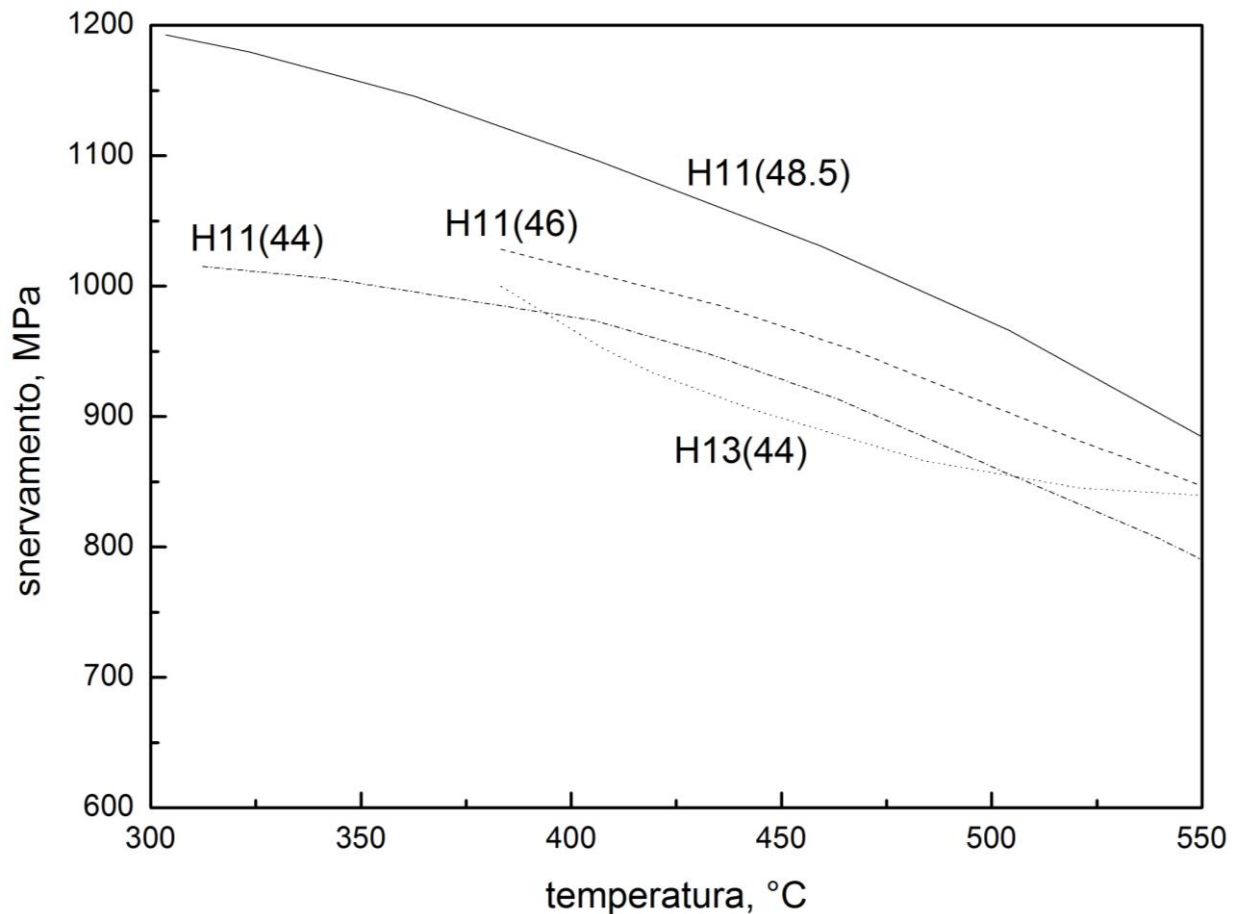


Figura 8.27: variazione del carico di snervamento con la temperatura per diversi acciai da utensili.

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.

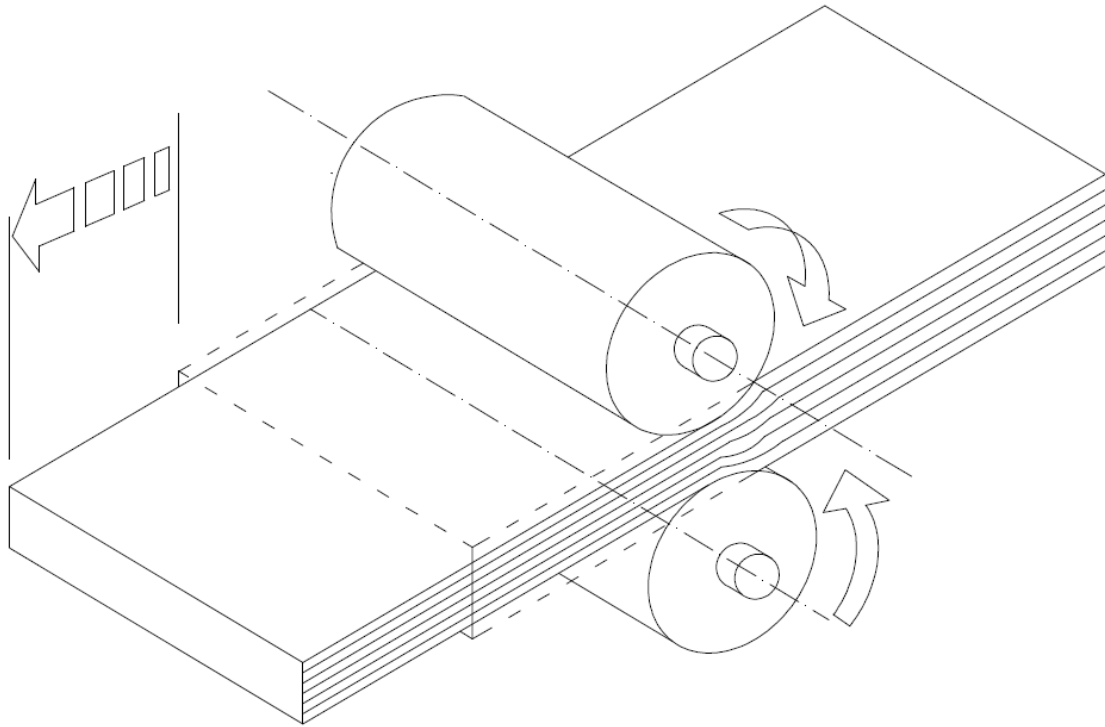


Figura 8.28: passaggio della bramma fra i cilindri.

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:

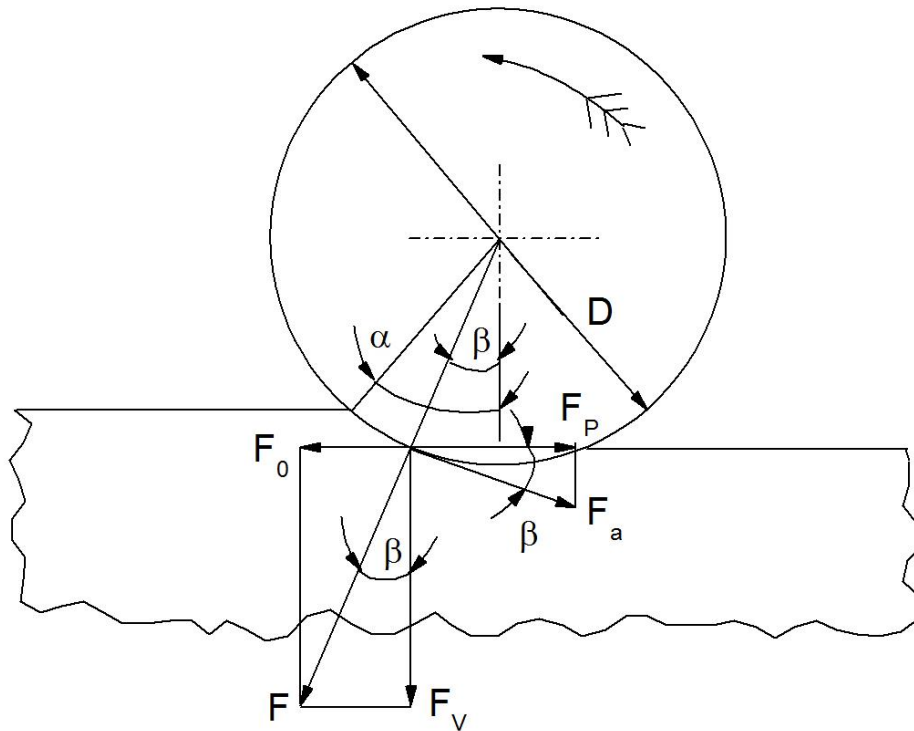


Figura 8.29: forze del cilindro sul pezzo.

$$F_a = f \times F$$

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.

$$D \geq 15 \text{ (S-s)}$$

Si chiama **rapporto di laminazione** R il rapporto tra la sezione finale a e la sezione iniziale A della barra laminata:

$$R = \frac{\text{sezione finale}}{\text{sezione iniziale}} = \frac{a}{A} \qquad R < 1$$

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.

$$L_2 > L_1$$

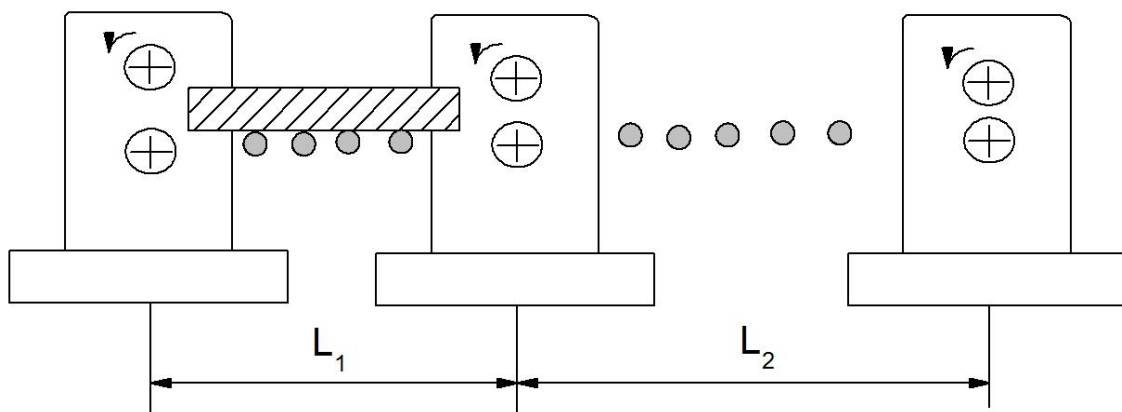


Figura 8.30: treno di laminazione semicontinuo.

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

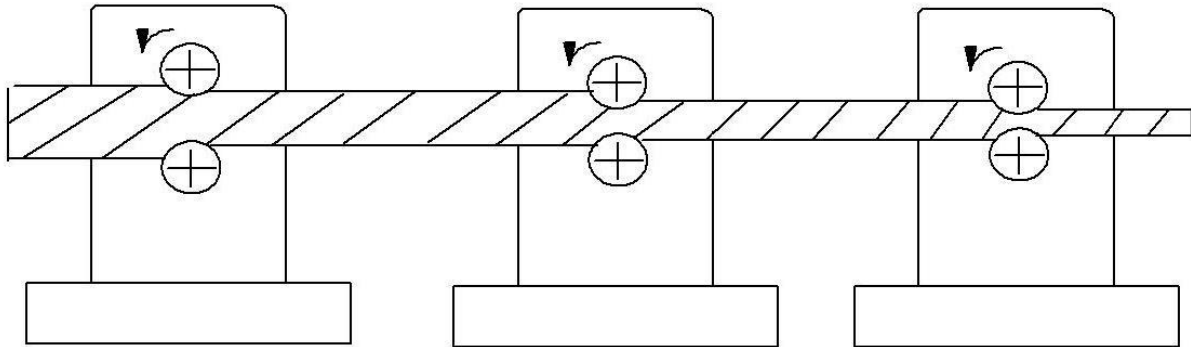


Figura 8.31: treno di laminazione continuo.

$$\text{Portata} = \frac{\text{volume}}{\text{tempo}} = \frac{\text{areasezionexlunghezza}}{\text{tempo}} = \text{areasezionexvelocità} = \text{costante}$$

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.
- **lamiera**, 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.

