



Universitetet
i Stavanger

TORBJØRN NÆRLAND WIIG
VEILEDER: VIDAR FOLKE HANSEN

Kald forming av aluminiums profiler for El bil chassis

Legering AA6010

Bacheloroppgave 2024

Maskiningeniør - bachelor

Institutt for maskin, bygg og materialteknologi

Det teknisk-naturvitenskapelige fakultet



Sammendrag

For elektriske biler er vektbesparelse viktig for å gjøre kjøretøyene mest mulig energi-effektive. En løsning på dette er å bytte ut tyngre komponenter i stål, med lettere deler av aluminium. Legeringen av aluminium må være duktil for å kunne forme komponenter, og utfellingsherdbar for å kunne oppnå styrken som kreves.

I denne oppgaven har det blitt utført varmebehandling, kaldvalsing og utharding av aluminiumslegeringen AA6010. Hensikten var å finne metoden som oppnår den høyeste styrken til materialet. Hardhetsmåling og strekktesting ble utført for å teste de mekaniske egenskapene til legeringen etter behandlingen. Materialet har blitt studert i lysoptisk mikroskop og elektron mikroskop for å kunne undersøke noen av fenomenene som har oppstått i mikrostrukturen.

For konstruksjoner som får påført ytre krefter i flere forskjellige retninger, er det ønskelig at de mekaniske egenskapene skal være de samme i alle disse retningene. For å kunne oppnå dette må materialet ha så liten grad av anisotropi som mulig. Ved valsing får kornene i materialet en utstrakt struktur, og særegen valse-tekstur. Dette kan unngås ved rekrystallasjon før uthardingsprosessen. Resultatene funnet i denne oppgaven viser at det fungerer.

Legering AA6010 har oppnådd høyere styrke og hardhet etter utfellingsherding. Utharding ved åtte timer ga høyest hardhetsverdi og strekkfasthet. Større grad av deformasjon har ført til en mer finkornet mikrostruktur etter rekrystallasjon.

Innhold

Sammendrag	2
Forord	5
Innledning	6
2. Teori	7
2.1 Krystallstruktur i metaller	7
2.1.1 Enhetsceller	7
2.1.2 Polykrystallinske materialer	8
2.1.3 Anisotropi	8
2.2 Utfellingsherding	8
2.3 Hall Petch – Kornstørrelse herding	9
2.4 Aluminium	10
2.4.1 Gitter defekter og styrkemekanismer i aluminium	10
2.4.2 Strukturen til deformert aluminium	11
2.4.3 Tekstur utvikling ved kald deformering	12
2.4.4 Gjenvinning	13
2.4.5 Primær rekryllisasjon	13
2.4.6 AA6XXX seriens sammensetning og faser	14
2.5 Prøving av mekaniske egenskaper	16
2.5.1 Hardhetsmåling	16
2.5.2 Strekkprøving	17
2.6 Mikroskopi	18
2.6.1 Lysoptisk mikroskop	18
2.6.2 Elektron mikroskop	18
3. Eksperimentelt	20
3.1 Aluminium AA6010	20
3.2 Bearbeiding materiale	20
3.2.1 Oppdeling	20
3.2.2 Valsing	21
3.2.3 Varmebehandling	22
3.2.4 Prøvepreparering	23
3.3 Mekaniske egenskaper	25
3.3.1 Hardhetsmåling	25
3.3.2 Strekktesting	26
3.4 Mikroskopi	28
3.4.1 Lysoptisk mikroskop	28

3.4.2 SEM.....	28
4. Resultater	29
4.1 Hardhetsmåling	29
4.2 Strekkprøving	32
4.3 Lysoptisk mikroskop	35
4.4 SEM (Scanning electron microscopy)	39
4.4.1 EDS.....	39
4.4.2 EBSD.....	41
5. Diskusjon	46
6. Konklusjon	49
7. Referanser	50
Vedlegg.....	51
Hardhetsmåling	51
Strekktesting.....	52

Forord

Jeg ønsker å takke veileder Professor Vidar Folke Hansen for god hjelp med faglig støtte under arbeidet. Takk til Ola Jensrud og Sintef Raufoss for materialet og gode innspill. Takk til Johan Thorkaas og Mats Ingdal for hjelp med det eksperimentelle arbeidet, og Espen Undheim med SEM undersøkelsene.

Alle figurer i denne oppgaven er laget av meg i Autodesk Inventor, Microsoft Powerpoint eller Excel, det vil være oppgitt kilde under figuren dersom det er hentet kunnskap og inspirasjon fra faglitteratur.

Innledning

For å redusere klimaavtrykket til kjøretøy, er det viktig at vekten på konstruksjoner også reduseres. For å gjøre dette på en måte som ikke går på bekostning av styrken til delene som kjøretøy er bygget opp av, må det undersøkes hvordan lettere legeringer kan oppnå samme styrke som de tyngre delene laget av stål. Legeringer i AA6xxx serien av aluminium får sin styrke gjennom utfellingsherding, også kalt elding. Med sin lette vekt har de god duktilitet og motstand mot korrosjon. Selv om materialkostnaden er høyere enn for stål, har legeringen lavere produksjonskostnad og lengre levetid. Disse egenskapene gjør legeringen attraktiv som konstruksjonsmateriale i transportmidler.

