

## **6      GENERELLE FREMGANGSMÅTER TIL Å STYRKE METALLENE** (Strengthening mechanisms metallic material)

Materialstyrke er vanligvis knyttet til kriterier for begynnende og i makroskopisk målestokk målbar plastisk deformasjon. Dette gjelder for eksempel flytegrensen og hardheten. Plastisk deformasjon er betinget av at glidning kan finne sted mellom atomplanene. Denne prosessen er igjen avhengig av hvor lett dislokasjoner kan bevege seg i strukturen. Hvis vi derfor kan begrense antallet dislokasjoner i et materiale eller hindre deres bevegelse, har vi også øket materialets styrke.

I praksis har det ikke vist seg mulig å redusere antallet av dislokasjoner, verken under nedkjøling etter støping eller under plastisk deformasjon. Tilbake står da utveien å hindre deres bevegelse i materialet. Alle måter å styrke metallene er basert på dette prinsipp. Tar vi utgangspunkt i et rent metall, er det fire muligheter å styrke metallene på:

- ①    **REDUSERE KORNTØRRELSEN**
- ②    **LØSNINGS- ELLER BLANDKRYSTALLSTYRKING**  
Innlegere elementer som danner blandkrystaller med grunnmetallet.
- ③    **PARTIKKEL- ELLER UTFELLINGSSTYRKING**  
Innlegere elementer som danner nye faser.
- ④    **DEFORMASJONSSTYRKING ELLER FASTNING**  
Kalddeformering.

## 6.1 Kornstørrelsen

Når plastisk deformasjon kan måles i et polykrystallinsk materiale, for eksempel i en strekkprøvestav, har det allerede funnet sted atskillig lokal glidning.

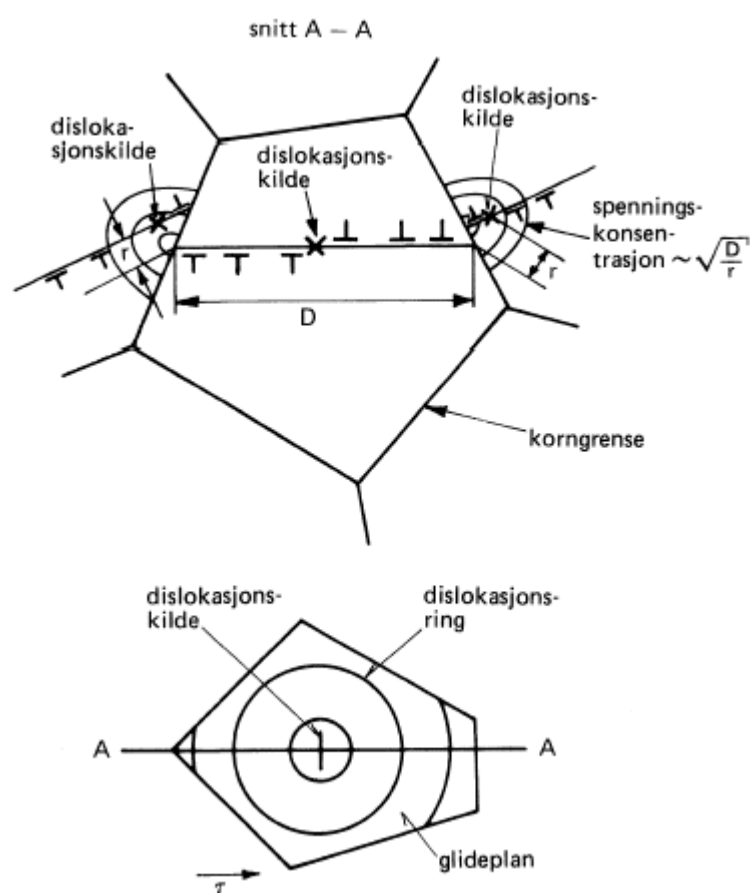
Dislokasjonene har hopet seg opp langs korn grensene. Grensene er uordnede områder, og den skjærspenning  $\tau$ , som er tilstrekkelig til å bevirke glidning i et korn, er ikke uten videre tilstrekkelig til å tvinge dislokasjoner over grensene.

Glidning kan heller fortsette i nabokornet uten at glideplan og glideretning passer sammen.

Nederste del av figuren over viser et glideplan i et korn med en dislokasjonskilde i midten. Under påvirkning av skjærspenning  $\tau$ , frembringes dislokasjonsringer som brer seg i kornet. Disse blir stanset av korn grensene.

Dislokasjonsopphoppingen på korn grensene bevirker en lokal spenningskonsentrasjon som er proporsjonal med antall låste dislokasjoner.

Hvis denne spenningskonsentrasjonen er stor nok, vil den forårsake en ny dislokasjonskilde i et gunstig orientert plan i nabokornet.