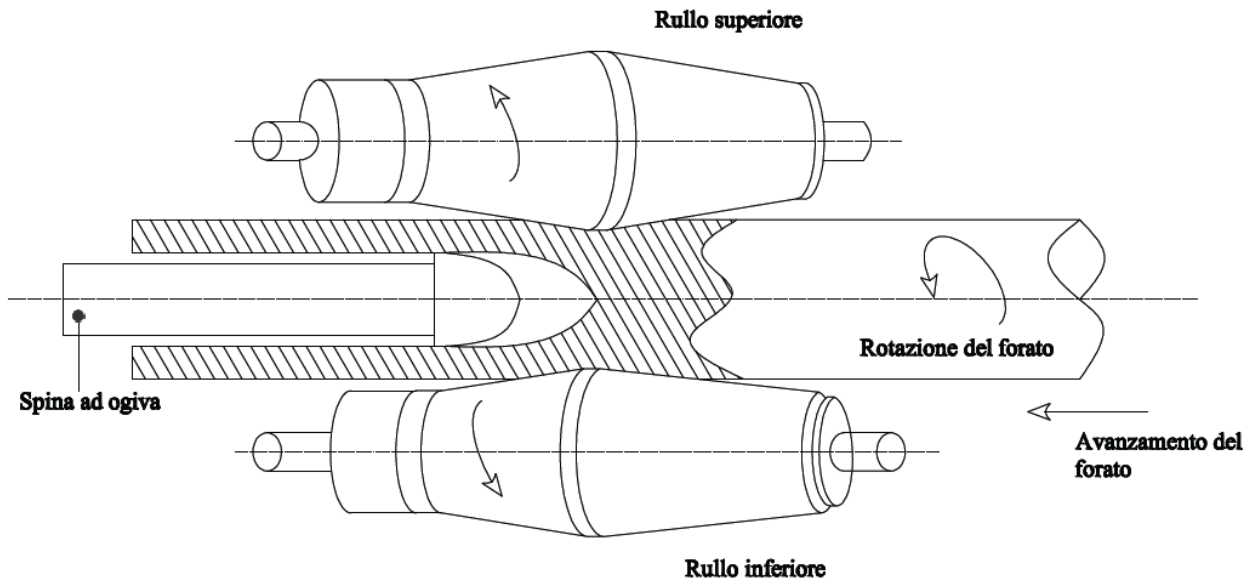


Figura 8.32: fase di regolarizzazione del foro.

- 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.

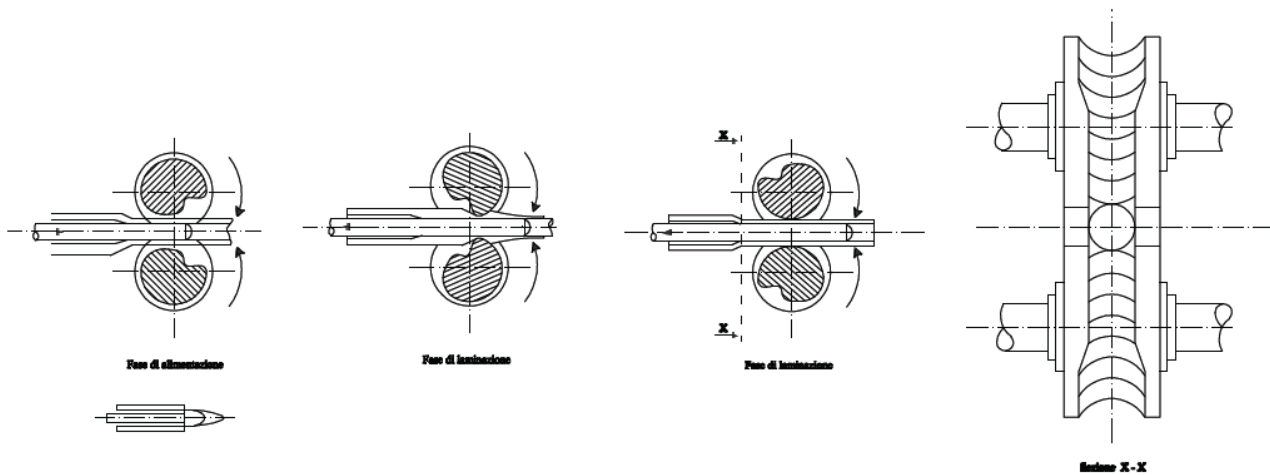


Figura 8.33: dispositivo d'avanzamento oleodinamico sincronizzato con la rotazione dei cilindri.

Nella **fase di alimentazione**, lo sbozzato avanza liberamente nella gola più ampia tra i due cilindri. Nella **fase di laminazione**, lo sbozzato 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:

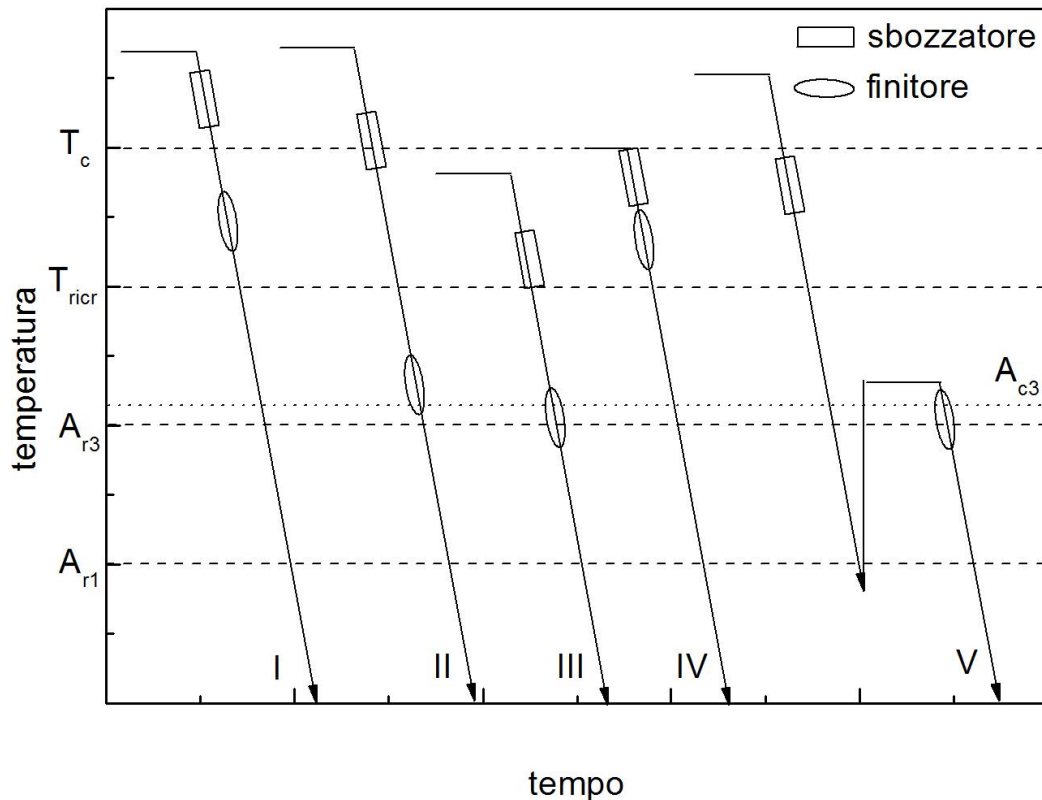


Figura 8.34:vari tipi di trattamenti termomeccanici in base alle temperature critiche dell'austenite, alle temperature di trasformazione e alle operazioni di sbozzatura e finitura durante la laminazione. A-Laminazione a caldo convenzionale (CHR) B-Laminazione in controllo convenzionale (CCR) C-Laminazione 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.

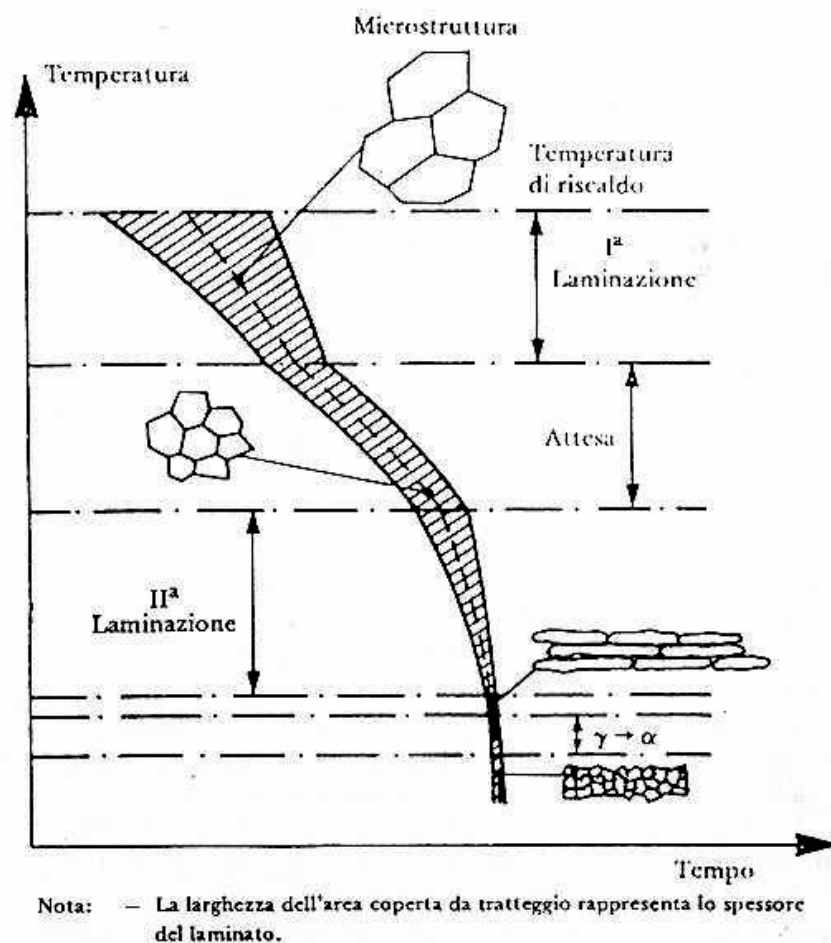


Figura 8.35: fasi del processo di laminazione.