I artikkelen «*Hot deformation and die-quenching of 6000-series alloys – the effect of quench-interruption temperature*» produsert av Sintef Raufoss har det blitt undersøkt effekten av deformering og varmebehandling/utherding av aluminium 6000-serien. Her ble materialet varmet, for deretter å bli bråkjølt i en form. Bråkjølingen ble avbrutt ved forskjellige temperaturer. Hardhetsmåling og strekktesting ble utført for å studere effekten av kunstig utherding (elding), og lagring i romtemperatur før kunstig utherding. Her var konklusjonen for legering AA6010 at hardheten etter lagring i romtemperatur i 30 minutter, fulgt av elding ved 185°C i tre timer var høyest ved alle bråkjølingstemperaturer, med maks hardhet på rundt 130 Vickers. [4]

I denne oppgaven skal det utføres mykgløding, kaldvalsing, løsningsgløding og utherding i forskjellige tider. Deretter skal prøvenes mekaniske egenskaper testes i form av hardhetsmåling og strekktesting normalt på-, og i valseretning for å undersøke anisotropi. Materialet skal undersøkes i lysoptisk mikroskop og SEM (*Scanning Electron Microscope*), for å studere mikrostruktur og tekstur. Hensikten med dette er å kunne forklare de mekaniske egenskapene med bakgrunn i hva som observeres i mikrostrukturen.

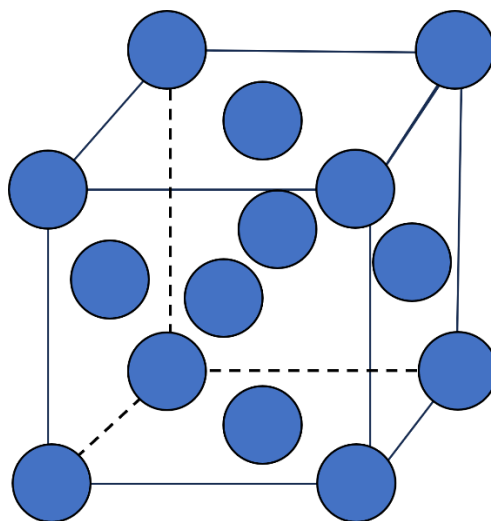
2. Teori

2.1 Krystallstruktur i metaller

Materialer i fast fase klassifiseres etter regelmessigheten i hvordan atomer eller ioner er plassert i forhold til hverandre. Et krystallinsk materiale, er hvor atomenes plassering er repeterende over lange atomære avstander. [1, s. 50] I fast fase posisjonerer atomene seg i et repetitivt tre-dimensjonalt mønster, hvor hvert atom er bundet til sine nærmeste naboer. Alle metaller danner krystallinske strukturer under normale størkningsforhold. Egenskapene til metallene er avhengig av krystallstrukturen, måten atomer, ioner eller molekyler er romlig fordelt. Atomene i modellen rundt diskusjonen om krystallstruktur, er fremstilt som solide kuler, med veldefinerte diametere. I modellen berører kulene hverandre, og bygger et tre-dimensjonalt gitter. [1, s. 51]

2.1.1 Enhetsceller

For å kunne forstå oppbygningen til metaller, er det fordelaktig å tilordne atomene i enheter som former et gjentakende mønster, disse kalles enhetsceller. For å representere symmetrien til krystallstrukturen, er den representert med tre parallelle plan og kan oversette strukturen i materialet ved å utvide mønsteret. Enhetscella er en elementær byggesten, og definerer krystallstrukturen ved sin geometri og posisjonen til atomene den har. Enhetscellen av type FCC (Face-centered cubic), er representert ved en kube, med et atom på hvert hjørne, og et atom i senter av hver sideflate. [1, s. 52]



Figur 1 FCC enhetscelle

2.1.2 Polykrystallinske materialer

Krystallinske materialer inneholder som oftest en samling av mange krystaller eller korn, navngitt polykrystallinsk. Under størkning dannes det kim som vokser til krystaller på flere steder i smelte, de har tilfeldig krystallografisk orientering. Små korn vokser ved at de binder seg til omkringliggende smelta atomer. Ytterkantene til sideliggende korn støter inn i hverandre som størkningsprosessen blir ferdig. Orienteringen til enhetscellene mellom disse kornene er ikke den samme, dette området kalles korn grensen. [1, s. 82]

2.1.3 Anisotropi

De fysiske eller mekaniske egenskapene til de enkelte korn i noen materialer avhenger av den krystallografiske retningen der målingen ble tatt. Et materiale som har retningsbestemte egenskaper sier vi er anisotropt, og det er forbundet med variansen av atom/ion mellomrom i den krystallografiske retningen. Faste stoffer hvor målte egenskaper er uavhengig av måle- eller test-retningen er isotrope. Omfanget av anisotrope effekter i et krystallinsk materiale, er funksjoner av symmetrien til krystallstrukturen. Graden av anisotropi øker med nedgangen av strukturell symmetri. [1, s. 82]

2.2 Utfellingsherding

På engelsk heter utfellingsherding *precipitation hardening*, som har navnet sitt fra små utfelte partikler som på engelsk kalles *precipitates*. På norsk vil de bli omtalt som presipitater.

Styrken og hardheten til såkalte presipitatherdbare legeringer blir økt av at det oppstår veldig små, uniformt fordelt partikler av andre faser i den originale fasematriksen. Denne blir oppnådd gjennom fasetransformasjon som blir indusert av passende varmebehandlinger. Denne prosessen heter presipitatherding, som har navnet sitt fra de små partiklene av en ny fase kalt presipitater.