Figur 6.1

Skjematisk illustrasjon av dislokasjonsopphoppinger på en korn grense. I nabokornet oppstår en spenningsøkning som kan aktivere en dislokasjonskilde.

For at flytning skal finne sted, må denne prosessen være i gang i større målestokk i materialet.

I en strekkstav med enakset spenning er normalspenningen  $\sigma$ , dobbelt så stor som maksimal skjærspenning  $\tau_{\text{maks}}$ .

$$\tau_{\text{maks}} = 2 \cdot \sigma \quad \textcircled{1}$$

Det kan vises (fra lineærelastisk bruddmekanikk) at et materials flytegrense,  $R_e$ , kan skrives som:

$$R_e = \sigma_i + \frac{k}{\sqrt{D}} \quad \text{(Patch-Hall's ligning)} \quad \textcircled{2}$$

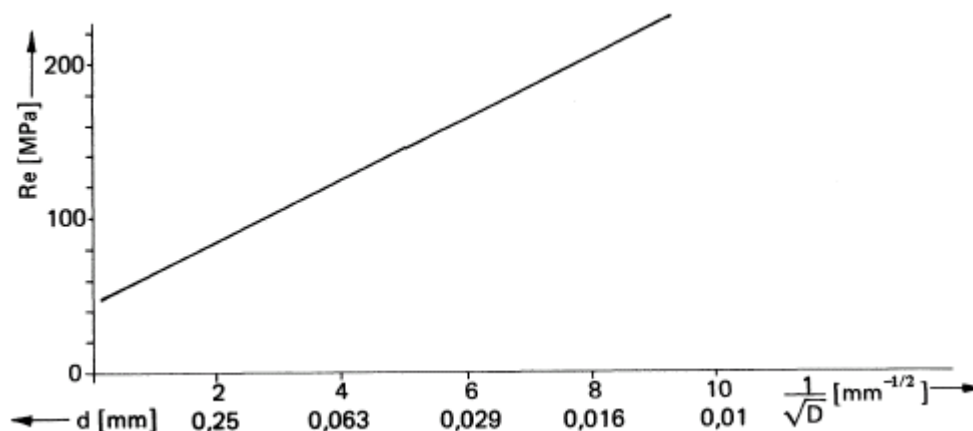
hvor:  $\sigma_i$  = Friksjonsspenning, motstand mot glidning mellom atomplan.

$\sigma_i$  er konstant for et bestemt materiale.

$k$  = Konstant avhengig av kornstørrelsen (vanligvis  $k=2$ )

$D$  = Ferrittkornstørrelsen (midlere kornsekant)

Figuren under viser ligningen grafisk fremstilt for bløtt stål.



Figur 6.2

Flytegrensens avhengighet av kornstørrelsen i bløtt stål.

I figuren kan vi se at ved å redusere kornstørrelsen fra 0,25mm til 0,016mm, så vil flytegrensen øke fra ca. 80 til ca. 200MPa ( $\text{N}/\text{mm}^2$ ).

Reduksjonen av kornstørrelsen er derfor en veldig viktig metode for å øke materialstyrken. Styrkemessig kan vi oppfatte polykrystallinske metaller og legeringer som et tredimensjonalt nettverk av korn grenseflater. Styrken ligger i nettverket. Jo større nettverktetthet, jo større materialstyrke. Materialet inne i nettmaskene bidrar lite til styrken, men er nødvendig for å stabilisere nettverkformen.

## 6.2 Løsnings- eller blandkrystallstyrking

Det har i en årrekke vært kjent at innlegering øker materialfastheten. En form for innlegering er å benytte elementer som danner blandkrystaller med grunnmetallet. Kjente eksempler er:

- Messing : Kobber (Cu) levert med sink (Zn)
- Bronse : Kobber levert med tinn (Sn)

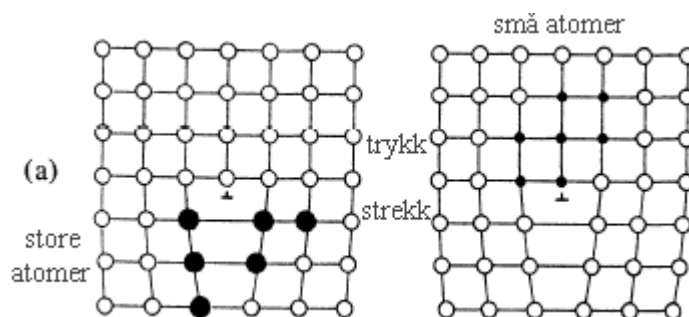
Generelt gjelder at blandkrystallfasen alltid har større flytegrense  $R_e$ , enn den rene metallfase. Flytegrensen øker også med økende innhold av legeringselementet.