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:

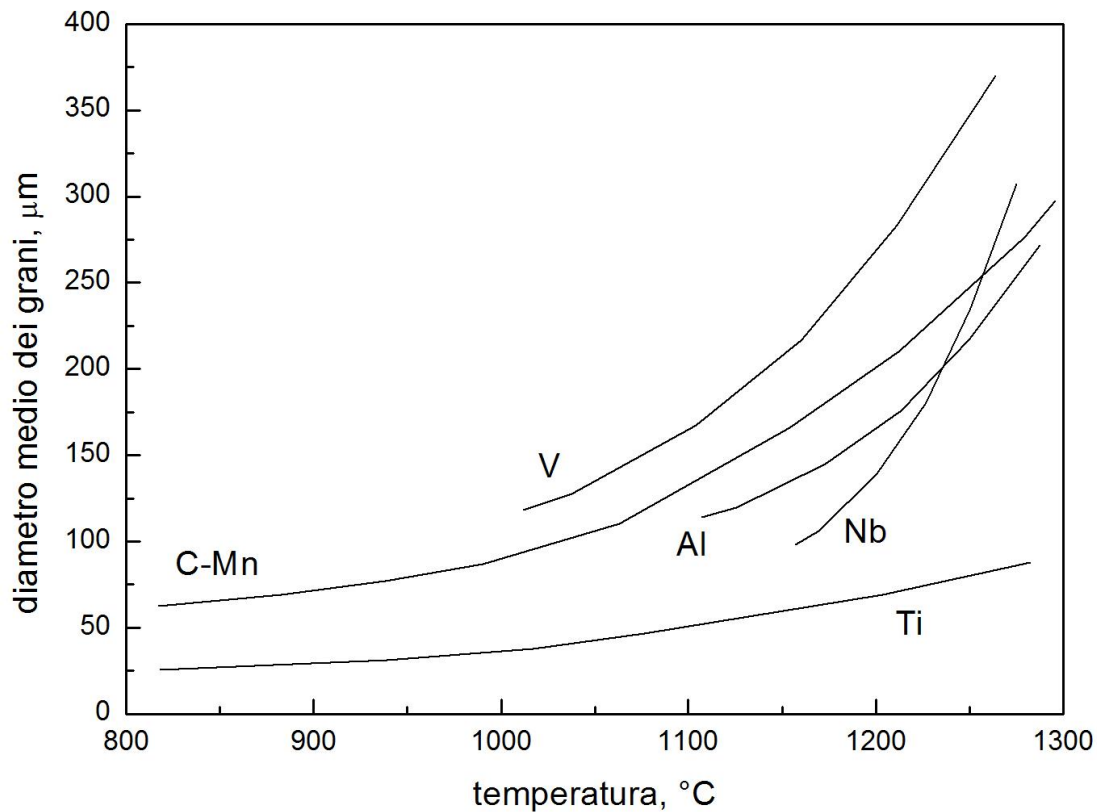


Figura 8.36: accrescimento del grano austenitico in acciai contenenti varie aggiunte di microleganti.

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.

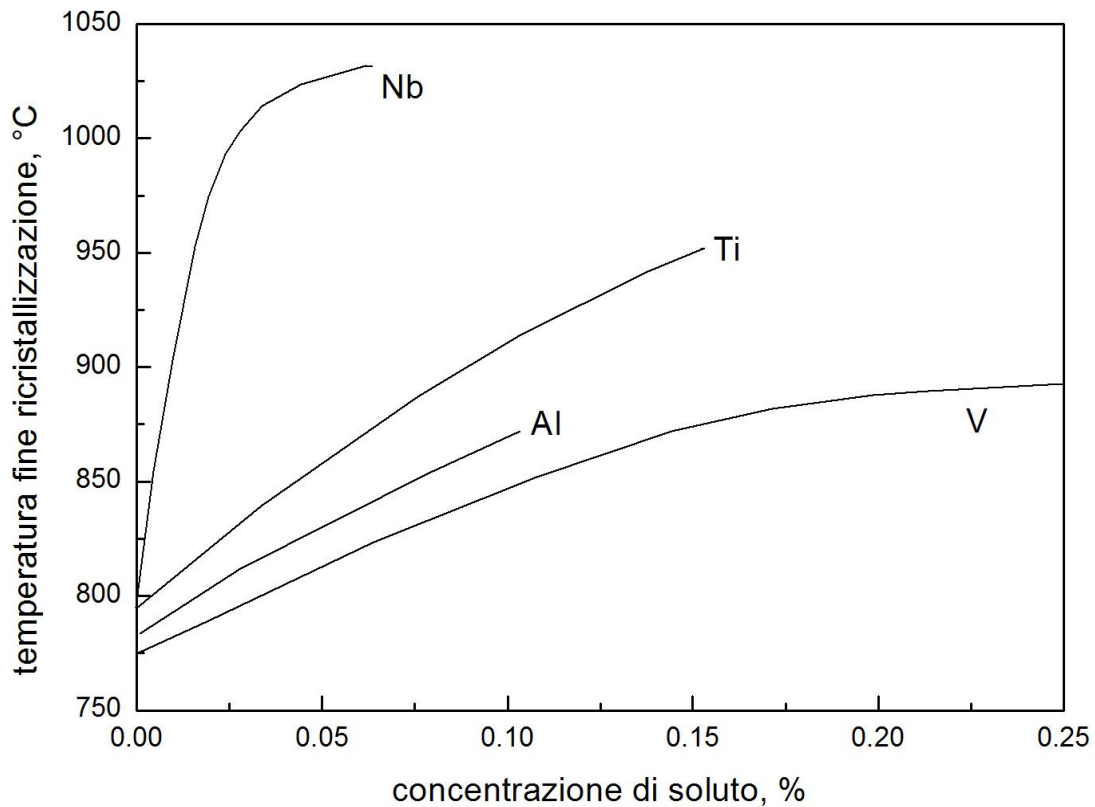


Figura 8.37: effetto dell'addizione di microleganti sulla temperatura di non-ricristallizzazione dell'austenite.

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. E' 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.

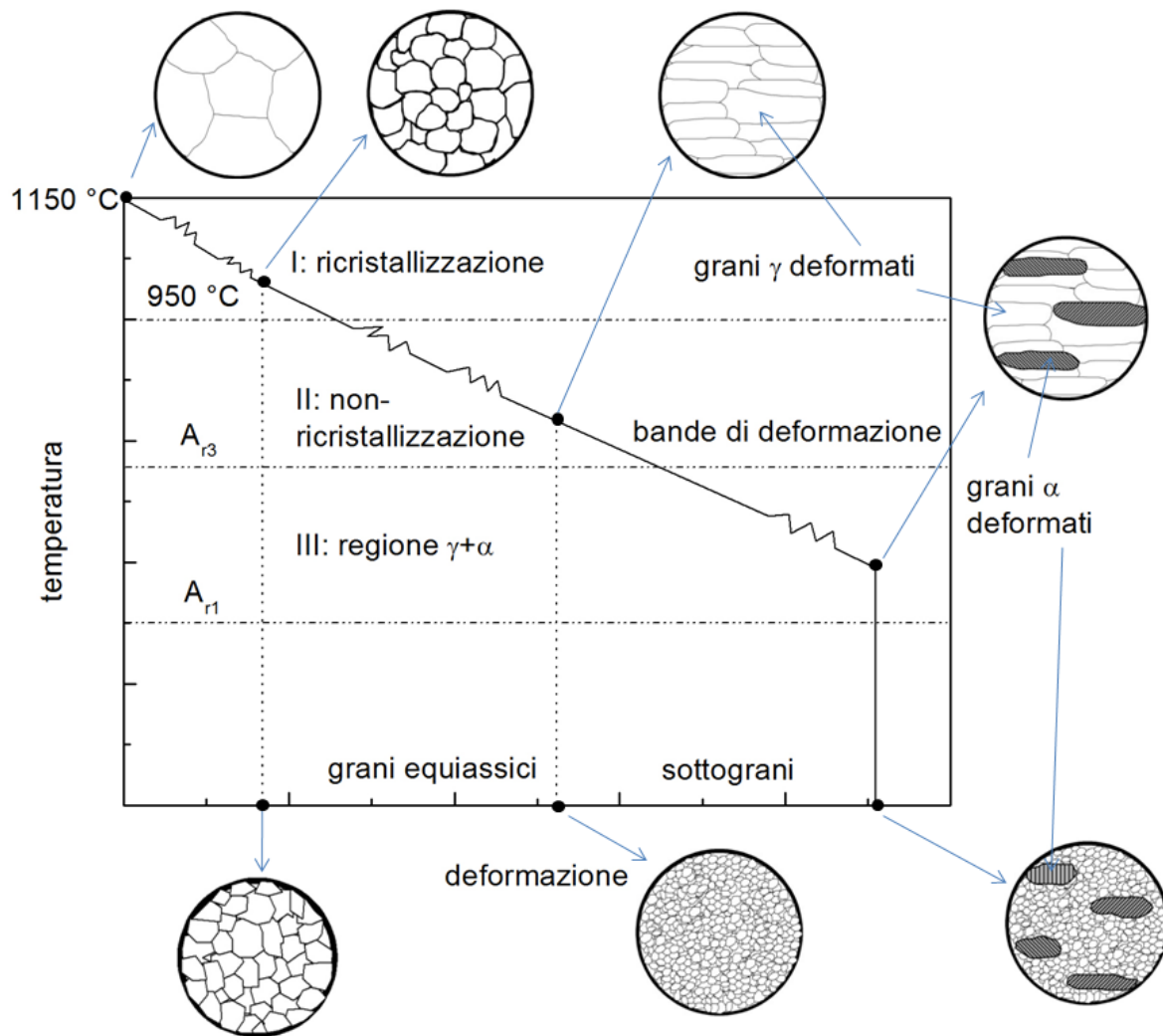


Figura 8.38: illustrazione schematica dei tre stadi del processo di laminazione in controllo e i cambiamenti microstrutturali con la deformazione in ogni stadio.

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.

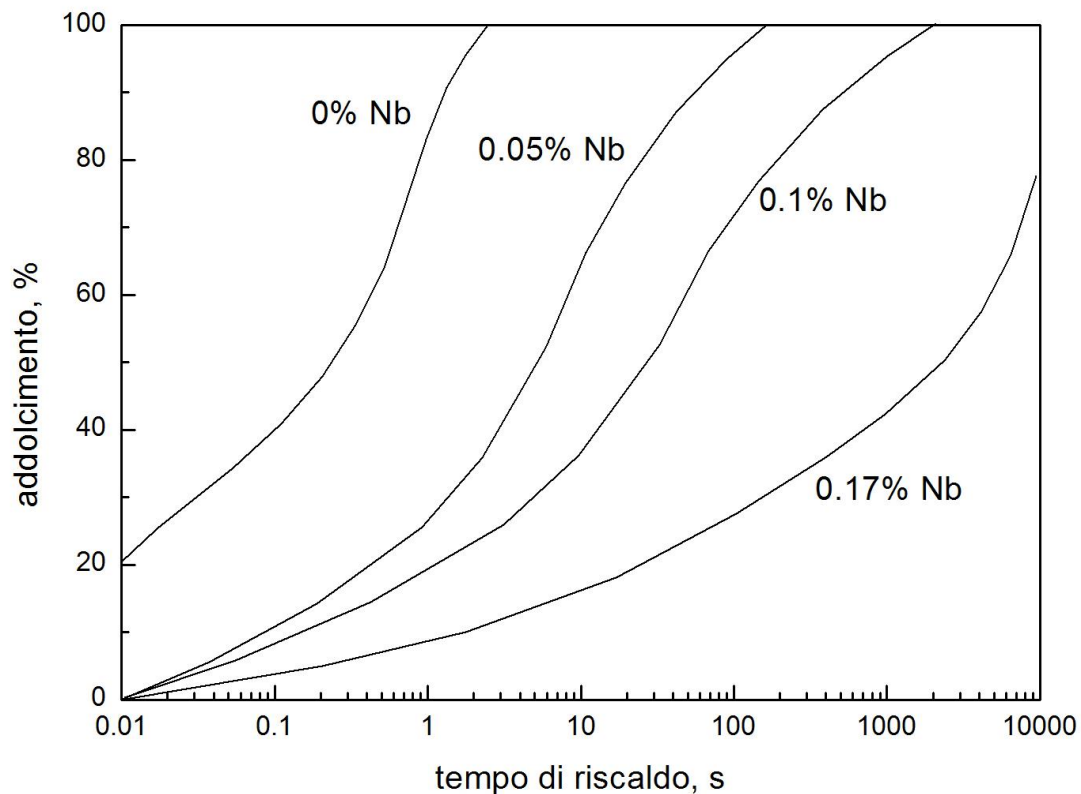


Figura 8.39: effetto del niobio sul comportamento di un acciaio 0.002%C-1.54%Mn con diversi tenori di niobio.

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.

