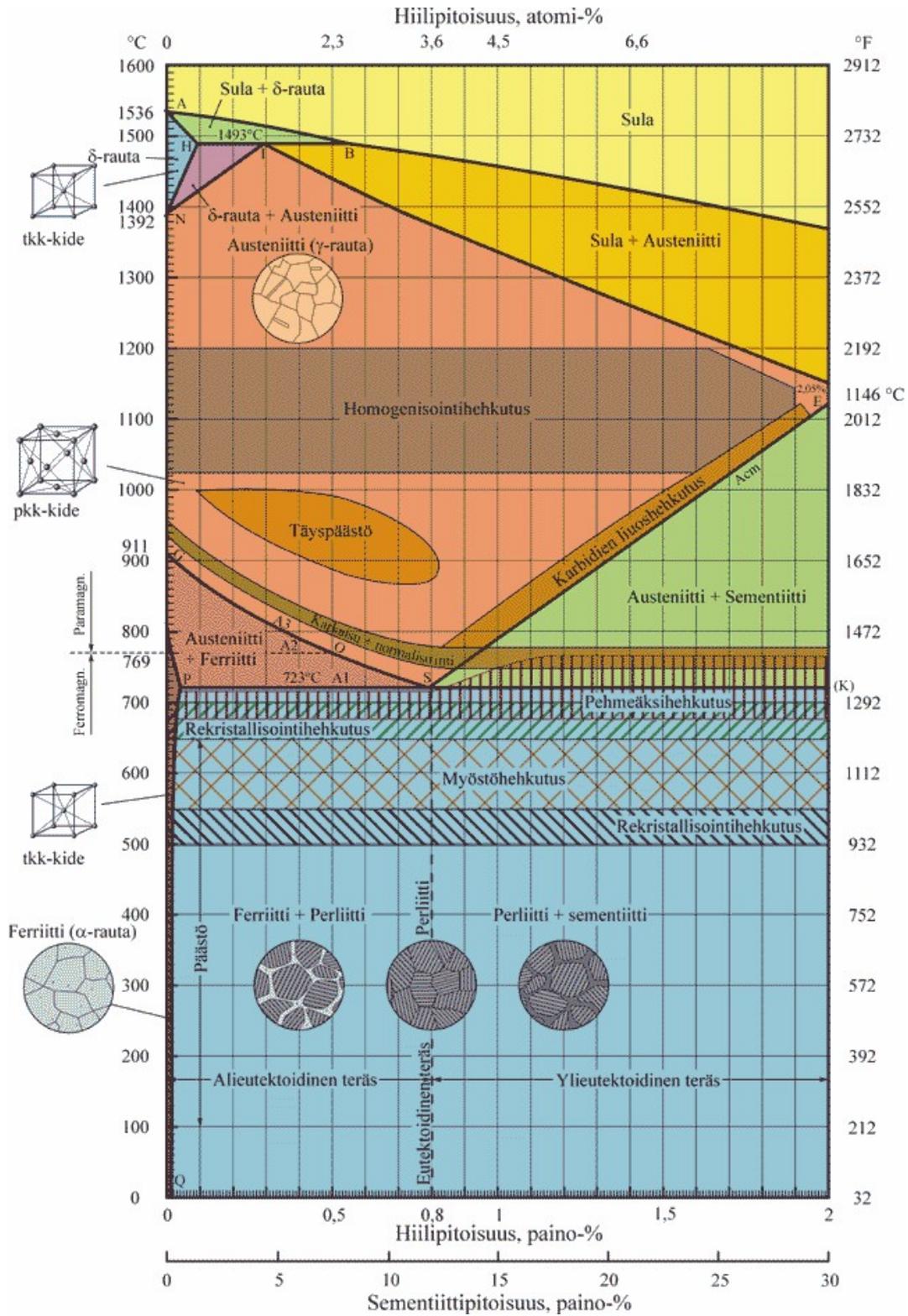


ELEMENTI DI SCIENZA DEI METALLI



di Matteo Puzzle
matematicare@hotmail.com
 per il gruppo

<http://it.groups.yahoo.com/group/softwarestrumentitecnologici/>

L'autore è grato a chiunque voglia segnalare eventuali imprecisioni, riportate in questo documento, inoltre sono graditi commenti, suggerimenti e giudizi critici. Il presente documento può essere copiato, fotocopiato, riprodotto, a patto che non venga altera l'integrità, la proprietà dell'autore e il contenuto stesso. L'autore non potrà essere ritenuto responsabile per il contenuto e l'utilizzo del presente documento, declinandone ogni responsabilità.



PROPRIETA'	Matteo Puzzle
VERSIONE FILE	1.0
DATA DI CREAZIONE	23 Settembre 2005
ESTENSIONE FILE	.pdf
SITO	http://www.matematicamente.it/

PARTE I: generalità sugli acciai	3
Gli acciai.....	3
Acciai inossidabili martensitici	4
Acciai inossidabili ferritici	5
Acciai inossidabili austenitici.....	6
Precipitazione dei carburi di cromo in acciaio inox.....	8
L'ossidazione dei metalli e delle leghe	9
PARTE II: prova di trazione.....	10
La trazione	10
<i>Modulo di elasticità.</i>	11
<i>Carico di snervamento.</i>	11
<i>Carico di rottura.</i>	11
<i>Allungamento percentuale.</i>	11
<i>Strizione percentuale.</i>	11
Caso di una lega di alluminio	12
<i>Il diagramma sperimentale carico - deformazione</i>	12
<i>Il campo elastico</i>	13
<i>Calcolo teorico del modulo elastico E</i>	14
<i>Il campo plastico</i>	15
PARTE III: la ricristallizzazione.....	17
Energia immagazzinata durante l'incrudimento.....	17
Fenomeni di riassetto.....	18
Ricristallizzazione primaria.....	18
Crescita del grano	19
Fattori frenanti la crescita del grano	20
Ricristallizzazione secondaria o crescita anormale	20
Analisi di fenomeni microstrutturali durante il processo di ricristallizzazione statica del rame puro.....	21
Relazione di Hall – Petch	27
Calcolo della dimensione media di un grano.....	28
Velocita' di ricristallizzazione	29
Analisi micrografica	30
Acciaio stabilizzato al niobio.....	35
PARTE IV: il creep	38
Scorrimento viscoso – il creep	38
Caratteristiche e meccanismi del creep.....	38
Prove di creep	39
Metodi di calcolo	40
Equazioni di Garofalo e Li	40
Modellizzazione.....	41
Analisi di una prova di creep	44
PARTE V: proprietà' delle dislocazioni	46
La legge di Orowan	46
Forza causata da una dislocazione e agente su una dislocazione vicina	49
L'equazione di Ludwick	55
PARTE VI: raggi di curvatura dei provini e sforzo reale.....	56
Prova di trazione e stato di sforzo	56
La strizione plastica.....	58
Ricerca dei raggi di curvatura dei provini di acciaio sottoposti a trazione e portati a rottura.....	60
APPENDICE.....	66
BIBLIOGRAFIA.....	68

PARTE I: generalità sugli acciai

Gli acciai

I materiali metallici da costruzione, oltre che resistere alle sollecitazioni di tipo fisico (sollecitazioni meccaniche di vario tipo: trazione, torsione, flessione, fatica, pressione, usura) per le quali sono richiesti determinati requisiti, devono spesso anche presentare caratteristiche di resistenza al particolare ambiente in cui operano; devono cioè resistere e alla corrosione, se l'ambiente è aggressivo, e alle alte temperature. Spesso nell'industria chimica si realizzano condizioni particolarmente severe per cui è necessario utilizzare materiali aventi proprietà e caratteristiche tali da resistere alle sollecitazioni chimiche e fisiche imposte.

Fra i materiali resistenti alla corrosione ed al calore, occupano un posto preminente gli acciai inossidabili, cioè quelle leghe Fe - Cr con tenori di cromo non inferiori al 12% e con aggiunte di altri elementi quali Ni, Mo, Ti, Ta, Nb, V.

Le prime applicazioni degli acciai inossidabili risalgono, in Germania, alla fine del 1912 da parte della Krupp. Secondo gli inglesi, invece, la priorità degli acciai inossidabili deve essere attribuita a Brearly, che nel 1913 realizzò a Sheffield la prima colata di acciaio inossidabile martensitico. Durante la prima guerra mondiale questi acciai vennero impiegati per la costruzione di camicie per bocche da fuoco e di valvole di scarico di motori a combustione interna.

La produzione di acciai inossidabili è in continuo aumento: essa è stata nel 1967, per i paesi occidentali e per il Giappone, di 3,5 milioni di tonnellate. Nel 1968, l'Italia, che si trovava al 6° posto tra i produttori dell'occidente, ha prodotto 225.000 tonnellate di lingotti di acciai inossidabili. L'ottima resistenza alla corrosione ed alle alte temperature è dovuta alla possibilità, in ambiente ossidante, di formazione sulla superficie di una tenace pellicola di ossido di dimensioni estremamente sottili, le cui caratteristiche cambiano notevolmente in funzione del trattamento termico, della composizione chimica della lega, dello stato superficiale, delle sollecitazioni cui il materiale è sottoposto e della composizione strutturale. Ed è appunto in base alla loro struttura che questi acciai vengono solitamente suddivisi in tre classi:

- 1) Martensitici
- 2) Ferritici
- 3) Austenitici

Acciai inossidabili martensitici

Gli acciai inossidabili martensitici contengono un tenore di cromo compreso tra il 12 e il 18% e carbonio in quantità solitamente maggiori dello 0,15% (0,30, 0,90%).

Con riferimento ai diagrammi strutturali, presentano i punti di trasformazione A_1 e A_2 .

E' pertanto possibile riscaldarli in intervalli di temperature nei quali la struttura sia prevalentemente o totalmente austenitica e successivamente, con un opportuno raffreddamento, trasformare l'austenite in martensite.

Le proprietà meccaniche a temperatura ambiente degli acciai inossidabili martensitici sono strettamente legate a trattamenti termici, previamente subiti dagli stessi, per cui é opportuno esaminare i diversi trattamenti termici cui vengono sottoposti.

- Ricottura completa e ricottura di lavorabilità. Vengono effettuate per portare il materiale ad uno stato di maggiore addolcimento. Per la ricottura completa il pezzo viene riscaldato al di sopra della temperatura di A_3 , mentre per la ricottura di lavorabilità il pezzo viene riscaldato ad una temperatura inferiore ai punti critici. Nella pratica comune, è sufficiente eseguire questo secondo tipo di ricottura per ottenere caratteristiche non molto diverse dall'altra e comunque soddisfacenti ai fini del raggiungimento di buone caratteristiche di lavorabilità.
- Tempra. Dopo riscaldamento a 950/1050°C, anche per solubilizzare i carburi, raffreddamento viene eseguito in olio per evitare la formazione di cricche cui sono suscettibili specialmente gli acciai ad elevato tenore di carbonio. In generale per pezzi a basso tenore di carbonio, incruditi per deformazione o con brusche variazioni di sezioni, e per pezzi a medio od elevato tenore di carbonio, si esegue un preriscaldamento ad opportuna temperatura prima di giungere a quella di tempra.
- Rinvenimento. Permette di ottenere le migliori combinazioni tra caratteristiche meccaniche e di resistenza alla corrosione. La migliore resistenza a corrosione si ottiene con un trattamento termico a temperature non più elevate 430°C, mentre le migliori caratteristiche di tenacità si ottengono con un rinvenimento tra 600 e 750°C. Nell'intervallo 430-570°C si ha il fenomeno della fragilità di rinvenimento.
- Distensione. Si effettua a temperature inferiori a quelle di rinvenimento, eliminare tensioni residue. L'intervallo di distensione é tra i 150-430°C. Vediamo ora alcuni classici acciai inossidabili martensitici.

DESIGNAZIONE		COMPOSIZIONE %					TRATTAMENTI TERMICI	
UNI	AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni	TEMPRA °C	RINVENIMENTO °C
X 12 Cr 13	410	0,15	1	0,5	11,5 13,5	-	950 -1000	600 – 650
X 30 Cr 13	420	0,35	1	1	12 14	1	980 – 1000	600 – 650
X 16 CrNi 16	431	0,20	1	1	15 17	2,5	980 - 1030	630 -680

N.B.: i valori dati per C, Mn, Si, Ni sono i valori massimi; inoltre sono da contenersi entro lo 0,03% per lo S e lo 0,04% per il P)

SIGLA AISI	CARATTERISTICHE MECCANICHE			
	R_{medio} Kg/mm ²	$R_{Sminimo}$ Kg/mm ²	$A_{5minimo}$ %	K_{minimo} Kg/cm ²
410	80	50	13	4
420	85	55	12	-
431	90	60	13	3

Acciai inossidabili ferritici

Questi acciai non presentano punti di trasformazione e non sono induribili col trattamento di tempra. La struttura ferritica è assicurata da un tenore di Cr che va dal 17% al 30% e da una bassa percentuale di carbonio, generalmente inferiore allo 0,15%, oltre che dall'aggiunta, a volte, di elementi quali ad esempio l'alluminio e il Molibdeno. L'inesistenza di punti di trasformazione negli acciai inossidabili ferritici ed il conseguente pericolo di ingrossamento del grano, fanno sì che il solo trattamento termico applicabile sia la ricottura. Se questa (di solito effettuata a 650-830°C) è preceduta da operazioni di deformazione plastica, che incrudiscono l'acciaio, è denominato trattamento di ricristallizzazione.

DESIGNAZIONE		COMPOSIZIONE %					
UNI	AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni	ALTRI ELEMENTI
X 8 Cr 17	430	0,12	1	1	16 18	-	Al = 0,10 – 0,30 N = 0,25 max
X 6 CrAl 13	405	0,08	1	1	11,5 14,5	-	
X 16 Cr 26	446	0,20	1,5	1	23 27	-	

N.B.: i valori dati per C, Mn, Si, sono i valori massimi; inoltre sono da considerarsi entro 0,03% per lo S e entro lo 0,04% per il P; l'alluminio è aggiunto per attenuare l'ingrossamento dei grani.

SIGLA AISI	CARATTERISTICHE MECCANICHE		
	R _{medio} Kg/mm ²	Rs _{minimo} Kg/mm ²	A _{5minimo} %
430	55	25	18
405	51	23	20
446	60	28	15

Per innalzare i valori di R e Rs, che sono bassi, si può operare l'incrudimento a freddo, però contemporaneamente si verifica una degradazione della resistenza alla corrosione. La resilienza non viene presa in considerazione per l'impossibilità di stabilire valori minimi; se questa interessa conviene orientare la scelta verso un acciaio inossidabile austenitico.

Acciai inossidabili austenitici

Tra gli acciai inossidabili, sono quelli che offrono la migliore resistenza alla corrosione. Queste leghe Fe – Cr – Ni, con contenuto di Cr dal 16% al 26% e di Ni dal 7% al 25%, presentano una struttura austenitica, non esistendo per questi acciai punti di trasformazione a temperature superiori a quella ordinaria. Poiché la struttura di questi acciai allo stato solubilizzato non è stabile, essendo una soluzione soprasatura di carbonio, vi è la possibilità dell'instaurarsi della corrosione intergranulare, per il fenomeno di sensibilizzazione. Da ciò la necessità di limitare al massimo il contenuto di carbonio (intorno allo 0,03%) o di aggiungere elementi stabilizzanti quali Ti, Nb e Ta.

Un cenno meritano gli acciai inossidabili austenitici al Cr (16 – 19 %) - Mn (5,5 – 10%) - Ni (3,5 – 7%), nei quali il Mn è sostitutivo del Ni come elemento austenizzante, e gli acciai inossidabili indurenti per precipitazione (preeipitation hardening), che sono essenzialmente leghe Fe – Cr - Ni con aggiunte di Ti, Al, Cu, Mo, che presentano dopo la precipitazione, ottime caratteristiche meccaniche abbinate a un'ottima resistenza alla corrosione.

Sia i valori di R che quelli R_s degli acciai inossidabili austenitici sono bassi, come per i ferritici, ma possono essere esaltati mediante lavorazioni a freddo, come mostra il diagramma in figura 1.1.

Interessante per questi acciai inossidabili è il trattamento di solubilizzazione: esso consiste nel riscaldare il pezzo ad una temperatura sufficientemente elevata (1000 – 1150 °C) per rimuovere le alterazioni strutturali dovute ai processi di fabbricazione, nel mantenere lo stesso a tale temperatura il tempo necessario a mandare in soluzione tutti i carburi e nel raffreddare con sufficiente velocità per avere a temperatura ambiente struttura austenitica, e per evitare la precipitazione dei carburi.

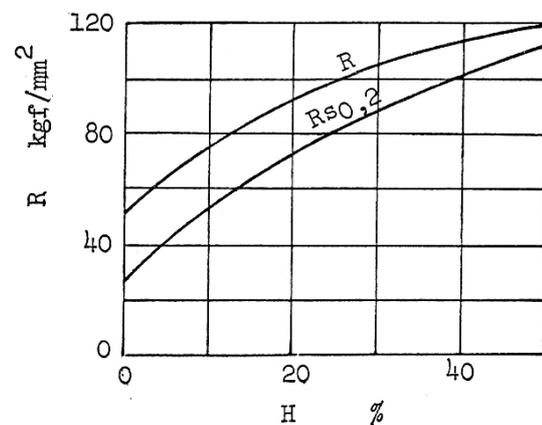


Figura 1.1

Tre sono i fattori che si devono tenere presenti in tale operazione; la temperatura, la durata e la velocità di raffreddamento; dai primi due dipendono le dimensioni del grano austenitico, dal terzo la eventuale segregazione di carburi di cromo al contorno dei grani. Gli acciai austenitici rimangono tenaci fino a temperature molto basse e pertanto sono impiegati negli impianti criogenici sino alla temperatura dell'elio liquido.

Gli acciai inossidabili austenitici resistono all'ossidazione alle alte temperature e mantengono, in tali condizioni, elevate caratteristiche meccaniche; pertanto essi vengono comunemente impiegati in tutte quelle applicazioni che richiedono materiali adatti a sopportare gravose condizioni operative ad elevate temperature. Un fattore da tener presente nella scelta degli acciai resistenti al calore, è la loro sensibilità all'infragilimento. Questo fenomeno, oltre che alla precipitazione dei carburi, è dovuto alla separazione del costituente denominato fase sigma. Questa fase molto fragile può formarsi sia da una struttura austenitica (per Cr elevato e per presenza di elementi che ne favoriscono la precipitazione), sia soprattutto da una struttura bifasica di austenite - ferrite. Essa precipita in un tempo relativamente breve, dell'ordine di poche ore, da strutture austenitiche - ferritiche, mentre possono essere necessari tempi molto lunghi, dell'ordine delle migliaia di ore, per provocare la separazione da leghe completamente austenitiche. Per gli acciai inossidabili austenitici al Cr – Ni, l'intervallo di temperatura in cui si ha la massima formazione di questa fase è compreso tra i 750 e i 900 °C, intervallo di temperature che deve perciò essere evitato.

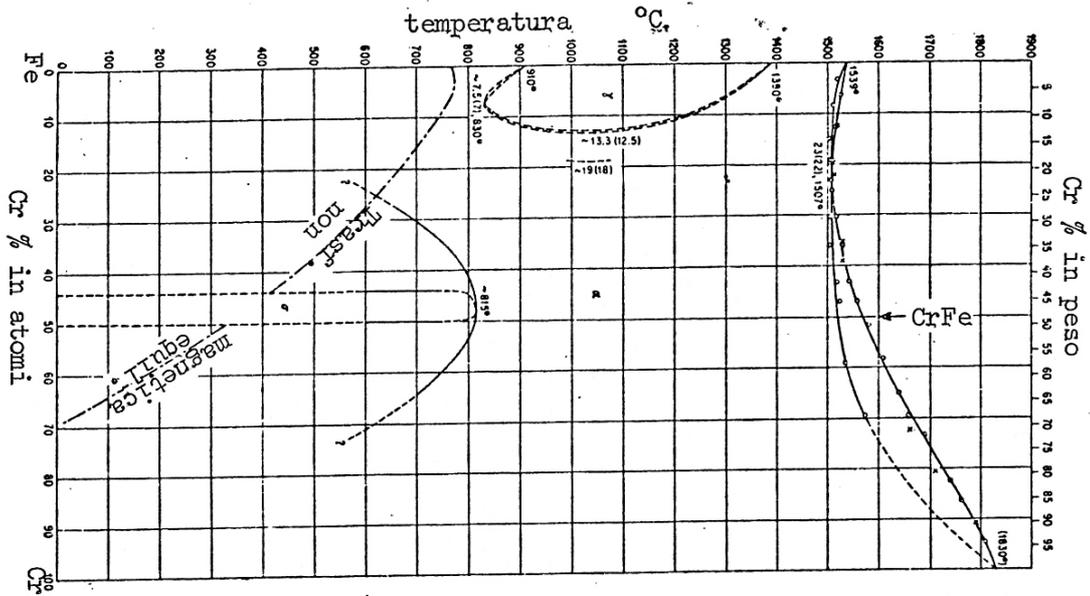


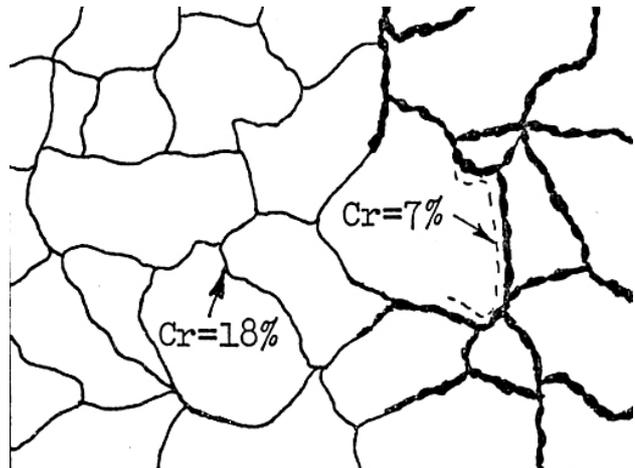
Figura 1.2

DESIGNAZIONE		COMPOSIZIONE %					ALTRI ELEMENTI
UNI	AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni	
X2 CrNi 18 11	304L	0,03	2	1	18 - 20	8 - 12	Ti = 5 x C 0,8 Nb+Ta = 10 x C 1 Mo = 2 - 2,5
X5 CrNi 19 10	304	0,08	2	1	18 - 20	8 - 10,5	
X8 CrNi 18 12	305	0,12	2	1	17 - 19	10,5-13	
X10 CrNi 18 09	302	0,15	2	1	17 - 19	8 - 10	
X6 CrNiTi 18 11	321	0,08	2	1	17 - 19	9 - 12	
X6 CrNiNb 18 11	347	0,08	2	1	17 - 19	9 - 12	
X5 CrNiMo 17 12	316	0,06	2	1	16-18,5	10,5-13,5	
X16 CrNi 23 14	309	0,20	2	1	22 - 24	12 - 15	
X22 CrNi 25 20	310	0,25	2	1	24 - 26	19 - 22	
SIGLA AISI	CARATTERISTICHE MECCANICHE				TRATTAMENTO TERMICO DI SOLUBILIZZAZIONE		
	R _{medio} Kg/mm ²	Rs _{minimo} Kg/mm ²	A _{5minimo} %	K _{minimo} Kg/cm ²			
304L	55	18	40	20	1050 - 1150 °C		
304	60	19	40	18	1050 - 1150 °C		
305	60	18	40	18	1050 - 1150 °C		
302	62	22	35	16	1050 - 1150 °C		
321	62	21	35	16	1000 - 1100 °C		
347	62	21	35	15	1050 - 1150 °C		
316	60	21	35	16	1050 - 1150 °C		
309	67	23	25	16	1050 - 1150 °C		
310	67	23	25	14	1050 - 1150 °C		

Precipitazione dei carburi di cromo in acciaio inox

L'esame al microscopio di un campione di acciaio inossidabile al Cr - Ni 18 - 8 (C 0,05 - 15), prima del trattamento termico, mostra la struttura poligonale caratteristica della struttura austenitica. Il medesimo campione dopo riscaldamento a 600 °C presenta i contorni dei grani ingrossati per la precipitazione di carburi di cromo. Questa precipitazione non avviene invece se il riscaldamento viene effettuato a temperatura superiore a 700 °C e si attenua a temperature inferiori. Per temperature inferiori a 500°C non avviene la separazione di tali carburi e quindi non si verifica l'ingrossamento del bordo dei grani.

Come conseguenza di questo fenomeno, si ha che, mentre al centro dei grani la composizione chimica rimane invariata, ai contorni dei grani e nelle zone ad essi adiacenti si ha una caduta del tenore di cromo dal 18 fino a valori di circa il 7%, dovuta alla formazione dei carburi di cromo. Questa variazione di composizione chimica rende i bordi dei grani particolarmente sensibili alla corrosione cosiddetta intergranulare: bastano poche ore di attacco anche leggermente acido per avere una penetrazione imponente ai limiti dei grani, con conseguente variazione delle proprietà fisiche.



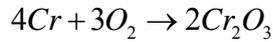
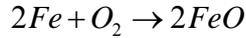
Prima del trattamento l'acciaio è particolarmente tenace, dopo la corrosione intercristallina esso è fragilissimo. Gli acciai austenitici per i quali si verifica tale inconveniente sono particolarmente inadatti ad essere saldati, in quanto durante l'operazione di saldatura si realizzano le condizioni fisiche che favoriscono la precipitazione dei carburi di cromo.

E' possibile eliminare o attenuare tale precipitazione riducendo al minimo il tenore di carbonio. Negli acciai inossidabili austenitici con tenori di carbonio inferiori allo 0,03% non si ha più precipitazione dei carburi.

L'acciaio X 3 Cr Ni 19 11, che soddisfa a questa limitazione, non è sensibile alla corrosione intergranulare, è saldabile ed è particolarmente adatto per le applicazioni chimiche; ma la sua fabbricazione è particolarmente difficile.

L'ossidazione dei metalli e delle leghe

Il comportamento dei metalli e leghe variano in funzione della composizione, temperatura, processo di fabbricazione, trattamenti superficiali (cromatura, nichelatura) e dagli sforzi con cui vengono sollecitati. Tutti i metalli e le leghe se non rivestite da ossido, in servizio, subiscono un processo di ossidazione:



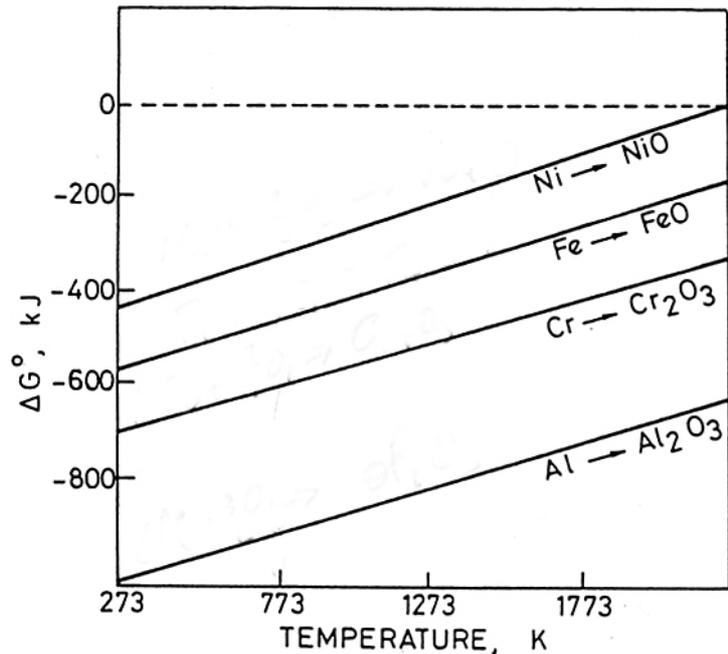
l'ossidazione iniziale provoca l'ossidazione completa, sia ad alta temperatura che a bassa temperatura; ciò avviene all'aria in ambiente umido.