Som vi har sett tidligere, kan blandkrystaller også oppstå ved substitusjonsløsning eller som addisjonsløsning (mellomromsløsning).

### 6.2.1 Blandkrystallstyrking ved substitusjonsløsning

Årsaken til den foran nevnte styrkeøkningen er at de løste atomer lager fortrekninger i atomgitteret p.g.a. forskjellen i størrelse fra grunnmetallets atomer. Friksjonsspenningen  $\sigma_i$ , øker og det kreves en større spenning for å tvinge dislokasjonene gjennom gitteret. De løste atomene danner "atmosfærer" omkring dislokasjonene. Atomene finner mer stabile plasser omkring dislokasjonene enn i gitteret for øvrig.

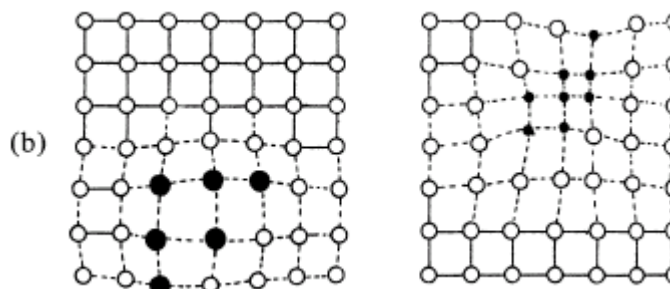
Atomene som er større enn grunnmetallets atomer plasserer seg på strekksiden, og de mindre på trykksiden. Det er derfor en større konsentrasjon av løste atomer rundt dislokasjonene enn ellers i gitteret.



Figur 6.3

*Oppløste atomer finner mer stabile plasser i området omkring en dislokasjon.*

Når en dislokasjon blir tvunget til å bevege seg ut av "atmosfæren", reorganiserer atomene seg som vist i figuren under.



Figur 6.4

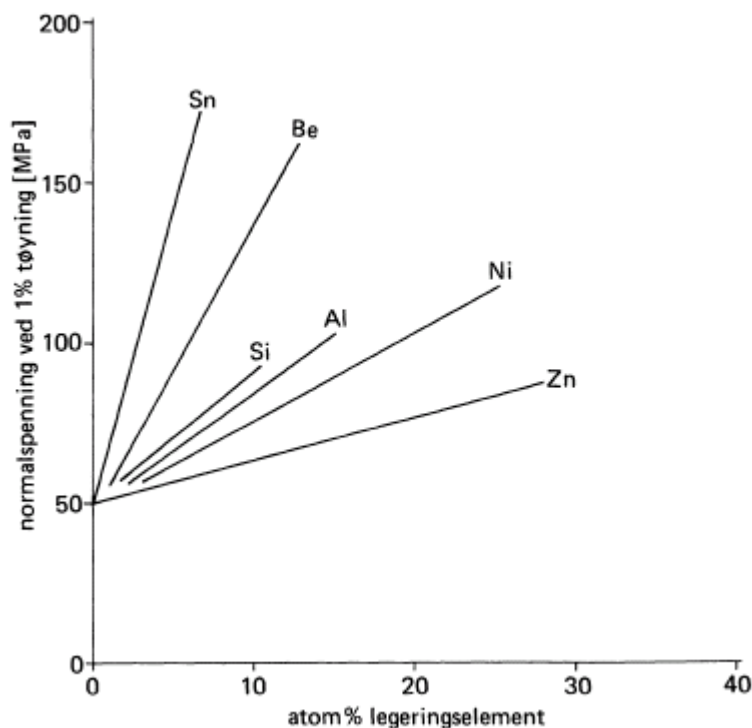
*Reorganisering av atomene etter at dislokasjonen har beveget seg ut.*

Det oppstår nå en fortrekning av gitteret. Gitterfortrekningen representerer en øket elastisk energi. Denne energien må tilføres. Dette skjer ved at den nødvendige spenning til å bevege dislokasjonen øker.

Vanligvis er fremmedatomenes diffusjonshastighet stor nok til at en del av atomene kan følge med dislokasjonen. De atomene den mister, blir erstattet av nye som den plukker opp under marsjen, og en ny "atmosfære" blir dannet. Det endelige resultatet er at "atmosfærene" danner en bremse på dislokasjonens bevegelse.

Den styrkevekst som oppnås i materialet er proporsjonal med legeringens skjærmodul  $G$ , og er større jo større gitterfortrekning innlegeringen fører til.

For grunnmetaller med kubisk flatesentrert struktur, finner vi ofte at styrken er proporsjonal med konsentrasjonen av legeringselementet i atom-%.



