


Kap. 2

Ania Nepal

- Isotop
- Bohr's atom modell
- Kvantetall
- elektron negativitet
- Bindings typer
 - Primær (metallisk, ionisk, covalent) **Stærk**
 - sekundær (dipole bindinger) **Svak**

Kap. 3

- Krysallstruktur (repeteres i 3 dimensjoner)
- Amøtt materialet (uordnet stabling av atomer ingen periodisk repetisjon)
- Grunnleggende krysallografi
 - Gitter 3 dimensjonal oppstilling.
 - Bygge enhet (atomer/molekyler/ion) **HARD KULE**
- translasjon symmetri
- Basis vektor ($\vec{a}, \vec{b}, \vec{c}$ vilkårlig sett av vektorer i samme plan).
- enhetscelle (for å beskrive gitter).
- primitiv  konvensjonell enhetscelle.
- BCC (Body centered) (2 atomer)
- FCC (Face centered) (4 atomer)

$$\left[\begin{array}{l} \frac{1}{8} \text{ (hjørne atomer)} \\ \text{FCC - face center } \frac{1}{2} \end{array} \right] \rightarrow N = N_i + \frac{N_f}{2} + \frac{N_c}{8}$$

- høyre hånds koordinat system ($a, b, c =$ gitter konstanter)
- fraksjonelle koordinater (punkt koordinater.) \rightarrow INGEN Parantes
INGEN Komma
- krysallografiske retninger [harde paranteser].
vektor indeks
- symmetri ekvivalente $\langle u v w \rangle$ finnes både i
(-) med strek over + og - retninger

- Krystallografiske plan

millers indeks (hkl) tor å angi plan

1) pass på origo, 2) angi traksjonelle koordinater, (plan som er parallelt antas å skjære i det uendelig).

3) Inverse tallet, → gjøre om til minst heltall

4) (hkl) uten komma!

ekvivalente plan {hkl} ingen forskjell i atom arrangementet.

- polykrySTALLINSKT materiale

satt sammen av mengde små enkeltkrystaller, kalt korn

Isotrop materiale: materiale har de samme fysiske egenskaper i alle retninger.

Kap. 4

metalliske bindinger - ikke retningsbestemte

Rene metaller (FCC, BCC, HCP)

FCC



$$a = 2\sqrt{2} R$$

BCC



$$a = \frac{4 \cdot R}{\sqrt{3}}$$

- LD (line density) $LD = \frac{\text{antall atomer}}{\text{lengden}}$

- PD (plane density)

- APF (atom packing faktor) atomær paknings tetthet.

høy paknings tetthet → stor overflate energi (fleste brudde bindinger)

lav paknings tetthet → liten overflate energi

- FCC, HCP størst APF 74%.

Stabling av atomer er forskjellen på FCC og HCP

FCC |ABC|ABC| og HCP |AB|AB| → gir tettpakket APF

- massetetthetsberegninger

$$\rho = \frac{n \cdot A}{V_c \cdot N_A}$$

→ husk atomær vekt.
(tinner hvor mange massetetthet til stoffet).

- Røntgen diffraksjon

diffraksjons fenomener - bølge treffer et regulært gitter og er i stand til å spre bølge.

↳ konsekvens av bestemte faseforhold mellom bølger

- konstruktiv interferens (samme fase)

- destruktiv interferens (motsatt fase)

- Røntgen diffraksjon og Braggs lov:

for å få konstruktiv interferens (reflekser) fra atomplan med indekser (hkl) må Braggs lov tilfredsstille

$$2d_{(hkl)} \cdot \sin\theta = n \cdot \lambda$$

\nearrow spredningsvinkel
 \nearrow bølgelengde
 \hookrightarrow orden

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

(atomplanavstander)
cubic!! OBS!

FCG: h, k, l alle odde eller alle partall for å få konstruktiv interferens

BCC: (h+k+l) → partall for å få refleks.

- diffraksjons teknikker

2 typer oppsett → enkeltkristall

→ pulver

samlte data → film, debye scherrer kamera, guinier

Høy intensitets topp resulterer når Braggs diffraksjon tilstand er bestemt av krystallografisk planer.

Kap. 6

Ingen perfekte krystaller → alltid krystalfeil

- punkt defekter

vakans - tom gitter plass

interstiekkle = tomrommene i mellom matrix atomer i gitteret.

$$N_v = N \exp\left(-\frac{Q_v}{kT}\right)$$

→ totale antall atomplasser.

↳ likevekts konsentrasjon av vakanser

antall vakanser øker eksponensielt fra temperatur.

- urenheter i fast fase

Legering: andre grunnstoffer har blitt tilsatt for å gi bestemte egenskaper.

↳ finnes på 2 måter - i fast løsning (substituerer)
- som partikler, dvs en annen fase, annen kjemi, annen matrix.

matrix - grunnmassen (det oppløsende).

- hvordan atomene til legerings elementer finnes i mikrostrukturer

- 1) Atom størrelse ± 15% substitusjonelt
- 2) Krystallstruktur samme krystalstruktur
- 3) elektronnegativitet mest mulig lik
- 4) Valens høy valens lett å løse.

- enheter for kjemisk sammensetning.

- vekt % av massen $C_1 = \frac{m_1}{m_1 + m_2} \cdot 100$

- Atom % $C_1 = \frac{n_1}{n_1 + n_2} \cdot 100$

6.7 - Dislokasjoner - linjefeil.

→ beveger seg på grunn av skjærspenning som virker vinkelrett på dislokasjonslinja.

2 typer → kant dislokasjon (ekstra innskutt atomplan) kalt halvplan \perp, T

→ skue dislokasjon (forskyvning av to gitter halvdelar.)
↳ beveger seg med skjærspenning parallell med dislokasjonslinja.

