

# F1

## DISLOKATIONER

### MÅL:

Denna laboration avser att ge förståelse för vad som händer i en kristall vid plastisk deformation.

### FÖRBEREDELSE:

Du skall känna till de enklare kristallstrukturerna, dvs de som har kubisk enhetscell och förstå innebörden av Millerindex. Du skall kunna redogöra för begreppen kantdislokation, skruvdislokation, glidplan samt glidriktning. Dessa moment avhandlas utförligare i din lärobok.

---

Namn.....	Kurs.....
Utförd den.....	Handledare.....
Godkänd den.....	av.....



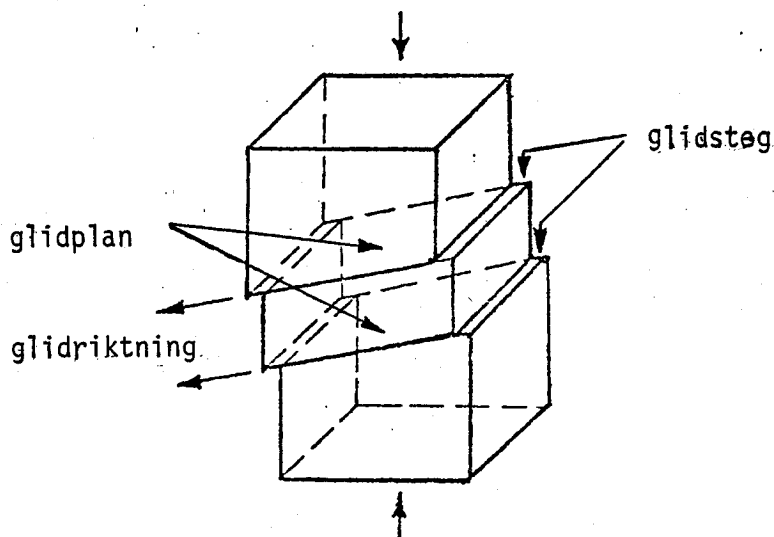
Teori:

1. Plastisk deformation

De flesta fasta ämnen, t ex metaller, är kristallina. Ett kristallint ämne är uppbyggt av atomer, ordnade i regelbundna tredimensionella gitter, vilka kan ha olika utseende: kubiskt, kubiskt ytcentrerat, hexagonalt osv.

När kristaller utsättes för måttliga spänningar undergår de elastiska förändringar, dvs kristallen återtar sitt ursprungliga utseende då belastningen avlägsnas. Vid högre spänningar blir förändringarna plastiska, dvs deformationen kvarstår även efter det att belastningen borttagits. (Somliga ämnen är mycket litet plastiska; de spricker redan vid ringa belastning.)

Det viktigaste sättet på vilket kristaller deformeras plastiskt är genom glidning - en del av kristallen förskjuts i förhållande till en annan. Se figur 1. Glidningen försiggår i ett bestämt gitterplan, glidplanet, och i en bestämd riktning, glidriktningen. Kombinationen av ett glidplan och en glidriktning bildar ett glidsystem. De delar av kristallen där ett antal närliggande parallella glidplan uppstår kallas glidband.

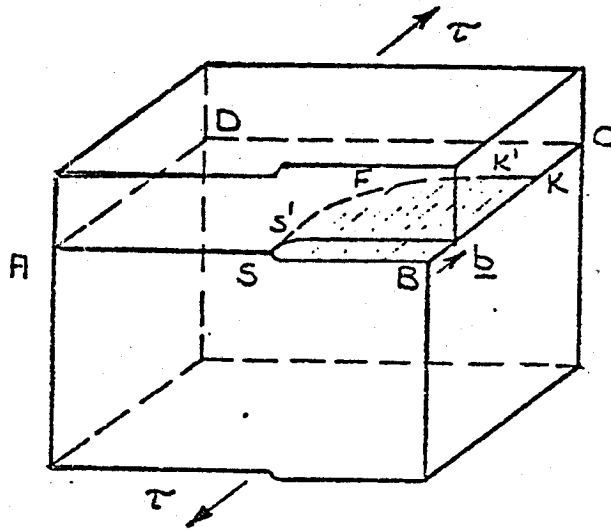


Figur 1. Glidning i en kristall.