Figur 6.5

*Kobber, Cu, danner blandkrystaller med en rekke elementer. Styrken er nær proporsjonal med konsentrasjonen i atom-%.*

### 6.2.2 Blandkrystallstyrking ved addisjonsløsning (mellomromsløsning)

Når de oppløste atomer går inn i mellomromsposisjoner, er gitterfortekningen pr. oppløst atom mye større. Økningen i styrke regnet pr. atom-% legeringselement, er mye større ved mellomromsløsning enn ved substitusjonsløsning. Virkningen lar seg sjelden utnytte maksimalt da løseligheten vanligvis er sterkt begrenset. Til gjengjeld er disse tilfellene av veldig stor praktisk betydning.

Deformasjonselding i stål og herding av stål er eksempler på dette.

## Deformasjonselding i stål

Karbon, C, og nitrogen, N, går begge i mellomromsløsning i jern Fe. Dette skjer både i kubisk romsentrert ( $\alpha$ ) jern og i kubisk flatesentrert ( $\gamma$ ) jern. C plasserer seg fortrinnsvis i "atmosfærer" omkring dislokasjonene. Selv om løseligheten er lav ved romtemperatur, kan vi regne med at samtlige dislokasjoner er blokkert.

Virkningen av C- og N-"atmosfærer" er vist i diagrammet for flytespenningen i bløtt stål i figuren under.

Ved lav spenning er alle dislokasjoner fastlåst og deformasjonen er helt elastisk.

Ved øvre flytegrense  $R_{eH}$ , er skjærspenningen så høy at dislokasjonene løsriveres.

Plastisk deformasjon med atomplanglidning foregår ved nedre flytegrense  $R_{eL}$ , som svarer til midlere friksjons-spenning.

Stigningen ved fortsatt deformasjon skyldes deformasjonsstyrking, som blir forklart senere.

Hvis vi avlaster og umiddelbart pålaster etter linje b i figuren, får vi en kontinuerlig overgang fra elastisk til plastisk deformasjon.

Lar vi derimot stålet ligge en lengre tid etter avlastning, diffunderer oppløste atomer tilbake til dislokasjonene.

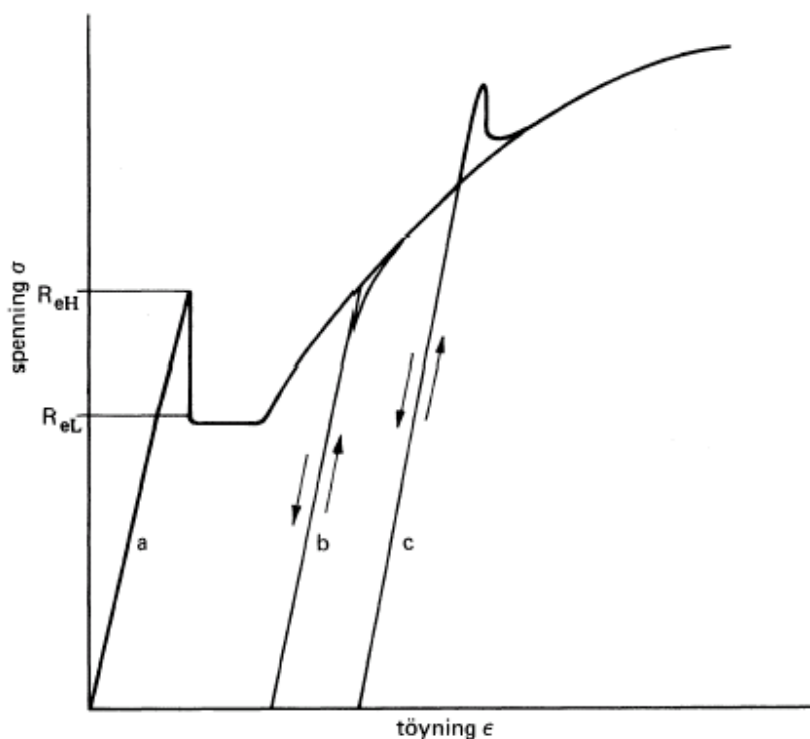
Ved ny pålasting får vi en ny spennings-spiss etter linje c i figuren. Dette fenomenet kaller vi deformasjonselding.

Ved romtemperatur skjer dette etter et par dager. Vi kaller det naturlig elding.

Ved 100 – 150°C er diffusjonshastigheten av C og N atomene i  $\alpha$ -gitteret økt mange ganger og virkningen inntreffer allerede etter 20 til 30 minutter. Dette kaller vi kunstig elding.

Fastlåste dislokasjoner fører til økt flytegrense i udeformert stål. Dette er en fordel. Deformasjonselding er imidlertid forbundet med høye spenninger i stedbegrensede områder hvor dislokasjoner løsriveres og resulterer i sprekker. Dette kaller vi eldingsprøhet. Dette har tidligere vært, og er fortsatt et stort problem.