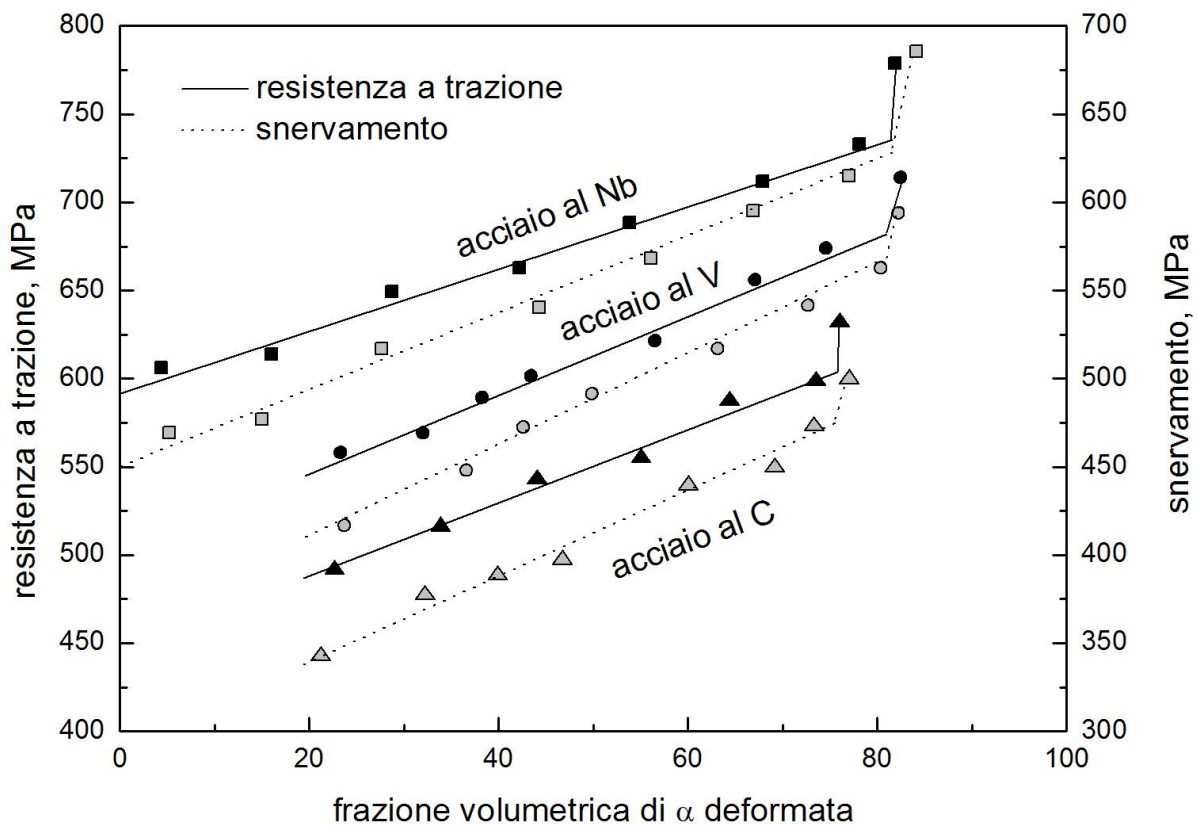
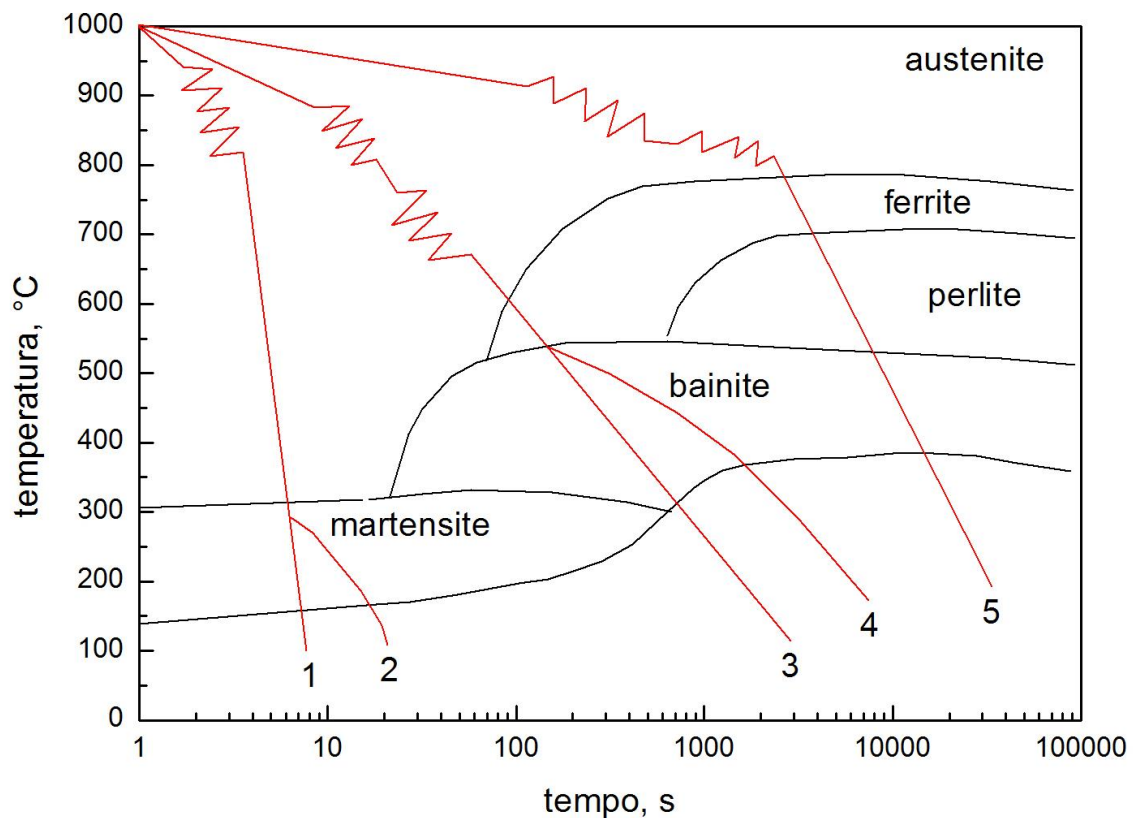


Figura 8.40: relazione tra frazione volumetrica di ferrite deformata e proprietà meccaniche di acciai al carbonio, al vanadio e al niobio con un tasso di riduzione costante del 50%.

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.

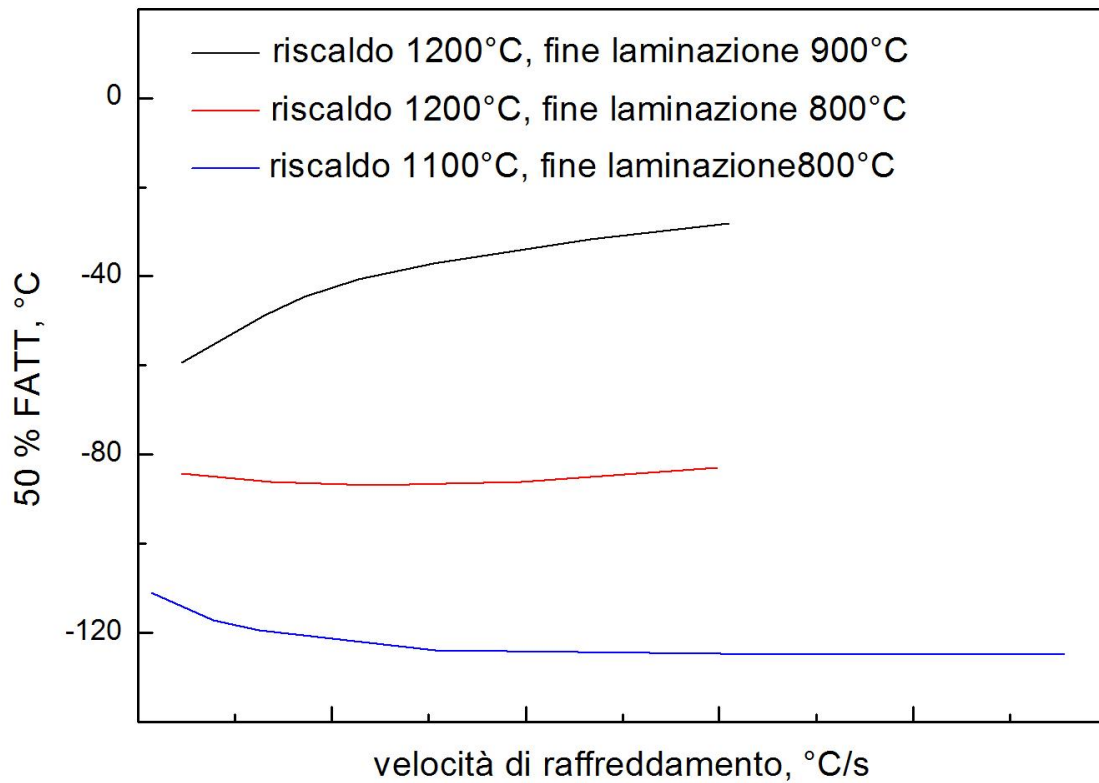


Figura 8.42: influenza della velocità di raffreddamento sul FATT su un acciaio 0.04%Nb-0.09%V.

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.

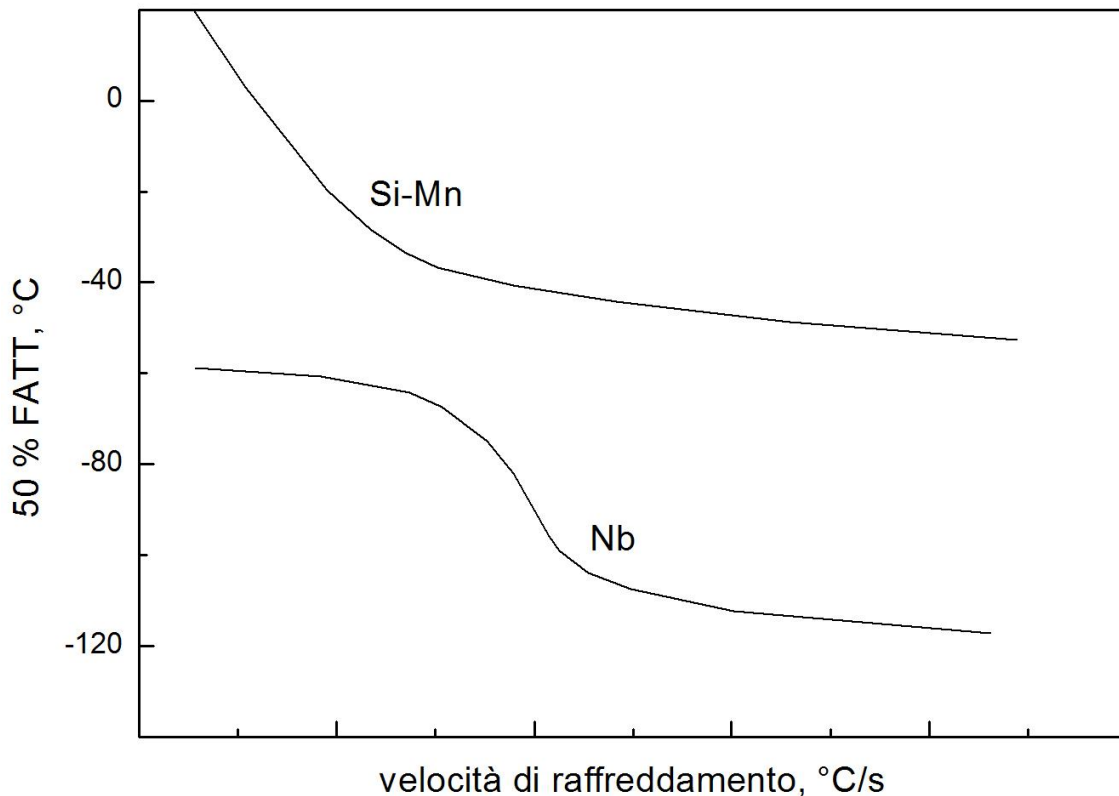


Figura 8.43: effetto della temperatura di fine raffreddamento sulla tenacità.

