

11 VARMEBEHANDLING AV STÅL, IKKE LIKEVEKTSTRUKTURER

(Ferrous Alloys - Heat Treatments)

11.1 Generelt

Fe-C fasediagrammet gjelder bare under forutsetning av at avkjølingshastigheten er tilstrekkelig langsom til at omvandlingen kan foregå fullt ut ved de forskjellige temperaturer. Omvandling til de forskjellige likevektstrukturer er diffusjonsbetinget, og er derfor avhengig av tid og temperatur.

Det forhold at C er løselig i γ -jern, men ikke i α -jern, kan utnyttes til å fremstille andre strukturer med interessante egenskaper. Bråkjøles γ -strukturen austenitt, oppstår det en α lignende struktur som er overmettet på C og kalles martensitt. Prosessen kalles herding. Ved forsiktig varmebehandling av martensitt kan vi få et spektrum av overgangsstrukturer. Disse strukturene kalles ikke-likevektstrukturer.

11.2 Fremstilling av austenitt

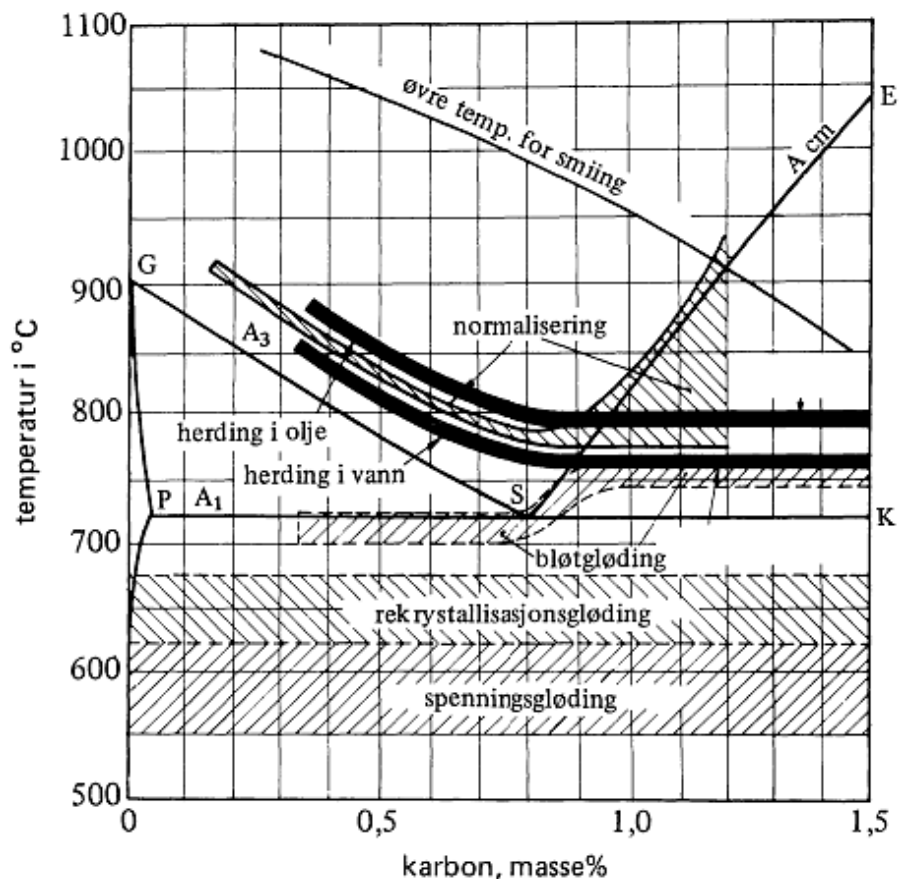
Det første skritt på veien til å fremstille en ikke-likevektstruktur er å austenittisere stålet, altså å overføre det til austenitt ved gløding over A_3 i Fe-C fasediagrammet, se i figuren til høyre.

Vi går ut fra en struktur av ferritt - perlitt eller cementitt - perlitt. Siden ferritt er C-fattig og cementitt er C-rik, må det ved austenittisering foregå en utstrakt diffusjon. Prosessen må ta sin tid.

Diffusjonskoeffisienten øker eksponentielt med temperaturen.

Temperaturen er derfor av avgjørende betydning for glødetiden.

Jo høyere temperatur over A_3 , jo større diffusjonskoeffisient og jo kortere glødetid.



Figur 11.1

Anbefalte varmebehandlingstemperaturer for ulegerte stål
avhengig av C-innholdet.

Hvis temperaturen er for høy, blir austenitten grovkornet, og dette reduserer slagseigheten i stålet. Normal austenittiseringstemperatur for herding er angitt i figuren på forrige side. Den ligger 30 - 50°C over A3 - linjen i fasediagrammet og passende glødetid er 5 - 25min. De høyeste verdier brukes for levert stål. Legeringselementene diffunderer mye langsommere i Fe enn C, og de øker derfor glødetiden i betraktelig grad.

11.3 Isoterm omdannelse av austenitt til perlitt

Når austenitt avkjøles og omdannes til ferritt, perlitt og cementitt, er også denne prosessen diffusjonsbetenget og vil måtte ta sin tid. Vi skal undersøke hvor lang tid ved forskjellige omvandlings-temperaturer.

Vi benytter stål av eutektoid sammensetning.