I moderne stål begrenses innholdet av N for å redusere faren for eldingsprøhet.



Figur 6.6

Øvre,  $R_{eH}$ , og nedre,  $R_{eL}$ , flytegrense i bløtt stål forårsaket av at oppløst C og N plasserer seg rundt dislokasjonene og blokkerer dem. Eldingsprøhet er vist i kurve c og har samme årsak.

## Herding av stål

Hovedlegeringselementet i stål sammen med jern Fe, er karbon C.

Over 910°C har Fe kubisk flatesentrert gitterstruktur  $\gamma$ , med stor oppløselighet av C, opptil ca. 2%.

Under 910°C har Fe kubisk romsentrert gitterstruktur  $\alpha$ , med liten oppløselighet av C.

Ved rask avkjøling fra temperatur over 910°C til romtemperatur, dannes det en overmettet løsning av C i den kubisk romsentrerte gitterstrukturen (sidekant  $a = b = c$ ). De alt for mange C-atomene tvinger Fe-atomene inn i en tetragonal gitterstruktur hvor den ene sidekanten blir forlenget i forhold til den kubiske gitterstrukturen (side  $a = b$  og  $c$  blir lengre). Forholdet mellom lengste ( $c$ ) og korteste ( $a = b$ ) gittersider er proporsjonal med C-innholdet.

Prosessen kalles herding og strukturelementet kalles martensitt.

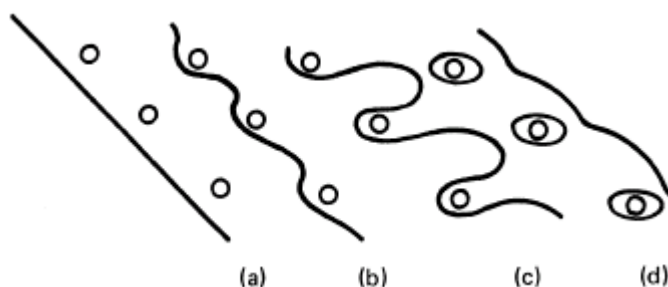
Herding fører til en økning av materialstyrken selv ved et så lavt C-innhold som 0,1%.

Mekanismen bak styrken i martensitt kan tilbakeføres til en vekselvirkning mellom fortrekning i det tetragonale gitter forårsaket av oppløste C-atomer og fortrekningen i gitteret rundt en dislokasjon.

## 6.3 Partikkelstyrking (utfellingsstyrking)

Når et legeringselement tilsettes i en slik mengde at oppløsningsgrensen ved romtemperatur overskrides, opptrer en ny fase i strukturen. Slike utfellinger kan skje fra fast fase, og de opptrer da som finfordelte partikler. En dislokasjon vil ha vanskeligheter med å passere et slikt partikkelnett, se figuren under.

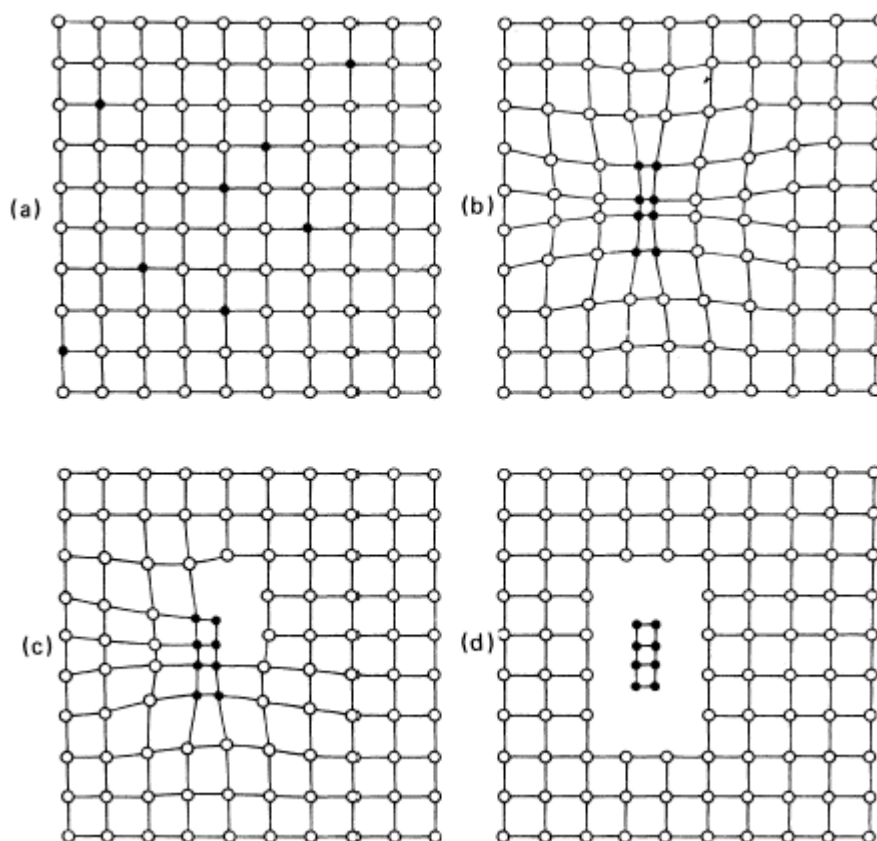
Skjærspenningen i glideplanet driver dislokasjonen ut i buer mellom partiklene, og når den passerer partikkelrekken, etterlater den en dislokasjonsring rundt hver partikkel. Dette fører til en flytegrenseøkning i materialet.