Dal grafico, posto qui accanto, si nota che l'alluminio reagisce per primo con l'ossido creando un film ossido passivante e impedendo il contatto dell'ossigeno con altri elementi del metallo. La velocità di ossidazione degli elementi di lega, ad alta temperatura,, segue un andamento parabolico:

$$Y^2 = 2 \cdot K_p \cdot t$$

in cui Y è il peso dell'ossido per unità di area, t è il tempo e K_p una costante. La velocità istantanea si esprime:

$$v_i = \sqrt{\frac{K_p}{2 \cdot t}}$$



Se la velocità di deformazione plastica è elevata e in condizioni di alta temperatura, l'ossido che si forma provoca un processo di fessurazione dello spessore dell'ossido che si forma e successivamente avviene il distacco di materia con la conseguente diminuzione della sezione resistente.

Se invece la velocità di deformazione plastica è lenta, l'ossido che si forma conserva la sua integrità e impedisce l'ulteriore ossidazione del metallo, aderendo al materiale (vedi figura sottostante 1.3).

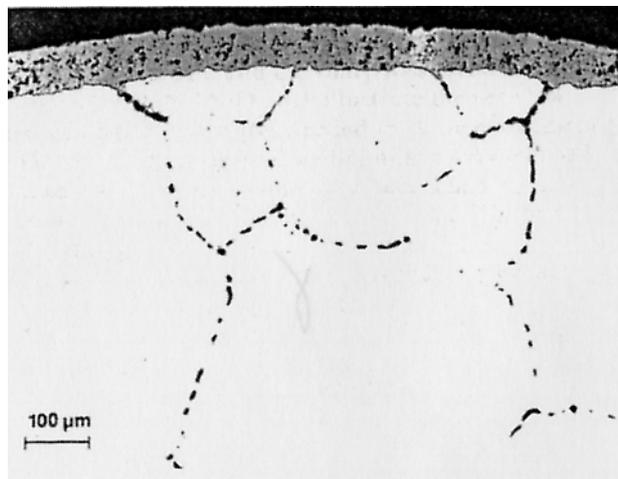


Figura 1.2

PARTE II: prova di trazione

La trazione

La prova di trazione consente di valutare la resistenza meccanica dei metalli e delle leghe. In questa prova, un campione di metallo viene portato a rottura in un tempo relativamente breve e ad una velocità costante.

La forza che agisce sul campione, durante la prova, viene riportata su un registratore grafico istante per istante assieme alla corrispondente deformazione, che può essere ottenuta attraverso un segnale proveniente da un estensimetro esterno collegato al provino, a sua volta inviato al registratore.

Le proprietà meccaniche dei metalli e delle leghe, importanti per la progettazione strutturale, che si possono ricavare dalla prova di trazione sono:

-  Il modulo di elasticità
-  Il carico di snervamento ad una deformazione dello 0,2 %
-  Il carico di rottura
-  L'allungamento percentuale a rottura
-  La strizione percentuale a rottura

Modulo di elasticità.

Nella prima parte della prova di trazione il metallo viene deformato elasticamente; questo significa che, se la forza applicata cessa, il provino ritornerà alla sua lunghezza iniziale. In genere, i metalli e le leghe mostrano una relazione tra lo sforzo σ e la deformazione ε nella regione a comportamento elastico nel diagramma sforzo – deformazione:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \text{ oppure: } E = \sigma / \varepsilon$$

detta legge di Hooke, in cui E rappresenta il modulo di elasticità (o di Young).

Carico di snervamento.

Il carico di snervamento rappresenta la sollecitazione al di sopra della quale nel metallo, o nella lega, si manifestano significative deformazioni plastiche. Dato che nel diagramma sforzo – deformazioni non vi è in genere un punto ben definito in cui finisce la deformazione elastica e inizia quella plastica, il carico di snervamento si definisce come la sollecitazione in corrispondenza della quale si ha una prefissata deformazione plastica permanente residua, in generale pari al 0,2%.

Carico di rottura.

Il carico di rottura è il massimo valore di resistenza raggiunto nel diagramma sforzo – deformazione. Infatti superato tale carico, sul provino si manifesta un restringimento localizzato della sezione; più il materiale è duttile, più sarà evidente la strizione sul provino prima della rottura. Il carico di rottura di un metallo viene determinato tracciando una riga orizzontale dal valore massimo sulla curva sforzi - deformazioni sino all'asse degli sforzi.

Allungamento percentuale.

L'entità dell'allungamento che un provino subisce durante la prova di trazione fornisce un valore della duttilità del metallo. Come è stato detto precedentemente, durante la prova di trazione può essere usato un estensimetro per valutare continuamente la deformazione del provino. Tuttavia l'allungamento percentuale del provino dopo la rottura, può essere misurato ricongiungendo le due metà del provino e misurando l'allungamento finale con un calibro.

Il valore dell'allungamento percentuale può allora essere calcolato con l'equazione:

$$\delta = \frac{l_u - l_0}{l_0} \cdot 100\%$$

con l_u e l_0 rispettivamente, tratto utile e lunghezza iniziale del provino.

Strizione percentuale.

La duttilità del materiale metallico può anche essere espressa in termini di riduzione percentuale della sezione (strizione). Conoscendo il diametro iniziale e di rottura, la strizione percentuale può essere calcolata dall'equazione:

$$\text{strizione} = \frac{A_0 - A}{A_0} \cdot 100\%$$

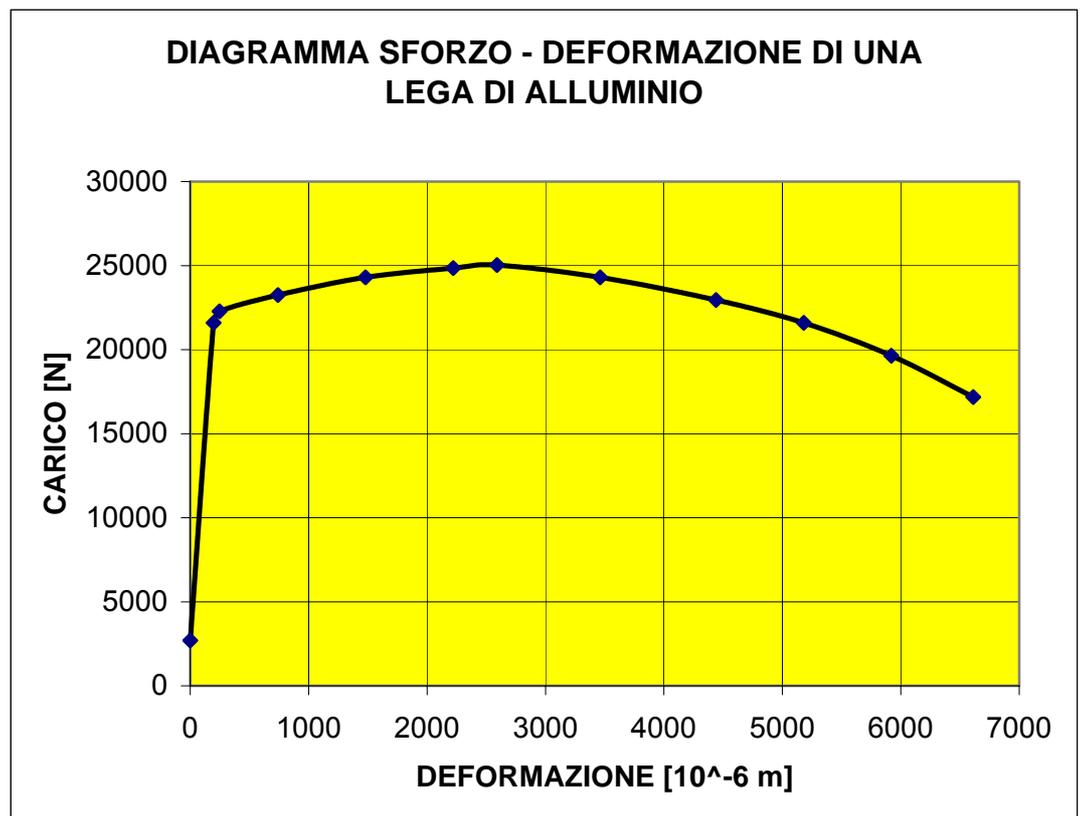
con A_0 e A rispettivamente sezione iniziale e finale del provino. La strizione percentuale, come l'allungamento percentuale, è una misura della duttilità del metallo ed anche un indice di qualità; la strizione percentuale può infatti diminuire se nel materiale metallico sono presenti difetti come inclusioni e/o porosità.

Caso di una lega di alluminio

La prova di trazione che ci si appresta ad analizzare, è relativa ad un provino in lega di alluminio (Si 0,46; Fe 0,19; Cu<0,01; Mn<0,01; Mg 0,48; Cr<0,01; Ni<0,01; Zn<0,01; Ti 0,013), di sezione $A_0 = 118,99 \text{ mm}^2$ e lunghezza $l_0 = 50 \text{ mm}$.

Il diagramma sperimentale carico - deformazione

Δl [μm]	P [N]
0,0	2700
197,3	21600
246,7	22275
740,0	23250
1480,0	24300
2220,0	24850
2590,0	25036
3460,7	24300
4440,0	22950
5180,0	21600
5920,0	19636
6610,7	17182



N.B.: L'intersezione della retta del campo elastico con l'asse delle ordinate è un errore, ma ciò è dovuto dal tipo di estensimetro usato e dalle condizioni in cui si effettua la prova di laboratorio.

Il campo elastico

L'equazione:

$$\frac{P}{A_0} = \frac{E \cdot (\Delta l_e)}{l_0}$$

[1.1]

in cui:

$$\frac{P}{A_0} = \sigma \quad \text{Sforzo}$$

$$\frac{(\Delta l_e)}{l_0} = \varepsilon \quad \text{Deformazione}$$

P Carico

A_0 Sezione iniziale del provino

E Modulo di Young

Δl_e Allungamento elastico

l_0 Lunghezza iniziale del provino

descrive il campo elastico di un provino sottoposto a trazione.

Grazie alla formula [1.1] si ottengono per il campo elastico i seguenti valori:

P[N]	σ [N/mm ²]	Δl [μ m]	$e = \Delta l_e / l_0$
2700	22,69	15,76	0,000315
5400	45,38	31,52	0,000630
8100	68,07	47,27	0,000946
10800	90,76	63,03	0,001261
13500	113,46	78,79	0,001576
16200	135,15	94,55	0,001891
18900	158,84	110,30	0,002206
19636	165,02	114,60	0,002292
21000	176,49	122,56	0,002451

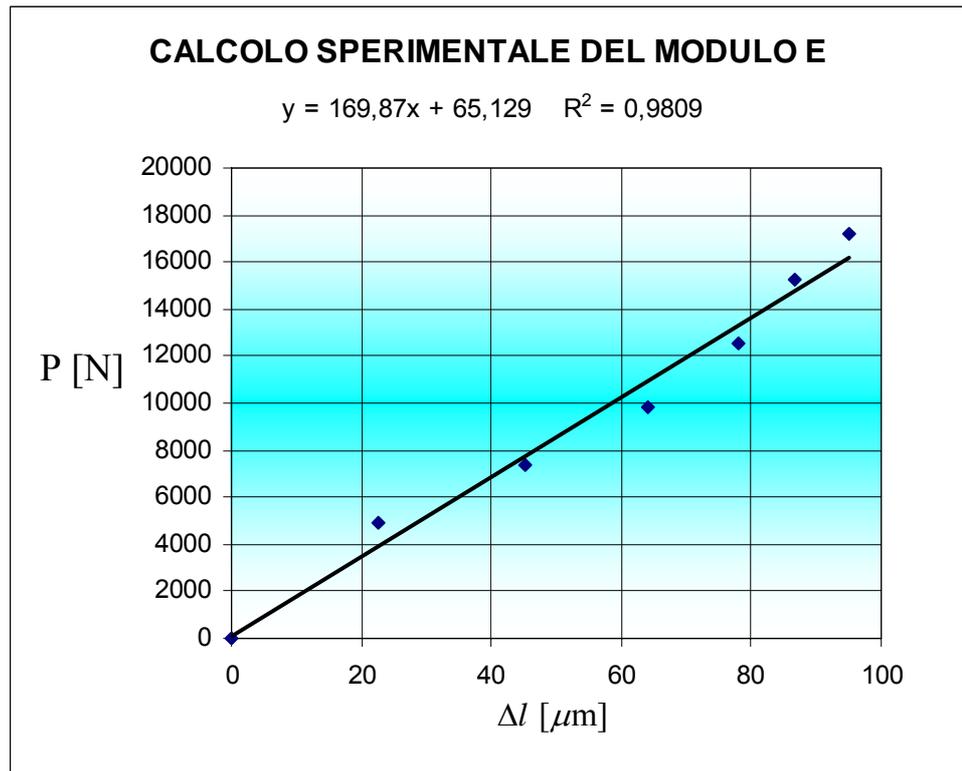
Calcolo teorico del modulo elastico E

L'equazione [1.1] diventa:

$$\frac{P}{\Delta l_e} = \frac{E \cdot A_0}{l_0} \quad [1.2]$$

Considerando i seguenti valori sperimentali di P e Δl_e , ottenuti attraverso una prova di laboratorio:

Δl [μm]	P [N]
0	0
22,73	4909
45,33	7364
64,1	9818
77,87	12518
86,73	15218
95,03	17181



Dalla retta di regressione si ottiene:

$$169,87 = \frac{E \cdot A_0}{l_0} \Rightarrow E = \frac{169,87 \cdot 50}{118,99} \approx 71,38 \text{ [GPa]}$$

che si discosta di poco, dal valore teorico assunto di 72 GPa.

Il campo plastico

Per l'analisi del campo plastico si osserva la presenza contemporanea della deformazione elastica e plastica. Si procede considerando dei punti sul diagramma carico – deformazione, da questi punti si fanno poi partire delle rette che hanno la stessa pendenza del tratto lineare elastico fino a intersecare l'asse delle ascisse, nel quale si potranno leggere i valori di Δl_e (tratto dell'asse delle ascisse a destra della retta tracciata e che si conclude in corrispondenza dell'intersezione della perpendicolare all'asse delle ascisse passante per il punto sul diagramma considerato) e Δl_{pl} (tratto dell'asse compreso tra l'origine e il punto di intersezione della retta con l'asse delle ascisse); a questo punto, noto Δl_{pl} , sapendo che risulta:

$$l = l_0 + \Delta l_{pl}$$

ed inoltre, poiché durante la deformazione plastica, il volume rimane pressoché costante:

$$V = A_0 \cdot l_0 = A \cdot l$$

Il valore di A è ricavabile dalla formula:

$$\sigma(\text{reale}) = \frac{P}{A}$$

in cui P è il carico corrispondente al punto sul diagramma considerato, mentre A è la sezione del provino dopo la deformazione causata dall'applicazione del carico P ; passando al calcolo della deformazione reale, utilizzando l'ovvia uguaglianza:

$$\Delta l_{tot} = l_e + \Delta l_{pl}$$

e quindi:

$$\varepsilon_{reale} = \ln\left(1 + \Delta l_{pl} / l_0\right)$$

Qui sotto è riportata la tabella con i valore di intersezione tra le rette considerate, il diagramma carico – deformazione e l'asse delle ascisse.

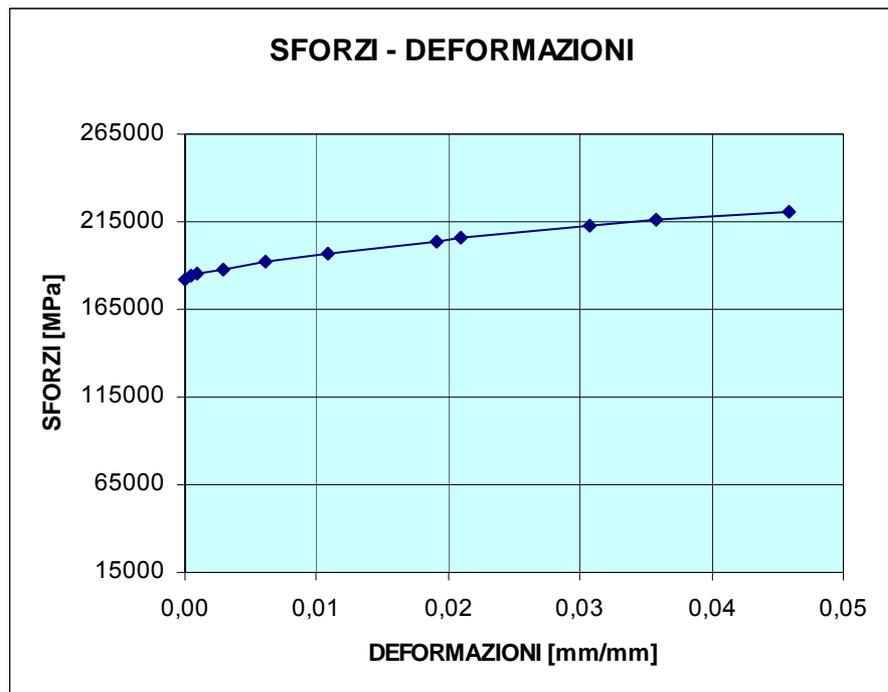
	$\Delta l_1 = \Delta l_{tot} [\mu\text{m}]$	P[N]	$\Delta l_2 = \Delta l_{pl} [\mu\text{m}]$
Retta 1	197,33	21873,64	24,67
Retta 2	246,00	22090,91	49,33
Retta 3	345,03	22336,36	146,00
Retta 4	487,41	22753,63	305,87
Retta 5	740,00	23070,72	542,67
Retta 6	1179,07	23784,54	962,00
Retta 7	1258,00	23809,09	1060,67
Retta 8	1751,33	24545,45	1563,87
Retta 9	2022,67	24668,18	1823,85
Retta 10	2590,00	25036,36	2343,33

Dai valori ottenuti dalla tabella di sopra:

l [μm]	A [mm^2]	P [N]	σ_{reale} [N/mm^2]	$\varepsilon_{\text{reale}}$ [$\mu\text{m}/\mu\text{m}$]
50024,67	118,93	21873,64	182,24	0,0004933
50049,33	118,87	22090,91	185,84	0,0009861
50146,00	118,64	22336,36	188,27	0,0029157
50305,87	118,27	22753,63	192,39	0,0060987
50542,67	117,71	23070,72	196,40	0,0107950
50962,00	116,74	23784,54	203,74	0,0190573
51060,67	116,52	23809,09	205,53	0,0209915
51563,87	115,38	24545,45	212,74	0,0307980
51823,85	114,80	24668,18	215,68	0,0358270
52343,33	113,66	25036,36	220,27	0,0458020

Arrivati a questo punto, si può tracciare il diagramma sforzi – deformazioni reali:

$\varepsilon_{\text{reale}}$ [mm/mm]	σ_{reale} [MPa]
0,00	181510
0,0004933	183920
0,0009861	185840
0,0029157	188270
0,0060987	192390
0,0107950	196400
0,0190573	203740
0,0209915	205530
0,0307980	212740
0,0358270	215680
0,0458020	220270



PARTE III: la ricristallizzazione

Energia immagazzinata durante l'incrudimento

Durante la deformazione plastica di un metallo, la maggior parte dell'energia spesa va sotto forma di calore, ma una certa frazione viene immagazzinata come energia di deformazione per la creazione di difetti reticolari, che portano il materiale ad un crescente incrudimento.

Tuttavia é da ricordare che l'energia di deformazione immagazzinata non é in relazione lineare con la deformazione, ma piuttosto in relazione parabolica, in quanto l'incrudibilit  del materiale tende man mano a diminuire per la tendenza di esso ad un riassetto dinamico spontaneo, allorch , le dislocazioni, a causa dell'alta densit  raggiunta, sono soggette a forti interazioni elastiche, con formazione di pareti di dislocazioni e nello stesso tempo si verificano fenomeni di *scorrimento deviato* (*cross slip*).

Durante la deformazione plastica aumenta anche il numero dei difetti puntuali, cio  di interstiziali e soprattutto di vacanze.

La densit  di dislocazioni, dell'ordine di $10^6 - 10^8$ in un metallo ricotto, pu  raggiungere il valore di 10^{12} in un metallo incrudito. I maggiori incrudimenti si hanno con operazioni che coinvolgono la deformazione in tutta la massa del metallo, perci  con la laminazione, con la forgiatura e con la trafilatura; cos , mentre con una trazione si pu  introdurre una energia di formazione dell'ordine di qualche Joule/mole, con deformazioni severe si pu  arrivare a decine di Joule/mole: come nel caso, ad esempio, della formazione di trucioli da lavorazione agli utensili.

In generale l'immagazzinamento dell'energia di deformazione é favorito, oltre che dal tasso di deformazione, dalle temperature pi  basse e da un alto tenore di alligazione del metallo.

La temperatura, infatti, esalta l'aspetto cinetico del *riordino* (*annealing*), cio  della eliminazione dei difetti reticolari termodinamicamente non necessari.

Se in un calorimetro si riscalda lentamente ($5 - 6 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$) un campione di metallo deformato, il rilascio di energia immagazzinata si manifesta con emissioni di calore secondo una curva, in funzione della temperatura omologa: per i diversi materiali compaiono picchi di emissione intorno agli stessi valori di temperatura omologa di 0,3 e di 0,5 (rispetto alla temperatura di fusione); contemporaneamente variano le propriet  fisiche di durezza, densit  e resistivit  elettrica. Analoghe misure di rilascio di energia immagazzinata si possono fare a temperatura costante in funzione del tempo e nel grafico si pu  avere:

- a) a temperature omologhe di 0,2 – 0,3 (rispetto alla temperatura di fusione) l'immediata cessione di poca energia, cio  che sta ad indicare un riassetto a bassa temperatura;
- b) a temperatura omologa di circa 0,5 (rispetto alla temperatura di fusione) la stessa immediata cessione di poca energia (riassetto), seguita, dopo un certo intervallo di tempo, da un picco di cessione di notevole entit , cio  che sta ad indicare il fenomeno di ricristallizzazione, il quale pertanto a differenza del riassetto, richiede un *tempo di incubazione* e si svolge con una cinetica dapprima accelerata e poi decelerata con l'andamento appunto di un picco.

Fenomeni di riassetto

I fenomeni di riassetto possono distinguersi come:

- 1) riassetto a bassa temperatura (0,2)
- 2) riassetto ad alta temperatura (0,3)

Nel riassetto a bassa temperatura predomina l'eliminazione dell'eccesso di difetti puntuali, l'annichilazione di vacanze e autointerstiziali. La cinetica del processo obbedisce all'equazione di Arrhenius:

$$\frac{1}{t_n} = A \cdot e^{-\frac{Q}{RT}}$$

in cui Q è l'energia di attivazione per la diffusione, t_n è il tempo necessario al recupero della frazione n di una determinata caratteristica fisica del materiale ricotto, ossia della densità, della durezza e della resistività elettrica.

Nel riassetto ad alta temperatura il meccanismo di riordino coinvolge le dislocazioni isoorientate, le quali tendono con il *meccanismo del climb* a riordinarsi in “pareti di dislocazioni” (giunti di subgrano a basso angolo) sotto l'effetto delle interazioni dei reciproci campi elastici; le dislocazioni dello stesso tipo, ma di segno opposto, si annichilano: il fenomeno è chiamato *poligonizzazione*, in quanto un cristallo curvato a freddo, in cui è presente un eccesso di dislocazioni a spigolo dello stesso segno isoorientate, se riscaldato a 1/3 della temperatura di fusione da luogo a segmenti di cristalli coerenti con bordi a basso angolo.

Il fenomeno è rilevabile con la diffrazione ai raggi X ed è visibile, con una attenta osservazione, al microscopio ottico a 200 ingrandimenti (*veining*). Per quanto detto con la poligonizzazione il cristallo riassume un ordine solo parzialmente.

Ricristallizzazione primaria

Il processo di ricristallizzazione primaria si verifica nell'intorno di temperatura pari alla metà della temperatura di fusione e porta a risultati nettamente diversi da quelli dei riassetti, ossia alla creazione di nuovo cristallo esente da sollecitazioni interne, a spese dell'energia elastica del cristallo originale distorto. Il tempo di incubazione, che esso richiede, sta a dimostrare che il processo si svolge in due stadi: *nucleazione* e *crescita*.

Più alta è la temperatura e più basso è il tempo con cui si completa la ricristallizzazione.

La velocità con cui un metallo ricristallizza dipende dalla velocità di nucleazione e da quella di crescita. Queste due velocità determinano la dimensione del grano finale ricristallizzato: se la velocità di nucleazione è rapida e la crescita è lenta si avrà un grano fine e viceversa.

Nella pratica industriale dei trattamenti termici, la temperatura di ricottura è quella che conferisce una completa ricristallizzazione al metallo in un tempo determinato, di solito l'ora.

La *driving force* per la ricristallizzazione deriva dall'energia elastica immagazzinata con la deformazione; allorché la deformazione è limitata sotto circa il 10%, con il riscaldamento a 0,5 può verificarsi il solo processo di poligonizzazione; questo è un rischio nella pratica dei trattamenti termici, in quanto, nella erronea convinzione di aver ricotto un metallo, con la successiva deformazione di lavorazione plastica si potrebbe avere la sgradita sorpresa di strizioni e fratture.

Se si indica con A l'energia di deformazione immagazzinata nell'unità di volume e con γ l'energia interfaciale al bordo tra la zona ricotta e quella incrudita, il bilancio energetico termodinamico sarà favorevole alla ricristallizzazione allorché:

$$G = -\frac{4 \cdot A \cdot \pi \cdot r^3}{3} + 4 \cdot \gamma \cdot \pi \cdot r^2 < 0$$

Se A è bassa (deformazione critica) si ha il solo riassetto; se A è alta predomina la velocità di nucleazione e il raggio critico necessario per lo sviluppo del processo è piccolo e di conseguenza il grano ricristallizzato risulta fine; se A è intermedia prevalgono pochi nuclei per lo sviluppo del processo e di conseguenza il grano ricristallizzato risulta grossolano: in questo caso una successiva lavorazione finale per deformazione plastica può conferire alla superficie del manufatto un aspetto rugoso, detto a buccia di arancia.

Pertanto il tasso di deformazione è determinante sulla dimensione del grano, piuttosto che la temperatura nell'intervallo 0,3 – 0,6.

Siti favorevoli per la nucleazione sono i bordi dei grani del materiale deformato, pertanto un grano fine nel materiale originario favorisce una ricristallizzazione a grano fine; un altro parametro favorevole al processo è la purezza del metallo.

Crescita del grano

A temperature maggiori di 0,5 – 0,6, essendosi già attuata la ricristallizzazione nella massa, l'energia di distorsione residua nel metallo si configura ormai in quella superficiale dei bordi di grano. Pertanto al di sopra di 0,5 e il sistema manifesterà la tendenza alla minimizzazione dell'energia potenziale attraverso una riduzione dei bordi di grano, cioè con la crescita del grano, la quale comporta un più basso rapporto "superficie di bordo - volume di massa".

