

Chalmers Tekniska Högskola
Göteborgs Universitet
Fysiska Institutionen
Hans Nordén

Me

METALLMIKROSKOPET

MÅLSÄTTNING

Målet är att ge en grundläggande förståelse för tillståndsdia-gram och deras användning för att förutsäga hur ett materials tillstånd beror av dess sammansättning och värmebehandling

FÖRBEREDELSE

Läs igenom laborationshandledningen och försök framför allt förstå de olika faser järn-kollegeringar kan bilda

UTFÖRANDE

Tillståndsdia-gram och dess tillämpningar kommer först att gås igenom och ytterligare förklaras.

Tillståndsdia-grammet för stål kommer sedan att användas för att förklara förekomsten av olika faser i ett värmebehandlat stål, som studerats med ljusoptiskt mikroskop

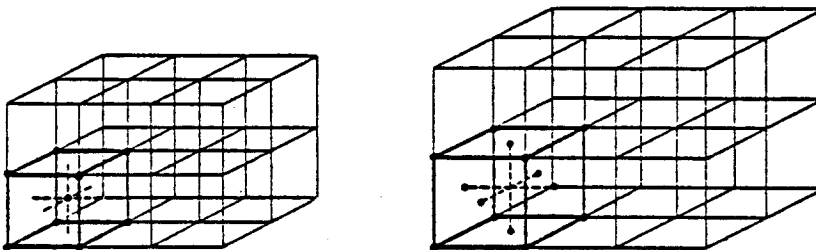
Laboration i metallmikroskopering

LABORATIONS-PM

1. Grundbegrepp

1.1. Unära tillståndsdigram

En och samma metall uppträder vid olika temperaturer i olika tillstånd eller faser: i gasform, som smälta eller som fast kropp. Många metaller har i fast tillstånd olika modifikationer, som existerar i olika temperaturområden. Varje modifikation kännetecknas av en särskild atomanordning i kristallgittret (se fig. 1). Förekomsten av ett och samma ämne i flera fasta modifikationer kallas polymorfi (allmänt) eller allotropi (för rena grundämnen).



α -järnets kristallstruktur, kubiskt
rymdcentrerat gitter

γ -järnets kristallstruktur, kubiskt
ytcenrerat gitter

Fig. 1

Övergången från en modifikation till en annan (eller allmänt ett tillstånd till ett annat) kallas omvandling. Den temperatur, där övergång sker, kallas omvandlingstemperatur.

Om man på en temperaturskala avsätter alla omvandlingspunkter för en metall, får man ett diagram som för varje temperatur anger metallens tillstånd. Man kan också säga, att diagrammet för varje temperatur anger den fas som är stabil. Diagrammet kallas därför tillståndsdigram eller fasdiagram, och till skillnad från diagram som omfattar flera metaller kallas dylika för ett enda ämne unära.

Fig. 2 visar järnets unära fasdiagram. Observera att såväl ånga och smälta som alla fasta modifieringar betecknas som faser.

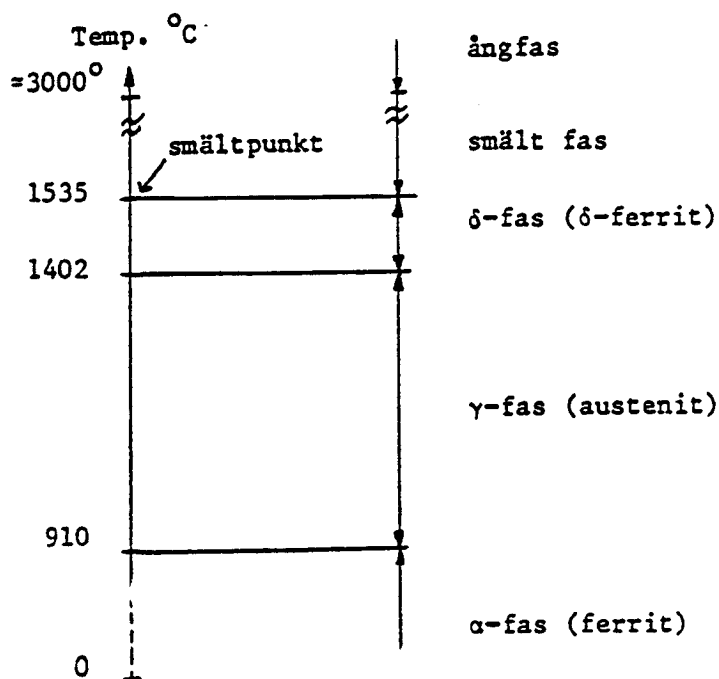


Fig. 2

1.2. Binära tillståndsdigram

Legeras en metall med något annat ämne så förändras omvandlingstemperaturerna. Ett diagram som anger legeringens tillstånd för varje sammansättning kallas binärt tillståndsdigram (fasdiagram), om endast två ämnen ingår i legeringen (ternärt för tre ämnen och polynärt för många ingående ämnen).

1.2.1. Binärt system med båda komponenterna fullständigt lösliga i varandra i såväl smält som fast tillstånd

I fig. 3 visas ett binärt tillståndsdigram, där de båda komponenterna är fullständigt lösliga i varandra i såväl smält som fast tillstånd. Komponenterna har betecknats med A och B. I figurens vänstra del har avsvälningsskurvor uppritats dels för de rena komponenterna, dels för två legeringar, nämligen med 30 resp. 70% B.