Presipitatherding oppnås ved to forskjellige varmebehandlinger. Den første er løsningsvarming, hvor tilsetningsatomene løses opp og danner en-fase fast løsning. Behandlingen gjøres ved å varme legeringen til temperaturen til en-fase området, så lenge at alle tilsetningselementene er løst opp, for så å hurtig kjøle ned slik at en-fasen bevares. Den andre, eller selve presipitatherdingen, gjøres ved at legeringen varmes til et to-fase område T₂, i en+to fase regionen, slik at det er gunstig for diffusjon. Beta presipitat fasen begynner å felle ut fint fordelte partikler, kalt elding. Karakteristikken av disse Beta partiklene fører til økt hardhet/styrke.

[1, s. 424]

2.3 Hall Petch – Kornstørrelse herding

En dislokasjon som beveger seg og treffer en korn grense, kan ikke fortsette sin glidebevegelse inn i neste korn på grunn av den forskjellige orienteringen til glideplanet og retningen mellom to nabo-korn. Korn grensen fungerer som en hindring av bevegelsen til dislokasjoner, som hopet opp nær grensen. Derfor gir mindre korn, en kortere avstand dislokasjonen kan bevege seg før den treffer en korn grense, dette resulterer i økt styrke. Denne styrkemekanismen blir kaldt kornstørrelse herding. Styrkning på grunn av kornstørrelses reduksjon kan beskrives av *Hall-Petch* ligningen:

$$\sigma_y = \sigma_f + k_1 d^{-m} \quad \text{Formel 1 Hall-Petch}$$

Hvor σ_y er flytegrensen, σ_f er friksjon spenning og d er gjennomsnittlig kornstørrelse diameter. Eksponenten m , er $\frac{1}{2}$ for kornstørrelses herding. Friksjon spenning σ_f , og k_1 påvirkes av legeringsinnholdet, uniform kornstørrelse og form, i tillegg til krystallografisk tekstur. [2, s. 263]

Korn grenser, og under-korn grenser gir ikke signifikant økning av styrke i kommersielle aluminium legeringer som kan varmebehandles. Konstanten k i *Hall-Petch* likningen er en femtedel så stor i aluminium sammenlignet med jern-legeringer. Derfor er effekten av kornstørrelse i aluminium ikke veldig stor. Likevel kan økning i styrke oppnås ved veldig små

kornstørrelser, og det viser seg at *Hall-Petch* forholdet gjelder. Styrken til ikke-rekrystalliserte materialer er høyere når en sterk tekstur blir formet, spesielt for valsede produkter. Tekstur styrken blir tapt når materialet rekrystalliseres. [2, s. 101]

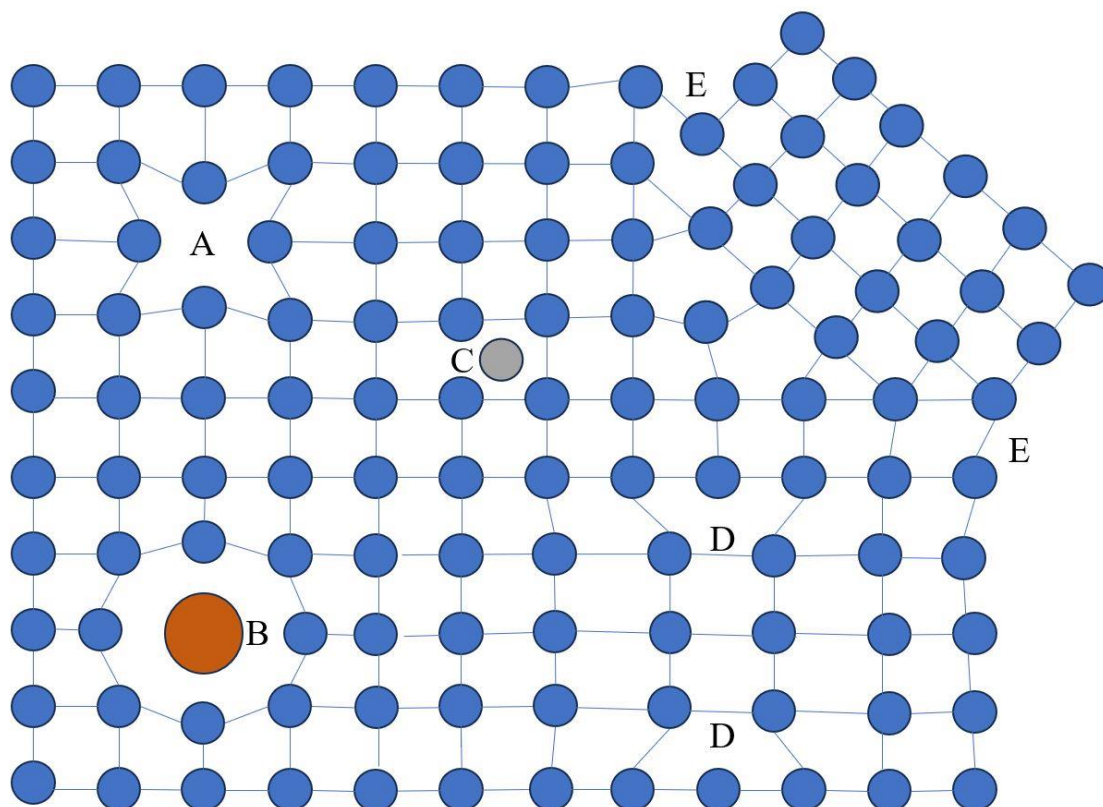
2.4 Aluminium

Aluminium er karakterisert ved relativt lav tetthet med 2.7g/cm^3 , sammenlignet med stål (7.9g/cm^3), høy termisk og elektrisk konduktivitet, og korrosjonsresistent. Grunnet aluminiums FCC krystallstruktur, er duktiliteten bevart ved lave temperaturer. Rent aluminium har smeltetemperatur ved 660.3°C , som legger begrensninger på bruksområdene.