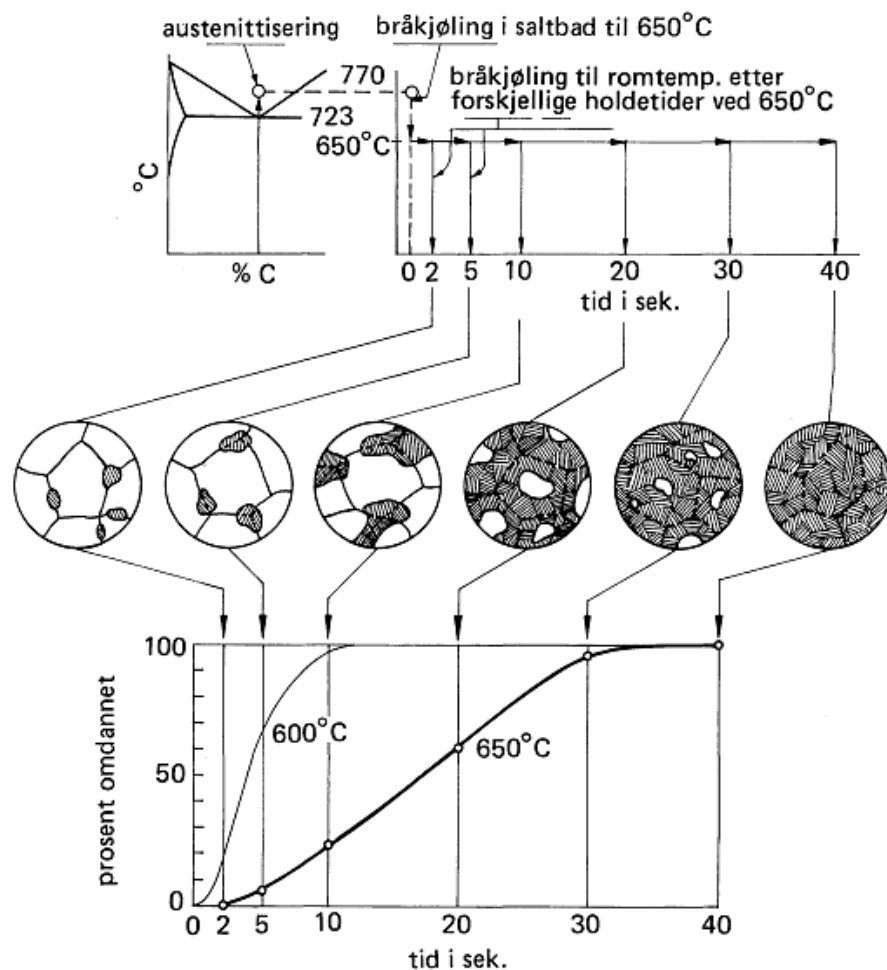
Vi kapper et sett med små tynne prøvestykker på størrelse med 1-krone som vi austenittiserer i en ovn ved 770°C.

Prøvestykkene puttes så i et saltbad med en bestemt temperatur under A₁.

Etter en bestemt tid tas de ut en og en og bråkjøles i et kar med vann til romtemperatur.

Prøvene slipes, poleres og etses for så å bli studert i et mikroskop. Andelen av perlitt i hver prøve registreres.

Resultatet av en slik undersøkelse av 6 prøvestykker omdannet ved forskjellige tider ved samme temperatur på 650°C er vist i figuren over.

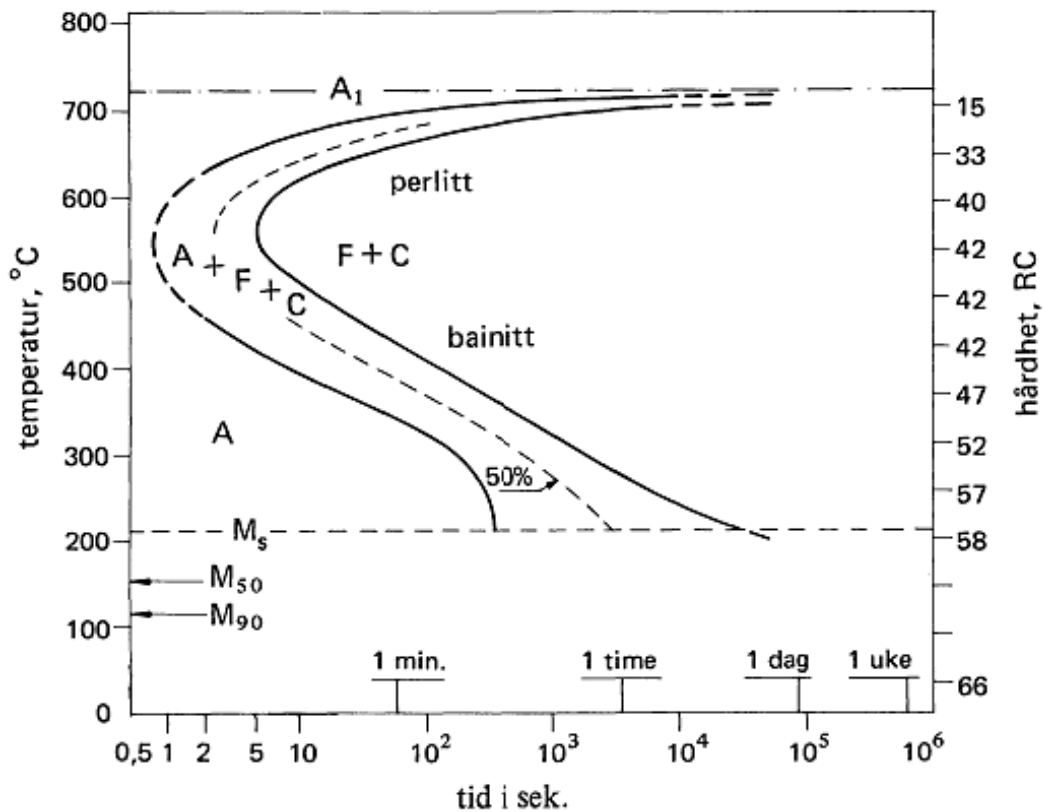


Figur 11.2

Isoterm omdannelse av austenitt til perlitt i et stål med eutektoid sammensetning. Alle 6 prøvestykkene er omdannet ved 650°C. Det vises hvordan perlittens masseandel i strukturen øker med tiden. Linjen for omdannelse ved 600°C er også antydnet.