Figur 6.7

*Skjærspenningen i glideplanet driver dislokasjonen ut i buer mellom partiklene og etterlater en dislokasjonsring rundt hver partikkel.*

I stål er de utfelte partiklene vanligvis niobkarbid NbC, og vanadiumnitrid VN. Figuren på neste side viser mekanismen ved partikkelstyrking.



Figur 6.8

- (a) Overmettet oppløsning.  
 (b) En koherent (sammenhengende) sone dannes ved utfelling.  
 (c) og (d) Når sonen vokser, brytes koherensen.

Når en fase utfelles i et fast gitter er den gjerne koherent (sammenhengende) med gitteret omkring. Det vil si at atomgitteret er kontinuerlig i de faser som vist i figur (b). Hvis utfellingen vokser i størrelse, fremkaller dette en stadig økning av elastisk energi. Før eller senere brytes koherensen som i figur (c) og (d).

En koherent sone forstyrrer gitteret omkring i et område som er mye større enn det som tilsvarer det utfelte antall atomer. Koherente utfellinger er derfor de mest effektive.

Et typisk eksempel er den herdbare aluminium Al – kobber Cu legeringen.

- Ved 500 - 600<sup>o</sup>C er ca. 6% Cu oppløselig i Al-gitteret.  
Oppløseligheten faller til nær 0% under 200<sup>o</sup>C.
- Ved rask avkjøling oppstår det derfor en overmettet oppløsning hvor Cu-atomene er jevnt fordelt i Al-gitteret.  
Flytegrensen er noe høyere enn i ren Al.
- Denne tilstanden er ustabil.  
Lagres legeringen ved ca. 150<sup>o</sup>C, løper Cu-atomene etter hvert sammen til mindre, plateformede områder.



Området i figur (a) til høyre er koherent med Al-gitteret. Det vil si at Cu-atomene går inn i Al-gitteret og erstatter Al-atomene. Siden Cu-atomene er mindre vil Al-gitteret fortrekkes.

Tilstanden er relativt stabil ved romtemperatur. De deformerte sonene forårsaker en effektiv økning av flytegrensen.

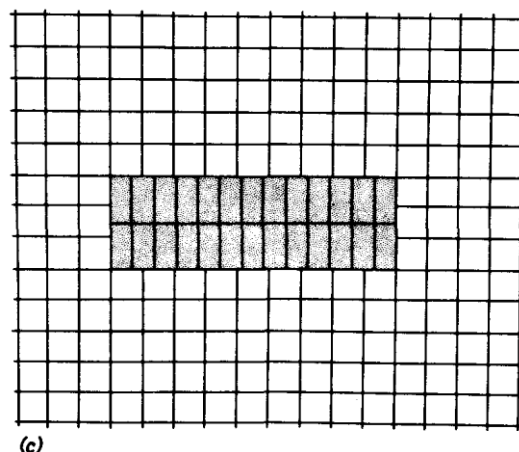
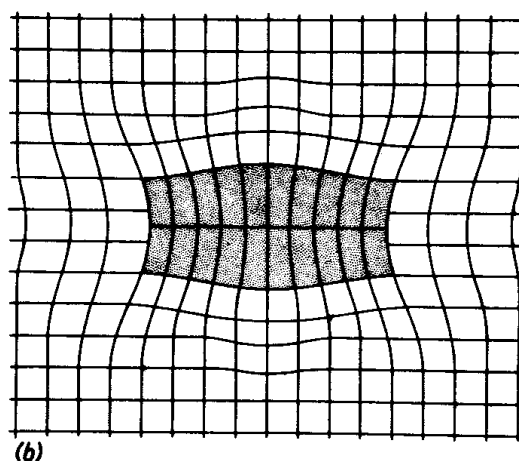
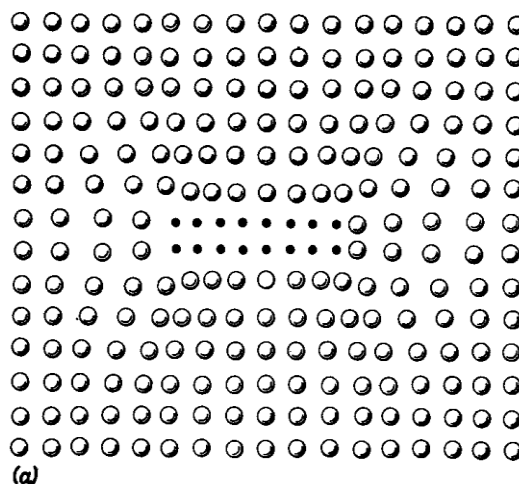
Ved fortsatt lagring ved 150°C dannes større skiver av Cu-Al atomer hvor den midlere sammensetning svarer til den kjemiske forbindelse  $\text{CuAl}_2$ .