- Burgers vektor

en beskrivelse av dislokasjonen vha vektor.
beveger seg med klokka

6.8 Grenseflate defekter

defekter forbundet med områder som enten har forskjellig krystallstruktur og/eller krystallografisk orientering

- Ytre overflate

atomer som ligger ut mot overflata mangler bindinger \rightarrow gir opphav overflate energi, \rightarrow økt energi

Korn grense - grensetåter mellom 2 korn

(høy vinkel $> 5^\circ$, lav vinkel $< 5^\circ$)

lettere å plassere atomer i høy vinkel, fordi de har mer åpent struktur.

- tvilling grenser

spesiell type korn grense med speilplan symmetri over grensetåte.

- mikroskopi undersøkelser

mekaniske egenskaper \rightarrow atom arrangement
 \rightarrow mikrostruktur.

observasjon \rightarrow direkte (mikroskopi)
 \rightarrow indirekte (diffraksjon)

- optisk mikroskopi

Bruker synlig lys - 500nm oppløsning til 0,5 μm
oppløser detaljer på prøven.

elementer \rightarrow belysningskilde, objektiv linse, ^{for større mellom bildet} okuler på netthinna

- elektron mikroskopi

Bedre oppløsning (lys med kortere bølglengde)

2 typer :

TEM - (transmisjons elektron mikroskopi)
sender elektronene gjennom prøven

10^9 oppløsning, diffraksjon, avbildning, spektroskopisk, kjemisk sammen setning

SEM - Skanning elektron mikroskopet

god dybde skarphet, korn grenser, brudd

Ch. 7 Diffusjon i fast fase

- diffusjon - partikkel transport

Diffusjon skjer alltid i den retningen som gir reduksjon i systemets Gibbs energi.

- vise diffusjonstenometer

- 1) koble metaller tett
- 2) varmes opp til høy temp
- 3) avkjøles og analyseres.

- selv diffusjon (temp. avhengig)

hopp fra nabo plass tra matris atomer til ledig plass, ingen kjemisk sammensetning

- Inter diffusjon (temp. avhengig).

netto transport av atomer, fra områder med stor konsentrasjon til områder med liten konsentrasjon.

- diffusjonsmekanisme

trengs for diffusjon → vakans

→ tilstrekkelig energi (vibrasjons energi).

- skiller mellom

substitusjonell - (vakans diffusjon). Forflytning av atomer mellom gitter plasser i en krystallstruktur.

(krever vakans, energi (temperatur), (store radier) lik matris atomer.

Interstitiell diffusjon

Atomer som forflytter seg tra eller i mellom gitter posisjoner til nabo plass.

(hydrogen, karbon, nitrogen, oksygen)

generelt raskere enn substitusjonell (diffusjonell) er raskere i interstitiell. → mer mobile

- diffusjon ved stasjonære forhold
- diffusjon er en tidsavhengig prosess.

hastighet for massetransport kalles atomfluksen

$$J = \frac{M}{A \cdot t}$$

\rightarrow antall atomer gjennom enhetsareal
 \rightarrow diffusjonstiden
 \rightarrow areal normalt på atomfluksen

$$J = \text{kg/m}^2 \cdot \text{s} \quad \frac{\text{atomer}}{\text{m}^2 \cdot \text{s}}$$

Stasjonær tilstand - hvis atomfluksen ikke endrer seg med tiden. $J = 1/A \cdot \frac{dM}{dt}$

Ficks. 1. lov

$$J = -D \frac{dc}{dx}$$

\rightarrow atomfluks
 \rightarrow konsentrasjonsprofil (vekt av grunnstoff per areal)
 \rightarrow diffusjonskoeffisient

- faktorer som påvirker diffusjonen.

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right)$$

\rightarrow aktivenergi bevegelse av 1 mol med atomer.
 \rightarrow temp. uavhengig konstant
 \rightarrow diffusjonskoeffisient (m^2/s)

stor aktivenergi \rightarrow små diffusjonskoeffisienter.

$$\ln D = \ln D_0 - \frac{Q_d}{R} \left(\frac{1}{T}\right)$$

ved å plote $\ln D$ vs $\frac{1}{T}$ rettlinje, med $-\frac{Q_d}{R}$ som stigningstall.

Kap. 8 Mekaniske egenskaper til metaller

3 måter kraft kan angripe

strekk, kompressjon, skjær,

opererer med spenninger i stede for krefter.

- Normal spenning

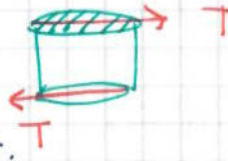
Kraften virker normalt på tversnittet.



$$\sigma = F/A_0$$

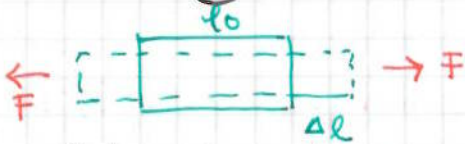
- Skjærspenning

tøyning i den retning kraften virker.



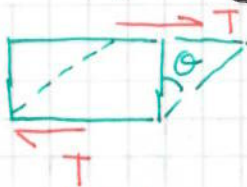
$$\tau = T/A_0$$

- tøyning



$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$$

- skjær tøyning



ϵ er dimensjonsløs eventuelt i %.

$$\gamma = \delta/h = \tan \theta$$

γ : skjærtøyning

ekstensiometer → måle forlengelse

destruktiv → ødelegge prøven

- elastisk deformasjon

Hookes lov $\sigma = \epsilon \cdot E$

↳ stigningstallet til elastiske delen av spenning/tøyningsdiagrammet.

E-modul: jo større jo stivere et materialet, bygger på bindingskrefter mellom atomene.

øker T så minsker E-modulen.

$$E \propto \left(\frac{dF}{dr} \right)_{r_0}$$

↳ likevekts avstand mellom atomene

Bindings kreftene mellom atomer blir svakere ved høye temp. derfor følger av likningen at også E-modulen blir mindre.