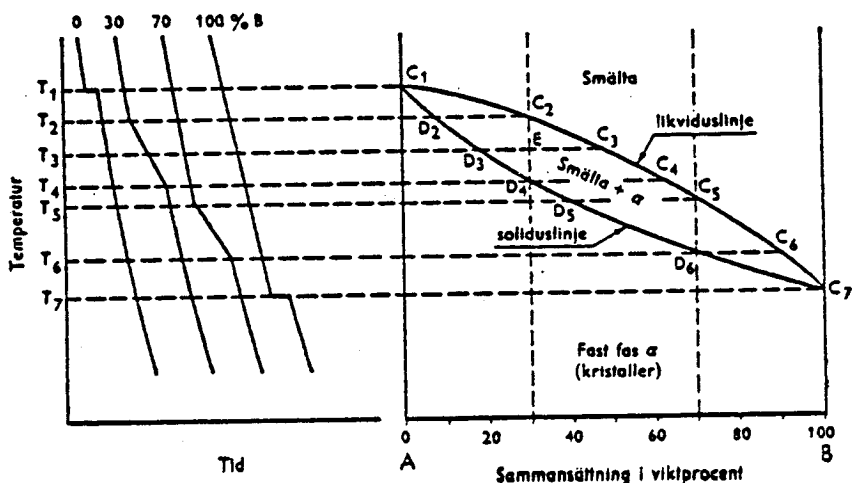


Fig. 3. Tillståndsdigram för systemet AB med obegränsad löslighet i både smält och fast tillstånd.

Ett tillståndsdigram kan uppgöras med ledning av olika undersökningsmetoder. Bl.a. kan man såsom i fig. 3 upprita det med ledning av avsvälningsskurvorna för en serie olika sammansättningar.

Avsvälningsskurvan för den rena komponenten A har en enda hållpunkt, där smältvärmnet bortföres, nämligen vid temperaturen T_1 , som är komponentens smältpunkt.

Kurvan för legeringen med 30% B förlöper utan störning till temperaturen T_2 , varifrån den visar ett flackare förlopp ned till temperaturen T_4 . Detta betyder, att avsvälningen går långsammare mellan temperaturena T_2 och T_4 . Inom detta intervall försiggår stelmandet. Den långsammare temperatursänkningen under stelmandet beror på att en extra värmemängd motsvarande smältvärmnet frigöres. En legering stelnar i allmänhet inte vid en viss temperatur utan

i stället, som den studerade legeringen, inom ett stelningsintervall. Detta beroende på att de olika fasernas sammansättning ändras med temperaturen.

Avsvalningskurvan för legeringen med 70% B har ett liknande utseende som för legeringen med 30% B. Stelningsintervallet ligger dock vid lägre temperaturer $T_5 - T_6$.

Avsvalningskurvan för den rena komponenten B har liksom för A endast en hållpunkt, nämligen vid temperaturen T_7 .

I tillståndsdigrammet (högra delen i fig. 3) avsättes för varje av de studerade sammansättningarna temperaturerna för begynnande och avslutad stelning, varefter samhörande punkter sammanbindes. Ovanför den övre av de så erhållna linjerna, likviduslinjen, förekommer alla AB-legeringar i smält form. Under den undre linjen, soliduslinjen, förekommer alla AB-legeringar i form av fast fas, i diagrammet kallad α .

Mellan de båda linjerna består en legering av både smälta och fast fas α . Området mellan likvidus och soliduslinjen är alltså ett tvåfasområde, medan områdena under och över är enfasområden. Solidus- och likviduslinjerna utgör sålunda gränser mellan enfas- och tvåfasområden.

Om en legering med 30% B får svalna långsamt från hög temperatur, erhålles följande omvandlingsförlopp. Vid temperaturen T_2 börjar de första kristallkornen av fast fas att bildas. Dessa först bildade kristaller har ej samma sammansättning som smältan utan håller en lägre halt av B, nämligen motsvarande D_2 . Att så måste bli fallet förstås därav, att den först bildade fasta fasen måste ha en sådan sammansättning, att den ligger på gränsen av enfasområdet för fast fas samt att den vidare måste ha samma temperatur som smältan, nämligen T_2 . I och med att smältan utskiljer en B-fattigare fas, anrikas den själv på B. Vid sjunkande temperatur ändras därför under fortsatt stelning smältans sammansättning längs $C_2C_3C_4$, medan den fasta fasen ändrar sin sammansättning längs $D_2D_3D_4$. Härvid förutsättes, att de först bildade och de senare utskilda kristallerna utjämnar sin sammansättning genom diffusion.

Då den fasta fasen fått samma sammansättning som den ursprungliga smältan (30% B) är stelningsförloppet fullbordat. Punkten D_4 utmärker detta stadium. Omedelbart före stelningsförloppets fullbordan hade den då återstående lilla mängden smälta sammansättningen C_4 .

Smältningen förlöper på omvänt sätt. För den studerade legeringen bildas vid T_4 små mängder smälta av sammansättningen C_4 . Vid fortsatt värming tilltar mängden smälta, medan dess sammansättning följer linjen $C_4C_3C_2$. Den fasta fasens sammansättning ändras längs $D_4D_3D_2$. Vid T_2 är smältningen fullbordad.

En smälta med sådan sammansättning och temperatur, att den motsvaras av en punkt på likviduslinjen, är i jämvikt med en fast fas av samma temperatur och med den sammansättning, som anges av soliduslinjen. De horisontella linjer, som sammanbinder två faser i jämvikt med varandra, kallas konoder. Linjen D_3C_3 är exempelvis en konod.

