

Effekt av høyt silisiuminnhold i stål

Erlend Sølvberg

Materialteknologi

Innlevert: Juni 2012

Hovedveileder: Jan Ketil Solberg, IMTE

Medveileder: Fredrik Haakonsen, Kverneland Group ASA

Norges teknisk-naturvitenskapelige universitet
Institutt for materialteknologi

Erlend Sølvsberg

14. juni 2012

Forord

Arbeidet med denne diplomoppgaven har blitt utført ved Institutt for materialteknologi ved NTNU i Trondheim våren 2012. Diplomoppgaven er resultatet av et samarbeid mellom Institutt for materialteknologi og Kverneland Group ASA, utvikler og produsent av jordbruksredskaper.

I henhold til NTNUs reglement angående utførelse av diplomoppgaver erklærer jeg herved at arbeidet i denne oppgaven har blitt utført på en selvstendig og ærlig måte.

14. juni 2012

Erlend Sølvberg

Sammendrag

Det har i dette arbeidet blitt undersøkt hvilke effekter relativt store mengder silisium har på egenskaper i stål. To ulike deler i stål, tinder og fjærer, som jordbruksselskapet Kverneland Group ASA produserer, har blitt undersøkt nærmere. Felles for tinder og fjærer er at de er utsatt for store mekaniske belastninger og trenger derfor høy styrke. Begge må tåle sykliske belastninger og de krever derfor stor utmattingsmotstand slik at de ikke går til brudd for tidlig.

Tindelegeringen som ble studert var 33S17B og de fire fjærlegeringene var 46Si7, 55Si7, 50CrV4 og 35M13B. Felles for tinder og fjærer var at både tindelegeringen, 33S17B, og to av fjærlegeringene, 46Si7 og 55Si7, hadde et høyt silisiuminnhold på henholdsvis 1,6 %, 1,6 % og 2,0 wt.%.

Hovedmålet med denne oppgaven har vært å finne ut hvilken effekt det relativt høye silisiuminnholdet i 33S17B, 46Si7 og 55Si7 hadde. For 33S17B var det interessant å se i hvilken grad silisium påvirket senterseigringene i godset. For fjærlegeringene ble de med høyt silisiuminnhold, 46Si7 og 55Si7, sammenlignet med legeringsalternativene med langt lavere silisiuminnhold, 50CrV4 og 35M13B.

I løpet av dette arbeidet har kjemiske analyser og varmebehandling av tindelegeringen 33S17B blitt utført. De varmebehandlede mikrostrukturene har blitt studert i lysmikroskop og mikrohardhetsmålinger ble utført. Videre ble de fire fjærlegeringene 46Si7, 55Si7, 50CrV4 og 35M13B varmebehandlet og anløpt på ulike måter. Prøver av legeringene ble studert i lysmikroskop, hardhetsmålinger ble gjort på både mikro- og makronivå og strekkforsøk ble utført.

Det høye silisiuminnholdet i 33S17B, 46Si7 og 55Si7 førte til at ferritt var en stabil fase ved relativt høye glødetemperaturer. Ved et lavere silisiuminnhold ville ikke ferritt, men kun austenitt, vært stabil for de samme glødetemperaturene.

I 33S17B forekom blant annet silisium som senterseigringer i leveringsmaterialet. Konsentrasjonsforskjellen mellom seigringen og legeringens gjennomsnitt var på omtrent 1 wt.%. Dette førte til at seigringene inneholdt forekomster av ferritt etter bråkjøling fra så høye temperaturer som minst 1000 °C. Varmebehandling ved 1050 °C gjorde at seigringsferritten ble austenittisert og omdannet til martensitt ved bråkjøling.

For fjærlegeringene 46Si7 og 55Si7 førte det høye silisiuminnholdet til relativt kraftig avkulling ved en herdetemperatur på 900 °C. Ettersom overflaten ble avkullet i løpet av varmebehandlingen gjorde det høye silisiuminnholdet at austenitten ikke lenger var stabil ved glødetemperaturen. Den karbonfattige austenitten i overflaten ble omvandlet til ferritt ved glødetemperaturen. Etter bråkjøling forble ferritten uforandret.

Som for legering 33S17B førte også en høyere herdetemperatur til at 46Si7 og 55Si7 ble fullstendig austenittisert i forkant av bråkjølingen. Det ble funnet at 46Si7 og 55Si7 bør bråkjøles fra henholdsvis 950 °C og 1000 °C for å unngå et ferrittsjikt i overflaten.

Legeringene 50CrV4 og 35M13B hadde et langt lavere silisiuminnhold og hadde derfor ikke et ferrittsjikt på overflaten. Ved å bråkjøle 50CrV4 fra 900 °C oppnådde legeringen den høyeste overflatehardheten blant samtlige avkullingsprøver. Dette viste at 50CrV4 er legeringen med den antatt høyeste utmattingsmotstanden. Det ble imidlertid påvist mulig korngrenseoksidasjon i overflaten på 50CrV4 etter noen av varmebehandlingene, noe som i så fall vil svekke utmattingsmotstanden.

Legering 35M13B bør austenittiseres og bråkjøles fra en temperatur ikke høyere enn 900 °C for

å oppnå en høyest mulig hardhet på overflaten. Strekkforsøkene viste at 35M13B var legeringen med størst arbeidsharding.

Abstract

In this work effects of relatively high amounts of silicon in steels have been investigated. Alloys for two different parts produced by the agricultural company Kverneland Group ASA were tested. The two different parts were prongs and springs. Both prongs and springs are subjected to large mechanical loads and are therefore in need of high strength. They need to withstand cyclic loads over a long period of time, and are thus required to have high fatigue resistance.

One prong alloy, 33S17B, and four different spring alloys, 46Si7, 55Si7, 50CrV4 and 35M13B, took part in this work. A common denominator for prongs and springs were that both the prong alloy, 33S17B, and two of the spring alloys, 46Si7 and 55Si7, contained a high silicon content of 1,6 %, 1,6 % and 2,0 wt.%, respectively.

The main goal of this work has been to understand which properties such high amounts of silicon in 33S17B, 46Si7 and 55Si7 led to. In 33S17B it was interesting to see to which degree silicon was responsible for the microsegregations found in the center. For the spring alloys, those with a high silicon content, 46Si7 and 55Si7, were compared with the alternatives that had a much lower silicon content, 50CrV4 and 35M13B.

During this work the alloy 33S17B was subjected to chemical analysis and various heat treatments. The heat treated samples were studied in a light microscope and tested using micro hardness measurements. Further, the four different spring alloys were heat treated in several different ways. Samples were then investigated using a light microscope, both micro and macro hardness measurements were performed and tensile testing was executed.

As a consequence of a high silicon content in 33S17B, 46Si7 and 55Si7, this led to the phase ferrite being stable at temperatures where it would normally not be a stable phase had the silicon content been lower. For this particular temperature range, a lower silicon content would mean that austenite would exist instead of ferrite.

In the as-delivered condition of 33S17B, silicon, among other elements, segregated in the center of the material. The difference in silicon concentration between the segregation and the alloy's average was about 1 wt.%. This led to a microstructure containing areas of ferrite after quenching from temperatures as high as 1000 °C. Heat treatment at 1050 °C led to the former ferrite being austenized and then transformed to martensite upon quenching.

For the spring alloys 46Si7 and 55Si7 the high silicon content led to severe decarburization when quenched from 900 °C. In this context, that means the surfaces contained a significant layer of ferrite after quenching. As the heat treatment caused the surfaces to decarburize, the high silicon content led to austenite no longer being the only stable phase at the holding temperatures. The low-carbon austenite was transformed to ferrite at the holding temperature. When quenching, the ferrite remained as ferrite at room temperature.

As for the prong alloy 33S17B, a higher heat treatment temperature of 46Si7 and 55Si7 also led to a fully austenized microstructure before quenching. To avoid a ferrite layer at the surface, it was found that 46Si7 and 55Si7 should be quenched from 950 °C and 1000 °C, respectively.

Due to a significantly lower silicon content, the alloys 50CrV4 and 35M13B did not contain a ferrite layer at the surface. When quenching 50CrV4 from 900 °C, the alloy obtained the highest surface hardness among all other samples. Presumably, this showed that 50CrV4 also has the most fatigue resistant surface. However, some samples from 50CrV4 showed possible signs of grain boundary oxidation at the surface. This would decrease the fatigue resistance.

In order to obtain a highest possible surface hardness, the alloy 35M13B should be austenitized and quenched from a temperature not higher than 900 °C. The tensile tests showed that 35M13B has the highest work hardening.

Innhold

Forord	i
Sammendrag	iii
Abstract	v
1 Introduksjon	1
2 Teori	3
2.1 Fe-Fe ₃ C-likevektsdiagram	3
2.2 Tid-temperatur-transformasjon	3
2.2.1 Diffusjon	3
2.2.2 Kimdanning og vekst	4
2.2.3 Avkulling	5
2.2.4 Dannelse av ferritt	6
2.2.5 Dannelse av perlitt	7
2.2.6 Dannelse av bainitt	7
2.2.7 Dannelse av martensitt	7
2.2.8 Restaustenitt	8
2.3 Størkning og seigringer	8
2.4 Effekt av legeringselementer	8
2.4.1 Effekt av karbon på martensittens hardhet	9
2.4.2 Effekt av silisium i stål	10
2.4.3 Effekt på likevektstemperaturen A_3	11
2.4.4 Effekt på kornvekst	11
2.4.5 Effekt på martensittdannelse	12
2.5 Herdbarhet og herding	14
2.6 Anløping	15
2.7 Herdemekanismer og mekaniske egenskaper	15
2.8 Utmatting	16
3 Eksperimentelt	17
3.1 Varmebehandling og bråkjøling	17
3.2 Prøvepreparering	17
3.3 Lysmikroskopiering	17
3.4 Tinder	18
3.4.1 Varmebehandling	18
3.4.2 Mikrosonde og mikrostruktur	18
3.4.3 Hardhetsmålinger	19
3.5 Fjærer	20
3.5.1 Varmebehandling - avkulling	20
3.5.2 Mikrostruktur	21
3.5.3 Hardhetsmålinger	21
3.5.4 Varmebehandling - anløping	22
3.5.5 Strekkprøving	22
4 Resultater	25
4.1 Kjemisk sammensetning	25

4.2	Tinder	26
4.2.1	33S17B i leveringstilstand	26
4.2.2	Mapping av legeringselementer	27
4.2.3	Linjeskann av prøve 1 og prøve 2	31
4.2.4	Punktanalyse av prøve 3	32
4.2.5	Hardhetsmålinger	33
4.2.6	Forandring av seigringsfase med økende austenittiseringstemperatur	34
4.3	Fjærer	36
4.3.1	Leveringstilstand av legeringene	36
4.3.2	Avkulling - mikrostruktur, avkullingsdybde og ferrittsjikt	39
4.3.3	Anløping	55
4.3.4	Strekking av anløpte prøver	57
5	Diskusjon	61
5.1	Tinder	61
5.2	Fjærer	64
5.2.1	Avkulling	64
5.2.2	Anløping	72
5.2.3	Strekking	74
5.3	Videre arbeid	75
6	Konklusjon	77
7	Takk	79
	Referanser	83
A	Hardhetsprofiler for avkullingsprøver	I

1 Introduksjon

Kverneland Group ASA er en verdensledende aktør innen utvikling, produksjon og distribusjon av ploger og annet jordbruksutstyr [1]. Jordbruksredskaper består for det meste av en rekke ulike stållegeringer. Kverneland Group ASA handler inn stål fra flere ulike europeiske stålprodusenter og former og varmebehandler så stålet i egne produksjonsanlegg for å oppdrive så gode egenskaper som mulig. Produksjon av jordbruksutstyr er en svært konkurranseutsatt industri, og for en norsk aktør er det helt avgjørende med forskning og spisskompetanse for å sikre best mulig kvalitet. Kverneland Klepp-avdelingen, som er ansvarlig for ploger, er den avdelingen NTNU har samarbeidet med i forbindelse med dette prosjektarbeidet. Den ligger ved tettstedet Kverneland, der det hele startet i 1879, og er konsernets eldste fabrikk [2].

Som nevnt ovenfor anvender Kverneland flere forskjellige legeringer. Avhengig av hva som er mulig å anskaffe vil den kjemiske sammensetningen kunne variere. Det er flere ulike legeringer som kan brukes til samme formål. Samtidig hender det at en gitt legering ikke lenger er mulig å få tak i og nye alternativ må derfor vurderes. Videre er det å stadig vurdere andre, og gjerne bedre alternativ, en kontinuerlig prosess. I dette prosjektet har stål med et ekstra høyt silisiuminnhold blitt undersøkt nærmere. Normalt tilsettes silisium som et desoksidasjonsmiddel i mengder på opp til 0,5 wt.% for å hindre poredannelse [3]. Dette prosjektet har sett på stål med så mye som 2,0 wt.% silisium. Slike mengder er uvanlig mye og vil sannsynligvis tilføre stål egenskaper som er uventede og som bør undersøkes nærmere.

Stålene som har så mye silisium kalles silisiumlegerte stål. Det vil si at de bevisst er legert med mye silisium slik at silisium skal bidra med økt herdbarhet, og ikke bare fungere som et desoksidasjonsmiddel. Silisium er i tillegg et relativt billig legeringselement og er derfor interessant å bruke.

Det har i dette prosjektet blitt sett på legeringer til to ulike deler som Kverneland produserer. Den ene delen er fjærer til ploger, mens den andre delen er tinder. Tinder brukes i svanser for å løfte og transportere ulike typer gods. Det som binder historien om tinder og fjærer sammen er at begge deler blir eller har blitt laget av legeringer med stort silisiuminnhold. Prosjektarbeidet har av den grunn dreiet seg om ulike effekter av relativt store mengder silisium i stål.

Fire fjærlegeringer har blitt undersøkt. To av dem, 46Si7 og 55Si7, inneholdt et høyt silisiuminnhold på henholdsvis 1,6 wt.% og 2,0 wt.%. Legering 46Si7 ble levert i en tykkelse på 3,4 mm, mens 55Si7 ble levert med en tykkelse på 10 mm. Kverneland brukte tidligere 46Si7 i fjærene, men legeringen måtte erstattes siden leverandøren stoppet produksjonen. Legering 46Si7 har dermed blitt sammenlignet med erstatningen, 35M13B, som brukes i dag, i tillegg til et annet alternativ som vurderes, 50CrV4. Kromlegeringen 50CrV4 ble levert med en platetykkelse på 10 mm og dette var grunnen til at 55Si7 også ble tatt med i sammenligningen. 35M13B ble levert med en tykkelse på 3,4 mm. For Kverneland var det spesielt interessant å sammenligne egenskaper til legeringen de måtte bytte ut med den de har nå.

Tindeproduksjonen er basert på en legering med navn 33S17B. I likhet med 46Si7 og 55Si7 har også denne et høyt silisiuminnhold på 1,6 wt.%. 33S17B ble ikke sammenlignet med andre legeringer. I stedet ble fokuset rettet mot å forklare dens seigringslignende mikrostruktur. Undersøkelser av den kjemiske sammensetningen til seigringsstrukturen var et viktig mål. Et annet, minst like viktig, var å finne den laveste temperaturen som tilnærmet fjernet denne fasen. Legeringen ble studert ved hjelp av mikroskop, lysmikroskopi og mikrohardhetsmåling.

Motivasjonen for å se på tindematerialet er at Kverneland Group ASA valser og smir tinder i stedet for å ta vekk gods av emnet ved maskinering. Grunnen til dette er at ved smiing vil ikke

seigringer befinne seg nær overflaten i motsetning til ved maskinering. Dette er en fordel når tinden senere skal gjenges på utsiden fordi seigringer nær overflaten vil gi store hardhetsforskjeller i bunnen av gjengene. Hardhetsforskjeller vil øke sannsynligheten for sprekkinitiering i det området under bruk.

Som nevnt ovenfor brukes tinder som gaffeltenner på svanser. Svanser blir brukt til løfting og transport, og blir derfor utsatt for store mekaniske belastninger. De må derfor ha høy styrke slik at de ikke blir varig deformert under bruk. Tindene må ha god slitasjemotstand, og de må også ha god utmattingsmotstand slik at de tåler mange gjentatt belastninger uten å gå til brudd for tidlig.

Fjærer er en viktig del av en plog. De bidrar til stivhet og demping av store, mekaniske belastninger. Ferdig montert på plogen er de derfor oppspent til store, statiske spenninger. Under bruk vil fjærene bli påført en syklisk belastning som gjør at utmatting kan være et problem. Det er derfor viktig at fjærene har en overflate som er mest mulig mostandsyktig mot utmatting. Fra tidligere forsøk var det kjent at legeringene med stort silisiuminnhold var spesielt utsatt for avkulling. Det har derfor i dette prosjektet blitt utført varmebehandlinger for å fremprovosere avkulling, og effekten av en overflate med og uten valsehud har blitt sett på. Videre har de ulike fjærlegeringene gjennomgått en annen type varmebehandling som inneholdt anløping til slutt. Ved å bruke hardhetsinformasjonen fra de anløpte prøvene ble strekkstaver varmebehandlet på samme måte slik at sammenhengen mellom legeringenes hardhet og mekaniske egenskaper kunne dokumenteres.

2 Teori

2.1 Fe-Fe₃C-likevektsdiagram

Karbon er det viktigste legeringselementet i stål. En stor del av egenskapene stål kan inneha er grunnet tilstedeværelsen av karbon [4]. Likevektsdiagrammet brukes til å forklare hvilke faser som oppstår i stål. Ulike faser vil være termodynamisk stabile avhengig av temperatur og kjemisk sammensetning. Ferritt og sementitt er likevektsfasene, mens perlitt, som har eutektoid sammensetning, er regnet å være en likevektsbestanddel og består av fasene ferritt og sementitt. For å oppnå en eller flere av disse tre komponentene ved romtemperatur kreves det vanligvis en langsom avkjøling fra austenittiseringstemperaturen.

Likevektsdiagrammet er viktig for den grunnleggende forståelsen av varmebehandling av stål. På den andre siden tar det verken tidsfaktoren eller effekten av andre legeringselementer enn karbon med i betraktningen. Hensynet på tiden blir ofte omtalt som kinetikken til en reaksjon. Figur 1 viser det metastabile fasediagrammet mellom jern, Fe, og sementitt, Fe₃C.

2.2 Tid-temperatur-transformasjon

I de aller fleste varmebehandlingsprosesser er tidskomponenten særdeles viktig. Kombinasjonen av temperatur og tid vil bestemme hvilke faser og bestanddeler som dannes, og dermed også egenskapene til stålet. Under slike forhold vil det ikke være tilstrekkelig tid til å oppnå likevekt. Dette gir muligheten for tilstedeværelse av nye faser og bestanddeler, som likevektsdiagrammet ikke inneholder. For bråkjøling med påfølgende transformasjon ved konstant temperatur brukes IT-diagram, og for transformasjon ved kontinuerlig kjøling anvendes CCT-diagram [6].

2.2.1 Diffusjon

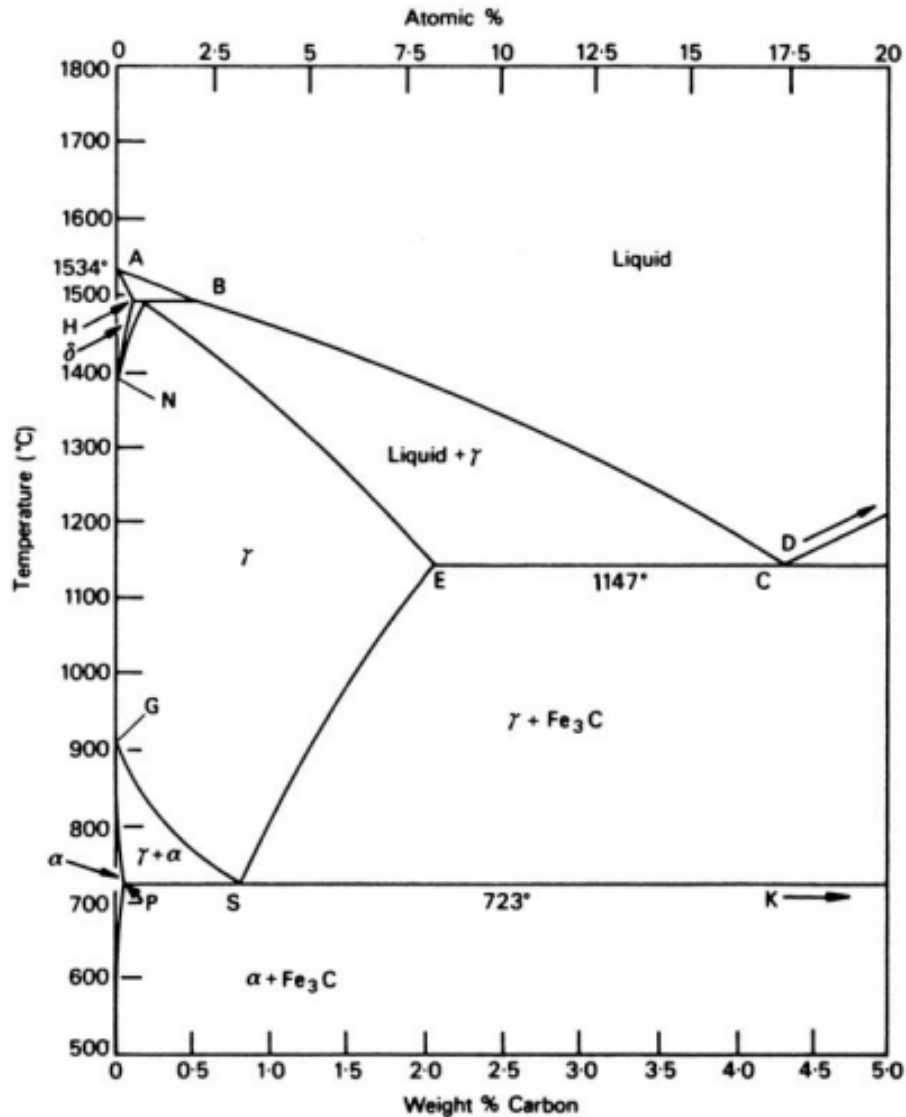
Diffusjon spiller en viktig rolle angående transformasjon av austenitt til ferritt og sementitt. Diffusjonen øker betydelig med økende temperatur. Et grovt estimat sier at for hver temperaturøkning på 20 grader vil diffusjonen dobles [7].

Ligningen for diffusjonshastighet er vist nedenfor som Ligning (1). D_0 er diffusjonskoeffisienten, Q er aktiveringsenergien, R er gasskonstanten og T er temperaturen.

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1)$$

Interstitielle atomer, som karbon og nitrogen, er relativt små og opptar derfor de interstitielle posisjoner i gitteret, som vil si små hulrom mellom jernatomer. Substitusjonelt løste atomer er større og vil derfor plassere seg der et jernatom ellers ville ha vært. Forskjellen i hvor de to ulike kategoriene av legeringselementer plasserer seg i gitteret betyr at diffusjonshastigheten for interstitielle atomer er langt større enn for substitusjonelt løste atomer [7]. Ved å legge til substitusjonelt løste atomer, som bruker vakanser i gitteret for å diffundere, vil transformasjoner finne sted etter lengre tid. Dette er grunnet i at substitusjonelt løste atomer har ulik størrelse enn jernatomer og vil derfor forårsake gitterspenninger som hindrer diffusjon.

Noe som også påvirker den totale diffusjonen av atomer er gitterstrukturen til stålets forskjellige faser. Ferritt har en gitterstruktur kalt BCC og austenitt har en gitterstruktur kalt FCC. Ved



Figur 1: Det metastabile fasediagrammet Fe-Fe₃C [5].

en transformasjon fra ferritt til austenitt vil det foregå en volumreduksjon. Det betyr at FCC kan sies å være en tettere gitterstruktur sammenlignet med BCC. En tett struktur medfører at diffusjonshastigheten til både substitusjonelt og interstitielt løste atomer er langt lavere i austenitt sammenlignet med ferritt [8]. Angående interstitielt løste atomer, som karbon, har allikevel FCC-strukturen en langt høyere løselighet av interstitielle atomer enn BCC-strukturen. Forskjellen i løselighet kommer tydelig frem ved å studere likevektsdiagrammet i Figur 1. Dette betyr at flere karbonatomer kan diffundere på en og samme tid i austenitt sammenlignet med ferritt, selv om diffusjonshastigheten for hvert enkelt atom er redusert.

2.2.2 Kimdanning og vekst

Kimdanning er sentralt når det gjelder transformasjon fra austenitt. Til forskjell fra diffusjon vil kimdanningen øke med synkende temperatur. Dette betyr at kimdanning og diffusjon ikke kan inneha sine høyeste verdier samtidig. Kimdanning vil i hovedsak finne sted på austenittkorngren-

ser. Som en følge av det vil antall kimdanningspunkt øke med minkende austenittkornstørrelse siden det totale korngrensearealet da øker. En stor kimdanningshastighet vil gi en finkornet mikrostruktur.

Dersom en fase skal kimdannes fra en annen fase trengs det en drivkraft. Denne drivkraften er forskjellen i Gibbs fri energi mellom fasene. Grunnen til at dette kan kalles en drivkraft er at materialet alltid vil forsøke å oppnå en lavest mulig energitilstand. Forskjellen i Gibbs fri energi per enhetsvolum mellom to faser benevnes ΔG_v og har et negativt fortegn siden energien avtar [9].

Når en ny fase dannes vil det samtidig dannes en overflate, eller korn grense, mellom den ene og den andre fasen. Å danne en overflate krever energi og overflateenergien benevnes σ_{KG} , der KG står for korn grense. Ligning (2) viser dermed uttrykket for den totale forandringen i energi når en ny fase skal kimdannes på en allerede eksisterende fase.

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma_{KG} \quad (2)$$

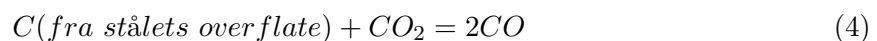
En reaksjon skjer dersom $\Delta G < 0$. Ved å sette $\Delta G = 0$ vil en kritisk kornradius, r^* , finnes. Et korn med denne radiusen er det minste som kan kimdannes. I Ligning (3) uttrykkes r^* som forholdet mellom to ganger overflatespenningen og endringen i Gibbs fri energi per enhetsvolum.

$$r^* = \frac{3\sigma_{KG}}{\Delta G_v} \quad (3)$$

Dersom fasen som skal kimdannes består av faseområder med en mindre radius enn kritisk radius r^* , så vil en vekst av disse kornene føre til en økning i energitilstanden. Kornveksten vil derfor ikke forekomme. Før kornvekst kan skje må tilstrekkelig mange atomer samle seg i en og samme partikkel, eller område, før radiusen er stor nok til at den er stabil og dermed kan vokse på en hurtigere måte [9].

2.2.3 Avkulling

Når prøver av stål varmebehandles i en ovn skjer dette vanligvis i en atmosfære med lik kjemisk sammensetning som luften. Karboninnholdet i luften er langt lavere enn karboninnholdet i stålprøven. Som en følge av en høy varmebehandlingstemperatur vil dette bety at karbon i overflaten av prøven vil diffundere fra prøven og ut i atmosfæren. På overflaten av stålet vil løst karbon i stålet reagere med karbondioksid, som Ligning (4) viser [10].



Diffusjonen av karbon i austenitten beskrives av Ligning (5) [10].

$$C(x, t) = C_o + (C_s - C_o)(1 - \operatorname{erf}(\frac{x}{2\sqrt{Dt}})) \quad (5)$$

Parameteren x er avstanden fra overflaten som innehar en karbonkonsentrasjon lik $C(x,t)$ etter avkullingstiden t . C_o er utgangskonsentrasjonen som eksisterer før avkulling forekommer og C_s er overflatekonsentrasjon etter endt avkulling. Erf (z), der $z = \frac{x}{2\sqrt{Dt}}$, kalles en feilfunksjon. Verdier av feilfunksjonen som funksjon av z finnes i referansene [10] og [11].

Ligning (1) for diffusjonshastigheten D kan brukes for å beregne diffusjonen av karbon i både ferritt og austenitt. I henhold til en tabell i *Steel and its heat treatment* velges konstantene $D_0 = 0,21 \text{ cm}^2/\text{s}$ og $Q = 33800 \text{ cal/mol/K}$ for austenitt og $D_0 = 0,0079 \text{ cm}^2/\text{s}$ og $Q = 18100 \text{ cal/mol/K}$ for ferritt [7]. Gasskonstanten, R , settes til $1,987 \text{ cal/mol}$. Uttrykket for D_γ^C og D_α^C blir da som vist i henholdsvis Ligning (6) og Ligning (7) .

$$D_\gamma^C = 0,21 \exp\left(\frac{-33800}{1,987 \times T}\right) \text{ cm}^2/\text{s} \quad (6)$$

$$D_\alpha^C = 0,0079 \exp\left(\frac{-18100}{1,987 \times T}\right) \text{ cm}^2/\text{s} \quad (7)$$

Avstanden fra overflaten hvor en gitt karbonkonsentrasjon befinner seg kan da beskrives av Ligning (8).

$$x = k\sqrt{Dt} \text{ cm} \quad (8)$$

k er en konstant som er avhengig av verdien til $\text{erf}(z)$, og som dermed må beregnes for hver legering siden de har forskjellig karboninnhold.

2.2.4 Dannelse av ferritt

I henhold til likevektsdiagrammet mellom jern og karbon kan ikke ferritt løse opp mer enn 0,025 wt.% karbon. Austenitt kan løse opp langt mer, noe som betyr at transformasjon fra austenitt til ferritt er avhengig av å redistribuere karbon. For at den nødvendige diffusjonen skal finne sted kreves det en betydelig tid ved høye temperaturer.

I en likevektstilstand vil korngrenseferritt dannes ved temperaturer mellom $910 \text{ }^\circ\text{C}$ og $723 \text{ }^\circ\text{C}$. For akselerert kjøling, der likevekt ikke vil etableres, kan det derimot dannes ulike morfologier av ferritt ved en så lav temperatur som $600 \text{ }^\circ\text{C}$ [12].

Når et stål avkjøles fra austenittområdet vil ferritt starte å felles ut på austenittkorn grensene når A_3 -temperaturen nås. Dette kalles proeutektoid ferritt. Under denne temperaturen vil stålet finne seg i tofaseområdet der både ferritt og austenitt er stabile faser. Ferritten kan inneholde lite karbon og overskuddskarbonet må derfor diffundere inn i austenitten. Diffusjon tar tid og hastigheten til karbondiffusjonen er avhengig av hvor mye karbon austenitten opprinnelig inneholder, men også temperaturen diffusjonen skjer ved. Dersom austenitten har mye karbon fra før av vil diffusjonen ta lenger tid. Ved langsom avkjøling vil mengden ferritt øke i henhold til likevektsdiagrammet ned mot A_1 -temperaturen og austenitten vil da inneholde omtrent 0,8 wt.% karbon og felles ut som perlitt.

En raskere avkjøling vil føre til at mindre mengde ferritt dannes. Andelen ferritt begrenses fordi diffusjonshastigheten av karbon reduseres for raskt. En hurtig avkjøling vil derfor danne mindre ferritt og mer perlitt enn likevekt. Dersom avkjølingshastigheten er stor nok vil det i stedet for perlitt kunne dannes martensitt mellom ferritten [13].

Den proeutektoid ferritten forekommer i to former. Ved langsom avkjøling eller for små austenittkorn vil en polygonal, kornete form for ferritt dannes. For hurtigere avkjøling, eller store austenittkorn, vil Widmanstätten-ferritt dannes. Denne har en plateformet struktur der platene vokser fra austenittkorn grensen og inn i austenittkornet [13].

Økende avkjølingshastighet vil føre til flere kimdanningspunkter for ferritt og samtidig mindre størrelse på ferrittkornene. Dette kan føre til at austenittkornrensere blir dekorert av et tynt lag med ferritt ved rask kjøling.

2.2.5 Dannelse av perlitt

Perlitt er en lamellær platestruktur bestående av annenhver plate med henholdsvis ferritt og sementitt. Som forklart kan ikke ferritt løse opp mer enn 0,025 wt.% karbon, så en transformasjon fra austenitt til perlitt er også avhengig av å redistribuere karbon. Overskuddskarbonet går med til å danne sementitt, som inneholder langt mer karbon enn ferritt. Dannelsen av perlitt foregår ved en lavere temperatur enn for ferritt. En lavere temperatur ved dannelsen av perlitt vil føre til en struktur med liten avstand mellom platene grunnet en kortere diffusjonsavstand [14]. Dette gir økt styrke og duktilitet.

2.2.6 Dannelse av bainitt

Bainitt er en strukturbestanddel som oppstår ved en enda lavere temperaturer, eventuelt raskere avkjølingshastighet, enn perlitt. Underkjølingen er da så stor at kimdanning og vekst av ferritt og perlitt undertrykkes.

Som for perlitt består også bainitt av ferritt og sementitt, men selve strukturen ser annerledes ut. Bainitt blir vanligvis klassifisert som enten øvre eller nedre bainitt og betegnelsen avspeiler temperaturintervallet det dannes under [15]. Øvre bainitt vokser ut fra austenittkornrensene med en nåle- eller stavstruktur på samme måte som Widmanstätten-ferritt. Sementitten befinner seg som partikler på kornrensene til nålene/stavene. Nedre bainitt har en annen struktur og består av tynne plater. Transformasjonstemperaturen er her så lav at sementittpartiklene ikke dannes på kornrensene, men befinner seg inne i selve platen.

Øvre bainitt er relativt sprø mens nedre bainitt er som regel seigere [16].

2.2.7 Dannelse av martensitt

I motsetning til dannelsen av de faser og bestanddeler som er nevnt ovenfor, er transformasjonen fra austenitt til martensitt en diffusjonsløs prosess [17]. Prosessen involverer sannsynligvis en Bain-deformasjon der krystallstrukturen endres fra FCC i austenitt til noe som ligner BCC i ferritt, nemlig BCT [18]. Denne krystallstrukturen inneholder like mye karbon i fast løsning som austenitten.

Transformasjon til martensitt starter ved en temperatur kalt M_s og fullføres ved en temperatur kalt M_f . For andre faser og bestanddeler vil mengden transformert volum øke ved isoterme forhold, men for å øke mengden martensitt kreves det kontinuerlig kjøling. Dette er grunnen til at materialet ikke vil være fullstendig martensittisk før M_f -temperaturen nås.

Både M_s og M_f synker med økende mengde legeringselementer, hvor karbon har den største effekten. Etterhvert vil M_f være så lav at det kreves dypkjøling for at hele materialet skal transformeres til martensitt [18]. Dersom materialet bråkjøles til en temperatur over M_f vil strukturen bestå av en blanding av martensitt og restaustenitt.

Siden martensitt inneholder like mye karbon som austenitten sies det at martensitt har en krystallstruktur overmettet på karbon. Den store mengden karbonatomer forårsaker en ekspansjon av krystallgitteret og spenningstilstanden, som ekspansjonen gir, bidrar til en betydelig hardhetsøkning [16].

2.2.8 Restaustenitt

Restaustenitt er austenitt som ikke er omvandlet til metastabile faser som martensitt eller bainitt i løpet av bråkjølingen. Årsaken til at restaustenitten er stabil etter bråkjøling er at den inneholder så mye karbon at M_f er lavere enn romtemperatur. Det kreves såkalt dypkjøling for å unngå restaustenitt etter endt bråkjøling og kjølemiddelet er da noe annet enn vann.

I etset tilstand vil restaustenitt kunne avbildes som hvite områder i lysmikroskopet.

2.3 Størkning og seigringer

Når temperaturen synker til et nivå under smeltetemperaturen vil metall gå fra flytende til fast tilstand. Løseligheten av de ulike elementene i fast og flytende tilstand vil være ulik, samt variere fra metall til metall. I tilfeller der løseligheten er større i fast form enn i flytende form, vil legeringselementer diffundere fra det som er smeltet til det som er størknet. Dette skaper en utarmet sone i smelten ved grensesjiktet mellom smeltet og størknet metall. For motsatt tilfelle, der løseligheten er større i smelte enn i fast form, vil legeringselementer diffundere fra det som er størknet til smelten. Dette skaper en anrikt sone i smelten ved grensesjiktet mellom smeltet og størknet metall. Slike konsentrasjonsforskjeller vil føre til et størknet materiale med ulik kjemisk sammensetning, og det er dette som betegnes seigringer [19].

I grensesjiktet mellom størknet og smeltet metall kan det antas en tilstand av lokal likevekt [19]. Dette beskrives av Ligning (9). Dersom smelten anrikes vil $k < 1$ og om smelten utarmes vil $k > 1$.

$$C_s^* = kC_l^* \quad (9)$$

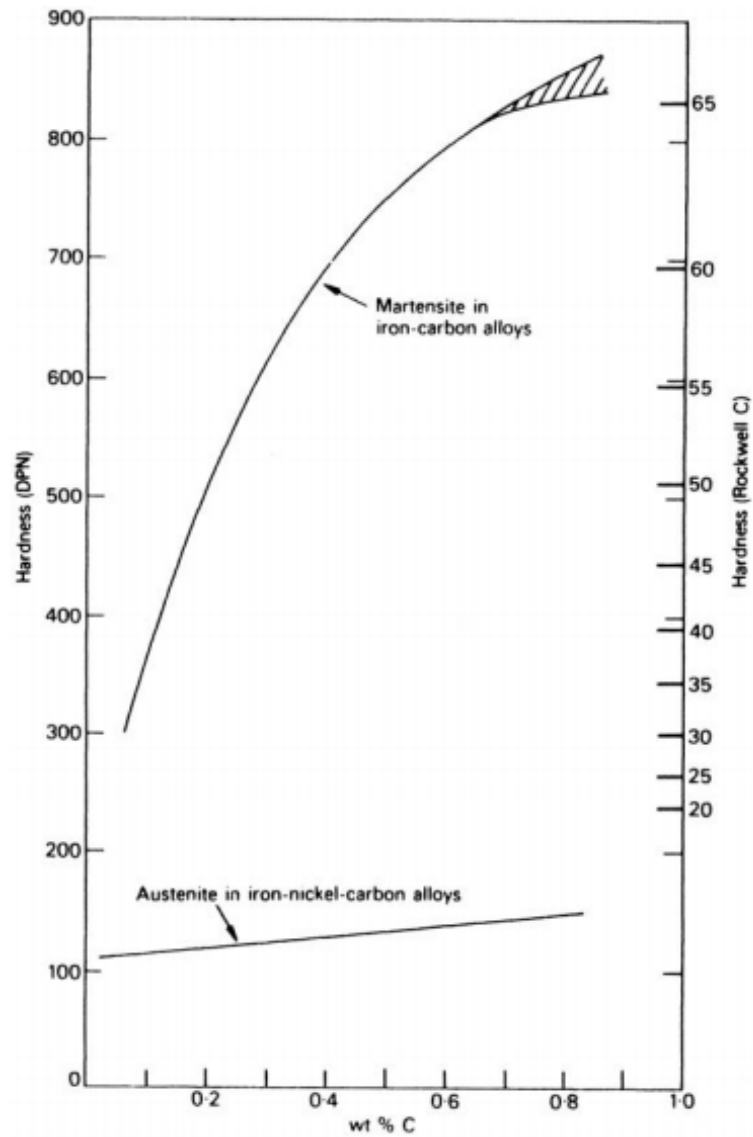
Størkningsprosessen vil starte i overflaten, hvor avkjølingen er størst, for deretter å bevege seg mot senteret av en gitt geometri. Metallet som størkner først vil ha en konsentrasjon lik kC_0 . Deretter øker konsentrasjonen i størknet tilstand til en konstant konsentrasjon, C_0 , og til slutt i størkningsprosessen vil en smelte med konsentrasjon lik $\frac{C_0}{k}$ størkne [19]. Dette betyr at den gjennomsnittlige konsentrasjonen er lik C_0 , men ved overflaten og i senteret vil konsentrasjonene avvike fra C_0 . For stål er vanligvis $k < 1$, noe som betyr at det vil kunne forekomme en ansamling av legeringselementer som senterseigringer i stål.

2.4 Effekt av legeringselementer

Effekten ulike legeringselementer har på stål vil variere fra en legering til en annen. Å si at et gitt legeringselement vil ha samme effekt i alle stål vil være feil. De må sees i sammenheng med tilstedeværelsen til resten av legeringselementene.