$\tau = G \cdot \delta \rightarrow$ skjær tøyning

\hookrightarrow skjær modulen
 \hookrightarrow skjær tøyning.

- elastiske egenskaper til materialer

$$\nu_{ny} = -\frac{\epsilon_x}{\epsilon_z} = \epsilon_y / \epsilon_z$$

For isotrope materiale gjelder:

$$E = 2 \cdot G (1 + \nu)$$

\hookrightarrow elastiske modulen

\hookrightarrow Poissons forholdstall
 \hookrightarrow skjær modulen

- plastisk deformasjon

0,5% elastisk forlengelse.

Ikke brukes ^{Hook's} lov etter PD., ikke reversibel

Plastisk oppførrelse henger sammen med at atomplan gir i forhold til hverandre, under innflytelse av skjærspenninger.

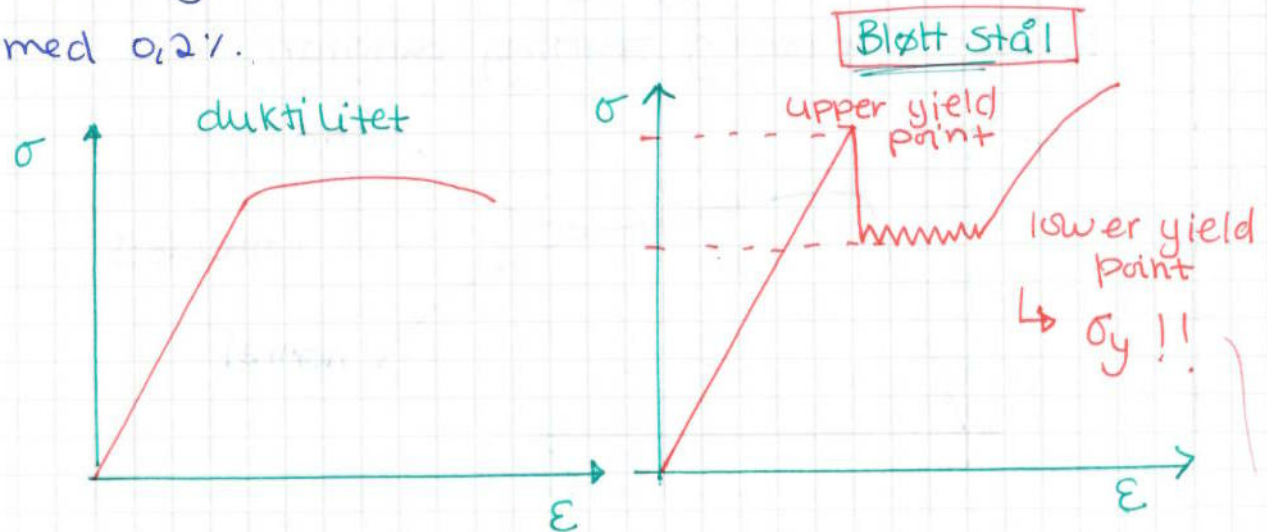
Glidningen skjer lettest ved dislokasjonsbevegelse (på tettpakket atomplan i tettpakket retninger).

Proessen kalles slip.

- strekk egenskaper flyt og flytegrense

σ_y : proporsjonalitetsgrense

spenning som kreves for å deformere et materiale med 0,2%.



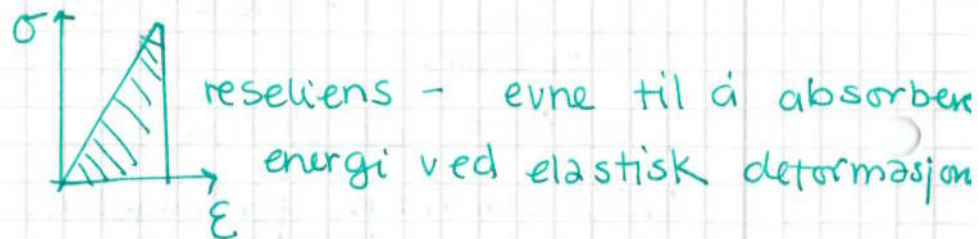
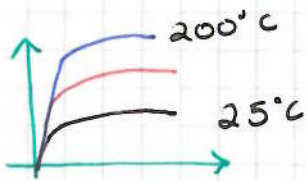
Før innsnevning: vil deformasjon være den samme over hele prøvestaven, etter innsnevning vil deformasjonen konsentrere seg om innsnevninga området.

- duktilitet (formbarhet)

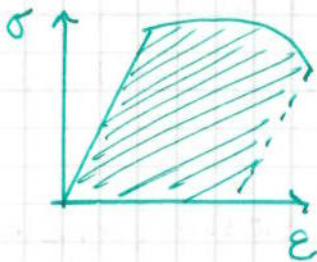
evne til å la seg plastisk deformere.



studeres ved å angi % forlengelse eller % reduksjon.



- seighet



tilsvarer arealet under kurven.

To materialer kan ha ulike duktilitet men samme seighet.

- sann spenning og sann tøying.

