

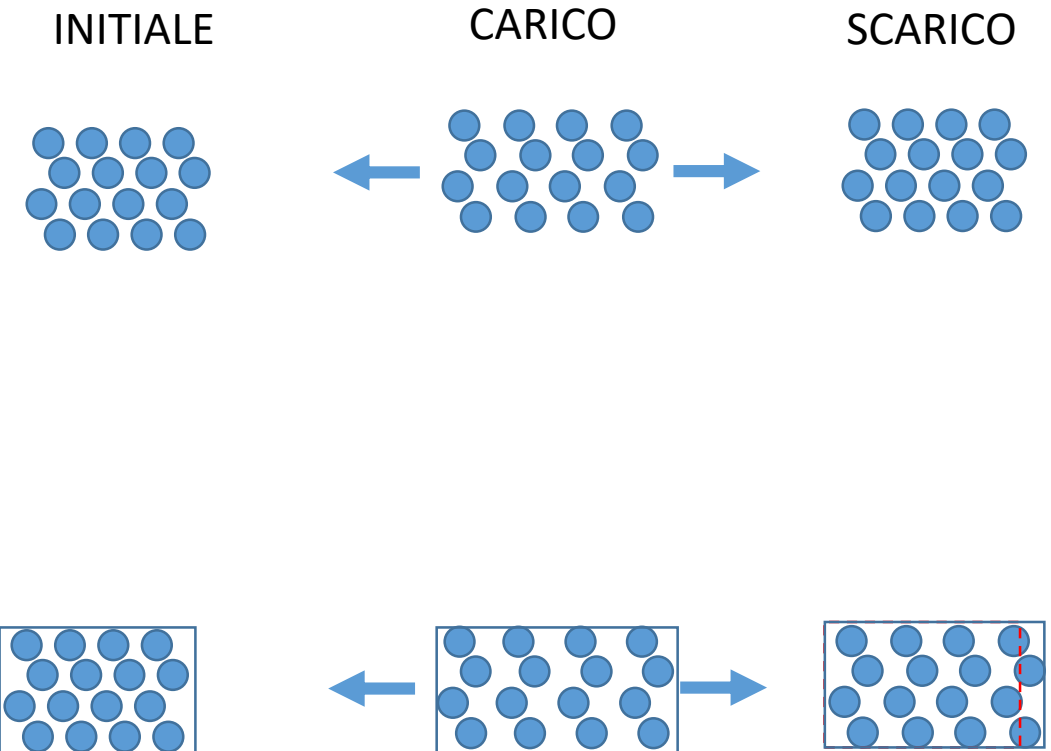


Dipartimento di Ingegneria  
Civile e Meccanica  
UNIVERSITÀ DI CASSINO E DEL LAZIO MERIDIONALE

# Deformazioni

Lecture 3 – Deformazioni: microstruttura e difetti

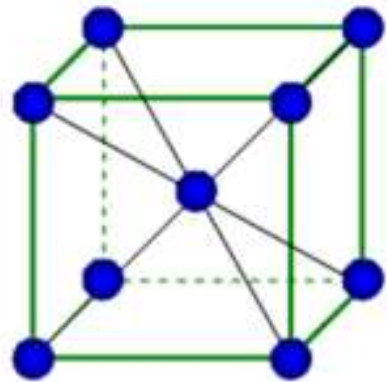
- Nei metalli nelle leghe riconosciamo I seguenti deformazioni
  - **Deformazioni elastiche.** Completamente reversibili, si generano non appena applichiamo la sollecitazione
  - **Deformazioni inelastiche.** Non reversibili. Non si recuperano con la rimozione delle sollecitazioni applicate



# DA COSA DIPENDE LA CAPACITÀ DI UN METALLO DI DEFORMARSI?

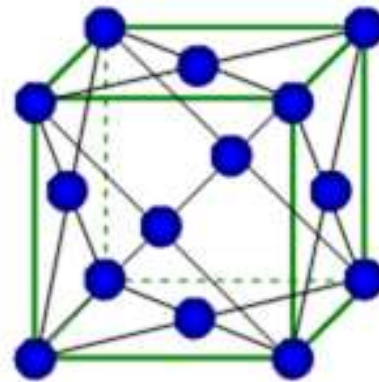
- Struttura atomica dei metalli

## Crystal lattice examples



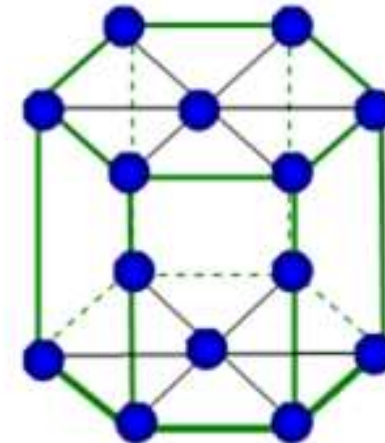
Cubic body centered (bcc)

Fe, V, Nb, Cr



Cubic face centered (fcc)