Mekaniske egenskaper kan forbedres ved kaldforming og legeringselementer, dette senker resistansen mot korrosjon. Legeringselementene som blir brukt er kobber, magnesium, silisium, mangan og sink. Ikke varmebehandlede legeringer består av en-fase, styrken oppnås ved løsningsherding. Legeringene som varmebehandles og har mulighet for presipitat herding, utfelles to elementer som ikke er aluminium som former en intermetallisk binding. [1, s. 392]

2.4.1 Gitter defekter og styrkemekanismer i aluminium

Generelt kan styrken til aluminiumslegeringer økes ved flere metoder. Herding ved atomer i fast løsning, kornstørrelse styrking, deformering, utfellingsherding. [2, s. 260]. Dersom et aluminium atom blir fjernet fra gitterplassen sin, dannes det en vakans. En vakans reduserer plass diameteren med 20%. Dersom et atom blir bytta ut i en interstitiell posisjon, så dannes en såkalt *Frenkel* defekt. På grunn av at diameteren til et aluminium atom er 2.86 \AA , og mellomrommet er 1.17 \AA , så er det veldig få Frenkel defekter i aluminiumslegeringer. Vakanser favoriserer diffusjon ved åpne overflater eller dislokasjoner. Fordi vakanser har tøyingsenergi, i tillegg til overflate energi, så er de tiltrukket til regioner med tøyning i gitteret, som f.eks. løste atomer med forskjellig størrelse enn hoved matriksen og dislokasjoner. [2, s. 82]



Figur 2 Gitterdefekter i krystaller (A) Vakans, (B) Løst atom, (C) Interstitiell, (D) Dislokasjon, (E) Korngrænse. [2, s.82]

2.4.2 Strukturen til deformert aluminium

Aluminium er et krystallinsk materiale med forholdsvis høy stablefeil energi (250mJ/m^2), det betyr at plastisk deformasjon skjer hovedsakelig ved dislokasjon-glidning i gitterstrukturen. Under kritisk utløst skjærspenning ($7.9 \cdot 10^5 \text{ N/m}^2$) på et bestemt krystallografisk glideplan, vil dislokasjonen bevege seg i retningen av enhetsvektoren kalt Burgers vektor (**b**). Et glidesystem består av et glideplan og en glideretning, som for aluminium og dens legeringer er henholdsvis glideplanet $\{111\}$ planet og glideretningen er $\langle 110 \rangle$ retningen. [2, s. 212]

Forskjellige glidesystemer på flere glideplan er veldig ofte aktive samtidig ved kaldvalsing, som resulterer i flerglidning av dislokasjoner. Deformeringen fører til en økning av vakanser, dislokasjoner og korngrænser. Disse opptrer som hinder til videre bevegelse av dislokasjoner som fører til arbeidsharding av deformert aluminium. [2, s. 212]

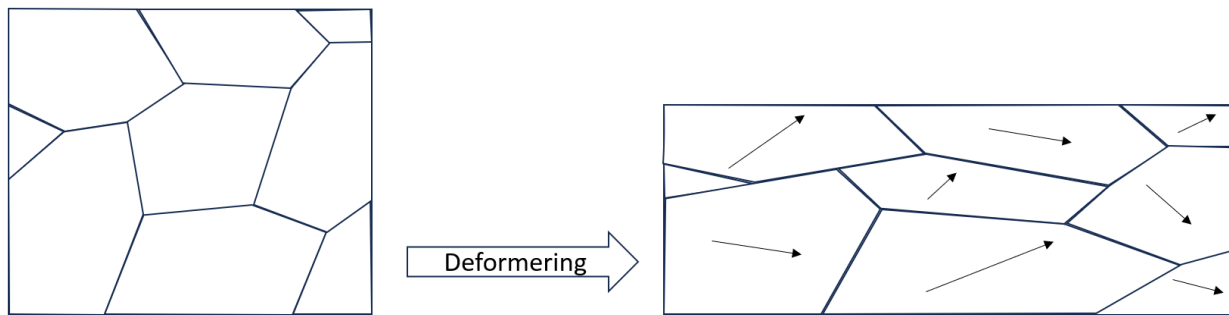
Kald deformasjon resulterer i formendring i kornene i polykrystallinsk aluminium, og kornene blir utstrakt langs retningen hvor den eksterne spenningen blir påført. Ved kaldvalsing kan det observeres at kornene blir strekt utover i valseretningen. En viktig karakteristikk i mikrostrukturen til 80% valset materiale, er at dislokasjonstettheten er lav inne i cellene, men veldig høy i celleveggene. Generelt er cellestørrelsen 1-3 μm eller mindre, og orienteringen mellom sammenhengende celler har vinkel mindre enn 2° . Cellene eller kornene vil bli mer utstrakt ved høyere deformasjonsgrad. [2, s. 213]

2.4.3 Teksturutvikling ved kald deformering

Konvensjonelle metalliske materialer er polykrystallinske, som betyr at de består av mange korn som har forskjellig orientering i forhold til hverandre. Ofte er denne orienteringsfordelingen ikke tilfeldig, materialet har preferert orientering eller en tekstur. Teksturen beskriver orienteringen av enhetscellene i hvert enkelt korn. [7]