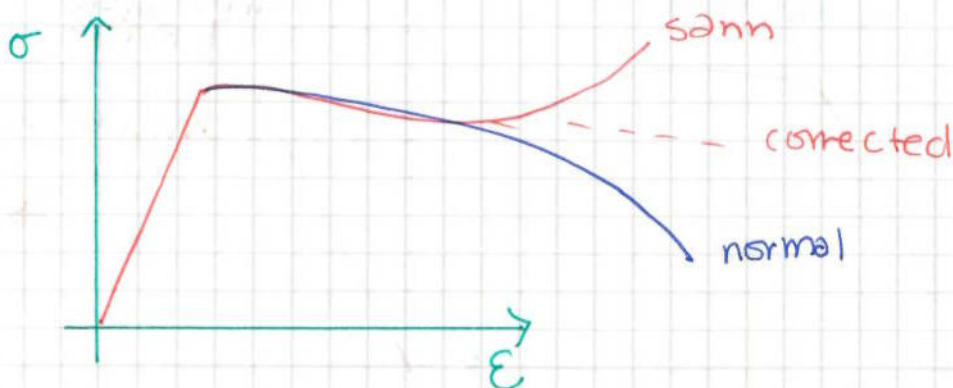
mindre tvernsnittsareal, \Rightarrow hardere materiale

$$\left. \begin{array}{l} \sigma_T = F/A_i \\ \epsilon_T = \ln(l_i/l_0) \end{array} \right\} \text{ antar ingen volumendring}$$

$$\sigma_T = \sigma(1 + \epsilon), \quad \epsilon_T = \ln(1 + \epsilon)$$

\hookrightarrow gyldig opptill strekkfasthet

- korrekt spenning tøying diagram:



$\sigma_T = K \cdot \epsilon_T^n$

material konstanter
 gyldighet fra elastisk til
 innsvelling.
 hvor stort materiale arbeidsharding

styrke
 Koeffisient.

Hardhets målinger

motstand mot plastisk deformasjon \Rightarrow Hardhet
 - enkelt, mekaniske egenskaper (mål), deteksjon
 av lokale variasjoner er fordelene.

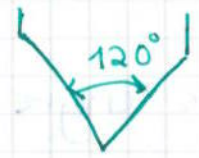
metoder

1) Brinell hardhet (kule)



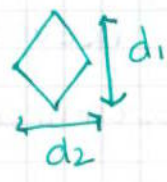
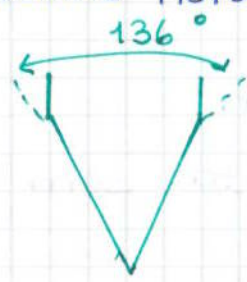
d : måles
 $H_B = \frac{\text{last (kraft)}}{\text{overflate av inntrykket}}$

2) Rockwell hardhet (diamant kugle)



Bruker målklokke til å måle
 inntrykket.

3) Vickers hardhet (diamant pyramide)



$H_V = \frac{\text{last}}{\text{overflate areal av inntrykk}}$

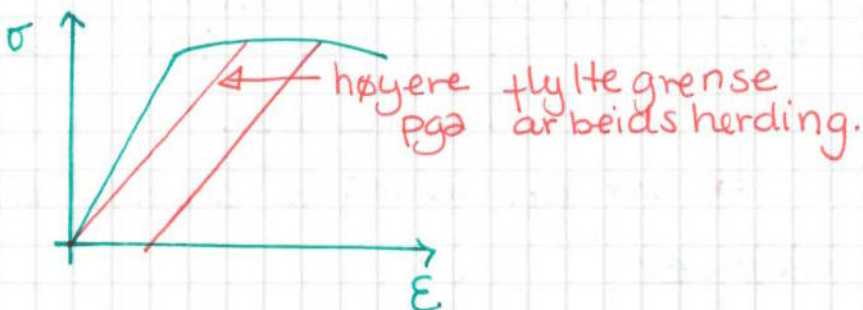
Kap. 9 dislokasjoner og styrke mekanismer.

glidning - plastisk deformasjon som har skjedd
 ved dislokasjonsbevegelse.

glide plan - glidning foregår langs
 (dislokasjonslinja som ligger tvers over).

dislokasjoner pga

- 1) Støttings prosess
- 2) plastisk deformasjon
- 3) termiske spenninger.



- dislokasjons tetthet

total dislokasjonslengde per enhets volum
 høy dislokasjonstetthet gjør materiale sprøtt

- kjenne tegn for dislokasjoner

påvirker de mekaniske egenskaper til materiale

1) spenningsfeltet rundt dislokasjonslinja.

2) mobilitet til dislokasjonene

3) dislokasjonens evne til å generere flere dislokasjoner

- strekk spenninger

avstanden mellom atomene vil være lengre enn lik
 vekt's avstand (ekstra energi)

- kompresjons spenning

kortere avstand enn likevekten.

nære dislokasjoner → spenningsfelter som overlapper

to kant dislokasjon

⊕ ⊖ motsettl. tiltrekke (armelene)

⊕ ⊕ vil skape spenninger

- glidesystem

glideretning - krystallografisk retning, hvor det er
 kortest avstand mellom atomene.

- 4 muligheter for å oppnå styrke økning.

1) Kornstørrelse reduksjon

2) Atomer i fast løsning

3) arbeids harding

4) Partikkel styrking.

- Kornstørrelse reduksjon

2 grunner for korn grensa er barriere mot dislokasjon bevegelse.

1) ulikt krystallografisk orientert

2) Uorden i atomære grenseområde ingen kontinuerlig glideplan.

Dislokasjonene vil hope seg opp foran korn grensen.

Finkorn \Rightarrow større korn grenseareal \Rightarrow flere barrierer \Rightarrow økt flytegrense.

- Hall - Petch likningen. *halpe*

(gjelder ikke for svært små eller svært store korn)

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{1/2}$$

\nearrow gitter motstand
 \searrow midlere korndiameter.
 \hookrightarrow konstant (avhengig av materialet).

- Fast løsnings styrking

Gunstig å plassere fremmed atom nær dislokasjons linja. \Rightarrow bevegelse av dislokasjon \Rightarrow tøyninger \Rightarrow økning av flytegrensen.