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%Nb-0.09%V:

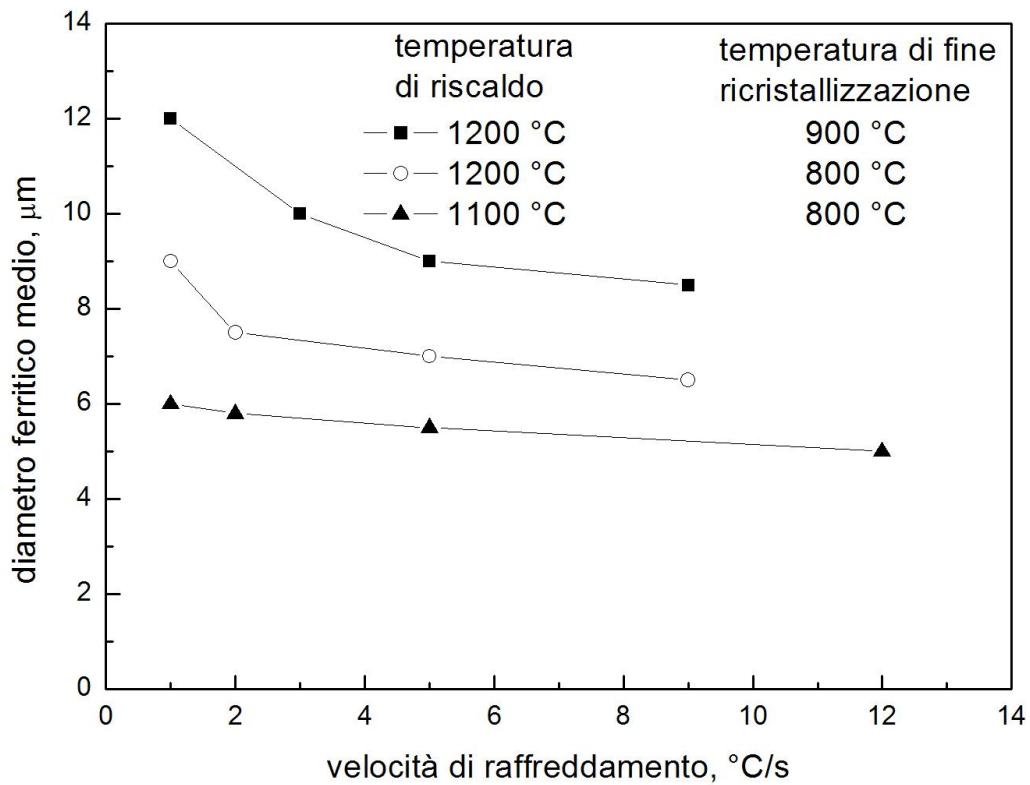


Figura 8.44: cambiamenti microstrutturali con la velocità di raffreddamento.

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:

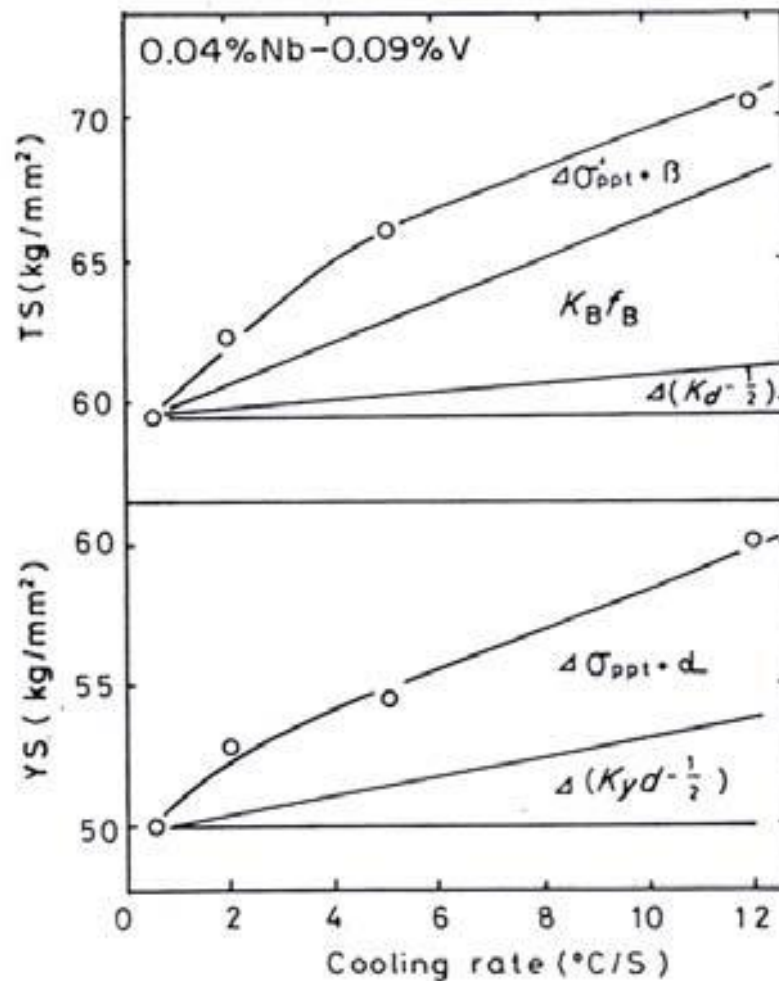


Figura 8.45: contributo di ogni fattore di rafforzamento sull'incremento totale di resistenza dovuto al raffreddamento accelerato.

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.

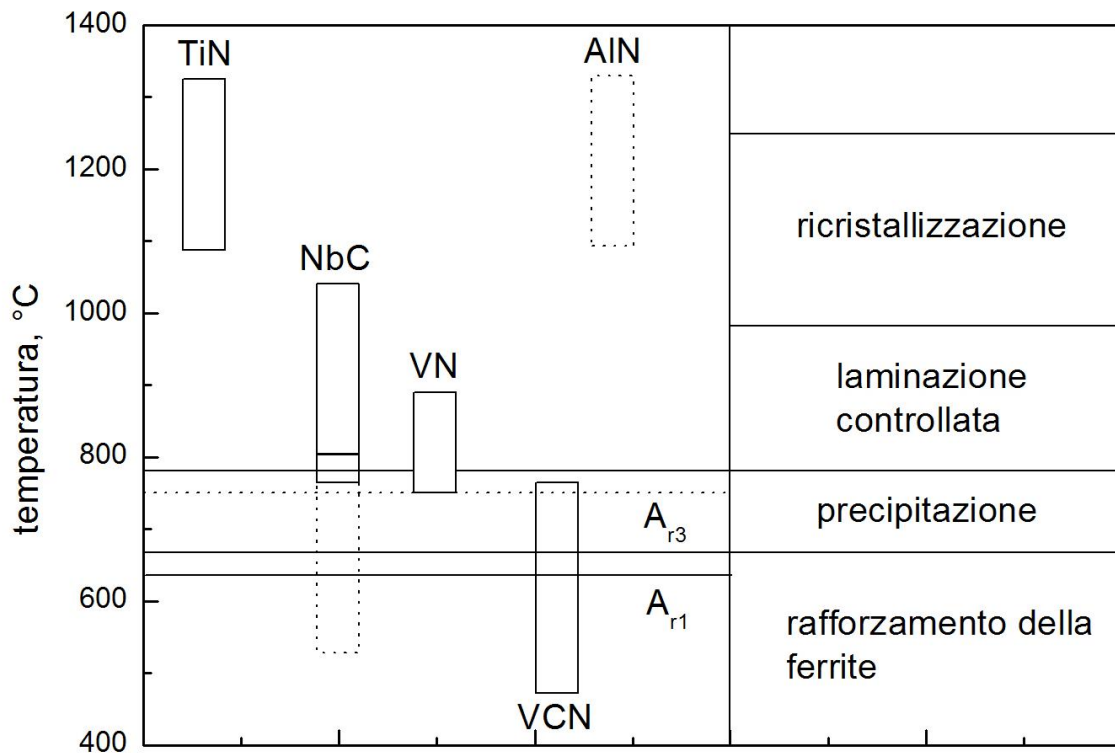
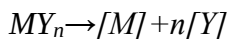


Figura 8.46: effetto degli elementi microleganti sul processo di laminazione.

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.

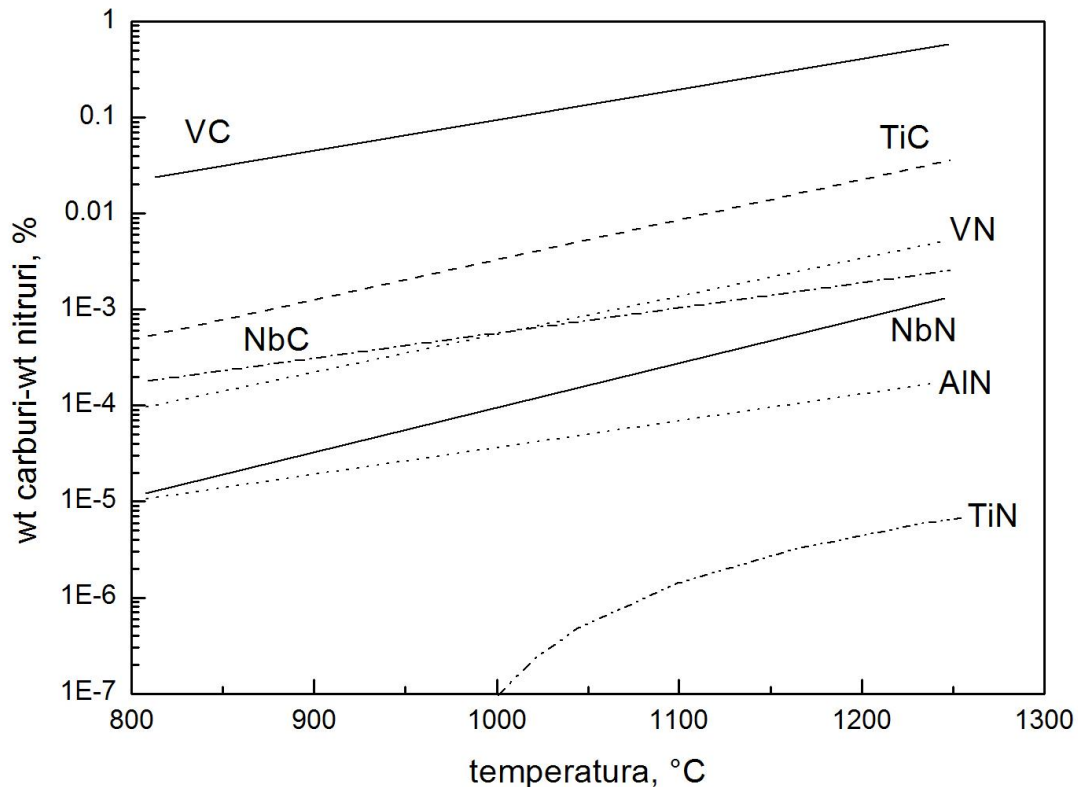


Figura 8.47: prodotti di solubilità di carburi e nitruri in γ .

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 $0.1\ \mu\text{m}$.