Al, Ni, Ag, Cu, Au



Hexagonal

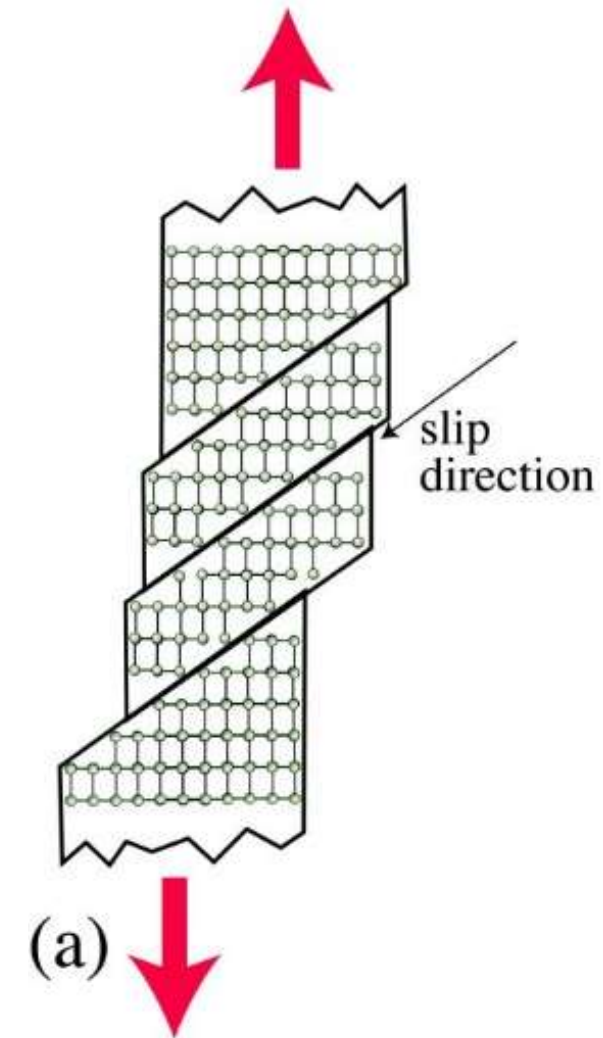
Ti, Zn, Mg, Cd

# DA COSA DIPENDE LA CAPACITÀ DI UN METALLO DI DEFORMARSI?

- Per un cristallo perfetto lo sforzo di taglio necessario per far scivolare un piano cristallino su un altro (deformazione) è dato da:

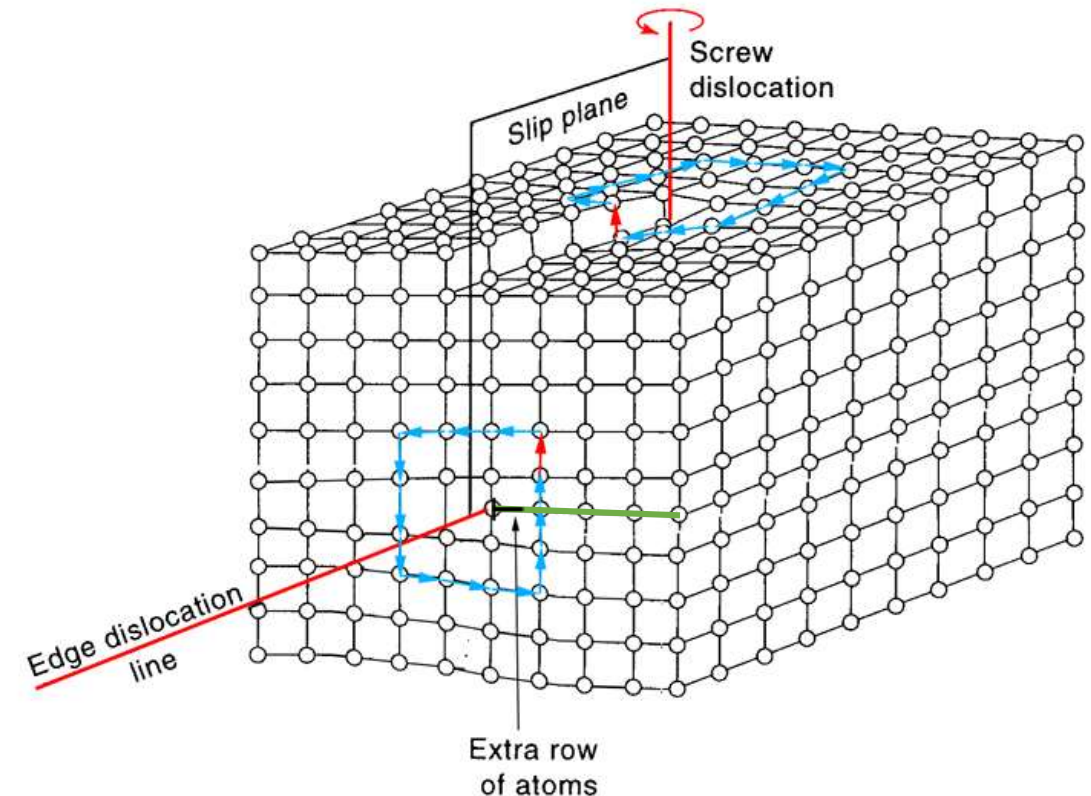
$$\tau = \frac{G}{2\pi}$$

- Nella realtà, i valori osservati sono di diversi ordini di grandezza inferiori!