Legge di crescita del grano. L'evidenza sperimentale mostra, che durante la prima fase della crescita, i grani più piccoli scompaiono, dopodiché il sistema tende ad un quasi-equilibrio. Questo aspetto, insieme a quello cinetico, lo si coglie nel modello di accrescimento delle bolle di una schiuma, racchiuse tra due lastre di vetro: nella fase iniziale dei primi 50 minuti si ha la crescita delle bolle più grandi a spese delle più piccole, quindi il processo rallenta fino ad una certa stabilizzazione, che si ha allorché gli angoli derivati dalle tensioni interfacciali tra tre bolle sono uguali e pari a 120°.

Nel caso dei metalli si verifica qualcosa di analogo. In una sezione metallografica i bordi di grano appaiono come lati di un poligono con:

- a) andamento curvo concavo se il numero dei lati è maggiore di 6 ($N > 6$);
- b) andamento retto se $N = 6$
- c) andamento curvo convesso, se $N < 6$

Nel giunto a forma curvata appunto, gli atomi nella parte convessa hanno una distanza interatomica maggiore di quella degli atomi che stanno nella parte concava: pertanto le fluttuazioni termiche favoriranno il passaggio di atomi dalla zona compressa (grano piccolo) a quella dilatata (grano grosso), fino alla scomparsa del grano piccolo oppure fino a che la linea di separazione tra due grani adiacenti divenga retta, cioè allorché si instaurano intersezioni di grani a 120° tra loro, condizione questa di metastabilità.

Dal punto di vista cinetico, ad una determinata temperatura, la crescita obbedisce alla legge:

$$\frac{dD}{dt} = \frac{K}{D} \quad \text{cioè} \quad D^2 = K \cdot t$$

la quale è di tipo parabolico, almeno per i metalli puri, con tendenza perciò alla stabilizzazione della dimensione D del grano al crescere del tempo t , una conseguenza

notevole è che il mantenimento successivo del metallo ad una temperatura inferiore non altera la dimensione del grano.

Il valore della costante parabolica K dipende dalla temperatura:

$$K = kost \cdot e^{-\frac{Q}{R \cdot T}}$$

Più in generale, per le leghe la legge di crescita è del tipo:

$$D = K \cdot t^n \quad \text{con } n < 0,5$$

a causa del rallentamento dovuto alla presenza di atomi sostituzionali, interstiziali, microporosità, precipitati, etc.

Fattori frenanti la crescita del grano

- a) Gli atomi di soluto (interstiziali e sostituzionali), presenti nelle adiacenze del bordo di grano, abbassano il contenuto energetico del bordo di grano e perciò la tendenza del sistema alla riduzione della superficie dei bordi, in modo analogo alle *atmosfere di Cottrell* nel caso di dislocazioni.
- b) Nelle strutture di getto, le segregazioni interdendritiche sono un ostacolo alla crescita dei cristalli. Ad esempio le usuali palette delle turbine a gas vengono fabbricate mediante colata per rendere la struttura più stabile alle alte temperature di esercizio; viceversa nelle leghe lavorate per deformazione plastica si ottiene una *omogeneizzazione compositiva* che favorisce la migrazione dei bordi di grano.
- c) Le microinclusioni (e le microporosità, ad esempio, nei sinterizzati) hanno un'azione frenante sui bordi di grano, che per migrare le devono attraversare con dispendio di energia dovuta alla creazione di una linea di contatto che circonda le particelle: pertanto l'effetto frenante sarà tanto maggiore, quanto più piccole e numerose sono le particelle di microinclusioni (precipitati, fasi disperse).
- d) I bordi di grano delle lamiere e dei fili sottili, proprio perché rettilinei, perpendicolari alla superficie esterna, sono più stabili.
- e) Un'orientazione preferenziale tra i grani ricristallizzati non favorisce la loro crescita.

Ricristallizzazione secondaria o crescita anormale

A temperature superiori a 0,6 i precipitati, anche se sono in grado di resistere alla dissoluzione, perdono progressivamente il loro effetto frenante. Da questo punto di vista sono più efficaci le dispersioni di fasi refrattarie, ad es. la dispersione di ossido di torio nel tungsteno.

Analisi di fenomeni microstrutturali durante il processo di ricristallizzazione statica del rame puro

Durante il processo di ricristallizzazione, che si osserva in presenza di alte temperature (normalmente la metà della temperatura di fusione del metallo o lega considerata), si verifica la formazione di nuovi grani all'interno di una matrice metallica. Ciò può manifestarsi sia in condizioni di riposo del materiale metallico (*ricristallizzazione statica*), sia sotto carico (*ricristallizzazione dinamica*). E' noto che il bordo di grano cristallino preesistente è il sito privilegiato per la nucleazione di nuovi grani. Le micrografie illustrate in figura 3.1 e 3.2 (ingrandimento 50X e realizzate con un microscopio a fotoemissione PEEM, con il quale è possibile osservare nel tempo la continua evoluzione di una struttura cristallina), mostrano un provino di rame puro incrudito al 50% e ricotto in condizioni di sottovuoto, in cui è possibile osservare una parziale ricristallizzazione, o più precisamente, la *nucleazione di nuovi grani*; questo processo è il primo stadio della ricristallizzazione.

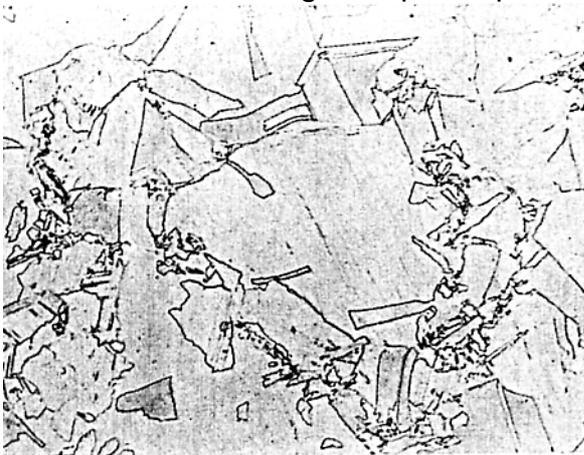


Figura 3.1



Figura 3.2

In figura 3.1 è rappresentata la struttura interna del provino di rame, mentre in figura 3.2 è visualizzata la superficie libera (i bordi del provino). Entrambe le figure mostrano in egual misura, l'inizio del processo di ricristallizzazione, per cui si può affermare che la ricristallizzazione non è influenzata dalla superficie libera. Semmai, la nucleazione di nuovi grani, è influenzata dal grado di incrudimento, dalla deformazione plastica e dalla temperatura. Come osservato (fig. 3.1 e 3.2), la ricristallizzazione inizia sul bordo di un grano preesistente, estendendosi così a tutta la massa.

Lo stadio successivo alla nucleazione di nuovi grani è denominato *accrescimento dei nuovi grani*, e sta ad indicare l'aumento di dimensione che subiscono i nuovi grani, precedentemente formati nel processo di nucleazione (primo stadio della ricristallizzazione). La figura 3.3 (ingrandimento 50X) rappresenta il passaggio successivo del provino di rame (delle figure 3.1 e 3.2), precedentemente enucleato da nuovi grani, in cui si può notare che il fenomeno dell'accrescimento dei grani è maggiormente presente in



Figura 3.3

prossimità della superficie libera. Se si esclude la possibilità che il provino in questione sia stato sottoposto a fenomeni di ossidazione, che disturbano e modificano la formazione di nuovi grani, si può affermare, da quanto si evince dalla figura 3.3, che il secondo stadio

della ricristallizzazione è probabilmente influenzato dalla superficie libera. Quindi l'accrescimento è privilegiato in prossimità della superficie libera.

Ad ulteriore conferma di ciò, le micrografie di figura 4 e 5 (ingrandimento 50X per entrambe), che rappresentano il medesimo provino di rame illustrato precedentemente, mostrano inequivocabilmente che l'accrescimento dei grani inizia lungo la superficie libera. Questo processo si sta attuando alla temperatura di 720° C, a cui il provino è stato sottoposto per 30 minuti, e come già detto in precedenza, è stato possibile osservare l'evoluzione della ricristallizzazione solo attraverso un microscopio di tipo PEEM.



Figura 3.4



Figura 3.5

La micrografia di fig. 3.6 mostra una “panoramica” (infatti l'ingrandimento è di 25X) del provino di rame, durante la mezz'ora di permanenza nel forno alla temperatura di 720° C, in cui è ben visibile l'accrescimento dei nuovi grani in prossimità della superficie libera, mentre all'interno si notano grani di piccole dimensioni (precedentemente enucleati).

Il processo di accrescimento è ancora osservabile in fig. 3.7, in cui il provino di rame è stato portato a 740° C e mantenuto a questa temperatura per circa 30 minuti.

La zona della micrografia di fig. 3.7, dove è più evidente l'accrescimento dei grani, è l'angolo in basso a destra. Quindi, in quest'ultima micrografia, l'accrescimento continua ad osservarsi, ma in maniera parziale. Ciò lascia presupporre che il secondo stadio del processo di ricristallizzazione stia terminando, per cui è ipotizzabile che l'accrescimento dei grani si stia avviando alla conclusione. Come facilmente prevedibile, la successiva micrografia (fig. 3.7), in cui il provino di rame è stato sottoposto a una temperatura di 790°C per mezz'ora, dimostra che



Figura 3.6



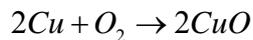
Figura 3.7

l'accrescimento dei grani si è concluso. Da quest'ultima micrografia, è possibile osservare che, ultimato il processo di ricristallizzazione, i bordi dei grani cristallini si orientano prevalentemente in posizione ortogonale rispetto alla superficie libera. L'accrescimento può quindi pensarsi come un processo che si realizza attraverso il movimento dei bordi di grano, implicando il verificarsi

di rototraslazioni; tale processo, come osservato in precedenza, è conseguenza dello spostamento relativo dei bordi di grano all'interno di un cristallo e inizia in prossimità della superficie libera, poiché i grani situati su di essa incontrano minore resistenza nel variare la loro posizione nel tempo rispetto ai grani collocati più internamente; da cui la disuguaglianza che mette in relazione la velocità della superficie libera e la superficie interna (nel caso di condizioni di sottovuoto del provino esaminato): $v_{sl} > v_{si}$

E' chiaro che le dislocazioni si scaricano (“muoiono”) quando giungono sul bordo del grano, e il processo di accrescimento inizia sulla superficie libera a causa della minore resistenza data dalla minore densità delle dislocazioni, che, come è noto, ostacolano il movimento dei bordi di grano.

Dall'esame della micrografia di figura 3.8, raffigurante il rame puro dopo aver subito una ricottura in aria di 2 ore a 750° C, si nota che non si è verificato alcun accrescimento dei grani, al contrario di quanto accaduto per il rame precedentemente analizzato e sottoposto alla ricottura nel vuoto; per cui, si può affermare che la presenza di ossidi di rame, che si formano sulla superficie del metallo dalla reazione:



propagandosi all'interno dell'intera struttura cristallina, ostacolano il processo di ricristallizzazione. Ciò causa nei tubi di rame *infragilimento*.



Figura 3.8



Figura 3.9

Dalle micrografie di fig. 3.9 e 3.10, si evince che l'accrescimento del grano cristallino, quando la ricottura è eseguita in aria (come in questo caso), inizia al centro del provino verso la superficie libera, l'opposto di quanto accade se la ricottura è eseguita nel vuoto (come nel provino analizzato in precedenza). Quanto osservato, è spiegabile con il fatto che la concentrazione di ossido è più bassa al centro del provino, per cui la ricristallizzazione è maggiormente ostacolata sulla superficie libera, in cui l'ossido raggiunge la concentrazione più elevata.



Figura 3.10

La figura 3.11 illustra il 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”.

Concludendo, i risultati di questa sperimentazione dimostrano che la ricristallizzazione si verifica in due stadi ben definiti:

- 1) Nucleazione di nuovi grani
- 2) Accrescimento dei grani cristallini appena enucleati.

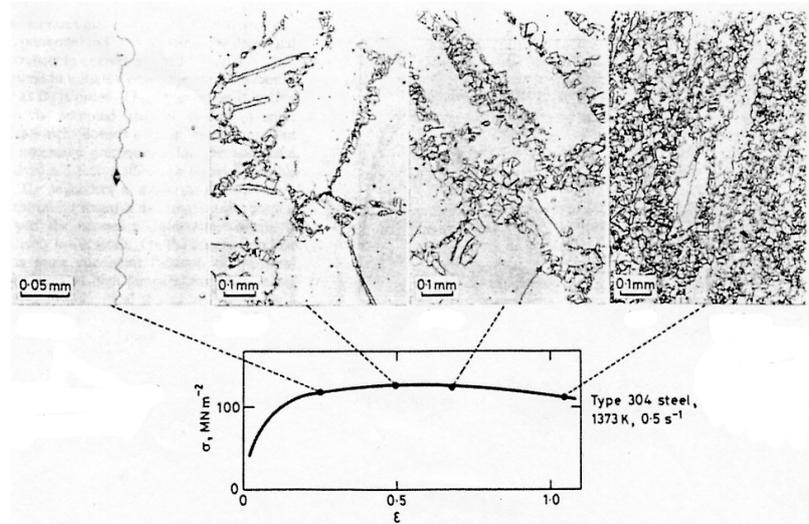


Figura 3.11

La nucleazione di nuovi grani si verifica sempre sul bordo del grano cristallino preesistente, l'accrescimento del grano, durante il processo di ricottura nel vuoto, si propaga dalla superficie libera verso il centro, al contrario, se il processo di ricottura è eseguito in aria, la nucleazione si verifica lentamente e l'accrescimento avviene dal centro verso la superficie libera.

Se la ricottura è eseguita nel vuoto, al termine del processo di accrescimento un'analisi statistica (semiquantitativa) mostra la tendenza dei bordi di grano a disporsi ortogonalmente alla superficie libera (vedi grafico di figura 3.12); questa fatto indica la possibilità che il processo di accrescimento sia caratterizzato dalla rototraslazioni dei bordi dei grani cristallini.

Da notarsi, concludendo, che il grado di trattamento metallurgico a cui è stato sottoposto un metallo durante la lavorazione, influenza considerevolmente la velocità di ricristallizzazione; ad esempio, se un metallo è stato trafilato al 50%, ricristallizzerà più rapidamente dello stesso metallo trafilato al 20%. Inoltre, nelle leghe, il processo di ricristallizzazione è influenzato dalla presenza di particelle di precipitato (inclusioni o ossidi), in quanto la presenza di tali particelle limitano, in generale, la mobilità degli atomi e la velocità delle dislocazioni, con la conseguente formazione di pareti di subgrani e successivamente di nuovi grani cristallini che costituiscono il primo stadio della ricristallizzazione. In figura 3.13 e 3.14 sono rappresentati, rispettivamente, la disposizione dei bordi di grano a una distanza di 0,4 e 0,6 mm dalla superficie libera.

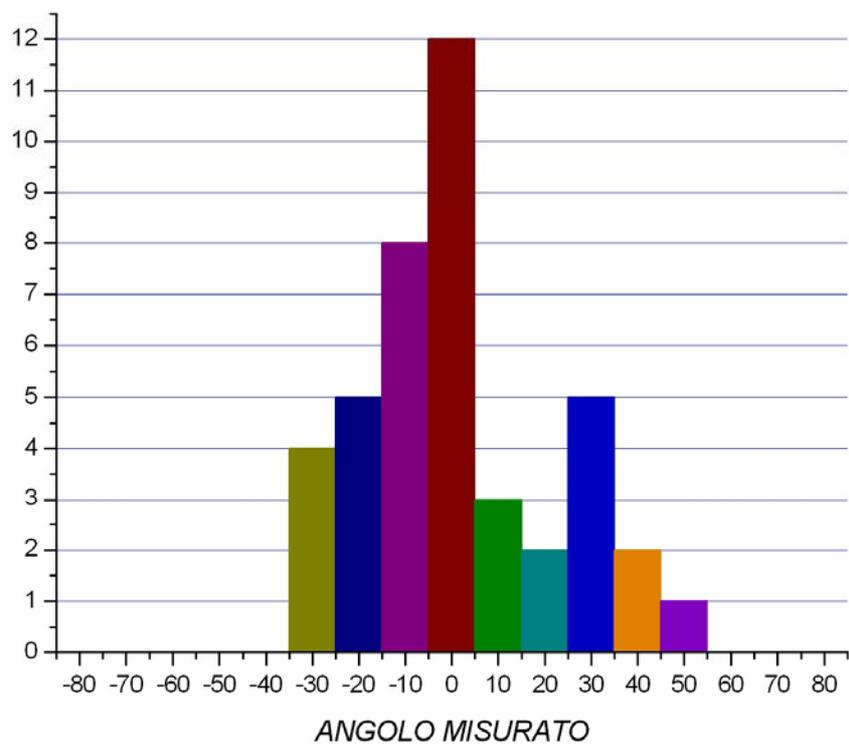


Figura 3.12

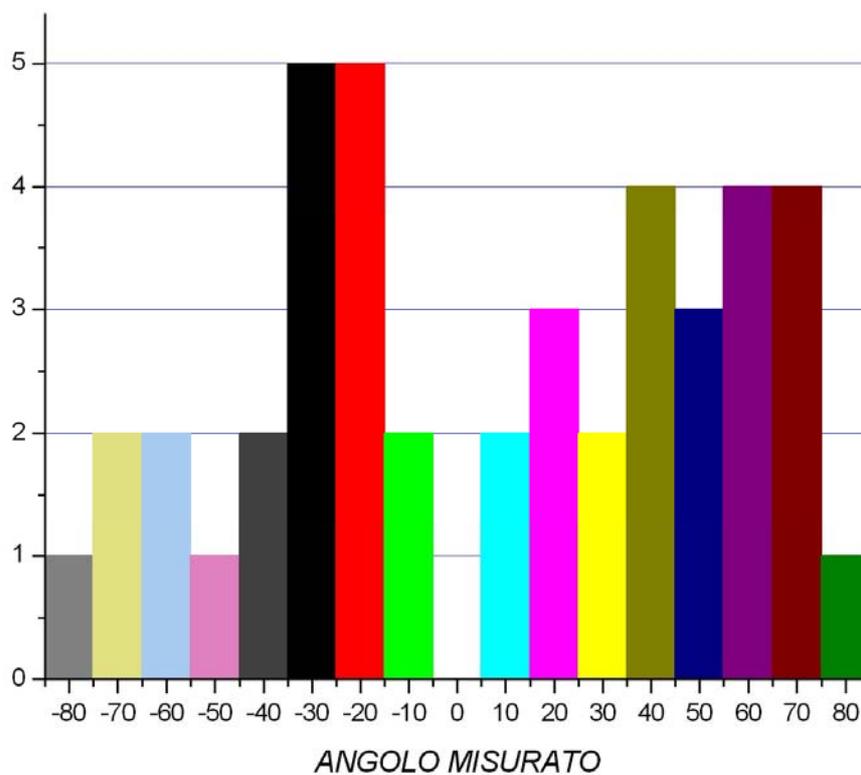


Figura 3.13

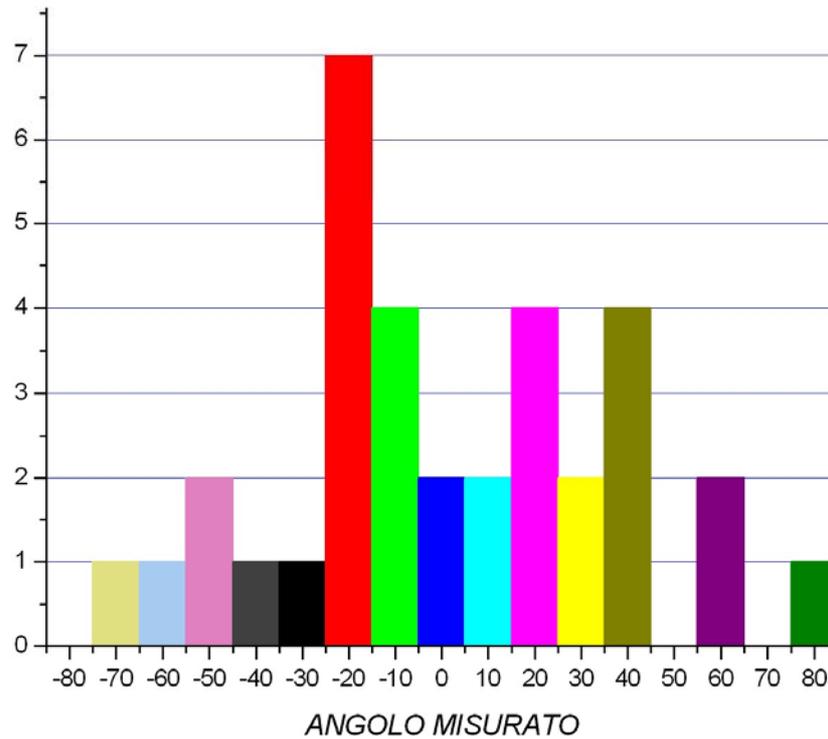


Figura 3.14

La micrografia di fig. 3.15 rappresenta un bordo di grano dal un profilo frastagliato (subgrano), normalmente associato all’inizio che precede il processo di ricristallizzazione.

Una substruttura (subgrani) è difficile da rilevare da un punto di vista metallografica, a causa dello spessore piccolissimo. Il tipo di ondulazione osservata (fig. 3.15) può essere assunta come ordine di grandezza della dimensione dei subgrani; essi sono associati a un bordo di grano seghettato, o, con riferimento alla fig. 3.15, allo scorrimento.

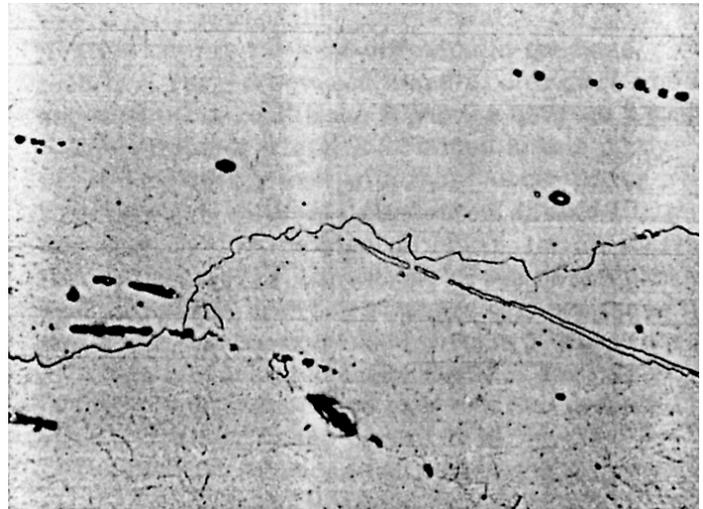


Figura 3.15

Dall’ondulazione del bordo di grano, è possibile calcolare le dimensioni medie dei subgrani, e ciò significa che è iniziato il processo di ricristallizzazione.

Relazione di Hall – Petch

La relazione di *Hall – Petch* mette in evidenza la dipendenza della tensione di snervamento di un metallo, con il diametro medio D dei grani del metallo stesso; essa è data dall'equazione:

$$\sigma_Y = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{D}}$$

in cui K è una costante empirica diversa a seconda del metallo considerato.

Nel caso limite in cui diametro medio D dei grani del metallo è infinitamente grande, la relazione di Hall – Petch diventa:

$$\lim_{D \rightarrow \infty} \left(\sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{D}} \right) = \sigma_0$$

quindi:

$$\sigma_Y = \sigma_0$$

e ciò rappresenta il caso di un metallo *monocristallino*.

Calcolo della dimensione media di un grano

Consiste nel tracciare un numero definito di rette parallele equidistanti e della stessa lunghezza, sull'ingrandimento della struttura granulare.

In seguito, si conta il numero totale delle intersezioni di queste rette con i grani, che devono essere almeno cento al fine di avere una buona precisione.

Attraverso la seguente relazione, si calcola la dimensione media del grano:

$$d = \frac{10^3 \cdot L \cdot z}{V \cdot (n_k - 1)}$$

in cui:

L Lunghezza delle rette misurata in mm

z Numero delle rette

n_k Numero di intersezioni totali delle rette con i grani

V Numero di ingrandimenti

Esempio:

svolgendo i calcoli sulla micrografia qui accanto, si ottiene $d = 18,12 \mu\text{m}$

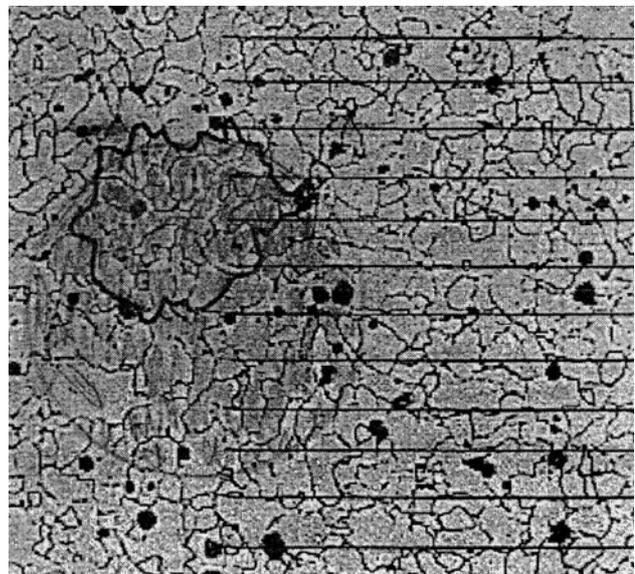


Figura 3.16

Velocita' di ricristallizzazione

Le micrografie (fig. 3.17) riportate qui sotto, mostrano la ricristallizzazione statica a 1050°C dopo una deformazione.

La frazione di volume ricristallizzato, si calcola mediante la relazione:

$$\chi_v = 1 - e^{-\beta \cdot t^k}$$

in cui t è il tempo di ricottura, mentre β e k sono due costanti.