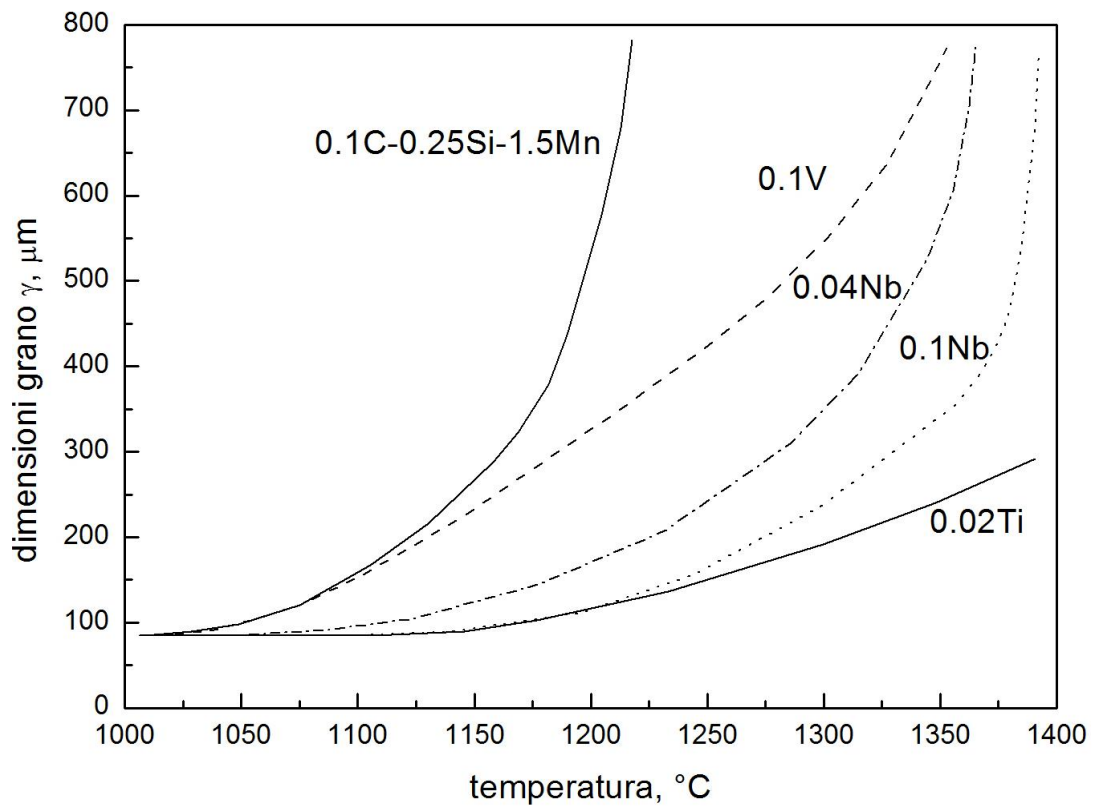


Figura 8.48: variazione della dimensione del grano γ con la temperatura di riscaldamento.

La Figura 8.49 mostra come in presenza di un elevato tenore di niobio, l'affinamento del grano può avvenire anche a 1250°C .

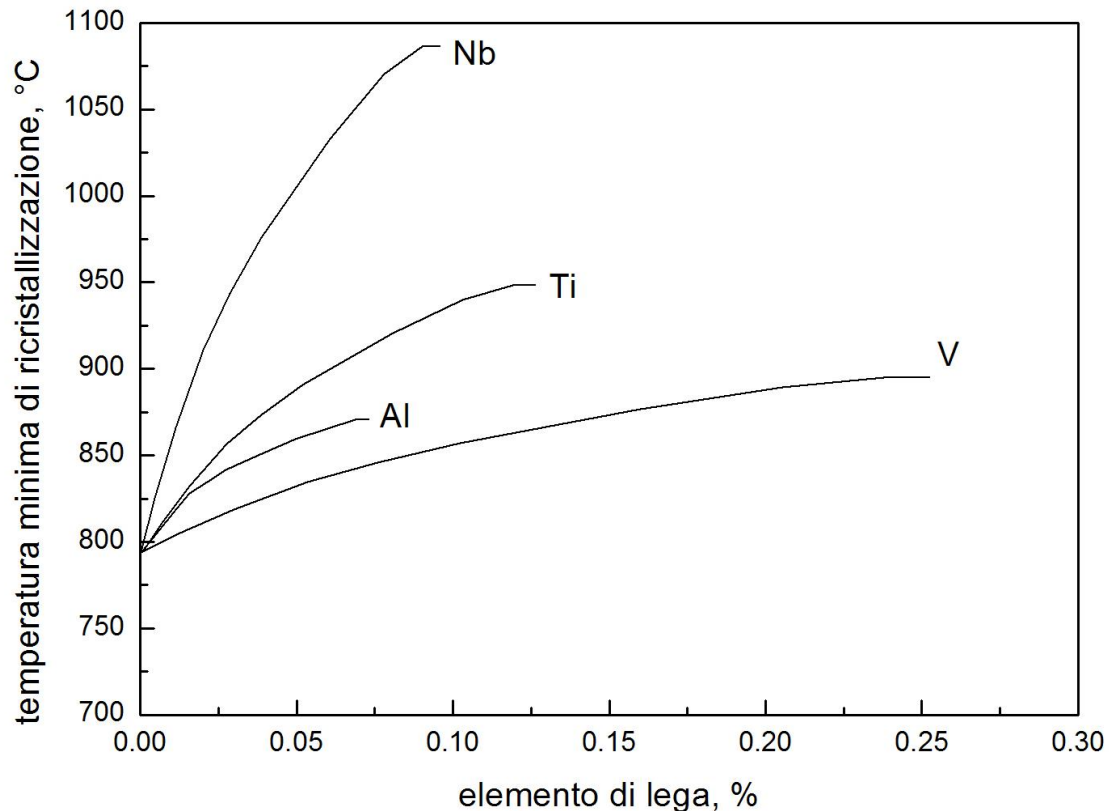


Figura 8.49: ritardo della ricristallizzazione dell'austenite in relazione all'aggiunta di diversi elementi microalliganti.

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.

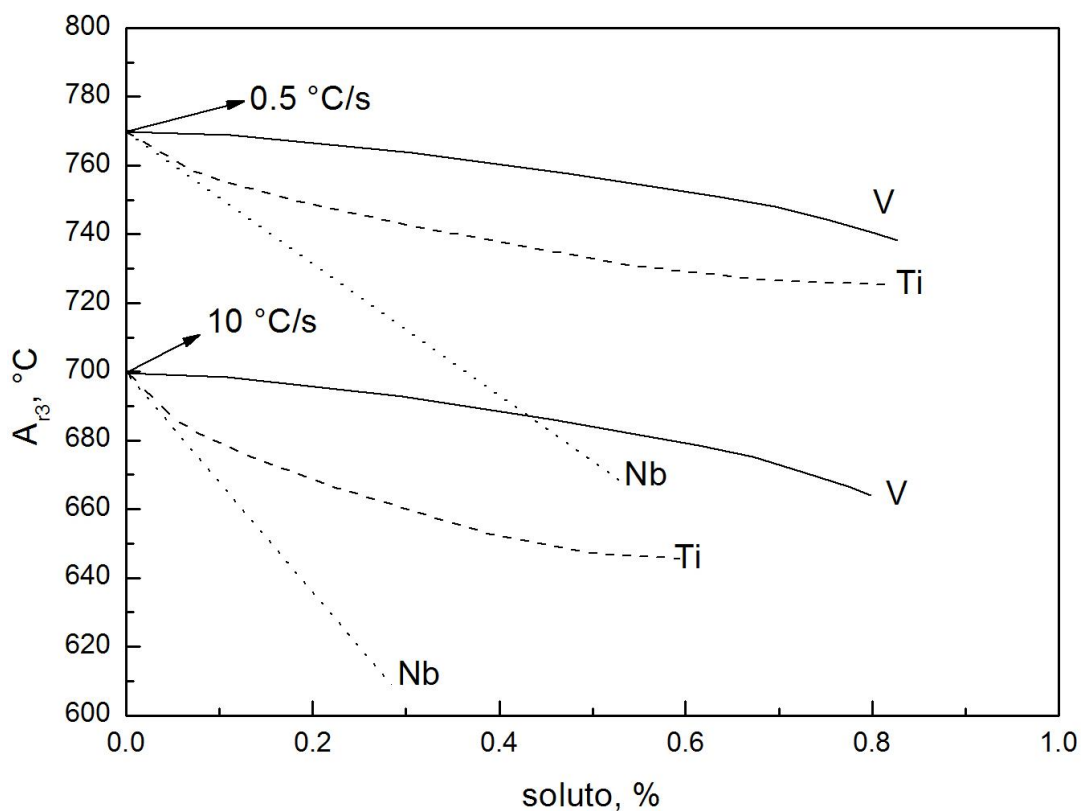


Figura 8.50: A_{r3} degli acciai microlegati con la stessa dimensione del grano austenitico ($100 \mu m$).

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 sottogranì 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 $1,5 \div 2 \text{ nm}$.

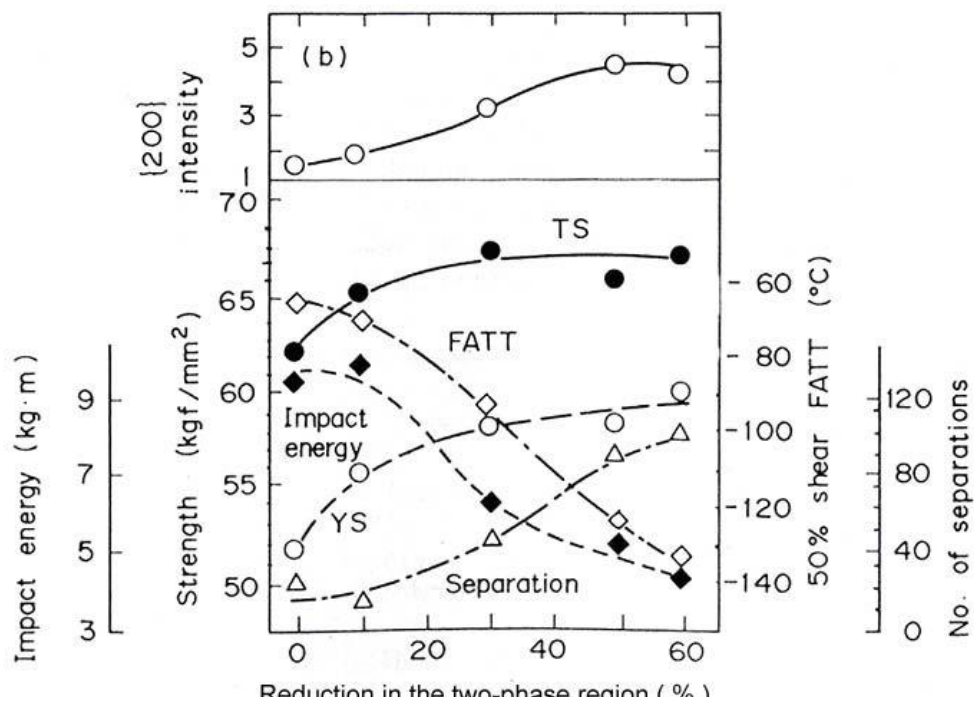


Figura 8.60: Proprietà di resistenza in relazione alla quantità di riduzione nella regione bifasica per un acciaio al niobio.

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.