2.4.1 Effekt av karbon på martensittens hardhet

Figur 2 viser at hardheten til uanløst martensitt er sterkt avhengig av karboninnholdet. Ved omtrent 0,7 wt.% C blir mengden restaustenitt såpass stor at hardheten vil minske ved å ytterligere øke mengden karbon.



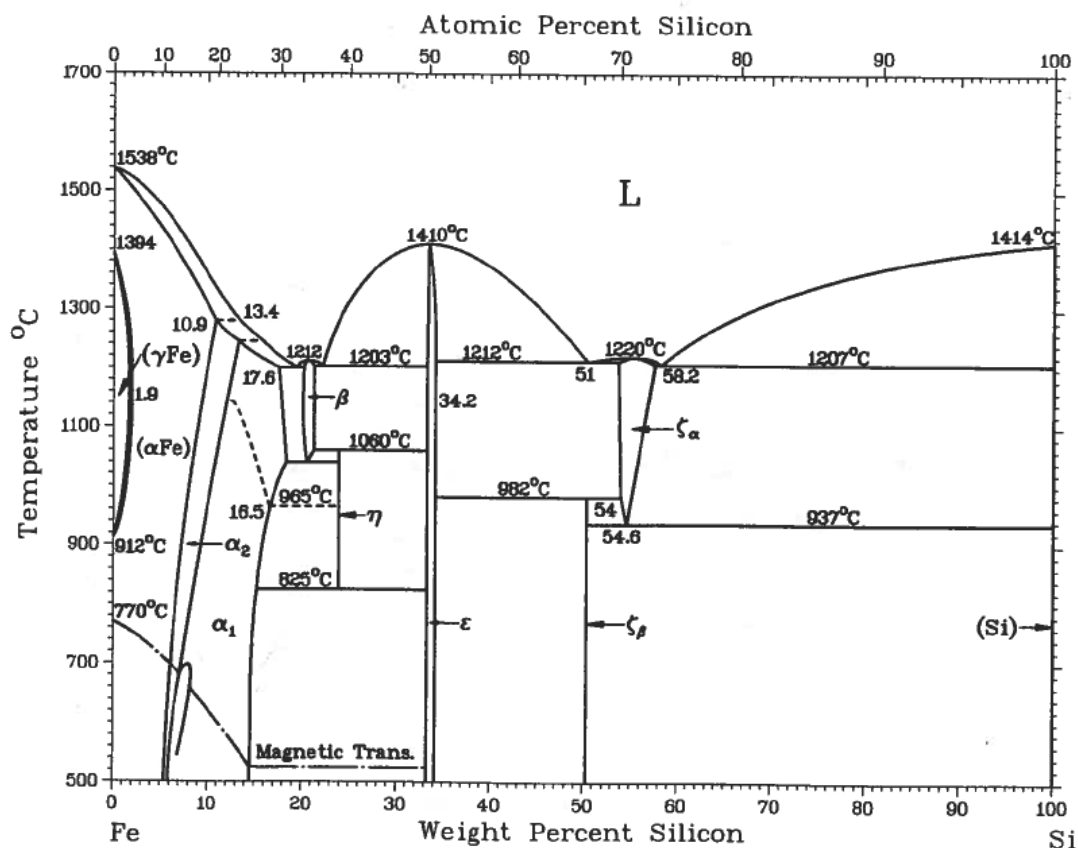
Figur 2: Hardheten til uanløst martensitt øker betydelig med økende karboninnhold [20].

2.4.2 Effekt av silisium i stål

Normalt tilsettes silisium som desoksidasjonsmiddel i mengder på opp til 0,5 wt.% for å hindre poredannelse i stål [3]. Dette skjer ved at silisium reagerer med oksygen og danner oksider.

Silisium i fast løsning fungerer som en ferrittdanner og vil dermed føre til at ferritt er stabilt ved høyere temperaturer enn det som fremkommer av det metastabile fasediagrammet for jern og karbon [21]. I påfølgende teoridel om legeringselementers effekt på A_3 -temperaturen kommer det tydelig frem av Ligning (10) at silisium utvider det stabile området for ferritt. Silisium i fast løsning vil i tillegg gi et stort hardhetsbidrag i ferritt [22].

Det binære fasediagrammet i Figur 3, som viser likevekten mellom jern og silisium, er hentet fra boken *Binary Alloy Phase Diagrams* [23].



Figur 3: Fasediagram som viser likevekt mellom jern og silisium ved ulike temperaturer og konsentrasjoner. Nederste x-akse viser silisium i vektprosent, mens øvre x-akse viser den i atomprosent.

Transformatorstål skal være ferrittiske og inneholder av den grunn en god del silisium. Ifølge Fe-Si-diagrammet er det tilstrekkelig med 1,9 wt.% Si for å oppnå et stål som er ferrittisk ved alle temperaturer under smeltepunktet. For å kompensere for austenittstabiliserende elementer som karbon, mangan og nikkel velges et silisiuminnhold på 3 wt.% for et fullstendig ferrittisk transformatorstål [24].

2.4.3 Effekt på likevektstemperaturen A_3

Temperaturlinjen A_3 er linjen som adskiller énfaseområdet for austenitt og tofaseområdet for austenitt-ferritt. Under A_3 -temperaturen kan både ferritt og austenitt være stabile faser, mens over denne temperaturen er det kun austenitt som er stabil.

Som Ligning (10) viser er det en rekke ulike legeringselementer som påvirker A_3 -temperaturen. Ligningen er basert på et empirisk grunnlag og vil ikke være fullstendig korrekt i de fleste tilfeller, men kan fungere som god veiledning. Konstantene i det siste leddet med parentes var spesielt usikre, ifølge *Journal of the iron and steel institute* [25]. I tillegg mente samme kilde at det virket som om formelen ble mindre nøyaktig ved $Mn > 1$ %. Med et ligningsledd lik $+ 60 \times wt.\% Si$, har legeringselementet silisium i stål en betydelig påvirkning på A_3 -temperaturen.

$$A_3(^{\circ}C) = 910 - 25Mn - 11Cr - 20Cu + 60Si + 60Mo + 40W + 100V + 700P + 3 \quad (10) \\ -(+250Al + 120As + 400Ti)$$

Effektene av karbon og nikkel ble beregnet ved å legge til verdien av $10 \times wt.\% C$ til verdien av nikkel, for så å bruke dette tallet til å lese av en ΔT i Tabell 1. Tabell 1 er en del av en tabell funnet i *Journal of the iron and steel institute* [25].

Leddets +3 representerer effekten av svovel. Denne ble antatt å gi en konstant økning i A_3 .

Tabell 1: Ved å legge til verdien av $10 \times wt.\% C$ til verdien av nikkel blir det lest av en ΔT som så trekkes fra A_3 -temperaturen beregnet med Ligning (10). Minustegnet fremfor verdiene av ΔT indikerer at karbon og nikkel fører til en lavere A_3 .

C [%]	Ni [%]	ΔT
0,05	0,5	-24
0,10	1,0	-48
0,15	1,5	-64
0,20	2,0	-80
0,25	2,5	-93
0,30	3,0	-106
0,35	3,5	-117
0,40	4,0	-128
0,45	4,5	-137
0,50	5,0	-145
0,60		-160
0,70		-173

2.4.4 Effekt på kornvekst

Legeringselementene Al, Ti, Nb og V er viktige når det gjelder å begrense kornvekst under varmebehandling i austenittområdet. Disse elementene vil gi en slik effekt ved å legge til så små mengder som 0,03 % til 0,1 % [22]. Ti og Nb har en mye lavere løselighet i austenitt sammenlignet med V [26]. Dette betyr at TiN og Nb(C,N) vil felles ut på korn grensene ved høye austenittiseringstemperaturer. Slike utfelte partikler på korn grensene vil begrense kornvekst. Ved senere varmebehandling vil det kreve høye temperaturer, gjerne over 1200 °C [22], for at partiklene skal oppløses. Om dette skjer vil betydelig kornvekst inntreffe.

På grunn av V sin betydelig høyere løselighet vil ikke dette elementet bidra like mye til begrensningen av kornvekst som de øvrige. Karbider som inneholder V vil først presipitere ved temperaturer ned mot A_3 , hvor transformasjonen fra austenitt til ferritt starter. Dette betyr at bidraget fra V i hovedsak vil være partikkelherding [26].

2.4.5 Effekt på martensittdannelse

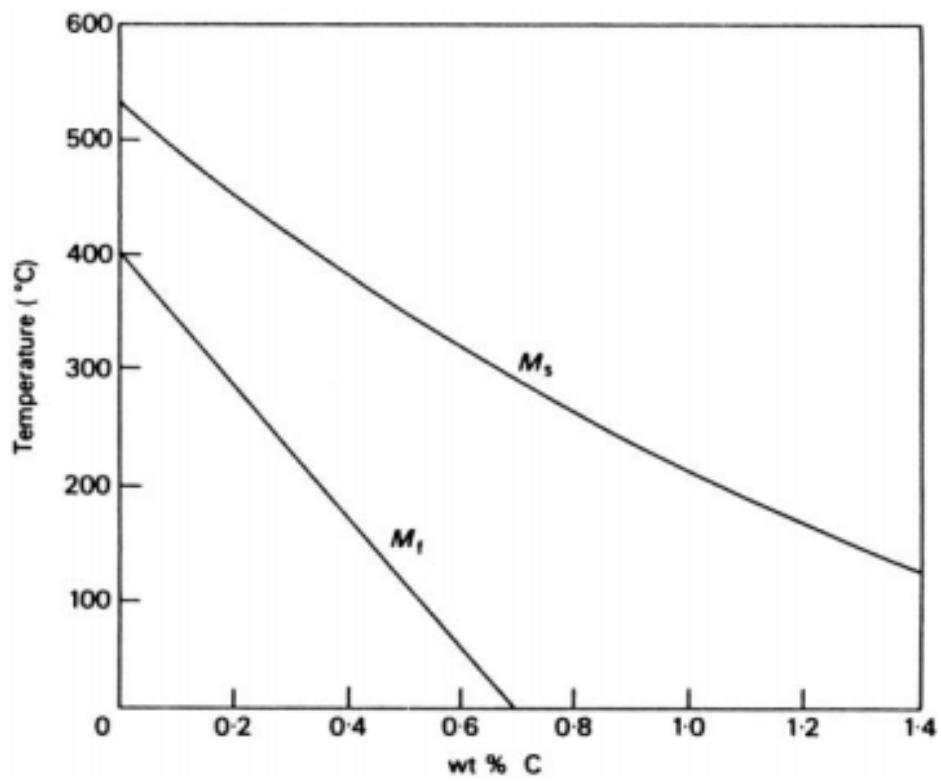
Dannelse av martensitt starter ved en temperatur som benevnes M_s . Ligning (11) viser en empirisk utviklet formel for temperaturen. Ligningen tar hensyn til de legeringselementene som har størst påvirkning på M_s og av formelen kommer det frem at de fleste element presser M_s til en stadig lavere temperatur. Som Ligning (11) viser, bidrar både Mo og Cr til en redusering av M_s , det til tross for at de normalt er regnet som ferrittstabilisatorer. Årsaken til dette er at ved lave temperaturer vil Mo og Cr stabilisere austenitten, mens de er ferrittstabiliserende ved høye temperaturer [27].

$$M_s (\text{°C}) = 561 + 10 Co - 17 Ni - 17 Cr - 21 Mo - 33 Mn - 474 C \text{ (wt.\%)} \quad (11)$$

Ligning (11) er hentet fra *Stål och värmebehandling* [27]. Som tidligere forklart er dette en empirisk ligning og *Teknologiske metaller og legeringer* inneholder en lignende utgave, men med litt forskjell på konstantene og uten Co-leddet. Ligningen som brukes her er fra førstnevnte bok da denne er av nyeste dato.

Tilsvarende starten av martensittdannelse benevnes temperaturen der transformasjonen av martensitt er fullført for M_f . Vekst av martensitt kan kun skje ved kontinuerlig kjøling og det betyr at M_f alltid vil være lavere enn M_s . Som for M_s minsker også M_f kraftig ved en økning av karboninnholdet, som vist i Figur 4. Ved en karbonmengde på 0,7 wt.% vil M_f være lik 0 °C.

Ifølge *Steel and its heat treatment* vil i praksis de fleste stål med et karboninnhold på over 0,5 wt.% alltid inneholde en viss mengde restaustenitt [28].



Figur 4: Både M_s og M_f minsker med økende karboninnhold.

2.5 Herdbarhet og herding

Med herdbarhet menes det hvor lett det er å oppnå et hardt stål ved kjøling. Stål med god herdbarhet vil utvikle martensitt selv ved luftkjøling. Det kan sies at alt som begrenser dannelsen av ferritt og perlitt bidrar til å øke herdbarheten. Den kjemiske sammensetningen og austenittkornstørrelsen er de viktigste faktorene som bestemmer herdbarheten for et stål [29]. En større austenittkornstørrelse betyr et mindre antall kimdanningspunkter, noe som resulterer i at transformasjonen av betydelige mengder ferritt og perlitt tar lengre tid. Legeringselementer vil skape gitterforskyvninger grunnet ulik atomstørrelse sammenlignet med jernatomet. Dette vil øke gitterfriksjonen og dermed begrense diffusjon, som dannelse av ferritt og perlitt avhenger av.

Legeringselementet bor blir tilsatt stål for å øke herdbarheten. Bor kan føre til at effekten på herdbarheten fra de andre legeringselementene så mye som dobles [30]. Ved å tilsette bor kan derfor mengden av andre legeringselementer reduseres samtidig som at stålet beholder samme herdbarhet som uten borinnholdet. Dersom bor skal øke herdbarheten er det viktig at bor ikke binder seg til nitrogen. For å forsikre seg om at så mye som mulig av nitrogenet blir bundet som TiN, blir det i borlegerte stål tilsatt mer titan enn støkiometrisk nødvendig for å binde alt nitrogenet [30].

Varmeledningsevnen til kjølemediet er viktig for herdeprosessen. Medier som ofte brukes kan være vannbad med eller uten lut, saltbad, oljebad eller luftkjøling. Luft har lav varmekapasitet og luftkjøling vil dermed ta svært lang tid. De færreste stål utvikler stor hardhet på denne måten. Kjølemiddel som vann, olje og saltløsning har en langt høyere varmeledningsevne enn luft og kjøler dermed mye raskere.

Slike bråkjølinger skaper store indre spenninger i metallet og kan i verste fall føre til sprekkdannelse [31]. Det er derfor viktig å ikke avkjøle et stål raskere enn nødvendig for å oppnå ønsket hardhet. Olje har en lavere varmeledningsevne enn vann og vil derfor gi en mindre brutal bråkjøling. Slike herdeoljer bør gjerne varmes litt før bruk for å gjøre de mer tyntflytende. Dette bedrer varmeoverføringen.

Det mest brukte kjølemiddelet er antakeligvis vann. En ulempe er at ved kjøling i vann kan det dannes et gassjikt på overflaten av metallet slik at varmeoverføringen blir redusert. Dette kan hindres ved å tilsette NaOH (lut) i vannet i et blandingsforhold på 5-10 % lut [32].

Legeringselementer kan avgjøre om en gitt legering bør bråkjøles i vann eller i olje. Vann gir en mer brutal bråkjøling og en høyere hardhet kan derfor forventes, men dette kan kompenseres for med tilsetning av ulike legeringselementer slik at olje bør brukes.

Tabell 2: Kjøleevne vist som H -verdier til ulike kjølemiddel og omrøring. Høyere H -verdi betyr bedre kjøling.

Omrøring	Saltvann	Vann	Olje	Luft
Ingen	2,0	1,0	0,25	0,02
Moderat	2,4	1,25	0,4	
Kraftig	5,0	4,0	1,0	0,1

Kjølemiddelet må velges med hensyn på ståltypen og komponentens dimensjon. Kjølingen skal være tilstrekkelig for å oppnå ønsket hardhet, men ikke så rask at det dannes sprekker eller formforandring [31].

En kjent metode for å klassifisere kjøleevnen til et kjølemedie er Grossmanns H-verdi [33]. H-verdien, som vist i Ligning (12), defineres som forholdet mellom varmeovergangskoeffisienten, α , ved stålets overflate og det dobbelte av varmeledningsevnen, k , til stålet i austenittisk tilstand.

$$H = \frac{\alpha}{2k} \quad (12)$$

Tabell 2 er tatt fra *Teknologiske metaller og legeringer* og viser sammenhengen mellom ulike kjølemiddel, omrøring og tilhørende H-verdi [34].

2.6 Anløping

Anløping er varmebehandling av bråkjølt stål ved temperaturer under A_1 . Etter bråkjøling er gitterstrukturen overmettet av karbon i fast løsning. Ved anløping vil karbonet felles ut som partikler. Dette fører til en hardhetsreduksjon samtidig som at duktiliteten vil øke.

En temperatur under A_1 betyr at ingen del av mikrostrukturen vil omvandles til austenitt. Det som derimot kan skje med eventuelt eksisterende restaustenitt er at denne omvandles til martensitt eller bainitt ved anløping. Dette skjer på grunn av at karbon diffunderer ut fra restaustenitten slik at M_s øker. Ved tilstrekkelig lavt karboninnhold i restaustenitten vil omvandlingen til martensitt plutselig inntreffe.

Bainitt har allerede utfelte partikler som en del av mikrostrukturen og dens hardhet vil derfor ikke påvirkes like mye av anløping som for martensittens del.

2.7 Herdemekanismer og mekaniske egenskaper

Plastisk deformasjon er et direkte resultat av dislokasjonsglidning. Enhver hindring av en slik glidning vil dermed betegnes som en herdemekanisme og således bidra til en økt strekkfasthet. Vitkige faktorer som hindrer dislokasjonsbevegelse er korngrenser, partikler, gitterfriksjon og andre dislokasjoner.

Korngrenser fungerer som ugjennomtrengelige hindringer for dislokasjoner og dette betyr at dislokasjoner aldri vil forlate kornet de i utgangspunktet ble generert i [35]. Plastisk flyt blir overført fra korn til korn på grunn av en opphopning av dislokasjoner ved korngrensene. Spenningen som opphopningen påfører korngrensene er proporsjonal med antall dislokasjoner i opphopningen. Når spenningen når en kritisk verdi vil den plastiske flyten bli overført til nabokornet ved at nye dislokasjonskilder, Frank Read-kilder, dannes i nabokornet [36].

Antall dislokasjoner som er mulig i et korn øker med kornets størrelse. Et stort korn kan inneholde langt flere dislokasjoner enn små korn, og det er derfor enklere å overføre plastisk flyt fra store korn. Med enklere menes at en mindre kraft er nødvendig. En minkende kornstørrelse vil derfor bety en økning av materialets flytespenning. Dette uttrykkes matematisk med Hall-Petch-ligningen, Ligning (13).

$$\sigma_y = \sigma_0 + k \frac{1}{\sqrt{D}} \quad (13)$$

For Ligning (13) er σ_y flytespenningen for et polykrystallinsk materiale, σ_0 flytespenningen for et monokrystallinsk materiale, k en konstant og D er korndiameteren [37].

Partikler hindrer dislokasjoner i å bevege seg. Avhengig av om partikkelen er koherent eller inkoherent med gitteret rundt seg må dislokasjonen anvende ulike metoder for å komme forbi partikkelen. Ved koherens vil dislokasjonen kutte gjennom partikkelen, mens ved inkoherens vil Orowan-mekanismen benyttes [38]. Videre vil tilstedeværelsen av fremmede atomer, som både er interstitielt og substitusjonelt løste, skape spenninger i gitteret. Årsaken til dette er at de fremmede atomene, legeringselementene, har forskjellig størrelse sammenlignet med jern. Dette skaper ujevnheter i gitteret og vil føre til at dislokasjonsbevegelse opplever økt friksjon. Siden fremmede atomer kun kan eksistere i fast løsning eller som partikler på en og samme tid, betyr dette at økt partikkelherding alltid ledsages av en naturlig reduksjon i fast løsningsherding [39].

En dislokasjon blir også påvirket av krefter som virker mellom den og andre dislokasjoner. Med kortere avstand mellom dislokasjonene kreves en større kraft for å bevege dem. Dette betyr at en økt dislokasjonstetthet, som impliserer kortere avstand mellom dislokasjonene, fører til en høyere flytespenning. Skjærdeformasjonen involvert under dannelsen av martensitt fører til en stor dislokasjonstetthet på mellom $10^{11} - 10^{12}$ disl./ cm^2 [40].

2.8 Utmatting

Utmatting forårsaker at ståldeler, som er utsatt for sykliske belastninger, kan gå til brudd selv om den påførte spenningen er lavere enn stålets bruddspenning.

Utmattingmotstanden til et stål øker med økende hardhet [41]. Det er derfor mulig å øke utmattingmotstanden med varmebehandling.

Det er vanlig at utmattingssprekker starter i overflaten. Ved bøyning er for eksempel spenningen størst ved overflaten. For å bedre utmattingsegenskapene for overflaten kan den enten maskineres slik at ujevnheter tas bort, overflatehardheten kan økes eller trykkspenninger kan bli introdusert i overflaten [42]. Dersom overflaten blir avkullet i løpet av en varmebehandling vil hardheten reduseres og dermed reduseres også utmattingmotstanden.

3 Eksperimentelt

Det eksperimentelle arbeidet ble delt opp i to deler; først tindedelen og deretter fjærdelen. Felles for begge var at de krevde varmebehandling, prøvepreparering og lysmikroskopiering, så dette vil kort gjennomgås før de to ulike delene omtales spesifikt.

Materialsertifikatene for smeltene som de ulike legeringene stammet fra var ikke tilgjengelige. Prøver fra hver legering ble derfor sendt til Ovako Smedjebacken i Sverige for kjemisk analyse med optisk emisjonspektroskopi. Resultatet av dette vises i delkapittel 4.1.

For å gi en rask oversikt over legeringene kan det nevnes at karboninnholdet var 0,32 wt.% for 33S17B, 0,35 wt.% for 35M13B, 0,45 wt.% for 46Si7, 0,51 wt.% for 50CrV4 og 0,55 wt.% for 55Si7. Når det gjelder silisiuminnholdet var det 1,63 wt.% for 33S17B, 0,27 wt.% for 35M13B, 1,58 wt.% for 46Si7, 0,24 wt.% for 50CrV4 og 2,00 wt.% for 55Si7.

3.1 Varmebehandling og bråkjøling

All austenittisering, det vil si varmebehandling ved temperaturer mellom 900-1100 °C i dette arbeidet, foregikk i en Nabertherm-ovn med en C 290-kontroller. Anløping ble gjort i en ovn av typen Heraeus med luftsirkulasjon. Temperaturen nær prøvene ble målt med et termoelement av type K. Avstanden fra prøvene til spissen av termoelementet var rundt 5 cm.

Bråkjøling fra austenittiseringstemperaturen ble gjort i enten vann ved romtemperatur eller Houghto Quench R-herdeolje. Herdeoljen ble oppvarmet før bråkjøling slik at den holdt en temperatur på 50-80 °C når prøvene ble bråkjølt i oljen.

Samtlige anløpingsprøver ble kjølt i vann etter anløping.

3.2 Prøvepreparering

Etter varmebehandling ble samtlige prøver kappet og innstøpt slik at den studerte overflaten var langs tverrsnittet av valseretningen. Varminnstøping med apparatet Prestopress-2 ble brukt. Årsaken til at varminnstøping ble valgt er at bunnen og toppen av innstøpingen blir fullstendig parallelle. Dette gjør at senere hardhetsmålinger av prøven blir mest mulig nøyaktig. I tillegg gir varminnstøping en svært hard støpemasse som begrenser avrundingen av kanter når prøvene senere blir slipt og polert.

Sliping og polering ble utført med henholdsvis en RotoPol-31 og en TegraPol-31. Innspill til hvilke duker, trykk og tider som burde anvendes ble hentet fra Struers egen prøveprepareringsbok med navn *Metallographic and Materialographic* [43].

Etter siste poleringssteg ble de fleste prøvene etset med enten 2 % nital eller Vilellas ets, som var en blanding av 285 mL etanol, 15 mL HCl og 3 g pikrinsyrepulver [44]. Vilellas ets ble brukt for å prøve å gjøre de tidligere austenittkorn grensene tydelige.

3.3 Lysmikroskopiering

Undersøkelser av mikrostruktur ble utført med et Leica MFE4-lysmikroskop. Vanlig lysfeltteknikk ble anvendt med en fornuftig innstilling av aperturblanderen for å gi et godt kompromiss



(a) Tindeemne og en ferdig produsert tind smidd av et slikt emne. (b) Skiver med en tykkelse på 1 cm ble kuttet av emnet og brukt til varmebehandlingsforsøk.

Figur 5: Legeringen 33S17B blir levert til Kverneland som varmvalset stang. Emner av stangen blir så smidd til en tind. Gjengene på den ene siden blir maskinert.

mellom oppløsning og kontrast. For å avbilde mikrostrukturen ble et kamera av typen Jenoptik ProgRres C10 brukt.

3.4 Tinder

I oppstartsfasen av dette prosjektarbeidet ble herdede prøver av 33S17B undersøkt på Kvernlands laboratorium. Lysmikroskopiering viste en seigringslignende struktur med lange, hvite bånd i en ellers lysebrun martensittmatriks. Legeringen ble videre undersøkt ved NTNU med den hensikt å forklare den seigringslignende strukturen.

Figur 5 (a) viser øverst en bit av legeringen i leveringstilstand. Den nederste delen er en ferdig produsert tind, som ble produsert av et lignende emne som vist ovenfor. Figur 5 (b) viser hvordan skiver på 1 cm i tykkelse ble kappet av tindeemnet og deretter brukt i varmebehandlingsforsøk.

3.4.1 Varmebehandling

Fem prøver tatt fra legering 33S17B i leveringstilstand ble austenittisert ved ulike temperaturer og deretter bråkjølt i vann. Tabell 3 viser hvordan de ulike prøvene ble varmebehandlet.

Tabell 3: Prøver fra tindelegeringen 33S17B ble glødet ved ulike temperaturer i 15 minutter og deretter bråkjølt i vann ved romtemperatur.

ID	Temperatur [°C]	Holdetid [min.]
3	900	15
4	950	15
5	1000	15
6	1050	15
7	1100	15

3.4.2 Mikrosonde og mikrostruktur

To prøver ble undersøkt i en mikrosonde, en bit av legeringen i leveringstilstand, prøve 1, og en bit av en ferdig produsert tind, prøve 2. En mikrosonde er i prinsippet det samme som et

scanning elektronmikroskop, men med ekstra funksjonalitet for å måle kjemisk sammensetning [45]. Det ekstra utstyret en mikrosonde har er en rekke WDS-spektrometre for nøyaktig måling av kjemisk sammensetning på små områder.

Mikrosonden har en romlig oppløsning på omtrent $1\ \mu\text{m}$. Det vil si at når partikler eller faser som er i denne størrelsesordenen skal undersøkes vil den kjemiske sammensetningen til omgivelsene kunne påvirke resultatet.

Mikrosonden ble brukt til å foreta både punktanalyser og linjeskann i seigringsområdene. I tillegg ble mapping gjennomført, det vil si kartlegging av kjemisk sammensetning på et relativt stort område. Grunnstoffene som ble søkt etter og hvilken krystall som ble brukt for å måle de var: karbon med en LDE6H-krystall, bor med LDEB, silisium med TAP, nitrogen med LDE1H, svovel, fosfor og titan med PETJ og krom, mangan og jern med en LIFH-krystall.

Mapping ble generelt sett foretatt med en steglengde på $1\ \mu\text{m}$ og telletid på 20 ms. Unntaket var en mapping av silisium i Figur 9, delkapittel 4.2.2, som brukte en defokusert stråle med steglengde på $5\ \mu\text{m}$ og telletid på 20 ms. Signalet fra grunnstoffene ble sammenlignet med virtuelle standarder. Ingen ZAF-korreksjon av de målte verdiene ble utført.

Linjeanalyser og punktanalyser ble også foretatt med en steglengde på $1\ \mu\text{m}$, men med en telletid på 10 s. Signalet fra grunnstoffene ble for disse målemetodene sammenlignet med reelle standarder, noe som gjør at de målte verdiene blir mer nøyaktig fremfor bruk av virtuelle standarder. I tillegg ble ZAF-korreksjon gjennomført.

Prøvene som ble undersøkt i mikrosonden var i forkant slipt og polert.

I etterkant av undersøkelsene av prøve 1 og prøve 2 ble også prøve 3 undersøkt i mikrosonden. Prøven ble i forkant av undersøkelsen markert med ulike mønster av hardhetsinntrykk for på den måten å finne igjen interessante områder der kjemien kunne måles i mikrosonden.

Samtlige prøver som ble varmebehandlet i henhold til Tabell 3 ble undersøkt i lysmikroskop for å se om mengden seigringsfase forandret seg med økende glødetemperatur. Det ble tatt bilder av mikrostrukturen til hver av prøvene.

3.4.3 Hardhetsmålinger

På prøve 1 ble det foretatt svært mange hardhetsmålinger langs en linje på tvers av valseretningen. Lengden på linjen var 7 mm og var derfor garantert å krysse mange seigringer. Lasten på inntrykket var så liten som 0,025 kg og det var en avstand på omtrent $30\ \mu\text{m}$ mellom hvert inntrykk. En liten last og kort avstand ble valgt for å kunne registrere hardhetsforskjeller over små avstander.

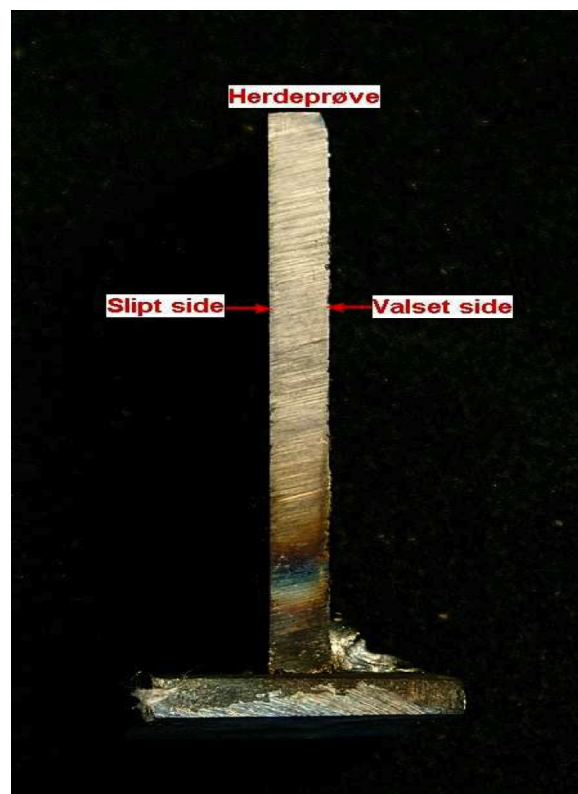
Forøvrig ble det utført flere hardhetsmålinger av ulike faser og bestanddeler i både prøve 1 og prøve 3. Apparatet som ble brukt til å måle hardhet var mikrohardhetsmåleren Leica VMHT MOT. Målelinjene ble nullstilt før bruk og en referanseblokk med kjent hardhet ble kontrollert.

3.5 Fjærer

Fire fjærlegeringer, 46Si7, 55Si7, 50CrV4 og 35M13B, har blitt undersøkt og sammenlignet. Det eksperimentelle arbeidet innebærte ulike typer varmebehandling, fotografering av mikrostruktur, hardhetsmålinger og strekkforsøk.

3.5.1 Varmebehandling - avkulling

Den første av varmebehandlingene som ble utført på fjærlegeringene fokuserte på avkulling. I forkant av varmebehandlingen ble prøver av hver legering planslipt på den ene siden. Det vil si at de på den ene siden hadde valsehud fra leveringstilstand, mens de på den andre siden var planslipte og dermed uten valsehud. Prøvene ble så sveiset fast til en fot slik at prøvene kunne stå vertikalt i ovnen og dermed få lik varmebehandling på begge sider, som vist på Figur 6.



Figur 6: Avkullingsprøvene ble i forkant av varmebehandlingen sveiset vertikalt på et anlegg for å oppnå like forhold på både den valsede og slipte siden.

Avkullingsprøvene ble varmebehandlet på 900, 950 og 1000 °C i både 15 og 60 min, som vist i Tabell 4. En tid på 15 min tilsvarte forhold i Kvernelands produksjon, mens en holdetid på 60 min var for å studere selve avkullingen nærmere.

Etter varmebehandling ble prøvene kuttet på tvers slik at både kanten med valsehud og den planslipte kanten ville komme til syne i lysmikroskopet.

Tabell 4: Tabellen viser hvilken varmebehandling de enkelte avkullingsprøvene har gjennomgått. Prøve 8, 15, 22 og 29, som ikke er oppført i tabellen, var prøver i leveringstilstand av henholdsvis legering 46Si7, 55Si7, 50CrV4 og 35M13B.

ID	Legering	Holdetid [min.]	Temperatur [°C]
9	46Si7	15	900
10			950
11			1000
12		60	900
13			950
14			1000
16	55Si7	15	900
17			950
18			1000
19		60	900
20			950
21			1000
23	50CrV4	15	900
24			950
25			1000
26		60	900
27			950
28			1000
30	35M13B	15	900
31			950
32			1000
33		60	900
34			950
35			1000

3.5.2 Mikrostruktur

Mikrostrukturen til samtlige avkullingsprøver ble avbildet i lysmikroskopet. Dette gjaldt både kanten med valsehud og den planslipte kanten. I tillegg ble også prøver av hver legering i leveringstilstand undersøkt for å vite noe om utgangspunktet før varmebehandling.

3.5.3 Hardhetsmålinger

Mikrohardhetsmålinger ble utført fra både kanten med valsehud og den planslipte kanten og så minst 0,4 mm inn mot midten av prøven. Avstanden mellom inntrykkene var spesielt kort, 20 μm , nær kanten av prøven og ble deretter økt ettersom hardhetsøkningen avtok. Dette var for å registrere den gradvise hardhetsøkningen innover mot midten. Inntrykkslasten var 100 g. Grunnen til å velge en relativt stor last for mikrohardhetsmåling var at en mindre last ble vurdert til å ikke gi troverdige nok målinger siden inntrykket ble for lite.

Den gjennomsnittlige hardheten til anløpingsprøvene ble målt med en last på 5 kg på en Struers Duramin-A2500 hardhetsmåler. I forkant ble nøykatigheten på målingene testet med en referanseblokk og funnet å vise omtrent 3 % høyere hardhet sammenlignet med referanseblokkens

verdi.

3.5.4 Varmebehandling - anløping

Den andre av varmebehandlingene som ble utført med fjærlegeringene hadde fokus på hardhet og mikrostruktur etter anløping. Prøvene ble først bråkjølt fra 900 °C i enten vann ved romtemperatur eller olje oppvarmet til omtrent 50-80 °C. Tabell 5 viser hvordan de fire ulike fjærlegeringene ble varmebehandlet.

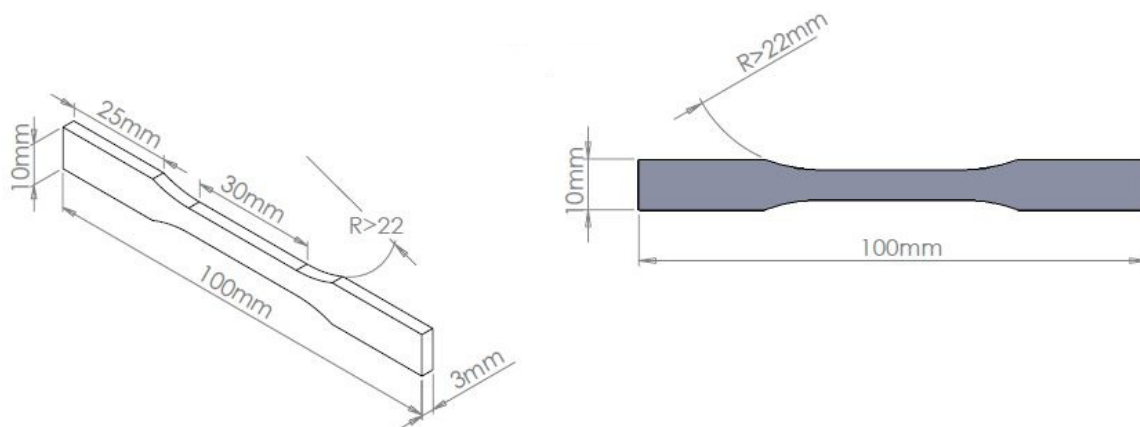
Tabell 5: Anvendt kjølemiddel ved bråkjøling fra 900 °C og påfølgende anløpingstemperaturer for legeringene.

ID	Legering	Bråkjølingsmiddel	Anløpingstemp. [°C]
36	46Si7	vann	400
37		olje	
38		vann	420
39		olje	
40		vann	440
41		olje	
42	55Si7	vann	400
43		olje	
44		vann	420
45		olje	
46		vann	440
47		olje	
48	50CrV4	vann	400
49		olje	
50		vann	420
51		olje	
52		vann	440
53		olje	
54	35M13B	vann	230
55		vann	250
56		vann	270

3.5.5 Strekkprøving

Hardhetsresultatene fra de anløpte prøvene ble brukt til å bestemme varmebehandlinger for strekkprøvene. Spesifikke varmebehandlinger for hver legering, som resulterte i omtrent lik hardhet for legeringene, ble brukt. Figur 7 viser dimensjonen til strekkstavene. To av legeringene, 35M13B og 46Si7, ble levert med en tykkelse på 3,4 mm. Siden strekkstavene var 3 mm tykke, som vist på figuren, betyr det at 0,2 mm av godset ble frest vekk på hver side. Dette skulle være tilstrekkelig for å ta vekk avkullingssjiktet.

Ved bråkjøling av strekkstavemnene, som senere ble maskinert til strekkstaver, ble en herdetang brukt. Herdetangen var laget slik at den låste fast strekkstavemnene på fire punkter. På denne måten ble det unngått at emnene slo seg under bråkjølingen.



Figur 7: Dimensjonen til strekkprøvene.

4 Resultater

Først vil en generell gjennomgang av de ulike legeringers sammensetning og A_3 -temperaturer bli gitt. Deretter vil resultatene fra tindematerialet, 33S17B, bli presentert først. Videre vil resultatene fra testene av fjærlegeringene 35M13B, 46Si7, 55Si7 og 50CrV4 gjennomgås.

4.1 Kjemisk sammensetning

Planslipte prøver av de ulike legeringene ble sendt til Ovako Smedjebacken i Sverige for kjemisk analyse ved bruk av optisk emisjonspektroskopi. Resultatet er gitt i Tabell 6 nedenfor.

Fra legeringsprodusentenes side var det flere tilsiktede forskjeller mellom legeringene. Her bør det legges merke til at 33S17B, 46Si7 og 55Si7 hadde et silisiuminnhold på henholdsvis 1,6 %, 1,6 % og 2,0 wt.%. Dette var langt høyere enn silisiuminnholdet til 35M13B og 50CrV4. Karboninnholdet til legeringene strakk seg fra 0,32 wt.% for 33S17B til 0,55 wt.% for 55Si7. Videre var det betydelige konsentrasjonsforskjeller av legeringselementer som mangan, krom, nikkel og molybden. Noen av legeringene inneholdt mer av enkelte legeringselementer for å kompensere for en lavere mengde av andre legeringselementer. Alle disse ulikhetene var tilsiktede.

Legeringene 33S17B og 35M13B inneholdt mange ganger mer bor enn de andre legeringene. Av dette fulgte også et naturlig høyere innhold av titan sammenlignet med de andre. Legeringen 50CrV4 inneholdt mer en ti ganger høyere konsentrasjon av vanadium enn de andre legeringene. Den hadde også størst krominnhold.

For 33S17B ble både materialet i leveringstilstand og en ferdig produsert tind undersøkt. Leveringsmaterialet og tinden var ikke fra samme smelte, men det ble foretatt kjemisk analyse for begge deler og de samstemte veldig bra. Tabell 6 viser den nøyaktige sammensetningen til den ferdige tinden av legering 33S17B.

Tabell 6: Kjemisk sammensetning til samtlige legeringer. * betyr at bor (B) er angitt i ppm. De resterende legeringselementene er angitt i vektprosent.