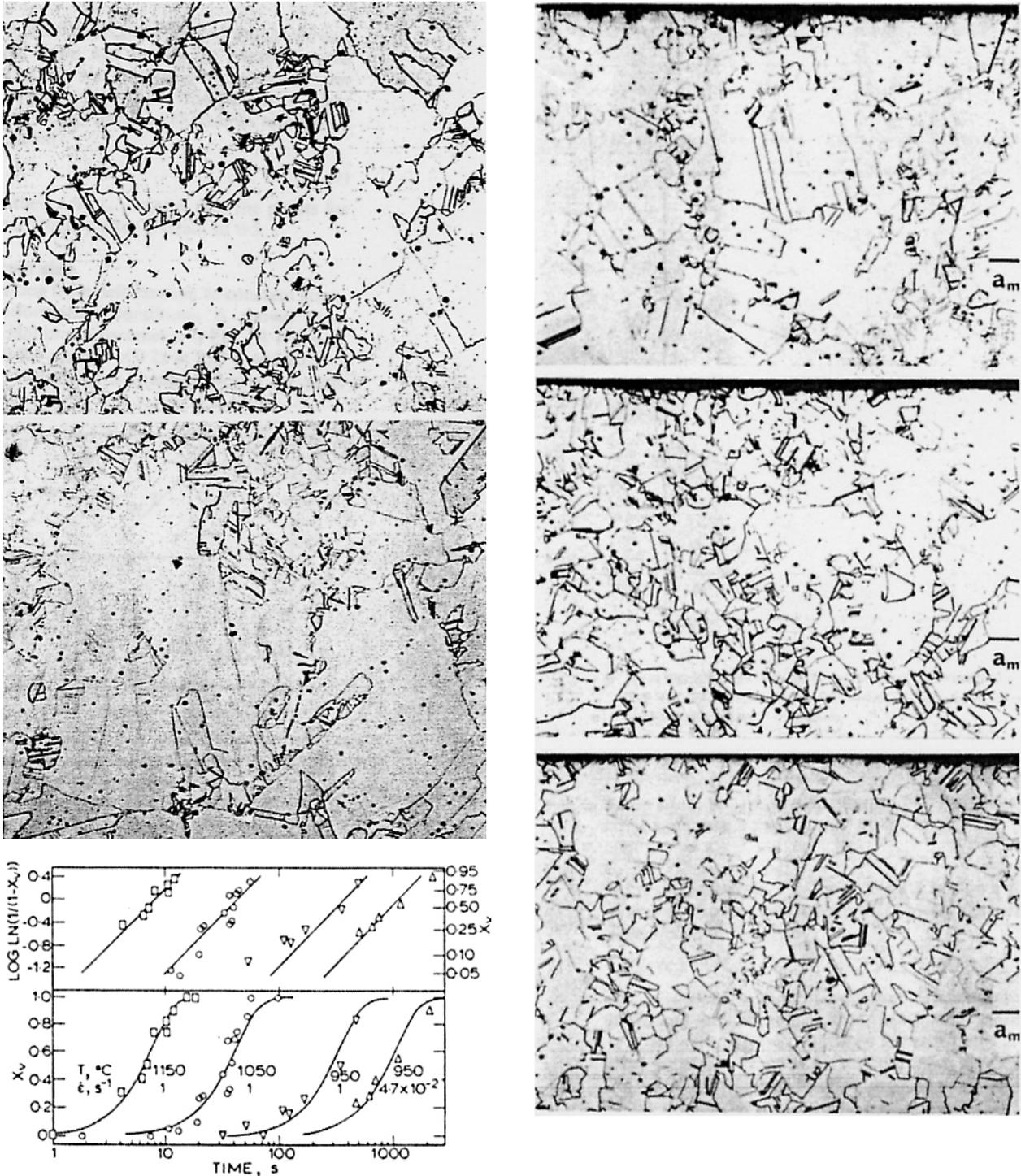


Figura 3.17

Analisi micrografica

Su un acciaio AISI 347, che ha subito una ricottura a 750° C e una deformazione a freddo del 10%, sono state esaminate alcune micrografie al microscopio e al SEM per capire attraverso quali meccanismi elementari quest'acciaio stabilizzato al niobio (N_b) inizia a danneggiarsi e successivamente a giungere a rottura.

La micrografia di figura 3.18 (ingrandimento originario 500X), mostra l'acciaio AISI 347 a cui è applicato lo sforzo di 70 MPa. Prima di giungere a frattura, il provino mostra numerose cavità enucleate e accresciute molto prima della rottura; una volta verificatasi la frattura, a basso carico nominale, la sezione effettiva, a causa di queste cavità, è decisamente inferiore alla sezione resistente.

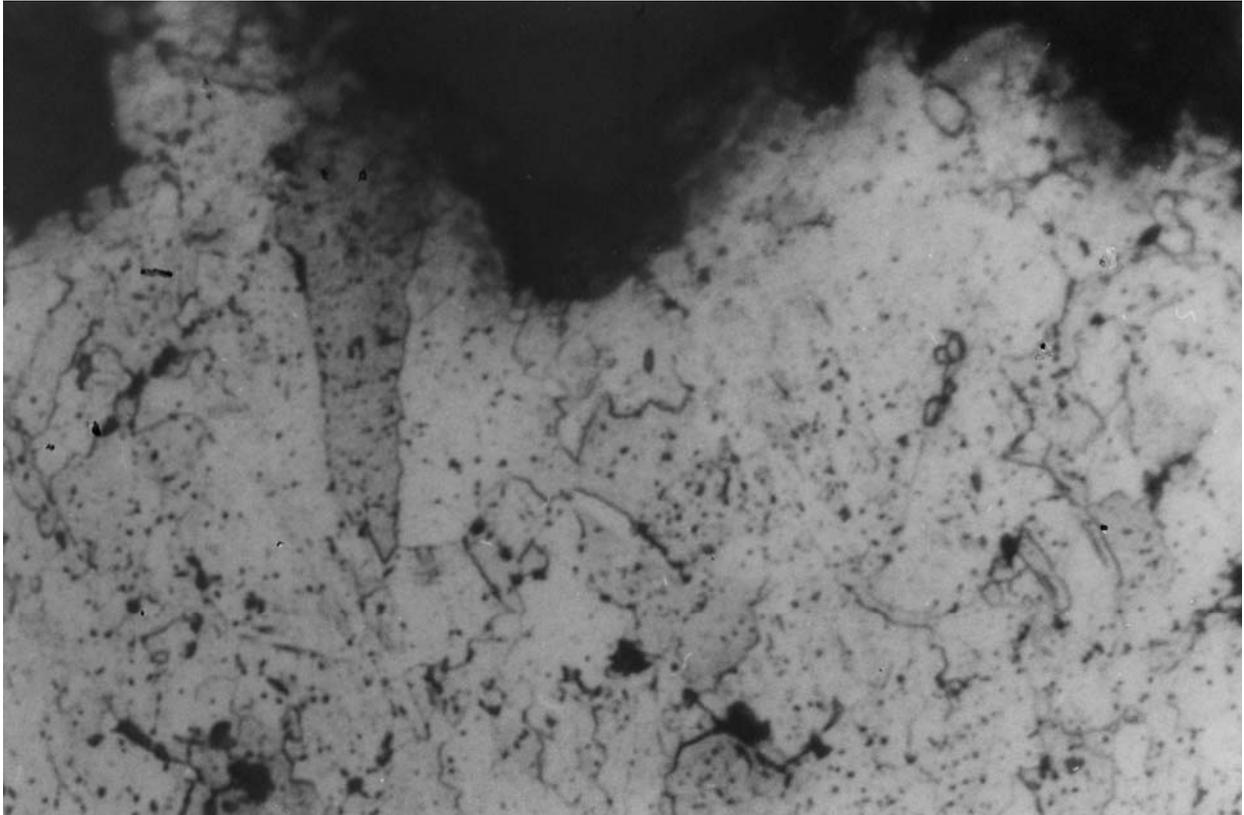


Figura 3.18

Durante la fase di creep può osservarsi la formazione di precipitato di carburo di niobio N_bC (fig. 3.19); in questa micrografia, l'attacco metallografico ha provocato il distacco delle particelle di precipitato e nel caso in cui ciò non si è verificato, le particelle di carburo di niobio sono circondate da cavità.

Per quanto riguarda la struttura iniziale, può osservarsi una struttura prevalente con una distribuzione dei grani cristallini simile (fig. 3.19 - ingrandimento 100 X).

Inoltre può notarsi una forma regolare dei grani, infatti nessuna direzione è privilegiata per quanto riguarda l'orientamento dei grani stessi; ciò porta ad affermare che è una struttura di ricottura. La micrografia di figura 3.20 (ingrandimento originario 700X – sforzo applicato: 215 MPa), mostra una evidente struttura allungata verso la superficie di frattura avente il bordo del grano cristallino spesso e ondulato con la genesi del processo di ricristallizzazione.

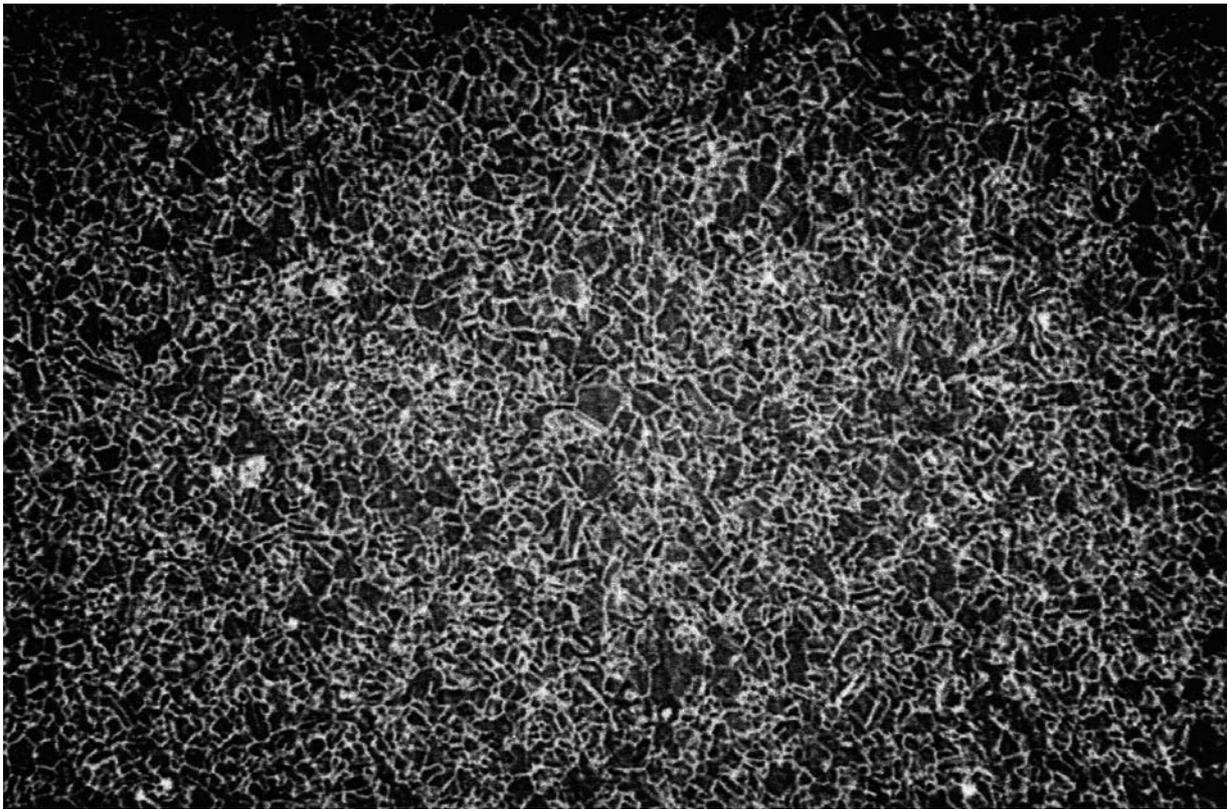


Figura 3.19

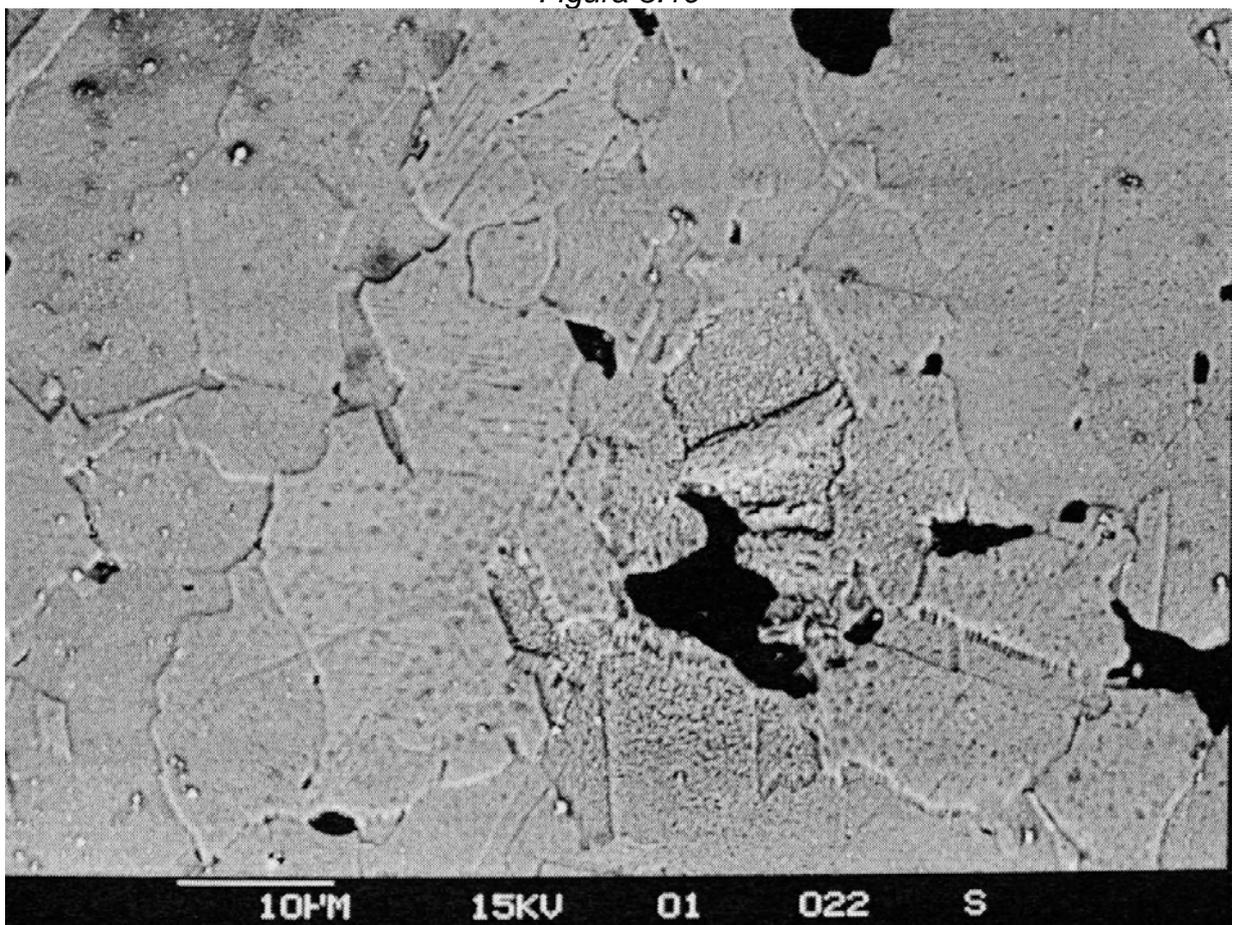


Figura 3.20

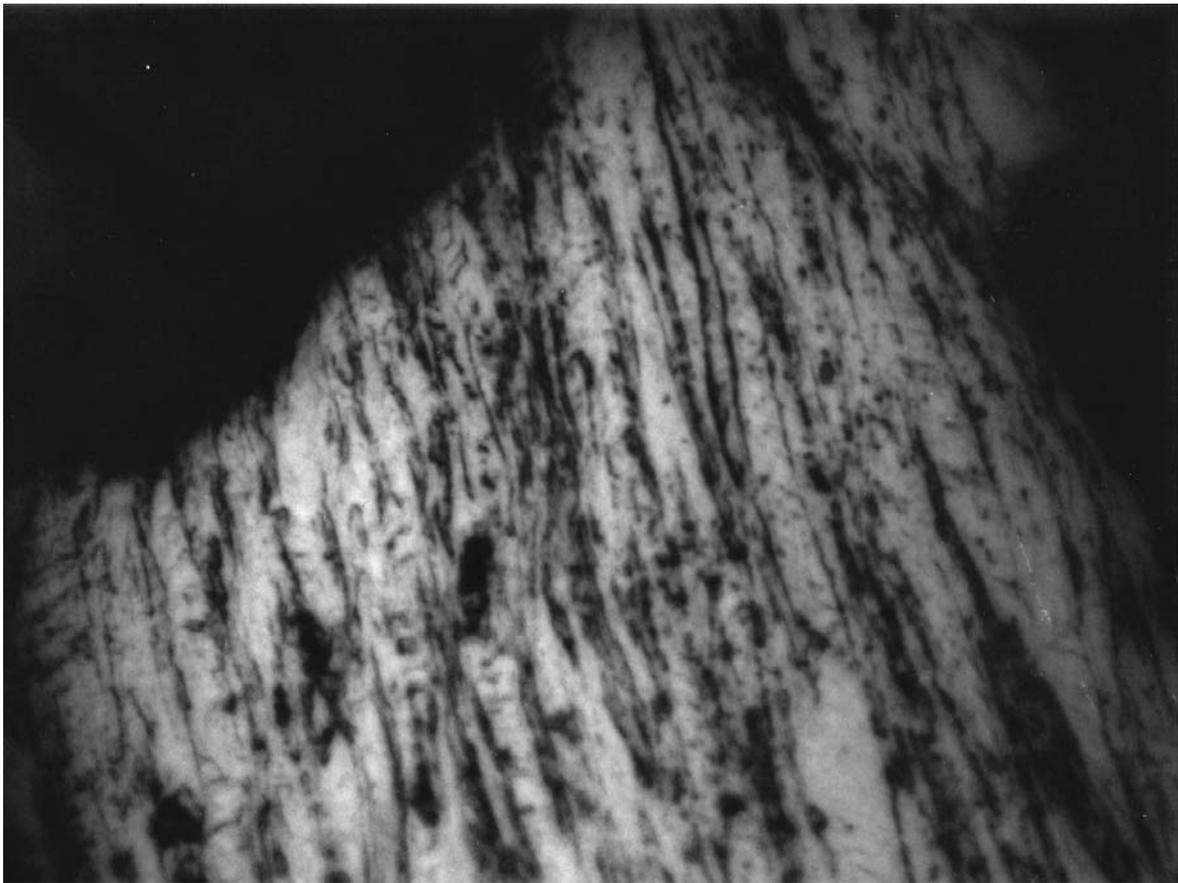


Figura 3.21

Ben diversamente si presenta la struttura cristallina in prossimità della superficie di rottura dell'acciaio di fig. 3.18 (ingrandimento 500 X - sforzo applicato: 70 MPa) , in cui la ricristallizzazione interessa tutta la massa, il bordo del grano è sempre ondulato, i “puntini neri” indicano la presenza di particelle di precipitato che ricoprono l'intera micrografia e può altresì osservarsi la assenza di un orientamento preferenziale dei grani.

La micrografia posta sotto (fig. 3.22) evidenzia una struttura piuttosto complessa; è possibile osservare bordi di grano ondulati e orientati verso la superficie di frattura (ciò rappresenta uno stadio del processo di ricristallizzazione).

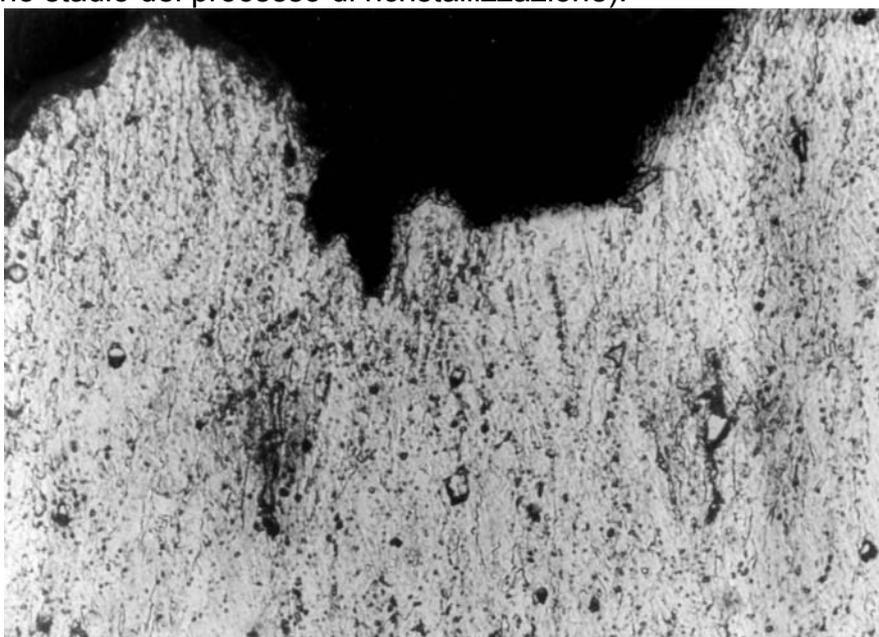


Figura 3.22

La differenza che si nota tra le micrografie di figura 3.23 (ingrandimento originario 400X – sforzo applicato: 215 MPa) e 3.24 (ingrandimento originario 700X – sforzo applicato: 100 MPa) è data dall'orientamento preferenziale dei grani cristallini nella prima, mentre nella seconda (fig. 3.24) non esiste alcun orientamento privilegiato dei grani anche se è possibile notare fratture intergranulari (il bordo di grano è irregolare con fenomeni di *twinning*).

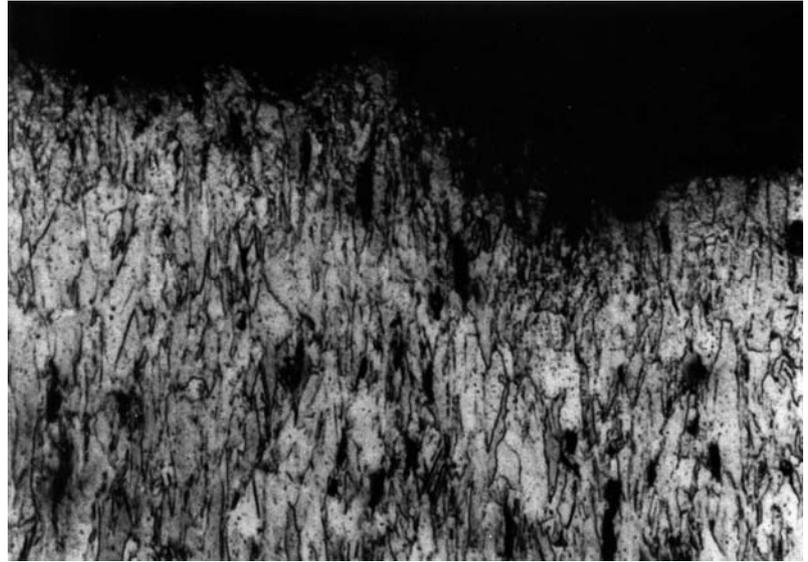


Figura 3.23

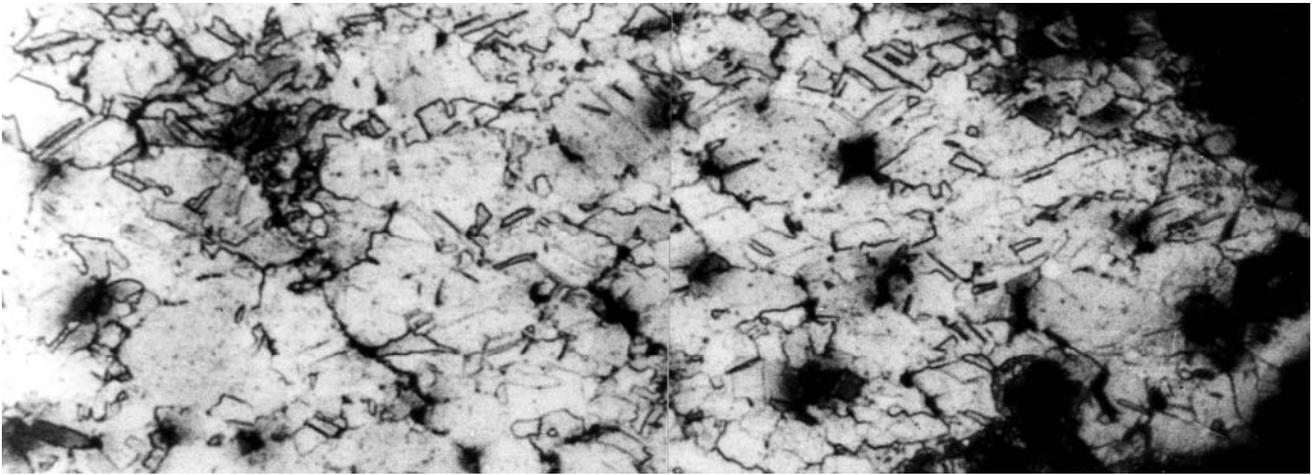


Figura 3.24

Le due macrografie, ottenute al SEM e mostrate in figura 3.25 (sforzo applicato: 215 MPa) e 3.26 (sforzo applicato: 200 MPa), differiscono per le fessure osservate sulla superficie esterna, infatti nella prima (fig. 3.25) sono maggiori mentre nella seconda sono poche.

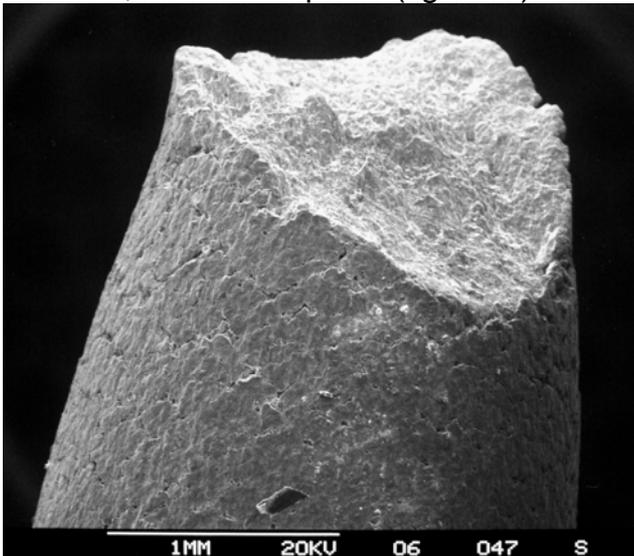


Figura 3.25

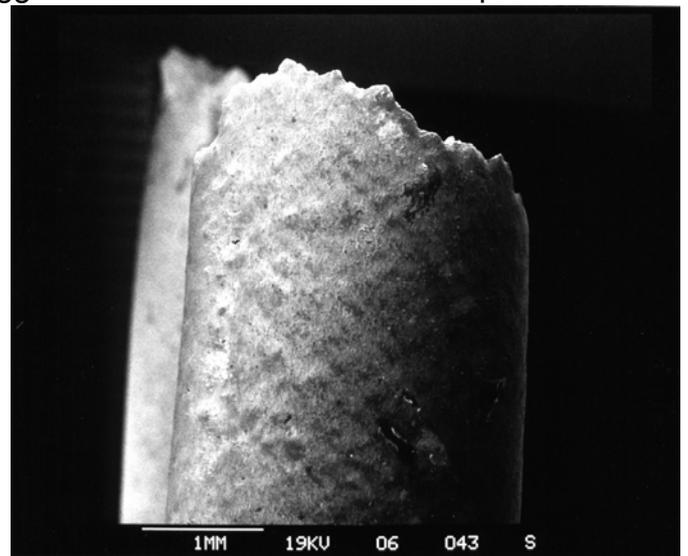


Figura 3.26

La causa di ciò è attribuibile sia ad una strizione marcata, poiché provoca la fessurazione del filmossido protettivo (in questo caso il Cr_2O_3) riducendo la protezione passivante, sia allo stato strutturale iniziale.

Concludendo questa breve analisi metallografica si può affermare che a causa della contemporanea presenza di precipitati e di fenomeni di ricristallizzazione, non è possibile individuare un unico meccanismo di rottura intergranulare o transgranulare e lo sforzo reale a frattura è influenzato dalla strizione più o meno marcata delle cavità che si formano riducendo la sezione utile.

Acciaio stabilizzato al niobio

Un acciaio stabilizzato al Niobio, con la seguente composizione chimica:

ACCIAIO	COMPOSIZIONE %									
	Cr	Ni	Nb	V	Mn	Si	C	Mo	N	B
A	12,2	11	1	-	1,4	0,45	0,09	0,03	0,02	-
B	15,2	10,1	0,8	0,3	6	0,35	0,1	0,97	0,03	0,001
C	17	12	-	-	1,7	0,3	0,06	2,5	-	-

È stato sottoposto a diversi trattamenti termici e di invecchiamento; lo scopo di seguire il processo di invecchiamento oltre che da osservazioni al TEM (micrografia a trasmissione elettronica), è stato seguito anche l'andamento mediante le prove di durezza vickers i cui risultati, insieme ai risultati di Teare e Williams (tratteggiati), sono riportati in figura 3.27.