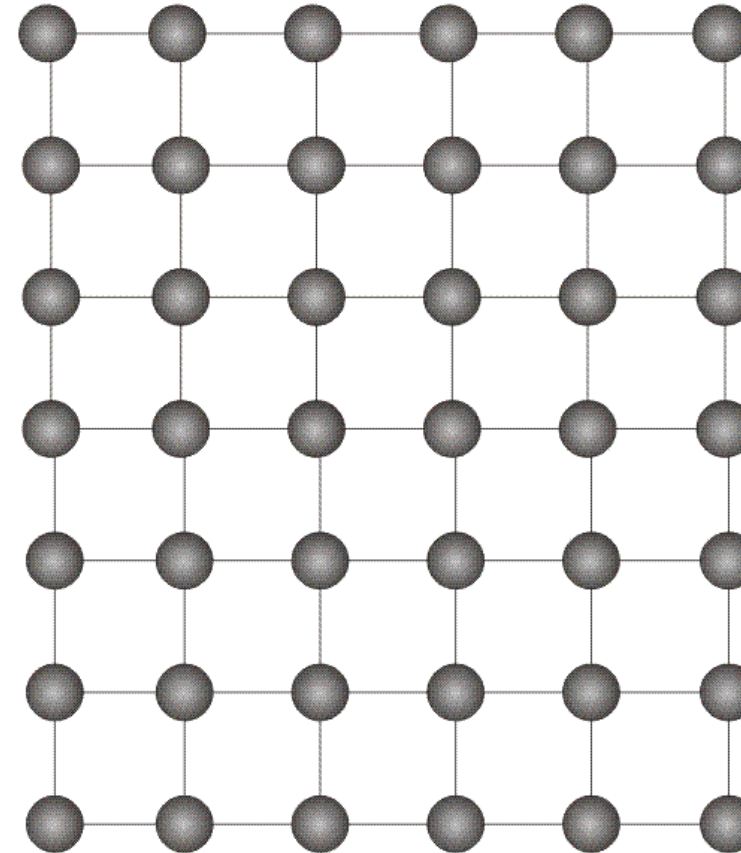


# DA COSA DIPENDE LA CAPACITÀ DI UN METALLO DI DEFORMARSI?

- Nel 1934 Orowan, Polanyi e Taylor, quasi contemporaneamente, capirono che la deformazione plastica poteva essere spiegata con la presenza di difetti di linea nel reticolo cristallino dette: dislocazioni
- La teoria delle dislocazioni fu proposta per primo da Vito Volterra nel 1907, anche se il termine «dislocazione» fu introdotto da Taylor nel 1934.



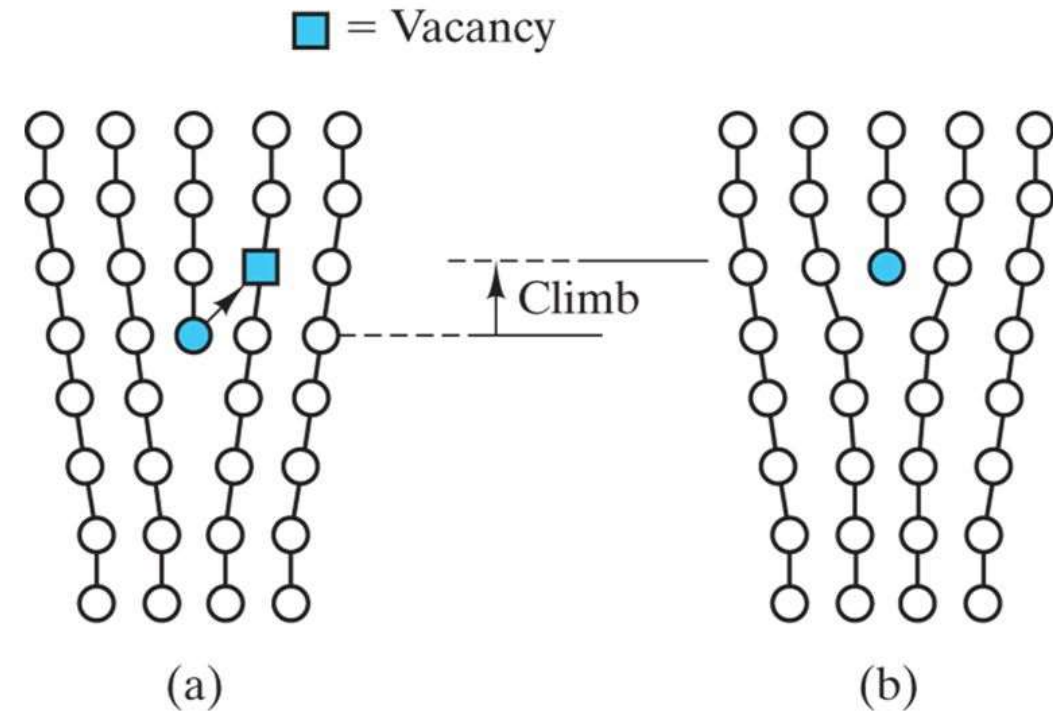
- Dislocation glide
- Dislocation climb
- Twinning



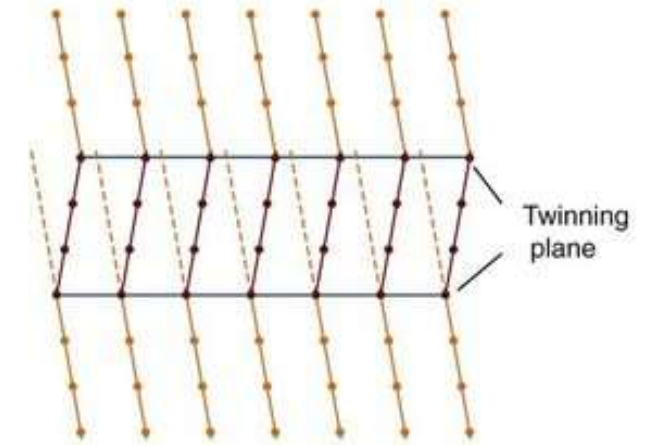
© D. M. Kochmann (2009)

- Dislocation glide
- Dislocation climb
- Twinning

**Figure 6.33** Mechanism of dislocation climb.  
Obviously, many adjacent atom movements are required to produce climb of an entire dislocation line.

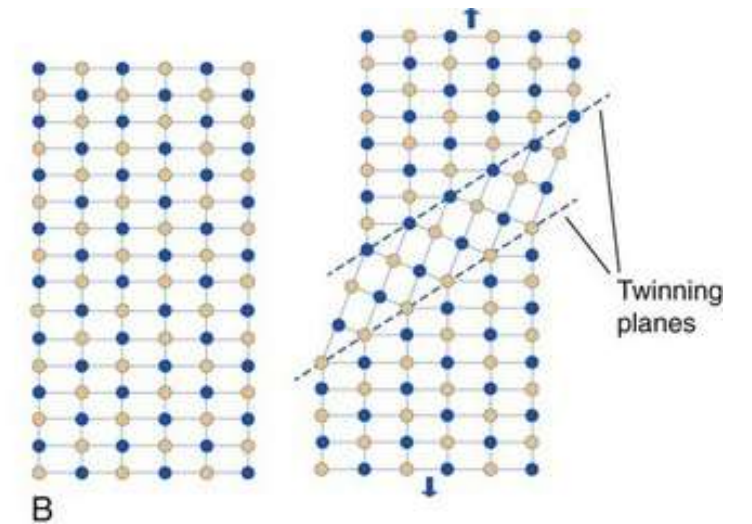


- Dislocation glide
- Dislocation climb
- Twinning: ciascun piano di scorrimento in un blocco si può spostare ad una distanza diversa, causando la metà del reticolo cristallino a diventare un'immagine speculare dell'altra metà.