1.2.2. Binärt system med obegränsad löslighet i smält tillstånd men med begränsad löslighet i fast tillstånd

Om den begränsade lösligheten i fast tillstånd når upp till solidus- och likviduskurvorna, erhåller man diagram med ändrad karaktär.

Eutektiskt tillståndsdigram.

I fig. 4 visas ett binärt eutektiskt tillståndsdigram, där komponenterna betecknats A och B samt de båda faserna i fast tillstånd α och β . I figurens vänstra del återges svalningskurvorna för den rena komponenten A samt för några olika legeringar.

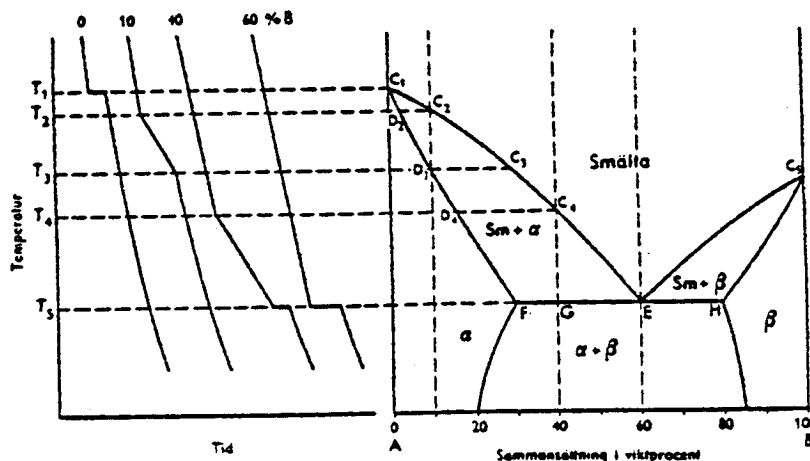


Fig. 4. Eutektiskt tillståndsdigram för systemet AB

Legeringar med B-halter upp till punkten F (30% B) eller med B-halter över punkten H (80% B) har för stelandet liknande avsvälningsskurvor som för ett system med obegränsad löslighet i fast fas. Efter det att stelandet är fullbordat består dylika legeringar av en enda fas, nämligen α resp. β . De legeringar i det studerade systemet som håller mellan 20 och 30% B samt mellan 80 och 85% B kommer dock att vid fortsatt svalning komma in i tvåfasområdet $\alpha + \beta$, vilket innebär, att man får en utskiljning av β resp. α .

Legeringar med sammansättningen mellan F och E (30 - 60% B) svalnar på förut beskrivet sätt ned till temperaturen T_5 . Smältans sammansättning följer därvid likviduslinjen C_4E och den fasta fasens sammansättning soliduslinjen för

α -fasen D_4F , varvid såsom tidigare antages att den fasta fasen hela tiden utjämnar sin sammansättning genom diffusion.

Vid den punkt, där likviduslinjen $C_1C_2C_3C_4E$ för fasen α skär likviduslinjen C_5E för fasen β , är smältan samtidigt mättad med avseende på såväl komponenten A som komponenten B. Den resterande smältan kommer därför att samtidigt utskilja de båda fasta faserna α och β . Temperaturen förblir härvid konstant, tills smältan tagit slut.

Punkten E, som är skärningspunkten mellan de båda fasta fasernas likviduskurvor, kallas eutektiska punkten. Då två fasta faser såsom i detta fall α och β samtidigt utkristalliserar ur en "eutektisk" smälta bildar de vanligen en intim blandning med varandra, ett s.k. eutektikum. Den reaktion (den s.k. eutektiska reaktionen) som därvid äger rum kan skrivas



Efter stelnandet består en legering med exempelvis 40% B av α -fas och β -fas. α -fasen förekommer dels ren såsom större tidigare utskilda kristaller och dels i intim blandning med β -fas i eutektiket.

En smälta med sammansättningen mellan E och H (60 resp. 80% B) stelnar på samma sätt som legeringar med sammansättningen mellan F och E, men med den skillnaden att nu β först utskiljes i stället för α .

En smälta med eutektisk sammansättning har inget stelningsintervall utan endast en bestämd smält- och stelningpunkt, analogt med en ren metalls smälta. För motsvarande reaktion i fasta tillståndet benämnes diagrammen eutektoidiska. Den smälta fasen motsvaras här av en fast fas.

1.2.3. Exempel

Fig. 5 visar tillståndsdigrammet Al-Si och fig. 6 tillståndsdigrammet för legeringssystemet Fe-C. Fig. 7 återger i större skala den del av det sistnämnda, som är av betydelse för laborationerna.