Legeringselementer	33S17B	35M13B	46Si7	50CrV4	55Si7
C	0,322	0,348	0,452	0,514	0,551
Si	1,633	0,266	1,579	0,240	2,002
Mn	0,880	1,222	0,540	0,897	0,815
Cr	0,191	0,116	0,032	0,987	0,390
Ni	0,138	0,027	0,018	0,164	0,151
Mo	0,029	0,010	0,001	0,037	0,032
V	0,009	0,006	0,006	0,101	0,007
Ti	0,049	0,036	0,004	0,002	0,005
Cu	0,219	0,025	0,018	0,178	0,215
B*	36,5	30,2	5,8	0,5	4,1
N	0,010	0,006	0,004	0,012	0,011

Tabell 7 viser en oversikt over A_3 -temperaturen til de ulike legeringene. A_3 -temperaturene for legeringene ble beregnet ved hjelp av Ligning (10) på bakgrunn av kjemisk sammensetning fra spektroskopimålingene.

Effekten av karbon og nikkel ble lest av fra en tabell og ble så trukket fra. Mengden nikkel var såpass liten at ΔT -tillegget, som karbon og nikkel gav, antas å kun komme fra karboninnholdet.

Tabell 7: Likevektstemperaturen A_3 var ulik for legeringene siden de hadde ulik kjemisk sammensetning. Effekten av karbon og nikkel ble lest av fra Tabell 1, og ble så trukket fra. Mengden nikkel var såpass liten at ΔT -tillegget, som karbon og nikkel gav, antas å kun komme fra karboninnholdet.

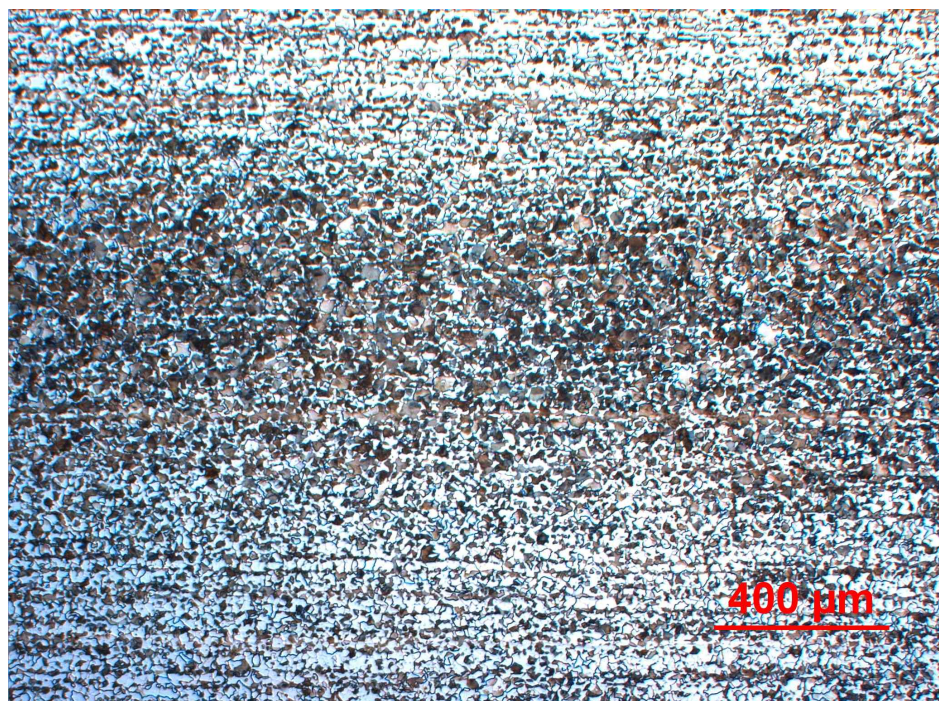
Legering	A_3 uten C og Ni [$^{\circ}\text{C}$]	Effekt av C (og Ni), ΔT [$^{\circ}\text{C}$]	A_3 [$^{\circ}\text{C}$]
33S17B	965	-113	852
33S17B, hvit fase	1146	-	-
46Si7	998	-137	861
55Si7	1013	-156	857
35M13B	883	-117	766
50CrV4	908	-150	758

Den beregnede A_3 -temperaturen for seigringsfasen i 33S17B er også angitt i Tabell 7. Beregningen er basert på måling av kjemisk sammensetning i seigringsfasen, den hvite fasen. Målingene vises senere i delkapittel 4.2.4. Normalt kan ikke en A_3 -temperatur gjelde for kun én fase, men for denne beregningen antas det et karboninnhold lik null, og det er derfor legitimt å kalle dette for A_3 -temperaturen for hvit fase. Temperaturen på A_3 -linjen, hvor karbonkonsentrasjonen er lik null, defineres derfor som A_3^0 . Denne definisjonen vil bli brukt videre i diskusjonen.

4.2 Tinder

4.2.1 33S17B i leveringstilstand

Figur 8 viser mikrostrukturen til 33S17B i leveringstilstand. Den bestod hovedsaklig av ferritt og perlitt. Valseretningen på figuren er horisontal og den viser et bånd med ekstra mye perlitt, som var orientert parallelt med valseretningen.

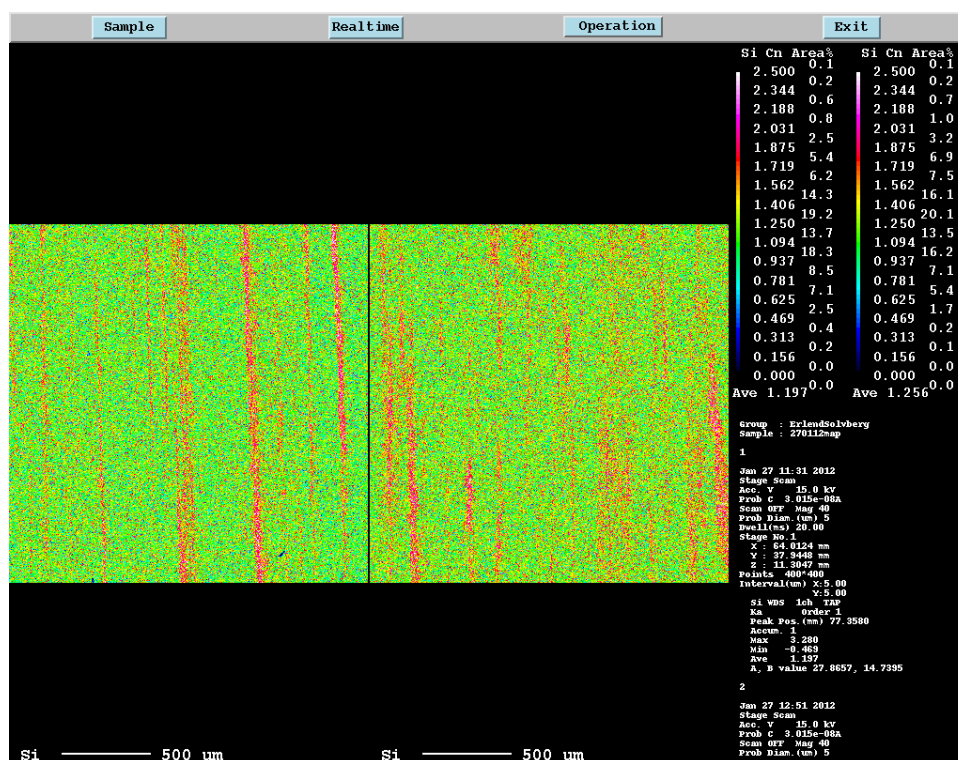


Figur 8: Mikrostrukturen til 33S17B i leveringstilstand bestod av ferritt og perlitt. Valseretningen er horisontal i forhold til bildet.

4.2.2 Mapping av legeringselementer

Ut fra innledende undersøkelser i lysmikroskopet på Kverneland, som viste seigringsbånd bestående av hvite områder, virket det sannsynlig at det var en egen fase som seigret i legeringen 33S17B. Grunnet legeringens høye silisiumkonsentrasjon, omtrent 1,6 wt.%, ble det antatt at silisium var en sentral del av seigringsfasen. En mikrosonde ble brukt for å analysere kjemisk sammensetning.

Prøve 1, som ble tatt fra materialet i leveringstilstand, og prøve 2, som ble tatt fra en ferdig produsert tind, ble undersøkt i en mikrosonde. Atomnummerkontrast ble prøvd for å finne den tidligere omtalte hvite fasen, men gav ikke utslag. Det ble derfor besluttet å utføre en grov mapping med hensyn på silisium. Silisium ble valgt siden det ble antatt at seigringsfasen inneholdt større mengder silisium enn omgivelsene. Figur 9 viser en grov kartlegging av silisium i begge prøvene. Prøve 1 vises til venstre og prøve 2 til høyre. Med grov menes det at mappingen hadde dårlig romlig oppløsning på grunn av at en defokusert elektronstråle ble brukt. Hensikten med denne mappingen var først og fremst å få en oversikt over hvordan silisium var fordelt, ikke gode kvantitative analyser.



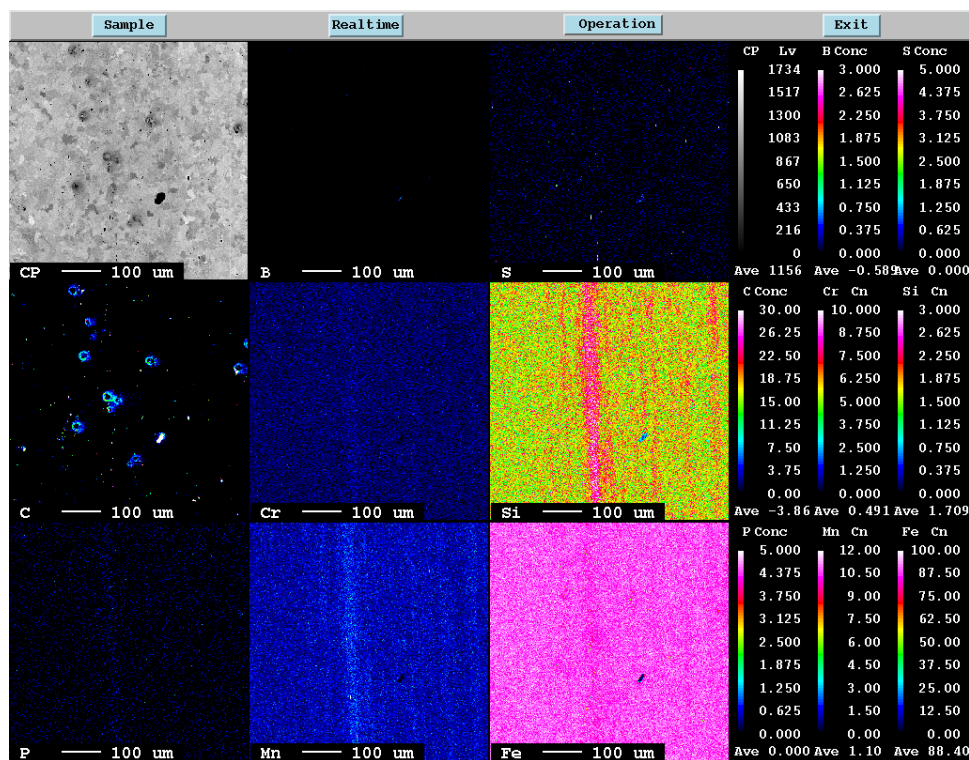
Figur 9: Mapping av silisium i prøve 1, som levert, til venstre og prøve 2, ferdig produsert tind, til høyre. Rosa farge indikerer en silisiumkonsentrasjon på omtrent 2,2 wt.% og grønn er omtrent 1 wt.% lavere. Valseretningen er vertikal i forhold til bildene.

De grove mapping-bildene av silisium ble brukt som hjelp til å navigere mikrosonden slik at kvantitative linjeanalyser og mer detaljert mapping av de ulike legeringselementene kunne bli utført i områder hvor det med sikkerhet eksisterte seigringer.

Figur 9 viser at silisium seigret i bånd som lå parallelt med valseretningen til materialet. Dette gjaldt for både materialet i leveringstilstand, prøve 1, og materialet fra en ferdig produsert tind, prøve 2. Rosa farge indikerer en silisiumkonsentrasjon på omtrent 2,2 wt.% og grønn er omtrent

1 wt.% lavere.

Den grove mappingen av silisium viste at prøve 1 og prøve 2 var rimelig like hva angikk ansamlinger av silisium. På bakgrunn av denne grove mappingen ble mikrosonden innstilt slik at den kun mappet et lite område av et slikt rosa bånd. Dette vises i Figur 10 for prøve 1 og Figur 11 for prøve 2. Selve silisiumseigringen, det rosa båndet, kunne med fordel opptatt en større del av det totale området som ble mappet. Dette var for å øke nøyaktigheten i mappingen, men innstillingen av dette var utfordrende siden å stille inn det aktuelle området ble naturlig nok gjort delvis i blinde.

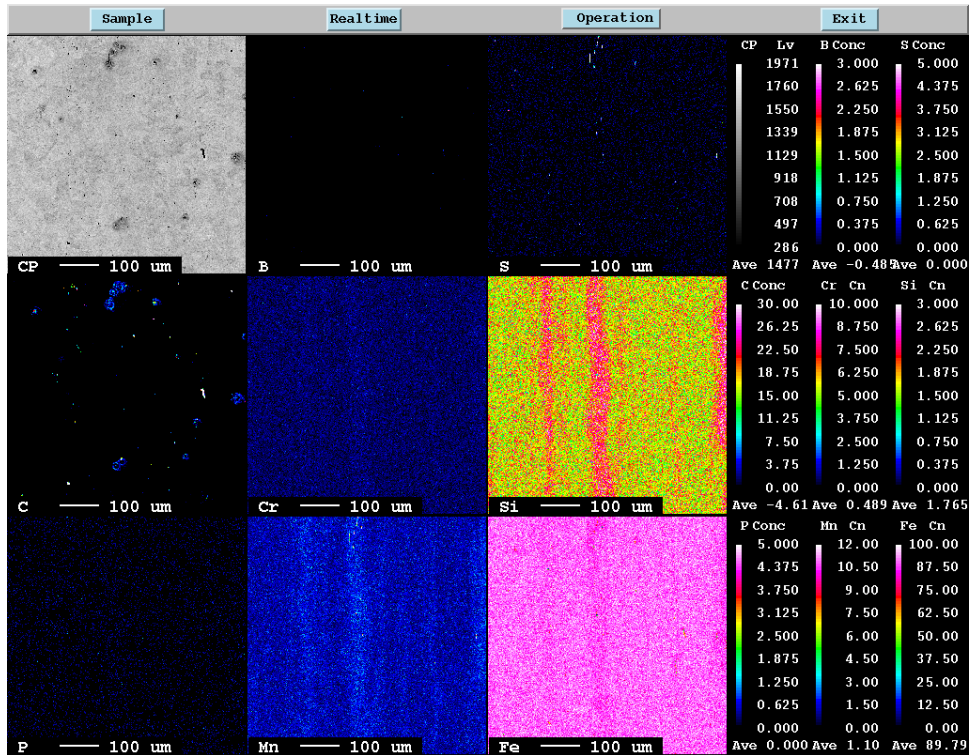


Figur 10: Mapping for prøve 1 av grunnstoffene B, S, C, Cr, Si, P, Mn og Fe i den rekkefølgen fra øverst i midten til nederst til høyre. Valsereitningen er vertikal i forhold til bildene.

Sammenlignet med den grove kartleggingen fra Figur 9 var nøyaktigheten på mappingene vist i Figur 10 og 11 bedre. Grunnen til dette var at det for mappingene vist i de figurene ikke ble brukt en defokusert elektronstråle. På grunn av dette var den målte silisiummengden annerledes. Rosa farge indikerer en silisiumkonsentrasjon på omtrent 2,6 wt.% og gul er omtrent 1 wt.% lavere. I tillegg til silisium ble legeringselementene B, S, C, Cr, P og Mn også mappet. Dette viste at mangan også hadde en høyere konsentrasjon der hvor silisium hadde en høyere konsentrasjon. Silisium og mangan var seigret sammen.

Mappingen viste i hovedsak at prøve 1 og prøve 2 hadde en økning av silisiumkonsentrasjonen på omtrent 1 wt.% i seigringsområdet (de rosa båndene). Det virket ikke å være noen betydelig forskjell mellom prøve 1 og prøve 2.

I uetsset tilstand ble bånd av TiN i prøve 1 lett etter i lysmikroskop. TiN-partikler hadde en orange farge og var lette å se selv uten etsing. De svarte partiklene i bildet øverst til venstre i Figur 12 representerer et slikt bånd. Området ble så markert med hardhetsinntrykk, som vist i Figur 13, slik at det var mulig å finne tilbake til området med mikrosonden. Mapping av en rekke grunnstoff ble så utført og resultatet vises nedenfor i Figur 12.

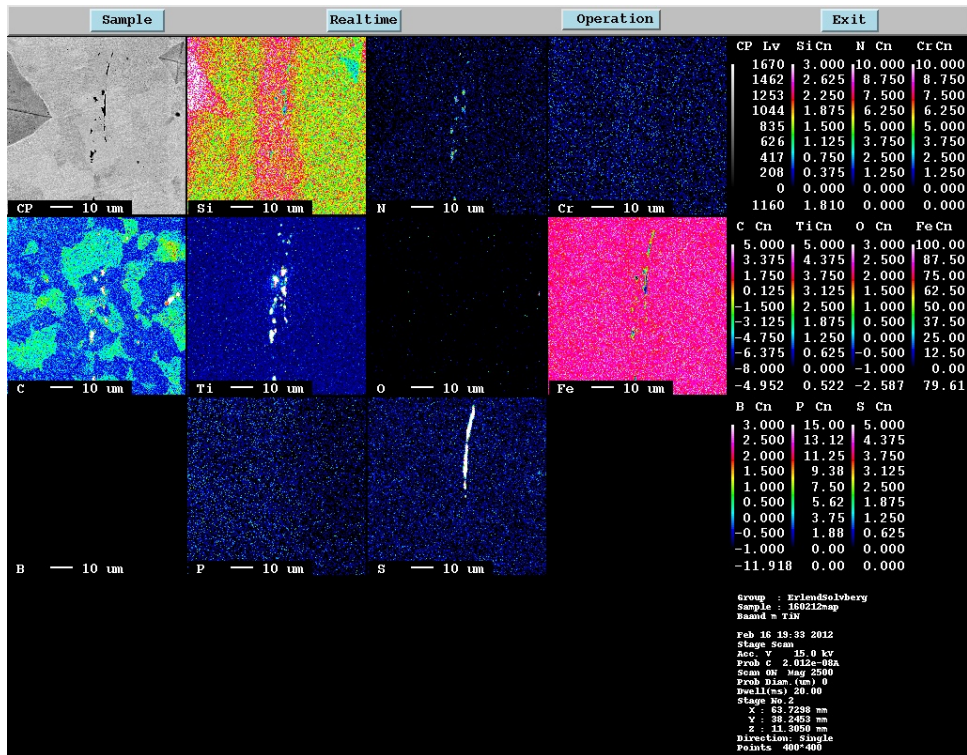


Figur 11: Mapping for prøve 2 av grunnstoffene B, S, C, Cr, Si, P, Mn og Fe i den rekkefølgen fra øverst i midten til nederst til høyre. Valsereitningen er vertikal i forhold til bildene.

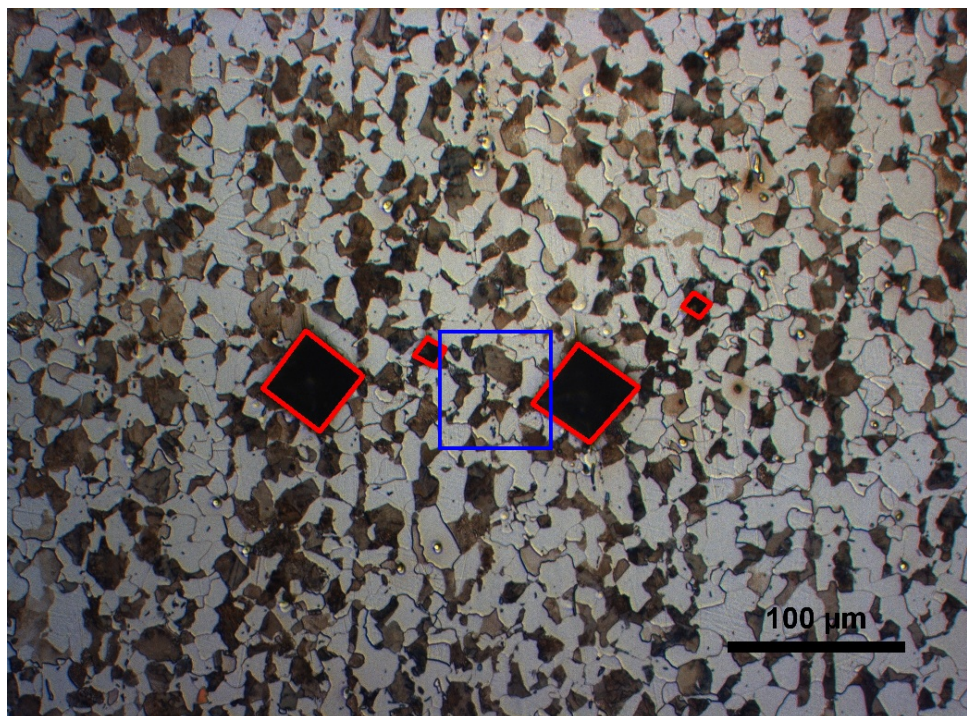
Det viste seg å stemme bra at TiN-partikler samlet seg i seigringsbåndene. Mappingen av det markerte området viste omtrent de samme verdiene for silisiumkonsentrasjon som tidligere undersøkelser gjorde. Mangan ble dessverre ikke analysert, men det hvite området på bildet av svovelkartet, nederst til høyre i Figur 12, skyldtes mest sannsynlig MnS.

Etter undersøkelsen i mikrosonden ble prøve 1 etset, som vist i Figur 13. Den blå firkanten representerer området som ble mappet. Mikrostrukturen bestod i hovedsak av ferritt og perlitt. TiN var mulig å observere ved stor forstørrelse, men det var ikke mulig å se spor av en hvit seigringsfase, foruten ferritt, der hvor mappingen viste at silisiumkonsentrasjonen var størst.

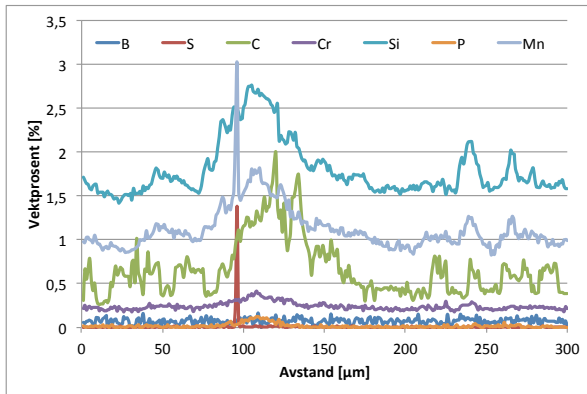
Ved å sammenligne mappingen for karbon fra Figur 12 med det innrammede området i Figur 13 er det tydelig at perlitområdene sammenfaller med de lysegrønne områdene på bildet av karbon. Det er da viktig å være klar over at bildet fra mikrosonden vil være speilvendt i forhold til bildet tatt med lysmikroskop.



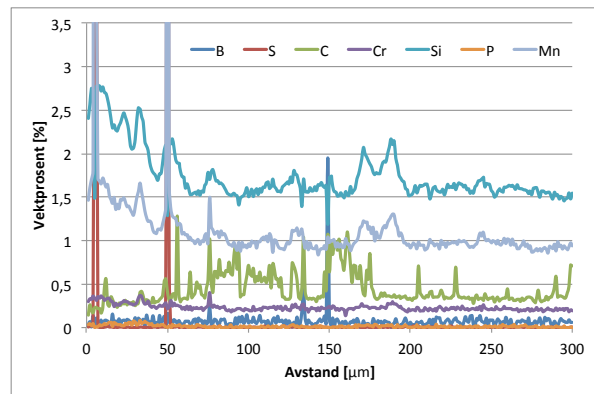
Figur 12: Mapping av område med TiN-partikler i prøve 1. Valseretningen er vertikal i forhold til bildene.



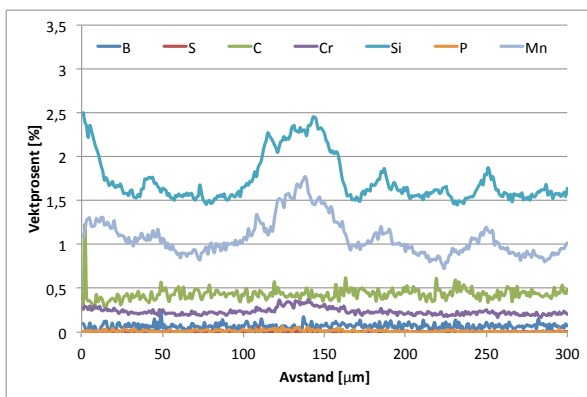
Figur 13: Prøve 1 i etsertilstand. Den blå firkanten rammer inn området som ble mappet. Prøve 1 ble etsert i etterkant av undersøkelsen i mikrosonden slik at ingenting av overflaten skulle være etsert bort. Valseretningen er vertikal i forhold til bildet.



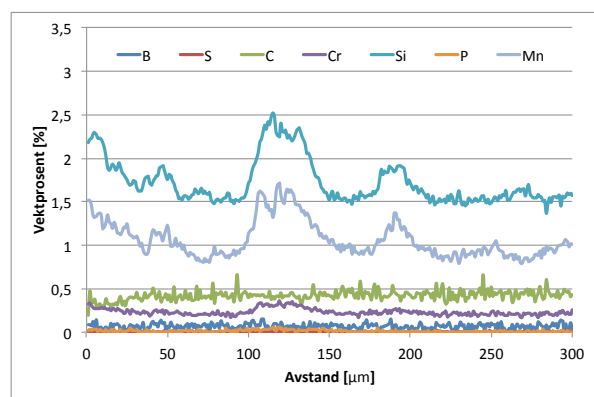
(a) Linjeskann 1 av prøve 1. De skarpe toppene til venstre for midten representerer MnS.



(b) Linjeskann 2 av prøve 1. De skarpe toppene til venstre for midten representerer MnS, mens toppen i midten kom av en borpartikkel.



(c) Linjeskann 1 av prøve 2



(d) Linjeskann 2 av prøve 2

Figur 14: To linjeskann av både prøve 1 og prøve 2 ble gjennomført. Grafene visere konsentrasjonsprofiler til ulike legeringselementer. Silisium og mangan er elementene som seigret henholdsvis mest og nest mest.

4.2.3 Linjeskann av prøve 1 og prøve 2

To linjeskann ble utført på både prøve 1 og prøve 2. Utgangspunktet for linjeskannene var den tidligere gjennomførte grove mappingen av silisium, som vist i Figur 9. Basert på hvor båndene med høyere silisiumkonsentrasjon befant seg ble det forsøkt å skanne langs fire valgte linjer på 300 μm hver. Samtlige skann ble utført på tvers av valseretningen. Resultatet for prøve 1 vises i Figur 14 (a) og (b), mens skannene av prøve 2 vises i Figur 14 (c) og (d).

Figur 14 viser at seigringsbåndene inneholdt en konsentrasjonsøkning av både silisium og mangan sammenlignet med gjennomsnittet for legeringen. Dette gjaldt for både prøve 1 og prøve 2. Konsentrasjonsøkningen for begge legeringselementene var på omtrent 1 wt.% for prøve 1 og omtrent 0,8 wt.% for prøve 2.

Prøve 1 viste også en konsentrasjonsøkning av karbon i seigringsbåndet, men dette så ikke ut til å forekomme i prøve 2, som var fra en ferdig produsert tind. Materialet i prøve 2 har vært igjennom en varmebehandling i forbindelse med produksjonen.

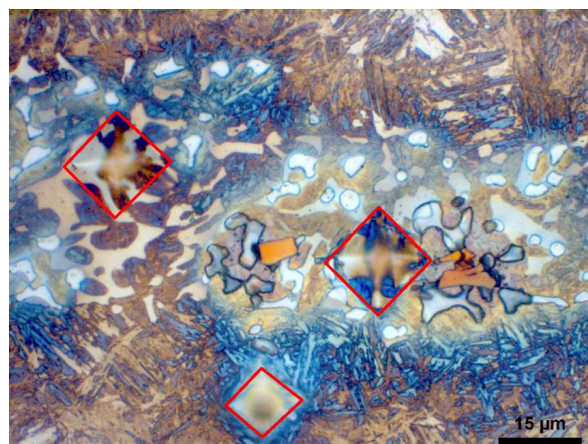
Figur 14 (a) og (b) inneholder til sammen tre topper for både mangan og svovel. Dette kom av at de skannede linjene krysset partikler av MnS.

Linjeskann avslørte ingen spesielle faser i seigringsbåndene. Det virket forresten som om linjeskannene og mappingen samsvarte bra.

4.2.4 Punktanalyse av prøve 3

Figur 15 viser et seigringsbånd i prøve 3. Prøve 3 var austenittisert ved 900 °C i 15 min og så bråkjølt i vann. Slik figuren viser var ikke seigringsbåndene én kontinuerlig fase, men heller mange små faseområder som til sammen danner et bånd.

Etter at prøven ble etset og markert med hardhetsinntrykk, som vist på Figur 15, ble den så undersøkt i mikrosonden med punktanalyser i både hvit fase, orange fase, området rundt den hvite fasen og området utenfor seigringsbåndet. Resultatet vises i Tabell 8. Ifølge punktanalyserne inneholdt den hvite fasen omtrent 1,2 wt.% mer silisium enn gjennomsnittet for legeringen. Dette var i samsvar med det som både mappingen og linjeskannene indikerte. Av Tabell 8 fremgår det at det var en gradvis nedgang i silisiumkonsentrasjon fra hvit fase til området rundt hvit fase (seigret matriks) til området utenfor seigringen (matriks). Området utenfor seigringen hadde silisiumkonsentrasjoner på omtrent gjennomsnittet for legeringen.



Figur 15: *Bilde av seigringsbånd i prøve 3. Hvit fase var ikke én kontinuerlig fase, men mange små faseområder som til sammen danner et bånd.*

Ifølge Tabell 6 var det gjennomsnittlige borinnholdet i legering 33S17B på 36,5 ppm. Verdiene som ble målt i punktanalyserne var langt høyere. Den høyeste målingen var på 1110 ppm, mens den gjennomsnittlige måleverdien var 500 ppm. Denne forskjellen kom ikke frem av linjeskannene i Figur 14.

Tabell 8: *Punktanalyse av prøve 3 i hvit fase, orange fase, seigret matriks og matriks utenfor seigring. Verdiene er oppgitt i vektprosent. Bor* er oppgitt i ppm.*

	Si	C	Mn	Cr	Ti	N	B*	S	P
Hvit fase	2,82	0,19	1,01	0,26	0,04	0,00	120	0,02	0,21
	2,79	0,29	1,05	0,29	0,03	0,01	1050	0,00	0,20
	2,83	0,21	0,91	0,23	0,07	0,09	810	0,03	0,11
Seigret matriks	2,07	0,32	1,65	0,35	0,17	0,08	690	0,02	0,07
	2,08	0,37	1,79	0,40	0,11	0,00	0	0,00	0,09
Matriks	1,59	0,32	1,12	0,22	0,00	0,00	1110	0,02	0,00
	1,78	0,33	1,11	0,25	0,01	0,06	500	0,01	0,01
Orange fase	0,11	0,88	0,74	1,42	67,52	26,77	0	0,00	0,00
	0,27	1,63	0,56	1,03	64,60	24,52	500	0,01	0,02
	0,01	2,58	0,33	1,02	70,57	20,03	220	0,01	0,01

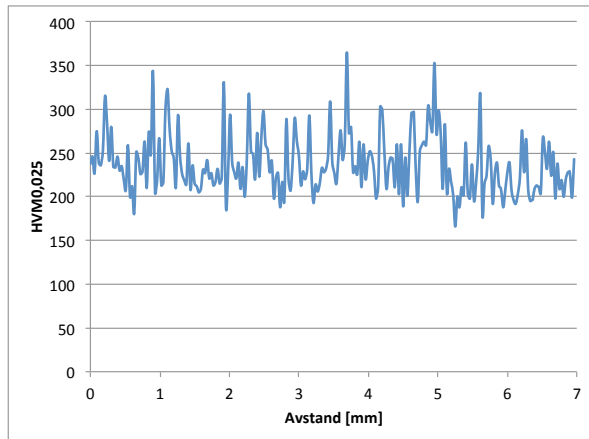
Den orange fasen var TiN og var spredt til stede i mikrostrukturen, men hadde en høyere konsentrasjon i seigringsbåndene.

Verdiene av karbon målt i hvit fase stemmer sannsynligvis ikke. De hvite områdene var små, så

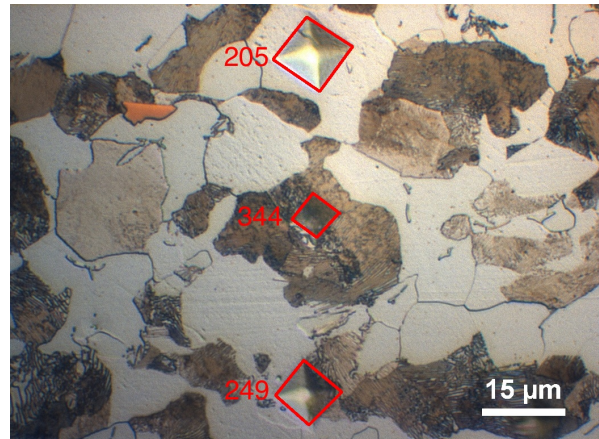
grunnet den romlige oppløsningen til mikrosonden, og det at karbon er vanskelig å måle, er de reelle verdiene mest sannsynlig betydelig lavere.

4.2.5 Hardhetsmålinger

Det ble foretatt en serie med hardhetsinntrykk på tvers av valseretningen i prøve 1. Hardhetsinntrykkene ble utført i forkant av etsing og med liten last og inntrykksavstand, som oppgitt i delkapittel 3.4.3, for å nøyaktig registrere hardhetsforandringene. Figur 16 viser hvordan hardheten varierte over en avstand på 7 mm i prøve 1. En lengde på 7 mm burde garantere at opptil flere seigringsbånd ble krysset.



Figur 16: Hardhetsprofil av prøve 1 på tvers av valseretningen. Avstanden mellom inntrykkene var på omtrent $30\ \mu\text{m}$. Dette betydde at sannsynligheten for å registrere eventuelle faser med en stor forskjell i hardhet var rimelig stor.



Figur 17: Bilde av tre hardhetsinntrykk blant serien av hardhetsinntrykk vist i Figur 16. Inntrykk i både ferritt og perlitt gav en hardhet mellom verdien av ren ferritt og ren perlitt. Hardheten er oppgitt i HVM0,025.

Tabell 9: Hardhetsmålinger av ferritt og perlitt i prøve 1. Ti inntrykk ble gjort i hver fase.

	Gjennomsnitt [HVM0,025]	Standardavvik
Ferritt	192	11
Perlitt	299	29

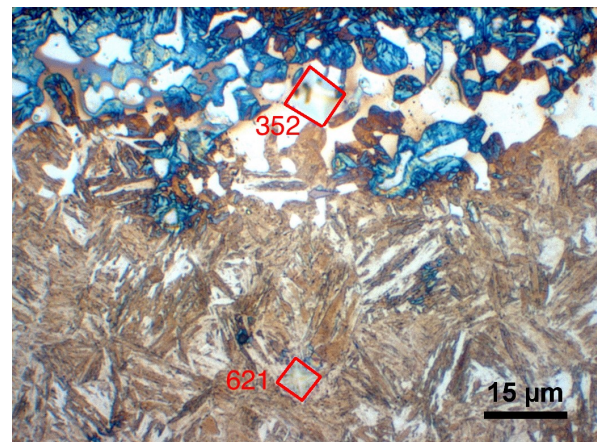
Som Figur 16 viser varierte hardheten grovt sett mellom 200 og 300 HVM0,025. Prøve 1 ble i etterkant etset og hardheten målt spesifikt i både ferritt og perlitt. Resultatet av ti hardhetsmålinger i hver fase vises i Tabell 9 og illustrerte med stor sannsynlighet at hardhetsvariasjonene vist i Figur 16 skyldtes inntrykk i vekselvis ferritt og perlitt. Hardhetsprofilen viste ingen tegn til en egen seigringsfase med betydelig annerledes hardhetsverdi.

Prøve 1 ble i etterkant etset. Figur 17 viser et bilde av mikrostrukturen langs linjen for hardhetsinntrykkene. Hardhetsverdiene stemte godt overens med verdiene fra Tabell 9.

I prøve 3, som ble herdet fra $900\ ^\circ\text{C}$, ble det forsøkt å gjøre hardhetsinntrykk direkte i den hvite fasen. Figur 18 sammenligner hardheten i hvit fase med hardheten utenfor seigringen. Hardheten i hvit fase ble målt til 352 HV0,025 og hardheten i martensitten utenfor seigringen ble målt til 621 HV0,025. Siden det i likhet med prøve 1 også ble benyttet en last på 25 g for prøve 3, som ble herdet fra $900\ ^\circ\text{C}$, var inntrykkene ganske små. Sannsynligheten for målefeil var betydelig, men lasten var allikevel i stand til å informere om forskjell i hardhet av hvit

fase og området utenfor seigringene. Strukturen utenfor seigringene var martensitt og denne var betydelig hardere enn den hvite fasen.

Siden den hvite fasen dekket såpass små flater var det vanskelig å finne store nok områder hvor inntrykk kunne bli utført i sin helhet i et hvitt område. Det var sannsynlig at martensitt rundt de hvite områdene påvirket størrelsen på hardhetsinntrykket i den hvite fasen. Videre kan det tenkes at dybden på de hvite områdene ikke nødvendigvis var så stor, og at inntrykksspissen trolig ble presset igjennom den hvite fasen og ned i den underliggende matriksen. Flere hardhetsmålinger av den hvite fasen ble utført og Figur 18 representerer inntrykket som traff den hvite fasen på best måte.



Figur 18: Hardhetsforskjell mellom matriks og hvit fase i prøve 3, som ble bråkjølt fra 900 °C.

4.2.6 Forandring av seigringsfase med økende austenittiseringstemperatur

Biter av 33S17B ble austenittisert i 15 min ved temperaturer på 900, 950, 1000, 1050 og 1100 °C. Figur 19 viser hvordan mengde hvit seigringsfase forandret seg med austenittiseringstemperaturen. Et mikrostruktur bilde av prøve 2 (ferdig produsert tind) er også tatt med. Figur 19 (c), (d) og (e) inneholder et slags lyst slør på midten av bildene der hvor seigringsbåndet befant seg. Dette sløret var en etseeffekt og gjenspeiler ikke den hvite seigringsfasen, som er adskilte områder.

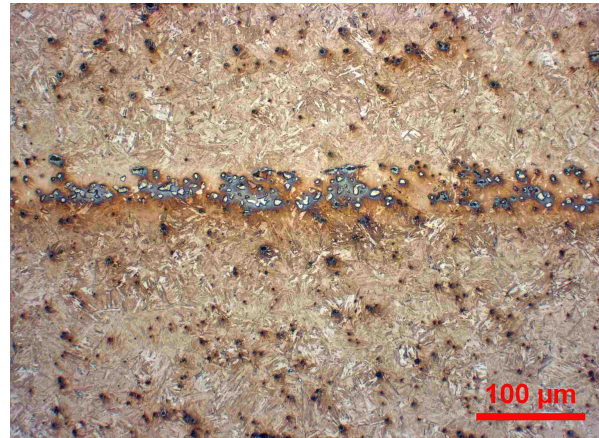
Forandringen av observert mengde hvit fase er angitt punktvis nedenfor.

- Prøve 3 (900 °C) inneholdt en god del seigringsbånd med hvit fase i de aller fleste bånd.
- Prøve 4 (950 °C) inneholdt mindre mengde hvit fase, men fremdeles hvit fase i de fleste seigringsbånd.
- Prøve 5 (1000 °C) viste hvit fase i kun noen få seigringsbånd. Den hvite fasen var vanskelig å finne.
- Prøve 6 (1050 °C) inneholdt tilsynelatende ingen områder med hvit fase i seigringsbåndene. Der prøve 3-5 hadde vist visse mengder hvit fase inneholdt prøve 6 en martensittisk struktur i seigringsbåndene.
- Prøve 7 (1100 °C) hadde så og si ikke hvit fase i seigringsbåndene, og lignet dermed på prøve 6. Det var allikevel små spor av hvit fase ett sted på prøven.
- Prøve 2 (ferdig produsert tind) inneholdt, i likhet med prøve 7, små spor av den hvite fasen noen få steder. Prøve 2 hadde mer av den hvite fasen enn prøve 7.