A

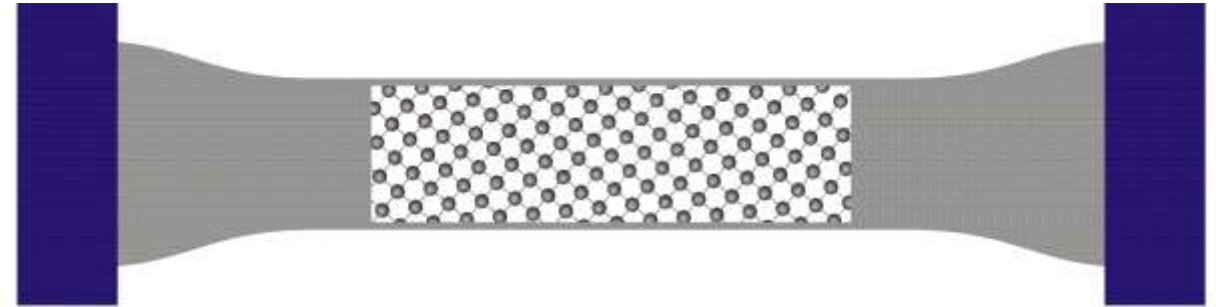
- Original atom position
- Atom position after twinning



B

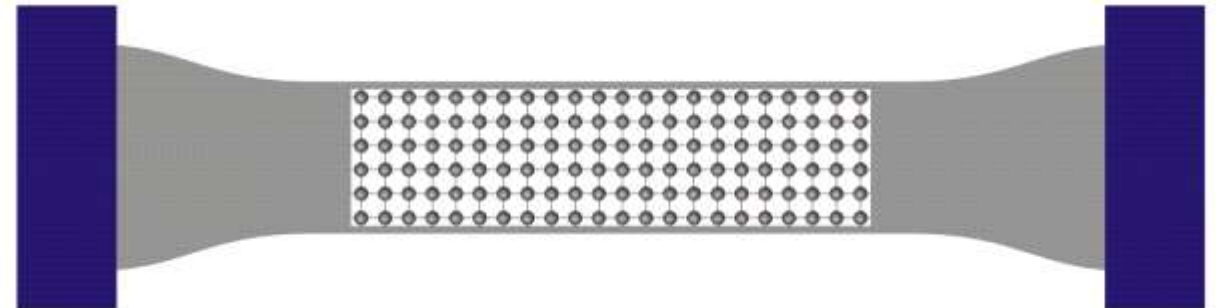


- Edge dislocation formano cosiddetti surface steps



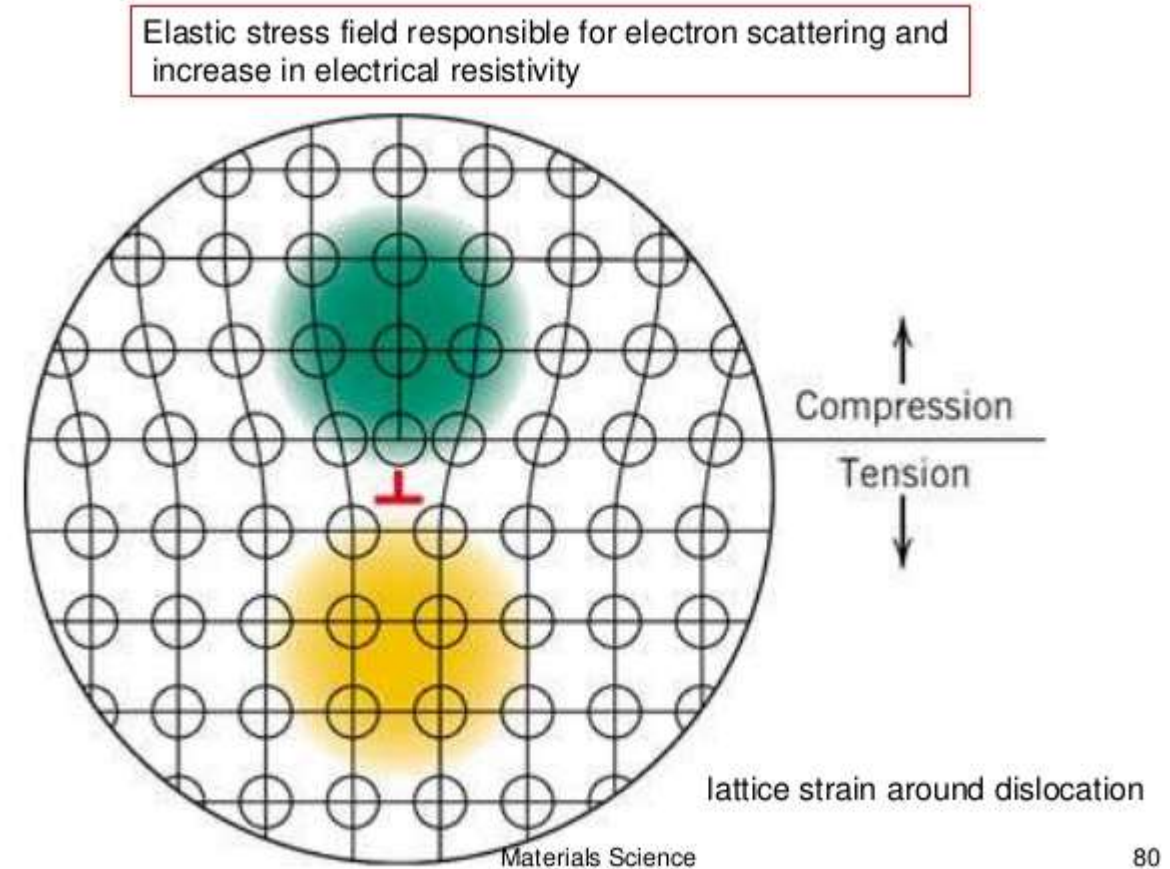
© D. M. Kochmann (2009)