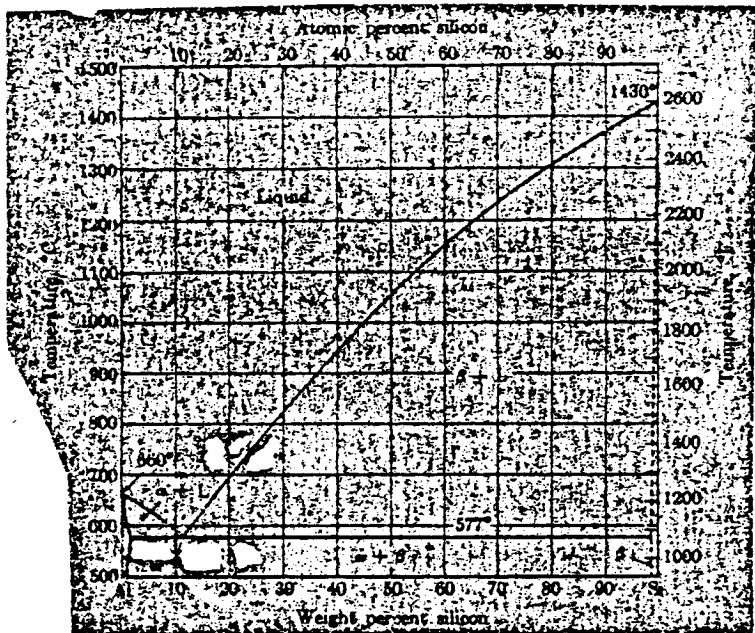


Fig. 5

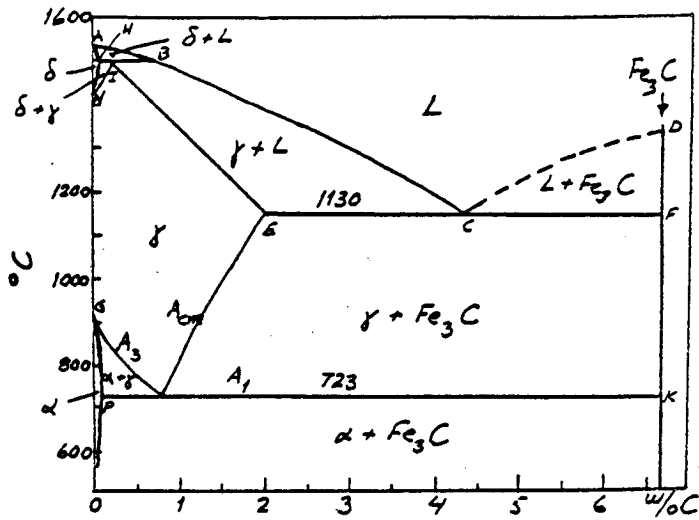


Fig. 6

Cementit är en fas med sammansättningen Fe_3C (kolhalt 6,7%), som uppträder i järn-kol-systemet tack vare järnets tendens att ingå kemisk förening med kol.

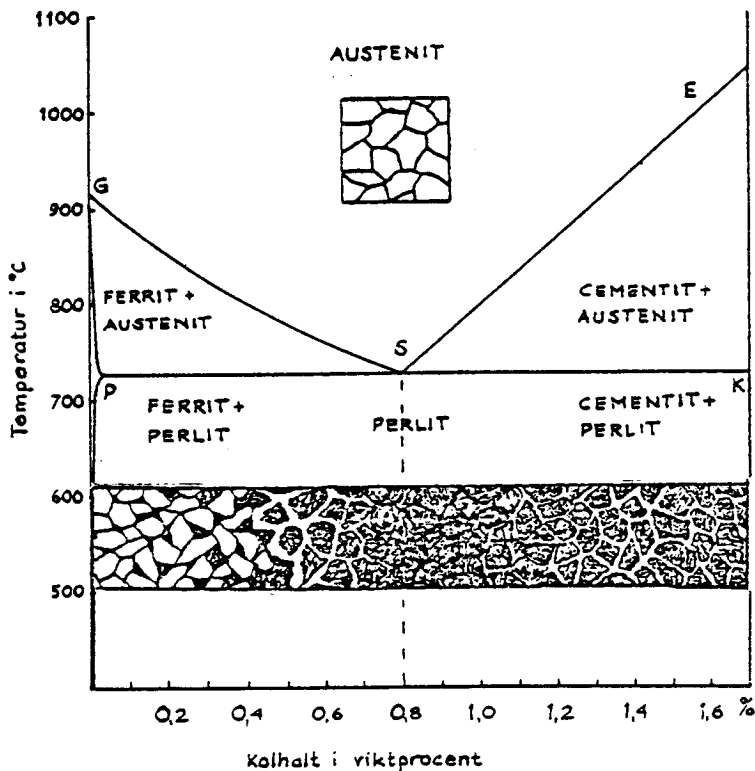


Fig. 7

1.3. Perlit. Faser och strukturbeståndsdelar

Betrakta ett stål med sammansättningen 0,80% C, rest Fe. Dess tillstånd vid olika temperaturer kan avläsas ur diagrammet fig. 6 utmed en vertikal linje, som går genom punkten S.

Över 723°C består denna legering av enbart en fas, austenit. Under 723°C existerar den i form av två faser, ferrit och cementit. Vid kylning genom punkten S sönderfaller austeniten i ferrit och cementit. Sönderfallsreaktionens produkt kallas perlit.

Sönderfallet börjar med kärnbildning av en cementitkristall. Vid dess tillväxt bindes allt kol ur det omgivande materialet i cementiten, och den växande kristallens omgivning utarmas på kol, varvid den övergår till ferrit (se fig. 8).

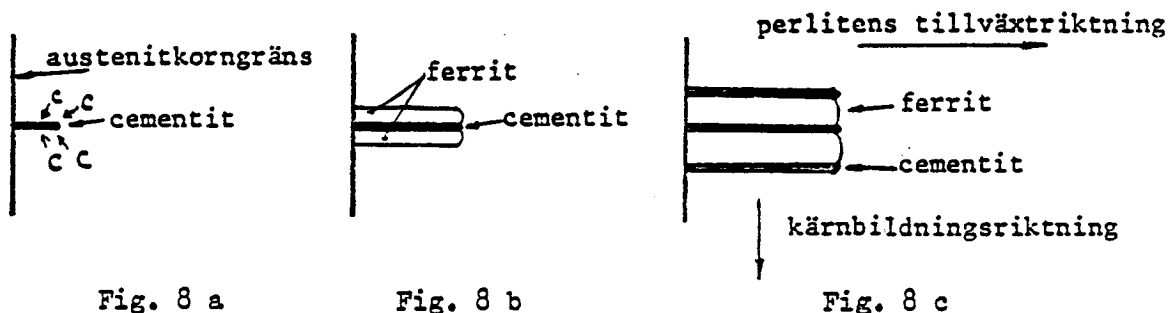


Fig. 8 a

Fig. 8 b

Fig. 8 c

Cementiten växer i form av tunna skivor, mellan vilka det järn som berövats sitt kol ligger kvar som ferrit. Nya cementitlameller kärnbildas alltid på ett bestämt avstånd från föregående (där det finns tillräckligt av kol kvar), så att perlitens får ett karakteristiskt utseende av omväxlande jämntjocka cementit- och jämntjocka ferritlameller (fig. 8 c).