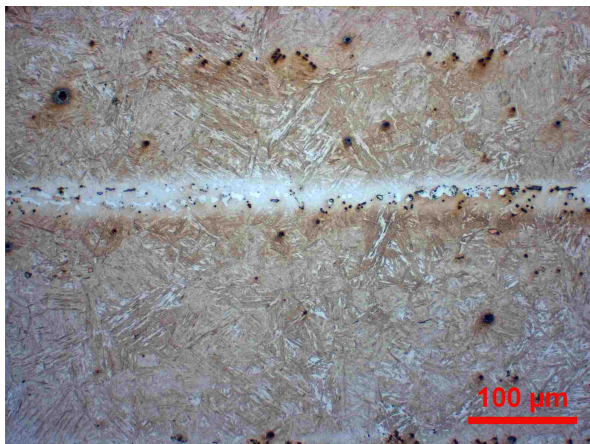
Ved en temperatur på 1050 °C (for prøve 6) virket det som om den hvite fasen var borte.



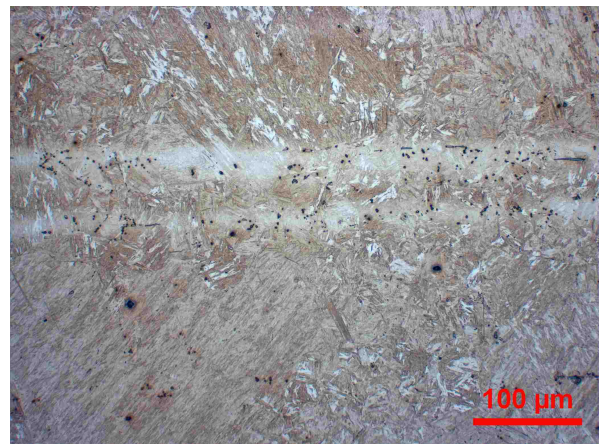
(a) Bråkjøling fra 900 °C



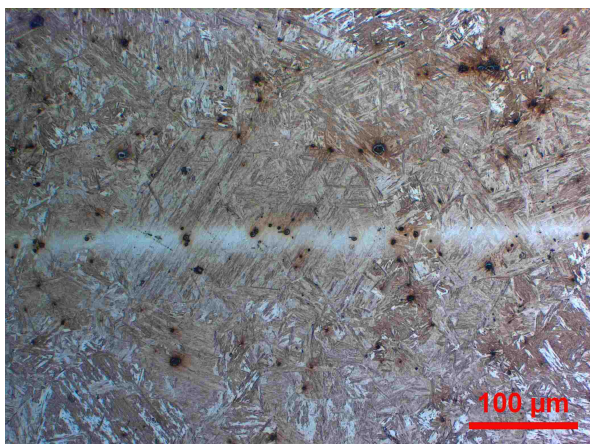
(b) Bråkjøling fra 950 °C



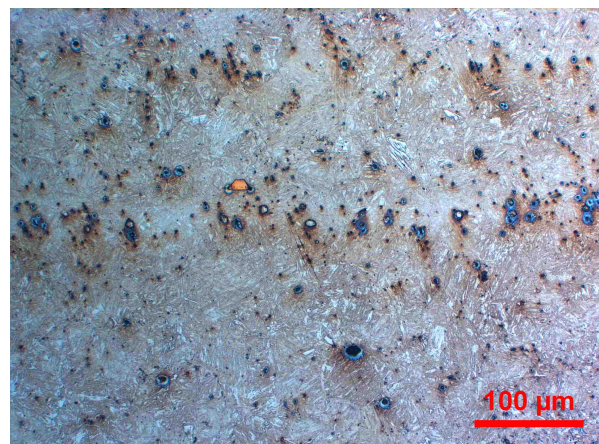
(c) Bråkjøling fra 1000 °C



(d) Bråkjøling fra 1050 °C



(e) Bråkjøling fra 1100 °C



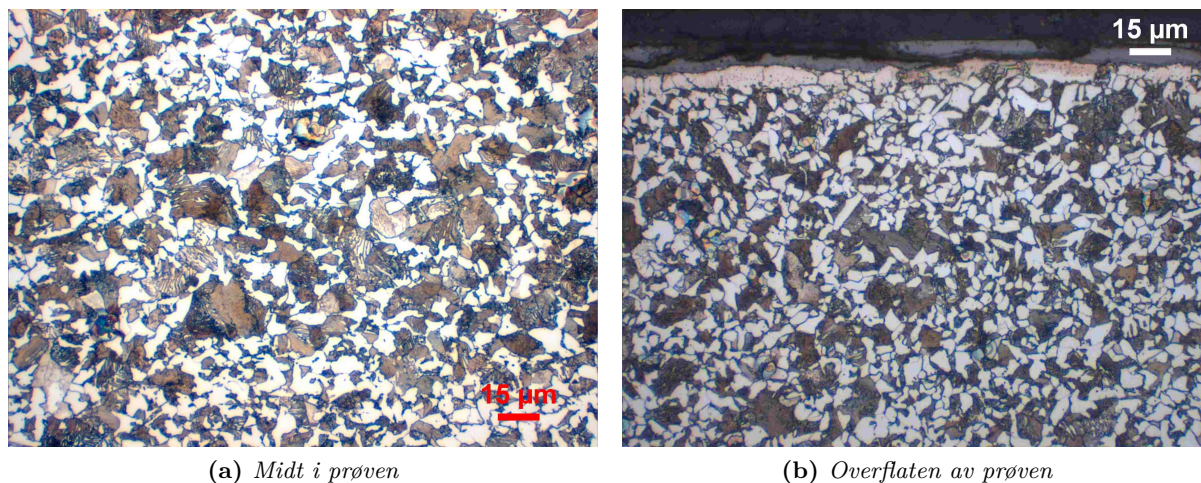
(f) Fra produsert tind (prøve 2)

Figur 19: Bildene fra (a) to (e) gir et inntrykk av hvordan mengde hvit seigringsfase forandret seg med økende austenittiseringsstemperatur fra henholdsvis 900 °C til 1100 °C. Ved en austenittiseringsstemperatur lik 1050 °C , (d), virket det som om den hvite fasen var borte. (f) viser små spor av seigringsfase i en prøve fra en ferdig produsert tind.

4.3 Fjærer

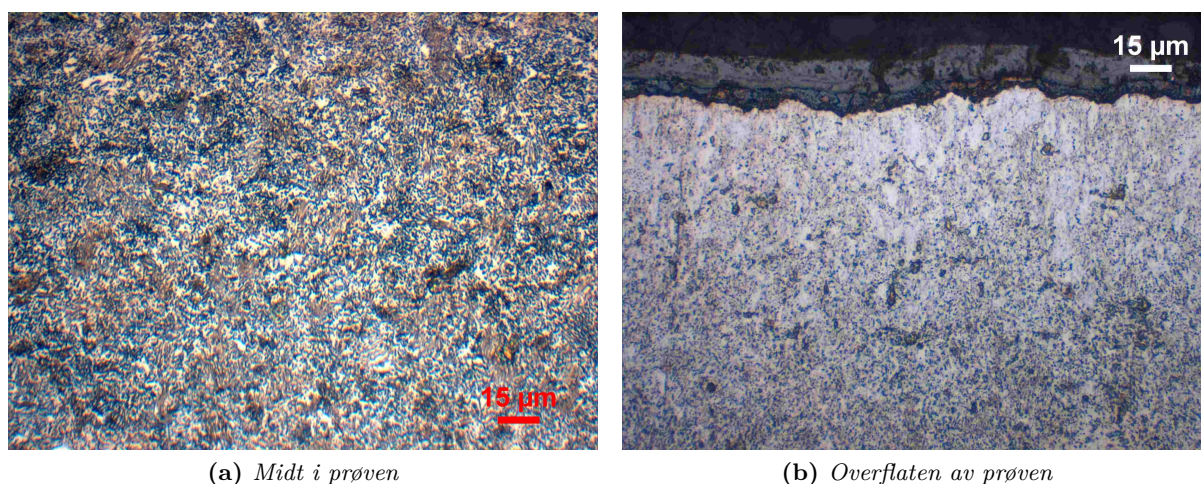
4.3.1 Leveringstilstand av legeringene

Som vist i Figur 20 var leveringstilstanden til 46Si7 en struktur bestående av ferritt og perlitt. Legeringen inneholdt en karbonmengde på 0,452 wt.%, og dette gav en hardhet på 242 ± 3 HV5 i leveringstilstand.



Figur 20: Mikrostrukturen til 46Si7 i leveringstilstand bestod av perlitt og ferritt. Under overflaten med valsehud var det et ferrittsjikt på omtrent 15 μm i tykkelse. Hardheten til mikrostrukturen var 242 ± 3 HV5.

Figur 20 (b) viser at det under overflaten med valsehud eksisterte et ferrittsjikt på omtrent 15 μm i tykkelse.



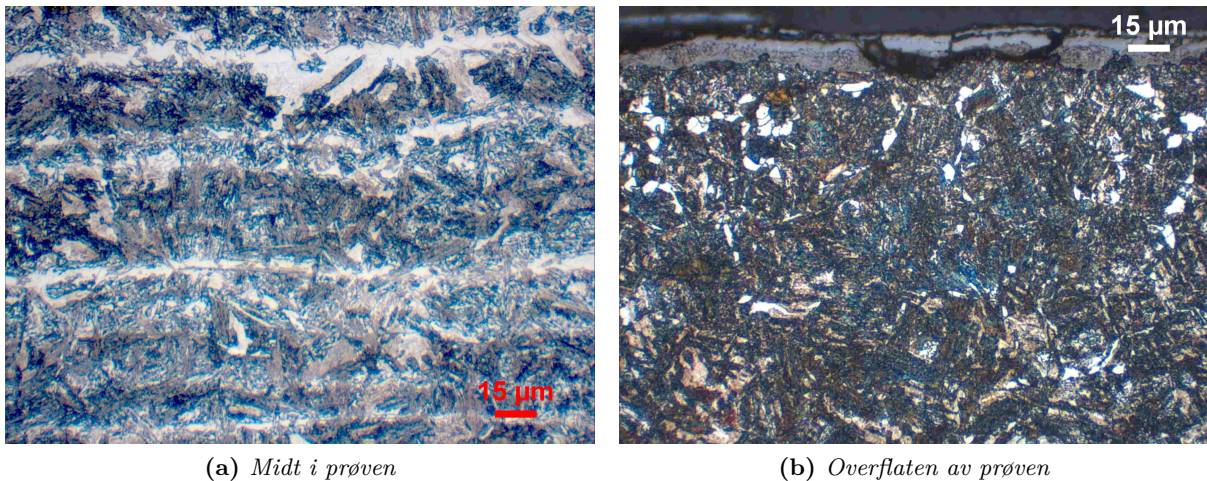
Figur 21: Det virket som om mikrostrukturen til 55Si7 bestod av sfærodisert perlitt. Hardheten til mikrostrukturen var 259 ± 1 HV5.

Mikrostrukturen til legeringen 55Si7 er avbildet i Figur 21. I motsetning til mikrostrukturen for 46Si7 var ikke 55Si7s mikrostruktur like lett å tyde. Det virket som om den bestod av sfærodisert perlitt. Legeringen i leveringstilstand hadde en hardhet på 259 ± 1 HV5 .

Som Figur 21 (b) viser hadde ikke 55Si7 et ferrittsjikt under overflaten av valsehuden.

Figur 22 viser mikrostrukturen til leveringstilstanden av legeringen 50CrV4. Denne virket å bestå av martensitt samt en del ferrittiske områder. Karboninnholdet var på 0,514 wt.%. Valse-retningen var horisontalt i forhold til Figur 22, og mikrostrukturen inneholdt en slags form for lyse, slørete bånd parallelt med valseretningen. Hardheten til 50CrV4 i leveringstilstand var 367 ± 4 HV5.

Figur 22 (b) viser at 50CrV4 ikke inneholdt et ferrittsjikt under overflaten av valsehuden.

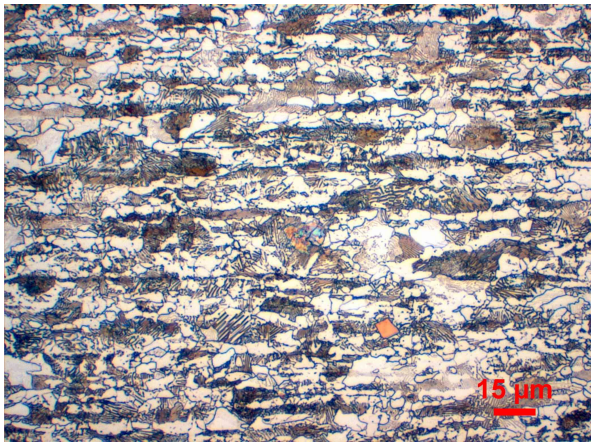


Figur 22: 50CrV4 i leveringstilstand hadde en mikrostruktur bestående av martensitt og en del ferritt. Hardheten var 367 ± 4 HV5.

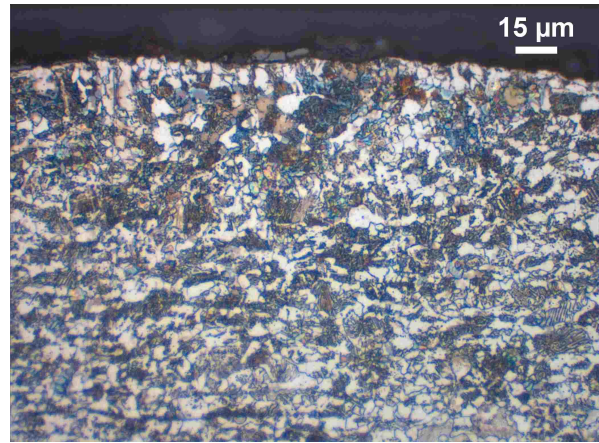
I likhet med 46Si7 var mikrostrukturen til legeringen 35M13B en blanding av ferritt og perlitt, som vist i Figur 23. Den inneholdt også en del TiN, orange partikler, som var lette å se. Som tidligere bilder var også her valsretningen horisontal i forhold til figuren. Det var tydelig at mikrostrukturen var avlang parallelt med valseretningen.

Legeringen inneholdt en karbonmengde på 0,348 wt.%, og dette gav en hardhet på 193 ± 1 HV5 i leveringstilstand.

Figur 23 (b) viser at 35M13B ikke inneholdt et ferrittsjikt under overflaten av valsehuden.

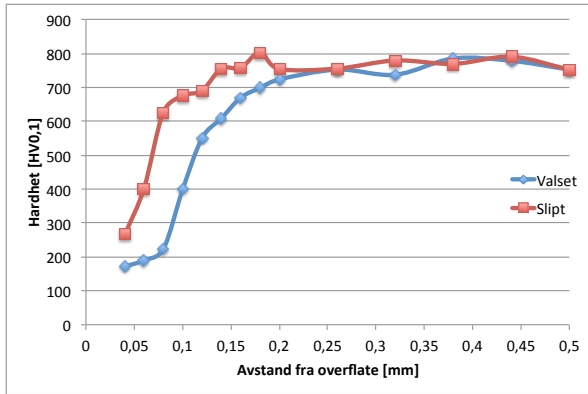


(a) Midt i prøven

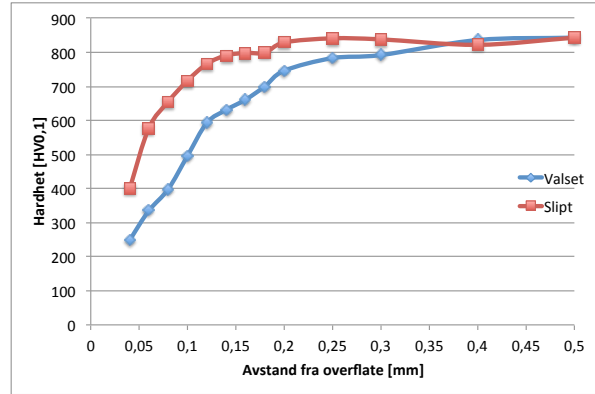


(b) Overflaten av prøven

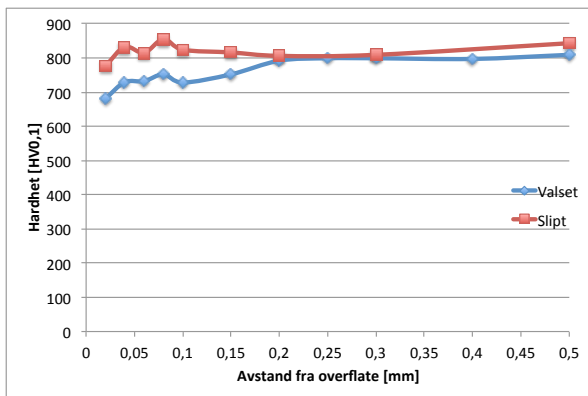
Figur 23: Mikrostrukturen til 35M13B i leveringstilstand bestod i hovedsak av ferritt og perlitt. Det var i tillegg enkelt å observere en god del TiN. Hardheten var 193 ± 1 HV5.



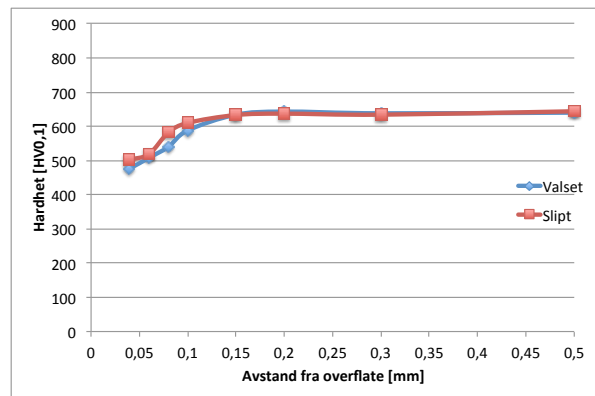
(a) 46Si7. Avkullingsdybde, valset: 136 μm , slipt: 77 μm .



(b) 55Si7. Avkullingsdybde, valset: 113 μm , slipt: 96 μm .



(c) 50CrV4. Avkullingsdybde, valset: - μm , slipt: - μm .



(d) 35M13B. Avkullingsdybde, valset: 110 μm , slipt: 90 μm .

Figur 24: Hardhetsprofiler av samtlige legeringer for både valset og slipt side. Glødetemperatur og holdetid var henholdsvis 900 °C og 15 min.

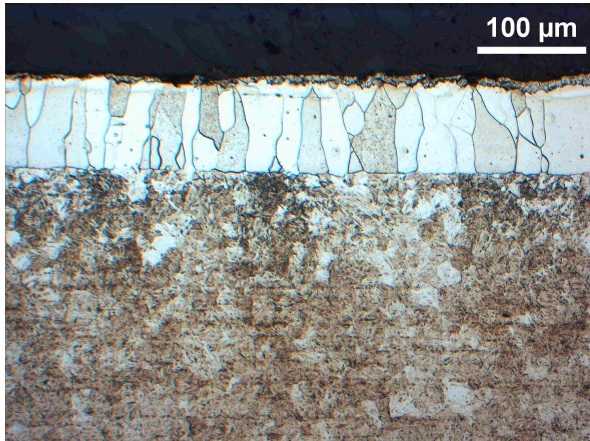
4.3.2 Avkulling - mikrostruktur, avkullingsdybde og ferrittsjikt

For å kunne sammenligne de valsede og slipte sidene, de ulike legeringene, i tillegg til ulike glødetemperaturer og holdetider ble det definert en avkullingsdybde. Avkullingsdybden ble definert som avstanden fra overflaten, enten valset eller slipt, til der hardheten var 600 HV0,1.

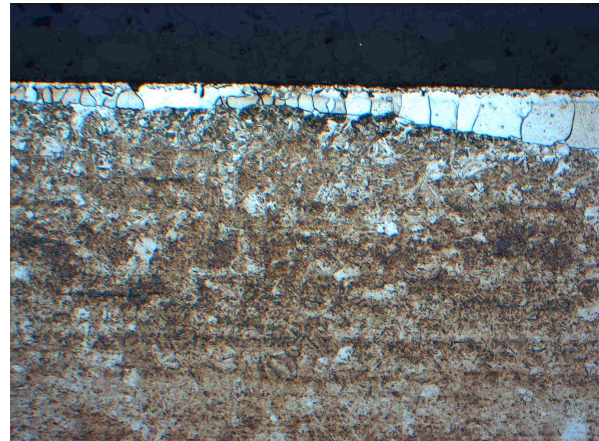
For å finne avstanden fra overflate til der hvor hardheten var 600 HV0,1 ble hardhetsprofiler av samtlige valsede og slipte overflater plottet. Ved å blåse opp figurene og legge på et finmasket rutenett ble avkullingsdybden lest av. Eksempler på slike hardhetsprofiler er presentert i Figur 24.

Figur 24 viser hardhetsprofilene for både valset og slipt overflate for hver legering. Samtlige prøver var austenittisert ved 900 °C i 15 min og så bråkjølt. For denne kombinasjonen av temperatur og tid hadde 46Si7 og 55Si7 en sammenlignbar oppførsel der både valset og slipt side var betydelig mykere, men der valset side var mykest. Legeringen 50CrV4 viste god motstand mot avkulling og omtrent samme hardhet ved begge overflater som i midten av prøven. Den valsede siden var litt mykere enn den slipte. For siste legering, 35M13B, ble hardheten redusert omtrent like mye på både valset og slipt side. Hardhetsprofiler for samtlige avkullingsprøver er vedlagt som Appendiks A.

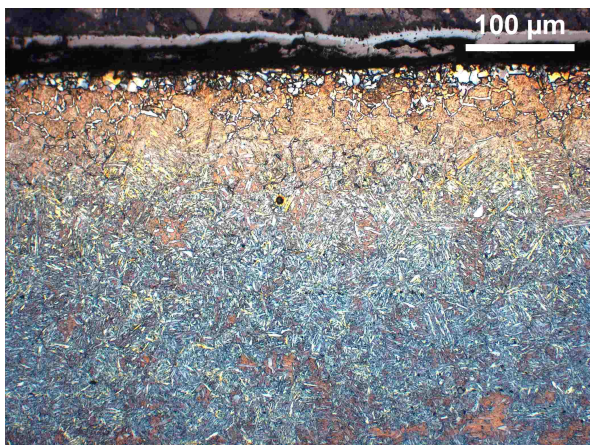
Videre er mikrostrukturbilder av både valset og slipt side fra alle avkullingsprøver presentert i Figur 25-32. Samtlige figurtekster til mikrostrukturbildene inneholder verdien på avkullingsdybden og tykkelsen på et eventuelt ferrittsjikt. Dersom avkullingsdybden benevnes med en midtstrek, -, betyr dette at ingen hardhetsverdier under 600 HV0,1 ble registrert for den gitte prøven. Dette gjaldt spesielt for legeringen 50CrV4. Verdiene på avkullingsdybden og ferrittsjiktet er oppsummert på en oversiktlig måte i Tabell 10, side 53.



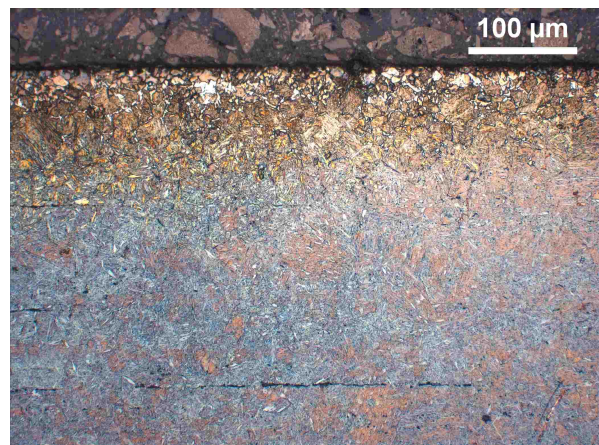
(a) 46Si7, 900 °C, 15 min, valset side. Avkullingsdybde: 136 μm. Ferrittsjikt: 82 μm.



(b) 46Si7, 900 °C, 15 min, slipt side. Avkullingsdybde: 77 μm



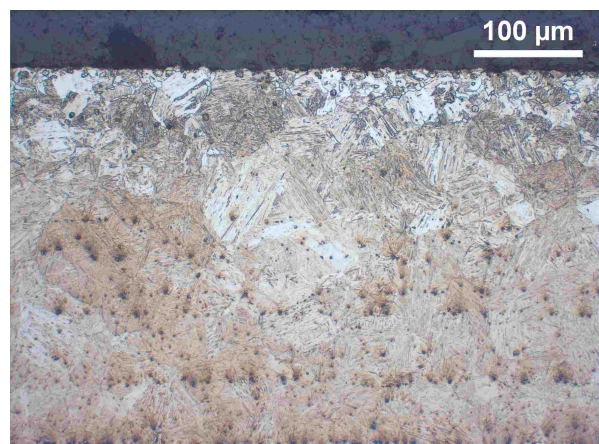
(c) 46Si7, 950 °C, 15 min, valset side. Avkullingsdybde: 113 μm



(d) 46Si7, 950 °C, 15 min, slipt side. Avkullingsdybde: 96 μm

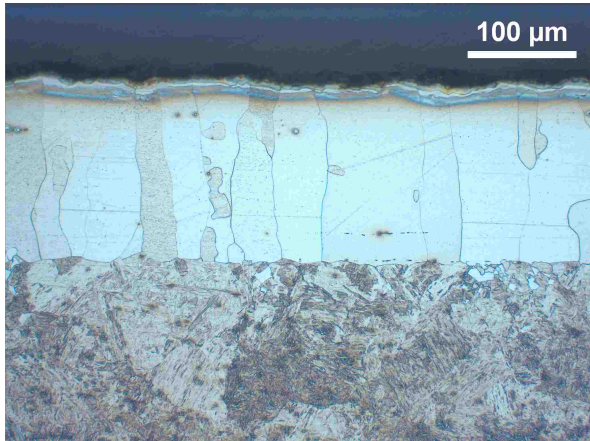


(e) 46Si7, 1000 °C, 15 min, valset side. Avkullingsdybde: 215 μm

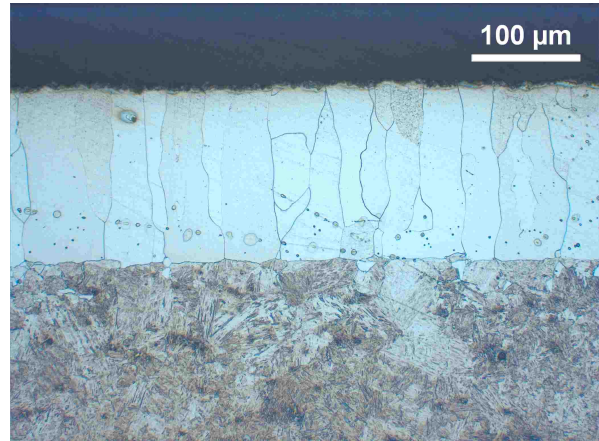


(f) 46Si7, 1000 °C, 15 min, slipt side. Avkullingsdybde: 113 μm

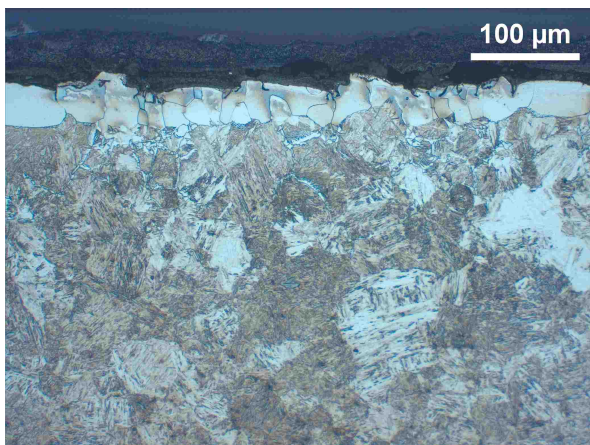
Figur 25: Valset og slipt side av 46Si7 varmebehandlet ved henholdsvis 900, 950 og 1000 °C i 15 min. Prøve 9 i (a) og (b) viste at en temperatur på 900 °C før bråkjøling førte til et avkullet ferrittsjikt på både valset og slipt side. Sjøket på valset side var tykkere og jevnere enn på slipt side. Prøve 10, som ble bråkjølt fra 950 °C, vises i (c) og (d) og den inneholdt mindre forekomster av ferritt i overflaten. En temperatur på 1000 °C før bråkjøling for prøve 11 førte til at valset side i (e), men ikke slipt side i (f), inneholdt små ferrittkorn i overflaten.



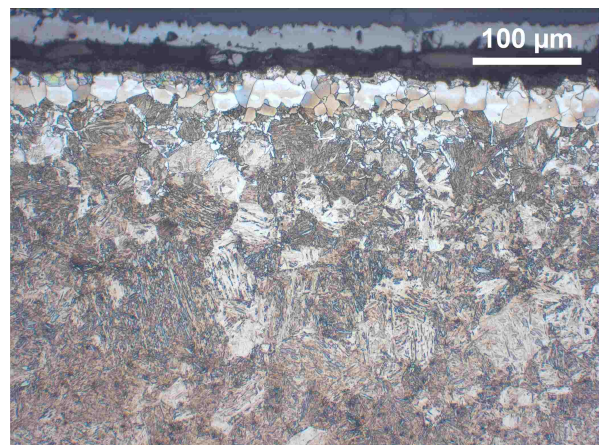
(a) 46Si7, 900 °C, 60 min, valset side. Avkullingsdybde: 277 µm. Ferrittsjikt: 156 µm.



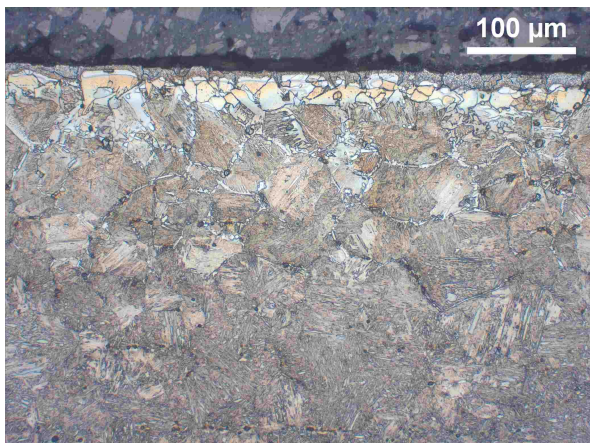
(b) 46Si7, 900 °C, 60 min, slipt side. Avkullingsdybde: 235 µm



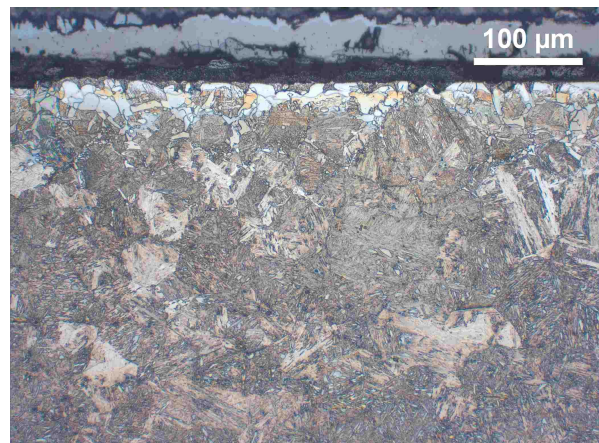
(c) 46Si7, 950 °C, 60 min, valset side. Avkullingsdybde: 285 µm. Ferrittsjikt: 37 µm.



(d) 46Si7, 950 °C, 60 min, slipt side. Avkullingsdybde: 240 µm

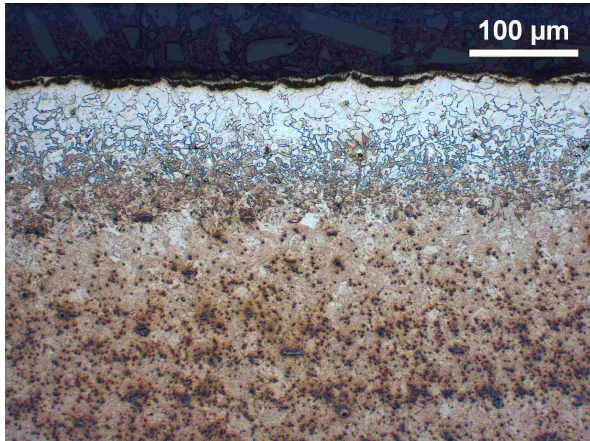


(e) 46Si7, 1000 °C, 60 min, valset side. Avkullingsdybde: 365 µm

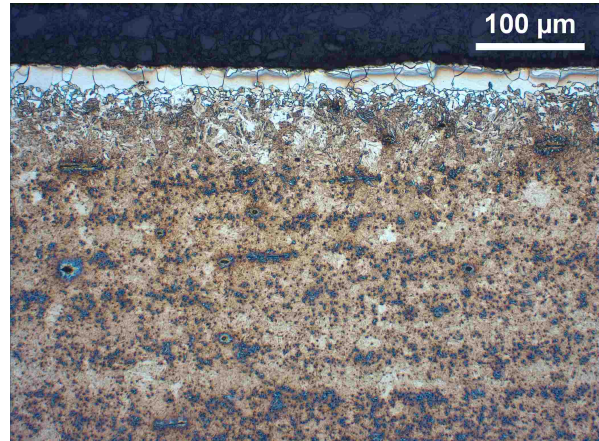


(f) 46Si7, 1000 °C, 60 min, slipt side. Avkullingsdybde: 335 µm

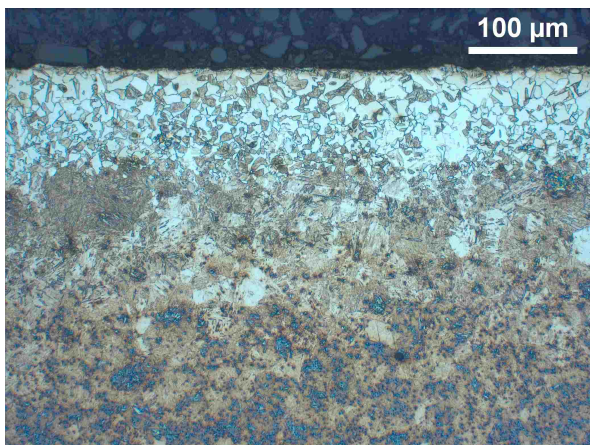
Figur 26: Valset og slipt side av 46Si7 varmebehandlet ved henholdsvis 900, 950 og 1000 °C i 60 min. Prøve 12, som ble bråkjølt fra 900 °C, vises i (a) og (b) og det kommer frem at det avkullede ferrittsjiktet var like stort på valset som på slipt side etter 60 min. Prøvene 13 (950 °C) i (c) og (d) og prøve 14 (1000 °C) i (e) og (f) inneholdt et tynt lag av ferritt ytterst, så forekomster av ferritt på de tidligere austenittkorn grensene nedenfor.



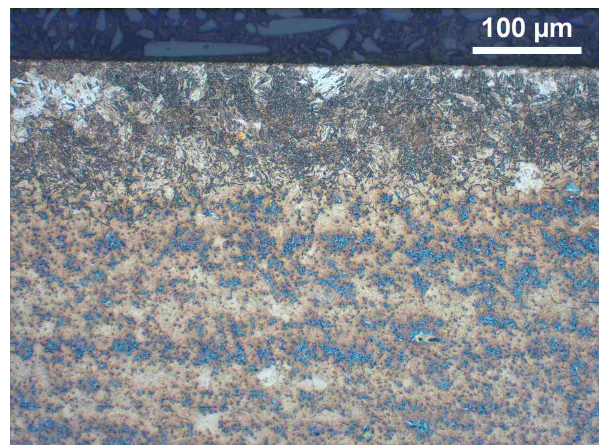
(a) 55Si7, 900 °C, 15 min, valset side. Avkullingsdybde: 122 μm. Ferrittsjikt: ~ 45 μm.



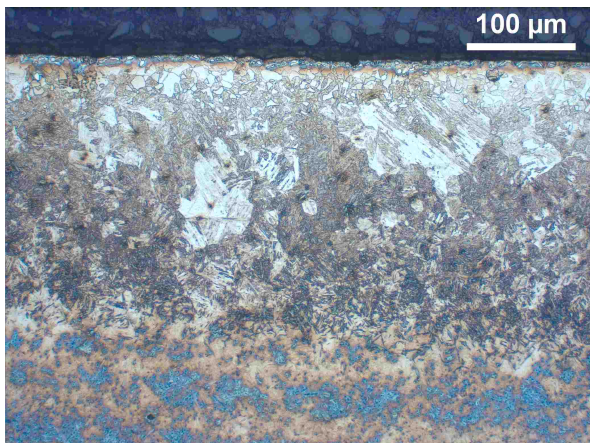
(b) 55Si7, 900 °C, 15 min, slipt side. Avkullingsdybde: 65 μm



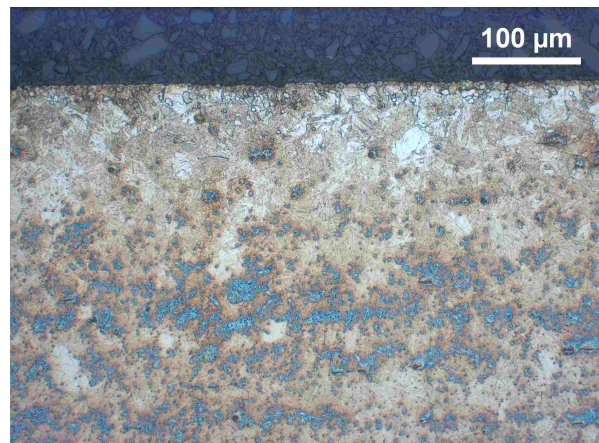
(c) 55Si7, 950 °C, 15 min, valset side. Avkullingsdybde: 173 μm



(d) 55Si7, 950 °C, 15 min, slipt side. Avkullingsdybde: - μm

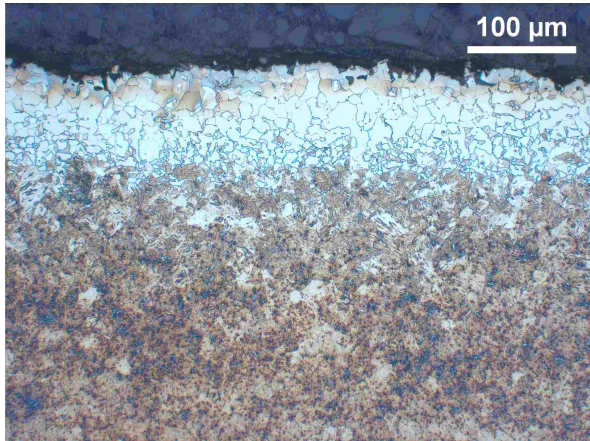


(e) 55Si7, 1000 °C, 15 min, valset side. Avkullingsdybde: 245 μm

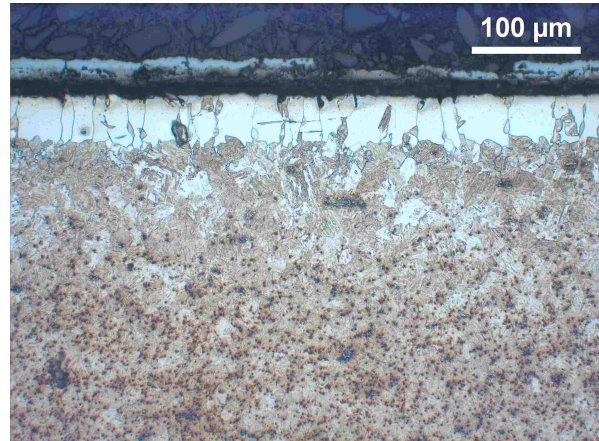


(f) 55Si7, 1000 °C, 15 min, slipt side. Avkullingsdybde: 95 μm

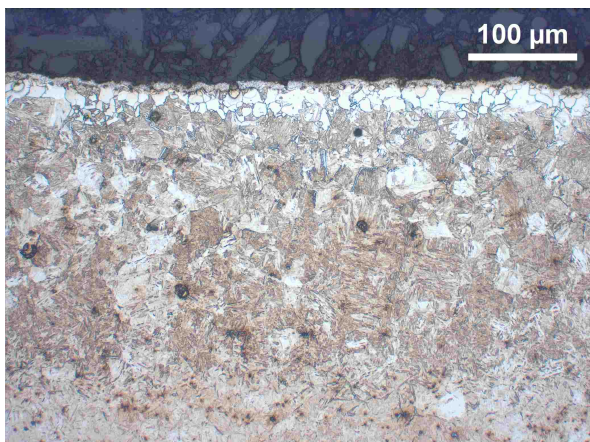
Figur 27: Valset og slipt side av 55Si7 varmebehandlet ved henholdsvis 900, 950 og 1000 °C i 15 min. Prøve 16, som ble varmebehandlet ved 900 °C før bråkjøling, vises i (a) og (b) og figurene inneholder et tydelig avkullet ferrittsjikt, men sjiktet var betydelig tykkere på valset side. For prøve 17 (950 °C) viser (c), valset side, ferritt ved overflaten, mens (d), slipt side, ikke inneholdt noen form for ferritt. En temperatur på 1000 °C før bråkjøling førte til at prøve 18 i (e) og (f) viste spor av ferritt og (e), valset side, inneholdt mest .