## 2. Hur sker glidningen?

En glidning innebär förflyttning av ett speciellt slag av oregelbundenheter i gittret, vilka kallas för dislokationer.

En dislokation beskrives enklast genom en undersökning hur en glidning utvecklas. Den uppstår inte genast tvärs igenom hela kristallen, utan processen börjar över en liten yta på glidplanet och breder sedan ut sig över en allt större del av detta. Se figur 2.



Figur 2. Glidning i en kristall. Här har övre delen av kristallen, under inverkan av spänningen  $\tau$ , glidit över den undre arean SBKF av glidplanet ABCD.

Definition: Den linje som i ett visst ögonblick bildar gräns mellan det område som har glidit och det som ej deltagit i processen kallas dislokationslinje. I figur 2 utgör alltså SFK dislokationslinjen.

Riktning och storlek av glidningen markeras med vektorn  $\underline{b}$ , som kallas Burgers vektor. Efter glidning återfår kristallen sin tidigare struktur, dvs  $\underline{b}$  är en gittervektor.

Som vi snart ska se, befinner sig atomerna i området runt en dislokation inte i sina jämviktslägen, dvs dislokationen har en viss elastisk energi. Denna energi är proportionell mot  $\underline{b}^2$ , vilket innebär att glidningar företrädesvis bör uppstå i de gitterplan där  $\underline{b}$  är så liten som möjligt, dvs där avståndet mellan närbelägna lika atomer är minimalt.

### 3. Kant- och skruvdislokationer

Som framgår av figur 2 kan vinkeln mellan dislokationslinjen och Burgers vektor variera mellan  $0^{\circ}$  och  $90^{\circ}$ . Det finns två extremfall:

kantdislokation - linjen vinkelrätt mot  $\underline{b}$ ,

skruvdislokation - linjen parallell med  $\underline{b}$ .

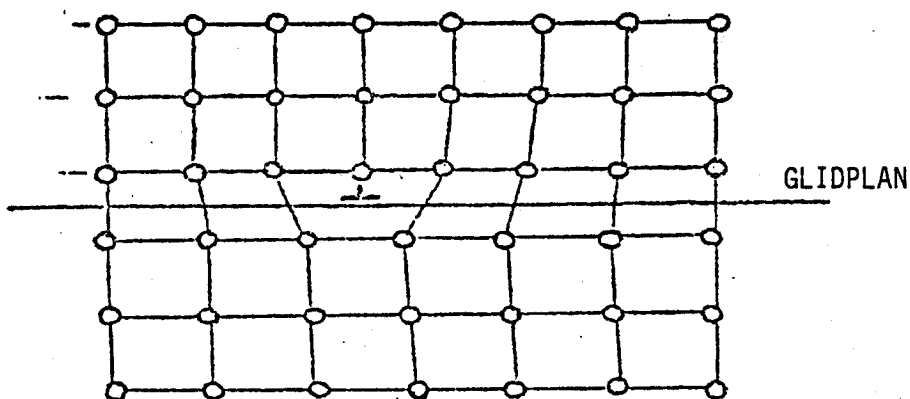
För dislokationen i figur 2 är  $KK'$  av kanttyp och  $SS'$  av skruvtyp. Mellan  $S'$  och  $K'$  är dislokationen av blandad typ och kan betraktas som en kombination av de två extremfallen.

Vid fortsatt belastning av kristallen kommer ytan SBKF att öka i omfång, dvs dislokationen vandrar. När K och C sammanfaller, har den kantdislokation som ursprungligen uppstod i SB vandrat tvärs igenom kristallen.

En dislokation rör sig vinkelrätt mot sin linje, dvs kantdislokationer rör sig parallellt med  $\underline{b}$  och skruvdislokationer vinkelrätt mot  $\underline{b}$ .

Figur 3 är en uppförstoring av området kring K (i figur 2), betraktat i riktningen  $KK'$ . Kantdislokationen markerar kanten av ett inskjutet extra "halvt" atomplan som slutar vid glidplanet.