Orienteringen til kornene blir rotert relativt til den eksterne spenningens akse ved plastisk deformasjon. Dersom en trekkende kraft \mathbf{F} virker på et enkelt korn i aluminium og fører til aktivering av et glidesystem, vil det oppstå moment $\mathbf{M}=\mathbf{F}*\mathbf{x}$ som virker på den deformerte krystallen. Orienteringen til krystallen vil være uforandret etter at dislokasjonen glir til en viss utstrekning. Det tilførte momentet vil resultere i en rotasjon av kornet til en stabil tilstand, orienteringen er nå endret. En lignende endring i orienteringen vil oppstå ved en deformasjon utført ved kompresjon av krystallen. [2, s. 213]

Kornorienteringen har forskjellig rotasjonsoppførsel, men de vil rotere mot en eller flere stabile posisjoner etter stor grad av deformering. Dette gjør at det vil få en særskilt deformeringstekstur. Den viktigste egenskapen ved deformeringstekstur er at orienteringsfordelingen av et polykrystall har avviket fra den tilfeldige fordelingen. [2, s. 216]



Figur 3 Deformasjonsendring av korn, kornene blir både mer utstrakte samtidig som de roteres i forhold til hverandre. Teksturen endres fra tilfeldig til preferert orientering [2, s. 216]

2.4.4 Gjenvinning

På grunn av den høye energien lagret i deformert aluminium, er den i en ustabil tilstand. Ved lave temperaturer vil den deformerte tilstanden være uendret, siden den defekte strukturen fortsatt er mekanisk stabil. Ved gløding induseres den lagrede energien fra deformeringen og frigis på grunn av den termodynamiske aktiveringsprosessen.

I det første steget med gløding ved relativt lav temperatur eller kort tid, reduseres tettheten av dislokasjoner mye, fra $10^{15}/m^2$ til $1.5 \cdot 10^{14}/m^2$. Den deformerte mikrostrukturen er fortsatt beholdt, derfor kalles dette steget gjenvinning. Den lagrede energien som frigis ved gjenvinningsgløding av deformert aluminium burde bare være forårsaket av rearrangering og reduksjon av dislokasjoner. Vakansene som oppstår under deformering, har flyttet seg ut av gitterstrukturen ved romtemperatur. [2, s. 216]

2.4.5 Primær rekrytallisasjon

Den ustabile tilstanden grunnet høy tetthet av defekter i deformert aluminium kan føre til rekrytallisasjon ved høy temperatur. Her vil dislokasjonstettheten reduseres til ned til en likevektstilstand med verdien $10^{10}/m^2$. Derfor er den drivende kraften for rekrytallisasjon den internt lagrede energien. Selv om materialet har vært gjennom en glødningsprosess som frigir mye energi, er det fortsatt igjen energi til å drive denne prosessen.

Rekrystallisasjon er en prosess hvor en ny mikrostruktur med relativ likevekt av defekt tetthet blir skapt. Prosessen inkluderer kimdannning og vekst av nye korn, som vokser til de treffer hverandre og den deformerte matriksen med høy tetthet av defekter blir fullstendig erstattet av de nye kornene. I de fleste tilfeller av kornvekst under rekrystallisasjon er det assosiert med migrasjon av høy-vinkel grenser. [2, s. 220]

2.4.6 AA6XXX seriens sammensetning og faser

De fleste industrielle aluminiumslegeringer som er ekstrudert er produsert i Al-Mg-Si legeringsserien (6XXX serien). Serien kan deles i tre grupper, hvor den første og andre har balanserte mengder av magnesium og silisium. Den andre gruppen kjennetegnes ved at legeringen inneholder Mg pluss Si over 1,4%. Som en konsekvens av dette har de mulighet til å utvikle høy styrke ved aldring. Silisium kan også redusere duktiliteten til materialet, og øke sjansen for interkrystallinsk brudd som betyr at brudd forekommer langs korn grensene. Dette kommer av at silisium har en tendens til å øke avstanden mellom korn grensene til aluminiumen. Denne effekten kan motvirkes ved å tilsette krom (Cr) og mangan (Mn) som tilegner legeringen finere kornstørrelse og hemmer rekrystalliseringen under løsningsbehandling. [2, s. 171-172]

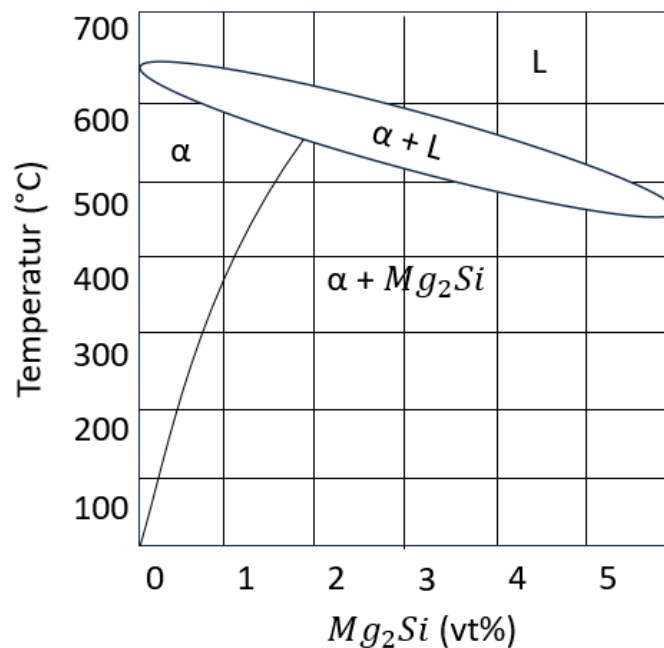
I legeringer med stort overskudd av silisium, finnes mengden av Mg_2Si ved:

$$\% Mg_2Si = 1,578 * \% Mg \quad \text{Formel 2 [2, s. 171]}$$

Det pseudo-binære som er presentert i figuren under, har eutektoid punkt ved 595 °C og maksimal løslighet av 1,85 vt% Mg_2Si . Silisium tilgjengelig for Mg_2Si -dannelse påvirkes av tilstedeværelsen av mangan (Mn) og jern (Fe) i legeringen, og er uttrykt på følgende måte:

$$Si \text{ (tilgjengelig for } Mg_2Si) = vt\% Si - \frac{1}{4}(vt\% Fe + Vt\% Mn) \quad \text{Formel 3 [2, s. 171]}$$

Al – Mg₂Si fasediagram



Figur 4 Al-Mg-Si fasediagram [2, s. 171]

Al-Mg-Si legeringer eldes normalt på temperaturer rundt 170°C, og den fullstendige prosessen med utfellingsherding er blant de mest komplekse av alle herdbare aluminiumslegeringer. Sekvensen med utfellingsherding har vært tema for betydelige diskusjoner og forsket mye på også i de siste årene. De siste funnene tyder på tendensen, SSSS → uavhengige klynger av Mg og Si, tilhørende klynger av Mg og Si → GP soner (Guiner-Preston – fin skala metallurgisk fenomen, inneholder tidlig steg av utfellingspartikler) → Si rik fase → β'' → β' → β → (Mg₂Si). [2, s. 173]

Det første steget av utfelling involverer to distinkte klyngereaksjoner, Mg klynger ble funnet i den bråkjølte tilstanden av en Al-0,65 wt% Mg-0,72 wt% Si legering. Klyngene av Si formes meget hurtig etter bråkjøling, innenfor det første minuttet av kunstig elding ved 200°C og påvirker senere steg av utfellingsherdingen. Overskytende silisium reduserer løsligheten av Mg₂Si, øker hastigheten av utfelling og øker tettheten av GP soner. GP soner er fine plater med tykkelse av ett atomært lag, og har lengde på rundt 30nm. De formes på tilfeldige steder i matriksen, i tillegg også heterogent på matriks dislokasjoner. GP soner består av alternerende arrangement av kolonnene av Mg og Si atomer langs $\langle 110 \rangle_{\alpha}$ retningen. Disse sonene er bare delvis sammenhengende, i kontrast med de fullstendig sammenhengende GP sonene,

som er en vanlig egenskap i det fleste utfellingsherdbare aluminiumslegeringer. Sonene kan eksistere over et stort spekter av temperaturer, opp til 260°C og er veldig stabile. [2, s. 174]

Tabell 1 AA6010 Sammensetning

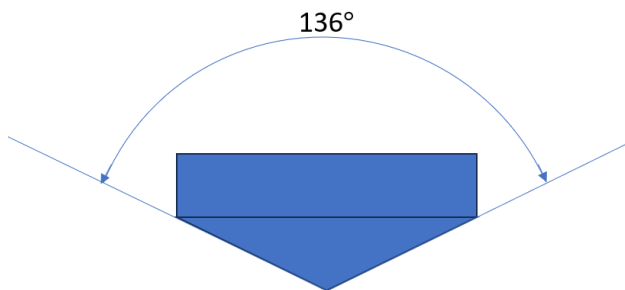
Element	Vektprosent	Krystallstruktur ved 20°C	Tetthet i fast løsning ved 20°C (g/cm^3)	Atomvekt (amu)	Atomradius (nm)	Smeltepunkt (°C)
Aluminium (Al)	97.082	FCC	2.71	26.98	0.143	660.4
Silisium (Si)	1	Kubisk	2.33	28.09	0.118	1410
Jern (Fe)	0.29	BCC	7.87	55.85	0.124	1538
Kobber (Cu)	0.24	FCC	8.94	63.55	0.128	1085
Mangan (Mn)	0.51	Kubisk	7.44	54.94	0.112	1244
Krom (Cr)	0.005	BCC	7.19	52.00	0.125	1875
Titan (Ti)	0.023	HCP	4.51	47.87	0.145	1668
Magnesium (Mg)	0.73	HCP	1.74	24.31	0.160	649
Sink (Zn)	0.12	HCP	7.13	65.41	0.133	420

2.5 Prøving av mekaniske egenskaper

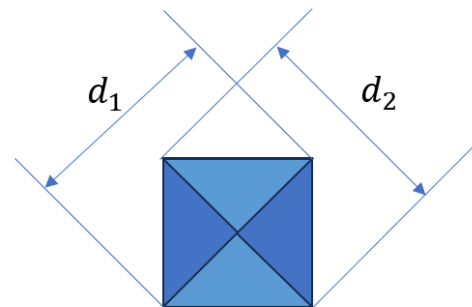
2.5.1 Hardhetsmåling

I mange tilfeller er det viktig å etterprøve den mekaniske egenskapen hardhet, som er et mål av et materials resistans mot lokal plastisk deformasjon. Teknikken å måle hardhet omhandler å gjøre små inntrykk i materiale under kontrollerte forhold, hvor lasten inntrykket gjøres med er kjent. Dybden eller størrelsen av ytterkanten etter deformasjonen måles og blir relatert til en hardhetsverdi. Mykere materialer får større inntrykk, og assosieres med en lavere hardhetsverdi. Hardhetsmåling er en utbredt metode av grunner som kostnadseffektivitet, ikke destruktiv testing, andre mekaniske egenskaper kan estimeres fra hardhetsdata.