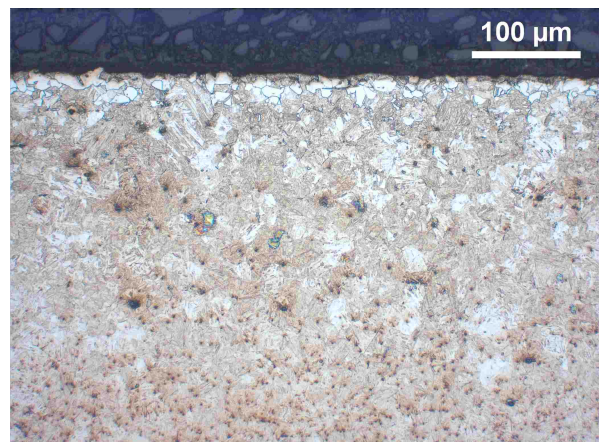
(a) 55Si7, 900 °C, 60 min, valset side. Avkullingsdybde: 150 μm. Ferrittsjikt: ~ 80 μm.



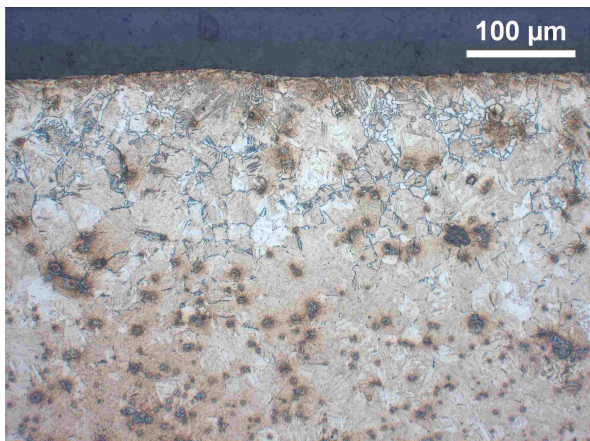
(b) 55Si7, 900 °C, 60 min, slipt side. Avkullingsdybde: 130 μm



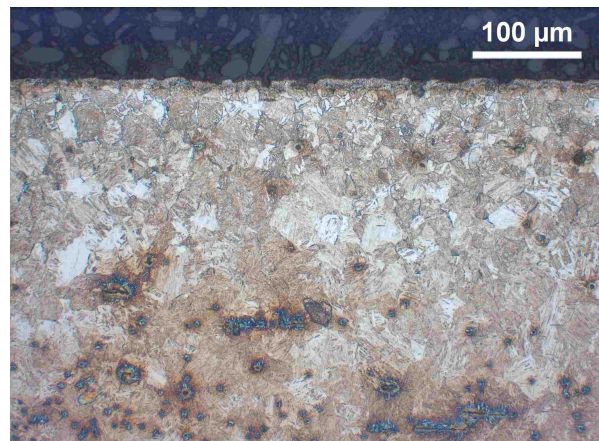
(c) 55Si7, 950 °C, 60 min, valset side. Avkullingsdybde: 238 μm



(d) 55Si7, 950 °C, 60 min, slipt side. Avkullingsdybde: 156 μm

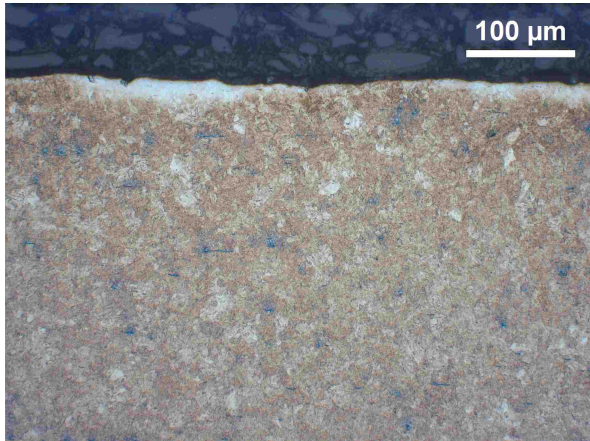


(e) 55Si7, 1000 °C, 60 min, valset side. Avkullingsdybde: 226 μm

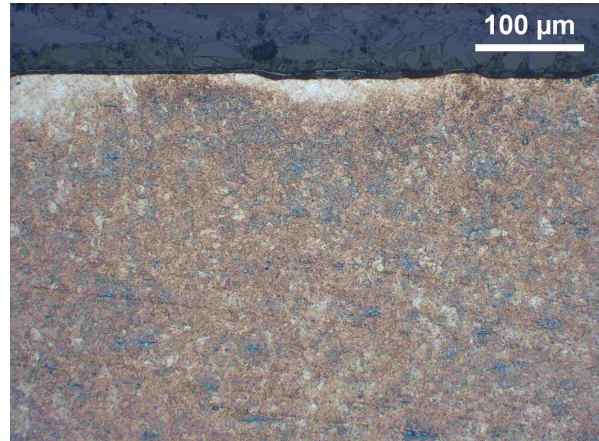


(f) 55Si7, 1000 °C, 60 min, slipt side. Avkullingsdybde: 190 μm

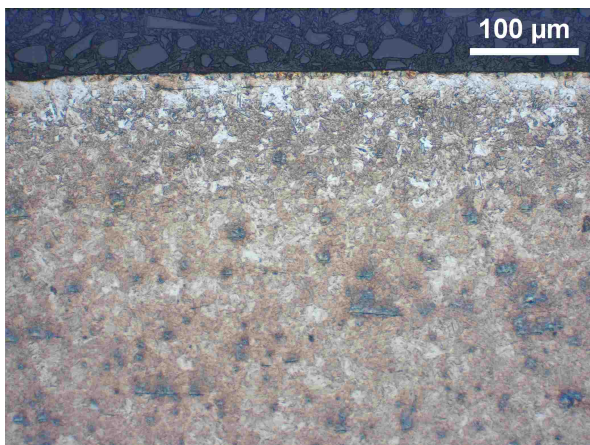
Figur 28: Valset og slipt side av 55Si7 varmebehandlet ved henholdsvis 900, 950 og 1000 °C i 60 min. Prøve 19 ble bråkjølt fra 900 °C og (a) og (b) viser at både valset og slipt side hadde et betydelig avkullet ferrittsjikt etter en holdetid på 60 min. Sjiktet på valset side var størst. En bråkjøling fra 950 °C førte til at prøve 20, som vises i (c) og (d), inneholdt små mengder ferritt nær begge overflatene. Den valsedede siden inneholdt mest. Prøve 21 (1000 °C) vises i (e) og (f) og inneholdt enda mindre mengder ferritt ved overflaten, mest i form av ferritt på de tidligere austenittkornrensene.



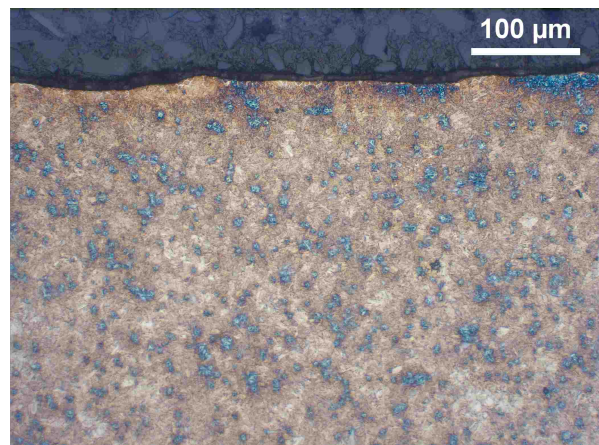
(a) 50CrV4, 900 °C, 15 min, valset side. Avkullingsdybde: - μm



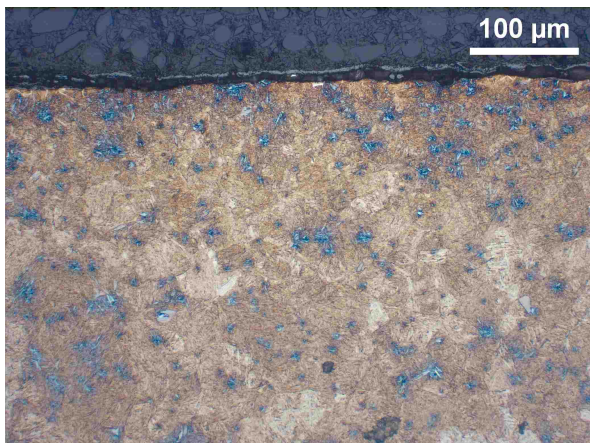
(b) 50CrV4, 900 °C, 15 min, slipt side. Avkullingsdybde: - μm



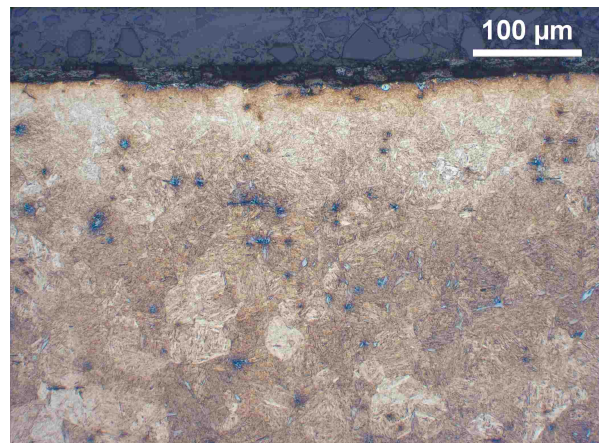
(c) 50CrV4, 950 °C, 15 min, valset side. Avkullingsdybde: 55 μm



(d) 50CrV4, 950 °C, 15 min, slipt side. Avkullingsdybde: - μm

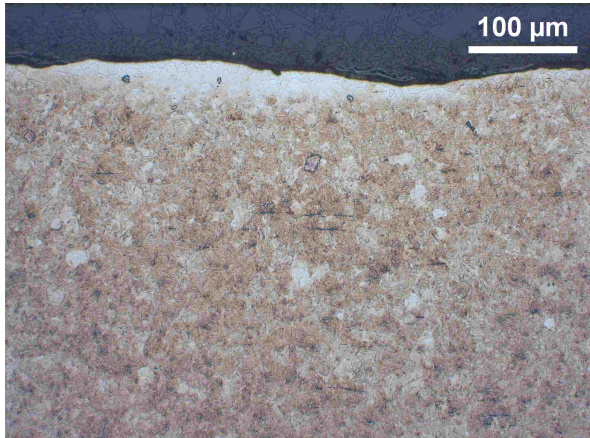


(e) 50CrV4, 1000 °C, 15 min, valset side. Avkullingsdybde: - μm

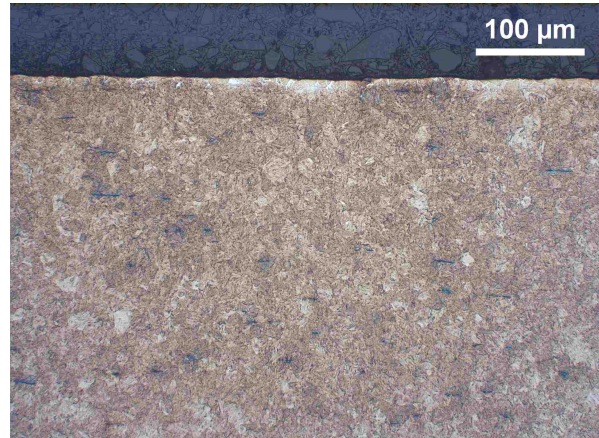


(f) 50CrV4, 1000 °C, 15 min, slipt side. Avkullingsdybde: - μm

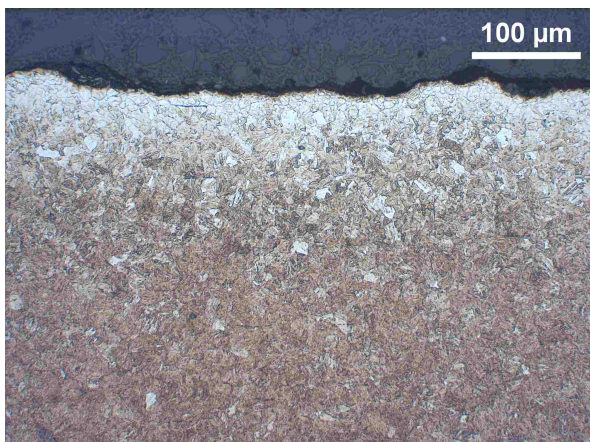
Figur 29: Valset og slipt side av 50CrV4 varmebehandlet ved henholdsvis 900, 950 og 1000 °C i 15 min. Prøve 23, som ble bråkjølt fra 900 °C, vises i (a) og (b), prøve 24 (950 °C) vises i (c) og (d) og prøve 25 (1000 °C) vises i (e) og (f). Utenom (c) inneholdt samtlige mikrostrukturbilder små mengder av ferritt på tidligere austenittkorngrenser i de øverste 10 μm av prøven. Dette er ikke mulig å se på bildene. Det virket som om de hvite områdene på den valsede siden av prøve 24, figur (c), var bainitt, eventuelt lavkarbonmartensitt.



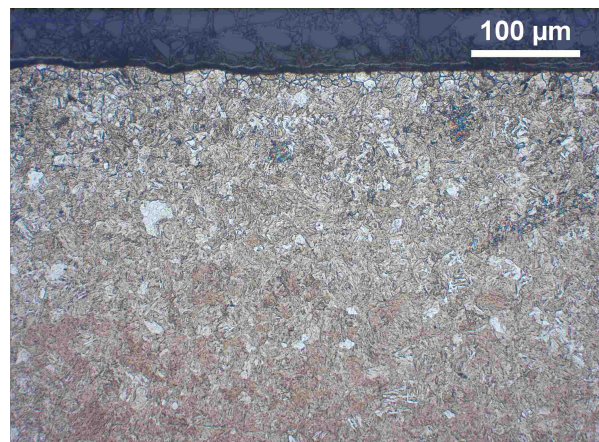
(a) 50CrV4, 900 °C, 60 min, valset side. Avkullingsdybde: - μm



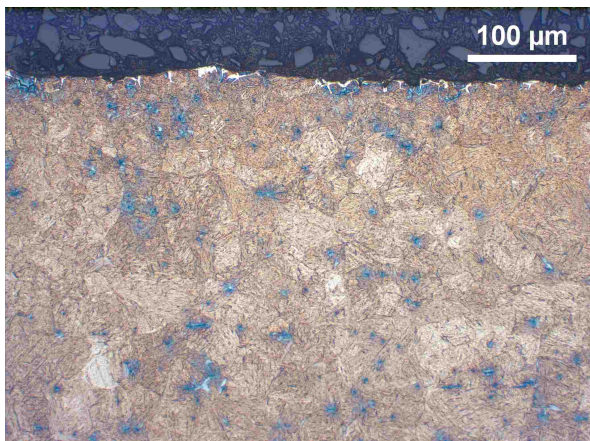
(b) 50CrV4, 900 °C, 60 min, slipt side. Avkullingsdybde: - μm



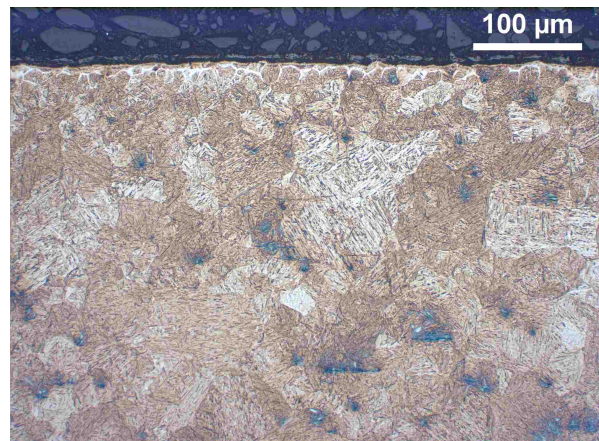
(c) 50CrV4, 950 °C, 60 min, valset side. Avkullingsdybde: 113 μm



(d) 50CrV4, 950 °C, 60 min, slipt side. Avkullingsdybde: 117 μm

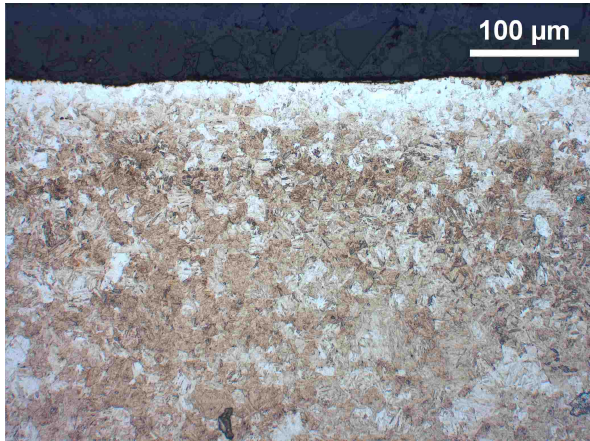


(e) 50CrV4, 1000 °C, 60 min, valset side. Avkullingsdybde: - μm

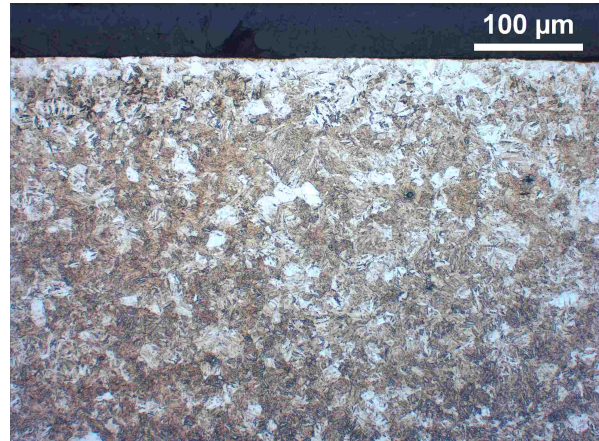


(f) 50CrV4, 1000 °C, 60 min, slipt side. Avkullingsdybde: 133 μm

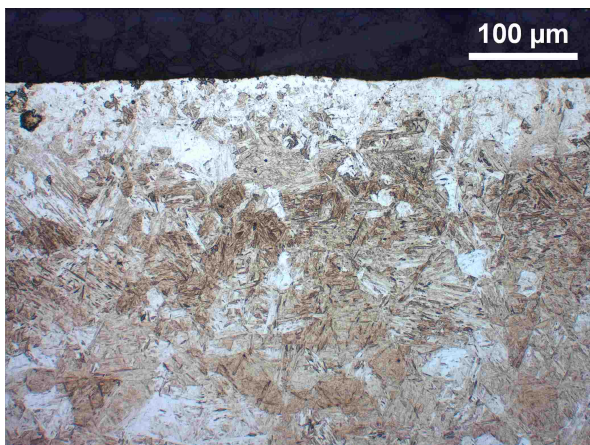
Figur 30: Valset og slipt side av 50CrV4 varmebehandlet ved henholdsvis 900, 950 og 1000 °C i 60 min. Prøve 26 ble varmebehandlet og bråkjølt fra 900 °C og vises i (a) og (b). Nær overflaten i (a) er korngransene godt markert med sorte kanter. I (b) er korngransene nær overflaten dekket av ferritt. Prøve 27 (950 °C) vises i (c) og (d). Den valsede siden i (c) inneholdt hvite områder som virket å være bainitt, eventuelt lavkarbonmartensitt. Den slipte siden, (d), hadde korngranser markert med sorte kanter nær overflaten. Prøve 28 (1000 °C), som vises i (e) og (f), hadde ferritt på korngransene nær overflaten på både valset og slipt side.



(a) 35M13B, 900 °C, 15 min, valset side. Avkullingsdybde: 110 µm



(b) 35M13B, 900 °C, 15 min, slipt side. Avkullingsdybde: 90 µm



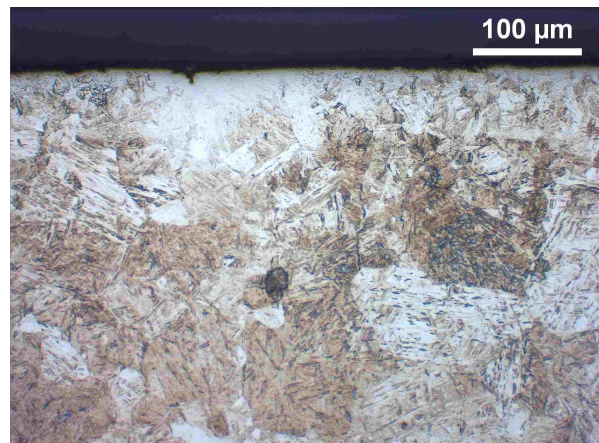
(c) 35M13B, 950 °C, 15 min, valset side. Avkullingsdybde: 180 µm



(d) 35M13B, 950 °C, 15 min, slipt side. Avkullingsdybde: 127 µm

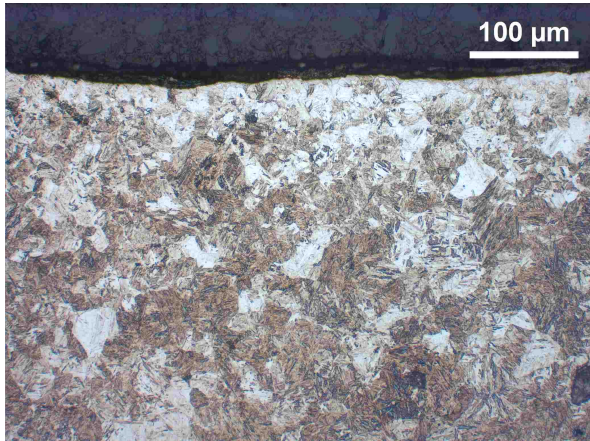


(e) 35M13B, 1000 °C, 15 min, valset side. Avkullingsdybde: 224 µm



(f) 35M13B, 1000 °C, 15 min, slipt side. Avkullingsdybde: 245 µm

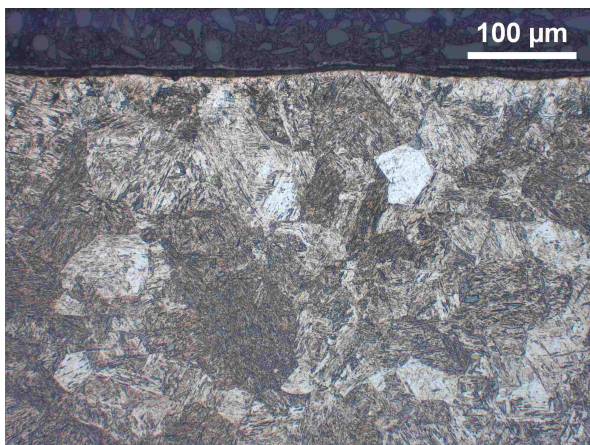
Figur 31: Valset og slipt side av 35M13B varmebehandlet ved henholdsvis 900, 950 og 1000 °C i 15 min. Prøve 30 ble varmebehandlet og bråkjølt fra 900 °C og vises i (a) og (b), prøve 31 (950 °C) vises i (c) og (d) og prøve 32 (1000 °C) vises i (e) og (f). De hvite områdene nær overflatene virket å være lavkarbonmartensitt. Valset side hadde større forekomst av dette enn slipt side. Det kom spesielt klart frem ved å måle avkullingsdybdene.



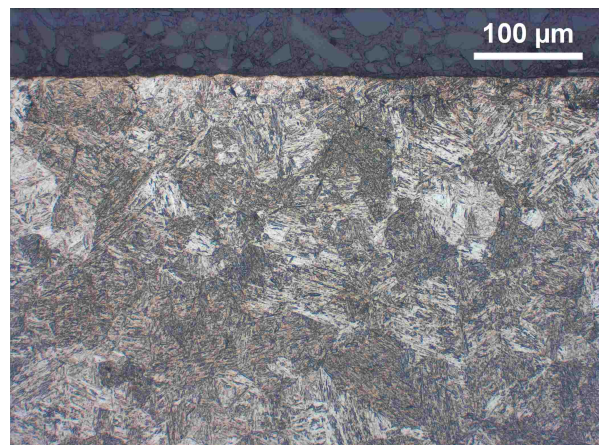
(a) 35M13B, 900 °C, 60 min, valset side. Avkullingsdybde: 250 μm



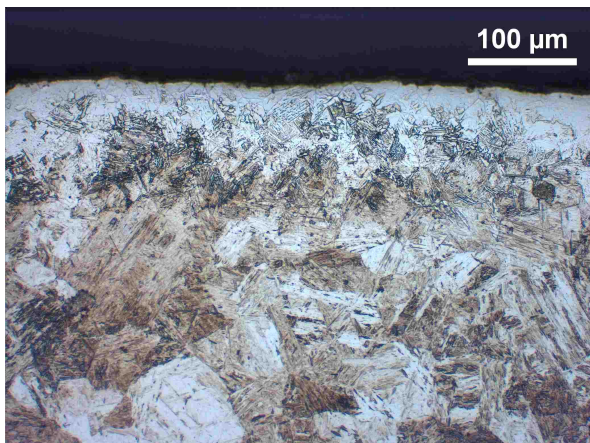
(b) 35M13B, 900 °C, 60 min, slipt side. Avkullingsdybde: 225 μm



(c) 35M13B, 950 °C, 60 min, valset side. Avkullingsdybde: 490 μm



(d) 35M13B, 950 °C, 60 min, slipt side. Avkullingsdybde: 345 μm

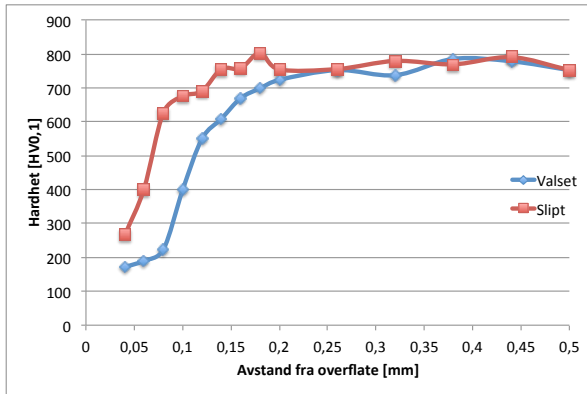


(e) 35M13B, 1000 °C, 60 min, valset side. Avkullingsdybde: 615 μm

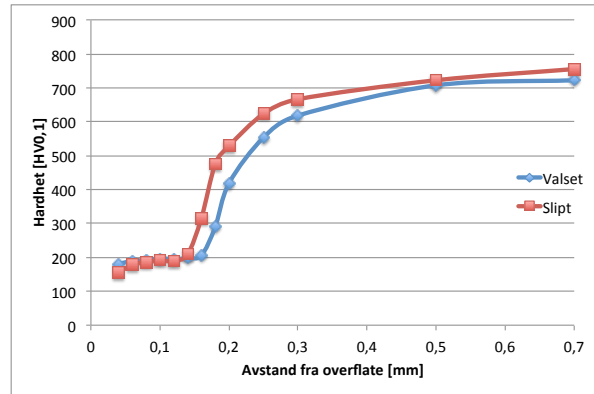


(f) 35M13B, 1000 °C, 60 min, slipt side. Avkullingsdybde: 650 μm

Figur 32: Valset og slipt side av 35M13B varmebehandlet ved henholdsvis 900, 950 og 1000 °C i 60 min. Prøve 33, som ble bråkjølt fra 900 °C, vises i (a) og (b). Den valsede siden i (a) så ut til å bestå av martensitt helt opp til valsehuden ved overflaten, mens den slipte siden i (b) inneholdt et område med ferritt nær overflaten. Prøve 34 (950 °C), som vises i (c) og (d), virket å ha martensitt nær overflaten av både valset og slipt side. Videre viste prøve 35 (1000 °C) at både valset side, figur (e), og slipt side, (f), hadde en blanding av martensitt og baintt ved overflaten. Det var også mulig at overflatene inneholdt noe ferritt.



(a) 46Si7. Avkullingsdybde, valset: 136 μm , slipt: 77 μm .



(b) 46Si7. Avkullingsdybde, valset: 277 μm , slipt: 235 μm .

Figur 33: Hardhetsprofilene til både valset og slipt side for 46Si7 bråkjølt fra 900 °C etter en holdetid på (a): 15 min og (b): 60 min.

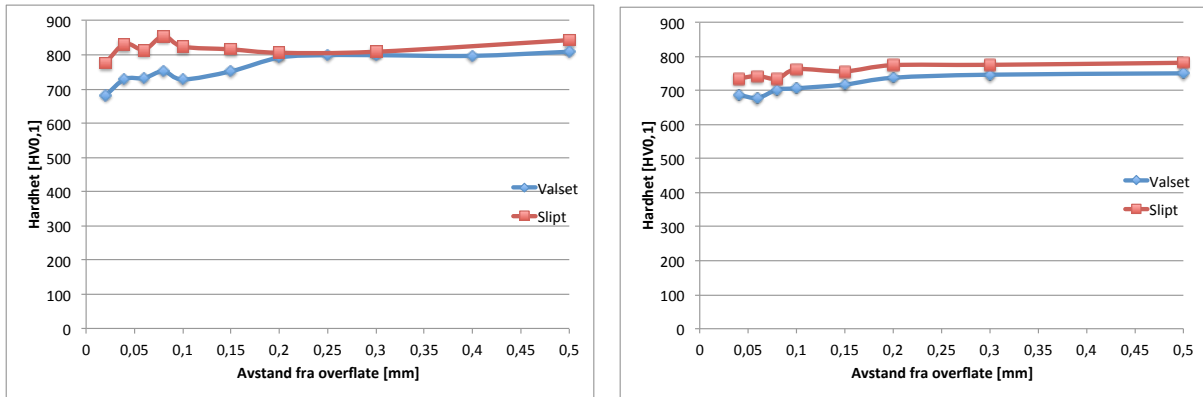
For legeringen 46Si7 viste avkullingsforsøkene at det dannet seg et ferrittsjikt ved overflaten. Dette var for prøvene som ble bråkjølt fra 900 °C, prøve 9 (15 min) og prøve 12 (60 min). Figur 33, som viser hardhetsprofilene til begge prøvene, viser ferrittsjiktet i form av hardhetsinntrykk nær overflaten med verdier i underkant av 200 HV_{0,1}.

For prøven som hadde en holdetid på 15 min var ferrittsjiktet tykkere på valset side enn på slipt side. Den slipte siden hadde et mindre tykt sjikt og i tillegg ujevn tykkelse på ferrittsjiktet for samme holdetid. Etter en holdetid på 60 min derimot var ferrittsjiktet omtrent like tykt på både den valsete og slipte siden. Ferrittsjiktet var tykkere etter en holdetid på 60 min sammenlignet med en holdetid på 15 min. Dette kommer klart frem av hardhetsverdiene i Figur 33. I tillegg er det tydelig at avkullingsdybden økte betraktelig når holdetiden ble økt fra 15 til 60 min. Avkullingsdybden på valset side var omtrent 100 % større etter en holdetid på 60 min sammenlignet med 15 min.

Prøvene som ble bråkjølt fra henholdsvis 950 og 1000 °C av legeringen 46Si7 viste annerledes mikrostruktur nær overflaten sammenlignet med prøvene bråkjølt fra 900 °C, som vist i Figur 25. Prøve 10 og 11, bråkjølt fra henholdsvis 950 og 1000 °C etter en holdetid på 15 min, viste begge forekomster av kornete ferritt og Widmanstätten-ferritt nær valset og slipt overflate. De hadde ikke et ferrittsjikt. Ved å øke holdetiden til 60 min, ble det sett at prøven bråkjølt fra 950 °C, prøve 13, sannsynligvis hadde et relativt tynt ferrittsjikt nær overflaten av både valset og slipt side. En holdetid på 60 min og bråkjøling fra 1000 °C (prøve 14) førte til et tynt lag av kornete ferritt ytterst, så forekomster av Widmanstätten-ferritt nedenfor. Dette gjaldt for både valset og slipt overflate.

Legeringen 55Si7 viste lignende oppførsel som 46Si7. For prøve 16, som hadde en holdetid på 15 min ved 900 °C før bråkjøling, hadde både valset og slipt side en god del ferritt nær overflaten. Denne ferritten dannet ikke et fint og jevnt ferrittsjikt som for tilsvarende varmebehandling av 46Si7. Tykkelsen på ferrittsjiktet var større på valset side enn på slipt side. Ved å øke holdetiden til 60 min ble ferrittsjiktet tykkere på både valset og slipt side, men ferrittsjiktet på valset side var desidert tykkest.

Som for 46Si7 hadde heller ikke prøvene bråkjølt fra 950 °C og 1000 °C av 55Si7 et ferrittsjikt. Ved en holdetid på 15 min før bråkjøling fra 950 °C hadde valset side en god del kornete ferritt ved overflaten, mens slipt side ikke inneholdt noen form for ferritt. En økning av holdetiden



(a) 50CrV4. Avkullingsdybde, valset: - μm , slipt: - μm . (b) 50CrV4. Avkullingsdybde, valset: - μm , slipt: - μm .

Figur 34: Hardhetsprofilene til både valset og slipt side for 50CrV4 bråkjølt fra 900 °C etter en holdetid på (a): 15 min og (b): 60 min.

til 60 min for samme bråkjølingstemperatur sørget for at begge sidene hadde forekomster av kornete ferritt. Valset side hadde mest.

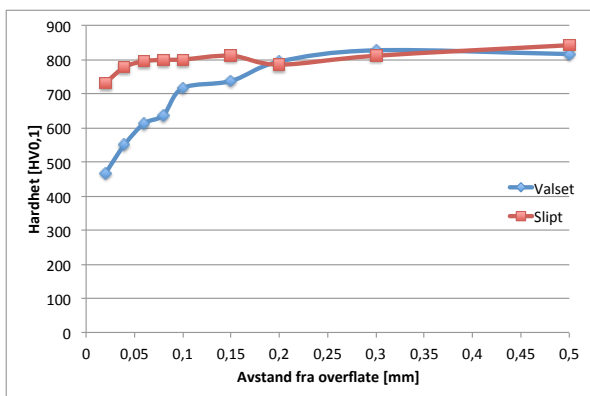
Prøver fra 55Si7 bråkjølt fra 1000 °C etter en holdetid på 15 min hadde spor av kornete ferritt på begge sider, men valset side inneholdt mest. Etter en økning av holdetiden til 60 min hadde begge overflatene forekomster av både Widmanstätten-ferritt og kornete ferritt.

Legeringen 50CrV4 var mer motstandsdyktig mot avkulling sammenlignet med 46Si7 og 55Si7. Etter en holdetid på 15 min ved 900 °C med påfølgende bråkjøling var mikrostrukturen så og si fullstendig martensittisk på både valset og slipt side. Det var allikevel en liten forskjell i de øverste 10 μm rett under overflaten. På noen av prøvene var en del av korn grensene ved overflaten dekket av tynne, mørke striper, mens det på andre prøver ble observert forekomster av kornete ferritt på korn grensene i tilsvarende område. Det samme ble observert etter en økning av holdetiden til 60 min, men med den forskjellen at det var mer av de sorte kantene og den kornete ferritten langs korn grensene rett under overflaten.

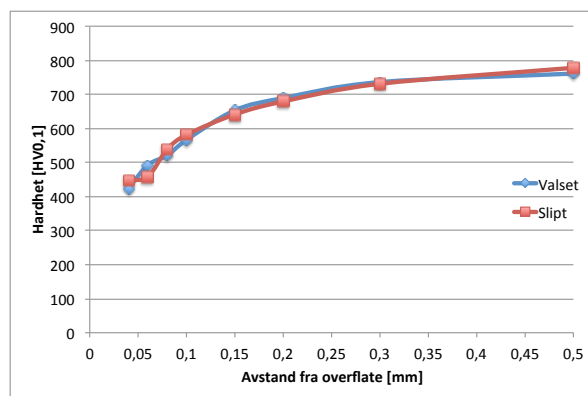
Avkullingsdybdene for valset og slipt side etter holdetider på både 15 og 60 min var lik null, noe som vil si at det ikke ble målt en hardhet lavere enn 600 HV0,1 ved overflatene. Dette illustreres av hardhetsprofilene som vises i Figur 34.

Da 50CrV4 ble bråkjølt fra 950 °C etter en holdetid på 15 min hadde den valsede siden noe som lignet bainitt nær overflaten. Den slipte siden var i all hovedsak martensittisk med unntak av kornete ferritt på korn grensene i de øverste 10 μm rett under overflaten. For en holdetid på 60 min viste prøver at den valsede siden inneholdt enda mer av det som lignet på bainitt. Den slipte siden hadde etter en holdetid på 60 min ingen tegn til kornete ferritt på korn grensene, men heller sorte kanter slik som prøvene som ble bråkjølt fra 900 °C hadde. Det er vanskelig, i en del tilfeller umulig, å se både de sorte kantene og den kornete ferritten på korn grensene på bildene som er vist.

Figur 35 viser hardhetsprofilene til 50CrV4 bråkjølt fra 950 °C etter 15 og 60 min i henholdsvis (a) og (b). Etter en holdetid på 15 min ble valset side relativt mye avkullet med en overflatehardhet på 468 HV0,1. Slipt side hadde en langt høyere hardhet. Når holdetiden ble økt til 60 min hadde både valset og slipt side blitt relativt mye avkullet. Overflatehardheten for valset og slipt side var henholdsvis 425 HV0,1 og 448 HV0,1. Sammenlignet med hardhetsprofilene fra 50CrV4 bråkjølt fra 900 °C, Figur 34, er det tydelig at noe skjedde med mikrostrukturen når

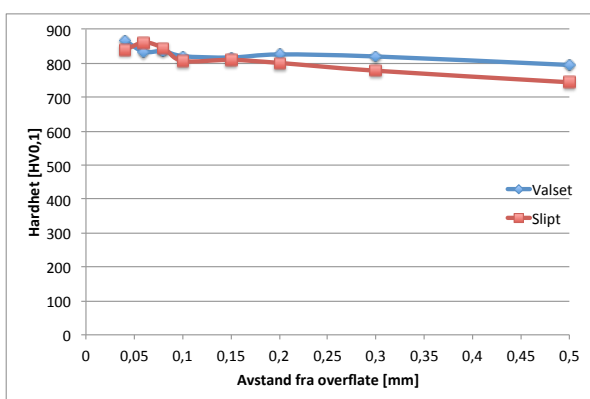


(a) 50CrV4. Avkullingsdybde, valset: 55 μm , slipt: - μm .

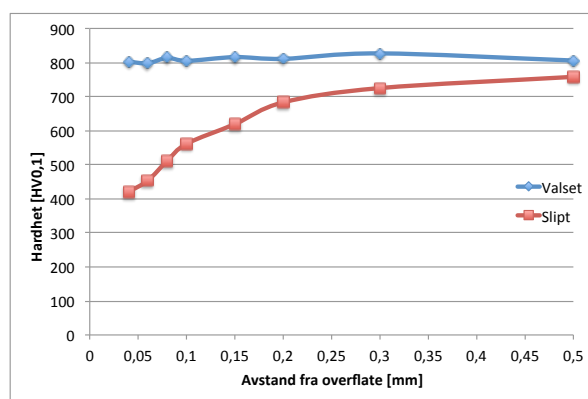


(b) 50CrV4. Avkullingsdybde, valset: 113 μm , slipt: 117 μm .

Figur 35: Hardhetsprofilene til både valset og slipt side for 50CrV4 bråkjølt fra 950 °C etter en holdetid på (a): 15 min og (b): 60 min.



(a) 50CrV4. Avkullingsdybde, valset: - μm , slipt: - μm .



(b) 50CrV4. Avkullingsdybde, valset: - μm , slipt: 133 μm .