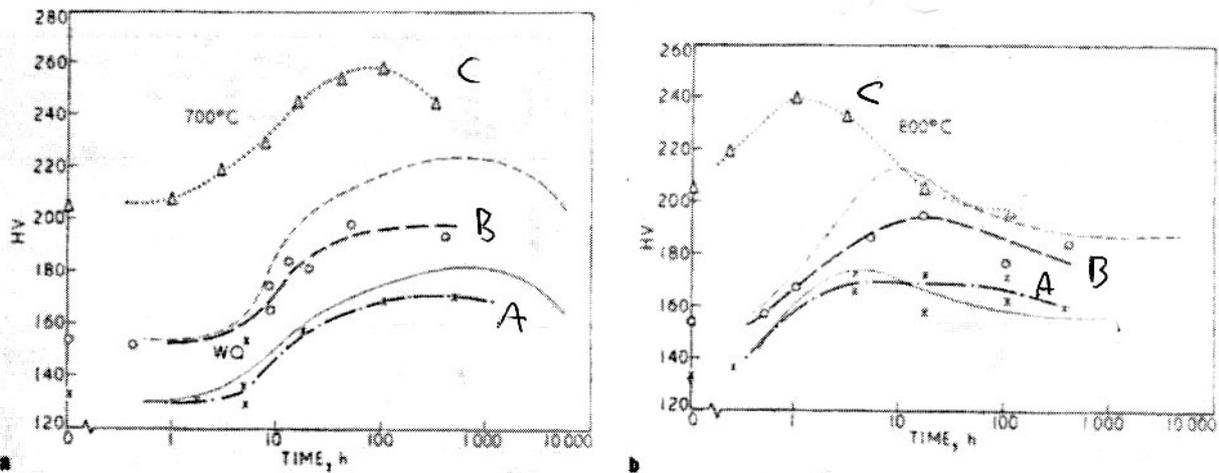


Figura 3.27

I grafici illustrati sopra, dimostrano che durante questo trattamento le tre diverse leghe A, B e C al trascorrere del tempo mostrano una durezza iniziale differente, che inizialmente aumenta al trascorrere del tempo sino a raggiungere un valore massimo. Successivamente si vede che la durezza diminuisce per soprainvecchiamento. Se l'ago della prova di durezza scende in profondità significa che il materiale è tenero e le dislocazioni si muovono con facilità.

L'incremento iniziale di durezza viene associato a enucleazioni e crescita di particelle di precipitato di niobio.

Alcuni dettagli del processo di invecchiamento artificiale misurati mediante il procedimento di estrazione del precipitato sono riportati nella tabella di sotto.

TEMPO (ORE)	TEMPERATURA °C	ACCIAIO A	ACCIAIO B	ACCIAIO C DI TEARE E WILLIAMS
1	1300	0,45	0,66	0,7*
5	800	0,65	0,90	1,2
20	800	0,68	-	1,1
400	800	-	1,10	1,2

* 20 minuti a 1300° C

La formazione del precipitato di carburo di niobio avviene con l'incremento di volume, ciò provoca una compressione plastica e la distorsione elastica γ è data dalla relazione:

$$\gamma = \varepsilon \cdot \left(\frac{r_0}{R} \right)^3$$

poiché ε , r_0 e R sono misurabili, si calcola γ e tramite la formula $\tau = G \cdot \gamma$ lo sforzo effettivo.

A causa delle particelle di precipitato la tensione è così alta che si generano delle dislocazioni (*anelli di dislocazioni – loops*) come conseguenza della deformazione plastica (fig. 3.28).

E' stato osservato che durante l'accrescimento delle particelle di carburo di niobio si formano attorno ad esse tanti anelli di dislocazioni da rendere poco visibili le particelle di precipitato. Il fatto che durante l'accrescimento le particelle di precipitato aumentano, si riduce il contrasto e ciò comporta la colorazione scura del precipitato nella prima fase (1° stadio).

Queste particelle enucleano sulle dislocazioni, come mostrato nella macrografia di figura 3.29; infatti le linee delle dislocazioni che circondano le particelle di precipitato (macchie scure) risultano costituite da tanti "piccoli nodi". Ciò è mostrato anche in figura 3.30.

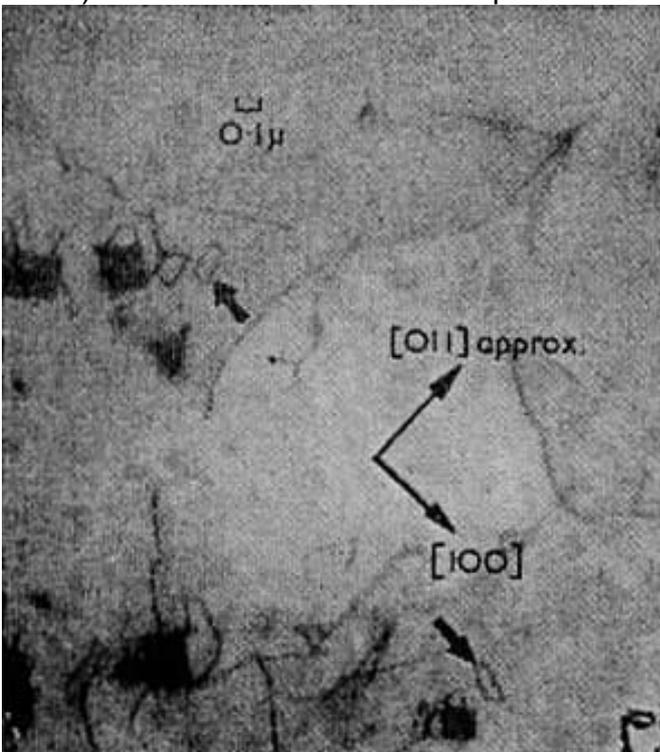


Figura 3.28

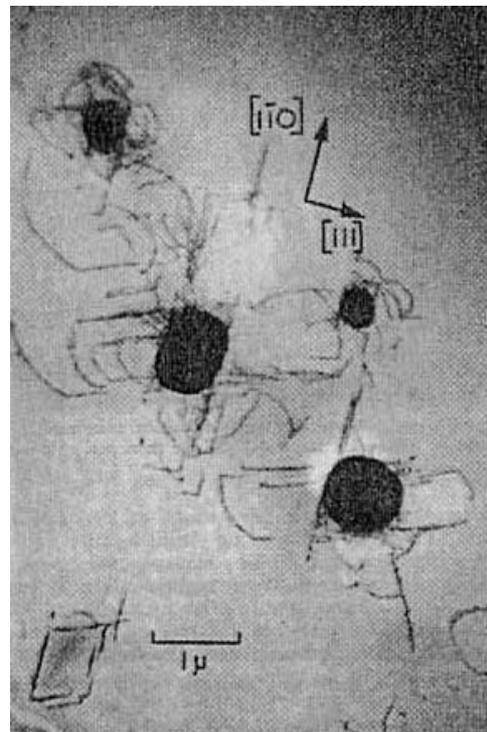


Figura 3.29

All'aumentare della crescita delle particelle di precipitato sulle dislocazioni, la disposizione atomica subisce una modificazione introducendo difetti di impilamento (a causa della diffusione nella matrice cristallina della particella di soluto – *stacking fault*) nell'intorno delle linee di dislocazione, così si verifica la distribuzione degli atomi riducendo il rischio di impilamento che provoca una variazione dello stato tensionale della struttura cristallina. Ciò favorisce l'ulteriore precipitazione di niobio nelle aree interessate da difetti di impilamento.

Le particelle di Nb creano un rilassamento se levate da una matrice metallica e autotensioni se immerse in una matrice metallica.

Come illustrato in figura 3.31 e 3.32, la linea della dislocazione è circondata da un alone da una parte e dall'altra. L'impoverimento di C e Nb nell'interno della linea di dislocazione (NbC) comporta che i difetti di impilamento (*stacking fault*) enucleano altre particelle di precipitato a causa della variazione di energia elastica introdotta dai difetti di impilamento.

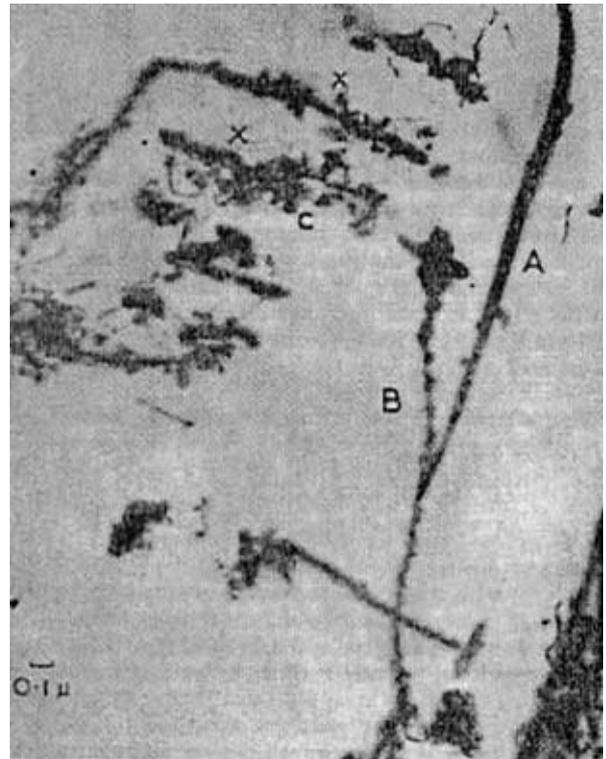


Figura 3.30



Figura 3.31

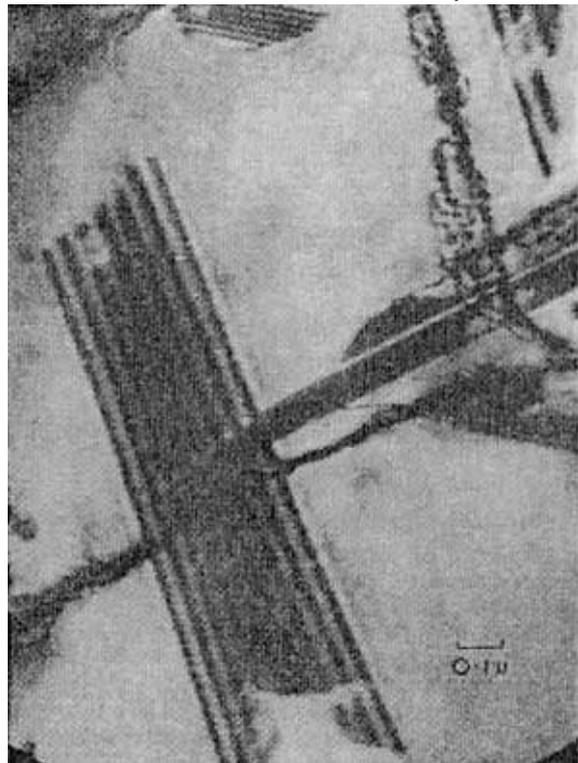


Figura 3.32

PARTE IV: il creep

Scorrimento viscoso – il creep

Un materiale duttile che lavori sotto carico statico permanente anche inferiore al limite elastico e ad elevata temperatura, si rompe per scorrimento dopo un periodo più o meno lungo. L'andamento del fenomeno è valutato con specifiche prove che consistono nel misurare a differenti temperature e per carichi diversi gli allungamenti subiti nel tempo da provini di forma e dimensioni standardizzate. Le curve che si ottengono sono di forma caratteristica e consentono di conoscere il limite di scorrimento del materiale, il valore cioè del carico massimo che esso può sopportare a una certa temperatura per un tempo determinato senza giungere a rottura.

AISI 347 - Composizione

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Altri
0,08	1,5	2	0,04	18 - 21	9 - 12	-	Nb	

Caratteristiche meccaniche

Carico a rottura (KSI)	Carico a snervamento (KSI)	Elongazione %
70	30	30

Proprietà: adatto per saldature, resistente a corrosione.

Utilizzi principali: autoclavi, tubazioni per impianti chimici, valvole, raccordi, componenti di pompe, rotor, etc..

Caratteristiche e meccanismi del creep

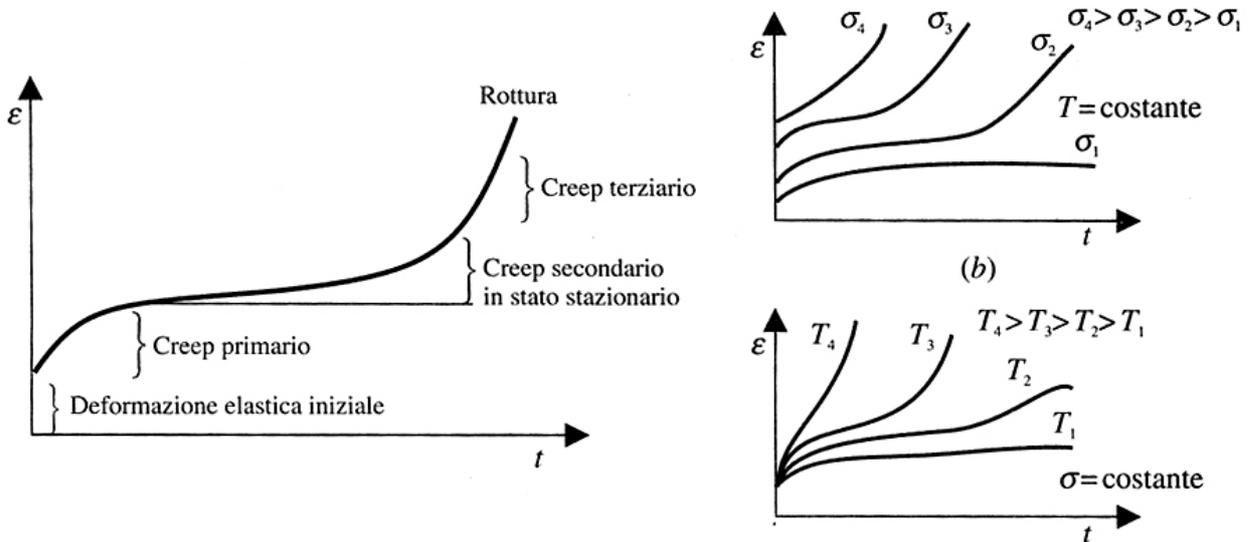
Il Creep è un fenomeno che riveste particolare importanza in sede di progettazione e verifica di strutture meccaniche. Si manifesta come la lenta deformazione di un materiale sotto sforzo risultante in un cambiamento permanente della forma. In generale la velocità di deformazione è inferiore all'1% al minuto in condizioni statiche, mentre può essere superiore in condizioni dinamiche. Tali cambiamenti geometrici derivati dal creep sono generalmente da evitare potendo costituire un limite per la vita operativa del pezzo (per esempio le palette di una turbina possono interferire con le pareti della camera).

La deformazione plastica dipende essenzialmente dalle dislocazioni che muovendosi nel materiale determinano lo slittamento dei piani cristallo grafici. Alla deformazione plastica consegue l'incrudimento che può essere annullato da processi di riassetto, di cui i più importanti sono: lo scorrimento deviato e il salto delle dislocazioni.

La competizione tra i due fenomeni di incrudimento e riassetto determina la velocità del processo di Creep.

Sebbene effettivamente il creep possa verificarsi ad ogni temperatura, gli effetti maggiori si hanno per temperature superiori al 40% della temperatura di fusione; al riguardo si osserva che alle basse temperature prevale lo scorrimento deviato, mentre sopra il 50% della temperatura di fusione diventa significativo anche il "climb" di dislocazione a causa dell'aumentata concentrazione delle vacanze e della velocità di diffusione.

Per quanto riguarda l'aspetto macroscopico, alle basse temperature il fenomeno è generalmente caratterizzato da un valore in diminuzione dello sforzo, mentre alle alte è possibile individuare tre fasi distinte culminanti nella frattura (Creep primario, secondario e terziario). Inizialmente il materiale subisce un'immediata estensione elastica (maggiore alle alte temperature a causa del basso modulo elastico) per poi deformarsi plasticamente ad una velocità molto elevata (fase primaria). Questa va sempre più diminuendo nel creep secondario (velocità costante) per accelerare bruscamente nel creep terziario che porta alla rottura del pezzo.



Oltre alla temperatura anche il valore dello sforzo influisce sull'andamento del creep in particolare sulla velocità di deformazione e ovviamente sul tempo a rottura.

A riguardo è da sottolinearsi ancora come la resistenza nel creep primario e secondario sia legata al riassetto che si verifica nel materiale aumentando la resistenza alla successiva deformazione, fenomeno legato alla alta temperatura, limitato però dal contemporaneo rilassamento. Il secondario è appunto caratterizzato da equilibrio tra i due fenomeni. Il terziario non può essere razionalizzato essendo il risultato di instabilità microstrutturali e meccaniche (cavità, separazioni al bordo di grano, cricche...), risultanti nella diminuzione localizzata dell'area resistente che corrisponde ad un incremento della sollecitazione. Va da se che la velocità di scorrimento aumenterà in prossimità di un difetto, incrementando così il numero e la dimensione delle imperfezioni microstrutturali, innescando un processo a catena. In queste zone potrebbero verificarsi anche dei processi di strizione a causa del maggiore valore dello sforzo.

Prove di creep

Il comportamento di un materiale viene determinato con l'applicazione di un carico monoassiale su provini riscaldati in atmosfere controllate. Si misura la deformazione come una funzione del tempo sino a rottura. La direzione del carico non ha grande influenza sull'andamento del creep; tuttavia il terziario e la frattura avvengono in anticipo in trazione rispetto alla compressione. Tate ritardo è dovuto alla minimizzazione degli effetti delle instabilità microstrutturali e all'assenza di strizione durante la compressione. E' di fondamentale importanza tener conto di questo comportamento nella sperimentazione sui materiali fragili. I provini sono del tipo normalizzato utilizzato per tutte le prove meccaniche, la scelta della geometria è determinata dal tipo del materiale in esame.

L'ambiente deve rispondere a delle condizioni ottimali, ovvero il provino deve essere influenzato solo dallo sforzo applicato e dalla temperatura il che avviene raramente, in particolare alle temperature più elevate.

Metodi di calcolo

Il creep può essere studiato tramite numerose relazioni matematiche rispondenti a diversi approcci al problema. In particolare occorre sintetizzare le tre fasi del creep in un unico modello, nonostante il loro diverso andamento. In Particolare un modello matematico in grado di rappresentare fedelmente il creep in tutte le sue fasi, è quello proposto dalle equazioni di Garofano e Li.

Talvolta il fenomeno si presta ad una analisi di tipo semi – empirico che consente di prevedere il tempo occorrente per giungere ad una data deformazione o al tempo di rottura, come nel modello di *Larson – Miller*.

$$T(C + \ln t) = f(\sigma)$$

T	Temperatura °K
t	Tempo h
C	Costante del materiale

Equazioni di Garofalo e Li

Tali relazioni descrivono il creep primario stazionario ad alta temperatura: *l'equazione di Garofalo* è basata sull'ipotesi di velocità di reazione del primo ordine:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon_t \cdot (1 - e^{-rt}) + \dot{\varepsilon}_s \cdot t$$

ε_0	Deformazione istantanea dopo il carico
$\dot{\varepsilon}_s$	Velocità del creep transitorio
r	Costante che tiene conto della diminuzione di $\dot{\varepsilon}_s$

Mentre *l'equazione di Li* è basata su due ipotesi:

- 1) Moltiplicazione delle dislocazioni susseguente al primo ordine, movimenti e immobilizzazione susseguenti al secondo ordine
- 2) La velocità media delle dislocazioni si suppone costante a sforzo costante.

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \frac{\dot{\varepsilon}_s}{K_1} \cdot \left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}_1 - \dot{\varepsilon}_s}{\dot{\varepsilon}_s} (1 - e^{-rt}) \right) + \dot{\varepsilon}_s \cdot t$$

K_1	Deformazione istantanea dopo il carico
ε_0	Velocità iniziale del creep

Modellizzazione

Per poter prevedere il comportamento dinamico di materiali a comportamento visco - elastico, esistono dei modelli come quello di Maxwell (disposizione in serie di elemento elastico e viscoso), o di Kelvin (disposizione in parallelo di elemento elastico e viscoso).

L'elemento elastico (molla) utilizza come costante elastica il modulo di Young (elasticità longitudinale) del materiale; l'elemento viscoso (ammortizzatore) utilizza come coefficiente di proporzionalità un parametro η .

Il primo modello (Maxwell) risponde ad un impulso a gradino, con una deformazione istantanea della molla, mentre lo smorzatore non dà contributo alla prima deformazione che resta costante nel tempo. In un secondo momento interviene la deformazione dello smorzatore con velocità costante. Allo scarico si recupera semplicemente la deformazione plastica. Partiamo dall'assunto che in questo modello la sollecitazione è uguale sull'elemento elastico e su quello viscoso (disposizione in serie):

$$\sigma = \sigma_E = \sigma_\eta$$

La deformazione invece sarà data dalla somma delle deformazioni dei due elementi:

$$\varepsilon = \varepsilon_E + \varepsilon_\eta$$

Esprimendo le due deformazioni come:

$$\varepsilon_E = \frac{\sigma}{E}$$

$$\dot{\varepsilon}_E = \frac{\dot{\sigma}}{E}$$

$$\dot{\varepsilon}_\eta = \frac{\dot{\sigma}}{\eta}$$

Da cui l'equazione differenziale, ottenuta sommando le due velocità:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_E + \dot{\varepsilon}_\eta = \frac{\dot{\sigma}}{E} + \frac{\dot{\sigma}}{\eta}$$

Questo modello non interpreta correttamente il creep primario, perché pur presentando la deformazione statica dovuta all'istantanea compressione della molla, la velocità di deformazione è costante perché dovuta al solo movimento dell'elemento viscoso.

Il secondo modello (Kelvin) vede invece la molla costretta a seguire la deformazione dello smorzatore, che reagisce con una deformazione iniziale nulla. La deformazione dei due elementi è in questo caso uguale.

$$\varepsilon = \varepsilon_E = \varepsilon_\eta$$

mentre la sollecitazione è data dalla somma dei due valori:

$$\sigma = \sigma_E + \sigma_\eta = \varepsilon \cdot E + \dot{\varepsilon} \cdot \eta$$

Da cui l'equazione differenziale:

$$\dot{\varepsilon} + \varepsilon \cdot \frac{E}{\eta} = \frac{\dot{\sigma}}{\eta}$$

la cui soluzione è del tipo:

$$\varepsilon = A \cdot e^{Bt} + C$$

risolvibile una volta considerate le condizioni al contorno:

$$\varepsilon(0) = 0 \quad \text{Deformazione iniziale nulla}$$

$$\dot{\varepsilon}(0) = \frac{\sigma}{\eta} \quad \text{Velocità di deformazione iniziale dovuta solo all'elemento viscoso}$$

$$\varepsilon(-\infty) = \frac{\sigma}{E} \quad \text{Deformazione prima della prova dovuta al solo comportamento elastico}$$

Ovvero:

$$0 = A + C$$

$$\frac{\sigma}{\eta} = A \cdot B$$

$$\frac{\sigma}{E} = C$$

Per cui si ricavano i valori delle singole costanti:

$$A = -\frac{\sigma}{E}$$

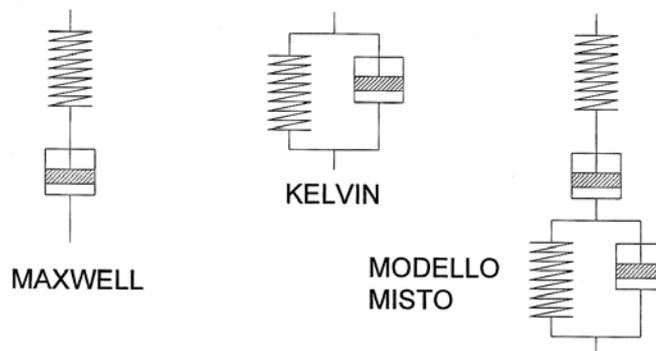
$$B = -\frac{E}{\eta}$$

$$C = \frac{\sigma}{E}$$

Quindi:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} \cdot \left(1 - e^{-\frac{E \cdot t}{\eta}} \right)$$

Anche questo modello cade in difetto, ma nell'interpretazione del creep terziario, poiché non presenta l'andamento richiesto. Per modellizzare il fenomeno, allora, è necessario sintetizzare i due modelli con un terzo, che prevede una configurazione mista serie – parallelo, che soddisfa l'andamento del creep in tutte le sue fasi.



Tale modello può risolversi, sintetizzando le formule trovate in precedenza dal modello di Maxwell:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon} \cdot E + \dot{\varepsilon} \cdot \eta = \frac{\sigma}{E} + \frac{\sigma}{\eta}$$

che integrando permette di scrivere:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \frac{\sigma}{\eta} \cdot t = \varepsilon_0 + \dot{\varepsilon} \cdot t$$

mentre dal modello di Kelvin si è visto che:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} \cdot \left(1 - e^{-\frac{E \cdot t}{\eta}} \right)$$

Per cui, i due modelli, essendo congruenti e lineari, è lecito applicare il principio di sovrapposizione degli effetti:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon_t \cdot \left(1 - e^{-\frac{E \cdot t}{\eta}} \right) + \varepsilon \cdot t$$

avendo in pratica sommato le espressioni di ε ricavate con il modello di Maxwell e di Kelvin. Come si può notare tale equazione è del tutto analoga a quella ricavata da Garofano, se si interpreta il parametro r come rapporto tra E e η (coefficiente di viscosità).