Observera dock att perlitens ej är en fas, utan en blandning av två faser (ferrit + cementit) med regelbunden anordning och karakteristiskt utseende. På en dylik blandning tillämpas samlingsbeteckningen "strukturbeståndsdel".

En strukturbeståndsdel kännetecknas av karakteristiskt utseende. Begreppet omfattar både rena faser och blandningar av faser i karakteristisk anordning. En fas däremot kännetecknas av enhetlig sammansättning och enhetliga egenskaper.

Ett stål med kolhalten 0,80% består vid låga temperaturer av två faser (ferrit + cementit), men har endast en strukturbeståndsdel (perlit). Vid hög temperatur (över 723°C) består det av en enda fas (austenit), som samtidigt utgör enda strukturbeståndsdel.

1.4. Under- och övreutektoidiska stål

Punkten S kallas en "eutektoid punkt". Ett stål med motsvarande kolhalt (0,8%) kallas ett eutektoidiskt stål. Stål med lägre kolhalt kallas undereutektoidiska (hypoeutektoidiska), med högre kolhalt övreutektoidiska (hypereutektoidiska).

I nedre delen av fig. 7 är inlagt ett bildband, som visar mikrostrukturen hos stål med angiven kolhalt vid rumstemperatur. Vid kolhalten 0% visar strukturbilden endast korn av ferrit. Vid högre kolhalter tillkommer korn med perlitstruktur. Vid 0,8% C finnes endast perlit. Ökas kolhalten ytterligare, så börjar cementit uppträda i gränserna mellan de perlitiska områdena. I fältet ovanför GSE synes vid alla kolhalter enbart austenitkorn.

Ett korn är ett område med enhetlig orientering hos kristallgittret. Olika korn skiljes av korngränser (se fig. 9). Vid den etsning som ingår i den metallografiska provberedningen (se avsnitt 4) framträder korngränserna tack vare olika angreppshastighet för olika orienterade delar av materialet.

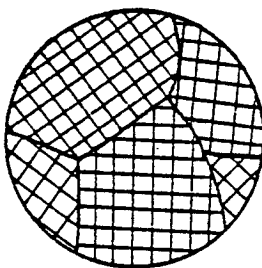


Fig. 9

2. Värmebehandling av stål

2.1. Inledning

Genom värmebehandling varierar stålets struktur så att det under formgivningerna får så god bearbetbarhet som möjligt, medan en annan värmebehandling ger den färdiga detaljen önskade slutegenskaper (hårdhet, slitstyrka, seghet).

De viktigaste värmebehandlingsoperationerna är

- glödning
- hårdning
- anlöpning

Glödning utföres vanligen för att få materialet mjukare och mer formbart, eller för att ge det bättre skärbarhet för spångivande bearbetning. Glödning kan också fordras som förbehandling för att ge materialet en struktur som medger fullgod hårdning. Glödning avslutas i regel med en långsam svalning.

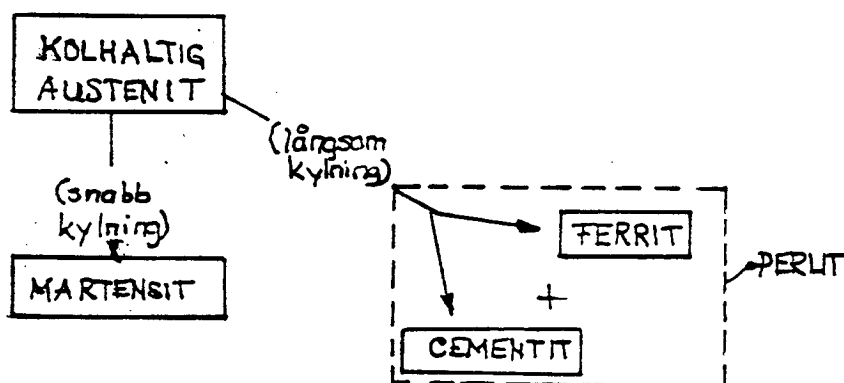
Härdning omfattar i regel en värmning till hög temperatur åtföljd av en snabb, ofta forcerad svalning ("släckning" i vatten eller olja). Strukturförändringarna vid härdning behandlas i följande avsnitt. Efter härdning är hårdheten hög, men segheten kan vara otillräcklig.

Anlöpning är en värmning till måttlig temperatur, som ger härdat material bättre seghet, varvid man för vissa stål måste göra avkall på extrem hårdhet.

2.2. Martensit

Härdning påbörjas alltid med en värmning till sådan temperatur, att materialet helt eller delvis (för övareutektoidiska stål) omvandlas till austenit. All cementit, som vid rumstemperatur förelåg i form av finkorniga partiklar (t.ex. i perlit), är då upplöst. Dess kolhalt återfinnes i austeniten och står till förfogande för utskiljning i en sådan form som ger maximal hårdhet.