I praksis er både omdannelsestid og omdannelsestemperatur uavhengig variable størrelser. Vi får den beste oversikten over omdannelses- (trasformasjons-) prosessen ved å sette opp et tid - temperatur diagram. I diagrammet trekkes linjer for begynnende og avsluttende omvandling til perlitt. Figuren under viser resultatet for et 0,89% C stål med 0,3% mangan Mn.

Diagrammet kalles et IT-diagram. IT står for Isoterm Transformasjon som betyr omdannelse ved konstant temperatur.



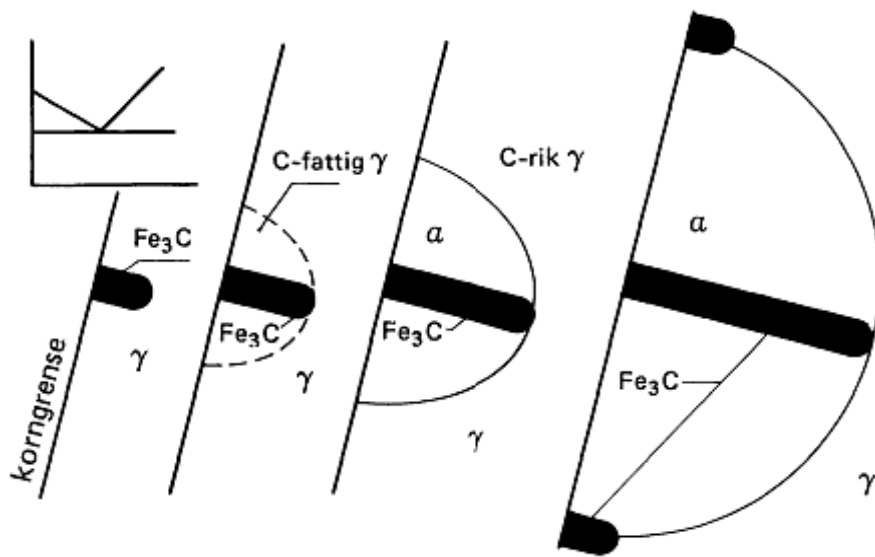
Figur 11.3

IT-diagram for et C-Mn stål med C=0,89% og Mn=0,3%.

Linjene angir begynnende og avsluttende omdannelse.

A = austenitt, F = ferritt, C = cementitt og M = martensitt.

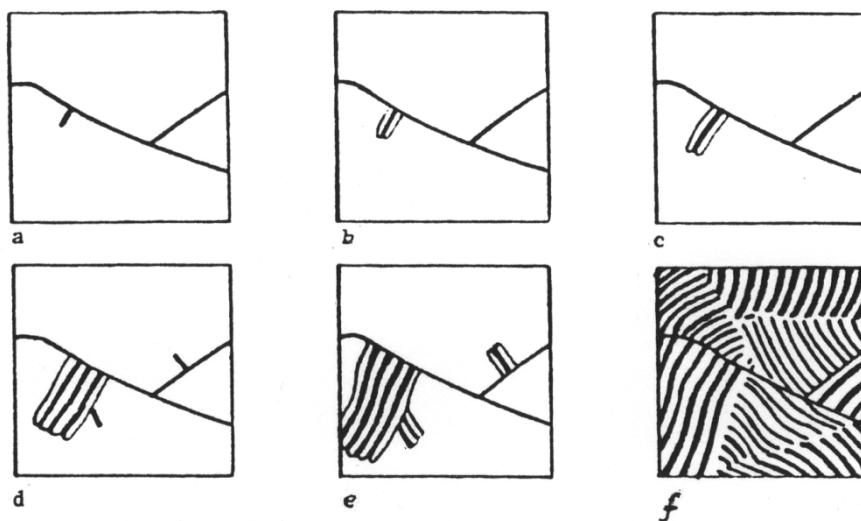
Perlittdannelsen er vist i figuren på neste side.



Figur 11.4
Isoterm dannelse av perlitt.

Figuren viser prosessen:

- Et cementittkim Fe_3C tar til å vokse på en austenitt- γ korngrænse. Starten kan også være et uopløst cementittkorn i austenitten.
- Under veksten diffunderer C til kornet fra og gjennom austenitten omkring
- C-innholdet i austenitten faller og fører til reaksjonen austenitt til ferritt α .
- Et ferrittkorn innkimes og utvikles på hver side av cementittlammelen.
- Ferritten kan ikke løse C. Etter hvert som ferrittkrystallene utvikles, øker C-innholdet i den tilgrensede austenitten. Dette fører igjen til reaksjonen austenitt til cementitt.
- To nye cementittkorn felles ut og ekspanderer på hver side av det første.
- Slik fortsetter prosessen. Det dannes en perlittkoloni. Veksten kan passere korngrænser i austenitten og stanser ikke før den møter andre kolonier eller ferrittkorn. Hele kolonien starter fra et enkelt cementittkim, og den videre prosessen er autokatalytisk, det vil si at den selv frembringer den nødvendige underkjøling for å utvikle stabile ferritt- henholdsvis cementittkim. I figur f under ser vi flere slike sammenstøtende perlittkolonier.



Figur 11.5
Skjematisk fremstilling av perlitomvandlingen.

IT- diagrammet i tidligere figur viser at tiden for perlitomvandlingens begynnelse og slutt først faller for så å stige når temperaturen reduseres.