Vickers hardhetstesting er en metode som bruker en diamant med pyramide geometri som blir ført inn i materiale. Størrelsen blir observert i et mikroskop, og lengden på diagonalene måles for å regne ut en hardhetsverdi. Vickers metoden krever noe preparering av overflaten i form av sliping og polering for å få nøyaktig resultat. [1, s. 177-178]



Figur 6 Tverrsnitt av Vickers pyramide [1, s.179]



Figur 5 Inntrykk med diagonalmåling [1, s. 179]

Symbol:	Betydning:
α	Gjennomsnittlig vinkel mellom sideflatene til pyramiden
F	Testkraft i newton [N]
d	Diagonalt gjennomsnitt [mm] av d_1 og d_2
HV	Vickers hardhet

$$HV = \frac{1}{g} * \frac{2F \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d^2}$$

Formel 4 HV [6]

2.5.2 Strekkprøving

En av de vanligst brukte mekanisk prøving av spenning-tøyning gjennomføres i en strekktest. Strekktesting kan brukes til å tilegne materialer mekaniske egenskaper som er viktige parametere ved valg av materiale til konstruksjon. En prøve blir deformert helt til brudd, med gradvis økning av tøyninglast aksialt langs den lengste aksen. Prøven blir konstruert med et innsnevret tverrsnitt på den midterste delen. Hver ende av prøven blir innspent i testapparatet, den blir dratt ved konstant hastighet mens maskinen samtidig loggfører hvor mye last som brukes og forlegningen måles ved bruk av et ekstensiometer. Strekkprøving er en destruktiv test som påfører plastisk deformasjon og vanligvis brudd på prøven. Resultatene av en strekk-

test loggføres kraft mot forlenging på en datamaskin som er koblet til apparatet. For å redusere de geometriske faktorene, blir kraft og forlengelse normalisert til *ingeniør spenning* $[\sigma]$ og *tøyning* $[\varepsilon]$. [1, s. 156-158]

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad \text{Formel 5 Spenning}$$

$$\varepsilon = \frac{(l_i - l_0)}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad \text{Formel 6 Tøyning}$$

2.6 Mikroskopi

2.6.1 Lysoptisk mikroskop

Lysoptisk mikroskop brukes til å studere mikrostrukturen, hvor optisk- og lys-system er de to elementene som nyttes. For ugjennomsiktige materialer (alle metaller) er det bare overflaten som kan studeres, refleksjonsmikroskop brukes. Kontraster i bildet kommer fra forskjellig refleksivitet fra de varierende områdene i mikrostrukturen. For å kunne observere detaljer i strukturen må overflaten prepareres nøye med flere steg sliping og polering til den er speilblank. Mikrostrukturen kommer til syne ved en overflatebehandling hvor det brukes et passende kjemikalie til materialet som skal undersøkes ved en prosedyre kalt etsing. Den kjemiske reaktiviteten i kornene avhenger av den krystallografiske orienteringen, dette fremkaller kontraster mellom kornene slik at de kan observeres. [1, s. 111]

2.6.2 Elektron mikroskop

For strukturelle elementer som er for små til å observere i et lysoptisk mikroskop, brukes elektron mikroskop. Et bilde av strukturen blir fremkalt ved å sende en stråle av elektroner istedenfor lys. Ifølge kvantemekanikken, oppfører elektroner med høy hastighet seg som en bølge med bølgelengde invers proporsjonalitet med hastigheten. Akselerert med høye spenninger, kan bølgelengden til elektronet bli i størrelsesordenen 0.003nm. Den høye forstørrelsen og oppløsningen til disse mikroskopene er en konsekvens av den korte

bølgelengden til elektronene. Elektronstrålen blir fokusert og bildet formes med elektromagnetiske linser.

Et svært nyttig undersøkelsesverktøy er Scanning Electron Microscope (SEM). Overflaten som skal studeres blir skannet med en fokusert elektronstråle, og den reflekterte strålen med elektroner blir samlet og vist i den samme hastigheten. Bildet som blir fremvist på skjermen er en representasjon av overflaten som blir bestrålt. Overflaten her kan både være polert eller ikke, men prøven må være elektrisk ledende. Forstørrelsesgrad fra 10 til 50 000 ganger er mulige, samt større dybde i materialet. Analyseverktøy gjør det mulig å avdekke både struktur og den atomære sammensetningen i lokale områder på prøven. [1, s. 113]

Electron backscatter diffraction (EBSD) er en SEM-teknikk som brukes til å studere den krystallografiske strukturen og teksturen til metaller. Prøven settes med en vinkel på 70° i forhold til elektronstrålen, diffraksjonsmønsteret består av linjer som blir dannet på en fosfor skjerm. På den andre siden av fosfor skjermen, er det et sensitivt CCD kamera som tar opptak av mønsteret. Diffraksjonsmønsteret blir deretter sendt til en datamaskin hvor det blir analysert. Den antatte krystallstrukturen til prøven blir sammenlignet med posisjoneringen av diffraksjonslinjene og vinkelen mellom dem. Et program kalkulerer den krystallografiske orienteringen og lagrer mønsteret. [8]

3. Eksperimentelt

3.1 Aluminium AA6010

En plate av aluminium legering AA6010 med kjemisk sammensetning gitt i tabell 2 ble levert av Sintef Raufoss. Den ble levert med dimensjoner 590x470x4mm, og kom som valset.