- Arbeids harding

plastisk deformasjon \Rightarrow bevegelse av dislokasjoner \Rightarrow generering av dislokasjoner \Rightarrow økning av dislokasjons tetthet \Rightarrow vanskeligere for nye dislokasjoner å gli gjennom nettverk \Rightarrow økning av σ_y

$$\% CW = \frac{A_0 - A_d}{A_0} \times 100$$

- rekovering, rekrySTALLISASJON og kornvekst.
rekovering - betyr indre energi pga. dislokasjoners bevegelse pga. økt atom bevegelse ved høyere temperaturer. → subkorn dannelse

- rekrySTALLISASJON

nye tøyings frie korn som er ekviale
(~ samme diameter i alle retninger)

Drivende kraft for rekrySTALLISASJON er endring i energi mellom tøyede og utøyede korn.

avhengighet → tid, temp, deformasjon korn.

2 - 20% Kaldarbeiding.

- Kornvekst

→ rekrySTALLISerte korn vil fortsette å vokse.

Større korn vokser på bekostning av mindre korn.

↳ (Gibbs Thomsens effekt).

Korn grense avtar ⇒ mer energetisk gunstig

Korn diameter

$$d^n - d_0^n = k \cdot t \rightarrow \text{tid}$$

↳ konstant diameter ved $t=0$.

Kap. 10 Materialsvikt

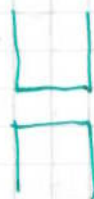
brudd fra enakset strekk (2 typer)

Seigt brudd (duktilt)

Sprø brudd



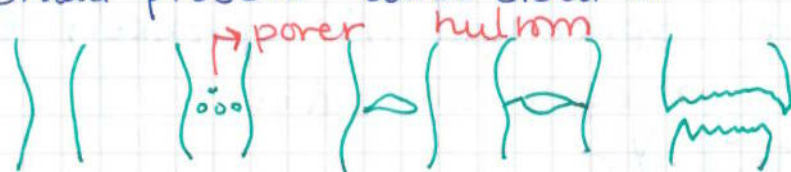
moderat innsværing



sprøtt brudd.

- Seigebrudd

Brudd prosess ulike stadi'er



Spennings konsentrasjoner.

traktiografi = SEM

- Sprøbrudd

minimal plastisk deformasjon \Rightarrow rask brudd utvikling, bruddkraften står vinkelrett på anvendt kraft

2 typer brudd \rightarrow kløvningsbrudd

- transkrySTALLINSKT - sprekken tar planter seg tvers gjennom korn grensa.
- interkrySTALLINSKT - sprekken tar planter seg langs korn grensa.

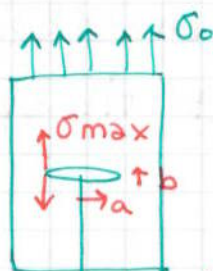
polykrySTALLINSKT = består av mange korn

en krySTALL = hele materialet består av bare et korn.

- Prinsipp for brudd mekanikk.

\circ : liten spennings konsentrasjon

\ominus : stor spennings konsentrasjon. (Krumming)



$\sigma_m > \sigma_0$

σ_{max} : maksimal spenning på toppen av sprekkespissen.

Inni porene 0 spenning

\rightarrow geometri og orientering avgjørende for sprekken.

Generering av spennings konsentrasjon rundt sprekken blir større i sprø enn duktilt materialet. Økt spenning \Rightarrow plastisk flyt rundt sprekken

- Bruddseighet

motstand mot sprøbrudd når sprekken er tilstedet.

$$K_{Ic} = \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y \cdot \sigma_c$$

↳ lengde av ståret.
↳ dimensjonsløs parameter
↳ bruddseighet



pløntøyning - ingen tøyningsskomponenter
vinkelrett på front eller baksiden.

Formgivning - bruddseighet, spenning, lengden.

- skår slags prøving

bygger på

- deformasjons ved lav temp
- høy tøyningshastighet
- 3. d spenningstilstand pga. spor i prøven.

→ Charpy V

→ Izod



V formet spor

↳ 2mm

måler total energi som absorberes ved å slå av standard prøve. Bestemme om bruddkarakteren til materialet endres fra duktilt til sprøtt, ved utgående temp.

- utmøtting

Brudd som følge av akkumulert skade pga. dynamisk (syklisk) belastninger ved spenningsnivåer langt under flytegrense.

↳ Brudd i elastiske delen

Syklisk belastning

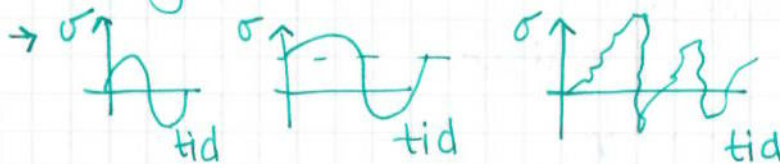
3 mulige lastformer

→ aksiale

→ fleksural (bøye type)

→ torsjon (vridning).

3 ulike spennings tid variasjon som kan brukes i utmattings forsøk.



S-N Kurver (Wöhler diagram)

- utstyr • lehrs bøye utmattingsmaskin

• universal maskin

SN-kurve sier noe som sannsynligheten for et bestemt antall syklar til brudd.

• Sprekkdannelse og vekst og sprekk

utmattings prosessen 3 trinn

I) sprekk dannelse

II) Sprekk vekst

III) brudd

Karakteristisk trekk for utmattings brudd

(I) Beach mark (rasterlinjer) makroskopisk

(II) Stria-sjoner mikroskopisk

↳ posisjon til sprekkfronten på et tidspunkt.

Beach-mark inneholder striasjoner.