Både kimdanningsendensen og krystallenes veksthastighet øker med graden av underkjøling. Dette virker i retning av en hurtigere omvandling. Denne tendensen motvirkes imidlertid ved at diffusjonshastigheten samtidig minsker ved synkende temperatur. Det er derfor forståelig at det må oppstå et vendepunkt på temperatur - tid kurven, idet virkningen av langsom diffusjon stadig trer sterkere fram når temperaturen faller.

Perlitten som dannes ved de høyeste temperaturer har forholdsvis grove lameller, og ved synkende temperaturer reduseres avstanden mellom lamellene. Vi kan si at legeringen kompenserer for den fallende diffusjonshastigheten ved å redusere diffusjonsavstanden.

Fin perlitt har høyere flytegrense og bedre seighet (duktilitet) enn grov perlitt.

11.4 Isoterm dannelse av bainitt

Når austenitten omdannes ved tilstrekkelig lav temperatur, for eutektoid stål under ca. 500°C , oppstår det en struktur helt forskjellig fra perlitt som kalles bainitt.

Den vokser fram ut fra austenittens korngrenser i fjærform. Se figuren til høyre.

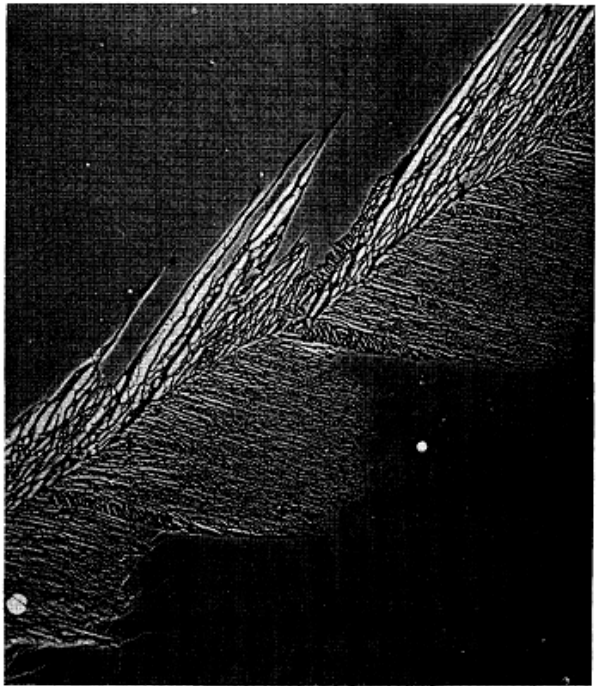
Mekanismen for dannelse av bainitt fra austenitt antas noe forskjellig avhengig av ved hvilken temperatur den dannes og også av C-innholdet i stålet:

Ved lavere C-innhold i underautektoide stål og ved høyere temperaturer starter dannelsen ved at det skilles ut ferrittkjerner som vokser ut fra korngrensene som skiver. C-atomene vil diffundere inn i den gjenværende austenitt. Derved lettes dannelsen av ferrittfasen som i bainitt vil bestå av et romsentrert gitter sterkt fortrukket fordi det er overmettet på C.

C-innholdet i austenitten vil suksessivt øke, og ved en viss grenseverdi utskilles skiver av cementitt ved siden av ferrittskivene. Bainitten vil følgelig bestå av veldig finfordelte og overmettede faser av ferritt og cementitt.

Ved høyere C-innhold oppstår først plateformede cementittkrystaller. Austenitten som på denne måte blir utarmet på C blir mindre stabil, og utfelles så i sin tur som ferritt og cementitt.

Hovedårsaken til at bainitt erstatter perlitt er at bainittdannelsen er mindre kritisk for den reduserte diffusjonshastigheten ved de lavere temperaturer. Dette fordi fasene for det første er mer finfordelt og for det andre fordi de er overmettede. Bainitt har veldig gode mekaniske egenskaper og strukturen har derfor stor teknisk betydning.



Figur 11.6
Bainitt på en austenitkorngrænse. 30 000x.

Metallografisk er det ofte vanskelig å skille bainitt fra andre strukturbestanddeler, fordi utseende varierer mye med dannelsesstemperaturen og stålsammensetningen.

I det øvre temperaturområdet er bainitten relativt grov, mens den i det nedre er mer finkornet.

11.5 Dannelse av martensitt

Når austenittomdannelsen tvinges ned til enda lavere temperatur med enda lavere diffusjonshastighet, oppstår en struktur fundamentalt forskjellig både fra perlitt og bainitt. Den kalles martensitt. Prosessen er først og fremst karakterisert ved at den er uavhengig av diffusjon.

Martensitt kan oppfattes som ferritt overmettet på karbon. Den kan holde opp til 1,4% C mot maksimalt 0,035% i likevekttilstand. Dette tilsvarer omtrent 1 atom C pr. 8 enhetsceller.

I figuren til høyre er vist to flatesentrerte enhetsceller. Senter for mellomrommene hvor C-atomene kan befinne seg, er angitt med svarte punkter. Vi kan se i figuren at den flatesentrerte strukturen også kan oppfattes som en romsentrert tetragonal struktur.

I den inntegnede romsentrerte tetragonale strukturen er parameteren $c = a_0 = \sqrt{2}a = 1,41a = 1,41b$ som vist i figuren under til høyre.