Den högsta hårdheten fås, när denna kolhaltiga austenit omvandlas helt till en ny fas, martensit. Martensit har samma kolhalt som den austenit, ur vilken den är bildad, men en annan gitterstruktur. Martensit bildas endast, när austenit kyles så snabbt, att kolatomerna inte hinner samla sig till cementitkornor. Vid långsammare svalning sönderfaller austeniten i stället till ferrit och cementit, varvid materialet får mindre hårdhet.



3. Punkträkning

En strukturbeståndsdelens volymandel är enligt en allmängiltig sats lika med dess ytandel i en godtycklig snittyta genom kroppen. För strukturbeståndsdelarna A och B gäller då:

$$v/o A = \frac{100 \cdot V_A}{V_A + V_B} = \frac{100 \cdot S_A}{S_A + S_B}$$

(V = volym, S = area)

Ytandelarna S_A och S_B mätes genom punkträkning. Metoden grundar sig på att sannolikheten, att en godtyckligt placerad punkt hamnar inom ett A-område, är proportionell mot ytandelen A. Medelst ett specialokular överlagras strukturbilden med ett punktgitter. Man registrerar antalet träffar i A-områden. Träffar på gränsen mellan A och B räknas med vikten $1/2$.

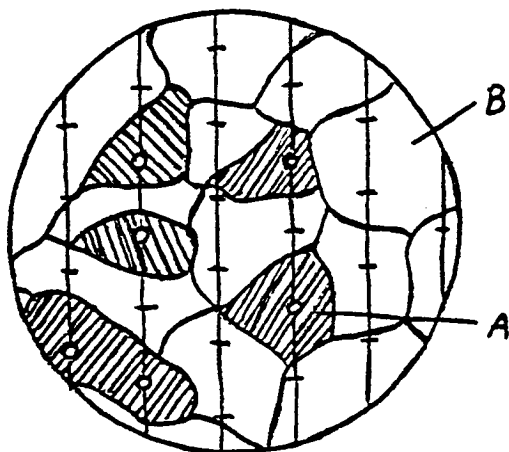


Fig. 10

Felet är omvänt proportionellt mot roten ur antalet avsökta punkter. För rimligt resultat måste således ett stort antal synfält undersökas.

Exempel. I vidstående bild fås 6 träffar i A. Totala antalet punkter är 25. Således $v/o A = 24\%$.

4. Provberedning

För mikroskopisk undersökning av en metalls struktur frilägger man en s.k. inre yta, antingen genom kapning eller genom djupslipning. Annars finnes risk för att strukturen inte är representativ för hela materialet utan bara för en påverkad ytzon. Vid all slipning måste tillses, att inte provet blir så varmt, att dess struktur förändras!

Slipytan poleras och etsas. En icke etsad, polerad yta ter sig vanligen helt kontrast- och strukturlös, om inte materialet innehåller porer eller inneslutningar av t.ex. slag, vilka avslöjas bäst genom studium av oetsade prov.

Vid etsning angripes olika strukturbeståndsdelar i olika grad. Etsmedlet nitral (HNO_3 i alkohol) lämnar t.ex. cementit oberörd, men det angriper ferrit.

Vid betraktande av ett perlitiskt prov i mikroskop erhåller man reflektion enligt fig. 11. I tillräckligt stor förstoring är både cementit och ferrit ljusa, medan gränserna mellan dem ger upphov till mörka linjer. Cementitlamellerna är tunna och detta innebär, att man vid normala förstoringar endast uppfattar dem som mörka linjer.

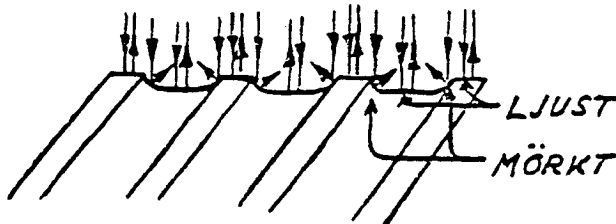


Fig. 11

Etsningen framkallar även kornstrukturen hos enfasiga prov eller områden. Man skiljer mellan kornfält- och korngränsetsning, som kan framkallas med olika etsmedel.

Kornfältsetsningen beror på att etsmedlet angriper metallytor med olika gitteranordning i olika takt. Långsammast angripes de ytor, i vilka atomerna ligger tätast. Följden blir, att vissa etsmedel fräter ned kornytorna tills så mycket resistenta ytpartier som möjligt är vända mot vätskan (fig. 12).

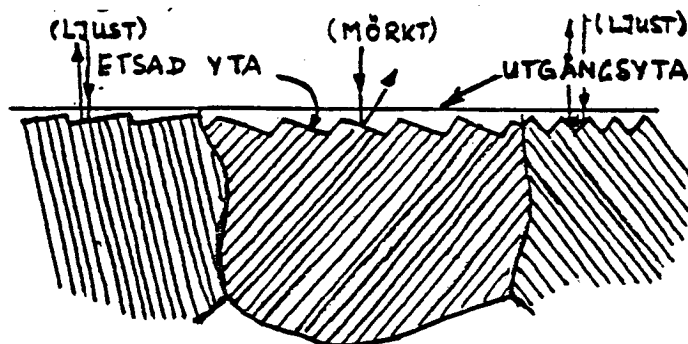


Fig. 12

Korngränsetsning kan orsakas av två effekter:

- (a) Den olika angreppshastigheten i olika kristallriktningar gör att kornen nedfrätes i olika takt, varvid "trappsteg" uppstår mellan snabbetsande och långsamt etsande korn. Om stegen är låga, synes de i mikroskop endast som en mörk linje, men hos högre steg som ligger snett, kan man se både över- och underkanten som en "dubbel korngräns". Rent järn angripes av nital på detta sätt (fig. 13).