- Deformazione uniassiale per twinning

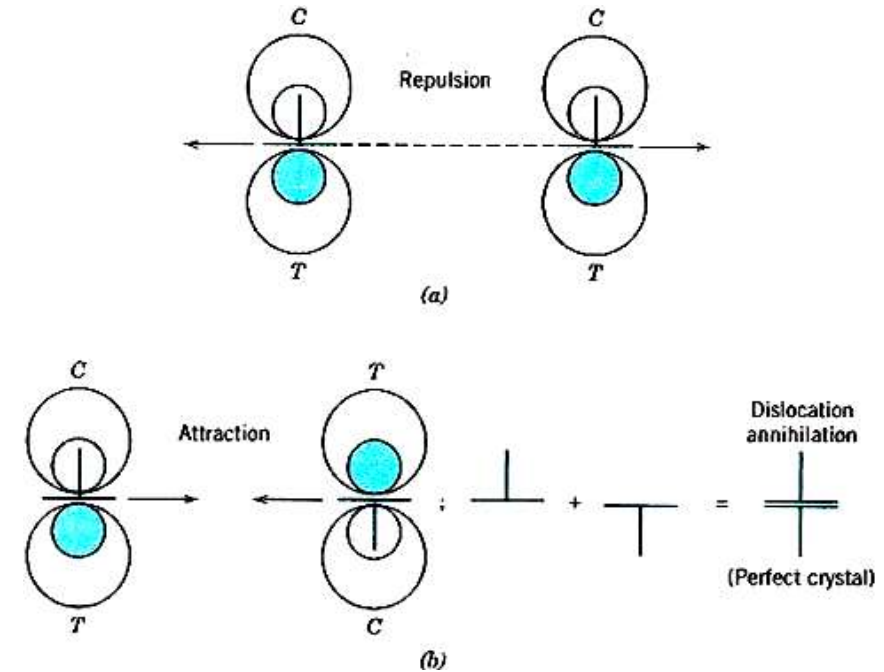


© D. M. Kochmann (2009)

- La regione deformata dalla dislocazione modifica la sua capacità di muoversi e di moltiplicarsi
- La maggior parte della energia interna di deformazione è associata alle dislocazioni

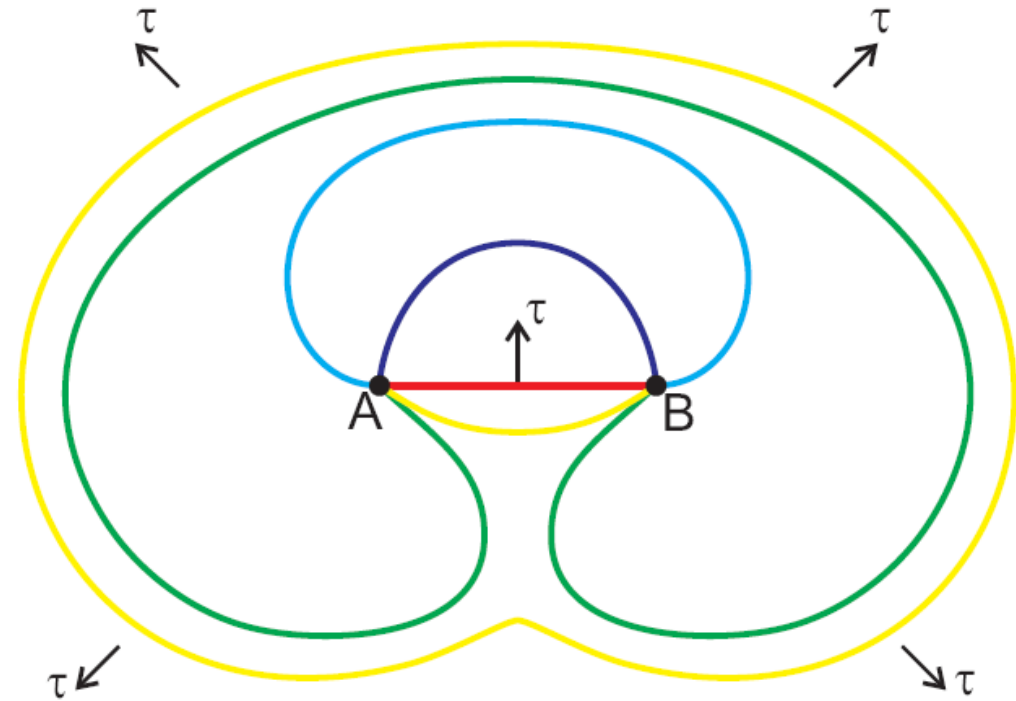


- Se hanno lo stesso segno e giacciono sullo stesso piano, cioè compressione e trazione sul medesimo lato del piano – l'interazione dei campi di deformazione è repulsivo e tende ad allontanare le dislocazioni
- Se il campo di deformazione in compressione e tensile sono opposti sullo stesso piano (segno opposto) le dislocazioni saranno attratte l'un l'altra e formeranno un piano completo (annihilation)