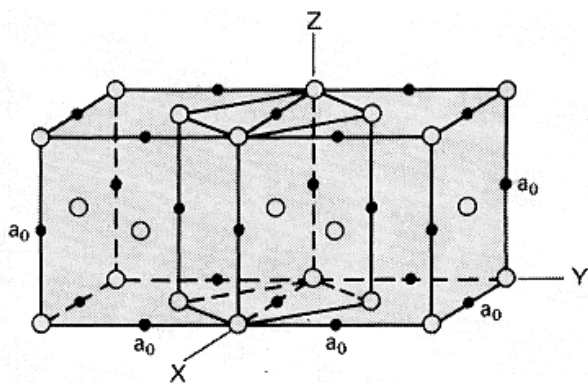
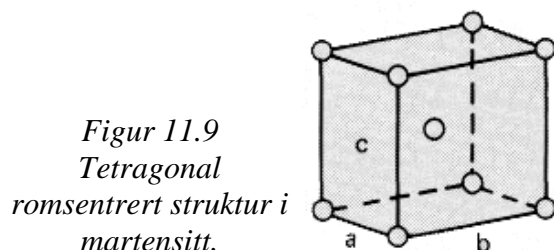
Omvandlingen fra austenitt til martensitt skjer ved at parameteren c i den tetragonale enhetscellen reduseres med 18%, og ved at de to andre parametrene a og b ekspanderer med 12% ved et C-innhold på 0,9%.

Dette gir:

$$\frac{c}{a} = \frac{1,41 \cdot (1 - 0,18)}{1 \cdot (1 + 0,12)} = 1,41 \cdot \frac{0,82}{1,12}$$

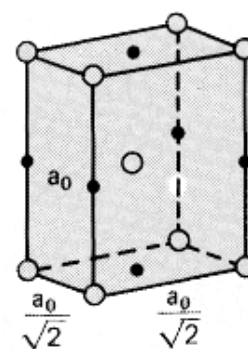
$$\frac{c}{a} = 1,04$$

Se figuren under.



Figur 11.7

To flatesentrerte enhetsceller med en romsentrert tetragonal struktur inntegnet.



Figur 11.8

Romsentrert tetragonal struktur.

Parameterforholdet $\frac{c}{a} = \sqrt{2} = 1,41$.

Mulige plasser for C er merket med •.

Mellomrommene som kan huse C-atomer i austenittstrukturen er jevnt fordelt i x, y og z retningen. I gjennomsnitt er bare ganske få mellomrom fylt. Når strukturen omvandles til martensitt, forblir C-atomene på sine plasser. Du kan se av figuren foran for den romsentrerte tetragonal struktur at den nedarvede plassering resulterer i at enhetscellen fortrinnsvis strekkes i z-retning. Derfor er martensitten tetragonal, og forholdet c/a øker med C-innholdet.

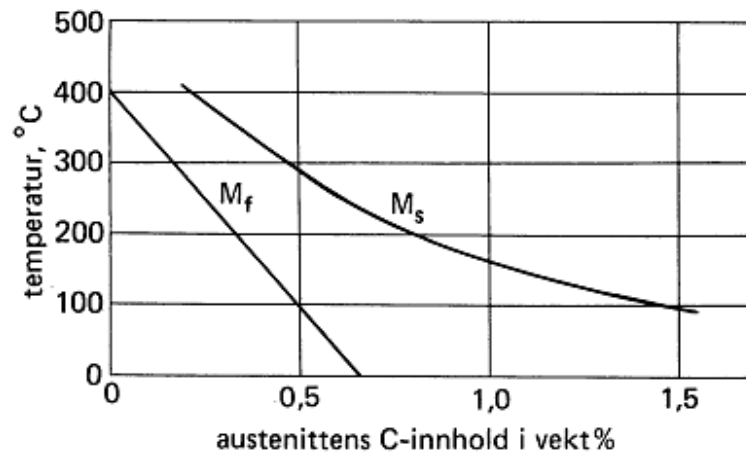
Den øvrige mekanisme ved martensittdannelsen er uklar.

Figuren til høyre viser hvordan temperaturen for begynnende M_s og avsluttende M_f martensitt-dannelse er avhengig av C-innholdet i austenitten.

Figuren viser at M_s synker med økende C-innhold.

Martensittkrystallene har form som konvekse plater, og i et plant slip ser de ut som nåler som vist i figuren under.

Nålene vokser veldig raskt, omtrent med en tredjedel av lydets hastighet.



Figur 11.10

M_s og M_f er avhengig av C-innholdet i austenitten.



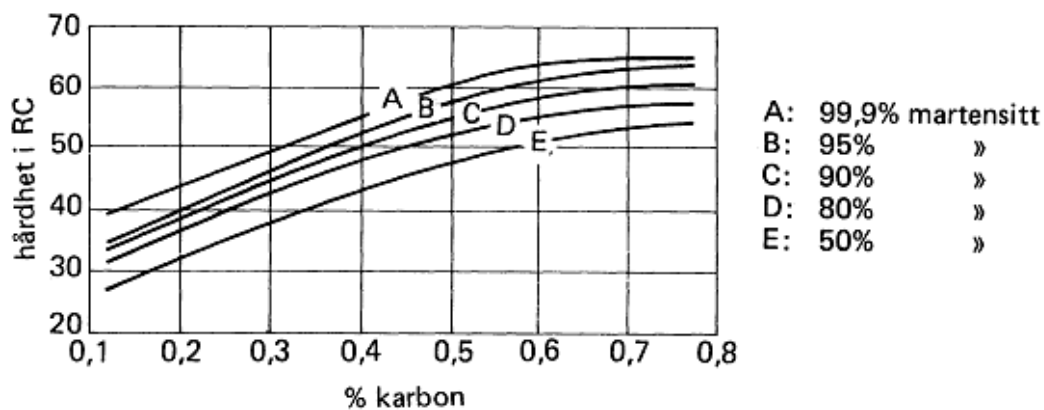
Figur 11.11

Martensitt, 1600x. De enkelte korn (mørke) er platelignende krystaller med samme sammensetning som austenitten (hvit) de er dannet av.

Til en bestemt temperatur svarer en bestemt mengde martensitt. Martensittandelen i strukturen er uavhengig av dannelses tiden og ikke kontrollert av diffusjon som perlitt og bainitt. For hvert trinn temperaturen senkes, trenger nye martensittplater gjennom austenitten inntil omvandlingen er fullstendig ved temperaturen M_f . Du kan se av tidligere figur at M_f ligger under romtemperatur når C-innholdet overskrider 0,6 - 0,7%. Vanligvis finner vi derfor en viss mengde restaustenitt i slike stål. De hvite områdene i forrige figur er restaustenitt.