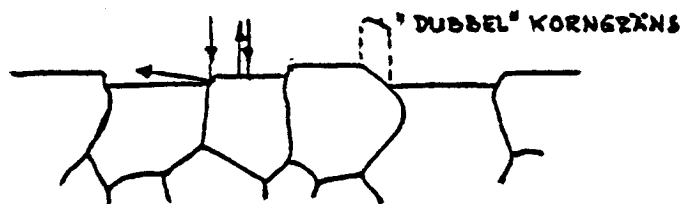


Fig. 13

- (b) Korngränserna kan tack vare sin störda atompäckning eller tack vare sin anrikning av föroreningar angripas i snabbare takt än kornytorna. I så fall fräter etsmedlet "diken" utmed korngränserna, som tack vare bristande reflexionsförmåga framstår som mörka band (fig. 14).

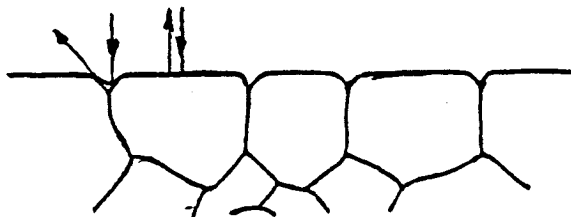


Fig. 14

Typen av etsangrepp beror såväl av etsmedel som av etstid. Det finns emellertid bara ett fåtal etsmedel som ger god kornfältetsning.

Vid laborationerna användes nital i koncentrationen 2% (2% HNO_3 , rest alkohol)

5. Mikroskopi

5.1. Praktiska regler

Mikroskop är mycket dyrbara. T.o.m. det enklaste övningsmikroskopet är en högutvecklad optisk apparat som kostar många tusen kronor. Handskas därför varsamt med mikroskoperna!

Särskilt utsatt är mikroskopets frontlins eller objektiv. Det kan skadas genom att pressas mot ett stålprov. Börja därför skarpinställningen alltid med att under observation från sidan sänka objektivet nästan intill provytan, varefter ögat sättes över ögonlinsen och man skruvar uppåt på inställningsdrevet tills bilden blir skarp. (Lägg på minnet vilken riktning som ger uppåtriktad rörelse!)

Innan ett prov avlägsnas från mikroskopet skall alltid tuben höjas så mycket, att provytan ej kan komma i kontakt med objektivlinsen.

För vissa högförstorande objektiv måste en droppe s.k. immersionsolja placeras mellan frontlinsen och provytan. Denna olja måste därefter avlägsnas med ett lösningsmedel. Många objektiv har förstörts genom "rengöring" med sprit. Endast bensol eller xylol får användas! De flesta andra lösningsmedlen skadar kittet, med vilket objektivets linser är sammanfogade.

Det finnes ytterligare ett säkert sätt att förstöra objektiv - att mikroskopera prov ned rester av etsmedlet på. Det koncentrerade ljuset förångar snabbt både alkoholen och salpetersyran, som slår sig ned på frontlinsens antireflexbeläggning.

Objektiv får ej rengöras av laborerande teknologer. Tillkalla övningsassistent!

Ett genomsnittligt mikroskopobjektiv kostar lika mycket som en högklassig fotokamera!

Ögonlinsen blir inte mera genomskinlig av fett från ögonfransar. Kläm ej ögat alldeles tätt in på linsen! Har ögonlinsen blivit nedsmutsad får den ej rengöras med näsduk utan bara med rent linspapper eller Klencex. Obs. att damm på linspapperet repar antireflexbeläggningen!

5.2. Teori

Vid laborationen användes ljusmikroskop, vars strålgång framgår av fig. 15.

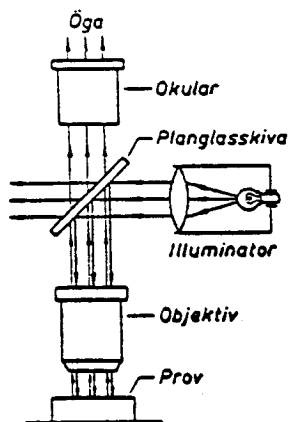


Fig. 15. Strålgång genom ett metallmikroskop (schematiskt).

Mikroskopets förstoring beräknas som produkt av objektivets och okularets förstoring. Objektivets förstoring är emellertid beroende av avståndet mellan det och okularet, den s.k. tublängden. På objektiven är ingraverade uppgifter om förstoringen: och den tublängd, för vilken det gäller.

Objektiv med hög förstoring är korrigerade för en bestämd tublängd och ger sämre bild vid fel tublängd.

Appendix

Exempel på frågor, som skall kunna besvaras på laborationen:

Vad menas med fas? (p. 1 och 8)

Varför finns en hållpunkt i ett rent ämnes svalningskurva? (p. 3)

Vad avses med likvidus- och soliduslinjer? (p. 4)

Vad menas med konod? (p. 5)

Utpeka enfas- och tvåfasfält i figur 4! (p. 5)

Ange eutektiska punktens läge i figur 4! (p. 5)

Ange den eutektiska reaktionen! (p. 6)

Särskilj mellan eutektisk och eutektoidisk reaktion! (p. 5)

Vad är cementit? (p. 7)

Vad är perlit? (p. 8)

Vid vilken temperatur bildas perlit? (p. 8)

Ur vilken fas bildas perlit? (p. 8)

Vad är skillnaden mellan en fas och en strukturbeståndsdel? (p. 8)

Vad menas med "korn"? (p. 9)

Vad är övareutektoidiskt/eutektoidiskt/undereutektoidiskt stål? (p. 9)

Vad är martensit? (p. 10)

Varför måste stålet upphettas vid härdning? (p. 10)

Är martensit en fas? (Motivera!) (p. 10)

När och varför tillämpas anlöpning? (p. 10)

Varför framkallar etsning en metalls kornstruktur? (p. 11)

Utpeka på övningsmikroskopets objektiv, okular och inställningsdrev.