En kantdislokation benämnes positiv resp negativ beroende på om det extra halvplanet befinner sig ovanför eller under glidplanet. De betecknas  $\perp$  resp  $\top$ , där det horisontella strecket markerar glidplanet och det vertikala det ofullständiga atomplanet. Vid belastning rör sig positiva och negativa kantdislokationer åt motsatta håll.

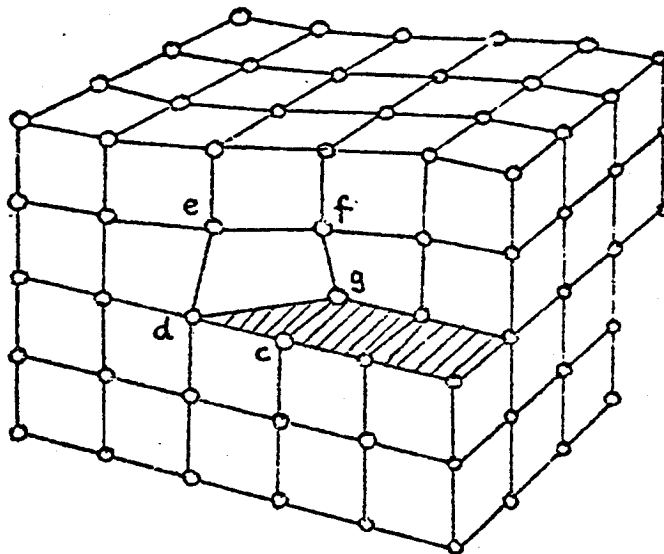


Figur 3. Kantdislokation

Figur 4 är en uppförstoring av området kring S (i figur 2). En glidning har ägt rum över det streckade området. Till höger i figuren sträcker sig glidningen över en enhet i kristallgittret medan den i gränsskiktet minskas och går mot noll. Gränsen bildar en skruvdislokation - namnet kommer sig av att de atomer som har förskjutits ur sina jämviktslägen, c, d, e, f, g, följer en spiral (skruv) in i kristallen.

Skruvdislokationer indelas i höger- och vänsterskruvar. Dislokationen i figur 4 är en högerskruv. Vid belastning rör sig höger- och vänsterskruvar åt motsatta håll.

Om en högerskruv och en vänsterskruv sammanfaller, tar de ut varandra, annihileras. Detsamma händer, då en positiv och en negativ kantdislokation möts. Annihilering sker företrädesvis vid höga temperaturer, då dislokationernas rörlighet ökar, och därmed sannolikheten att två dislokationer med motsatta Burgers vektorer sammanträffar.



Figur 4. Skruvdislokation.

#### 4. Hur kan man se dislokationer?

Kristalltillväxt: Ett av de tidigaste tecken på att teorin om dislokationer var riktig var iakttagelsen att kristaller under vissa förhållanden växte i form av ett spiralmönster (se Kittel, figur 20 och 21 på sid 585 resp 586). Detta förklarades med att tillväxten skedde kring en skruvdislokation som skar kristallytan.

Etsning: Då man placerar en kristall i en vätska, vari den är något löslig, kommer upplösningen av kristallen att ske snabbast i närheten av dislokationer, och vi får etsmärken, till storlek och utseende typiska för den kristall och den etsvätska som användes. Ett etsmärke markerar alltså skärningspunkten mellan en dislokation och kristallytan.

Elektronmikroskopi: Om högenergetiska elektroner får tränga igenom en kristall, kommer elektronerna att spridas på ett annat sätt i närheten av en dislokation än i perfekta delar av kristallen. På grund av detta kan man få en bild av dislokationen, om elektronerna får träffa en fotografisk plåt sedan de passerat kristallen. (Se vidare laborationen om elektronmikroskopi.) Med denna metod kan man studera hela dislokationslinjen och inte bara skärningspunkten med ytan. Elektronmikroskopet är det främsta hjälpmedlet vid studium av dislokationer.