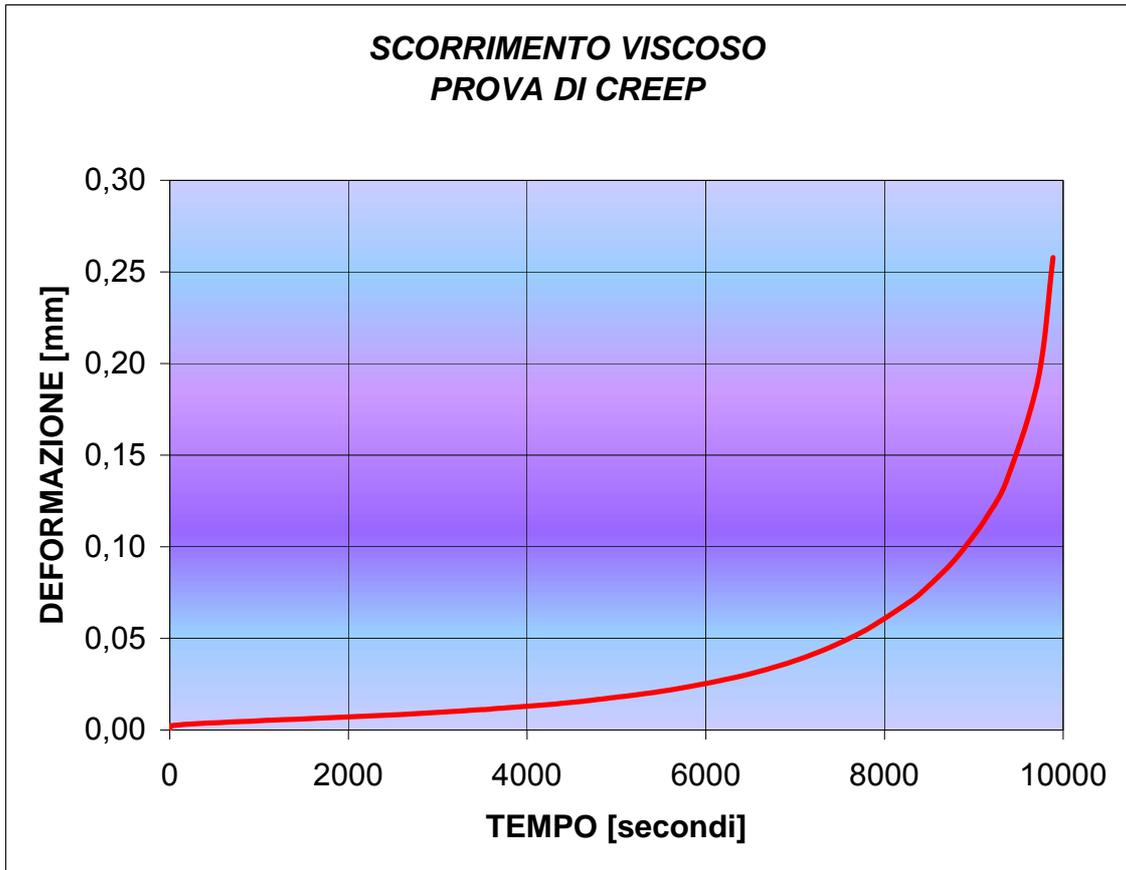
Analisi di una prova di creep

Sulla base di quanto esposto si è proceduto all'analisi di una prova di Creep svoltasi nel laboratorio nel 1996 su un acciaio del tipo AISI 347 nel quale é presente una percentuale limitata ma non trascurabile di Niobio. Al riguardo va sottolineato come tale elemento contribuisca ad aumentare fino a sei volte la vita del materiale formando durante la prova un precipitato stabile col carbonio molto fine. Il provino venne sottoposto ad uno sforzo (calcolato, atteso che il macchinario lavora a carico costante) di 215 Mpa, in ambiente controllato alla temperatura di 1023,15 K. La prova si è sviluppata per circa 2 ore e 45 minuti, con una deformazione massima raggiunta di circa 258 mε.

Nella tabella sottostante si riportano i dati relativi a tale prova:

tempo [secondi]	Deformazione [mm]	tempo [secondi]	Deformazione [mm]
0,00	0,000000	2947,20	0,009497
0,83	0,001527	3067,20	0,009833
7,20	0,002042	3187,20	0,010183
9,20	0,002262	3307,20	0,010571
67,20	0,002644	3427,20	0,010970
187,20	0,003173	3547,20	0,011276
307,20	0,003511	3632,20	0,011669
427,20	0,003813	3744,90	0,011989
547,20	0,004039	3930,90	0,012717
667,20	0,004318	4116,90	0,013408
787,20	0,004611	4296,90	0,014098
907,20	0,004831	4455,90	0,014860
1027,20	0,005139	4602,90	0,015550
1147,20	0,005403	4722,90	0,016274
1267,20	0,005637	5532,90	0,021335
1387,20	0,005857	6306,90	0,028519
1507,20	0,006109	6858,90	0,035653
1627,20	0,006369	7272,90	0,042736
1747,20	0,006604	7595,40	0,049769
1867,20	0,006867	7866,90	0,056753
1987,20	0,007130	8297,10	0,070576
2107,82	0,007440	8466,90	0,077413
2227,20	0,007686	8750,40	0,090959
2347,20	0,007935	8970,90	0,104321
2467,20	0,008227	9159,90	0,117506
2587,20	0,008490	9372,90	0,136964
2707,20	0,008782	9720,30	0,191645
2827,20	0,009132	9885,90	0,257822

Da tali dati è possibile tramite il calcolatore ricavare la seguente curva caratteristica:



Come si può verificare l'andamento sperimentale della curva è piuttosto rispondente al modello esposto. Il Creep primario è quasi assente se confrontato alle fasi successive: questo è indice di una elevata resistenza del materiale nel corso dei primi 8 - 10 secondi, comportando infatti una deformazione limitata a $2,1 m\epsilon$. La fase secondaria è invece piuttosto estesa, mantenendosi la velocità di deformazione costante sino a circa 1,5 ore dall'inizio della prova; la deformazione complessiva raggiunge il valore poco elevato (un ordine di grandezza rispetto alla fase primaria) di $21,34 m\epsilon$. Infine la fase terziaria è nettamente la più pronunciata, con un rilevante incremento esponenziale della velocità di deformazione, dovuto probabilmente all'insufficiente riassetto della struttura, sino a rottura dopo 2 ore 45 minuti, con deformazione finale a rottura di circa $258 m\epsilon$ (ancora un ordine di grandezza superiore).

PARTE V: proprietà delle dislocazioni

La legge di Orowan

Consideriamo N dislocazioni a spigolo alcune delle quali sono schematizzate all'interno di un cristallino avente altezza h , larghezza L e spessore unitario. Lo spostamento totale della sommità del cubo rispetto alla base (fissa) è Δ .

Questo spostamento è causato dalla somma degli spostamenti elementari δ_i dovuti a ciascuna dislocazione presente nel cristallino. Quando una dislocazione si muove su un piano del cristallino da un punto $x_i = 0$ ad un punto $x_i = L$, il suo movimento causa uno spostamento piano pari a \mathbf{b} . Lo spostamento elementare di una dislocazione i generica che passa da una posizione $x_i = 0$ ad una posizione $x_i > 0$ genera uno scorrimento elementare del cristallo, limitatamente al piano di scorrimento della dislocazione i , dato da:

$$\delta_i = \frac{\mathbf{b} \cdot x_i}{L} \quad [5.1]$$

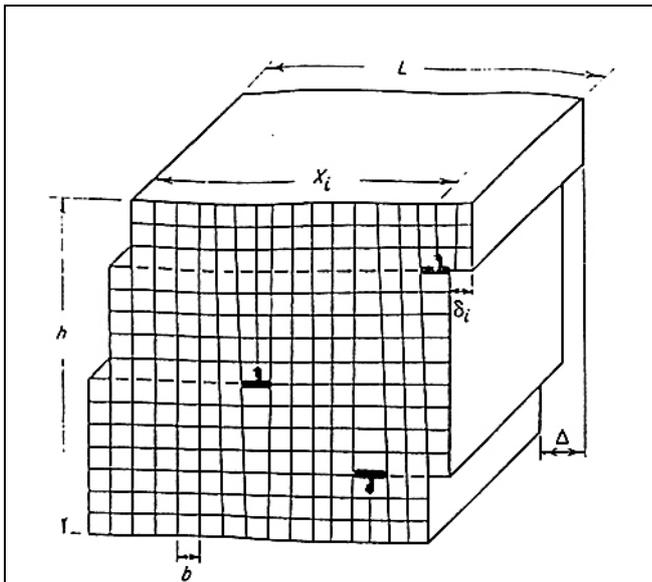


Figura 5.1

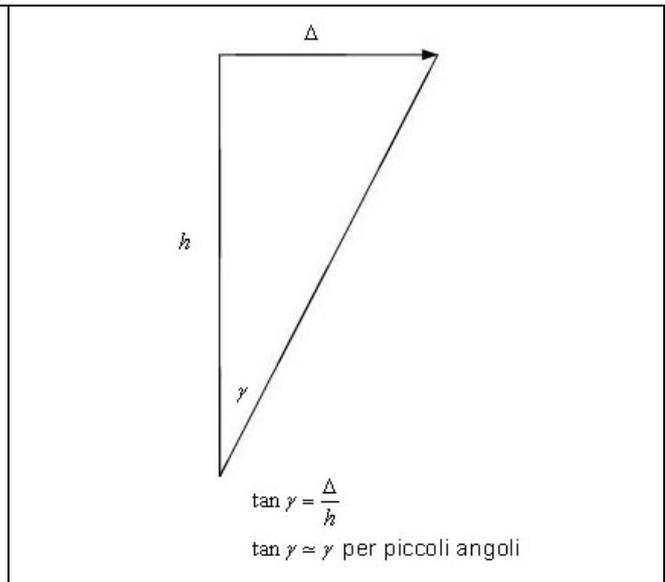


Figura 5.2

La relazione [5.1] esprime lo spostamento elementare di una dislocazione, e soddisfa le seguenti condizioni:

$$\oplus x_i = 0 \Rightarrow \delta_i = 0$$

$$\oplus x_i = L \Rightarrow \delta_i = \mathbf{b}$$

Lo spostamento totale Δ della sommità del cubo è dato da:

$$\Delta = \sum_{i=1}^N \delta_i \Rightarrow \Delta = \frac{\mathbf{b}}{L} \cdot \sum_{i=1}^N x_i = \frac{\mathbf{b}}{L} \cdot (x_1 + x_2 + x_3 + x_4 + \dots + x_N) \quad [5.2]$$

se \bar{x} è lo spostamento medio delle N dislocazioni, è lecita la seguente relazione:

$$N \cdot \bar{x} = x_1 + x_2 + x_3 + x_4 + \dots + x_N \quad [5.3]$$

Combinando la [5.2] con la [5.3], si ottiene:

$$\Delta = \frac{\mathbf{b}}{L} \cdot N \cdot \bar{x} \quad [5.4]$$

Che rappresenta lo spostamento del piano superiore cristallino rispetto al piano inferiore. Dalla figura 5.2 si ricava:

$$\begin{cases} \tan \gamma \approx \gamma \approx \frac{\Delta}{h} = \frac{\mathbf{b} \cdot N}{L \cdot h} \cdot \bar{x} \\ \gamma \approx \frac{\mathbf{b} \cdot N}{L \cdot h} \cdot \bar{x} \end{cases} \quad [5.5]$$

Posta la densità ρ delle dislocazioni:

$$\rho = \frac{N}{L \cdot h} \quad [5.6]$$

Combinando la [5.5] con la [5.6], si ricava:

$$\gamma = \mathbf{b} \cdot \rho \cdot \bar{x} \quad [5.7]$$

Derivando la [5.7] rispetto al tempo t :

$$\frac{d\gamma}{dt} = \frac{\mathbf{b} \cdot \rho \cdot d\bar{x}}{dt} + \frac{\mathbf{b} \cdot \bar{x} \cdot d\rho}{dt} \quad [5.8]$$

Ovvero:

$$\dot{\gamma} = \mathbf{b} \cdot \rho \cdot \dot{\bar{x}} + \mathbf{b} \cdot \bar{x} \cdot \dot{\rho} \quad [5.9]$$

Con $\frac{d\bar{x}}{dt} = \dot{\bar{x}} = \bar{v}$ che esprime la velocità media \bar{v} , per cui la [5.9] diventa:

$$\dot{\gamma} = \mathbf{b} \cdot \rho \cdot \bar{v} + \mathbf{b} \cdot \bar{x} \cdot \dot{\rho} \quad [5.10]$$

La [5.10] è nota come la *legge di Orowan* nel caso più generale. Essa afferma che la velocità di deformazione di taglio è dovuta al contributo di due termini $\dot{\gamma}_1$ e $\dot{\gamma}_2$.

1° caso:

$$\dot{\gamma}_1 = \mathbf{b} \cdot \rho \cdot \bar{v} \quad [5.11]$$

In cui il primo termine dimostra che la velocità di deformazione plastica dovuta al taglio aumenta solo se aumenta il prodotto $\rho \cdot \bar{v}$.

2° caso:

$$\dot{\gamma}_2 = \mathbf{b} \cdot \dot{\rho} \cdot \bar{x} \quad [5.12]$$

In cui il secondo termine indica che la velocità di deformazione plastica di taglio può crescere se aumenta il prodotto $\dot{\rho} \cdot \bar{x}$.

Da notare che $\dot{\gamma}$ è la velocità di deformazione plastica di taglio microscopicamente misurabile. Per esempio, nel caso particolare del 2° stadio di scorrimento a caldo si ammette $\rho = Kost$ e l'equazione [5.10] si riduce a:

$$\dot{\gamma} = \mathbf{b} \cdot \rho \cdot \bar{v} \quad [5.13]$$

La quale risulta essere la forma più nota della legge di Orowan.

Si è quindi trovato che:

$$\gamma = \mathbf{b} \cdot \rho \cdot \bar{x} \quad [5.14]$$

La [5.14] significa che la deformazione di taglio γ a meno di una costante di proporzionalità \mathbf{b} (*vettore di Burgers*) cresce al decrescere della densità delle dislocazioni ρ e aumenta all'incrementare dello spostamento medio \bar{x} delle dislocazioni.

Se γ è costante, è del tutto evidente che per un certo valore di essa, esistono infinite coppie di valori $\rho \cdot \bar{x}$ il cui prodotto moltiplicato per il vettore di Burgers \mathbf{b} , uguagliano la deformazione di taglio γ . Se si considera un materiale incrudito, la densità delle dislocazioni ρ_i sarà maggiore della densità delle dislocazioni del materiale ricotto ρ_r , cioè sarà $\rho_i > \rho_r$.

E' noto che dopo un trattamento di ricottura su un materiale incrudito, la densità delle dislocazioni decresce sino a portarsi al valore della densità delle dislocazioni del materiale ricotto.

La [5.14] per un materiale incrudito è:

$$\gamma_i = \mathbf{b} \cdot \rho_i \cdot \bar{x}_i \quad [5.15]$$

Mentre per un materiale ricotto è:

$$\gamma_r = \mathbf{b} \cdot \rho_r \cdot \bar{x}_r \quad [5.16]$$

Si supponga che $\gamma_i = \gamma_r$, quindi che il trattamento di ricottura lasci inalterate la dimensioni del provino; in tal caso:

$$\mathbf{b} \cdot \rho_i \cdot \bar{x}_i = \mathbf{b} \cdot \rho_r \cdot \bar{x}_r$$

poiché $\rho_i > \rho_r$ e $\bar{x}_i < \bar{x}_r$.

In pratica, la conseguenza di ciò, dimostra che in un materiale incrudito, lo spostamento medio delle dislocazioni è minore dello spostamento medio delle dislocazioni nel materiale ricotto.

Per i metalli CFC (cubici a facce centrate), la relazione tra τ e σ risulta: $\sigma = M \cdot \tau$ con $M = 3,1$; mentre la relazione tra ε e γ , poiché $\sigma \cdot \varepsilon = \tau \cdot \gamma$ e $\sigma / \tau = \gamma / \varepsilon = 3,1$ segue che:

$$\gamma = 3,1 \cdot \varepsilon \quad [5.17]$$

quindi:

$$\varepsilon = 0,31 \cdot \gamma \quad [5.18]$$

sostituendo a quest'ultima relazione il valore di γ , si ottiene:

$$\varepsilon = 0,31 \cdot \mathbf{b} \cdot \rho \cdot \bar{x} \quad [5.19]$$

generalizzando, si pone il coefficiente $0,31 = \alpha$, per cui:

$$\varepsilon = \alpha \cdot \mathbf{b} \cdot \rho \cdot \bar{x} \quad [5.20]$$

Il valore del coefficiente α , varia a seconda della struttura cristallina del materiale considerato, perciò risulta:

TIPO DI STRUTTURA CRISTALLINA		VALORE DEI COEFFICIENTI	
CUBICA A CORPO CENTRATO	CCC	$\alpha = 0,50$	$M_p = 2$
CUBICA A FACCE CENTRATE	CFC	$\alpha = 0,31$	$M_p = 3,1$
ESAGONALE COMPATTA	EC	$\alpha = 0,15$	$M_p = 6,5$

derivando la [5.20] rispetto al tempo, si ha:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{\alpha \cdot \mathbf{b} \cdot \rho \cdot d\bar{x}}{dt} + \frac{\alpha \cdot \mathbf{b} \cdot \bar{x} \cdot d\rho}{dt} \quad [5.21]$$

ovvero:

$$\dot{\varepsilon} = \alpha \cdot \mathbf{b} \cdot \rho \cdot \dot{\bar{x}} + \alpha \cdot \mathbf{b} \cdot \bar{x} \cdot \dot{\rho} \quad [5.22]$$

Forza causata da una dislocazione e agente su una dislocazione vicina

Per valutare l'energia di una dislocazione, si consideri un cristallo cilindrico di lunghezza L con una dislocazione a vite di vettore di Burgers \mathbf{b} lungo il suo asse, al quale per effetto di uno sforzo di taglio è stato provocato uno scorrimento (fig. 2.3).

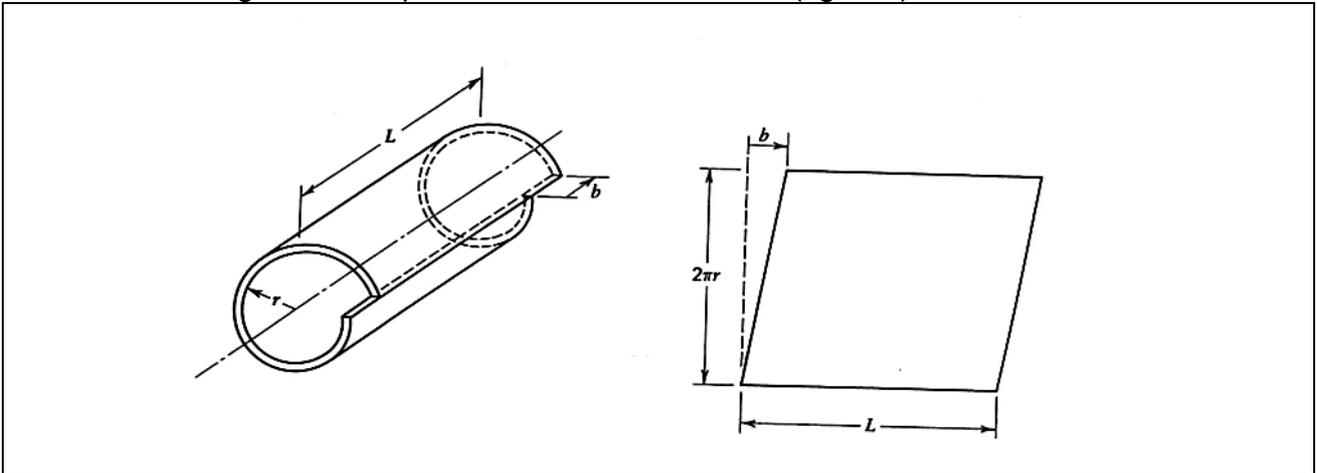


Figura 5.3

Lo scorrimento elastico in una sezione anulare di raggio r e spessore dr è:

$$\gamma = \frac{\mathbf{b}}{2 \cdot \pi \cdot r}$$

Se l'angolo γ è piccolo, si può porre:

$$\gamma = \tan \gamma = \frac{\mathbf{b}}{2 \cdot \pi \cdot r}$$

L'energia della dislocazione E_v è uguale al lavoro W necessario per provocare lo scorrimento, quindi:

$$E_v = W = \tau \cdot \gamma$$

Differenziando:

$$dE_v = dW = \tau \cdot d\gamma$$

si ottiene, con $\tau = G \cdot \gamma$:

$$W = E_v = \int G \cdot \gamma \cdot d\gamma$$

da cui:

$$W = \frac{G \cdot \gamma^2}{2} \Rightarrow W = \frac{G}{2} \cdot \left(\frac{\mathbf{b}}{2 \cdot \pi \cdot r} \right)^2$$

Il volume nella zona anulare è dato:

$$dV = 2 \cdot \pi \cdot r \cdot L \cdot dr$$

quindi, si può calcolare il lavoro, necessario per creare una dislocazione, in un cilindro di volume unitario:

$$\frac{dW}{dV} = \frac{G \cdot \gamma^2}{2} \Rightarrow dW = \frac{G}{2} \cdot \left(\frac{\mathbf{b}}{2 \cdot \pi \cdot r} \right)^2 \cdot dV \Rightarrow dW = \frac{G}{2} \cdot \left(\frac{\mathbf{b}}{2 \cdot \pi \cdot r} \right)^2 \cdot (2 \cdot \pi \cdot r \cdot L \cdot dr)$$

sviluppando i semplici calcoli algebrici, il lavoro W si esprime:

$$dW = \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L \cdot dr}{4 \cdot \pi \cdot r}$$

Poiché, come già detto poc'anzi, il lavoro W è equivalente all'energia della dislocazione E_v , si evince:

$$dE_v = \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L \cdot dr}{4 \cdot \pi \cdot r}$$

integrando quest'ultima espressione da un estremo inferiore r_0 ad un estremo superiore R , si ha:

$$E_v = \int_{r_0}^R \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L}{4 \cdot \pi \cdot r} \cdot dr$$

il quale, risolto, fornisce il valore dell'energia della dislocazione E_v :

$$E_v = \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L}{4 \cdot \pi} \cdot \ln\left(\frac{R}{r_0}\right)$$

In cui:

- G Modulo di taglio
- \mathbf{b} Vettore di Burgers
- L Lunghezza della dislocazione
- R Distanza massima dal centro della dislocazione in cui si percepiscono gli effetti della distorsione elastica della distorsione.
- r_0 Distanza reticolare

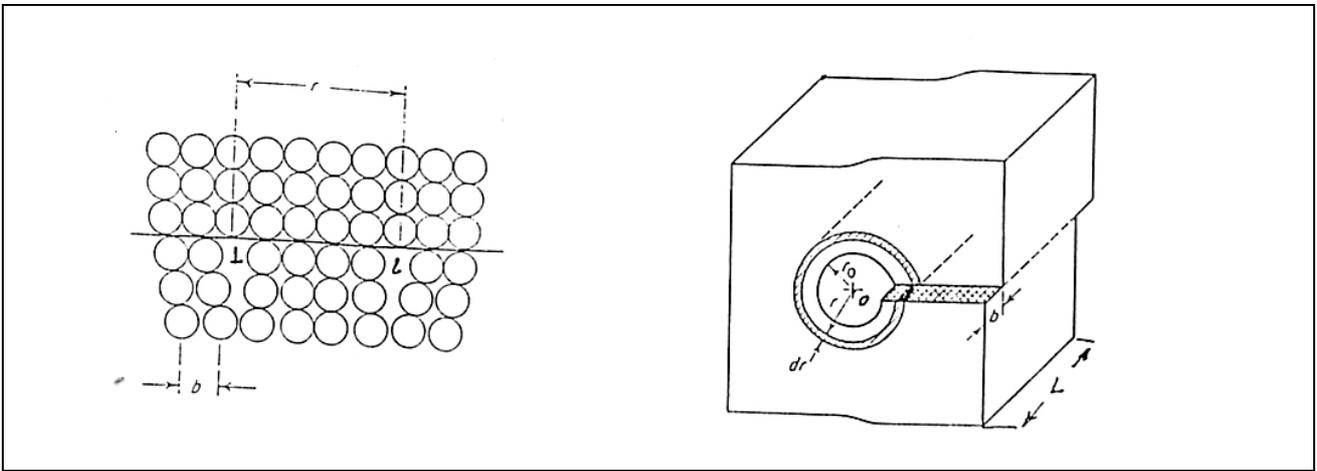


Figura 5.4

Per due dislocazioni vicine, come in figura 5.4, distanti r tra loro, se sono sufficientemente distanti risulta:

$$E_s = \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L \cdot (1-\nu)}{4 \cdot \pi} \cdot \ln\left(\frac{R}{r_0}\right) \quad [5.23]$$

Se invece la loro distanza r è tale che, la distorsione elastica dell'una influenza la distorsione elastica dell'altra, l'energia potenziale elastica di ciascuna delle due dislocazioni a spigolo, sarà data da:

$$E_{s1} = \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L \cdot (1-\nu)}{4 \cdot \pi} \cdot \ln\left(\frac{\alpha \cdot r}{r_0}\right) \quad [5.24]$$

Se le due dislocazioni si trovano ad una distanza R tale per cui le due dislocazioni non si influenzano (o comunque si influenzano così poco da poter trascurare l'effetto che la distorsione elastica dell'una esercita sulla distorsione elastica dell'altra) allora $\alpha \approx 1/2$ e:

$$E_{s1} = E_{s2} = \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L \cdot (1-\nu)}{4 \cdot \pi} \cdot \ln\left(\frac{R}{r_0}\right) \quad [5.25]$$

Coincidente con la [5.23] con $r = 2 \cdot R$ e $\alpha \cdot r = (1/2) \cdot 2 \cdot R \Rightarrow \alpha \cdot r = R$.

Un osservatore esterno vede le due dislocazioni come una dislocazione unica avente vettore di Burgers ($2 \cdot \mathbf{b}$), con $R' = 2 \cdot R$ e $r_0 = \beta \cdot r$.

Pertanto l'energia delle due dislocazioni per un osservatore esterno sarà:

$$E_{s3} = \frac{G \cdot 4 \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L \cdot (1-\nu)}{4 \cdot \pi} \cdot \ln\left(\frac{R'}{\beta \cdot r}\right) \quad [5.26]$$

Con la condizione che $\beta \cdot r = r_0$ e per $r = r_0$ $\beta = 2$, anche se in realtà $\beta \gg r_0$, $R' = 2 \cdot R$ e per $r = 2 \cdot R$ segue $\beta = 1$; l'energia totale sarà:

$$E_t = 2 \cdot E_{s1} + 2 \cdot E_{s2} = \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L \cdot (1-\nu)}{2 \cdot \pi} \cdot \ln\left(\frac{\alpha \cdot r}{r_0}\right) + \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L \cdot (1-\nu)}{\pi} \cdot \ln\left(\frac{R'}{\beta \cdot r}\right) \quad [5.27]$$

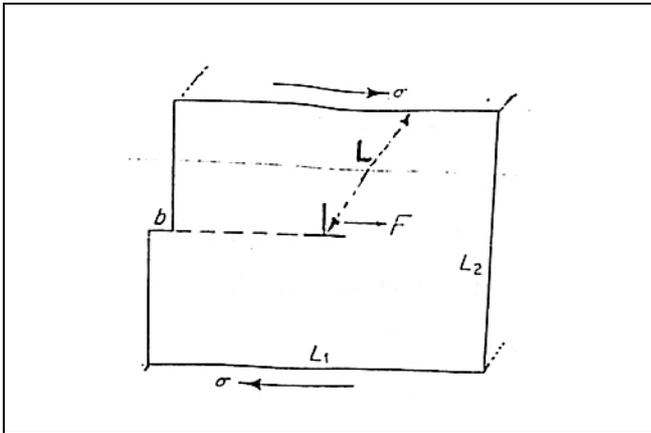


Figura 5.5

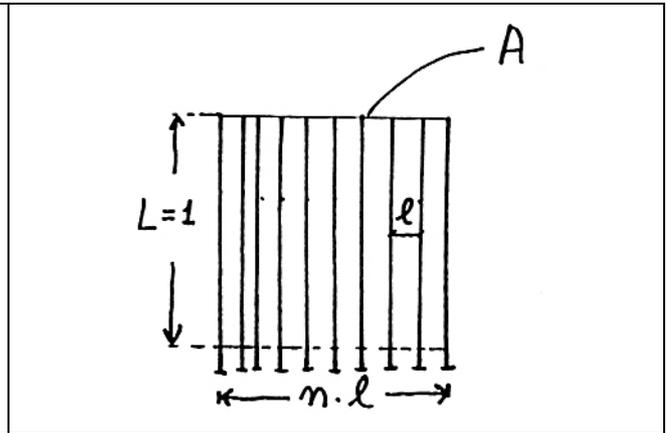


Figura 5.6

Derivando la [5.27] rispetto a r , si ha:

$$\frac{\partial E_t}{\partial r} = \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L \cdot (1-\nu)}{2 \cdot \pi \cdot r} + \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L \cdot (1-\nu)}{\pi \cdot r} \quad [5.28]$$

sapendo che la forza F_r che esercita una dislocazione sull'altra è tale:

$$\frac{\partial E_t}{\partial r} = -F_r \quad [5.29]$$

combinando la [5.28] e la [5.29] si ottiene:

$$F_r = \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L \cdot (1-\nu)}{2 \cdot \pi \cdot r} \quad [5.30]$$

Quest'ultima equazione esplicita l'espressione della forza che una dislocazione a spigolo esercita su una dislocazione e spigolo situata, rispetto alla prima, ad una distanza r .