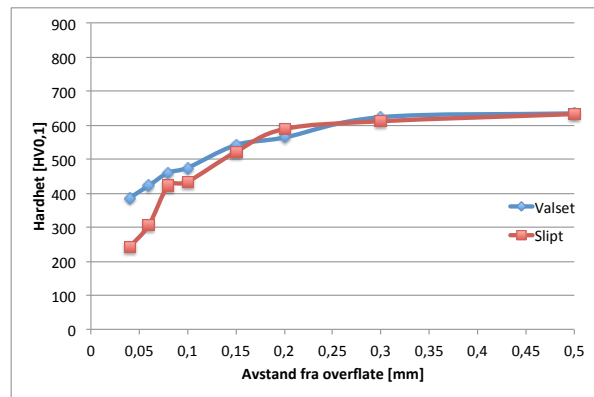
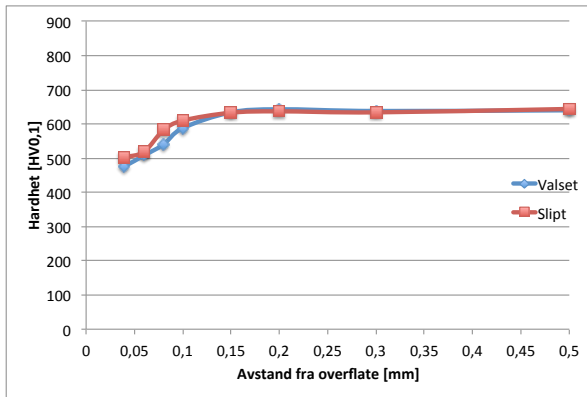
Figur 36: Hardhetsprofilene til både valset og slipt side for 50CrV4 bråkjølt fra 1000 °C etter en holdetid på (a): 15 min og (b): 60 min.

bråkjølingstemperaturen ble økt fra 900 til 950 °C.

Ved å bråkjøle 50CrV4 fra 1000 °C var både den valsede og slipte siden i all hovedsak martensittisk. Begge sidene inneholdt også små mengder av kornete ferritt på korn grensene i de øverste 10 μm under overflaten. Dette var tilfellet med holdetid på både 15 min og 60 min. Slipt overflate etter 60 min virket å inneholde en del bainitt, noe som ikke var tilfellet for den valsede overflaten.

Hardhetsprofilene til 50CrV4 etter holdetider på både 15 og 60 min med påfølgende bråkjøling fra 1000 °C er vist i Figur 36. Avkullingsdybden var lik null for både valset og slipt overflate etter en holdetid på 15 min. Da holdetiden ble økt til 60 min ble den slipte siden relativt mye avkullet. Overflatehardheten ble målt til 421 HV_{0,1}. Den valsede siden hadde en avkullingsdybde lik null.

Legeringen 35M13B ble i likhet med de tre andre legeringene varmebehandlet på samme måte. Ved en holdetid på 15 min ble det ikke observert noe som helst ferritt nær overflaten av verken valset eller slipt side. Dette gjaldt for alle temperaturer. Overflaten virket å være martensittisk,



(a) 35M13B. Avkullingsdybde, valset: 110 μm , slipt: 90 μm .

(b) 35M13B. Avkullingsdybde, valset: 250 μm , slipt: 225 μm .

Figur 37: Hardhetsprofilene til både valset og slipt side for 35M13B bråkjølt fra 900 °C etter en holdetid på (a): 15 min og (b): 60 min.

men da med martensitt med et lavt karboninnhold. Etter etsing var martensitten nær overflaten som regel lysere enn den som var lenger borte. Valset side hadde i de fleste tilfeller større forekomst av lys martensitt enn slipt side. Dette gjenspeilte seg på avkullingsdybdene.

Figur 37 viser hardhetsprofilene fra 35M13B bråkjølt fra 900 °C. (a) representerer en holdetid på 15 min før bråkjøling og (b) representerer en holdetid på 60 min før bråkjøling. Etter en holdetid på 15 min var avkullingsdybden på valset og slipt siden omtrent like. Når holdetiden ble økt til 60 min ble den slipte siden avkullet mer enn den valsede, som for 50CrV4 ved en glødetemperatur på 1000 °C.

Ved å øke holdetiden til 60 min før bråkjøling ble ikke resultatene like konsekvente. Den valsede siden for prøven bråkjølt fra 900 °C hadde martensitt helt opp til valsehuden ved overflaten, mens den slipte siden inneholdt et område med kornete ferritt nær overflaten. Prøven som ble bråkjølt fra 950 °C hadde martensitt nær overflaten av både valset og slipt side. Videre viste prøven som ble bråkjølt fra 1000 °C at begge sidene hadde en blanding av martensitt, bainitt og kornete ferritt ved overflaten.

For legeringene 46Si7, 55Si7 og 35M13B hadde de aller fleste prøvene med en holdetid på 15 min betydelig større avkullingsdybde på valset side sammenlignet med slipt side. I tillegg økte avkullingsdybden i de aller fleste tilfeller med både en høyere temperatur og en lengre holdetid. De samme tendensene var ikke like konsekvente for legeringen 50CrV4. 50CrV4 var mer motstandsdyktig mot avkulling og i de fleste tilfeller var avkullingsdybden lik null, noe som betyr at hardheten var over 600 HV0,1 ved overflaten. Ved en holdetid på 15 min gjaldt dette for den valsede siden ved bråkjøling fra både 900 og 1000 °C, men ved bråkjøling fra 950 °C var hardheten på den valsede siden redusert til et godt stykke under 600 HV0,1.

Ved en økning av holdetiden til 60 min var fremdeles avkullingsdybden lik null for prøven bråkjølt fra 900 °C. For prøven bråkjølt fra 950 °C var derimot hardheten til begge sidene nå langt under 600 HV0,1. Det som var mest uventet var allikevel resultatet fra prøven bråkjølt fra 1000 °C. Her var avkullingsdybden lik null for den valsede siden, mens det for den slipte siden ble målt en hardhet langt under 600 HV0,1.

Tabell 10 viser lengden på avkullingsdybdene og et eventuelt ferrittsjikt for alle avkullingsprøver fra hver legering. Lelegeringene 46Si7, 55Si7 og 35M13B hadde betydelig avkulling på så og si

samtlige prøver. Ved å se på tabellen kommer det tydelig frem at 50CrV4 skilte seg ut ved å ha en relativt god avkullingsmotstand.

Tabell 10: Avkullingsdybden, som ble definert som avstanden fra overflaten til der hardheten var 600 HV0,1, og tykkelsen på et eventuelt ferrittsjikt er her gitt for hver enkelt prøve.

ID	Legering	Tid [min.]	Temp. [°C]	Avkullingsdybde [mm]		Ferrittsjikt [mm]	
				Valset	Slipt	Valset	Slipt
9	46Si7	15	900	0,136	0,077	82 μm	
10			950	0,113	0,096		
11			1000	0,215	0,113		
12		60	900	0,277	0,235	156 μm 37 μm	
13			950	0,285	0,24		
14			1000	0,365	0,335		
16	55Si7	15	900	0,122	0,065		
17			950	0,173	-		
18			1000	0,245	0,095		
19		60	900	0,15	0,13		
20			950	0,238	0,156		
21			1000	0,226	0,19		
23	50CrV4	15	900	-	-		
24			950	0,055	-		
25			1000	-	-		
26		60	900	-	-		
27			950	0,113	0,117		
28			1000	-	0,133		
30	35M13B	15	900	0,11	0,09		
31			950	0,18	0,127		
32			1000	0,224	0,245		
33		60	900	0,25	0,225		
34			950	0,49	0,345		
35			1000	0,615	0,65		

Avkullingsdybden ble i tillegg beregnet ved å hjelp av Ligning (8). Det ble da antatt en overflatekonsentrasjon $C_s = 0$ og at oppvarmingstiden til temperaturen ovnen var innstilt på var lik 0 sekund. Fra Figur 2 ble karboninnholdet for en martensitthardhet på 600 HV avlest. Denne verdien ble på 0,28 wt.%. og brukt i beregningene for avkullingsdybdene.

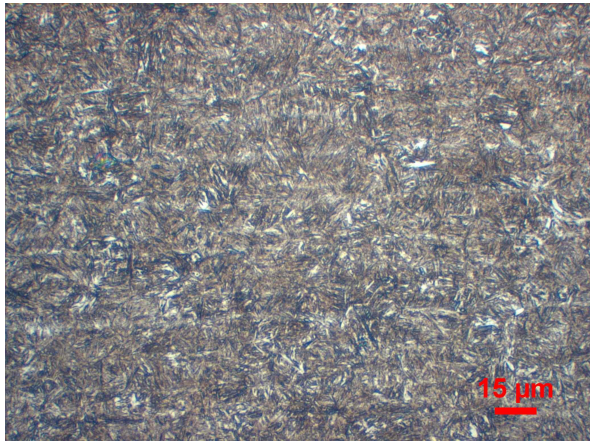
Tabell 11 viser de målte avkullingsdybdene sammenlignet med de beregnede avkullingsdybdene for alle prøvene. Den viser at de beregnede avkullingsdybdene for 46Si7, 55Si7 og 35M13B stemte relativt bra med de målte avkullingsdybdene på valset side. På slipt side var det generelt sett større avvik mellom beregnet og målt verdi. En økning av holdtiden fra 15 til 60 min gjorde at avviket mellom beregnet og målt verdi på slipt side ble redusert.

For legering 50CrV4 var det et relativt stort avvik mellom beregnet avkullingsdybde og målt avkullingsdybde.

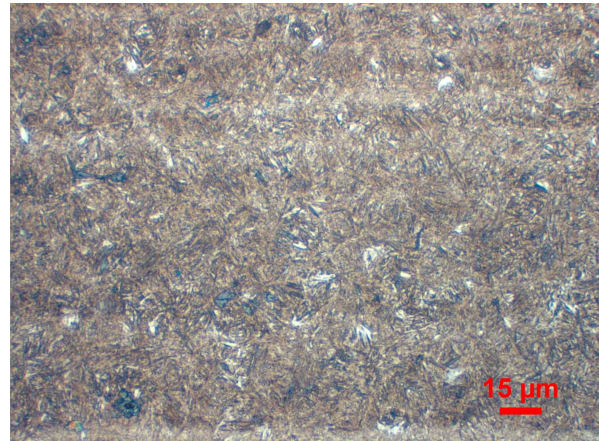
Det ble benyttet samme konstanter for samtlige legeringer i beregningen av avkullingsdybden.

Tabell 11: Den målte avkullingsdybden, definert som avstanden fra overflaten til der hardheten var 600 HV0,1, er sammenlignet med en beregnet avkullingsdybde basert på antatte verdier.

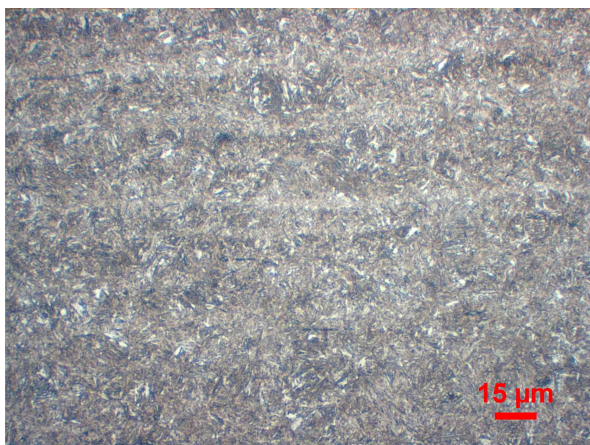
ID	Legering	Tid [min.]	Temp. [°C]	Avkullingsdybde [mm]		Avkullingsdybde, kalkulert [mm]
				Valset	Slipt	
9	46Si7	15	900	0,136	0,077	0,122
10			950	0,113	0,096	0,164
11			1000	0,215	0,113	0,216
12		60	900	0,277	0,235	0,244
13			950	0,285	0,24	0,328
14			1000	0,365	0,335	0,431
16	55Si7	15	900	0,122	0,065	0,090
17			950	0,173	-	0,121
18			1000	0,245	0,095	0,159
19		60	900	0,15	0,13	0,180
20			950	0,238	0,156	0,242
21			1000	0,226	0,19	0,317
23	50CrV4	15	900	-	-	0,102
24			950	0,055	-	0,137
25			1000	-	-	0,179
26		60	900	-	-	0,203
27			950	0,113	0,117	0,273
28			1000	-	0,133	0,359
30	35M13B	15	900	0,11	0,09	0,180
31			950	0,18	0,127	0,242
32			1000	0,224	0,245	0,317
33		60	900	0,25	0,225	0,359
34			950	0,49	0,345	0,483
35			1000	0,615	0,65	0,635



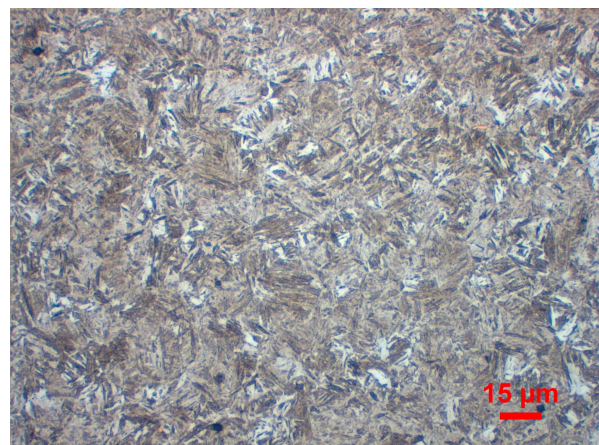
(a) *Legering 46Si7*



(b) *Legering 55Si7*



(c) *Legering 50CrV4*



(d) *Legering 35M13B*

Figur 38: Mikrostrukturen til anløpte prøver av henholdsvis 46Si7, 55Si7, 50CrV4 og 35M13B. Samtlige prøver ble bråkjølt fra 900 °C og deretter anløpt.

4.3.3 Anløping

Figur 38 viser hvordan mikrostrukturen til hver av legeringene så ut etter austenittisering ved 900 °C i 15 min, så bråkjøling og deretter anløping i 30 min. Ulike anløpingstemperaturer ble brukt, men mikrostrukturene var såpass like at Figur 38 er representativ for samtlige varmebehandlingsforløp av en gitt legering.

Tabell 12 viser forskjellene i hardhet for hver legering mellom bråkjøling i vann og bråkjøling i olje uten anløping i etterkant. For 46Si7 var den målte hardheten omtrent den samme for begge bråkjølingsmidlene, men for 55Si7 og 50CrV4 var hardheten etter bråkjøling i olje tydelig større enn hardheten etter bråkjøling i vann. Forskjellene var allikevel ikke mer enn omtrent 1 % i forhold til gjennomsnittshardheten.

Hardhetsverdiene i Tabell 13 viser at for et gitt bråkjølingsmiddel ble hardheten redusert med økende anløpingstemperatur. Dette var forventet og gjaldt for alle tilfeller. Angående hardheten for lik anløpingstemperatur, men ulikt bråkjølingsmiddel, var ikke resultatene like konsistente. Her var prøven bråkjølt i olje som regel hardere enn prøven bråkjølt i vann. Dette varierte allikevel noe. Forskjellen i hardhet mellom bråkjøling i vann og olje var liten for anløping ved

Tabell 12: Forskjell i hardhet etter bråkjøling i vann mot bråkjøling i olje uten anløping i etterkant. Verdiene er basert på mellom fem og ti hardhetsinntrykk i midten av hver prøve.

ID	Legering	Bråkjølingsmiddel	Hardhet [HV5]
9	46Si7	vann	694 ± 5
69		olje	693 ± 4
16	55Si7	vann	809 ± 7
70		olje	825 ± 5
23	50CrV4	vann	763 ± 4
71		olje	773 ± 11

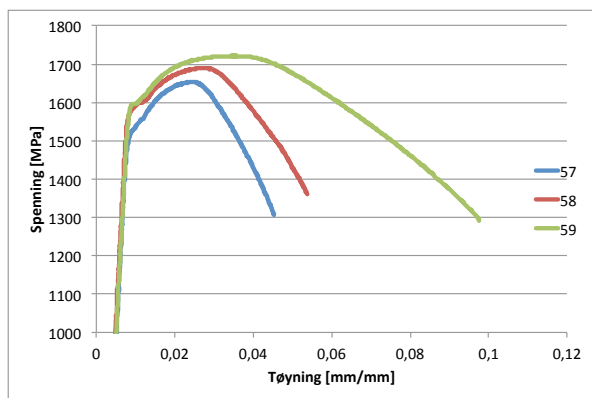
400 °C for 46Si7. Den var også liten for anløping ved 420 og 440 °C av 55Si7, men her var det faktisk prøvene bråkjølt i vann som var litt hardere. I de tre nevnte tilfellene var forskjellen mindre enn 1 % av gjennomsnittshardheten, så i praksis var hardheten den samme.

Anløpingstilfellet som skilte seg mest ut, det vil si der bråkjøling i olje ikke førte til større hardhet enn bråkjøling i vann, var ved anløping av 50CrV4 ved 400 °C. Her viste målingene at gjennomsnittshardheten til prøven bråkjølt i vann var i underkant av 2 % hardere enn tilsvarende prøve bråkjølt i olje.

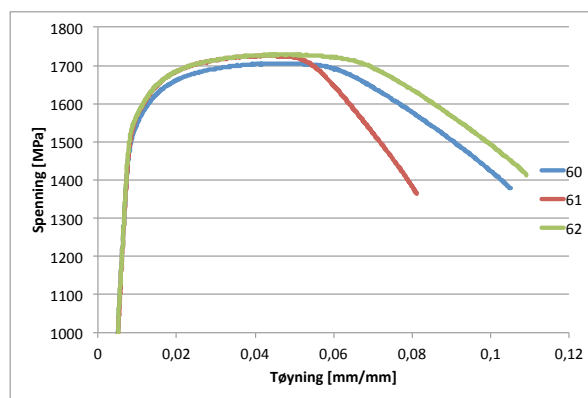
Hardhetsmålingene viste at bråkjøling i olje og anløping ved 400 °C for 46Si7, bråkjøling i olje og anløping ved 420 °C for 50CrV4 og bråkjøling i vann og anløping ved 270 °C av 35M13B førte til omtrent samme hardhet for de tre legeringene. Hardheten til 55Si7 var betydelig høyere for samtlige anløpingstemperaturer.

Tabell 13: Gjennomsnittlige hardhetsverdier for samtlige av de anløpte prøvene. Verdiene er basert på mellom fem og ti hardhetsinntrykk i midten av hver prøve.

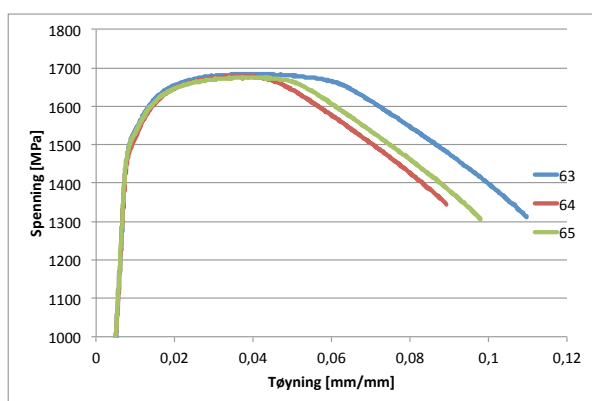
ID	Legering	Bråkjølingsmedie	Anløpingstemp. [°C]	Hardhet [HV5]
36	46Si7	vann	400	511 ± 4
37		olje		514 ± 2
38		vann	420	472 ± 3
39		olje		493 ± 3
40		vann	440	449 ± 4
41		olje		467 ± 4
42	55Si7	vann	400	616 ± 5
43		olje		623 ± 12
44		vann	420	589 ± 3
45		olje		587 ± 8
46		vann	440	546 ± 4
47		olje		548 ± 5
48	50CrV4	vann	400	527 ± 5
49		olje		518 ± 3
50		vann	420	506 ± 6
51		olje		516 ± 5
52		vann	440	488 ± 3
53		olje		502 ± 5
54	35M13B	vann	230	530 ± 3
55		vann	250	528 ± 3
56		vann	270	515 ± 5



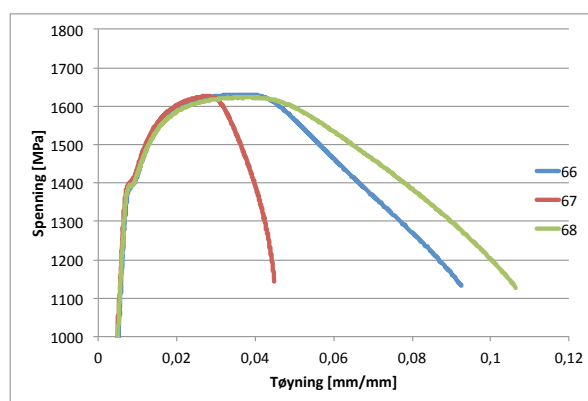
(a) Legering 46Si7. Forlengelsen til brudd ble feilmålt for prøve 57 og 58.



(b) Legering 55Si7. Forlengelsen til brudd ble feilmålt for prøve 61.



(c) Legering 50CrV4



(d) Legering 35M13B. Forlengelsen til brudd ble feilmålt for prøve 67.

Figur 39: Strekkforsøk inkluderte tre paralleller av hver legering. Flytespenningen og strekkfastheten til 46Si7, 55Si7 og 50CrV4 var noenlunde like, mens begge størrelsene lå litt lavere for 35M13B. Målingene av forlengelsen til brudd ble feilmålt for prøvene 57, 58, 61 og 67. Grunnen var at innsnevringen enten skjedde utenfor ekstensiometerets gap, som for prøve 67, eller akkurat på en av knivene til ekstensiometeret, som for prøvene 57, 58 og 61.

4.3.4 Strekking av anløpte prøver

Hardhetsmålingene fra anløpingsforsøket viste at bråkjøling i olje og anløping ved 400 °C for 46Si7, bråkjøling i olje og anløping ved 420 °C for 50CrV4 og bråkjøling i vann og anløping ved 270 °C for 35M13B førte til omtrent samme hardhet for de tre legeringene. Hardheten til 55Si7 var betydelig høyere for samtlige anløpingstemperaturer, men ved å lineært ekstrapolere for de tre målte hardhetsverdiene ble det funnet at bråkjøling i olje og en anløpingstemperatur på omtrent 460 °C av 55Si7 skulle gi tilnærmet lik hardhet som de tre andre legeringene.

Figur 39 viser at tre paralleller for hver legering ble strukket til brudd. Med flytespenning og strekkfasthet på henholdsvis i overkant av 1500 MPa og rundt 1700 MPa var disse størrelsene noenlunde like for 46Si7, 55Si7 og 50CrV4. Videre var begge størrelsene litt lavere for 35M13B der flytespenningen var omtrent 1400 MPa og strekkfastheten i overkant av 1600 MPa. Målingene av forlengelsen til brudd ble feilmålt for prøvene 57, 58, 61 og 67. Grunnen var at innsnevringen enten skjedde utenfor ekstensiometerets gap, som for prøve 67, eller akkurat på en av knivene til ekstensiometeret, som for prøvene 57, 58 og 61. For legering 46Si7, for

eksempel, betyr dette at det mest sannsynlig er prøve 59 som er representativ med tanke på bruddforlengelsen til 46Si7.

Det virket som om forlengelsen til brudd, med en verdi på rundt 10 %, var omtrent lik for alle legeringene.

Verdiene på flytespenning og strekkfasthet var basert på tverrsnittsareal målt med skyvelær på hver av prøvene i forkant av strekkingen. De reelle spenningene var derfor enda høyere. Tabell 14 viser nøkkeltallene flytespenning, strekkfasthet og forlengelse til brudd for samtlige paralleller av hver legering.

Tabell 14: Flytespenning, strekkfasthet og forlengelse til brudd for tre paralleller per legering. Spenningsverdiene er basert på nominelt tverrsnittsareal av det innsnevrede området på strekkstavene.

ID	Legering	σ_f [MPa]	σ_m [MPa]	ϵ_b [%]
57		1534	1654	4,5
58	46Si7	1591	1690	5,4
59		1596	1722	9,8
60		1543	1706	10,5
61	55Si7	1569	1726	8,1
62		1571	1729	10,9
63		1534	1685	10,9
64	50CrV4	1513	1678	8,9
65		1529	1675	9,8
66		1399	1631	9,2
67	35M13B	1411	1631	9,2
68		1397	1623	10,6

I etterkant av strekkforsøkene ble en bit av hver parallell støpt inn og målt hardhet på. Tabell 15 sammenligner gjennomsnittshardheten til hver legering med gjennomsnittsflytespenningen til hver legering. Forholdet mellom gjennomsnittsflytespenningen og gjennomsnittshardheten er også vist helt til høyre i tabellen. Med en verdi rundt 2,9 var dette forholdstallet omtrent det samme for 46Si7, 55Si7 og 50CrV4, mens det med 2,73 var litt lavere for 35M13B.

Tabell 15: Sammenligning mellom gjennomsnittshardheten og gjennomsnittsflytespenningen til strekkstavene for hver legering. Et forholdstall mellom gjennomsnittsflytespenningen og gjennomsnittshardheten er også angitt.

ID	Legering	Hardhet [HV5]	$Hardhet_{snitt}$ [HV5]	$\sigma_{f,snitt}$ [MPa]	$\frac{\sigma_{f,snitt}}{Hardhet_{snitt}}$
57		524 ± 3			
58	46Si7	540 ± 3	535 ± 7	1574 ± 28	2,94
59		541 ± 3			
60		543 ± 3			
61	55Si7	536 ± 1	539 ± 3	1561 ± 13	2,90
62		539 ± 2			
63		521 ± 3			
64	50CrV4	521 ± 4	521	1525 ± 9	2,93
65		521 ± 3			
66		513 ± 3			
67	35M13B	512 ± 3	514 ± 2	1402 ± 6	2,73
68		517 ± 3			

Legering 35M13B hadde både den laveste gjennomsnittlige hardheten og den laveste gjennomsnittlige flytespenningen. På den andre siden hadde 46Si7 høyest gjennomsnittlig flytespenning og 55Si7 hadde høyest gjennomsnittlig strekkfasthet.

Anløpingen av de ulike legeringene førte ikke til at alle strekkstavene hadde noenlunde lik hardhet. 46Si7 og 55Si7 hadde omtrent samme hardhet og 50CrV4 og 35M13B hadde en litt lavere, men temmelig lik hardhet, som vist i Tabell 15.

5 Diskusjon

Fem legeringer har blitt undersøkt i løpet av dette arbeidet. En legering, 33S17B, blir brukt av Kverneland til å lage noen deler kalt tinder, som blir brukt i svanser. De fire andre, 46Si7, 55Si7, 50CrV4 og 35M13B, var fjærlegeringer som blir brukt i oppspente fjærer på Kvernelands jordbrukspløger.

Av disse fem legeringene inneholdt tre av dem, 33S17B, 46Si7 og 55Si7 et langt høyere silisiuminnhold enn de resterende. Silisiuminnholdet for de tre ble målt til å være omtrent 1,6 wt.% for 33S17B og 46Si7 og 2,0 wt.% for 55Si7, mens 50CrV4 og 35M13B hadde henholdsvis 0,24 og 0,27 wt.% Si. For å hindre poredannelse i stål tilsettes vanligvis silisium i mengder på opp til 0,5 wt.%. Dette skjer ved at silisium binder seg til oksygen. Det at stållegeringer inneholder så mye som 1,6-2,0 wt.% Si er derfor langt mer enn nødvendig for å hindre poredannelse. Dette arbeidet har derfor fokusert på å undersøke hvilke effekter slike mengder silisium har på stålenes egenskaper.

I denne delen av oppgaven vil de eksperimentelle resultatene av 33S17B, som brukes i tindene, først bli diskutert. Deretter vil resultatene fra det eksperimentelle arbeidet av fjærlegeringene bli diskutert. Til slutt vil sammenhengen mellom tinder, fjærer og det felles høye silisiuminnholdet kort diskuteres.

5.1 Tinder

Legering 33S17B blir av Kverneland brukt til å produsere noen deler kalt tinder. Ved tidligere undersøkelser hos Kverneland viste det seg at 33S17B inneholdt seigringer av legeringselementer mot midten av godset. Dette seigringsfenomenet ble i dette arbeidet undersøkt nærmere ved hjelp av kjemiske analyser med en mikrosonde og ulike varmebehandlingsforsøk. I tillegg ble det utført hardhetsmålinger og lysmikroskopering.

Ved et innledende herdeforsøk ble det i lysmikroskop sett at seigringsfasen skilte seg ut som lange, hvite bånd i en matriks bestående av brunfarget martensitt. Ifølge Tabell 6 inneholdt 33S17B en silisiummengde på i overkant av 1,6 wt.%. Dette var langt mer enn det som er normalt for stållegeringer, så det ble derfor antatt at silisium var en del av den hvite seigringsfasen.

En prøve fra 33S17B i leveringstilstand og en prøve fra en ferdig produsert tind av samme legering undergikk kjemiske analyser i en mikrosonde. På forhånd var det forventet at legeringen i leveringstilstand burde inneholde størst andel av seigringsfasen, så det var derfor naturlig å undersøke en prøve av den. I tillegg var det interessant for Kverneland å se hvilken effekt produksjonsprosessen deres hadde på mengde seigringsfase. Det var grunnen til at en prøve fra en ferdig produsert tind også ble undersøkt på samme måte.

I forkant av forsøkene ble det antatt at en egen seigringsfase skulle tilsi at kjemisk sammensetning for seigringsfasen var betydelig forskjellig fra omgivelsene. Ved bruk av tilbakespredte elektroner som signal skulle dette gi noe som kalles atomnummerkontrast mellom faser eller partikler med ulikt atomnummer. Det burde i så fall oppstå en betydelig atomnummerkontrast mellom den hvite seigringsfasen og omgivelsene. Dette var ikke tilfellet. Atomnummerkontrast avbildet strukturen som en mer eller mindre jevnt grå overflate. Det eneste som skilte seg ut var en fase som senere ble bekreftet å være TiN.

Mapping av legeringselementer viste at seigringene hadde en betydelig større mengde silisium i forhold til legeringens gjennomsnittskonsentrasjon. Seigringsbåndene i begge prøvene inneholdt

rundt 2,6 wt. % Si, noe som var omtrent 1 wt.% mer sammenlignet med legeringens gjennomsnittskonsentrasjon. Dette var tilfellet for både prøven fra leveringstilstand og prøven fra ferdig produsert tind. Varmebehandlingen som prøven fra den ferdig produserte tinden hadde vært utsatt for hadde tydeligvis liten påvirkning på silisiumkonsentrasjonen i seigringen.

Andre grunnstoffer som Mn, Cr, C, S, P, Fe og B ble også mapnet i tilfellet disse stoffene dannet partikler i seigringsbåndet. MnS var til stede og det var forventet siden en av grunnene til at mangan blir tilsatt er å binde svovel slik at rødskjørhet forhindres. Det var en større forekomst av MnS-partikler i seigringene sammenlignet med omkringliggende matriks, noe som ble bekreftet gjennom linjeskannene.

Linjeskann, der kjemisk sammensetning ble funnet langs en linje på tvers av seigringsbåndene, avslørte at mangan også seigret i begge prøvene. Karbon var derimot seigret kun i prøven fra materialet i leveringstilstand. Dette kan forklares med at karbon er interstitielt løst, mens mangan er substitusjonelt løst. Diffusjonshastigheten for interstitielt løste atomer er langt høyere enn for substitusjonelt løste atomer. Varmebehandlingen som prøven fra den ferdig produserte tinden hadde vært gjennom var da sannsynligvis grunnen til at karbon kun seigret i prøven fra materialet i leveringstilstand.

I likhet med kartleggingen viste også linjeskannene at kun en generell økning av silisiumkonsentrasjonen var tilfellet. Det ble ikke registrert egne faser eller partikler som inneholdt silisium. Grunnet dette ble det foretatt en serie med hardhetsinntrykk på tvers av valseretningen på prøven i leveringstilstand. Det ble antatt at utgangsmaterialet inneholdt størst mengde av seigringsfasen. Tanken var at en slik hardhetsprofil ville avsløre om prøven inneholdt faser som var betydelig hardere eller mykere enn gjennomsnittet for prøven. Resultatet ble vist i Figur 16 og hardhetsverdiene stemte overens med det som senere ble målt i ferritt og perlitt.

Som en annen følge av at ingen egne seigringsfaser av silisium ble registrert i mikrosonden ble en prøve av materialet i leveringstilstand herdet fra 900 °C. Dette førte til at prøven inneholdt martensitt og den hvite seigringsfasen var godt synlig i lysmikroskopet etter etsing. Prøven ble så markert med hardhetsinntrykk i et mønster slik at det skulle være lett å orientere seg i mikrosonden. Ved å utføre punktanalyser direkte i den hvite fasen viste deg seg at den stort sett bestod av jern. Silisiumkonsentrasjonen ble målt til 2,8 wt.% og foruten konsentrasjonen av bor var konsentrasjoner av de resterende legeringselementene relativt normale, som vist i Tabell 8.

Det ble utført tre punktanalyser i den hvite fasen. A_3^0 -temperaturen til den hvite fasen ble beregnet på bakgrunn av gjennomsnittet for de tre målingene. Dette ble vist i Tabell 7. Som tidligere forklart ble A_3^0 -temperaturen definert som A_3 -temperaturen med et karboninnhold lik null. For legeringens gjennomsnittskonsentrasjon ble A_3 -temperaturen beregnet til 852 °C, mens A_3^0 -temperaturen for den hvite fasens kjemiske sammensetning ble beregnet til 1146 °C. Ved å betrakte Ligning (10) er det tydelig at den store forskjellen i A_3 -temperaturen mellom legering 33S17B som helhet og den hvite fasen skyldtes den betydelig høyere silisiumkonsentrasjonen i hvit fase.

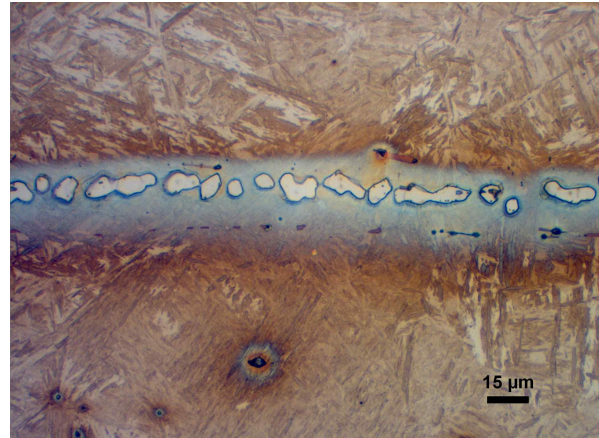
Silisium stabiliserer ferritt og fasediagrammet for Fe-Si, Figur 3, viser at ved et silisiuminnhold på minst 1,9 wt.% vil austenittfasen undertrykkes fullstendig slik at ferritt er stabilt opp til jernets smeltepunkt. Når de resterende legeringselementene i 33S17B tas i betraktning vil et slikt ekstremt tilfelle ikke være en realitet og et temperaturintervall hvor austenitt er en stabil fase vil forekomme.

Under A_3 -temperaturen er både ferritt og austenitt stabile faser på en og samme tid. Dette betyr at ved en glødetemperatur under A_3 -temperaturen vil mikrostrukturen fremdeles inne-

holde ferritt etter bråkjøling. I mikrostrukturen til herdede prøver befant den hvite fasen seg i bånd parallelt med valseretningen, men båndene var ikke én kontinuerlig fase. Den hvite fasen var til stede som hvite, klumpete områder med martensitt som en slags omkringliggende matriks. Dette var et tegn på at den seigrede mikrostrukturen var i tofaseområdet ferritt-austenitt før bråkjøling. Grunnen til dette er at ved glødetemperaturen vil ferritt befinne seg på austenittkorngrensene. Når prøven så bråkjøles vil ferritten bli bevart samtidig som at austenitten omvandles til martensitt.

På den måten vil klumper av ferritt og områder med martensitt ligge om hverandre. Ved liten forstørrelse i lysmikroskopet artet dette seg som hvite bånd i en ellers brunaktig martensittstruktur, som vist i Figur 40.

For å finne ut ved hvilken temperatur seigringsfasen ble oppløst ble en rekke varmebehandlinger utført. Prøver fra legeringen i leveringstilstand ble varmebehandlet og bråkjølt fra temperaturer mellom 900-1100 °C med temperatursteg på 50 grader. Økende glødetemperatur før bråkjøling viste en naturlig reduksjon i mengden hvit fase. Dette forklares med at ved økt temperatur vil austenitt være stabil ved en lavere karbonkonsentrasjon. Faseforholdet vil altså forskyves mot mer austenitt og mindre ferritt.



Figur 40: Ferrittfasene var omringet av en matriks av martensitt. Seigringsområdene var i tillegg dekket av et slags lyst slør på grunn av en etseeffekt. Mikrostrukturen under det lyse sløret er martensitt.

Samtidig som temperaturen økes vil også diffusjonshastigheten av silisium øke slik at konsentrasjonen i seigringen sannsynligvis vil reduseres. Mindre silisium betyr en lavere A_3 -temperatur, som igjen fører til en lavere sannsynlighet for stabil ferritt ved en gitt glødetemperatur. På den andre siden har dette antakeligvis relativt liten effekt siden silisium er et substitusjonelt løst atom med tilhørende lav diffusjonshastighet, noe som betyr at diffusjonsavstanden etter en varmebehandling på kun 15 min er kort.

Punktanalyser ble foretatt i både hvit fase, seigret matriks rundt den hvite fasen og i matriks utenfor seigringsbåndene. De gjennomsnittlige målingene av hvert område viste 2,8 wt.% Si i hvit fase, seigret matriks hadde 2,1 wt.% Si og matriks utenfor seigringen hadde i gjennomsnitt 1,7 wt.% Si. Dette var for en prøve som ble bråkjølt fra 900 °C. Det var en tydelig konsentrasjonsgradient av silisium fra hvit fase til matriks utenfor seigringene. Videre kunne det være interessant å finne ut hvor lang holdetid ved 900 °C som var nødvendig for at nok silisium skulle diffundere vekk slik at ferritten ble austenittisert.

Ved bråkjøling fra en temperatur på 1050 °C ble det ikke observert noe som helst hvit fase i mikrostrukturen. Der den hvite fasen hadde vært ved bråkjøling fra lavere temperaturer var det nå kun martensitt å spore. Selv om den hvite fasen var borte, så førte etsingen til et slags lyst slør hvor legeringselementene seigret og det var derfor mulig å se at området nå hadde en martensittisk mikrostruktur. Forklaringen er at en temperatur på 1050 °C gjorde at den tidligere ferritten nå ble fullstendig austenittisert. Med andre ord var glødetemperaturen over A_3 -temperaturen for området med den hvite ferritten.

Som tilsynelatende i strid med diskusjonen i avsnittet over inneholdt prøven som ble bråkjølt

fra 1100 °C også små forekomster av ferritt ett sted på prøven. I det området var ferritt stabilt helt opp til 1100 °C. Tabell 7 viste at A_3^0 -temperaturen ble beregnet til å være 1146 °C for hvit fase uten karbon. Med A_3^0 -temperaturen menes temperaturen hvor austenitt er stabil selv ved en karbonkonsentrasjon lik null. Ferritt kan dermed ikke eksistere. At A_3^0 -temperaturen ble beregnet til å være lik 1146 °C støtter dermed observasjonen om at ferritt kunne være til stede selv ved en varmebehandlingstemperatur på 1100 °C.

I likhet med prøven som ble bråkjølt fra 1100 °C hadde også prøven fra den ferdig produserte tinden små forekomster av ferritt noen ytterst få steder. Tindene blir i produksjonen til Kverneland varmebehandlet ved temperaturer opp til 1090 °C, så denne observasjonen stemmer overens med resultatet oppnådd i laboratorieforsøket for tilsvarende temperaturområde.

Samlet sett viste altså resultatene at den hvite fasen måtte være ferritt. Dette forklarer hvorfor verken atomnummerkontrast, mapping av grunnstoffene, linjeskann eller punktanalyser avslørte egne faser bestående av silisium, men kun en økning i konsentrasjoner til enkelte grunnstoffer.

Legeringen 33S17B hadde i leveringstilstand en mikrostruktur bestående hovedsaklig av ferritt og perlitt, som vist i Figur 8. Siden seigringsfasen var ferritt er dette en forklaring på hvorfor det ikke var mulig å se den hvite seigringsfasen i leveringstilstand til legeringen.