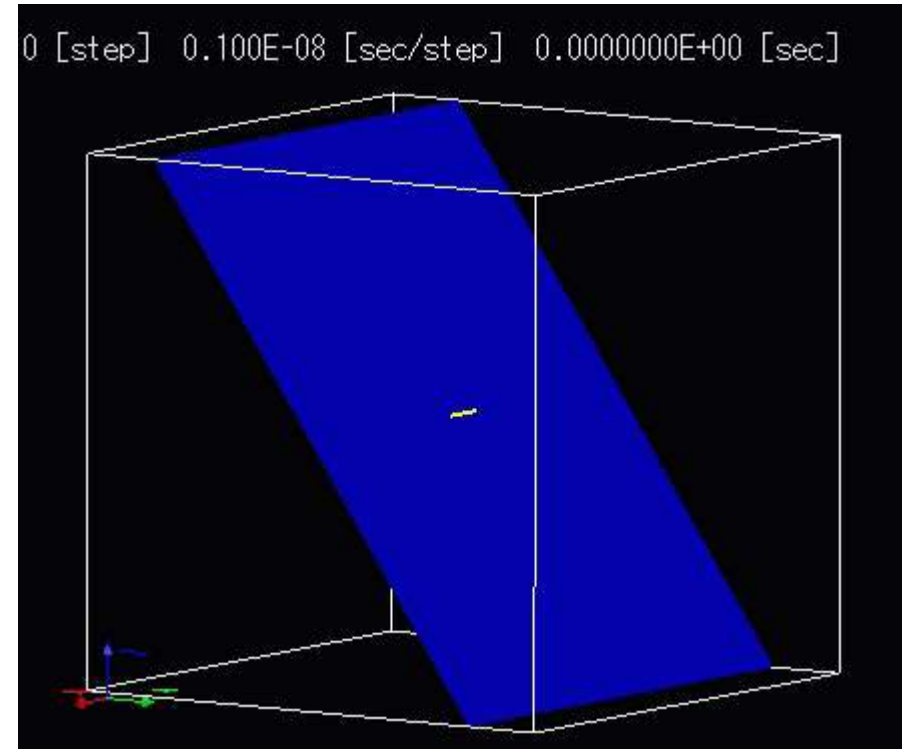


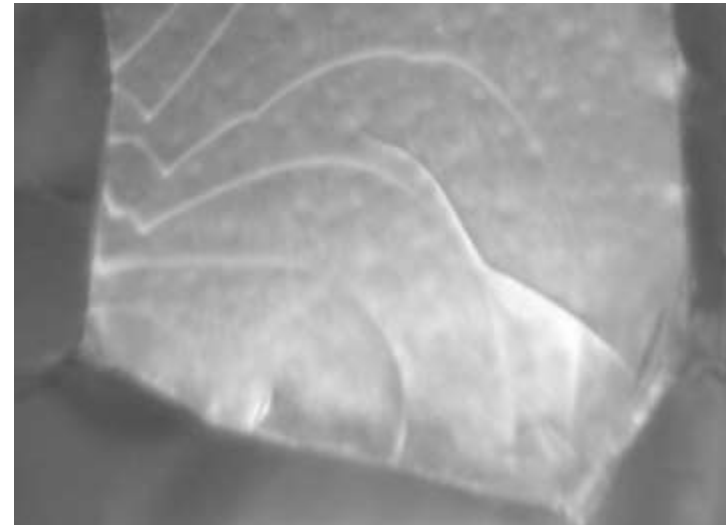
- Il meccanismo «Frank-Read source» spiega la generazione di dislocazioni multiple sui piani interessati dallo scorrimento dislocazionale
- Si considera una dislocazione retta bloccata in A e B
- Sotto l'azione delle forze di taglio la dislocazione si inflette quando

$$\tau = \frac{G}{2\pi}$$



- Una sorgente di Frank-Read è il meccanismo che spiega la generazione di dislocazioni multiple in piani di scorrimento (slip) del cristallo quando questo viene deformato.
- Per poter avvenire uno scorrimento in un cristallo deformato si devono generare delle dislocazioni. Questo implica che durante la deformazione, le dislocazioni sono principalmente generate su quel piano di scorrimento
- L'incrudimento aumenta il numero di dislocazioni secondo il meccanismo di Frank-Read.
- Un'elevata densità dislocazionale aumenta lo snervamento e provoca l'incrudimento del materiale



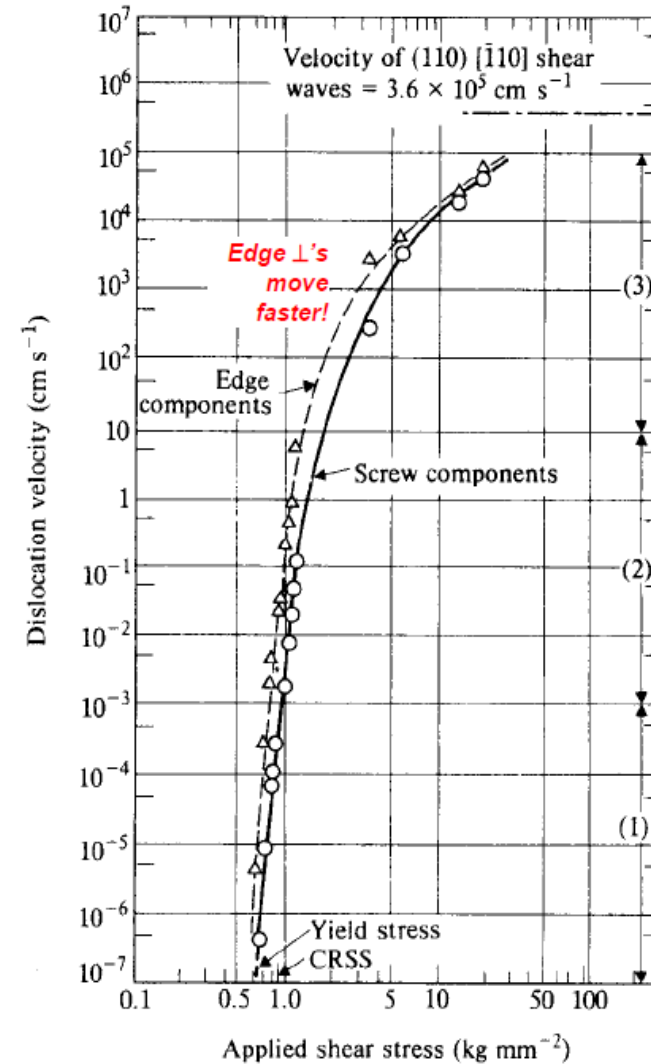


- Dalla teoria e dalle evidenze sperimentali sappiamo che la densità dislocazionale è funzione dello sforzo ma anche dalla deformazione plastica (equazione di Orowan):

$$\dot{\epsilon} = \rho b v$$

$$\rho = \alpha \left( \frac{\sigma}{b} \right)^2$$

$$\rho = \rho_0 + C \epsilon_p^n$$



Stress dependence of the velocity of edge and screw dislocations in LiF (after Johnston and Gilman, *J. Appl. Phys.* 30, 129, 1959). Scanned from E.W. Billington and A. Tate, *The Physics of Deformation and Flow*, McGraw-Hill, New York, 1981, pages 418 and 420.