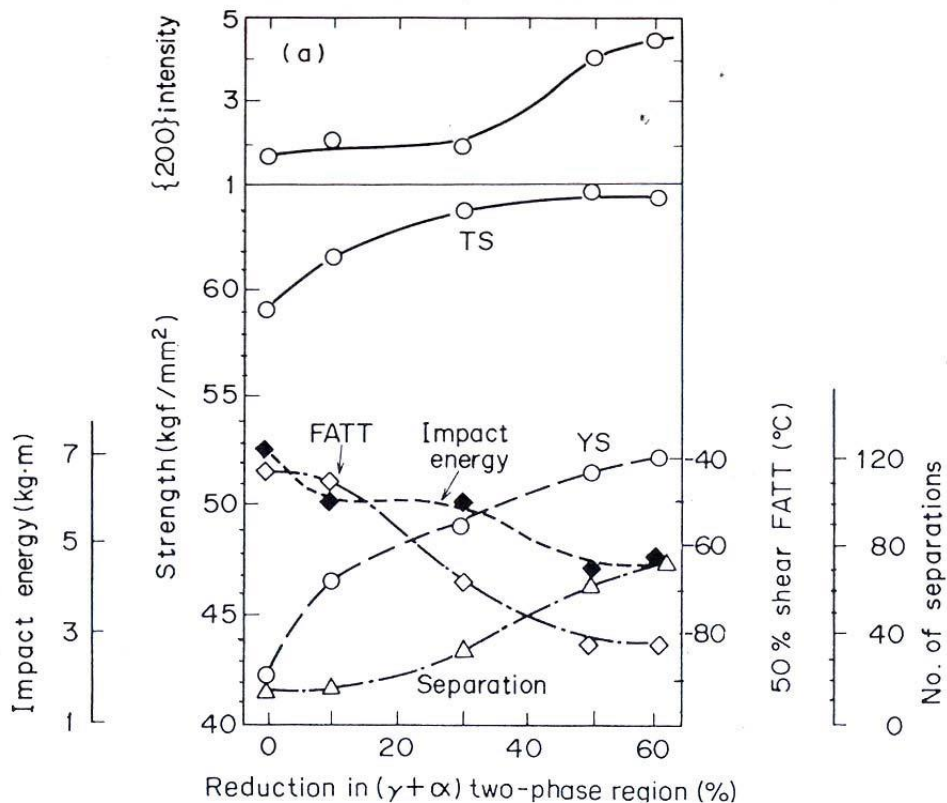


Figura 8.61: proprietà di resistenza in relazione alla quantità di riduzione nella regione bifasica per un acciaio al carbonio.

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 brama;
- 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 più interessanti operazioni di deformazione plastica dei metalli è la laminazione.

Inoltre il 65% dei semilavorati in acciaio e l'85% dei semilavorati in alluminio sono prodotti per laminazione.

La più interessante dal punto di vista scientifico è la laminazione a caldo per tutte quelle che sono le trasformazioni in atto durante la deformazione.

Durante la laminazione a caldo la microstruttura e le conseguenti proprietà meccaniche variano in funzione delle condizioni termo-meccaniche, della composizione, della percentuale di riduzione, dello spessore, della velocità 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 densità di dislocazioni e di conseguenza l'incrudimento del metallo.

Vi è anche un allungamento dei grani con fenomeni concorrenti di addolcimento statico e dinamico dovuto all'elevata temperatura.

La microstruttura risultante è quindi funzione dell'equilibrio statico o dinamico di diverse modificazioni.

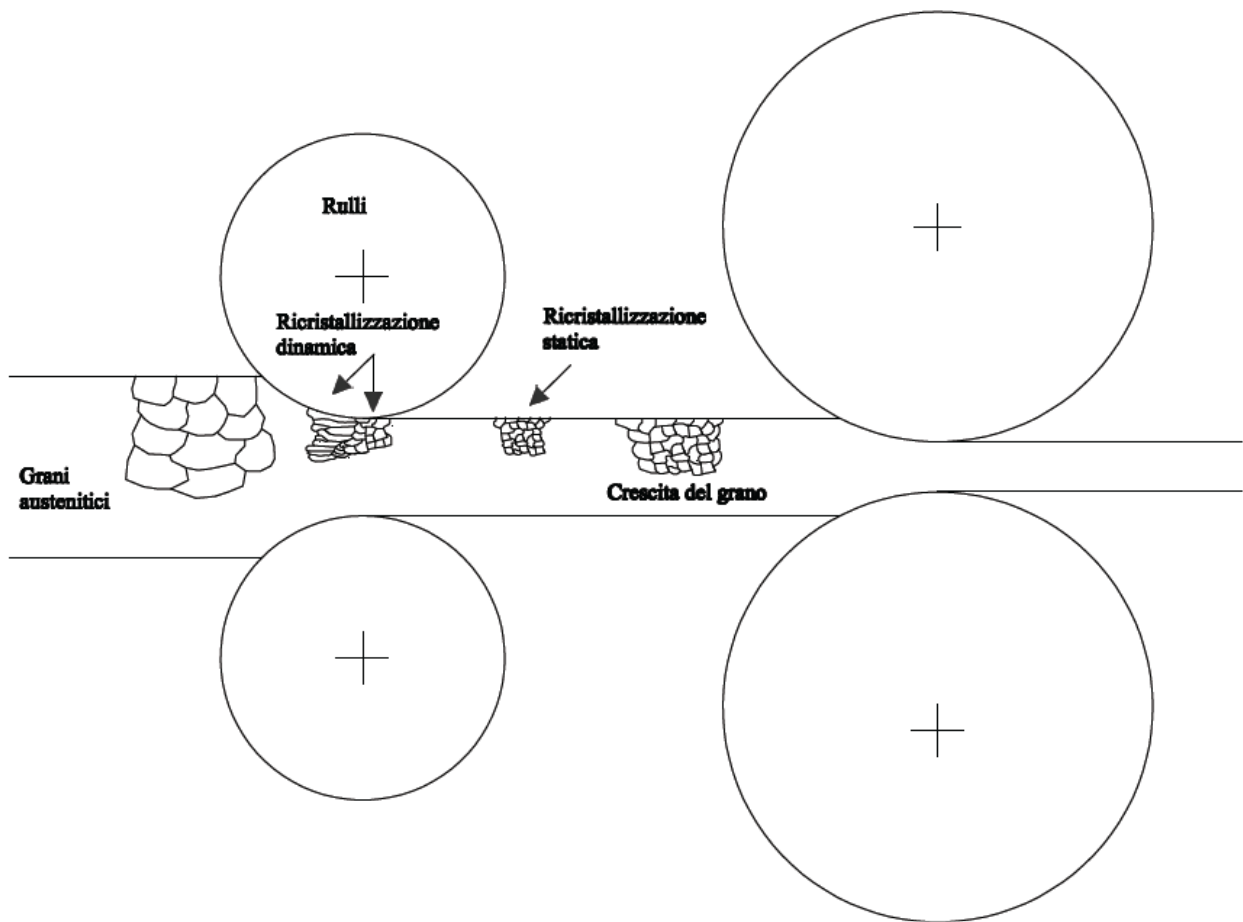


Figura 8.62: modificazioni microstrutturali durante la laminazione.

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 irradiano 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.

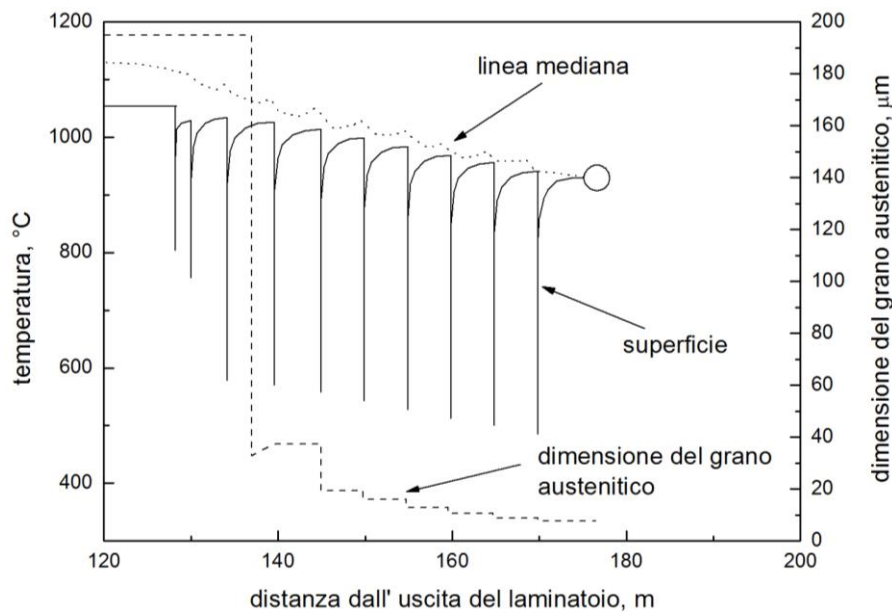


Figura 8.63: tipico ciclo di laminazione.

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 duttilità,
- una maggiore sensibilità alla velocità di deformazione.

Il recupero dinamico produce un incrudimento monotonic del tratto stazionario delle curve tensione-deformazione a causa del fatto che la densità di dislocazioni rimane costante.

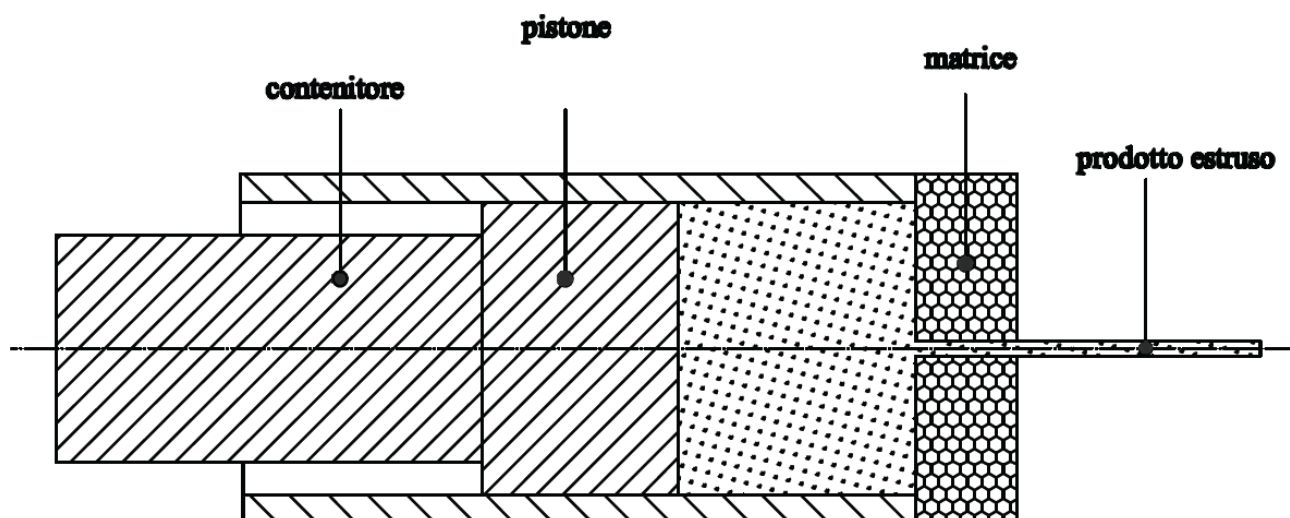
Cio' avviene principalmente nelle leghe di alluminio e nel ferro- α .