Röntgentopografi: Här utnyttjar man röntgendiffraktion istället för elektron-diffraktion. Våglängden för röntgenstrålning är  $\approx 1 \text{ \AA}$  medan den för elektroner i ett elektronmikroskop är  $\approx 0,04 \text{ \AA}$ . Dessutom är ju röntgenkvanta oladdade till skillnad från elektroner, vilket ger skillnader i växelverkan med kristaller. Röntgenstrålning kan tränga igenom tjockare kristaller och är dessutom helt oförstörande. Däremot är upplösningen sämre, så i praktiken kan endast nästan helt perfekta kristaller undersökas. Metoden har framför allt använts på halvledare såsom Ge och Si.

Fältjonmikroskopi: I det s k fältjonmikroskopet kan enskilda atomer avbildas, vilket genast avslöjar en dislokation, där atomerna ju är förskjutna ur sina jämviktslägen. Stora krav ställes dock på kristallens form och bara vissa metaller kan studeras.

## 5. Experiment: Dislokationer i LiF

Vi ska nu med hjälp av etsningsmetoden studera dislokationer i en speciell kristall, nämligen LiF. Detta material har visat sig mycket lämpligt för studium av plastisk deformation av flera anledningar, bl a därför att man kan tillverka kristaller som från början innehåller mycket få dislokationer.

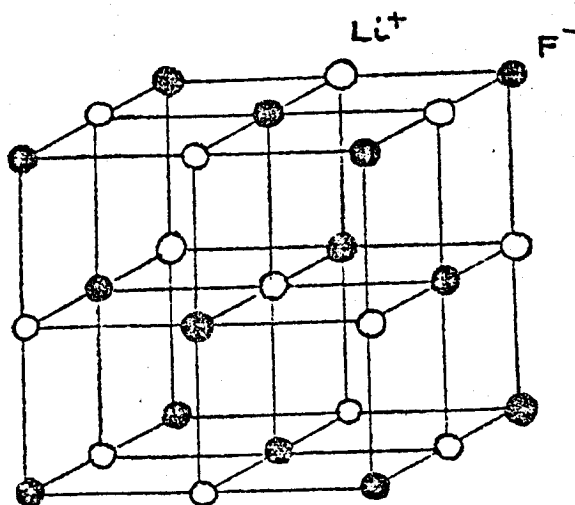
De LiF-kristaller vi använder är framställda genom klyvning av en stor enkristall. Alla kristallytorna är  $\{100\}$  -plan. LiF har samma kristallstruktur som NaCl. Se figur 5.

LiF-kristallerna måste behandlas ytterst varsamt. Man förflyttar dem medelst pincett, varvid man alltid bör fatta dem nära ändarna; dessutom får man ej låta dem glida över hårda ytor - allt för att undvika att oönskade dislokationer uppstår på de ytor man ska betrakta.

Etsning: LiF-kristallerna etsas i 20 % (volym-%) väteperoxid ( $H_2O_2$ ) under 20 minuter, varefter de sköljes i etanol och därefter i eter. Om kristallerna därefter ej torkar i luften efter några sekunder bör man upprepa sköljningen. Alla vätskorna - speciellt sköljvätskorna - måste bytas efter några få kristaller.

Etsmärkena som härrör från nya dislokationer är fördjupningar, som har formen av en fyrkantspyramid med basytan i  $\{100\}$ -planet. (Se figur 6a.) Etsmärkena från gamla dislokationer, speciellt sådana som blivit utsatta för värme, är suddiga i konturerna och relativt svåra att upptäcka (se figur 6c). Dyliga märken uppstår som en allmän bakgrund på våra etsade kristaller, orsakade av att LiF ej är absolut fri från störämnen.

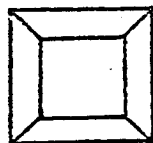
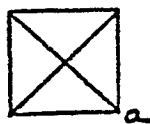
Dislokationernas rörelser kan man studera genom dubbeletsningstekniken. En dislokation, som man genom etsning lokaliserat, förflyttas genom att man utsätter kristallen för tryckspänning. Vid en ny etsning får man ett nytt etsmärke, där dislokationen nu befinner sig, medan det gamla märket växer till ytan men ej till djupet. (Se figur 6b.)



Figur 5. Kristallstrukturen hos LiF.



Sett  
uppifrån



Snitt genom  
etsmärkena.



Figur 6. Etsmärken i LiF.