Disse områdene er koherent med Al-gitteret over grunnflatene, men ikke over høyden. Se figur (b).

Strukturen er stabil ved romtemperatur og gir den maksimale flytegrense.

Lagres legeringen i enda lengre tid, omvandles Al-Cu områdene til  $\text{CuAl}_2$ -krystaller med Al-gitter, se figur (c). Etter hvert løper små spredte krystaller sammen til få og store krystaller. Utenfor krystallene er Al-gitteret stort sett udeformert.

Denne tilstanden er også stabil ved avkjøling, men flytegrensen er sunket omtrent til utgangsverdien før lagring.



Figur 6.9

*Utfellingsherding i Al-Cu legeringer*

- (a) Cu-atomer felles ut som plateformede soner, koherent med grunnmassen.  
 (b) Sonen utvides og består av forbindelsen  $\text{CuAl}_2$ . Disse sonene er koherente med grunnfasen over grunnflatene, men ikke over høyden. Dette gir maksimal herdevirkning.  
 (c) Sonene løper sammen til  $\text{CuAl}_2$ -krystaller uten koherens og dermed liten herdeeffekt.

En stor gruppe legeringer herder etter lignende system som legeringen Al-Cu hvor:

Overmettet oppløsning → overgangsstruktur → Likevektstruktur

Mange av de praktiske problemene er forbundet med å stoppe prosessen nettopp ved den overgangsstrukturen som gir den ønskede kombinasjonen av flytegrense og duktilitet (seighet).

I herdbare Al-legeringer kan også andre forbindelser utfelles som koherente soner ved hjelp av en passende varmebehandling. Prosessen resulterer i en tre – firedobling av flytegrensen.

Modellen for styrkeøkning er mindre oversiktlig når den nye fasen utfelles som korn av størrelse med kornene i grunnmaterialet. Dette skjer ofte når en fase skiller ut fra smelten. Når den er vesentlig hardere enn grunnfasen og ikke utgjør mer enn 10 – 20% av den i masse, kan vi regne med at dislokasjoner staves opp mot den harde fase når grunnfasen deformeres.

Styrkrøkningen kan da skrives som:  $\Delta\sigma = \frac{k}{\sqrt{D}}$  ③

hvor: D = midlere avstand mellom de harde korn

k = konstant avhengig av konsentrasjonen, fordelingen og hardheten av den utfelte fase.

Modellen kan sammenlignes med korn grensestyrkingen i ligning ② og kan bl.a. brukes til å beregne styrken i jernkarbid aggregater (perlitt).

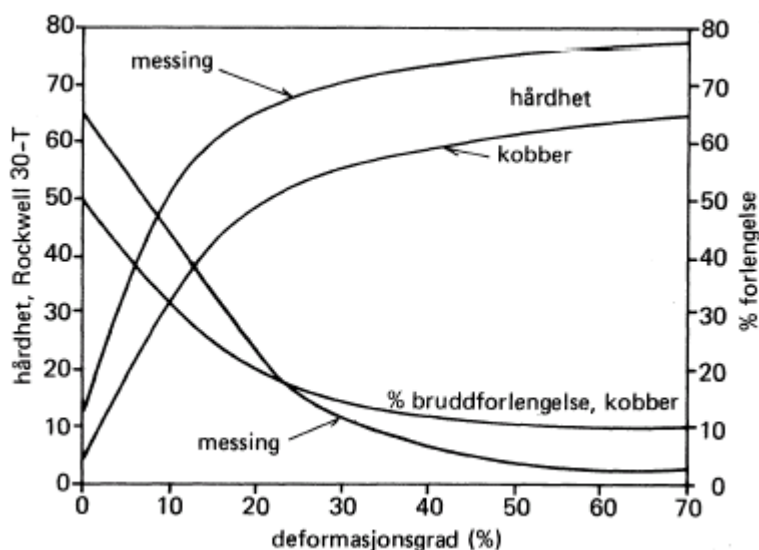
## 6.4 Deformasjonsstyrking (fastning)

I alle metaller og legeringer øker flytespenningen med graden av plastisk deformasjon. Vi sier at materialet fastner. I materialteknologien utnytter vi bevisst denne måten å styrke metallene ved kaldvalsing og kaldtrekking.