Martensitt er en veldig hard og sprø struktur. Dislokasjoner kan vanskelig passere det sterkt fortrukne gitter som oppstår som en følge av de innelåste C-atomene. Hardheten vil følgelig være avhengig av fortrekningsgraden og således øke med økende C-innhold.

Figuren under viser hvordan hardheten målt etter Rockwell metoden varierer med C-innholdet avhengig av martensittinnholdet. Hardheten når et maksimum ved 0,6 - 0,8% C.



Figur 11.12

Rockwell C hardhet av martensitt, avhengig av C-innholdet i stålet. Andel av martensitt i strukturen er avhengig av innholdet av legeringselementer utenom C og av bråkjølingshastigheten.

I en kubisk romsentrert gitterstruktur, og enda større grad i en tetragonal struktur som i martensitt, er atomene mindre tettpakket enn i kubisk flatesentrert γ -jern. Omvandlingen til martensitt innebærer følgelig en volumøkning. Økningen er ca. 4%. Ved praktisk varmebehandling vil dette føre til store omvandlingsspenninger fordi omvandlingen ikke vil kunne foregå jevnt og til samme tid i alle deler av arbeidsstykket.

Sprekker i arbeidsstykket kan bli resultatet. Dette er forhold som er vanskelig å følge teoretisk. I praksis passer vi på å unngå skarpe hulkiler som kan bevirke spenningskonsentrasjoner.

Risikoen for spenningskonsentrasjoner reduseres også ved å bråkjøle i olje i stedet for vann.

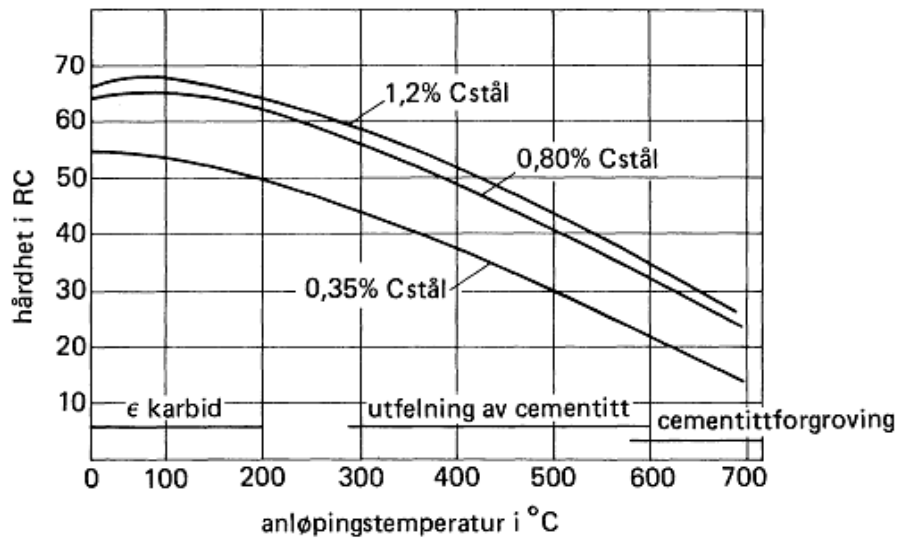
11.6 Anløping av martensitt

Martensitt med C-innhold over 0,3% er hard og sprø, og har derfor begrenset anvendelse. På grunn av vanskelighetene med å måle fastheten som flytegrense eller bruddfasthet, og duktiliteten som forlengelse hos et martensittisk materiale, blir fastheten angitt som hardhet og duktiliteten som slagseighet.

Martensitten er ikke termodynamisk sett stabil. Så snart det inntreer muligheter for diffusjon, tenderer martensitten mot en oppspalting i ferritt og cementitt i mer eller mindre overmettede faser. Grunnstrukturen går da fra tetragonal til kubisk med den følge at hardheten faller og duktiliteten stiger.

Den neste figuren viser hardheten av martensittisk struktur ved romtemperatur etter at den først er varmet opp til forskjellige temperaturer under A_1 (i F_c -C diagrammet) med en holdetid på 1 time.

En slik varmebehandling kalles anløping. Overgangen fra martensitt til ferritt-cementitt skjer gradvis avhengig av anløpings-temperaturen.



Figur 11.13

Hardheten i anløpet martensitt.

Vi kan skjelve mellom følgende trinn avhengig av anløpingstemperaturen:

1. 20 - 200°C:

C diffunderer og det utfelles små områder (soner) av ϵ - (epsilon) karbid ($Fe_{2,5}C$). Disse er koherent med martensittstrukturen. Martensitten mister C og parameterforholdet c/a reduseres. Hardheten stiger noe. Dette forteller at styrkereduksjonen når C-innholdet faller blir kompensert av at karbidsonene forårsaker utfellingsherding.

2. 100 - 300°C:

Hardheten begynner nå å synke fordi ϵ karbidene løper sammen til større partikler slik at virkningen av utfellingsherding blir mindre. Restaustenitten, som alltid er til stede i større eller mindre grad, transformeres til fin bainitt.

3. 200 - 600°C:

ϵ karbid løses opp, og en stang- og senere kuleformet cementitt, innkoherent med grunnmassen, felles ut. Martensitten mister ytterligere C og slår om til ferritt. Det skjer en reorganisering av dislokasjonene og en reduksjon av antallet. Hardheten synker merkbart, og det kan spores en økt duktilitet.