5.2 Fjærer

Samtlige fjærlegeringer ble i hovedsak undersøkt ved å benytte avkullingsforsøk, anløpingsforsøk, og strekkforsøk. Resultatene vil bli diskutert i den rekkefølgen.

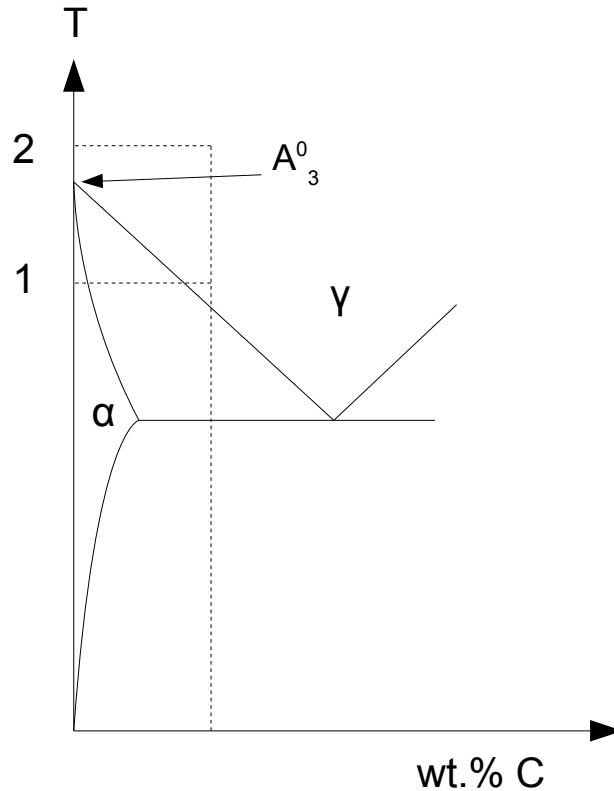
5.2.1 Avkulling

Da avkullingsegenskapene til de ulike legeringene ble undersøkt var det mange parametere som varierte. To ulike holdetider ved austenittisering, tre ulike austenittiseringstemperaturer og to ulike sider av prøvene. Den ene siden var valset og den andre var slipt slik at valsehuden var borte.

Avkullingsforsøkene viste betydelige forskjeller mellom de ulike legeringene. Her var det tydelig at de store mengdene silisium i 46Si7 og 55Si7 gav utslag. Sett i lys av resultatene var det mulig å dele opp legeringene i to kategorier. For legeringene 46Si7 og 55Si7 førte avkullingen til at overflaten var i et lokalt tofaseområde, hvor både ferritt og austenitt var stabile faser. Figur 41 illustrerer denne kategorien som tilstand nummer 1. Legeringene 50CrV4 og 35M13B var derimot fullstendig austenittisert i løpet av hele glødetiden, noe som illustreres av tilstand nummer 2 i Figur 41. Videre i diskusjonen vil først 46Si7 og 55Si7 i kategori 1 diskuteres, deretter vil legeringene 50CrV4 og 35M13B i kategori 2 diskuteres.

Ved en glødetemperatur på 900 °C hadde 46Si7 og 55Si7 et ferrittsjikt ved overflaten etter bråkjøling. For begge legeringene var overflatene dekket av et kontinuerlig og jevnt ferrittsjikt. Ferrittsjiktet var tykkere på valset siden sammenlignet med slipt side. Frem til denne forskjellen mellom valset og slipt side blir diskutert i et senere avsnitt vil all diskusjon av overflater være relatert til den valsede siden.

Ved å betrakte Ligning (10) er det tydelig at silisium, med et ligningsledd lik $+60 \times wt.\% Si$, er en stor bidragsyter til økt A_3 -temperatur. Under denne temperaturen er både ferritt og austenitt stabile faser. En økning av silisiuminnholdet på 1 wt.% gir en økning av A_3 på 60 °C.



Figur 41: *Legeringene kan deles inn i to kategorier. Tilstand 1 beskriver 46Si7 og 55Si7, der overflaten var i et lokalt tofaseområde som en følge av avkullingen. Tilstand 2 beskriver 50CrV4 og 35M13B, som var fullstendig austenittisert helt ut til overflaten. α er ferritt og γ er austenitt.*

Tabell 7 viste at A_3 temperaturene til legeringene med mye silisium var betydelig høyere enn for de med lite silisium. Videre betyr dette at ferritt er en stabil fase ved en høyere temperatur når silisiuminnholdet er høyt. I tabellen er både A_3 -temperaturen med og uten effekten av karbon oppgitt. For 46Si7 ble A_3 med karbon beregnet til 861 °C og 998 °C uten effekten av karbon (A_3^0). De beregnede verdiene for 55Si7 var tilnærmet like. Varmebehandlingen av 46Si7 og 55Si7 foregikk ved 900, 950 og 1000 °C. Ut fra verdiene til A_3^0 -temperaturene er det derfor mulig at ferritt i overflaten var stabil for de legeringene ved temperaturer opp mot 1000 °C.

Fasediagrammet Fe-Si, som ble vist i Figur 3, viser likevekten mellom jern og silisium ved ulike temperaturer og konsentrasjoner. Ved et silisiuminnhold på minimum 1,9 wt.% fortrenses austenittfasen fullstendig og ferritt er stabilt opp til smeltetemperaturen. Dette diagrammet viser godt effekten av silisium, men det vil uansett ikke representere realiteten når effekten av alle de andre legeringselementene i en legering også tas med i betraktningen. Ved et silisiuminnhold på 1,6 og 2,0 wt.% for henholdsvis 46Si7 og 55Si7, i tillegg til karbon og andre legeringselementer, vil det være et austenittområde til stede for et visst temperatur- og konsentrasjonsintervall.

I overflaten, hvor avkullingen foregikk, vil karbonmengden være redusert i forhold til gjennomsnittet for legeringen, men det antas at de resterende legeringselementer beholdt tilnærmet samme konsentrasjon ved overflaten som i midten av prøven. Grunnen til antagelsen forklares med at karbon er et interstitielt løst legeringselement, mens de øvrige legeringselementene er substitusjonelt løst. Diffusjonshastigheten til substitusjonelt løste atomer er langt lavere enn for interstitielt løste atomer. Videre er karbon en sterk austenittdanner og har en stabiliseren-

de effekt på austenitten. Karbonet har motsatt effekt av silisium og vil bidra til at austenitt forekommer ved en lavere temperatur.

I prosessen med å prøve å forklare hvordan et ferrittsjikt på prøvene fra 46Si7 og 55Si7 kunne oppstå ble det sett på to mulige forklaringer.

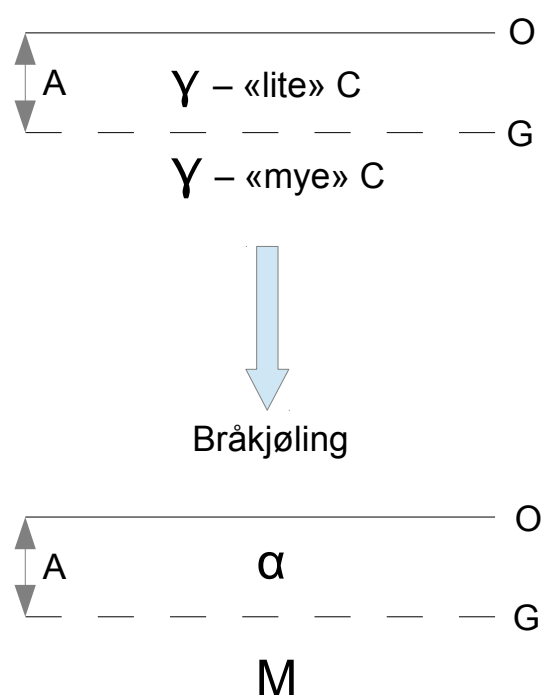
Utgangspunktet for den første mulige forklaringen var at absolutt hele prøven ble austenittisert ved en glødetemperatur på 900 °C og forble austenitt i løpet av hele holdetiden. Etterhvert som karbon diffunderte ut ville det oppstå en konsentrasjonsgradient av karbon der det antas tilnærmet 0 wt.% ved overflaten, og legeringens gjennomsnitt et stykke inne i godset. I løpet av holdetiden ville da det ytterste laget av prøven, det nærmest overflaten, bestå av austenitt med såpass lite karbon at den ble omvandlet til ferritt under bråkjøling. Lengden på ferrittsjiktet illustrerer da en slags kritisk avstand fra overflaten der karbonmengden var akkurat så stor at det ble dannet martensitt ved bråkjøling. Denne forklaringen illustreres skjematisk av Figur 42.

Benevnelsen O står for prøvens overflate og G står for grensesjiktet mellom karbonfattig austenitt, som omvandles til ferritt ved bråkjøling, og karbonrik austenitt, som omvandles til martensitt ved bråkjøling. Med A menes avstanden fra overflaten til grensesjiktet. Fasen ferritt er gitt av α , austenitt av γ og martensitt benevnes M.

Dersom hele prøven ble austenittisert ved 900 °C skulle hele prøven også bli austenittisert ved 950 °C. En større temperatur tilsier større avkulling, med andre ord at området med lite karbon burde strekke seg lenger fra overflaten. Dersom denne mulige forklaringen stemmer burde dette ha ført til et tykkere ferrittsjikt ved bråkjøling fra 950 °C enn fra 900 °C. Resultatene fra Figur 25 viser at det motsatte var tilfelle. Prøven fra 46Si7, som ble bråkjølt fra 950 °C, inneholdt nesten ikke ferritt i overflaten i det hele tatt, mens prøven bråkjølt fra 900 °C hadde et ferrittsjikt med en tykkelse på 82 μm . Dette var for en holdetid på 15 min.

Den andre mulige forklaringen for dannelsen av et ferrittsjikt tar utgangspunkt i at området ved overflaten var i et lokalt tofaseområde mellom ferritt og austenitt under varmebehandlingen. Etterhvert som karbonet diffunderte ut av overflaten førte dette til at den lokale A_3 -temperaturen ble høyere. Som tidligere nevnt var den beregnede A_3 -temperaturen for 46Si7 lik 861 °C, det vil si med effekten av karbon. Uten effekten av karbon, slik situasjonen ved overflaten kan tenkes å være, ble A_3^0 -temperaturen beregnet til 998 °C. Siden karboninnholdet i overflaten ble redusert, som en følge av avkulling, betyr det at ferritt, i tillegg til austenitt, sannsynligvis kunne være en stabil fase ved samtlige av varmebehandlingstemperaturene i avkullingsforsøkene. Prøvene ble varmebehandlet ved 900, 950 og 1000 °C.

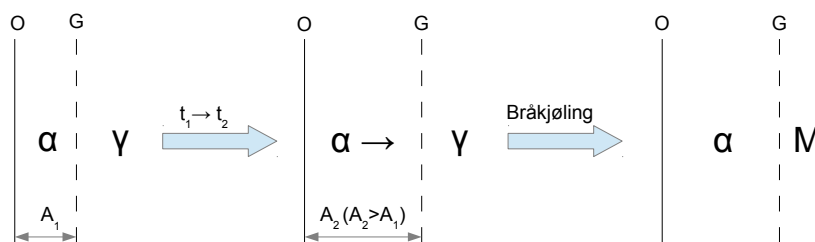
Dersom forklaringen med et lokalt tofaseområde skal stemme må veksten av ferritt innover i austenitten forklares. For å støtte opp om forklaringen er det nødvendig å se nærmere på diffu-



Figur 42: Skjematisk forklaring av mulig hendelsesforløp i prosessen med dannelse av ferrittsjikt.

sjon av karbon i både ferritt og austenitt. Ved hjelp av Ligning (6) og (7) beregnes henholdsvis $D_{\gamma}^C = 1,06 \times 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$ og $D_{\alpha}^C = 3,35 \times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{s}$ ved en temperatur på $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Forholdet mellom dem viser at diffusjonshastigheten av karbon er i underkant av 32 ganger raskere i ferritt sammenlignet med austenitt ved $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

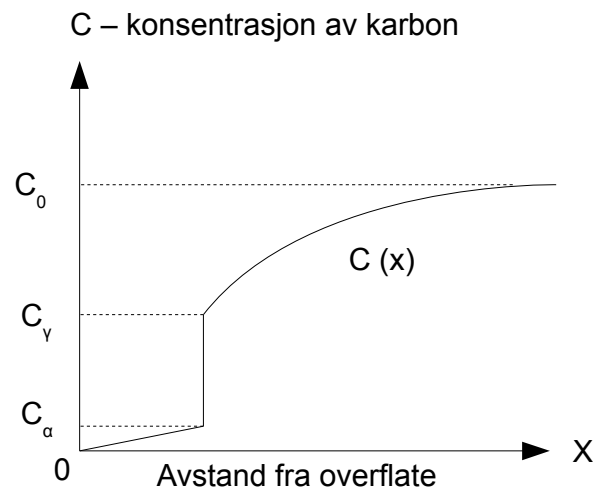
Ferritt har BCC som gitterstruktur og austenitt har FCC som gitterstruktur. Grunnen til at diffusjonshastigheten er lavere i FCC sammenlignet med BCC, som nevnt ovenfor, er at FCC er en såkalt tettpakket struktur. Det kan derfor tenkes at det er trangere om plassen i FCC og at karbonet derfor diffunderer saktere enn i BCC. På den andre siden har FCC-strukturen, austenitt, en langt høyere løselighet av karbon sammenlignet med BCC-strukturen, ferritt. Dette betyr at flere karbonatomer kan diffundere på en og samme tid i austenitt sammenlignet med ferritt, selv om diffusjonshastigheten for hvert enkelt atom er redusert. På grunn av den mye høyere diffusjonshastigheten i ferritt går likevel avkullingen raskt, og austenittfronten blir utarmet på karbon og ny, karbonfattig austenitt omvandles til stabil ferritt ved glødetemperaturen.



Figur 43: Skjematisk forklaring av mulig hendelsesforløp i prosessen med dannelse av ferrittsjikt.

Denne forklaringen illustreres skjematisk av Figur 43. Benevnelsen O står for prøvens overflate, G står for grensesjiktet mellom ferritt og austenitt og A_1 og A_2 er tykkelsen på ferrittsjiktet etter henholdsvis tiden t_1 og t_2 . Fasen ferritt er gitt av α , austenitt av γ og martensitt benevnes M.

En profil av hvordan karbonkonsentrasjonen i det lokale tofaseområdet antas å variere med avstand fra overflaten vises skjematisk i Figur 44. Det antas en karbonkonsentrasjon lik null ved overflaten. Grensesjiktet mellom ferritt og austenitt, tidligere kalt austenittfronten, er representert av hoppet i karbonkonsentrasjonen fra C_{α} til C_{γ} . Disse verdiene er gitt av fasediagrammet og er karbonkonsentrasjonen til henholdsvis ferritten og austenitten som befinner seg ved grensesjiktet i det lokale tofaseområdet. Ettersom avstanden fra overflaten øker vil karbonkonsentrasjonen nærme seg C_0 , gjennomsnittskonsentrasjonen for legeringen. Et sted mellom grensesjiktet og der hvor konsentrasjonen er lik C_0 vil det være en overgang fra tofaseområdet for ferritt-austenitt til enfaseområdet for austenitt.



Figur 44: Skjematisk karbonprofil som viser hvordan karbonkonsentrasjonen varierer med avstanden fra overflaten. Hoppet fra C_{α} til C_{γ} illustrerer forskjellen i karbonkonsentrasjon mellom ferritten og austenitten ved grensesjiktet.

Generelt kan det sies at for varmebehandling i 15 min av legeringene 46Si7 og 55Si7 førte en temperaturøkning fra 900 til 950 °C til at mengden ferritt i overflaten ble redusert fra et ferrittsjikt til kun små spor av ferritt. Ved en videre økning av glødetemperaturen til 1000 °C førte dette også til at overflaten kun inneholdt spredte ferrittkorn. Grunnen til at overflatene ikke inneholdt et ferrittsjikt er da sannsynligvis at ferritt ikke var en stabil fase ved de gitte temperaturer og en holdetid på 15 min. Forekomstene av ferritt kan forklares med at austenitten ved overflaten hadde så lavt karboninnhold at en del av austenitten ble omvandlet til ferritt ved bråkjøling. En glødetemperatur på 1000 °C fører til mer avkulling enn 950 °C, så det er derfor naturlig at prøven bråkjølt fra 1000 °C hadde mer ferritt.

Ved å øke holdetiden fra 15 til 60 min før bråkjøling gav dette noe annerledes resultater enn ved 15 min. Å se på lengre holdetid enn 15 min var interessant for Kverneland siden det kan hende at ståldeler ligger lenger i ovnen enn hva som var planlagt. Det er da en fordel å vite hva som skjer med ståldelen etter lang tid ved en høy temperatur og om den i det hele tatt kan brukes.

For 46Si7 ved 900 °C førte en økning av holdetiden til 60 min til at ferrittsjiktets tykkelse økte med omtrent 90 %. Ifølge Ligning (5) er diffusjonsavstanden proporsjonal med kvadratet av diffusjonstiden. Det stemmer derfor bra at sjiktets tykkelse ble tilnærmet dobbelt så langt når holdetiden var fire ganger så lang.

For 55Si7 økte tykkelsen på ferrittsjiktet med 78 %. Økningen for 46Si7 var større. En faktor som kan ha påvirket dette er at ferrittsjiktet for 55Si7 ikke var like tydelig avgrenset som for 46Si7, så det var litt mer usikkerhet rundt målingene av tykkelsen på ferrittsjiktet for 55Si7.

Ved 950 °C og 15 min hadde verken 46Si7 eller 55Si7 et ferrittsjikt i overflaten, men det virket som om legeringene hadde det etter en holdetid på 60 min. Dette kan forklares med teori om kimdannning og vekst av ferrittkorn. For at et kim skal bli stabilt, må det vokse seg større enn en viss kritisk radius. Dette uttrykkes av Ligning (3). Det kan derfor tenkes at det etter 15 min kanskje ikke var store nok kim til at vekst av ferrittkorn kunne forekomme. Det kunne vært interessant å undersøke denne effekten ved å gjøre lignende forsøk med holdetider mellom 15 og 60 min.

Som nevnt ovenfor startet sannsynligvis veksten av ferrittsjiktet senere ved 950 °C enn ved 900 °C. Det er også en delvis forklaring på hvorfor ferrittsjiktet var langt tykkere ved 900 °C sammenlignet med 950 °C etter en holdetid på 60 min. I tillegg er det slik at når glødetemperaturen økes vil austenitten være stabil ved en enda lavere karbonkonsentrasjon. Dette ser en av fasediagrammet for Fe-Fe₃C, som vist i Figur 1. Ved å anta at en slik oppførsel stemmer kan det også forklare hvorfor ferrittsjiktet ved 900 °C var hele 156 μm, mens det for prøven ved 950 °C kun var 37 μm. I tillegg er forholdet mellom diffusjonshastighetene av karbon i ferritt og austenitt rundt 24 ved 950 °C, mens det var omtrent 32 ved 900 °C. Det kan ha ført til at det tidligere omtalte grensesjiktet mellom ferritt og austenitt beveget seg saktere slik at ferrittsjiktet ble kortere ved 950 °C.

Som tidligere nevnt ble både legering 46Si7 og 55Si7 satt i den kategorien som ble representert av tilstand 1 i Figur 41. Tilstand 1 beskrev at overflaten var i et lokalt tofaseområde hvor både ferritt og austenitt var stabile ved glødetemperaturen. Dette gjaldt for alle glødetemperaturer av 46Si7. For 55Si7, derimot, gjaldt dette kun for gløding ved 900 og 950 °C. En glødetemperatur lik 1000 °C virket å være representert av tilstand 2 i Figur 41. Det vil si at overflaten alltid befant seg i enfaseområdet hvor kun austenitt var stabil. Dette kom til syne når holdetiden ble økt fra 15 til 60 min.

En økning av holdetiden fra 15 til 60 min ved en glødetemperatur på 1000 °C førte til at

overflaten av legering 46Si7 fremdeles inneholdt ferritt. Forskjellen var at overflaten gikk fra å inneholde ferritt som ble dannet under bråkjøling fra austenitt med lite karboninnhold, til å bestå av et ferrittsjikt som ble dannet ved glødetemperaturen. I likhet med prøven med bråkjølingstemperatur lik 950 °C, kan det derfor tenkes at det etter 15 min kanskje ikke var store nok kim til at vekst av ferrittkorn kunne forekomme.

Prøven av 46Si7 som ble bråkjølt fra 1000 °C etter en holdetid på 60 min hadde, i tillegg til ferrittsjiktet, også Widmanstätten-ferritt på de tidligere austenittkorn grensene i de øverste 0,1 mm av prøven. Widmanstätten-ferritten eksisterte der i stedet for martensitt. Austenittkorn i overflaten med en lav karbonkonsentrasjon gjør at det lettere kan dannes proeutektoid ferritt, som Widmanstätten-ferritt, ved bråkjøling. Med en lav karbonkonsentrasjon går det raskere for karbon å diffundere vekk slik at områder kan så og si tømmes for karbon og omdannes til ferritt.

For 55Si7 førte gløding på 1000 °C og en holdetid på 60 min til en overflate uten ferrittsjikt. Siden glødingen ikke gav et ferrittsjikt i overflaten betyr det sannsynligvis at 1000 °C var over den reelle A_3^0 -temperaturen til legering 55Si7. A_3^0 -temperaturen ble vist i Figur 41. Overflatestrukturen inneholdt derimot noen få ferrittkorn, som mest sannsynlig ble dannet under bråkjøling fra austenitt med et lavt karboninnhold. De tidligere austenittkorn grensene nær overflaten virket også å inneholde, i likhet med andre prøver bråkjølt fra 1000 °C, proeutektoid ferritt, sannsynligvis Widmanstätten-ferritt.

I likhet med legeringene 46Si7 og 55Si7, kunne legeringene 50CrV4 og 35M13B også plasseres i en egen kategori. Legeringene 50CrV4 og 35M13B representeres av tilstand 2 i Figur 41, som beskriver at en overflate vil alltid være i enfaseområdet for austenitt, selv ved en karbonkonsentrasjon lik null. Dette vil si at glødingen foregikk over A_3^0 -temperaturen for legeringene.

Som en motsetning til 46Si7 og 55Si7 hadde ikke legeringene 35M13B og 50CrV4 et ferrittsjikt ved overflaten etter bråkjøling fra 900 °C. Grunnen til dette var mest sannsynlig et langt lavere silisiuminnhold sammenlignet med 46Si7 og 55Si7. Dette betydde igjen at A_3^0 -temperaturene var lavere enn 900 °C. Ferritt var derfor aldri en stabil fase ved de ulike glødetemperaturene uansett hvor lite karbon som måtte befinne seg ved overflaten. Mest sannsynlig ble dermed samtlige prøver fra 35M13B og 50CrV4 fullstendig austenittisert ved alle glødetemperaturer, og forble austenittisk fordi glødetemperaturen alltid var større enn A_3^0 .

Legeringen 50CrV4 var relativt upåvirket av en varmebehandlingstid på 15 min. For en temperatur på 900 °C før bråkjøling virket mikrostrukturen å være tilnærmet fullstendig martensittisk over hele tverrsnittet. Det samme kan sies om en austenittiseringstemperatur på 1000 °C. Ved 950 °C var derimot saken noe annerledes. Prøven som ble bråkjølt fra den temperaturen hadde hvite områder i overflaten. Hardheten 40 μm fra overflaten ble målt til 468 HV0,1, så de hvite områdene antas derfor å kunne være bainitt. Noen av de hvite områdene kan også tenkes å være ferritt dannet under bråkjøling fra austenitt med et lavt karboninnhold. Mikrostrukturen lenger fra overflaten var mørkebrun med en hardhet på rundt 800 HV0,1 og var derfor martensitt.

En økning av holdetiden fra 15 til 60 min utgjorde kun små forskjeller for 50CrV4 og tendensen var den samme. Mikrostrukturen etter bråkjøling fra både 900 og 1000 °C var tilnærmet fullstendig martensittisk i hele tverrsnittet av prøven. Ved bråkjøling fra 1000 °C inneholdt prøven ferritt langs de tidligere austenittkorn grensene helt i overflaten av prøven.

Som for en holdetid på 15 min var også prøven varmebehandlet i 60 min ved 950 °C den som skilte seg ut. Sammenlignet med 50CrV4 varmebehandlet i 15 min var området med den hvite fasen større etter en holdetid på 60 min. Dette stemmer overens med at hardheten nærmest overflaten var lavere og avkullingsdybden var større for 50CrV4 etter 60 min sammelignet med

15 min. At avkullingsdybden var større betyr at et lengre område med lavere hardhet, det vil si de hvite områdene, skulle være tilstede. Hardheten 40 μm fra overflaten ble målt til 425 HV_{0,1}, så de hvite områdene antas derfor også her å ha vært bainitt.

Det er vanskelig å forklare hvorfor en slik avkulling for 50CrV4 kun skjedde ved 950 °C, og ikke ved 900 eller 1000 °C også.

I motsetning til de andre fjærlegeringene hadde 50CrV4 mørke linjer langs kornrensene i de øverste omtrent 10 μm under overflaten. Dette kom best frem på mikrostrukturen til den slipte siden av prøven med en holdetid på 60 min og påfølgende bråkjøling fra 950 °C, som vist i Figur 30 (d). Dette kan være et tegn på kornrenseoksidasjon. Grunnen til at kornrenseoksidasjon har større sannsynlighet for å forekomme i 50CrV4 sammenlignet med de andre fjærlegeringene, er det relativt høye krominnholdet i legeringen. Krom har en sterk affinitet til oksygen og det er derfor naturlig at det kan dannes kromoksider i overflaten. Kornrenseoksidasjon kan føre til at overflaten får en nedsatt utmattingsmotstand.

I likhet med 50CrV4 virket det også som om legeringen 35M13B var fullstendig austenittisert ved hver glødetemperatur. Den beregnede A_3^0 -temperaturen var 883 °C for 35M13B, ifølge Tabell 7. Medregnet effekten av karbon ble den selvsagt enda lavere. Dette betyr at det mest sannsynlig var umulig for ferritt å være stabil ved noen som helst av glødetemperaturene, selv ikke i en karbonfattig overflate.

Generelt sett kan det sies at mikrostrukturbildene av 35M13B hadde en lysere struktur ved overflaten og en mer lysebrun farge lenger vekk fra overflaten. Etter etsing blir bainitt ofte lys og martensitt brunaktig. Det antas derfor at de lyse områdene nær overflaten var bainitt, mens mikrostrukturen lenger vekk fra overflaten var martensitt.

Det er også en mulighet at de lyse områdene nær overflaten var martensitt med et lavere karboninnhold sammenlignet med den mer brune martensitten. Ifølge Figur 2 kan martensitt ha en så lav hardhet som 300 HV. Denne hardheten representerte et karboninnhold på 0,06 wt.%, som er relativt lavt. Det kan derfor være en mulig forklaring at overflaten til legering 35M13B hadde en mikrostruktur bestående av martensitt med et lavt karboninnhold.

For en holdetid på 15 min økte lengden på det lyse området med økende temperatur. Dette gjenspeilte seg i en økt avkullingsdybde siden området med lys, relativt myk mikrostruktur strakk seg lenger fra overflaten. Hardheten ved overflaten var så lav som 317 HV_{0,1} for prøven bråkjølt fra 1000 °C.

En økning av holdetiden fra 15 til 60 min for legering 35M13B forsterket de samme tendensene fra prøvene med en holdetid på 15 min. Hardheten ved overflaten var nå enda lavere og var nå på mellom 200-250 HV_{0,1}. Som nevnt ovenfor vil martensitt mest sannsynlig ikke ha en lavere hardhet enn omtrent 300 HV, så det er derfor sannsynlig at prøvene med en holdetid på 60 min hadde en stort sett bainittisk mikrostruktur ved overflaten. Det er også mulig at en del av de lyse områdene ved overflatene var ferritt som ble dannet under bråkjøling fra en karbonfattig austenitt. Dette var i alle fall tilfellet for den slipte siden til prøven med en holdetid på 60 min og påfølgende bråkjøling fra 900 °C, som vist i Figur 32 (b).

Avkullingsforsøkene med de ulike legeringene viste at det var forskjell på valset og slipt side. Jevnt over kan det sies at det som skjedde med valset overflate etter en holdetid på 15 min skjedde også med slipt side når holdetiden ble økt til 60 min. Forklaringen på dette ligger i at valset side hadde valsehud på overflaten, mens dette var slipt vekk på den slipte siden. Det virket som om valsehuden (glødeskallet) gjorde at karbon lettere reagerte med CO_2 i luften slik at det kunne diffundere ut av stålet, som vist med Ligning (4). Denne effekten kom spesielt

tydelig frem ved måling av avkullingsdybdene. For så og si samtlige prøver var avkullingsdybden etter 15 min større på valset side enn på slipt side, som vist i Tabell 10. Den gjennomsnittlige forskjellen i avkullingsdybde mellom valset og slipt side var på 62 % for 46Si7, for 55Si7 var den 123 % og for 35M13B var forskjellen på 18 %. De færreste prøvene av legering 50CrV4 hadde noen avkullingsdybde, det vil si hardhet under 600 HV_{0,1} ved overflaten, og det er grunnen til at 50CrV4 ikke var med i denne sammenligningen.

Etter en holdetid på 60 min var forskjellen i avkullingsdybde mellom valset og slipt side langt mindre. For 46Si7 var forskjellen lik 15 %, for 55Si7 var den 29 % og for 35M13B var forskjellen lik 16 %. Dette viser klart at økt holdetid førte til at forskjellen i avkullingsdybden mellom slipt og valset side ble redusert.

Fra tidligere forsøk ved Kverneland ble det vist at en holdetid på 12 min ved 900 °C for 46Si7 resulterte i ingen avkulling på slipt side. I dette arbeidet ble 46Si7 varmebehandlet ved 900 °C i 15 min, det vil si tre minutter lengre holdetid før bråkjøling. Figur 25 (b) viste ujevn avkulling på slipt side. Det virket derfor som om at det på et tidspunkt etter 12 min hadde dannet seg et glødeskall på den slipte overflaten. Når glødeskallet først var på plass ble i så fall avkullingshastigheten kraftig akselerert. Tiden det tok for formasjon av glødeskall forklarer hvorfor valset og slipt side hadde såpass ulik avkulling etter en holdetid på 15 min, selv om sidene etter en holdetid på 60 min hadde relativt lik avkulling.

Etter en holdetid på 15 min før bråkjøling var forskjellen i avkullingsdybden mellom valset og slipt side betydelig mindre for 35M13B sammenlignet med 46Si7 og 55Si7. Videre viste en økning av holdetiden for samme legering til 60 min at forskjellen i avkullingsdybde mellom valset og slipt side var tilnærmet uforandret. Dette var ikke tilfellet for 46Si7 og 55Si7. En mulig forklaring på dette er at glødeskallet på slipt side for 35M13B dannet seg betydelig raskere sammenlignet med glødeskallet på slipt side for 46Si7 og 55Si7. Det er uvisst hva som kan være grunnen til dette.

Hardhetsmålingene på hardhetsprofilene til de avkullede prøvene var basert på kun ett inntrykk for hver posisjon. Nøyaktigheten på hardheten, og dermed også den målte avkullingsdybden, var dermed ikke så god som den kunne ha vært. I tillegg ble det kun varmebehandlet én prøve for hver kombinasjon av glødetemperatur og holdetid. Det er derfor på sin plass å være relativt kritisk til den målte avkullingsdybden siden den mest sannsynlig ikke ble fremstilt fullstendig korrekt for alle kombinasjoner av glødetemperatur og holdetid.

Videre er det verdt å nevne at både karboninnhold, men også austenittkornstørrelsen til et område i prøven vil ha betydning for den målte hardheten i dette området. Diffusjonen øker med økende temperatur, så det er rimelig å anta at austenittkornstørrelsen var større ved 1000 °C enn ved 900 °C, for eksempel. En mindre austenittkornstørrelse vil føre til en martensittstruktur med kortere og flere staver. Dette gir dermed en hardere herdestruktur enn hva en større austenittkornstørrelse med påfølgende lengre staver ville gjort. Antagelsen forutsetter at herdbarheten til stålet er så god at det dannes martensitt uavhengig av austenittkornstørrelsen. På grunn av legeringsinnholdet er dette rimelig å anta for samtlige legeringer i dette arbeidet. Poenget er at dersom en lavere hardhet ble målt i overflaten etter bråkjøling fra en høyere temperatur i forhold til bråkjøling fra en lavere temperatur, kan dette ha vært resultatet av både et lavere karboninnhold og en større austenittkornstørrelse.

I dette arbeidet har ikke effekten av austenittkornstørrelsen blitt tatt hensyn til. Det antas at austenittkornstørrelsen kun har spilt en liten rolle med tanke på hardheten sammenlignet med den betydelige korrelasjonen mellom karboninnhold og hardhet.

Den beregnede avkullingsdybden var basert på at tiden det tok å varme opp prøven til ovnstemperatur var lik 0 s. I virkeligheten tok oppvarmingen sannsynligvis flere minutter og diffusjonshastigheten var i det tidsrommet redusert. Dette er derfor en logisk forklaring på hvorfor den beregnede avkullingsdybden i mange tilfeller var større enn den målte. I tillegg inneholdt en del av prøvene mest sannsynlig ferritt i overflaten ved en del av varmebehandlingstemperaturene. Dette kan også ha påvirket diffusjonen av karbon på en måte som ikke fremkommer av Ligning (5), som ble brukt for å beregne avkullingsdybden.

Beregnet avkullingsdybde stemte langt bedre med valset enn med slipt side, spesielt for en holdetid på 15 min. Etterhvert ble det sannsynligvis dannet et glødeskall på slipt side slik at avkullingen skjedde like hurtig på slipt side som for valset. Etter en holdetid på 60 min for legeringene 46Si7 og 55Si7 hadde avkullingen på slipt side nesten tatt igjen avkullingen på valset side. Som nevnt tidligere kan dette forklares med å vise til Ligning (8), som uttrykker at avkullingsdybden er proporsjonal med kvadratet av tid.

For 35M13B stemte den beregnede avkullingsdybden rimelig greit med målt avkullingsdybde på både valset og slipt side. På den andre siden, for 50CrV4, stemte ikke de beregnede avkullingsdybdene på noen av sidene på noen som helst måte. Av de målte avkullingsdybdene å dømme må det konkluderes med at karbondiffusjonen ut av 50CrV4 var langt lavere sammenlignet med de andre legeringene. Det kan derfor virke som om at konstantene D_0 og Q i ligningen for karbondiffusjon, Ligning (1), burde vært forskjellig for hver legering, spesielt for 50CrV4. Dette førte til at Ligning (8) beskrev avkullingsdybden for 50CrV4 særdeles dårlig.

5.2.2 Anløping

Hardheten de ulike prøvene fikk etter anløping er vist i Tabell 13. I forkant av denne anløpingen ble prøvene austenittisert i 15 min ved 900 °C før bråkjøling. Den spesifikke tiden og temperaturen ble valgt for å etterligne forholdene i produksjonen ved Kverneland på en best mulig måte. De ulike anløpingstemperaturene ble valgt av samme grunn.

Som hardhetsresultatene viste ble hardheten for et gitt bråkjølingsmiddel redusert med økende anløpingstemperatur. For hver økning på 20 grader av anløpingstemperaturen sank hardheten med noenlunde konstant verdi. Hardhetsreduksjonen var med andre ord relativt lineær i forhold til anløpingstemperatur. Dette var forventet og gjaldt for alle tilfeller utenom ett.

Det ene tilfellet var anløping av 35M13B, som resulterte i omtrent samme hardhet for både 230 og 250 °C. For å redusere hardheten i et stål kreves det en anløpingstemperatur over et visst nivå før hardheten blir nevneverdig redusert. Det kan hende at 250 °C var såpass lavt at det var nesten likegyldig om 230 eller 250 °C ble valgt. Hardhetsreduksjon ved anløping skjer gjennom diffusjon og diffusjonshastigheten øker betydelig med økende temperatur. Ved å øke anløpingstemperaturen til 270 °C sank hardheten en god del mer.

Angående hardheten for lik anløpingstemperatur, men ulikt bråkjølingsmiddel, var ikke resultatene like konsistente. Her var prøven bråkjølt i olje som regel hardere enn prøven bråkjølt i vann. Dette varierte allikevel litt og i tre tilfeller var forskjellen mindre enn 1 % av gjennomsnittshardheten, så i praksis var hardheten for de tre det samme. For de andre var altså prøven bråkjølt i olje hardere enn prøven bråkjølt i vann etter samme anløpingstemperatur.

På forhånd ble det motsatte resultatet forventet. I henhold til teorien skulle oljen være en mindre brutal form for bråkjøling sammenlignet med vann. Som vist i Tabell 2 har olje en lavere H -verdi, en verdi som beskriver et middels kjøleevne, enn hva vann har. Med kjøleevne menes det

hvor fort middelet klarer å transportere varmen vekk fra prøven som skal bråkjøles. Dette skulle tilsa at prøver bråkjølt i vann burde bli hardere enn prøver bråkjølt i olje. Herdbarheten vil også være av betydning her.

Herdbarheten til stålene er gjerne så god at det dannes tilnærmet 100 % martensitt uavhengig av kjølemetode. Dette taler for at hardheten etter bråkjøling i så fall godt kan bli det samme uavhengig av om kjølingen skjer i olje eller vann. Det var i alle fall ikke mulig å se på mikrostrukturen til noen av prøvene om de inneholdt mer eller mindre mengder av bainitt, som jo har en lavere hardhet enn martensitt.

For å kontrollere om hardheten til prøvene også var hardere rett etter bråkjølingen, og ikke bare etter anløping, ble en ekstra prøve fra hver legering austenittisert og bråkjølt i olje. For å finne hardheten etter bråkjøling i vann ble avkullingsprøver med tilsvarende varmebehandling hardhetsmålt. Resultatet ble vist i Tabell 12 og de viste at prøver fra 55Si7 og 50CrV4 bråkjølt i olje var tydelig hardere enn prøver bråkjølt i vann. For 46Si7 var hardheten omtrent det samme. Dette var et representativt bilde på tendensen til hardhetsmålingen for de anløpte prøvene. De fleste var hardere etter bråkjøling i olje fremfor vann, mens noen få viste likt eller motsatt resultat. I etterkant erkjennes det at for å bekrefte om hardheten både var større før og etter anløping burde hardhetsmålingene vært utført på en og samme prøve. Det vil si bråkjøling først, deretter en hardhetsmåling, så anløping etterfulgt av en ny hardhetsmåling. Dette ville gitt mest troverdig informasjon.

Den mest sannsynlige forklaringen på hvorfor prøver bråkjølt i olje stort sett var hardere enn prøver bråkjølt i vann virket å være et fenomen kalt koking. Med dette menes det at når prøver blir bråkjølt i vann kan det oppstå et gassjikt mellom prøven og vannet rundt. Dette sjiktet har dårlig varmeledningsevne og vil effektivt sett isolere prøven. For å hindre at koking oppstår er det vanlig med kontinuerlig omrøring av prøvene i løpet av bråkjølingen. Under avkullingsforsøkene ble samtlige prøver bråkjølt med kontinuerlig omrøring i bråkjølingsmiddelet. En usikkerhet ved anløpingsforsøkene var at omrøringen ikke var helt lik for alle prøver. Tabell 2 beskrev hvordan H-verdiene til olje og vann endret seg med henholdsvis ingen, moderat og kraftig omrøring. Det er uvisst hvordan omrøringen gjennomført i forsøkene for dette arbeidet burde klassifiseres, og det er umulig å si med sikkerhet om bråkjølingen i vann foregikk med et gassjikt på prøveoverflaten, eller ikke.

Et annet usikkerhetsmoment er at oljen ikke holdt nøyaktig samme temperatur ved bråkjøling for hver av prøvene. Temperaturen på oljen ble målt og lå sannsynligvis et sted mellom 50-80 °C, med variasjoner innenfor dette temperaturintervallet. Det er uvisst hvor mye dette kan ha å si for hardheten, men det kan tenkes å kunne utgjøre en liten forskjell. Hardhetsvariasjonene mellom prøver bråkjølt i olje sammenlignet med vann var jo også små, men, som skrevet, allikevel konsistente. Det at temperaturen på oljen sannsynligvis varierte med rundt 30 °C kan forklare hvorfor prøver bråkjølt i oljen ikke var hardest for absolutt alle varmebehandlinger.