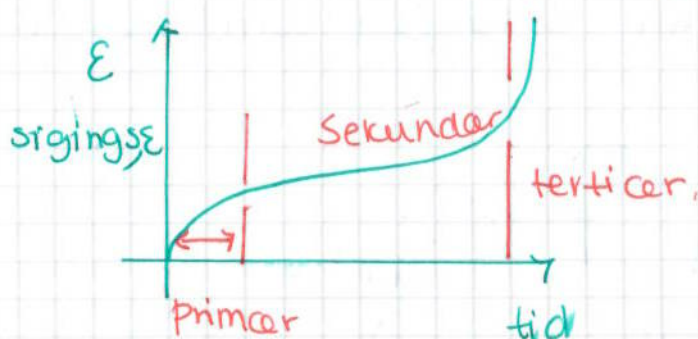
(I) og (II) finnes ikke i bruddoverflaten.

• faktorer som påvirker utmattings tiden

- Spennings amplituden, geometrisk form, overflateeffekter
 metallurgiske parametre, omgivelse.

- Siging

høy temp, statiske spenning
tids og temperatur avhengig vanlig deformasjon som
påvirkes av en konstant kraft/spenning.
Uønsket fenomen. \Rightarrow begrenser levetiden.



primær siging

høy hastighet - pga. regulær flyt, dislokasjonsnettverk

sekundær siging (lengst tid)

konstant hastighet, reorganisering av dislokasjoner
(recovery), tøyning \Rightarrow arbeidsharding

tertiær siging

sigehastigheten øker, innsnevring \Rightarrow brudd.

Kap. 11 Fasediagram

Hvilke faser legering består av ved likevekt.

$$G = U + PV - TS$$

↓ Indre energi ↓ entropi

\hookrightarrow når Gibbs fri energi er minimal

Komponent: bestanddel i legering.

Løselighetsgrensen

maks konsentrasjon av atomtypen som er det
oppløslige

homogent system : en fase system
 heterogen system : to eller flere faser

• Fase likevekter.

likevekt \rightarrow Gibbs energi (likevekt når systemet ikke endres over tid.

meta stabile - likevekt tar lang tid i faste faser.
 herdede aluminiums legeringer gir ekstrem styrke.

\rightarrow Binære fase diagram

trykk konstant, varierer temp. og kjemisk sammensetning. En hjelp til å forstå fase transformasjoner.

- tolkning av fase diagram

faser, kjemisk sammensetning, temperatur.
 les av det jøvla diagrammet!!

Vektstang regelen

$W_\alpha = \frac{C_\beta - C_0}{C_\beta - C_\alpha}$ andel fast og andel smelta
 for å finne sammensetning.

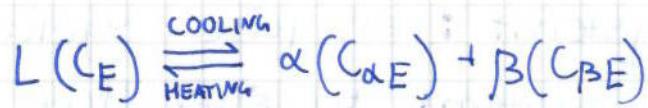
Volumfraksjon

$$V_\alpha = \frac{\frac{W_\alpha}{\rho_\alpha}}{\frac{W_\alpha}{\rho_\alpha} + \frac{W_\beta}{\rho_\beta}}$$

ρ_β : masse tetthet

- ikke likevekts avkjøling

justering av kjemisk sammensetning under avkjøling \Rightarrow diffusjon i fast fase og smelte.



Seigninger: ulik kjemisk sammensetning fra et sted til et annet sted i støp i et korn

Seigninger fører til ikke optimale egenskaper for en legering.

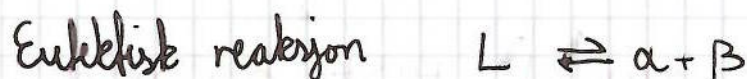
mekaniske egenskaper til isomorte legeringer.

mekaniske egenskaper til isomorte legeringer er avhengig av legerings sammensetningen selv om vil kornerstørrelse være konstant.

utvikling av mikrostrukturer i eutektiske legeringer

eutektisk struktur består av alternerende lameller av α og β struktur

primær fase: den fasen som er dannet før systemet har nådd den eutektiske temperatur.



jern - karbon systemet

Rent jern finnes i tre modifikasjoner



11.19 utvikling av mikrostruktur i jern - karbon legeringer

Fe₃C lamellene er ca 8. ganger tynnere enn α - jern lamellene

Perlitt \rightarrow lameller av ferritt og sementitt
 ferritt dannet ved temperatur \rightarrow 8 ganger større av Fe, kalles
 proeutektoid ferritt, under Fe eutektoid ferritt

- ikke likevekts avkjøling

To viktige ikke likevekts effekter:

I) faseomvandling ved andre temperatur

II) ikke likevektsfaser ved rom temp.

Tilsetning av legeringselementer endrer fase-
 diagrammet som endrer det eutektoid punktet.

Kap. 12 . Fase transformasjoner.

Tre styrke økende mekanismer.

1) Kornstørrelse forfining

2) fast løsnings herding

3) Arbeids herding.

- Basis begreper.

I) enkle diffusjons avhengige transformasjoner
 (ingen endring i antall faser)

II) Diffusjons avhengige transformasjoner
 (endring i fase sammensetning)

III) Diffusjonsløse transformasjoner
 (martensitt \rightarrow rask avkjøling).

- Kinetikk til fase - transformasjoner

fase transformasjoner danner ny fase.

med andre fysiske og kjemiske egenskaper.

Små partikler dannes.

Kim dannning - dannelse av veldig små (partikler) kim
 som er i stand til å vokse.

Kimene blir større \rightarrow noe eller all moderfasen forsvinner.

- mekanismer

1) Homogen kimdanning

dannes overalt i moderfasen (kim dannes uten hjelp av defekter)

2) Heterogen kimdanning

Kim dannes på foretrukne steder i mikrostrukturen (dannes ved hjelp av slag eller defekter).

- Homogen kimdanning

$$\Delta G = H - T \cdot \Delta S \quad \Delta G = \text{forskjell på smelte og fast fase.}$$

når ΔG er negativ \rightarrow temperatur under smeltepunkt (kulerunde)
 \rightarrow vil en transformasjon foregå

Kim større enn r^* (kritisk radius) vil vokse fordi det vil føre til reduksjon av Gibbs energi.

embryo - en slik ansamling av atomer.