Hur sker skarpinställning när man har placerat ett nytt prov under mikroskopet? (p. 13)

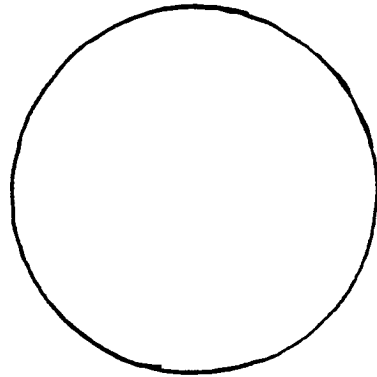
Hur beräknas mikroskopets förstoring? (p. 14)

UTFÖRANDE

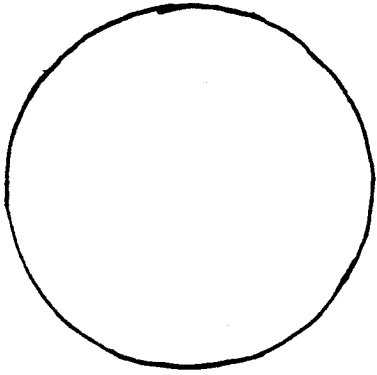
1. Studium av mikrostrukturer i olegerade kolstål med kolhalterna 0,15; 0,50; 0,80 och 1,40 % C. Normaliserat tillstånd.
2. Studium av uppkolat prov i ett snitt vinkelrätt mot provytan. Identifiering av strukturbeståndsdelar.
3. Uppmätning av volymfraktion perlit längs en radie. Beräkning av motsvarande kolhalter och uppritning av kolhaltsprofil längs denna radie.
4. Mätning av makrohärdhet längs en radie. Beräkning och uppritning av härdheten som funktion av kolhalten.
5. Mätning av volymfraktionen perlit i provets centrum m.h.a. linjäranalys. Demonstration av linjäranalysator och dess möjligheter till storleksfördelningsanalys.

Legeringssystemet Fe-C

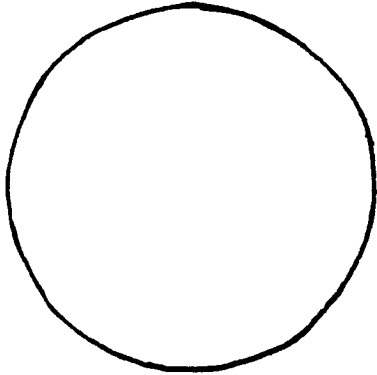
Avrita mikrostrukturena för respektive prov:



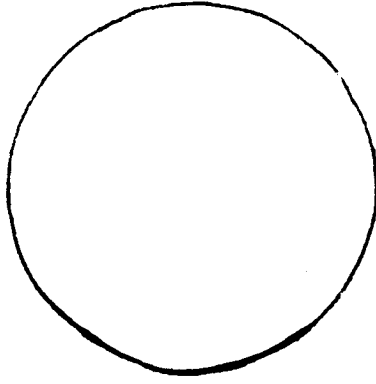
C 0,15



C 0,50

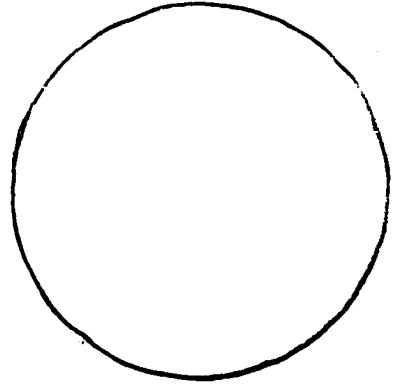


C 0,80



C 1,40

Fråga: Kan man för någon eller några av strukturerna lätt avgöra austenitkornstorleken vid austenitseringen?



C 1,40 härdat

Punkträkning

Tabellförslag:

Avstånd mellan varandra följande synfältscentra i radiell led 0,20 mm.

Avstånd från ytan, mm	Antal punkter i perlitomr.	Perlit w/o	C w/o

Kontrollera att punktgifter och bild syns skarpa på samma gång!

Hårdhetsmätning

Tabellförslag:

Avstånd från ytan, mm	d_1 (mm)	d_2 (mm)	\bar{d} (mm)	HV

Instuderingsfrågor till laboration:

FM5 METALLMIKROSKOPI

1. Förklara begreppen fas, modifikation, polymorfi, allotropi.
2. Rita en skiss över ett unärt tillståndsdigram (fasdiagram).
3. Rita en skiss över ett binärt fasdiagram och markera likviduslinjen, soliduslinjen, enfas- och tvåfasområden.
4. Rita ett eutektiskt tillståndsdigram.
5. Namnge några faser i järn-kol diagrammet.
6. Vilka är de viktigaste värmebehandlingsoperationerna av stål?
7. Beskriv kornfältsetsning.
8. Beskriv korngränsetsning.

Tänkbara frågor finns också på sidan 15 i handledningen.