# L'EQUAZIONE DI OROWAN

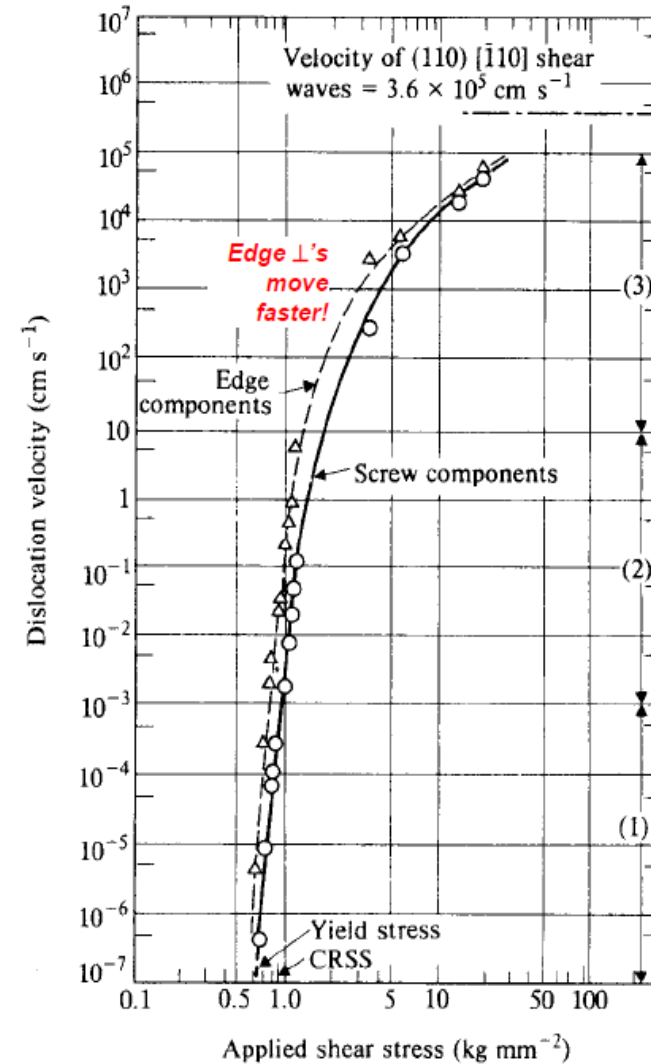
- Durante l'incrudimento, le dislocazioni continuano a muoversi. Questo provoca un «back stress» che riduce lo sforzo effettivo. Assumendo per semplicità un incrudimento lineare

$$v = A \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m$$

$$\sigma = \sigma_{app} - \theta \varepsilon$$

- Sostituendo nell'equazione di Orowan:

$$v = A \left( \frac{\sigma_{app} - \theta \varepsilon}{\sigma_0} \right)^m$$



Stress dependence of the velocity of edge and screw dislocations in LiF (after Johnston and Gilman, *J. Appl. Phys.* 30, 129, 1959). Scanned from E.W. Billington and A. Tate, *The Physics of Deformation and Flow*, McGraw-Hill, New York, 1981, pages 418 and 420.



$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_{el} + \dot{\varepsilon}_p = \frac{\dot{\sigma}}{E} + A'[\rho_0 + C\varepsilon_p^n] \left( \frac{\sigma_{app} - \theta\varepsilon}{\sigma_0} \right)^m b$$

Per il solo incrudimento:

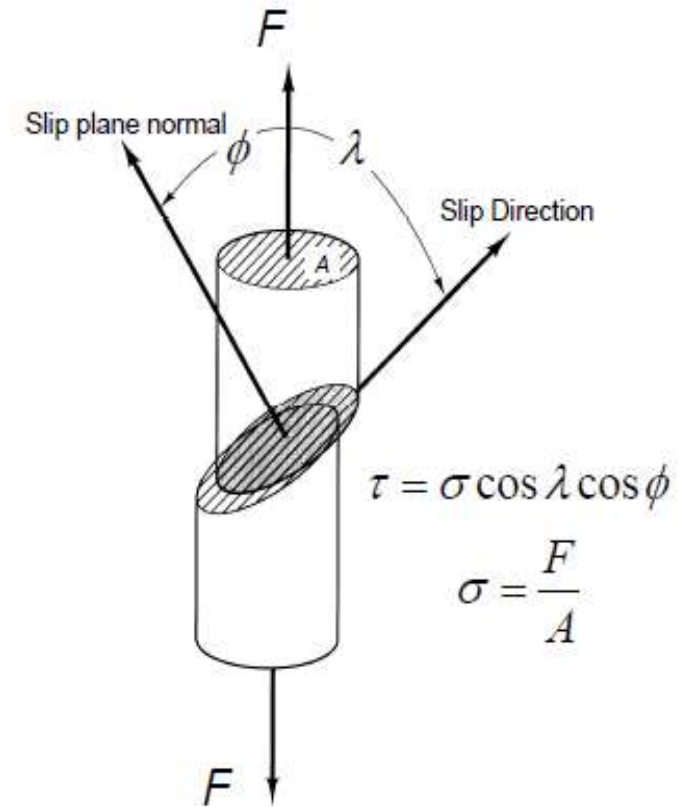
$$\sigma_{app} = \theta\varepsilon + \sigma_0 \left[ \frac{\dot{\varepsilon}}{A'(\rho_0 + C\varepsilon_p^n)b} \right]^{1/m}$$

Allo snervamento:

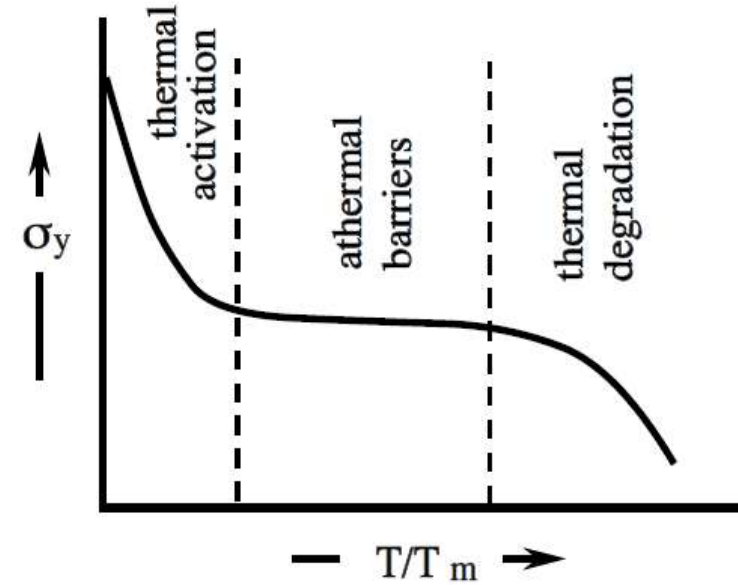
$$\sigma_Y = \sigma_0 \left[ \frac{\dot{\varepsilon}}{A'(\rho_0)b} \right]^{1/m}$$

Questo spiega: l'aumento dello snervamento con la velocità di deformazione

- La deformazione plastica per scorrimento avviene su piani cristallini preferenziali
- La numerosità dei piani è diversa per i diversi reticoli:
  - FCC 12 piani di scorrimento indipendenti
  - BCC 5 piani di scorrimento indipendenti



- Alta temperatura facilita il climbing
- A bassa temperatura, la capacità di scorrimento si riduce particolarmente nei BCC



Typical variation of yield strength with homologous temperature.

- La capacità di un metallo di deformarsi va ricercata nella presenza di difetti (dislocazioni)
- Il moto delle dislocazioni è alla base dell'occorrenza di deformazioni plastiche
- Le dislocazioni si muovono anche sotto bassi sforzi (globalmente elastici) – Peierls stress
- Dalla legge di Orowan è possibile prevedere la legge di flusso plastico e l'effetto della velocità di deformazione sullo snervamento.

Table 1

Estimated  $\tau_p$  by direct extrapolation procedure and  $\tau_p/G$  value, where  $G$  is the shear modulus for the respective slip system; for the top ten soft crystals only the upper limit is given;  $E_{kp}$  values are calculated using Eq. (4).

crystal	structure	slip system	$\tau_p$ (MPa)	Ref.	$E_{kp}$ (eV)	$G$ (GPa)	$\tau_p/G$ ( $10^{-3}$ )	$h/b$	$h/\delta$
Cu	fcc	(110){111}	<0.28	[25]		40.8	<0.007	1.41	0.943
Ag	fcc	(110){111}	<9	[26]		25.4	<0.035	1.41	0.943
Au	fcc	(110){111}	<0.9	[27]		23.8	<0.038	1.41	0.943
Al	fcc	(110){111}	<1.4	[28]		24.8	<0.056	1.41	0.943
Mg	hcp	(1210){0001}	<0.9	[29]		16.4	<0.055	1.35	0.902
Cd	hcp	(1210){0001}	<0.8	[30]		19.6	<0.041	1.63	1.089
Zn	hcp	(1210){0001}	<1.0	[31]		39.6	<0.027	1.61	1.073
CsI	CsCl	(100){011}	<0.35	[32]		8.95	<0.039	1.41	0.866
CsBr	CsCl	(100){011}	<0.17	[33]		11.15	<0.015	1.41	0.866
PbS	NaCl	(100){011}	<2	[34]		55	<0.045	1.41	0.866
Fe	bcc	(111){011}	390	[35]	0.79	71.0	5.2	0.816	0.866
Nb	bcc	(111){110}	415	[2]	0.57	47.6	8.2	0.816	0.866
Mo	bcc	(111){110}	730	[36]	1.16	134.0	5.4	0.816	0.866
Ta	bcc	(111){110}	340	[37,38]	1.06	62.8	5.2	0.816	0.866
W	bcc	(111){110}	960	[39]	1.75	159.8	5.9	0.816	0.866
K	bcc	(111){110}	2.25	[40,41]	0.061	0.90	1.85	0.816	0.866
LiF	NaCl	(110){110}	13.6	[42]	0.058	41.0	0.33	0.500	0.500
NaF	NaCl	(110){110}	10.7	[42]	0.99	42.8	0.26	0.500	0.500
NaCl	NaCl	(110){110}	9.5	[42]	0.12	23.1	0.41	0.500	0.500
NaBr	NaCl	(110){110}	9.6	[42]	0.12	19.1	0.50	0.500	0.500
KCl	NaCl	(110){110}	29.8	[42]	0.24	21.5	1.39	0.500	0.500
KBr	NaCl	(110){110}	29.4	[42]	0.24	18.2	1.62	0.500	0.500
KI	NaCl	(110){110}	22.0	[42]	0.24	15.8	1.39	0.500	0.500
MgO	NaCl	(110){110}	35	[42]	0.28	106.3	0.33	0.500	0.500
CaO	NaCl	(110){110}	29	[42]	0.29	89.6	0.32	0.500	0.500
CoO	NaCl	(110){110}	79	[43]	0.25	56.0	1.41	0.500	0.500
AgCl	NaCl	(110){111}	45	[44]		(14.57)	3.1	0.71	0.471
GaAs	Zincblende	(110){111}	3000	[45]		41.5	72	0.612	0.707
InP	Zincblende	(110){111}	1600	[45]		30.2	53	0.612	0.707
InSb	Zincblende	(110){111}	1300	[45]		20.2	65	0.612	0.707
GaAs	Zincblende	(110){111}	4000	[45]		49.7	80	0.612	0.707



- Brnic, Josip. Analysis of Engineering Structures and Material Behavior. John Wiley & Sons, 2018.