ΔG^* - energi som kreves for å danne et stabilt kim.

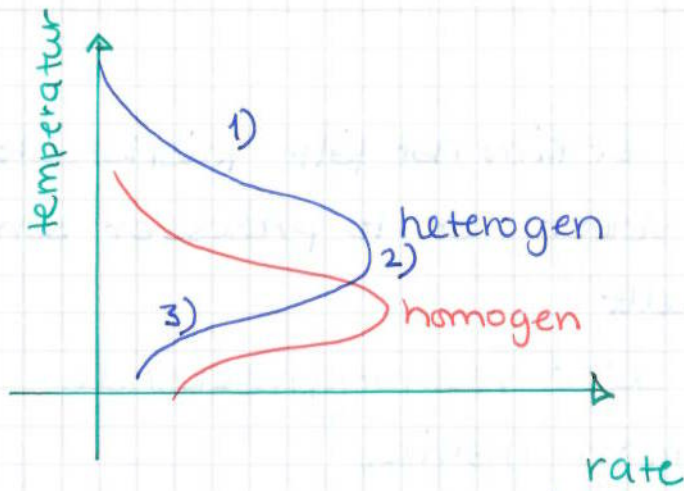
r^* og ΔG^* øker med temperatur

$$n^* = K_1 \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right) \quad \text{aktiveringsenergi}$$

\rightarrow relatert til totale antall kim i smelta (konstant)
 \rightarrow antall stabile kim.

Lavere $T \Rightarrow n^*$ øker

For størkning må vi alltid ha underkjøling dvs. temp. under T_m for størkning. Ved homogen størkning er underkjøling betydelig.

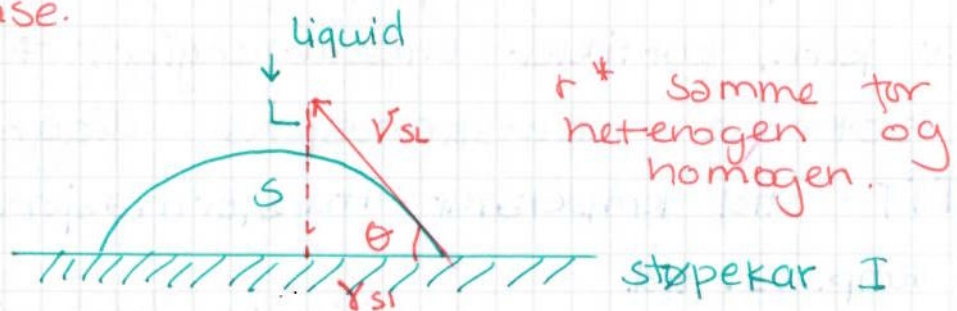


- 1) stor drivende kraft for diffasjon
liten drivende kraft for transformasjon
- 2) maks kimdannings hastighet
kompromiss ; middels drivende kraft for transformasjon og diffasjon
- 3) liten drivende kraft for diffasjon
stor drivende kraft for transformasjon

Heterogen kimdanning

Underkjøling bare noen grader i virkelig heten
Pga. ΔG^* er lavere for en kimdanning på en allerede eksisterende overflate.

Kim danning på en flat grenseflate med smelte mot fase.



Mindre energi bariere for heterogen enn homogen kimdanning. Heterogen kimdanning skjer derfor raskere/lettere dvs. ved lavere underkjøling

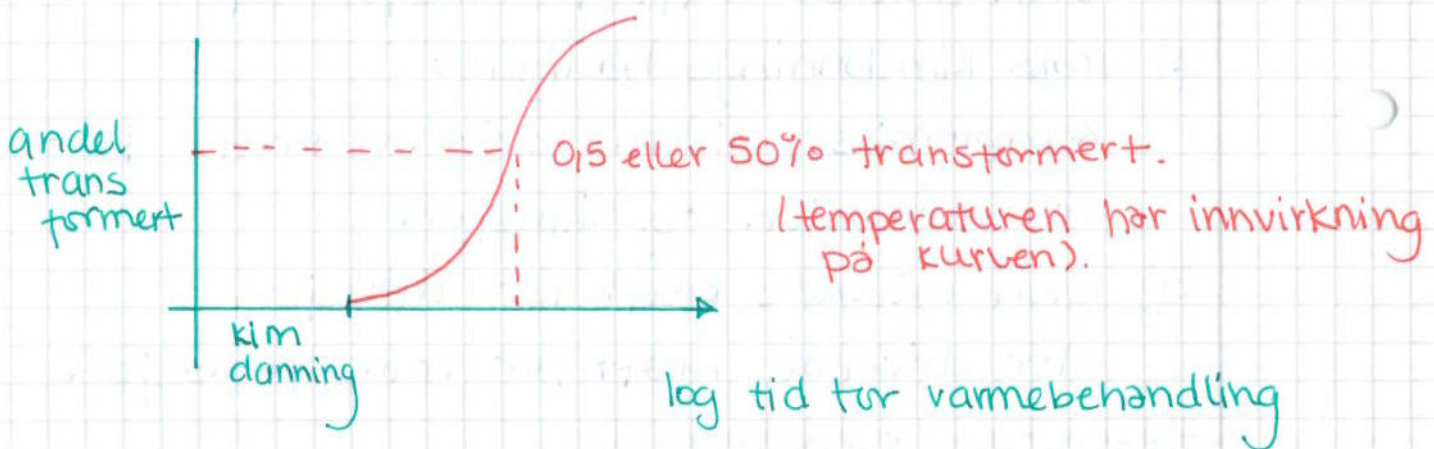


- Vekst

Skjer etter at et korn har fått kristisk størrelse.
Korndannning og vekst er to prosesser som oftest foregår parallelt

Partikkel vekst skjer ved langtrekkende diffusjon av atomer gjennom matris.

partikkel dannelse → i matris
→ på tvers av fasegrensen.



morfologisk størrelse - størrelse på korn/partikler.

liten korndanningshastighet ⇒ få og grove korn/partikler og motsatt. (under transformasjons temperaturen).