Etsmärkena studeras i ett mikroskop med sned belysning och fotografier tages med en polaroidkamera.

LAB DISLOKATIONER Arbetsblad

- Syfte: a) Bestämma glidsystemet i LiF  
b) Studera dislokationsrörelse

Utförande:

1. Betrakta den ena LiF-kristallen, nr I.
2. Gör en antal små nålstick, med varierande tryck, på en av de stora ytorna. Tryck lätt - annars kan sprickor uppkomma. Etsa kristallen i 20 %  $H_2O_2$  i 20 min (glöm ej tiden). Skölj.

Under tiden:

3. Titta på den andra kristallen, nr II, i mikroskopet. Vad ser vi? Hur har de krokiga linjerna uppkommit?
4. Montera kristallen i städet "på högkant". Se till att den står så lodrätt som möjligt (annars risk för sprickor). Tryck på kristallen genom att vrida om skruven högst  $90^\circ$  efter det att kristallen satts fast i städet.
5. Studera kristallen i mikroskopet igen. Vad ser vi? Hur har det uppkommit? Vad kan man av detta försök dra för slutsats om Burgers vektor? Tag ett foto!
6. Etsa kristallen i 20 %  $H_2O_2$  i 20 min. Skölj.
7. Tag fram den första kristallen igen. Titta på de etsade nålsticken i mikroskop. Fotografera ett som uppvisar tydliga rosettmönster.
8. Montera kristallen (nr I) i städet. Tryck svagt, dvs ungefär hälften så hårt som tidigare. Meningen är att förflytta dislokationerna för att studera deras rörelse med hjälp av dubbeletsningsmetoden. Etsa på nytt.
9. Betrakta den andra kristallen (nr II) i mikroskopet. Vilka dislokationstyper har givit upphov till de olika linjerna? Vilka är glidplanen och glidriktningen? Räcker enbart denna punkt till för att bestämma glidsystemet eller måste även punkt 5 utnyttjas?
10. Fotografera två angränsande sidor och sammanfoga dem vid kanten. Hur ändras linjerna när man går från den ena sidoytan till den andra? Varför?
11. Titta på den dubbeletsade kristallen. Fotografera ett nålstick. Hur har mönstret ändrat sig? Vilka armar har vuxit? Varför?
12. Etsmärkena på de sneda linjerna är helt symmetriska, medan märkena på de ev. raka linjerna har "pyramidens topp" förskjuten ur mittläget. Förklara detta.

## Litteraturlista.

### Introduktion.

- 1) Cottrell, A.H., Dislocations and Plastic Flow in Crystals.  
London: Oxford University Press, 1953.
- 2) Hull, D., Introduction to Dislocations. London: Pergamon Press, 1975.
- 3) Kittel, C., Introduction to Solid State Physics.  
New York: John Wiley & Sons, Inc, 1976.
- 4) Myers, H.P., Introductory Solid State Physics.  
Göteborg: CTH, Inst. för fysik, 1980.
- 5) Read, W.T., Dislocations in Crystals. New York: Mc Graw-Hill, 1953.
- 6) Smallman, R.E., Modern Physical Metallurgy. London: Butterworths, 1970.
- 7) Weertman, J. and Weertman, J., Elementary Dislocation Theory.  
London: Macmillan, 1964.

### Utförligare behandling.

- Cahn, R.W., Physical Metallurgy. Amsterdam: North Holland, 1970.
- Friedel, J., Dislocations. Oxford: Pergamon Press, 1964.
- Hirth, J.P. and Lothe, J., Theory of Dislocations. New York: Mc Graw-Hill, 1968.
- Nabarro, F.R.N., Theory of Crystal Dislocations.  
London: Oxford University Press, 1967.

### Metoder att studera dislokationer.

- Amelinckx, S., The Direct Observation of Dislocations.  
Solid state Physics, supplement 6. Ed. by Seitz, F. and Turnbull, D.  
New York: Academic Press, 1964.
- Gilman, J.J, and Johnston, W.G., Dislocations in Lithium Fluoride.  
In Solid State Physics, Vol. 13. Ed. by Seitz, F. and Turnbull, D. New York:  
Academic Press, 1962.
- Hirsch, P.B., Howie, A., Nicholson, R.B., Pashley, D.W., and  
Whelan, M.J., Electron Microscopy of Thin Crystals.  
London: Butterworths, 1965.