Ren aluminium og rent kobber kan oppnå en flytegrenseøkning opp til 100 ganger verdien før valsing.

For legeringer og teknisk rene metaller er økningen mindre.

Figuren til høyre viser hvordan hardheten er avhengig av deformasjonsgraden for valset kobber og messing (kobber leget med sink).



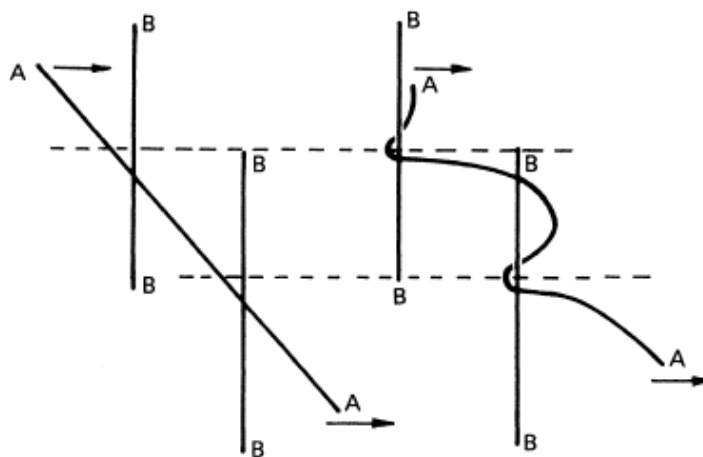
Figur 6.10

Hardheten stiger og bruddforlengelsen synker med økende kalddeformasjonsgrad.

Plastisk deformasjon av et polykrystallinsk materiale vil føre til at de enkelte korn vil forandre form. De vil bli forlenget i deformasjonsretningen. Glideplanene innen hvert krystall vil forsøke å orientere seg i deformasjonsretningen og det dannes såkalte deformasjonsteksturer eller fiberstruktur. Mekaniske så vel som fysikalske egenskaper vil som følge av en slik deformasjonstekstur bli mer eller mindre retningsavhengige.

Mekanismen bak deformasjonsstyrking er komplisert og enda ikke helt forstått.

I et polykrystallinsk materiale må glidningen skje på mange forskjellige krystallografiske plan samtidig da de enkelte korn ellers ikke vil henge sammen. Dislokasjoner i de enkelte glideplan vil måtte krysse hverandre som vist i figuren.



Figur 6.11

*Dislokasjonen A-A i et glideplan blir stanset av dislokasjoner B-B loddrett på glideplanet.*

På grunn av spenningsfeltene som omgir dem, vil dislokasjoner enten tiltrekke eller frastøte hverandre.

I begge tilfeller blir kryssingen vanskeliggjort.

Dislokasjonstettheten øker med deformasjonsgraden og det kan vises at vi ender opp med et tredimensjonalt nettverk av nærmest ubevegelige dislokasjoner.

I figuren på forrige side, som viser hardhet som funksjon av deformasjonsgrad, kan vi se at duktiliteten (seigheten) målt som bruddforlengelse faller med økende deformasjonsgrad. Dette skyldes at nyutviklede dislokasjoner fanges opp av nettverket og blir ubevegelige. På denne måten hemmes plastisk deformasjon.

Hvis deformasjonen likevel drives videre, opptrer kohesjonssprekker som starter fra områder med stor dislokasjonstetthet og annen atomær uorden. Dette danner grensen for teknologisk utnyttelse av fastning.

Strukturen i et kalddeformert materiale er termodynamisk sett ustabil og styrkeøkningen og andre virkninger av deformasjonen oppheves ved høyere temperatur.

Lavt smeltende metaller som bly (Pb), tinn (Sn) og sink (Zn) fastner. For disse metallene oppheves styrkeveksten ved normal temperatur mer eller mindre samtidig med at den oppstår.

## 6.5 Additiv virkning

Flere styrkemekanismer kan virke samtidig som for eksempel korn grensestyrking og partikkelstyrking, og en større eller mindre grad av plastisk deformasjon er nesten alltid tilstede.

De ulike bidragene er ikke nødvendigvis uavhengige av hverandre. Vi regner likevel at virkningen kan summeres når enkeltbidragene ikke er for store.