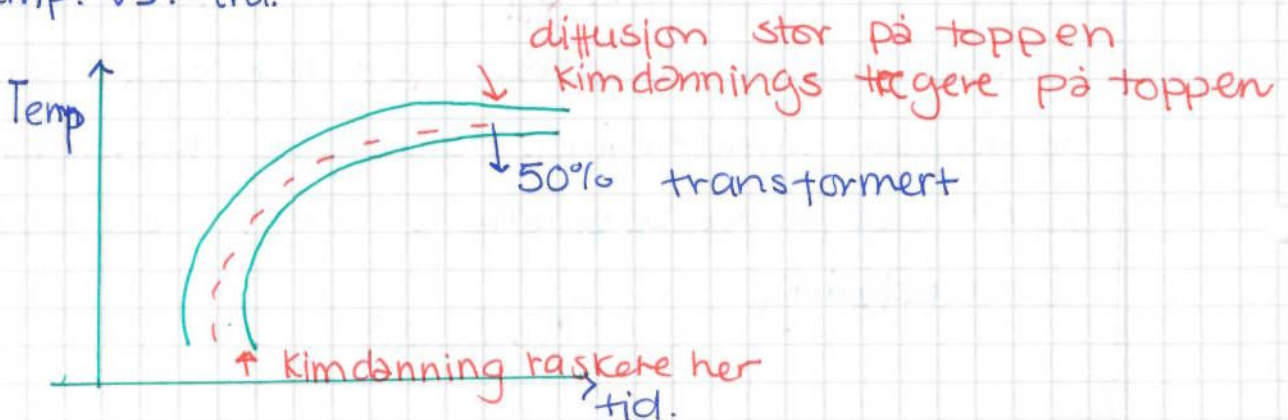
høye temp ⇒ grov korn

lav temp. ⇒ størknings prosessen går raske ⇒ dannelse av korn/partikler (tidsavhengige) ⇒ små korn

- Isoterme transformasjons diagrammer.

TTT - tid temperatur - transformasjon

temp. vs. tid.



- Isoterm varmebehandling

Grov perlitt

under den eutektoide temperaturen blir lamellene tykke. Høy diffusjons hastighet og lav drivende kraft fører til grove lameller.

Fin perlitt

lav temp. \Rightarrow autar diffusjon \Rightarrow stor drivende kraft for transformasjon \Rightarrow finere lameller (smalere)

Bainitt

tenitt og sementitt, små strukturer, ^{\rightarrow finere} hardere enn perlitt. nåler som stikker opp (sementitt) sterkere og hardere enn perlitt, høy styrke og duktilitet.

Stærvidite

Hvis bainitt eller perlitt varmebehandles ved en temperatur under den eutektoide temperatur dannes ny mikrostruktur. \downarrow i 700°C i 18-24 t.

Kuleformet sementitt partikler i α -matris

grenseflate energi er mindre, svakere enn perlitt.

Martensitt

størst hardhet og strekkfasthet. gir sprøhet dannes ved rask avkjøling (quenching) av austenittisk jern-karbon legering, hardheten avhengig av C innhold.

- ikke likevekt ved entase struktur

- dannes fra diffusjonsløs transformasjon

Karbon atomene forblir som urenheter i martensittisk struktur $\xrightarrow{\text{varme}}$ (diffusjon) transformasjoner til andre

CCT (continue Cooling Transformation.

Diagrammet forskyver seg mot høyre: i forhold til ITT

langsom avkjøling → grov perlitt

raskere avkjøling → fin perlitt

Kritisk avkjølingshastighet: minimum avkjølingshastighet, hvor legningen vil transformere til 100% martensitt.

- mekanisk opptørseil til jern-karbon legninger.

Sementitt er hardere og sprøere enn ferritt

↳ fører også til mindre duktilitet og forlengelse.

Fin perlitt har sterkere binding mellom sementitt og ferritt. (holder mer på binding-er).

Sementitt forsterker ferritt ⇒ jo mindre lameller grenseflater hindrer dislokasjonsbevegelse.

- Anløpt martensitt

Alt for sprøtt, rask avkjøling av austenitt fører til mye spenninger.

varmes opp → såkalt anløping, spenning blir lavere
Seighet og duktilitet øker

BCT martensitt overmetta på karbon → til anløpt martensitt som består av ferritt og sementitt.

Lengre

Større varmebehandling vil sementitt partiklene forgrove
⇒ hardhet blir mindre pga mindre grenseflateareal.

Anløpnings sprøhet:

anløping av noen stål fører til reduksjon av seighet. To måter

- anløping rundt 575°C deretter langsom avkjøling.
legerings elementer diffunderer til korngrensene

strekkfasthet finnes ved å bruke blandingslov

$$\bar{TS} = W_p (TS)_p + W_b (TS)_b$$

↗ vektfraksjon perlit, bainitt
 ↘ strekkfasthet for perlit → bainitt.
 ↳ legerings | strekkfasthet

stryke økende - mekanismer

- arbeids harding deformasjon, dislokasjon (valsing)
- korn reduksjon høyere flytegrense (glide system)
- fast løsnings harding substitusjonell, interstiell

Kap. 17.

Persipitat harding.

Øke styrke ved jevn fordeling av små små partikler, persipitater i matris. gjøres ved varmebehandling.

- 1) Danne overmettet løsning
- 2) varmebehandle i 2-fase området for å få uttelling av ny fase.

Hardhet når maksimum av autar igjen.

Tilstand etter maks hardhet kalles overberdet tilstand.