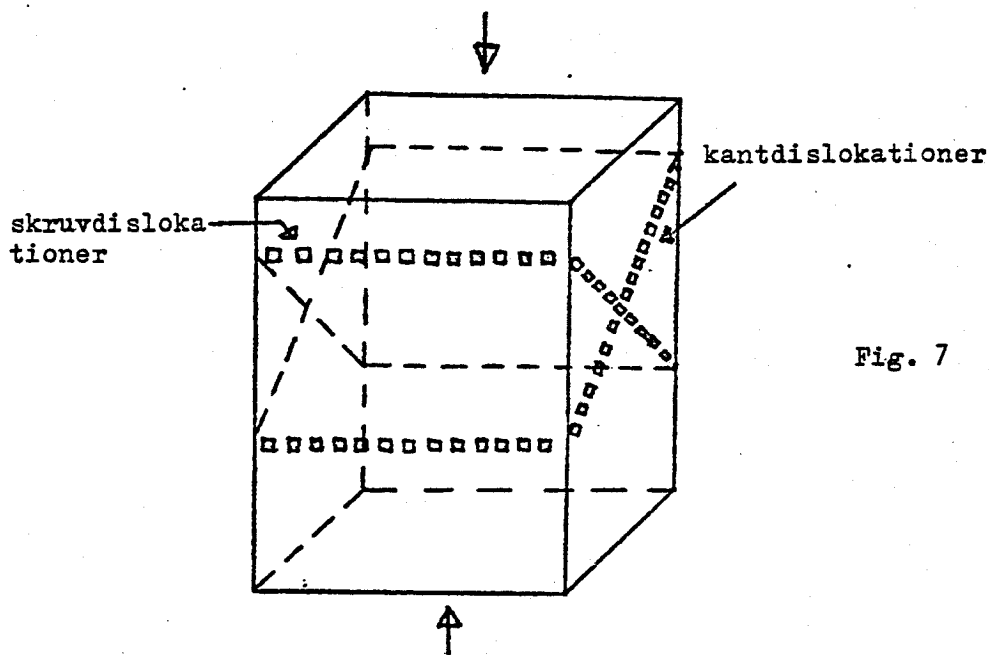


Fig. 7

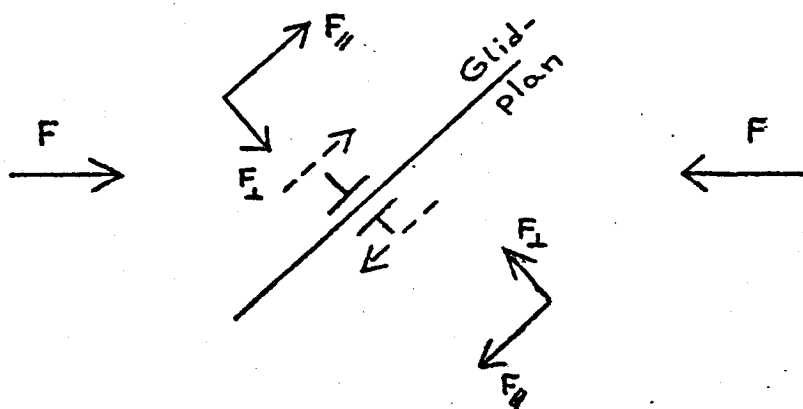


Fig. 8

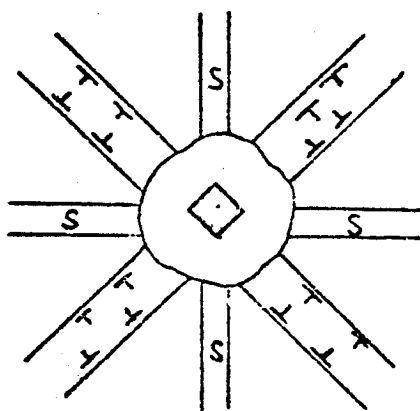


Fig. 9