For å unngå problemer med koking blir det hos Kverneland tilsatt 10 % NaOH i vann som brukes til bråkjøling. Luten bryter overflatespenningen mellom vann og gassjikt og gir dermed økt avkjølingshastighet. Dette burde mest sannsynlig ha blitt brukt i dette forsøket også for å unngå koking som en eventuell feilkilde.

All anløping foregikk i en luftsirkulasjonsovn. Prøvene ble anløpt ved temperaturer som varierte fra 230 til 440 °C. Det ville vært å foretrekke å anløpe i en væske, som saltbad for eksempel, siden prøven da oppnår konstant anløpingstemperatur raskere enn i luft. Det er da lettere å beregne hvor stor hardhetsreduksjonen blir etter en gitt tid. Grunnen til at en luftsirkulasjonsovn ble brukt var at det ikke var tilgjengelig et saltbad eller oljebad som kunne operere i hele

temperaturintervallet for anløping. Det ble vurdert at å anløpe alle prøvene på samme måte ville gjøre det lettere å sammenligne resultater i etterkant. Å bruke luftsirkulasjonsovnen var da eneste alternativ.

I produksjonen til Kverneland anløpes delene i 15 min i enten olje- eller saltbad. For å oppnå samme hardhetsreduksjon med anløping i luft ble det antatt at en oppvarmingstid på mellom 5-10 min var nødvendig for at kjernen i prøven skulle oppnå konstant temperatur. I praksis ble en anløpingstid på 30 min valgt siden prøvene ville da garantert ha vært minst 15 minutter ved angitt anløpingstemperatur.

De aller fleste prøver ble i dette arbeidet varminnstøpt etter varmebehandling og kutting. Varminnstøpingen innebæerte at prøvene ble utsatt for en temperatur opp mot 150 °C i løpet av omtrent 10 min. For prøvene som var anløpt antas det at en såpass lav temperatur og kort tid ikke hadde noen som helst betydelig påvirkning på hardheten. De anløpte prøvene ble i tillegg varminnstøpt alle sammen, så samtlige fikk samme behandling. Prøvene som derimot ikke ble anløpt etter bråkjøling antas det at ville oppleve en mulig anløpingseffekt av varminnstøpingen. I Tabell 12 er bråkjølte prøver i både olje og vann sammenlignet. Prøvene som ble bråkjølt i olje ble støpt inn i epoxy og ikke varminnstøpt. Grunnen var at apparatet for varminnstøping da var ute av drift. Dette kan ha ført til at den målte hardheten på de oljebråkjølte prøvene ble litt høyere sammenlignet med prøvene som ble varminnstøpt før hardhetsmålingen.

5.2.3 Strekking

En av hensiktene med å utføre anløpingsforsøkene var å finne frem til ulike varmebehandlinger for alle fire legeringer som resulterte i en tilnærmet felles hardhetsverdi. Ved å senere anløpe strekkstaver på samme måten ville dette gi informasjon om hvorvidt lik hardhet for legeringene førte til like mekaniske egenskaper også. Tre paralleller for hver legering ble strukket og noen utvalgte spennings-tøyningskurver er vist i Figur 39.

Hardhetsmålingene fra anløpingsforsøket viste at bråkjøling i olje og anløping ved 400 °C for 46Si7, bråkjøling i olje og anløping ved 420 °C for 50CrV4 og bråkjøling i vann og anløping ved 270 °C for 35M13B førte til omtrent samme hardhet for de tre legeringene. Hardheten til 55Si7 var betydelig høyere for samtlige anløpingstemperaturer. Ved å plote hardhetsverdier mot anløpingstemperatur for 55Si7 ble det dermed observert at hardhetsreduksjonen var noenlunde lineær i forhold til anløpingstemperatur. Ved å lineært ekstrapolere for de tre målte hardhetsverdiene ble det funnet at bråkjøling i olje og en anløpingstemperatur på omtrent 460 °C av 55Si7 skulle gi tilnærmet lik hardhet som for de tre andre legeringene.

Som Tabell 13 og Tabell 15 viste samsvarte ikke hardheten til en del strekkstaver med hardheten til prøvene med tilsvarende varmebehandling fra anløpingsforsøket. Det er uvisst hvorfor dette skjedde. Både 46Si7 og 55Si7 viste større hardhet på strekkstavene sammenlignet med prøven fra anløpingsforsøket. 50CrV4 og 35M13B viste omtrent samme hardhet som ved anløpingsforsøket. Det var derfor ikke lett å direkte sammenligne om lik hardhet for legeringene førte til like mekaniske egenskaper. På grunn av dette ble det heller lagt vekt på å se på forholdet mellom flytespenning og hardhet for de ulike legeringene og dermed sammenligne dem på den måten.

Det ble beregnet et forhold mellom gjennomsnittsflytespenning og gjennomsnittshardhet. Dette ble vist i Tabell 15. Med en verdi rundt 2,9 var dette forholdstallet omtrent det samme for 46Si7, 55Si7 og 50CrV4, mens det med 2,73 var litt lavere for 35M13B. Av dette forholdet å dømme kan det sies at flytespenningen til 46Si7, 55Si7 og 50CrV4 skalerte høyere med hardhet sammenlignet med 35M13B.

Legeringen som hadde størst forskjell mellom flytespenning og strekkfasthet var 35M13B, og det kan da sies at 35M13B arbeidsherdet best. Arbeidsherding forbindes med at antall dislokasjoner i materialet øker. Dislokasjoner produseres fra Frank Read-kilder. Et økende antall utfelte partikler i mikrostrukturen vil føre til flere Frank Read-kilder, og dermed flere dislokasjoner.

Dette kan forklare hvorfor 35M13B hadde størst arbeidsherding fordi legeringen hadde sannsynligvis størst antall utfelte partikler. I motsetning til de tre andre fjærlegeringene, inneholdt 35M13B legeringselementet bor. I forbindelse med bor blir det også tilsatt relativt store mengder titan for å binde nitrogen, som vist i Tabell 6 for kjemisk sammensetning. Dette er for at det ikke skal dannes skadelige bornitrider. Legering 35M13B inneholdt langt mer TiN-partikler sammenlignet med de andre fjærlegeringene, og dette er sannsynligvis grunnen til den relativt store arbeidsherdingen.

At forholdstallet for flytespenning og hardhet var lavere for 35M13B kan forklares med den relativt store arbeidsherdingen til legeringen. I forbindelse med hardhetsmåling skjer det en betydelig plastisk deformasjon av inntrykksområdet. Siden legering 35M13B arbeidsherdet best er det derfor naturlig at den målte hardheten var relativt stor i forhold til flytespenningen sammenlignet med de andre fjærlegeringene.

Ved å studere spennings-tøyningskurvene var det tydelig at til sammen fire paralleller hadde en betydelig kortere forlengelse før brudd enn sine tilhørende paralleller. Forklaringen på dette er at gapet til ekstensiometeret ikke var stort nok. Det innsnevrede området på strekkprøvene var 30 mm langt, mens gapet på ekstensiometeret var 25 mm. For parallellene som viste kortere forlengelse til brudd skjedde innsnevringen av prøven enten utenfor gapet til ekstensiometeret eller akkurat på en av knivene som klemmer rundt prøven. Målingene ble derfor ukorrekte og kan ikke brukes. Alle legeringene hadde minst en parallell hvor innsnevringen skjedde innenfor gapet til ekstensiometeret og av resultatene virket det som om samtlige legeringer hadde omtrent lik forlengelse til brudd. Bruddforlengelsen var på rundt 10 %.

5.3 Videre arbeid

Dersom 50CrV4 skal vurderes som et alternativ til dagens bruk av 35M13B bør det utføres grundigere avkullingsforsøk. Den målte avkullingsdybden bør være basert på minst tre parallelle hardhetsprofiler fra overflaten og inn mot midten av en gitt prøve.

I dette arbeidet ble det forsøkt å få frem austenittkorngrensene slik at de kunne måles. Det ble desverre ikke oppnådd tydelige nok mikrostrukturer ved etsing til at austenittkorngrensene kunne måles. Som forslag til fremtidig arbeid kan det derfor undersøkes hvordan austenittkornstørrelsen til hver enkelt fjærlegering forandrer seg med økende austenittiseringstemperatur og økende holdetid. Ved et produksjonsanlegg hender det at ståldeler blir varmebehandlet ved for høye temperaturer og ved for lange holdetider. Det er derfor interessant med informasjon om hvordan de ulike legeringene reagerer på dette.

6 Konklusjon

I løpet av dette arbeidet har tindelegeringen 33S17B og fjærlegeringene 46Si7, 55Si7, 50CrV4 og 35M13B blitt undersøkt. Hovedmålet med denne oppgaven har vært å finne ut hvilken effekt det relativt høye silisiuminnholdet i 33S17B, 46Si7 og 55Si7 hadde. For 33S17B var det interessant å se i hvilken grad silisium påvirket senterseigringene i godset. For fjærlegeringene ble de med høyt silisiuminnhold, 46Si7 og 55Si7, sammenlignet med legeringsalternativene med langt lavere silisiuminnhold, 50CrV4 og 35M13B. Av arbeidet kan det konkluderes med følgende:

- Legering 33S17B inneholdt senterseigringer i form av en hvit seigringsfase i etset mikrostruktur.
- Kjemiske analyser viste at seigringsbåndene hadde en økning av silisiumkonsentrasjon på omtrent 1 wt.% sammenlignet med legeringens gjennomsnittskonsentrasjon av silisium.
- Seigringsfasen viste seg å være ferritt som ikke ble austenittisert ved varmebehandling på grunn av den høye silisiumkonsentrasjonen i samme område.
- Ved en austenittiseringstemperatur lik 1050 °C før bråkjøling ble det ikke observert noen som helst form for ferritt i seigringene.
- Det var i hovedsak legeringselementene silisium og mangan som seigret. Dette gjaldt for både legeringen i leveringstilstand og materialet fra den ferdig produserte tinden. Konsentrasjonsøkningen for begge legeringselementene var på omtrent 1 wt.% for materialet i leveringstilstand og rundt 0,8 wt.% for materialet fra den ferdig produserte tinden.
- Prøven fra den ferdig produserte tinden viste forekomster av små ferrittkorn i en del av seigringsbåndene.

Fra avkullingsforsøkene ble det trukket følgende slutninger for fjærlegeringene:

- Legering 46Si7 bør sannsynligvis herdes fra 950 °C for å unngå et ferrittsjikt i overflaten. Holdetiden før bråkjøling kan sannsynligvis ikke være mye lenger enn 15 min for å unngå ferrittsjiktet.
- 55Si7 bør bråkjøles fra 1000 °C siden overflatehardheten da var størst.
- 50CrV4 bør ikke austenittiseres ved en høyere temperatur enn 900 °C. Ved bråkjøling fra 950 °C ble legeringen utsatt for betydelig større avkulling sammenlignet med en temperatur på 900 °C.
- Ved å bråkjøle 50CrV4 fra 900 °C oppnådde legeringen den høyeste hardheten ved overflaten blant samtlige avkullingsprøver. 50CrV4 var derfor legeringen med tilsynelatende høyest utmattingsmotstand.
- En ulempe med 50CrV4 var sannsynlige spor av korngrenseoksidasjon i overflaten. Dette fører til en sprø overflate og gjør at utmattingssprekker lettere kan dannes og vokse.
- 35M13B bør bråkjøles fra 900 °C siden den da får en lavest hardhetsreduksjon i overflaten.
- Valsehud på overflaten førte stort sett til en betydelig større avkulling sammenlignet med en overflate hvor valsehuden var slipt vekk i forkant av varmebehandling.
- For å oppnå størst mulig utmattingsmotstand må derfor valsehuden maskineres vekk før varmebehandling

- En økning av holdetiden fra 15 til 60 min førte til at forskjellen i avkullingsdybden mellom slipt og valset side ble redusert.

Videre ble disse konklusjonene gjort basert på strekktesting og anløpingsforsøk:

- 35M13B hadde lavest flytespenning i forhold til hardheten
- 35M13B hadde størst arbeidsharding
- Fjærlegeringene virket å ha en tilnærmet lik bruddforlengelse på omtrent 10 %.
- De anløpte prøvene som ved austenittisering ble bråkjølt i olje var hardere enn de som ble bråkjølt i vann. Trolig skyldes dette koking.

7 Takk

Jeg vil her ved rette en stor takk til mine veiledere, professor Jan Ketil Solberg og doktor Fredrik Haakonsen. Deres tilbakemeldinger og kunnskap har blitt satt stor pris på.

Videre vil jeg også takke Morten Raanes for hjelp med mikrosonden og Pål Skaret for hjelp med strekkforsøkene.

En stor takk går også til mine medstudenter på lesesalen som gjorde dette til et minneverdig semester.

Til slutt vil jeg takke Kverneland Group ASA, som gjorde denne diplomoppgaven mulig.

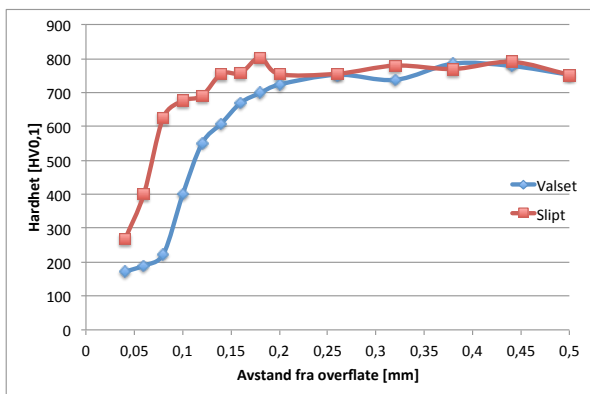
Referanser

- [1] <http://www.kvernelandgroup.com/About-us/Kverneland-Group-in-Brief/About-us>, 2012.
- [2] <http://www.kvernelandgroup.com/About-us/Kverneland-Group-in-Brief/History>, 2012.
- [3] J. K. SOLBERG, *Teknologiske metaller og legeringer*, p. 62, NTNU, Institutt for materialteknologi, 2008.
- [4] K.-E. THELNING, *Steel and its heat treatment*, p. 2, Butterworths, second edition, 1984.
- [5] H. B. OG R.W.K. HONEYCOMBE, *Steels: microstructure and properties*, s. 53, Butterworth-Heinemann, 2006.
- [6] K.-E. THELNING, *Steel and its heat treatment*, p. 19-20, Butterworths, second edition, 1984.
- [7] K.-E. THELNING, *Steel and its heat treatment*, p. 24-26, Butterworths, second edition, 1984.
- [8] E. T. TORSTEN HOLM, PELLE OLSSON, *Stål och Värmebehandling*, s. 46, Swerea IVF, 2010.
- [9] P. P. P. DONALD R. ASKELAND, *The science and engineering of materials*, s. 303-305, Thomson Canada Limited, 2006.
- [10] J. K. SOLBERG, *Teknologiske metaller og legeringer*, s. 118-120, NTNU, Institutt for materialteknologi, 2008.
- [11] K.-E. THELNING, *Steel and its heat treatment*, s. 27, Butterworths, second edition, 1984.
- [12] H. B. OG R.W.K. HONEYCOMBE, *Steels: microstructure and properties*, s. 42, Butterworth-Heinemann, 2006.
- [13] J. K. SOLBERG, *Teknologiske metaller og legeringer*, s. 14-18, NTNU, Institutt for materialteknologi, 2008.
- [14] J. K. SOLBERG, *Teknologiske metaller og legeringer*, p. 9-12, NTNU, Institutt for materialteknologi, 2008.
- [15] J. K. SOLBERG, *Teknologiske metaller og legeringer*, p. 27-28, NTNU, Institutt for materialteknologi, 2008.
- [16] K.-E. THELNING, *Steel and its heat treatment*, p. 14, Butterworths, second edition, 1984.
- [17] G. F. V. VOORT, *ASM Handbook*, volume 9, ASM International, 2004.
- [18] J. K. SOLBERG, *Teknologiske metaller og legeringer*, p. 31-32, NTNU, Institutt for materialteknologi, 2008.
- [19] W. K. OG D.J. FISHER, *Fundamentals of solidification*, s. 117-119, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, fourth revised edition, 1998.
- [20] H. BHADESHIA and R. HONEYCOMBE, *Steels: microstructure and properties*, s. 134, Butterworth-Heinemann, 2006.
- [21] K.-E. THELNING, *Steel and its heat treatment*, s. 91, Butterworths, second edition, 1984.
- [22] K.-E. THELNING, *Steel and its heat treatment*, p. 95, Butterworths, second edition, 1984.

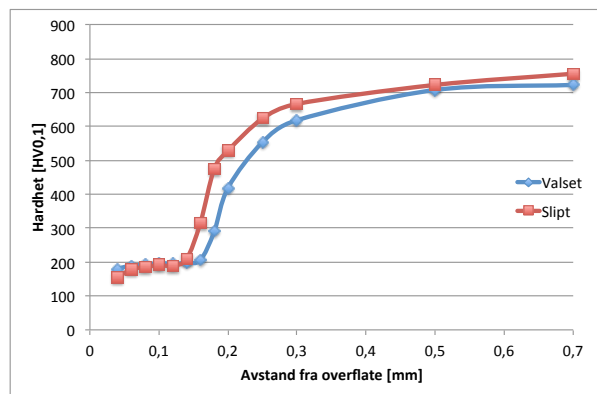
- [23] T. B. MASSALSKI, *Binary alloy phase diagrams*, s. 1772, volume 2, ASM International, second edition, 1990.
- [24] E. T. TORSTEN HOLM, PELLE OLSSON, *Stål och Värmebehandling*, s. 104, Swerea IVF, 2010.
- [25] O. K. HEADLAM-MORLEY, *Journal of the iron and steel institute*, s. 722-724, volume 203, The iron and steel institute, 1965.
- [26] J. K. SOLBERG, *Teknologiske metaller og legeringer*, s. 103, NTNU, Institutt for materialteknologi, 2008.
- [27] E. T. TORSTEN HOLM, PELLE OLSSON, *Stål och Värmebehandling*, s. 105, Swerea IVF, 2010.
- [28] K.-E. THELNING, *Steel and its heat treatment*, s. 100, Butterworths, second edition, 1984.
- [29] H. B. OG R.W.K. HONEYCOMBE, *Steels: microstructure and properties*, s. 189, Butterworth-Heinemann, 2006.
- [30] K.-E. THELNING, *Steel and its heat treatment*, s. 408-411, Butterworths, second edition, 1984.
- [31] E. T. TORSTEN HOLM, PELLE OLSSON, *Stål och Värmebehandling*, s. 527, Swerea IVF, 2010.
- [32] E. T. TORSTEN HOLM, PELLE OLSSON, *Stål och Värmebehandling*, s. 555, Swerea IVF, 2010.
- [33] E. T. TORSTEN HOLM, PELLE OLSSON, *Stål och Värmebehandling*, s. 529, Swerea IVF, 2010.
- [34] J. K. SOLBERG, *Teknologiske metaller og legeringer*, s. 50, NTNU, Institutt for materialteknologi, 2008.
- [35] S. JONSSON, *Mechanical Properties of Metals and Dislocation Theory from an Engineer's Perspective*, s. 135, Royal Institute of Technology, 2010.
- [36] S. JONSSON, *Mechanical Properties of Metals and Dislocation Theory from an Engineer's Perspective*, s. 141, Royal Institute of Technology, SE-100 44 Stockholm, Sweden, 2010.
- [37] J. K. SOLBERG, *Teknologiske metaller og legeringer*, s. 66, NTNU, Institutt for materialteknologi, 2008.
- [38] S. JONSSON, *Mechanical Properties of Metals and Dislocation Theory from an Engineer's Perspective*, s. 146-151, Royal Institute of Technology, 2010.
- [39] S. JONSSON, *Mechanical Properties of Metals and Dislocation Theory from an Engineer's Perspective*, s. 161-162, Royal Institute of Technology, 2010.
- [40] J. K. SOLBERG, *Teknologiske metaller og legeringer*, s. 35, NTNU, Institutt for materialteknologi, 2008.
- [41] E. T. TORSTEN HOLM, PELLE OLSSON, *Stål och Värmebehandling*, s. 82, Swerea IVF, 2010.
- [42] E. T. TORSTEN HOLM, PELLE OLSSON, *Stål och Värmebehandling*, s. 88, Swerea IVF, 2010.

- [43] K. GEELS, *Metallographic and Materialographic*, s. 336-339, ASTM International, 2007.
- [44] G. F. V. VOORT, *Metallography and Microstructures*, s. 621, volume 9, ASM International, 2004.
- [45] <http://serc.carleton.edu/research-education/geochemsheets/techniques/EPMA.html>, 2012.

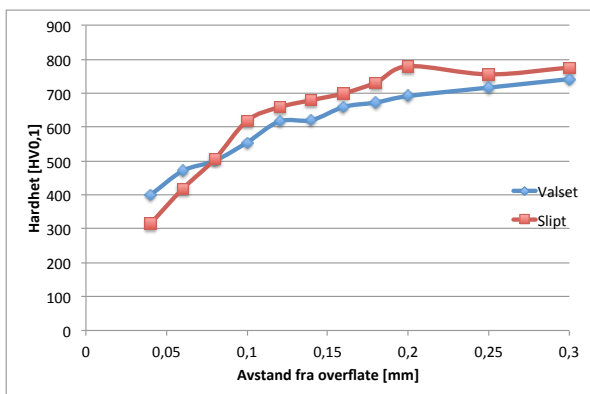
A Hardhetsprofiler for avkullingsprøver



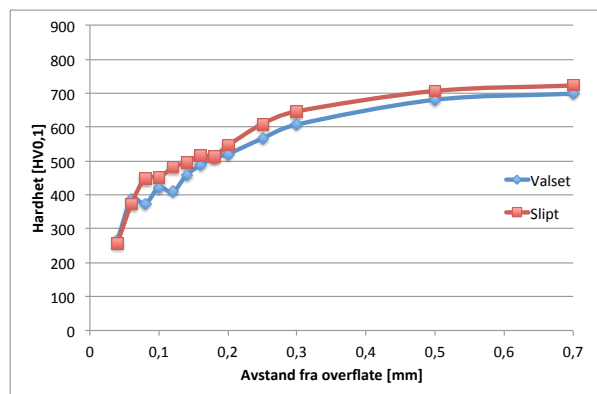
(a) 900 °C, 15 min.



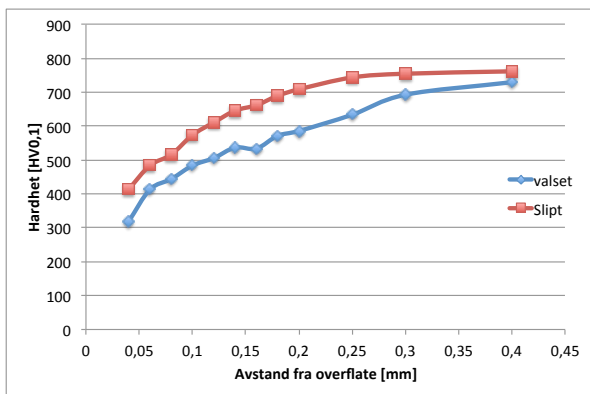
(b) 900 °C, 60 min.



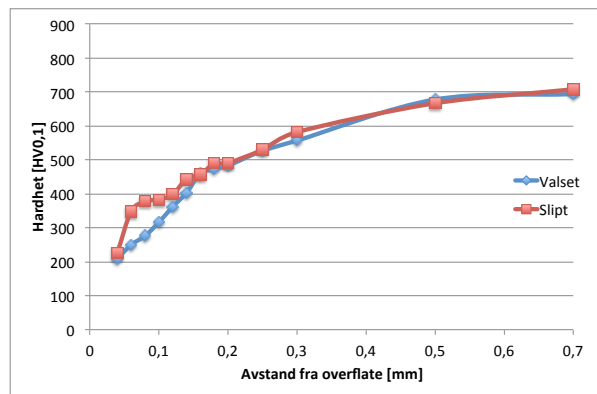
(c) 950 °C, 15 min.



(d) 950 °C, 60 min.

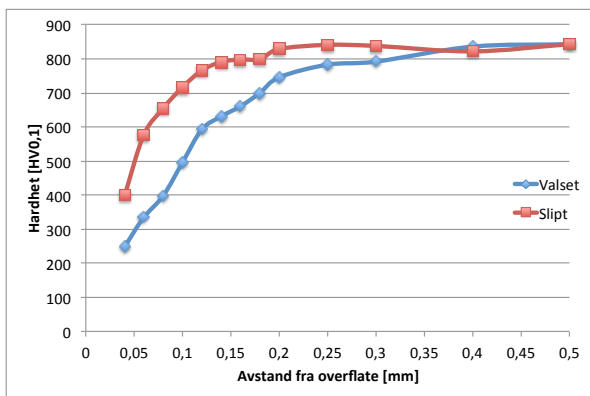


(e) 1000 °C, 15 min.

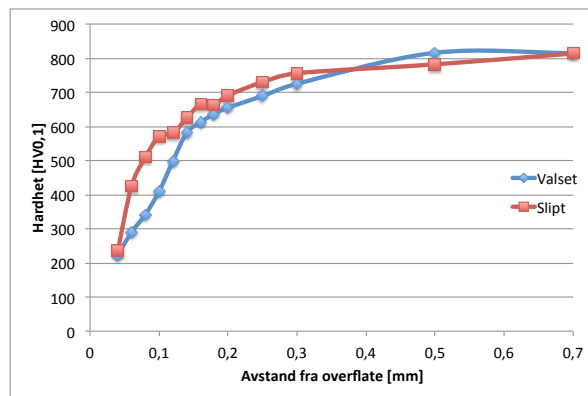


(f) 1000 °C, 60 min.

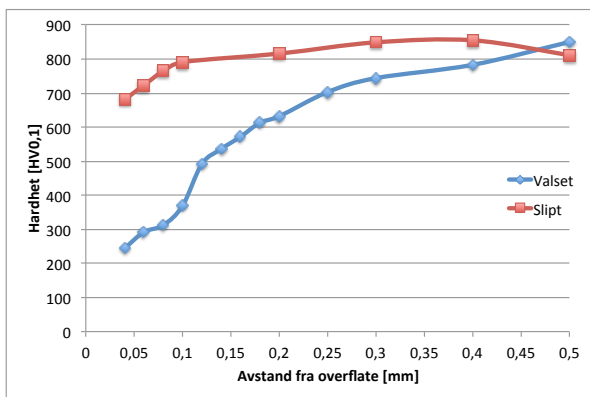
Figur 45: Hardhetsprofiler for valset og slipt side av legering 46Si7. (a) og (b) viser hardheten etter holdetider på henholdsvis 15 og 60 min, og bråkjøling fra 900 °C. (c) og (d) viser hardheten etter holdetider på henholdsvis 15 og 60 min, og bråkjøling fra 950 °C. (e) og (f) viser hardheten etter holdetider på henholdsvis 15 og 60 min, og bråkjøling fra 1000 °C.



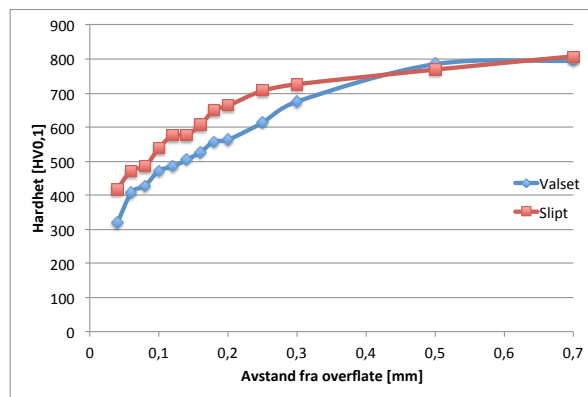
(a) 900 °C, 15 min.



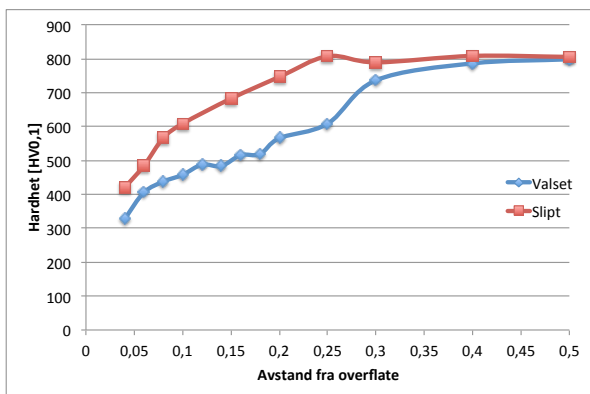
(b) 900 °C, 60 min.



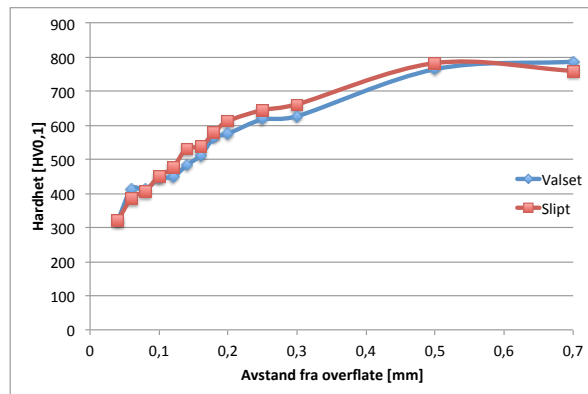
(c) 950 °C, 15 min.



(d) 950 °C, 60 min.

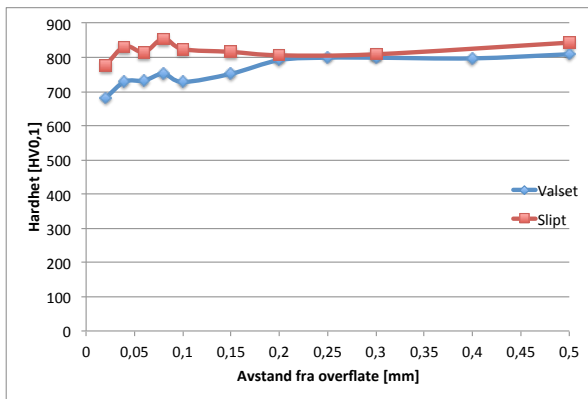


(e) 1000 °C, 15 min.

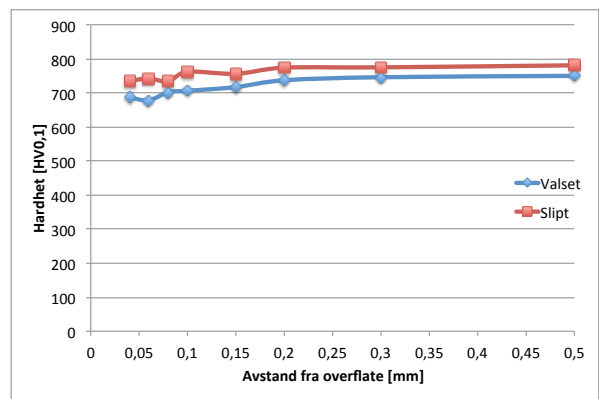


(f) 1000 °C, 60 min.

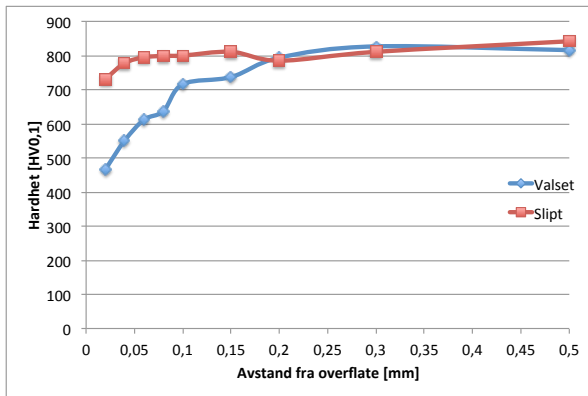
Figur 46: Hardhetsprofiler for valset og slipt side av legering 55Si7. (a) og (b) viser hardheten etter holdetider på henholdsvis 15 og 60 min, og bråkjøling fra 900 °C. (c) og (d) viser hardheten etter holdetider på henholdsvis 15 og 60 min, og bråkjøling fra 950 °C. (e) og (f) viser hardheten etter holdetider på henholdsvis 15 og 60 min, og bråkjøling fra 1000 °C.



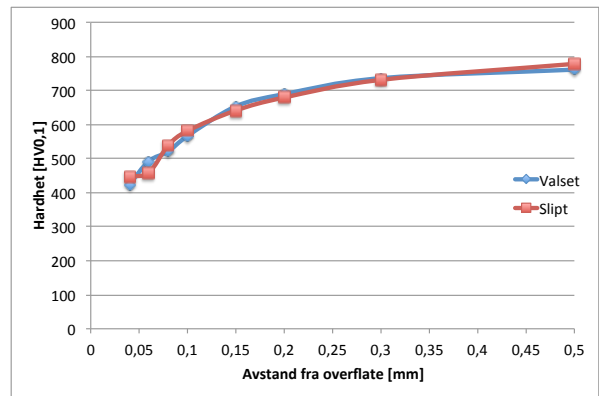
(a) 900 °C, 15 min.



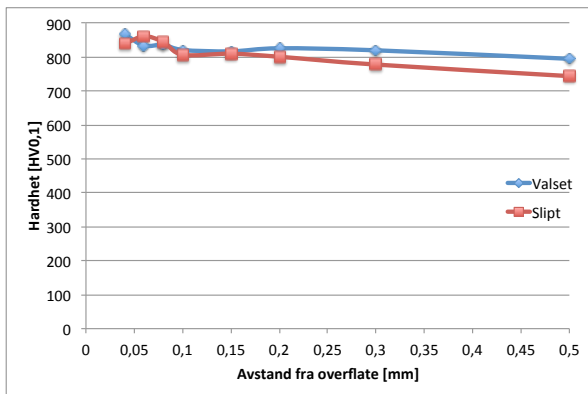
(b) 900 °C, 60 min.



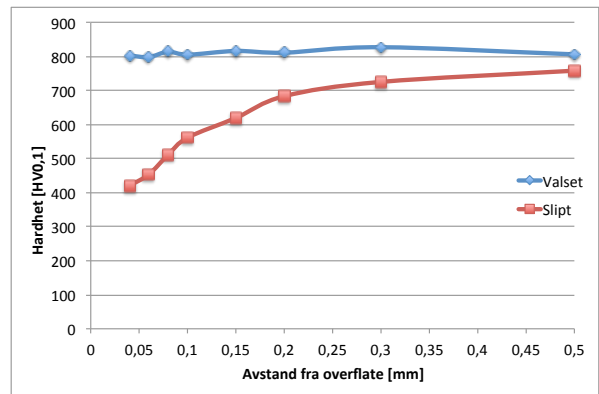
(c) 950 °C, 15 min.



(d) 950 °C, 60 min.

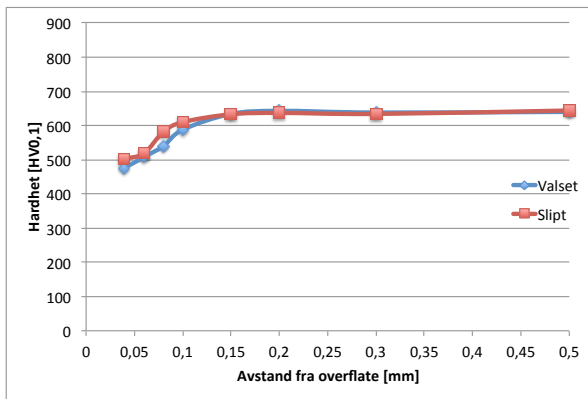


(e) 1000 °C, 15 min.

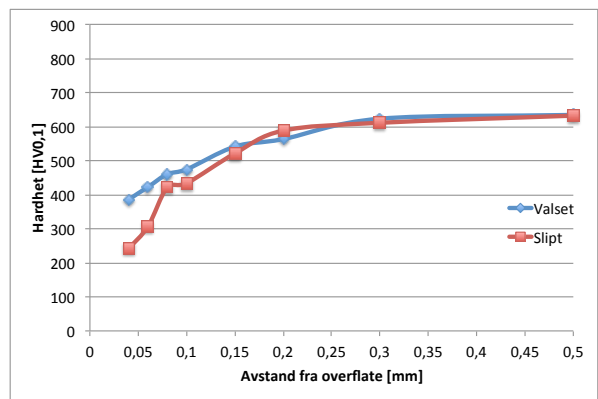


(f) 1000 °C, 60 min.

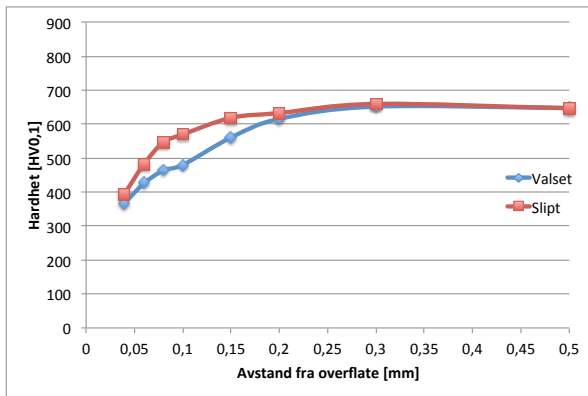
Figur 47: Hardhetsprofiler for valset og slipt side av legering 50CrV₄. (a) og (b) viser hardheten etter holdetider på henholdsvis 15 og 60 min, og bråkjøling fra 900 °C. (c) og (d) viser hardheten etter holdetider på henholdsvis 15 og 60 min, og bråkjøling fra 950 °C. (e) og (f) viser hardheten etter holdetider på henholdsvis 15 og 60 min, og bråkjøling fra 1000 °C.



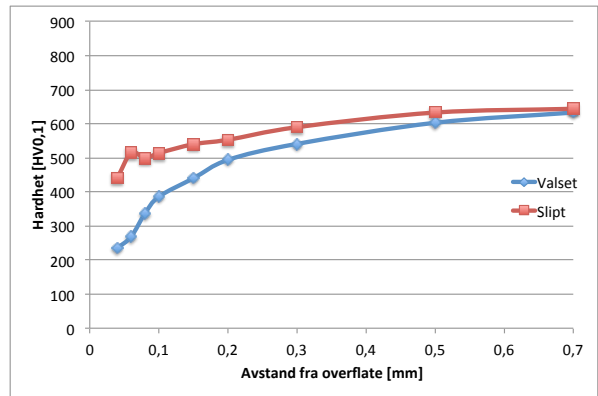
(a) 900 °C, 15 min.



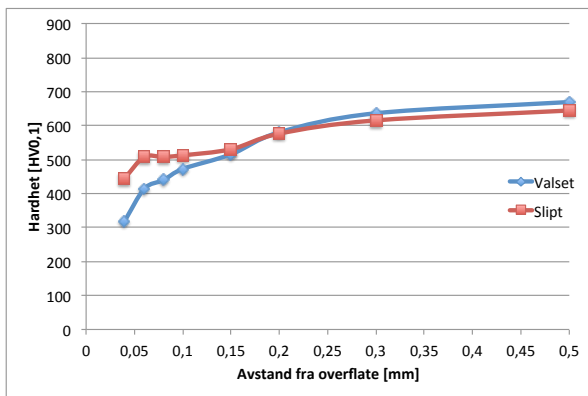
(b) 900 °C, 60 min.



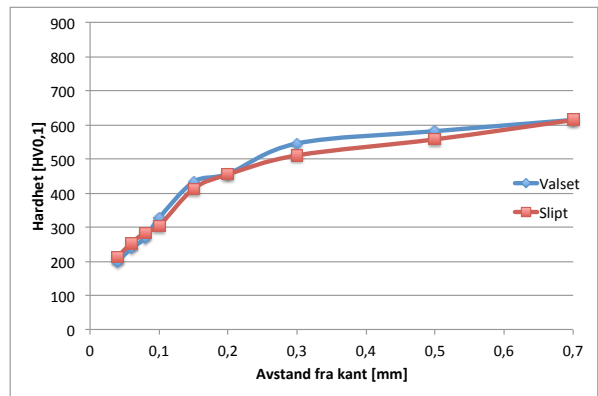
(c) 950 °C, 15 min.



(d) 950 °C, 60 min.



(e) 1000 °C, 15 min.



(f) 1000 °C, 60 min.

Figur 48: Hardhetsprofiler for valset og slipt side av legering 35M13B. (a) og (b) viser hardheten etter holdetider på henholdsvis 15 og 60 min, og bråkjøling fra 900 °C. (c) og (d) viser hardheten etter holdetider på henholdsvis 15 og 60 min, og bråkjøling fra 950 °C. (e) og (f) viser hardheten etter holdetider på henholdsvis 15 og 60 min, og bråkjøling fra 1000 °C.