4. 600 - 723°C:

Cementitten løper sammen til stadig større kuler, og jo større (og færre) kuler, jo mindre hardhet og jo større duktilitet. Nær 720°C er hardheten nede i verdien før herding, og ved fortsatt gløding faller den enda lavere.

11.7 Bløtgløding (Sfærodisering)

Ved anløping av martensitt til ca. 700°C dannes en struktur av ferritt og kuleformet cementitt. Den er bløt og lett å bearbeide ved avsponing, i motsetning til for eksempel perlitt.

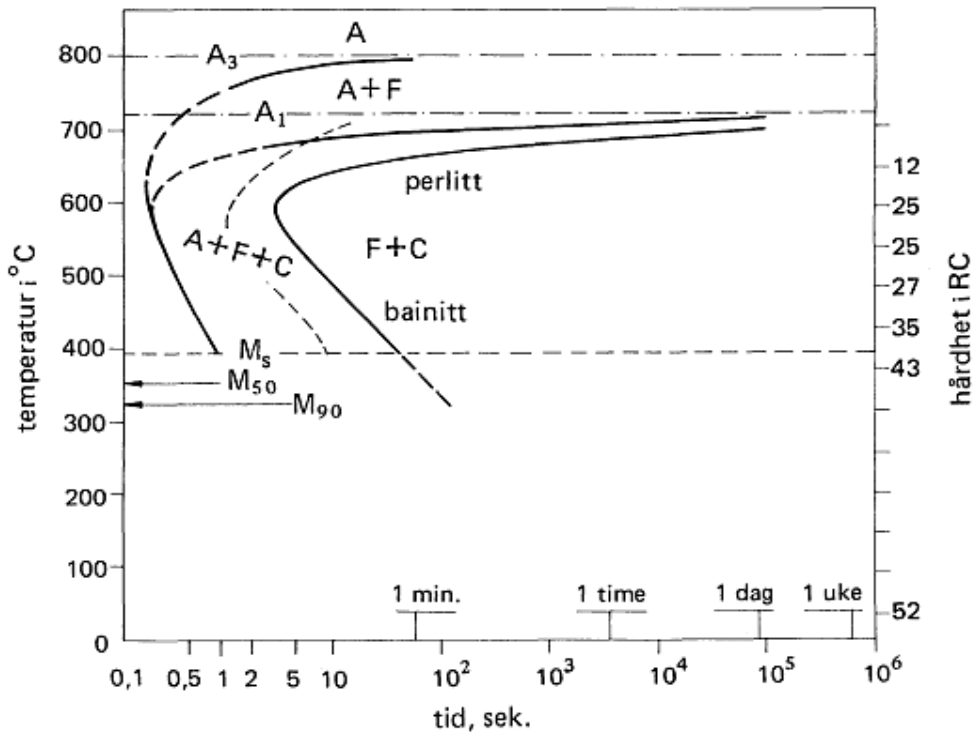
Det er også mulig å oppnå en lignende struktur med utgangspunkt i perlitt eller perlitt-cementitt. Glødingen skjer da i 2 til 20 timer ved en temperatur like over A_1 og med etterfølgende veldig langsom avkjøling. Vi ender da opp med en ferritt - cementitt struktur med cementitt i kuler av noen få μm størrelse.

Denne teknologiske prosess kalles bløtgløding og brukes bl.a. for å lette sponskjærende bearbeiding av verktøystål. Senere blir stålet herdet og anløpt på vanlig måte.

11.8 T-T-T diagrammer

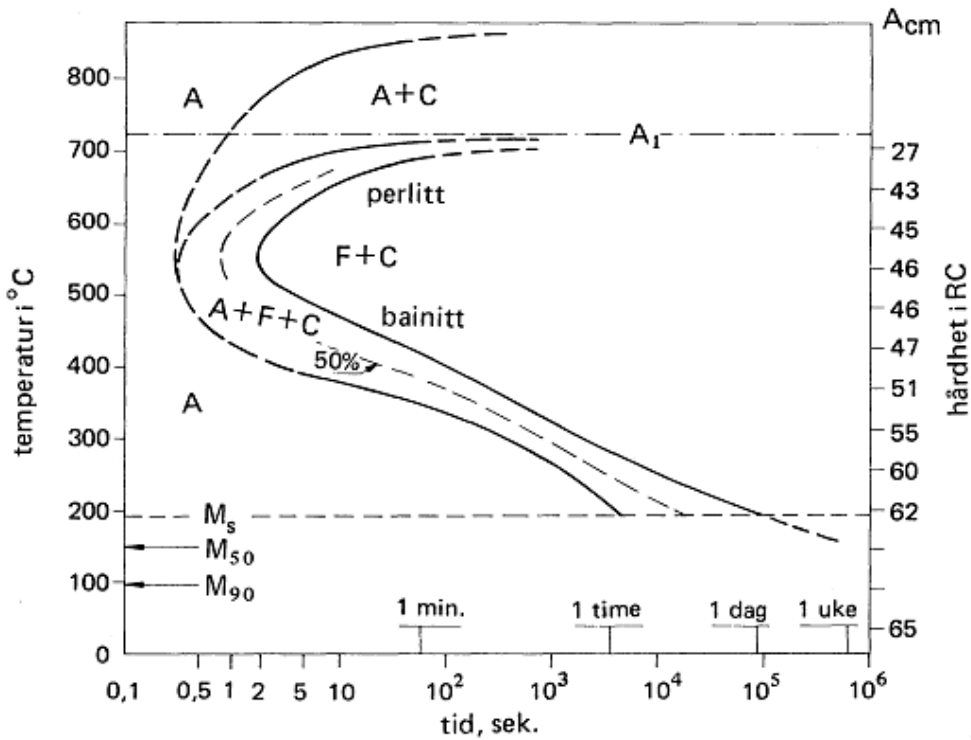
Tid-Temperatur-Transformasjon (omvandling) diagrammer er til stor nytte i forbindelse med varmebehandling av stål. Diagrammet kan settes opp på basis av omvandling ved konstant temperatur som forklart foran. I dette tilfelle får vi derfor et T-T-T diagram for isoterm omvandling, eller et såkalt Isoterm - Transformasjon diagram, I-T diagram.