Esplicitando la forza F_r con riferimento alla figura 5.5, in cui un cristallo di spessore L (coincidente con la lunghezza della dislocazione), una dislocazione (rappresentata convenzionalmente con il simbolo \perp e di lunghezza L) si sposta per effetto dello sforzo di taglio σ , producendo uno spostamento pari a \mathbf{b} ; poiché la forza derivata dallo sforzo σ è $\sigma \cdot L \cdot L_1$, il lavoro che questa forza compie per spostare la dislocazione L_1 è:

$$W = \sigma \cdot L \cdot L_1 \cdot \mathbf{b} \quad [5.31]$$

In quanto lo spostamento della dislocazione provoca la formazione nel cristallo di un gradino pari al vettore di Burgers \mathbf{b} .

Poiché F è la forza agente sulla dislocazione (forza astratta poiché nel cristallo agiscono un insieme di sforzi), se essa si sposta di L , il lavoro che la forza F compie è dato da:

$$W = F \cdot L_1 \quad [5.32]$$

E poiché $F \cdot L_1 = \sigma \cdot L \cdot L_1 \cdot \mathbf{b}$, si ha:

$$F = \sigma \cdot L \cdot \mathbf{b} \quad [5.33]$$

Quest'ultima relazione stabilisce un legame tra lo sforzo di taglio, effettivamente agente sul cristallo, e la forza F agente sulla dislocazione.

Nel caso specifico di interazione tra due dislocazioni, combinando la [5.30] con la [5.33] si ricava:

$$F_r = \frac{G \cdot \mathbf{b}^2 \cdot L \cdot (1-\nu)}{2 \cdot \pi \cdot r} = \sigma \cdot L \cdot \mathbf{b} \quad [5.34]$$

Da cui lo sforzo di taglio, applicato dall'esterno:

$$\sigma = \frac{G \cdot \mathbf{b} \cdot (1-\nu)}{2 \cdot \pi \cdot r} \quad [5.35]$$

risulta essere uguale alla forza che una dislocazione esercita sull'altra, quindi una forza interna:

$$\sigma_i = \frac{G \cdot \mathbf{b} \cdot (1-\nu)}{2 \cdot \pi \cdot r} \quad [5.36]$$

Nel caso di dislocazioni distribuite casualmente (randomiane):

$$\sigma_i = \frac{G \cdot \mathbf{b}}{2 \cdot \pi \cdot r} \quad [5.37]$$

Ora, analizzando il caso di un provino sottoposto a trazione semplice, quando lo sforzo di taglio, espresso dalla [5.37], raggiunge o supera il valore massimo sul piano di scorrimento (di massimo sforzo), un certo numero di dislocazioni si spostano dalle loro posizioni di equilibrio. La [5.37], però, ignora la presenza di subgrani, bordi di grano, atomi di soluto disciolti, particelle di precipitato, seconde fasi, etc..., per cui la [5.37] è sicuramente applicabile ad un monocristallo monobasico puro.

E' facile notare come dalla combinazione tra la [5.19] e la [5.37] si deduce l'equazione di Ludwick (sarà trattata tra breve) per i metalli CFC.

La teoria elementare delle dislocazioni fornisce, per una dislocazione a vite:

$$\tau = \frac{G \cdot \mathbf{b}}{2 \cdot \pi \cdot l}$$

che rappresenta lo sforzo per unità di lunghezza di dislocazioni, in cui l è la distanza tra due dislocazioni. Lo sforzo τ agisce su una dislocazione per effetto della dislocazione vicina. Ovviamente, se la densità delle dislocazioni aumenta per effetto dell'incrudimento, l diminuisce e lo sforzo medio tra le dislocazioni aumenta. Quindi τ , che si genera dalle mutue azioni meccaniche tra le dislocazioni, e, che aumenta al crescere della concentrazione delle dislocazioni, altro non è che la componente dello sforzo interno dovuto alle dislocazioni, presenti all'interno dei grani e/o subgrani.

Poiché $\tau = \alpha \cdot \sigma$ e $\tau_i = \alpha \cdot \sigma_i = \tau$, da cui (per i metalli CFC $\alpha = 1/3$):

$$\sigma_i = \frac{G \cdot \mathbf{b}}{\alpha \cdot 2 \cdot \pi \cdot l}$$

Si ponga che N dislocazioni siano presenti in un'area A e la distanza media sia l ; sia $n^o = n \cdot L \cdot l$ il numero di linee di dislocazione di lunghezza unitaria, e $N = n / l^2$.

Ogni dislocazione ha un'area di influenza pari a l^2 , per cui l'area A è data da:

$$A \approx n \cdot l^2$$

e dividendo entrambi i membri per l'area:

$$1 = \frac{n}{A} \cdot l^2$$

posto $\frac{n}{A} = N$, si ha:

$$1 = N \cdot l^2 \Rightarrow N = l^{-2}$$

Poiché $N = \rho$, $1 = \rho \cdot l^2 \Rightarrow l^{-1} = \sqrt{\rho}$ e $\alpha' = 1/(2 \cdot \alpha \cdot \pi)$, si evince che:

$$\sigma_i = \frac{G \cdot \mathbf{b} \cdot \sqrt{\rho}}{\alpha \cdot 2 \cdot \pi}$$

Ciò significa che una linea libera di dislocazioni può solo muoversi ad una distanza maggiore di l se lo sforzo che effettivamente agisce sulla dislocazione è maggiore di σ_i .

Supponendo che il materiale contenga sorgenti di Frank – Read (moltiplicazione delle dislocazioni), ricordando la legge di Orowan ($\varepsilon = \mathbf{b} \cdot L \cdot N$), si ricava che (per $N = \rho$):

$$\varepsilon = \mathbf{b} \cdot L \cdot \rho$$

in cui L è lo spostamento medio delle dislocazioni, che in precedenza si era indicato con \bar{x} , mentre N è la densità delle dislocazioni. Se è attivo il processo di Frank – Read aumenta la densità delle dislocazioni mobili N , e come conseguenza si ha che cresce ε , per cui si ha:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \mathbf{b} \cdot L \cdot \frac{dN}{dt} + \mathbf{b} \cdot N \cdot \frac{dL}{dt}$$

con $N = \rho$ e $\frac{dL}{dt} = \bar{v}$ si ottiene:

$$\varepsilon = \mathbf{b} \cdot L \cdot \rho + \mathbf{b} \cdot \rho \cdot \bar{v}$$

se $\rho = 0 \Rightarrow \rho = Kost$, si ha (legge di Orowan):

$$\varepsilon = \mathbf{b} \cdot \rho \cdot \bar{v}$$

Derivando la:

$$\sigma_i = \frac{G \cdot \mathbf{b} \cdot \sqrt{\rho}}{\alpha \cdot 2 \cdot \pi}$$

si ottiene:

$$d\sigma_i = \frac{G \cdot \mathbf{b} \cdot d\rho}{\alpha \cdot 2 \cdot \pi \cdot \sqrt{\rho}}$$

combinando quest'ultima equazione con la legge di Orowan:

$$d\sigma_i = \frac{G \cdot \mathbf{b}}{\alpha \cdot 2 \cdot \pi \cdot \sqrt{\rho}} \cdot \frac{d\varepsilon}{\mathbf{b} \cdot L}$$

essendo:

$$\rho^{-1/2} = \frac{\varepsilon^{-1/2}}{(\mathbf{b} \cdot L)^{-1/2}}$$

sostituendo si ha:

$$d\sigma_i = \frac{G \cdot \mathbf{b} \cdot \varepsilon^{-1/2} \cdot d\varepsilon}{\alpha \cdot 2 \cdot \pi \cdot (\mathbf{b} \cdot L)^{-1/2}}$$

Si osservi che G e \mathbf{b} sono costanti a temperatura costante; per L si è già detto che rappresenta lo spostamento medio delle dislocazioni ed in generale dipende da ε , infatti $\varepsilon = \mathbf{b} \cdot L \cdot \rho$.

Considerando il caso particolare e significativo, con L costante ed indipendente da ρ , ovvero indipendente da ε ; in tale situazione possiamo integrare l'equazione, ottenuta prima:

$$d\sigma_i = \frac{G \cdot \mathbf{b} \cdot \varepsilon^{-1/2} \cdot d\varepsilon}{\alpha \cdot 2 \cdot \pi \cdot (\mathbf{b} \cdot L)^{-1/2}}$$

posto:

$$K = \frac{G \cdot \mathbf{b}}{\alpha \cdot 2 \cdot \pi \cdot (\mathbf{b} \cdot L)^{-1/2}}$$

risulta:

$$d\sigma_i = K \cdot \varepsilon^{-1/2} \cdot d\varepsilon$$

integrando sotto la condizione per $\varepsilon = 0$ e $\sigma_i = \sigma_{i0}$, si ha:

$$\int_{\sigma_{i0}}^{\sigma_i} d\sigma_i = \sigma_i - \sigma_{i0} = K \cdot \int_0^{\varepsilon} \varepsilon^{-1/2} d\varepsilon = 2 \cdot K \cdot \sqrt{\varepsilon}$$

quindi:

$$\sigma_i - \sigma_{i0} = 2 \cdot K \cdot \sqrt{\varepsilon} \Rightarrow \sigma_i = \sigma_{i0} + 2 \cdot K \cdot \sqrt{\varepsilon}$$

che è vera per i metalli CFC.

L'equazione appena trovata, come si può vedere, è un caso particolare dell'equazione di Ludwick:

$$\sigma = \sigma_0 + K \cdot \varepsilon^n$$

infatti per $n = 1/2$ le due equazioni coincidono.

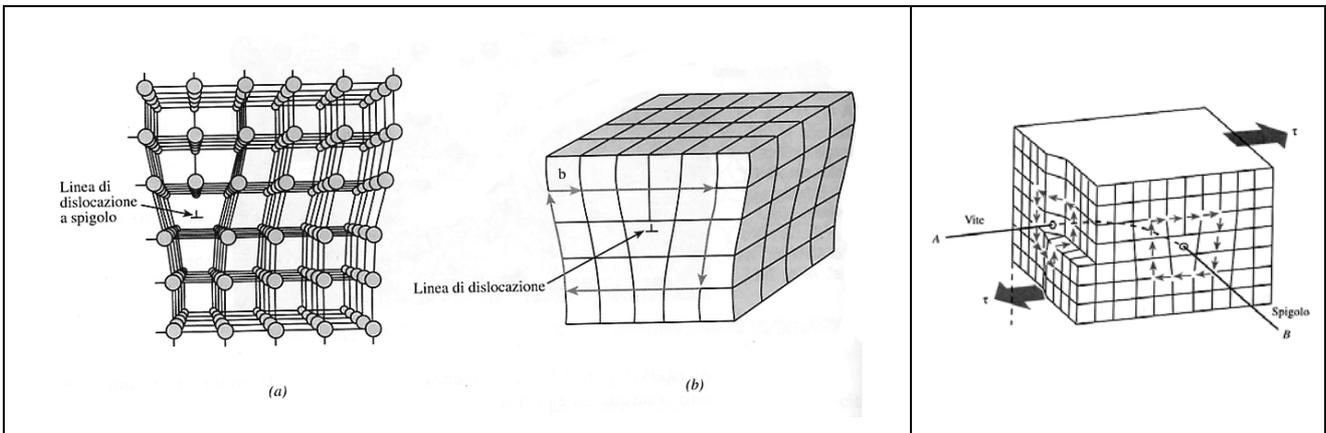


Figura 5.7

Figura 5.8

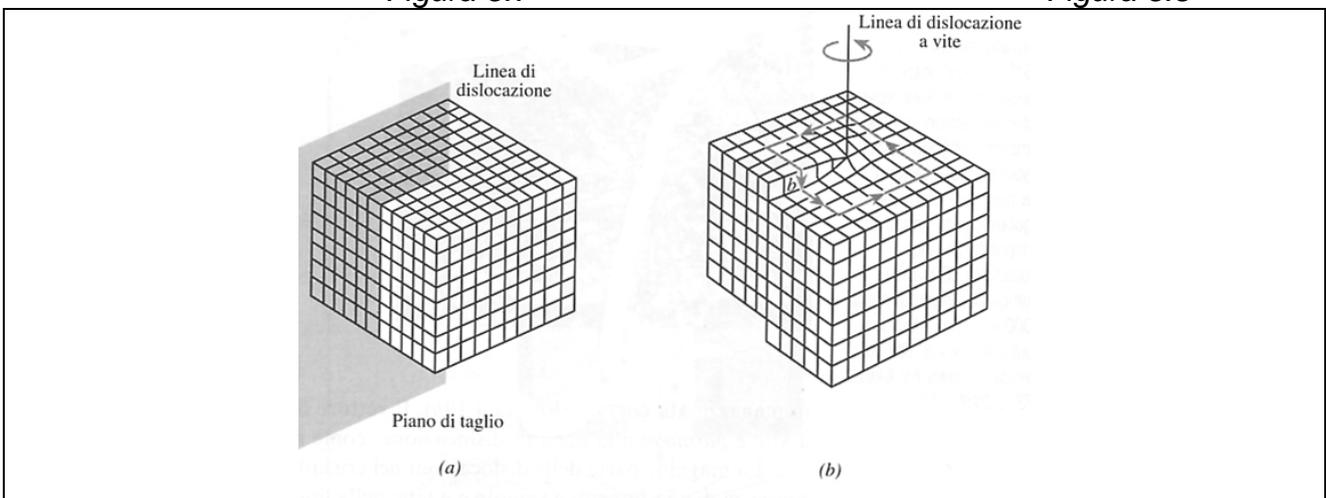


Figura 5.9

L'equazione di Ludwick

Ora, si attuerà un confronto tra dati sperimentali e i risultati derivanti dall'equazione di Ludwick. Riprendendo l'equazione in questione:

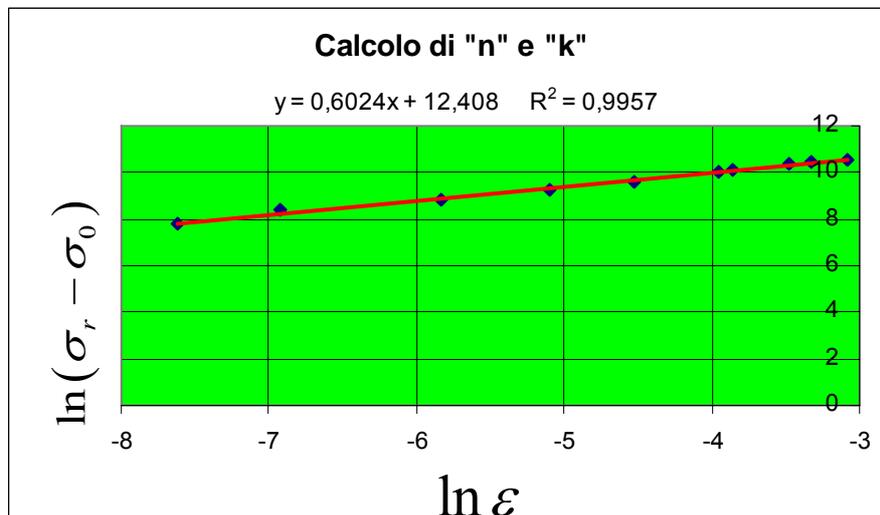
$$\sigma_r = \sigma_0 + k \cdot \varepsilon^n$$

che può scriversi nella forma:

$$\ln(\sigma_r - \sigma_0) = \ln k + n \cdot \ln \varepsilon$$

costruendo una tabella di valori $\ln(\sigma_r - \sigma_0)$ e $\ln \varepsilon$:

$\varepsilon_{\text{reale}} [\mu\text{m}/\mu\text{m}]$	$\ln(\varepsilon_{\text{reale}})$	$(\sigma_r - \sigma_0)$ [MPa]	$\ln(\sigma_r - \sigma_0)$
0,0004933	-7,61439	2410	7,78738
0,0009861	-6,92175	4330	8,37332
0,0029157	-5,83765	6760	8,81878
0,0060987	-5,09968	10880	9,29468
0,0107950	-4,52867	14890	9,60845
0,0190573	-3,96031	22230	10,00920
0,0209915	-3,86364	24020	10,08664
0,0307980	-3,48031	31230	10,34913
0,0358270	-3,32905	34170	10,43910
0,0458020	-3,08343	38760	10,56514



quindi:

$$n = 0,6024$$

$$\ln k = 12,4080$$

di conseguenza:

$$k = e^{12,4080} \approx 244751,82$$

L'equazione di Ludwick risulta:

$$\sigma_r = 181510 \cdot 244751,82 \cdot \varepsilon^{0,6024}$$

PARTE VI: raggi di curvatura dei provini e sforzo reale

Prova di trazione e stato di sforzo

Sebbene le caratteristiche di snervamento e di incrudimento, dei materiali, siano usualmente determinate dallo sforzo di trazione o compressione (monoassiale), i metalli e le leghe da costruzione, vengono sollecitate da sforzi complessi (tridimensionali). Alcuni stati di sforzo, comunque complessi, comportano nelle tre dimensioni entrambe le tensioni di taglio e normali, e possono essere espressi attraverso una equazione in cui compaiono solo gli sforzi normali che prendono il nome *tensioni principali*. Se gli sforzi principali sono σ_1 , σ_2 e σ_3 allora gli sforzi di taglio agenti sono $(\sigma_1 - \sigma_2)/2$, $(\sigma_2 - \sigma_3)/2$, $(\sigma_3 - \sigma_1)/2$. Infatti, nel caso di sforzo idrostatico ($\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$) le tensioni di taglio sono nulle nel materiale considerato.

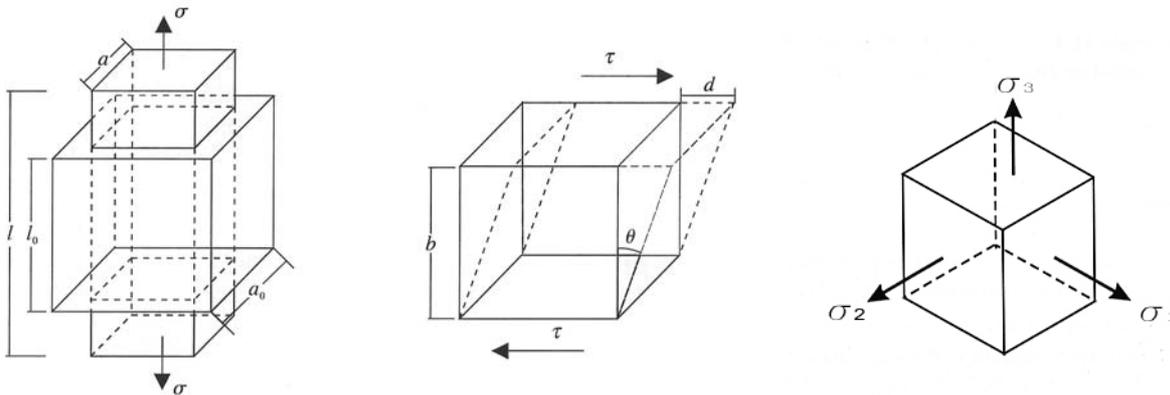


Figura 6.1

Così le dislocazioni non possono muoversi, e il materiale non si deforma plasticamente con l'aumento delle tensioni idrostatiche. Solo quando si verifica localmente uno squilibrio dei tre sforzi principali agiscono tensioni di taglio e le dislocazioni possono spostarsi: si verifica la deformazione plastica e/o estesa. La caratteristica di anisotropia di un materiale (i valori delle caratteristiche meccaniche ed elettriche sono variabili a seconda della direzione assunta per il reticolo cristallino del materiale considerato) può creare deformazioni plastiche locali, ben al di sotto della tensione di snervamento σ_Y .

Tra i diversi metodi proposti per l'analisi dello snervamento dei metalli, probabilmente il più soddisfacente è il *criterio di Von Mises*, il quale postula che l'effettivo sforzo in un solido policristallino orientato casualmente è dato dalla relazione:

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

e lo snervamento accade quando l'effettivo sforzo raggiunge il medesimo valore, come la tensione di snervamento monoassiale, σ_Y :

$$\sigma_Y = \sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}{2}}$$

Da notarsi che l'effettivo sforzo (quindi snervamento) dipende solamente dalle tensioni di taglio $(\sigma_1 - \sigma_2)/2$, $(\sigma_2 - \sigma_3)/2$, $(\sigma_3 - \sigma_1)/2$; questo è compatibile con il fatto che su scala fine, lo scorrimento plastico è provocato dai meccanismi di taglio: *slittamento* e *geminazione*.

Ora, la deformazione sotto sforzi combinati causa incrudimento, come succede nella deformazione per lo sforzo monoassiale. Il valore dello sforzo effettivo, $\bar{\sigma}$, richiesto per continuare la deformazione plastica, aumenta con la *deformazione effettiva*, $\bar{\varepsilon}$:

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

Dallo sforzo effettivo, $\bar{\sigma}$, e dalla deformazione effettiva, $\bar{\varepsilon}$, si riduce al reale sforzo di tensione, σ , e deformazione ε , per semplici sforzi, e perciò la prova di trazione può essere usata per determinare la dipendenza di $\bar{\sigma}$ con $\bar{\varepsilon}$.

Una relazione semplice che stabilisce un legame tra sforzo reale e la deformazione reale è espressa da una equazione empirica, del tipo di potenza, detta *equazione di Hollomon* (caso particolare dell'*equazione di Ludwick*):

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

quindi il caso generale tridimensionale può essere rappresentato da:

$$\bar{\sigma} = K \cdot \bar{\varepsilon}^n$$

La relazione di sopra si riduce all'equazione di Hollomon quando $\bar{\sigma}$ è calcolata per il caso di trazione (o compressione) $\sigma_1 \neq 0$ e $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$, e quando la deformazione $\bar{\varepsilon}$ è analogamente computata per una prova monoassiale in cui $\varepsilon_1 \neq 0$ e $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -1/2 \cdot \varepsilon_1$, dove il *coefficiente di Poisson*, ν , è preso come $1/2$ perché le deformazioni sono plastiche.

La strizione plastica

Anche quando lo sforzo applicato è puramente uniassiale, spesso le tensioni complesse agiscono a causa della geometria della deformazione del materiale o a causa delle differenze locali nel comportamento plastico o elastico all'interno del materiale (anisotropia).

Considerando uno spessore tenero tra due materiali duri, come per esempio, nel caso del processo di brasatura (figura 6.2).

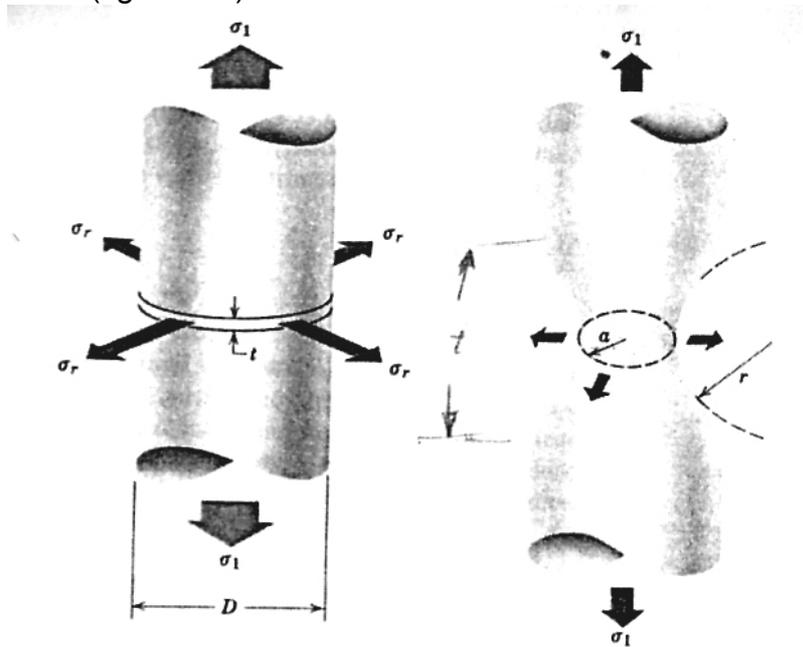


Figura 6.2

Se il materiale cedevole (la brasatura) si allunga sotto uno sforzo monoassiale di trazione σ_1 , applicato attraverso le giunzioni metallo - brasatura, deve anche contrarsi lateralmente (fig. 6.1):

$$\begin{cases} \varepsilon_x = \frac{\sigma_x}{E} \\ \varepsilon_y = -\frac{\nu \cdot \sigma_x}{E} \\ \varepsilon_z = -\frac{\nu \cdot \sigma_x}{E} \end{cases}$$

con la conseguente dilatazione volumetrica:

$$\varepsilon = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z = \frac{(1-2 \cdot \nu) \cdot \sigma_x}{E}$$

Per quanto il materiale d'apporto, al quale è legato, resiste alle contrazioni laterali; effettivamente lo spessore sottile soggetto come conseguenza della trazione, è diretto esternamente in direzione radiale. Ora, per quello che riguarda il provino sottile, σ_2 e σ_3 non sono nulli e il criterio di Von Mises non può essere soddisfatto a meno che lo sforzo σ_1 non sia molto più grande dello snervamento. Il valore reale dello sforzo σ_1 necessario per provocare lo snervamento dipende dalla geometria del provino: se il rapporto t/D è di ordine di 6.1 a 6.2, allora il provino è simile geometricamente al provino standard e può snervare la centro, indipendentemente dalla presenza di una dura interfaccia. Comunque, come il rapporto t/D inizia a diventare più piccolo, il provino non è capace di restringersi

allo stesso modo come un provino standard senza causare la strizione nell'interfaccia; così di σ_1 necessario per provocare lo snervamento aumenta come il rapporto t/D diminuisce. Un effetto simile è osservato nella compressione di dischi con un piccolo rapporto t/D . Il diametro del provino è minimo al centro della strizione; su ambo i lati della strizione, perciò, dove il diametro è più grande, la tensione è minore. Dalla tensione che è inferiore esternamente alla strizione, la deformazione è più piccola: così lo sforzo radiale è generato nella sezione più piccola. Bridgeman ha mostrato che il rapporto medio dello sforzo effettivo attraverso la strizione alla reale tensione è data da:

$$\frac{\bar{\sigma}}{\sigma} = \frac{1}{\left(1 + \frac{2 \cdot r}{a}\right) \cdot \ln\left(1 + \frac{a}{2 \cdot r}\right)}$$

Ricerca dei raggi di curvatura dei provini di acciaio sottoposti a trazione e portati a rottura

Per determinare il raggio di curvatura, in prossimità della strizione, di un provino sottoposto a uno sforzo di trazione (monoassiale) e portato a rottura, è stata osservata la seguente procedura:

- 1) Scelto arbitrariamente un sistema di riferimento cartesiano, per la macrografia del provino considerato, si rilevano le coordinate di alcuni punti empirici del profilo del provino. Ovviamente più la micrografia è nitida e più punti si rilevano, maggiore sarà la precisione della funzione matematica interpolante. In questo caso, l'asse di simmetria del provino è stato fatto (approssimativamente) coincidere con l'asse x del sistema di riferimento cartesiano, mentre l'asse y passa attraverso il diametro minimo del provino. Una volta riportati i punti sperimentali in una tabella di tipo input – output ($x - y$), si calcola la funzione di regressione, cercando che il quadrato del coefficiente di correlazione R^2 sia il più possibile prossimo all'unità (l'unità rappresenta la precisione massima teorica). Per realizzare ciò, in questo caso, come funzione interpolatrice dei punti rilevati è stato scelto un polinomio di sesto grado. Si può osservare come la scelta di tal polinomio sia stata premiata dal valore di R^2 sempre maggiore di 0,97.
- 2) Ottenuta la funzione matematica che descrive tale profilo, mediante la seguente formula, si determina il raggio di curvatura r :

$$r = \lim_{x \rightarrow x_0} \frac{\left(\left(\frac{d}{dx} F(x) \right)^2 + 1 \right)^{\frac{3}{2}}}{\left| \frac{d^2}{dx^2} F(x) \right|}$$

Nel caso trattato in questa relazione, il punto x_0 , a cui bisogna far tendere il limite, corrisponde zero a causa della scelta effettuata per il sistema riferimento cartesiano, che come già detto in precedenza, l'asse x corrisponde all'asse di simmetria del provino e l'asse y coincide con il diametro minimo del provino stesso. Quindi, per i casi trattati tra breve, i raggi di curvatura in prossimità della strizione (diametro minimo del provino) saranno calcolati mediante il limite:

$$r = \lim_{x \rightarrow 0} \frac{\left(\left(\frac{d}{dx} F(x) \right)^2 + 1 \right)^{\frac{3}{2}}}{\left| \frac{d^2}{dx^2} F(x) \right|}$$

e la funzione che interpola i punti empirici, rilevati dalla macrografia osservata, è del tipo (polinomio di sesto grado): $F(x) = a \cdot x^6 + b \cdot x^5 + c \cdot x^4 + d \cdot x^3 + e \cdot x^2 + f \cdot x + g$

I coefficienti letterali sono determinati nel calcolo regressionale mediante calcolatore.