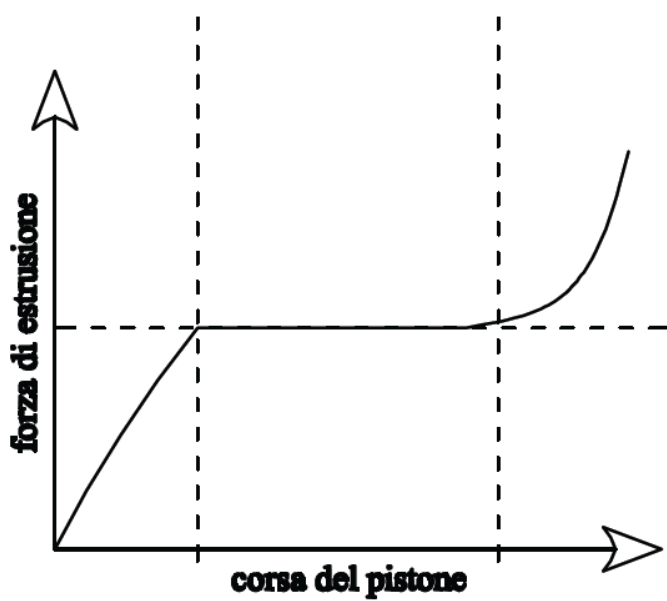
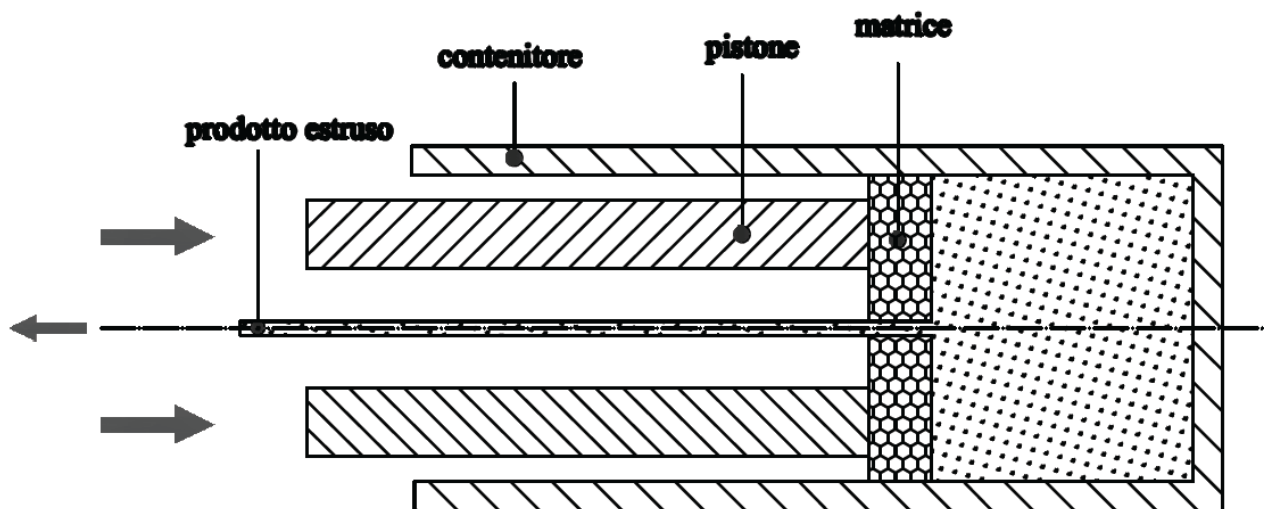
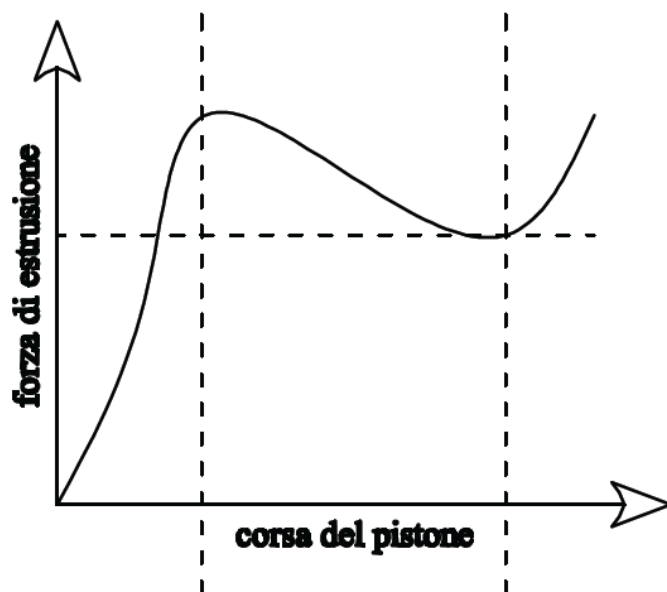
In altri metalli quali il nichel, il rame e il ferro- γ , ad elevate velocità di deformazione o elevati livelli di sollecitazione, la densità di dislocazioni diviene abbastanza elevata da produrre la nucleazione e la crescita di nuovi grani.

Questo può 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):





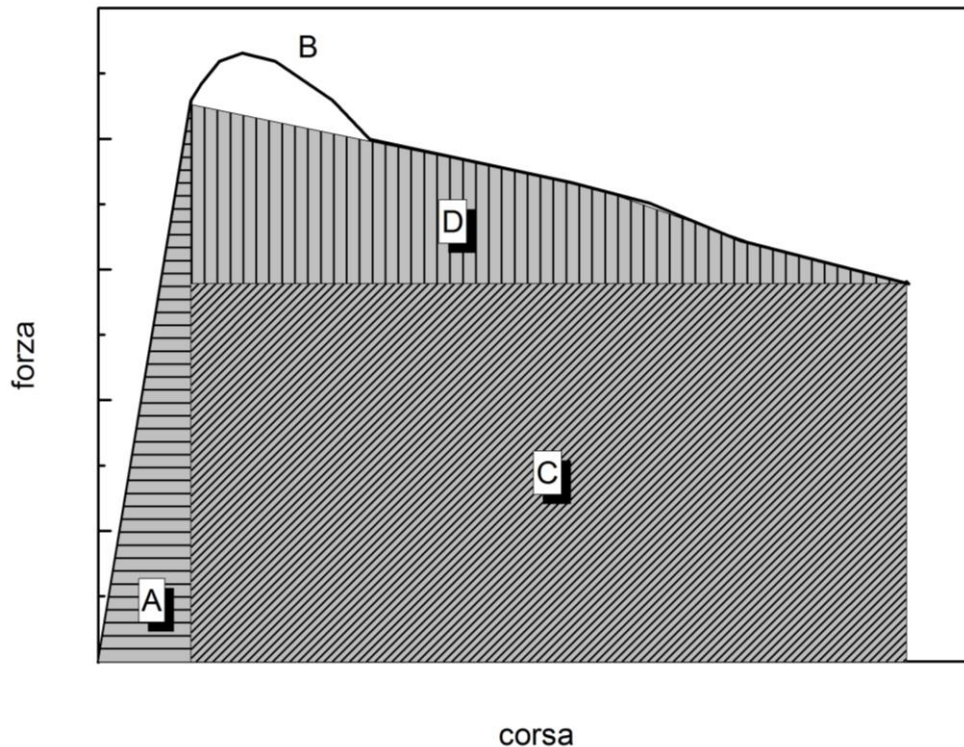


Figura 8.64: principio dell'estrusione.

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 estrudere, 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 riscaldata 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:

$$\text{Lavoro} = A_0 L_0 Y \varepsilon_1 = F L_0 = p A_0 L_0$$

dove p è la pressione del pistone:

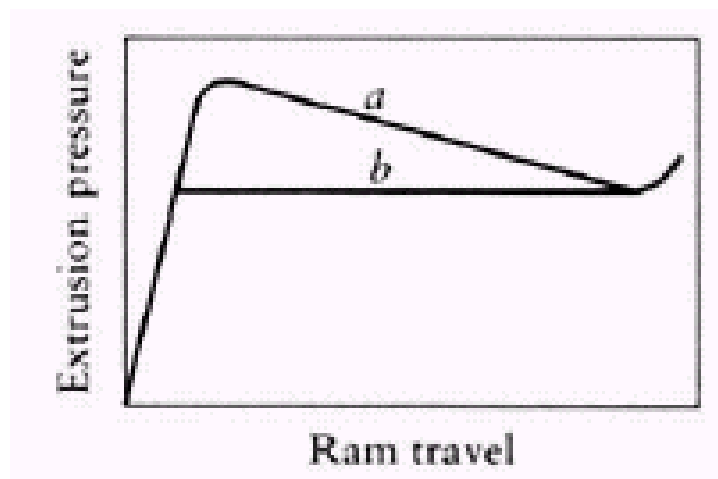
$$p = u = Y \ln \left(\frac{A_0}{A_f} \right) = Y \ln R$$

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 risolubile 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:

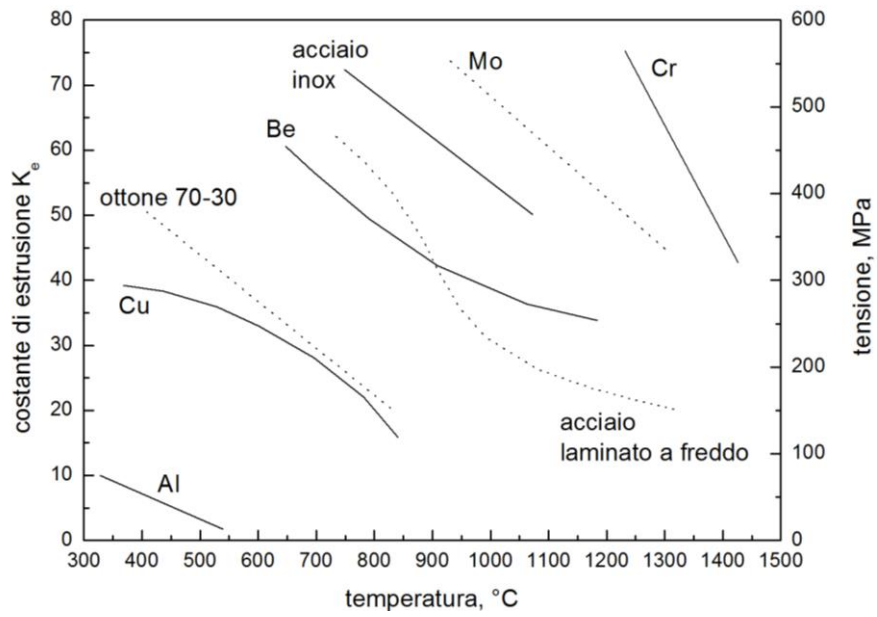


Figura 8.66: costante di estrusione per diversi materiali.

La figura 8.67 illustra l'effetto della temperatura e velocità di estrusione sulla pressione

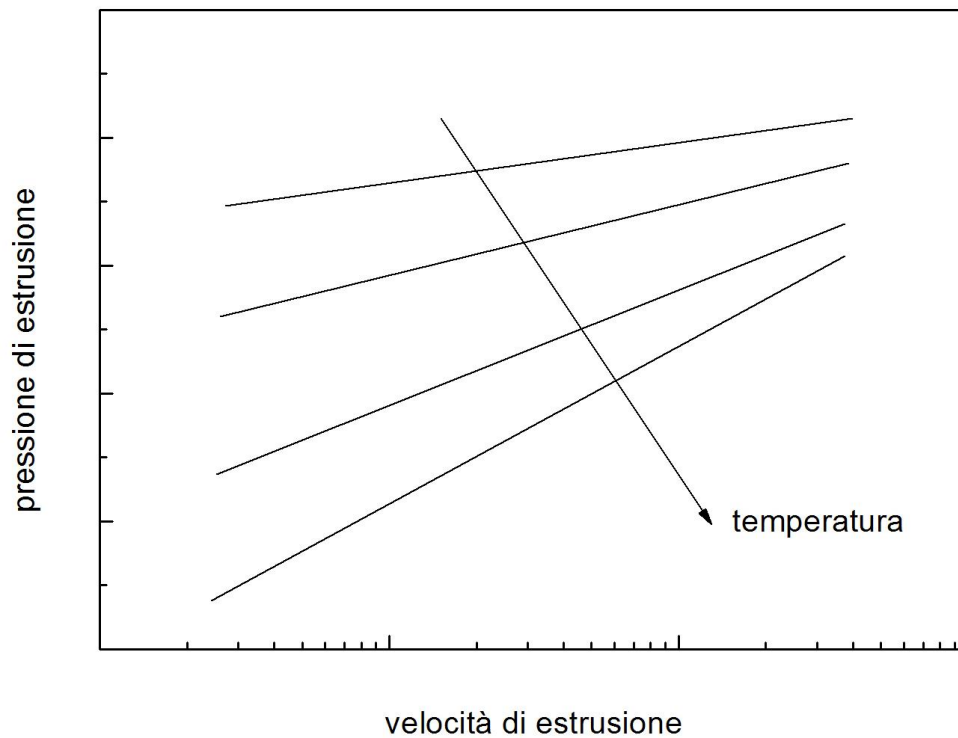


Figura 8.67: effetto della temperatura sull' estrusione.