Figurene under viser to I-T diagrammer, et for et undereutektoid stål (C = 0,35%) og for et overeutektoid stål (C = 1,13%).



Figur 11.14

I-T diagram for et undereutektoidisk stål med C = 0,35% og Mn = 0,37%.
 A = Austenitt, F = ferritt, C = Cementitt, M = Martensitt



Figur 11.15

I-T diagram for et overeutektoidisk stål med C = 1,13% og Mn = 0,30%.

I diagrammene på forrige side dannes først proeutektoid ferritt eller proeutektoid cementitt og deretter perlitt. Perlittdannelsen er lite påvirket av C-innholdet i stålet. Dette er naturlig da C-innholdet i perlitt er konstant lik 0,8%.

Bainittens C-innhold følger dertetter stålets, og derfor øker omvandlingstiden når C-innholdet øker. Temperaturområdet for martensitt-dannelsen faller når C-innholdet stiger, og mengden av restaustenitt øker.

Til nå har vi forutsatt at austenitten avkjøles veldig raskt til omvandlingstemperaturen, som så holdes konstant under omdannelsen. Et slikt temperaturforløp lar seg bare reproducere for veldig tynne arbeidsstykker. I praksis avkjøler vi i vann, olje eller luft av normal temperatur. Vi får da et kontinuerlig avkjølingsforløp med noenlunde konstant avkjølingshastighet. Under disse nye betingelsene er I-T diagrammene ikke gyldig uten videre.

I stedet benyttes C-T diagrammer, hvor C-T står for continuous transformation.

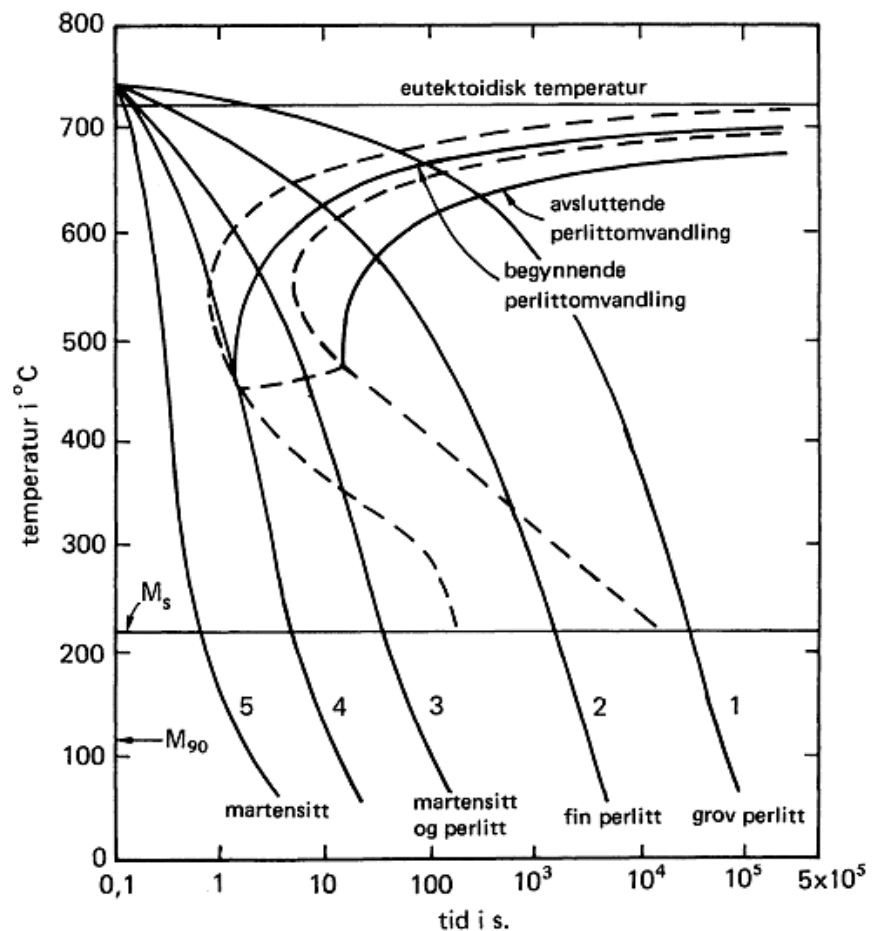
Et C-T diagram for et eutektoid stål er vist i figuren under med det tilhørende I-T diagram innstiplet.

I forhold til det siste er perlitt-linjene på C-T diagrammet forskjøvet mot lengre tider og lavere temperaturer. For denne spesielle legering mangler videre bainittpartiet. Det har ingen betydning ved kontinuerlig avkjøling siden perlitt alltid dannes før bainitt.

Avkjølingshastigheten er bestemmende for strukturen. Avkjøles etter kurve 1 i figuren, får vi grov perlitt, etter kurve 2 finere perlitt og etter kurve 3 perlitt og martensitt.

Kurve 4 representerer den laveste avkjølingshastighet når vi ønsker en 100% martensitt-struktur. Den kalles kritisk avkjølingshastighet og er en viktig størrelse for vedkommende stål.

For mange stål er C-T og I-T diagrammene ikke svært forskjellige, og vi finner at I-T diagrammer blir benyttet også når strukturen ved kontinuerlig avkjøling skal fastlegges.



Figur 11.16

Omvandlingsdiagram for kontinuerlig avkjøling (C-T diagram) av stål med 0,89% C og 0,29% Mn. Linjene for isoterm omvandling er stiplet inn.