Quindi, per calcolare il raggio di curvatura si applicherà la seguente formula:

$$r = \lim_{x \rightarrow 0} \frac{\left(\left(\frac{d}{dx} (a \cdot x^6 + b \cdot x^5 + c \cdot x^4 + d \cdot x^3 + e \cdot x^2 + f \cdot x + g) \right)^2 + 1 \right)^{\frac{3}{2}}}{\left| \frac{d^2}{dx^2} (a \cdot x^6 + b \cdot x^5 + c \cdot x^4 + d \cdot x^3 + e \cdot x^2 + f \cdot x + g) \right|} = \frac{(f^2 + 1)^{\frac{3}{2}}}{2 \cdot |e|}$$

Da ciò, si nota che per il calcolo del raggio di curvatura r occorrono solamente i coefficienti f ed e della funzione interpolante $F(x)$ rappresentata da un polinomio di sesto grado.

Si è notato che i raggi di curvatura di uno stesso provino differiscono, seppur di poco, se calcolati nella parte "superiore" r_s o "inferiore" r_i della macrografia. Per cui, come riferimento medio r_m per il raggio di curvatura di un provino si considera la media aritmetica dei due raggi r_s e r_i (rispettivamente il raggio di curvatura per il profilo superiore e per il profilo inferiore):

$$r_m = \frac{r_s + r_i}{2} \Rightarrow r_m = \frac{1}{2} \cdot \left(\lim_{x \rightarrow 0} \frac{\left(\left(\frac{d}{dx} F_s(x) \right)^2 + 1 \right)^{\frac{3}{2}}}{\left| \frac{d^2}{dx^2} F_s(x) \right|} + \lim_{x \rightarrow 0} \frac{\left(\left(\frac{d}{dx} F_i(x) \right)^2 + 1 \right)^{\frac{3}{2}}}{\left| \frac{d^2}{dx^2} F_i(x) \right|} \right)$$

In definitiva, il raggio medio r_m di curvatura del provino è dato dalla relazione:

$$r_m = \frac{1}{4} \cdot \left(\frac{(f_s^2 + 1)^{\frac{3}{2}}}{|e_s|} + \frac{(f_i^2 + 1)^{\frac{3}{2}}}{|e_i|} \right)$$

in cui f_s ed e_s rappresentano i coefficienti di regressione del profilo superiore del provino, mentre f_i ed e_i rappresentano i coefficienti di regressione del profilo inferiore del provino; in entrambi i casi, il valore dei coefficienti di regressione è fornito dal calcolatore.

Attraverso la seguente formula, si calcola lo sforzo reale agente sulla sezione:

$$\sigma_{reale} = \bar{\sigma} \cdot \left(1 + \frac{2 \cdot r}{a} \right) \cdot \ln \left(1 + \frac{a}{2 \cdot r} \right)$$

ACCIAIO AISI 347

DIAMETRO MINIMO D_m 2,25 mm

RICOTTO A 750°C

DEFORMATO A FREDDO AL 10%

SFORZO APPLICATO 190 MPa

PROVINO 2 (APPENDICE)

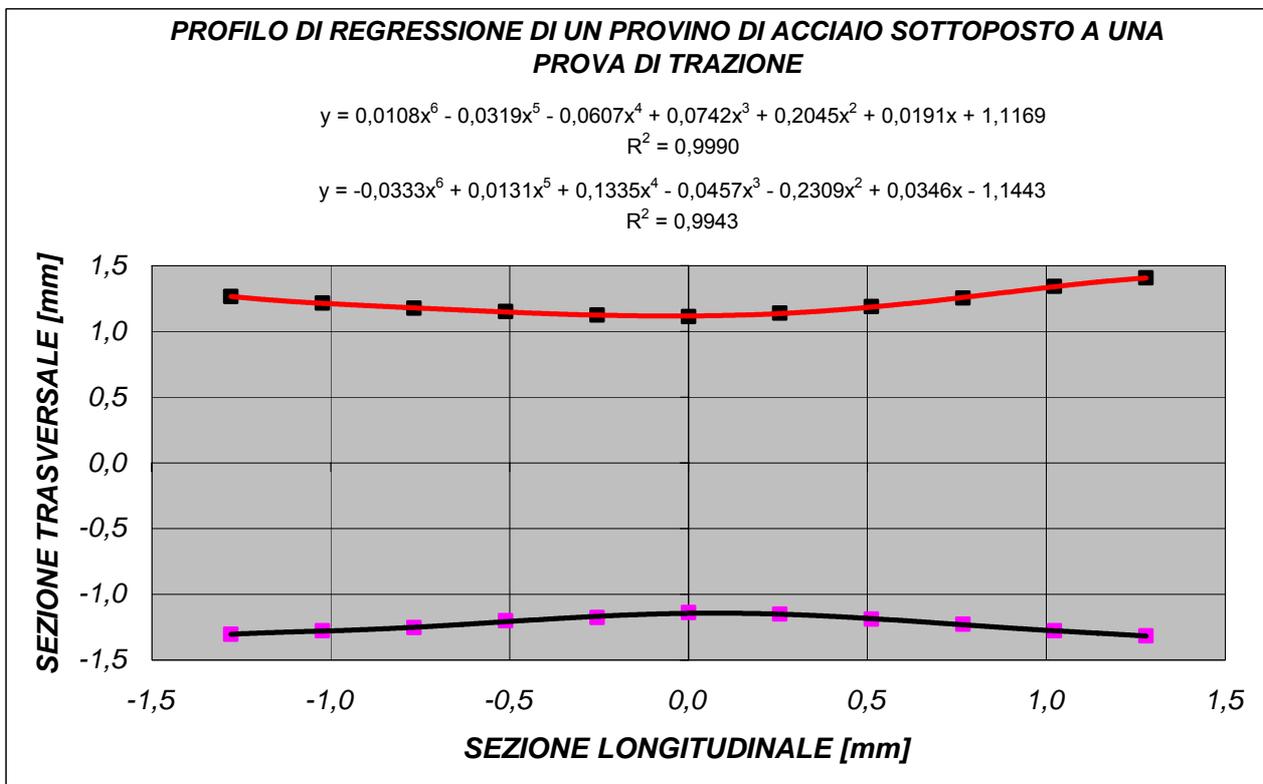
Dati riassuntivi per il calcolo dello sforzo reale:

$\bar{\sigma}$ 190 MPa

r 2,308 mm

a 1,15 mm

PUNTI RILEVATI SPERIMENTALMENTE DALL'OSSERVAZIONE DELLA MACROGRAFIA			
Parte "superiore" (grafico di colore rosso)		Parte "inferiore" (grafico di colore nero)	
Asse x [mm]	Asse y [mm]	Asse x [mm]	Asse y [mm]
-1,28	1,27	-1,28	-1,30
-1,02	1,21	-1,02	-1,28
-0,77	1,18	-0,77	-1,25
-0,51	1,15	-0,51	-1,20
-0,26	1,13	-0,26	-1,18
0,00	1,11	0,00	-1,14
0,26	1,14	0,26	-1,15
0,51	1,19	0,51	-1,19
0,77	1,25	0,77	-1,23
1,02	1,34	1,02	-1,28
1,28	1,41	1,28	-1,32



Raggio di curvatura della parte "superiore"

$$r_s = 2,446 \text{ mm}$$

Raggio di curvatura della parte "inferiore"

$$r_i = 2,169 \text{ mm}$$

Raggio di curvatura medio

$$r_m = 2,308 \text{ mm}$$

Rapporto tra il diametro del cerchio oscuratore medio $2 \cdot r_m$ e del diametro minimo D_m

$$\frac{2 \cdot r_m}{D_m} = 2,051$$

Sforzo reale agente sulla sezione [MPa]

$$211,9$$

ACCIAIO AISI 347

DIAMETRO MINIMO D_m 2,67 mm

RICOTTO A 750°C

DEFORMATO A FREDDO AL 10%

SFORZO APPLICATO 130 MPa

PROVINO 6 (APPENDICE)

Dati riassuntivi per il calcolo dello sforzo reale:

$\bar{\sigma}$ 130 MPa

r 2,978 mm

a 1,3 mm

**PUNTI RILEVATI SPERIMENTALMENTE
DALL'OSSERVAZIONE DELLA MACROGRAFIA**

Parte "superiore" (grafico di colore rosso)		Parte "inferiore" (grafico di colore nero)	
Asse x [mm]	Asse y [mm]	Asse x [mm]	Asse y [mm]
-1,67	1,47	-1,67	-1,62
-1,34	1,44	-1,34	-1,59
-1,00	1,39	-1,00	-1,55
-0,67	1,32	-0,67	-1,49
-0,33	1,28	-0,33	-1,44
0,00	1,25	0,00	-1,40
0,33	1,28	0,33	-1,42
0,67	1,32	0,67	-1,47
1,00	1,34	1,00	-1,50
1,34	1,37	1,34	-1,52
1,67	1,39	1,67	-1,54

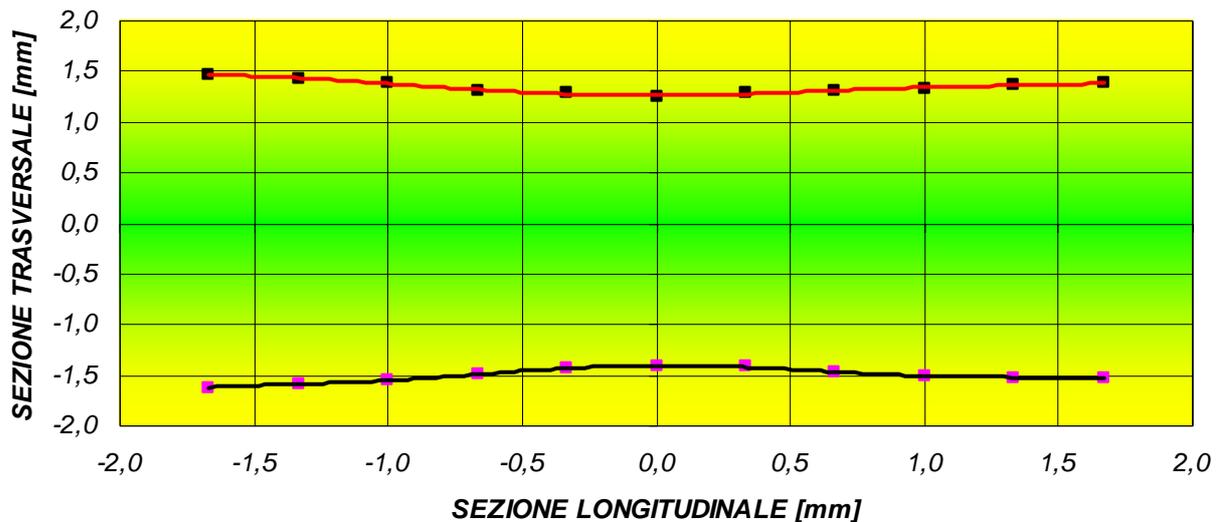
**PROFILO DI REGRESSIONE DI UN PROVINO DI ACCIAIO SOTTOPOSTO A UNA
PROVA DI TRAZIONE**

$$y = 0,0067x^6 + 0,0077x^5 - 0,0486x^4 - 0,0326x^3 + 0,1421x^2 + 0,006x + 1,2630$$

$$R^2 = 0,9911$$

$$y = -0,0172x^6 - 0,0026x^5 + 0,0992x^4 + 0,0111x^3 - 0,2053x^2 + 0,014x - 1,4038$$

$$R^2 = 0,9984$$



Raggio di curvatura della parte "superiore"

$$r_s = 3,519 \text{ mm}$$

Raggio di curvatura della parte "inferiore"

$$r_i = 2,436 \text{ mm}$$

Raggio di curvatura medio

$$r_m = 2,978 \text{ mm}$$

Rapporto tra il diametro del cerchio oscuratore medio $2 \cdot r_m$ e del diametro minimo D_m

$$\frac{2 \cdot r_m}{D_m} = 2,230$$

Sforzo reale agente sulla sezione [MPa]

$$143,3$$

ACCIAIO AISI 347

DIAMETRO MINIMO D_m 1,94 mm

RICOTTO A 750°C

DEFORMATO A FREDDO AL 10%

SFORZO APPLICATO 215 MPa

PROVINO 5 (APPENDICE)

Dati riassuntivi per il calcolo dello sforzo reale:

$\bar{\sigma}$ 215 MPa

r 4,892 mm

a 1,0 mm

**PUNTI RILEVATI SPERIMENTALMENTE
DALL'OSSERVAZIONE DELLA MACROGRAFIA**

Parte "superiore" (grafico di colore rosso)		Parte "inferiore" (grafico di colore nero)	
Asse x [mm]	Asse y [mm]	Asse x [mm]	Asse y [mm]
-2,43	1,33	-2,43	-1,26
-1,94	1,29	-1,94	-1,21
-1,46	1,21	-1,46	-1,16
-0,97	1,14	-0,97	-1,14
-0,49	1,07	-0,49	-1,04
0,00	0,97	0,00	-0,97
0,49	0,99	0,49	-0,99
0,97	1,02	0,97	-1,02
1,46	1,12	1,46	-1,04
1,94	1,16	1,94	-1,14
2,43	1,24	2,43	-1,16

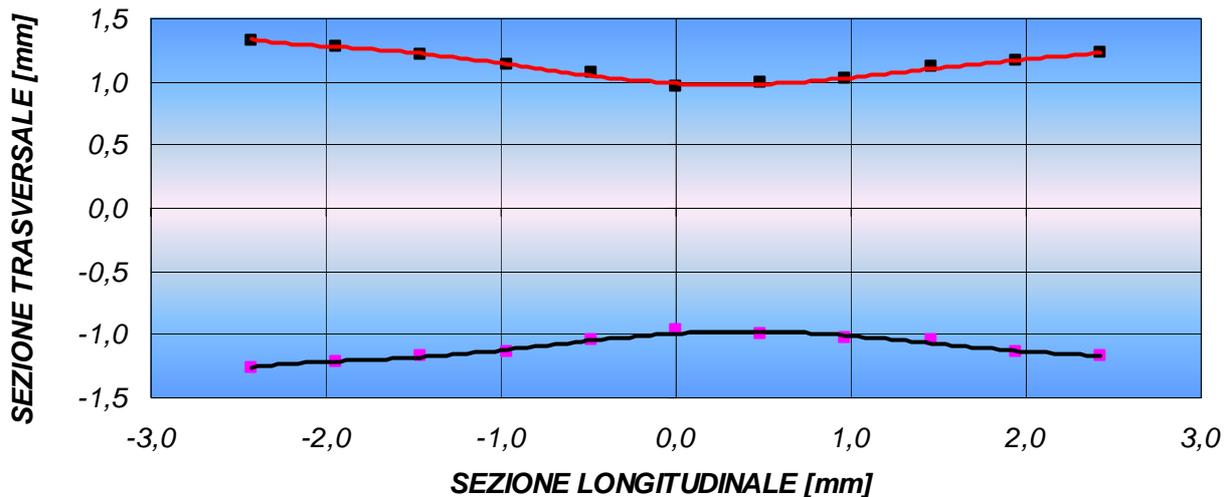
**PROFILO DI REGRESSIONE DI UN PROVINO DI ACCIAIO SOTTOPOSTO A UNA
PROVA DI TRAZIONE**

$$y = 0,0017x^6 - 0,0014x^5 - 0,0219x^4 + 0,0172x^3 + 0,1212x^2 - 0,0716x + 0,9889$$

$$R^2 = 0,9907$$

$$y = -0,0012x^6 + 0,0025x^5 + 0,0159x^4 - 0,0246x^3 - 0,0897x^2 + 0,0789x - 0,9917$$

$$R^2 = 0,9749$$



Raggio di curvatura della parte "superiore"

$$r_s = 4,157 \text{ mm}$$

Raggio di curvatura della parte "inferiore"

$$r_i = 5,626 \text{ mm}$$

Raggio di curvatura medio

$$r_m = 4,892 \text{ mm}$$

Rapporto tra il diametro del cerchio oscuratore medio $2 \cdot r_m$ e del diametro minimo D_m

$$\frac{2 \cdot r_m}{D_m} = 5,043$$

Sforzo reale agente sulla sezione [MPa]

$$225,6$$

ACCIAIO AISI 347

DIAMETRO MINIMO D_m 2,88 mm

RICOTTO A 750°C

DEFORMATO A FREDDO AL 10%

SFORZO APPLICATO 100 MPa

PROVINO 7 (APPENDICE)

Dati riassuntivi per il calcolo dello sforzo reale:

$\bar{\sigma}$ 100 MPa

r 18,569 mm

a 1,49 mm

**PUNTI RILEVATI SPERIMENTALMENTE
DALL'OSSERVAZIONE DELLA MACROGRAFIA**

Parte "superiore" (grafico di colore rosso)		Parte "inferiore" (grafico di colore nero)	
Asse x [mm]	Asse y [mm]	Asse x [mm]	Asse y [mm]
-2,48	1,51	-2,48	-1,55
-1,99	1,48	-1,99	-1,53
-1,49	1,46	-1,49	-1,50
-0,99	1,45	-0,99	-1,49
-0,50	1,44	-0,50	-1,48
0,00	1,43	0,00	-1,46
0,50	1,44	0,50	-1,49
0,99	1,45	0,99	-1,50
1,49	1,46	1,49	-1,51
1,99	1,48	1,99	-1,53
2,48	1,51	2,48	-1,54

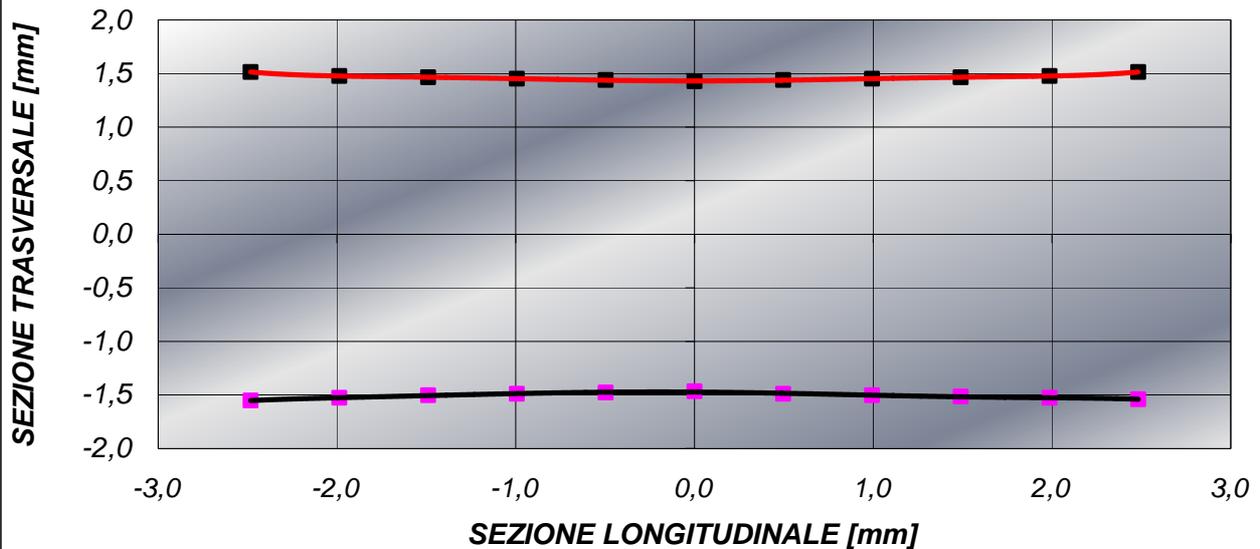
**PROFILO DI REGRESSIONE DI UN PROVINO DI ACCIAIO SOTTOPOSTO A
UNA PROVA DI TRAZIONE**

$$y = 0,0008x^6 - 4E-13x^5 - 0,0073x^4 - 2E-11x^3 + 0,0277x^2 + 3E-10x + 1,4313$$

$$R^2 = 0,9968$$

$$y = -0,0004x^6 - 0,0003x^5 + 0,0049x^4 + 0,0038x^3 - 0,0262x^2 - 0,011x - 1,4729$$

$$R^2 = 0,9808$$



Raggio di curvatura della parte "superiore"

$$r_s = 18,051 \text{ mm}$$

Raggio di curvatura della parte "inferiore"

$$r_i = 19,087 \text{ mm}$$

Raggio di curvatura medio

$$r_m = 18,569 \text{ mm}$$

Rapporto tra il diametro del cerchio oscursatore medio $2 \cdot r_m$ e del diametro minimo D_m

$$\frac{2 \cdot r_m}{D_m} = 12,896$$

Sforzo reale agente sulla sezione [MPa]

$$101,9$$

APPENDICE



PROVINO 1



PROVINO 2



PROVINO 3



PROVINO 4



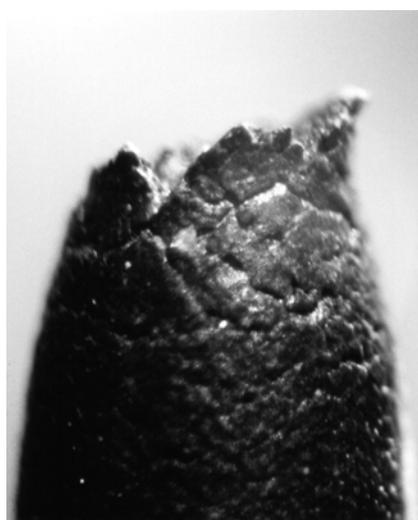
PROVINO 5



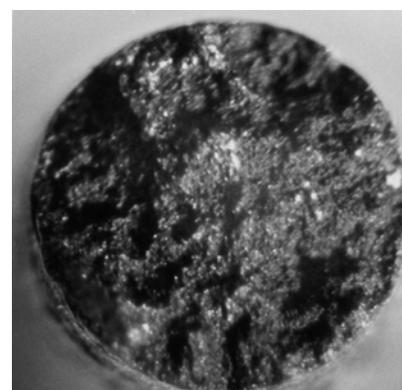
PROVINO 6



PROVINO 7



MACROGRAFIA 1



MACROGRAFIA 2

PROVINO 1	ACCIAIO AISI 347 TRATTAMENTO SUBITO: RICOTTURA A 750° C E DEFORMAZIONE A FREDDO DEL 10% SFORZO APPLICATO [MPa]: 160 DIAMETRO INIZIALE [mm]: 2,86 DIAMETRO FINALE (STRIZIONE) [mm]: 1,54
PROVINO 2	ACCIAIO AISI 347 TRATTAMENTO SUBITO: RICOTTURA A 750° C E DEFORMAZIONE A FREDDO DEL 10% SFORZO APPLICATO [MPa]: 190 DIAMETRO INIZIALE [mm]: 3,22 DIAMETRO FINALE (STRIZIONE) [mm]: 1,64
PROVINO 3	ACCIAIO AISI 347 TRATTAMENTO SUBITO: RICOTTURA A 750° C E DEFORMAZIONE A FREDDO DEL 10% SFORZO APPLICATO [MPa]: 70 DIAMETRO INIZIALE [mm]: 3,23 DIAMETRO FINALE (STRIZIONE) [mm]: 2,19
PROVINO 4	ACCIAIO AISI 347 TRATTAMENTO SUBITO: RICOTTURA A 750° C E DEFORMAZIONE A FREDDO DEL 10% SFORZO APPLICATO [MPa]: 215 DIAMETRO INIZIALE [mm]: 3,18 DIAMETRO FINALE (STRIZIONE) [mm]: 1,55
PROVINO 5	ACCIAIO AISI 347 TRATTAMENTO SUBITO: RICOTTURA A 750° C E DEFORMAZIONE A FREDDO DEL 10% SFORZO APPLICATO [MPa]: 215 DIAMETRO INIZIALE [mm]: 3,18 DIAMETRO FINALE (STRIZIONE) [mm]: 1,55
PROVINO 6	ACCIAIO AISI 347 TRATTAMENTO SUBITO: RICOTTURA A 750° C E DEFORMAZIONE A FREDDO DEL 10% SFORZO APPLICATO [MPa]: 130 DIAMETRO INIZIALE [mm]: 3,26 DIAMETRO FINALE (STRIZIONE) [mm]: 1,65
PROVINO 7	ACCIAIO AISI 347 TRATTAMENTO SUBITO: RICOTTURA A 750° C E DEFORMAZIONE A FREDDO DEL 10% SFORZO APPLICATO [MPa]: 100 DIAMETRO INIZIALE [mm]: 3,18 DIAMETRO FINALE (STRIZIONE) [mm]: 1,63
MACROGRAFIA 1	PARTICOLARE DEL PROVINO 6
MACROGRAFIA 2	ACCIAIO AISI 347 TRATTAMENTO SUBITO: RICOTTURA A 750° C E DEFORMAZIONE A FREDDO DEL 10% SFORZO APPLICATO [MPa]: 90

BIBLIOGRAFIA

Titolo: Manuale dei materiali per l'ingegneria
Autore: A.I.M.A.T
Anno: 1996
Casa editrice: McGraw Hill
ISBN: 8838632111
Pagine: 1088

Titolo: Scienza e tecnologia dei materiali
Autore: William F. Smith
Anno: 1995
Casa editrice: McGraw Hill
ISBN: 8838607095
Pagine: 736

Titolo: Resistenza dei materiali e meccanica delle strutture
Autore: Alberto Carpinteri
Anno: 1995
Casa editrice: Pitagora
ISBN: 883710717X
Pagine: 400

Titolo: Materiali metallici
Autore: Ivo Daddi
Anno: 1972
Casa editrice: Tamburini editore
ISBN: -
Pagine: 247