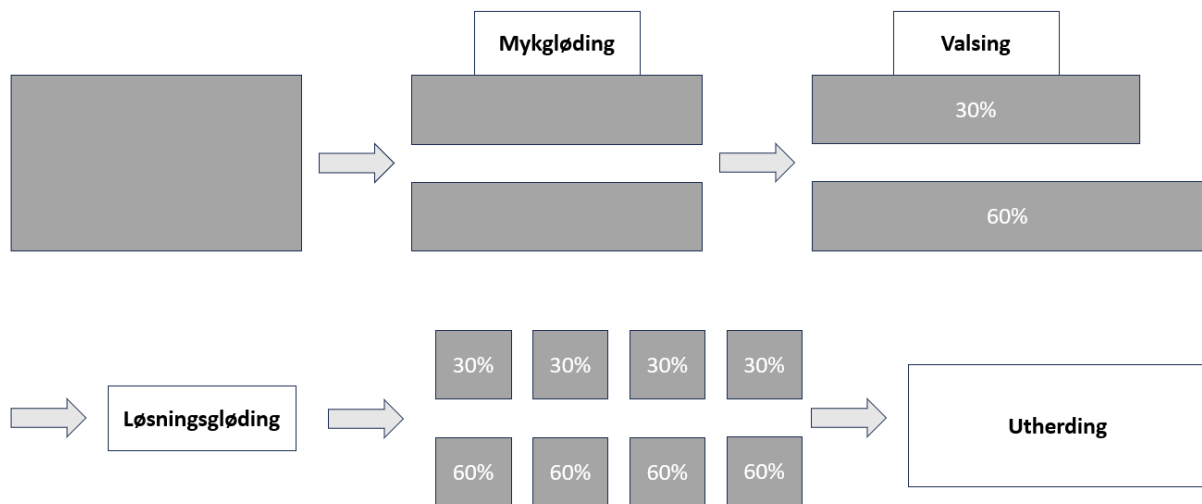
Tabell 2 Kjemisk sammensetning AA6010

Atom	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Ti	Mg	Zn
Vekt %	97,082	1,0	0,29	0,24	0,51	0,005	0,023	0,73	0,12

3.2 Bearbeiding materiale

3.2.1 Oppdeling

Av platestykket ble det kappet ut to mindre deler med dimensjoner 500x200mm som skulle videre gjennom valsing og varmebehandling. Etter varmebehandling og deformering ble materialet videre delt opp for å gjennomføre forskjellige utherdningstider.



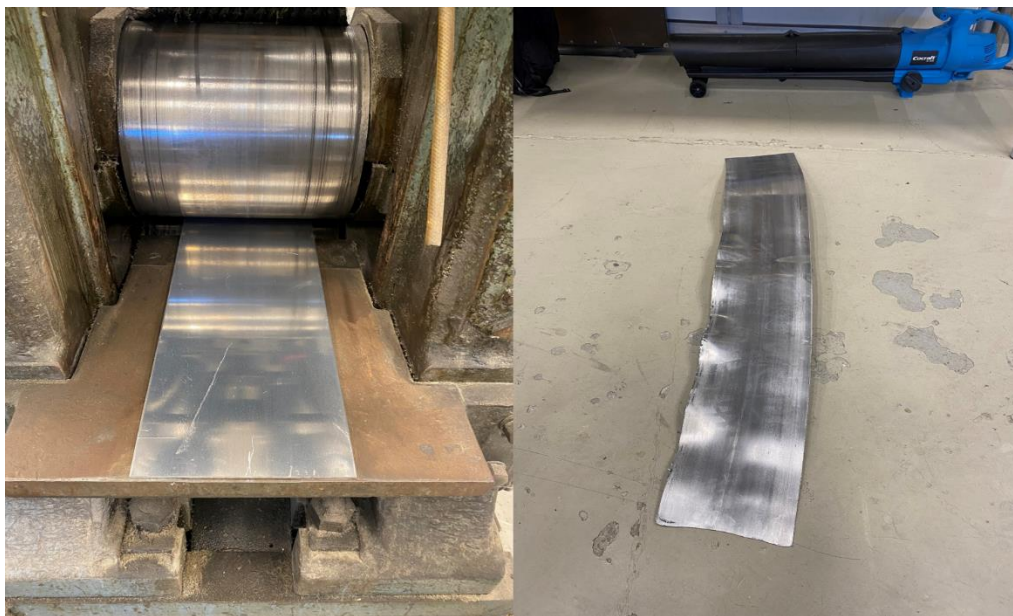
Figur 7 Flytskjema oppdeling plate Aluminium

3.2.2 Valsing

Det ble utført valsing til to forskjellige deformasjonsgrader, henholdsvis 30 og 60% av levert tykkelse. Valseretning ble valgt i samme retning som materialet opprinnelig hadde vært valset fra produksjonen.

Tabell 3 Valsestikk

Deformeringsgrad	Trinn 0	Trinn 1	Trinn 2	Trinn 3	Trinn 4
30%	4mm	3.2mm (20%)	2.8mm (12.5%)		
60%	4mm	3.2mm (20%)	2.6mm (19%)	2.0mm (23%)	1.6mm (20%)



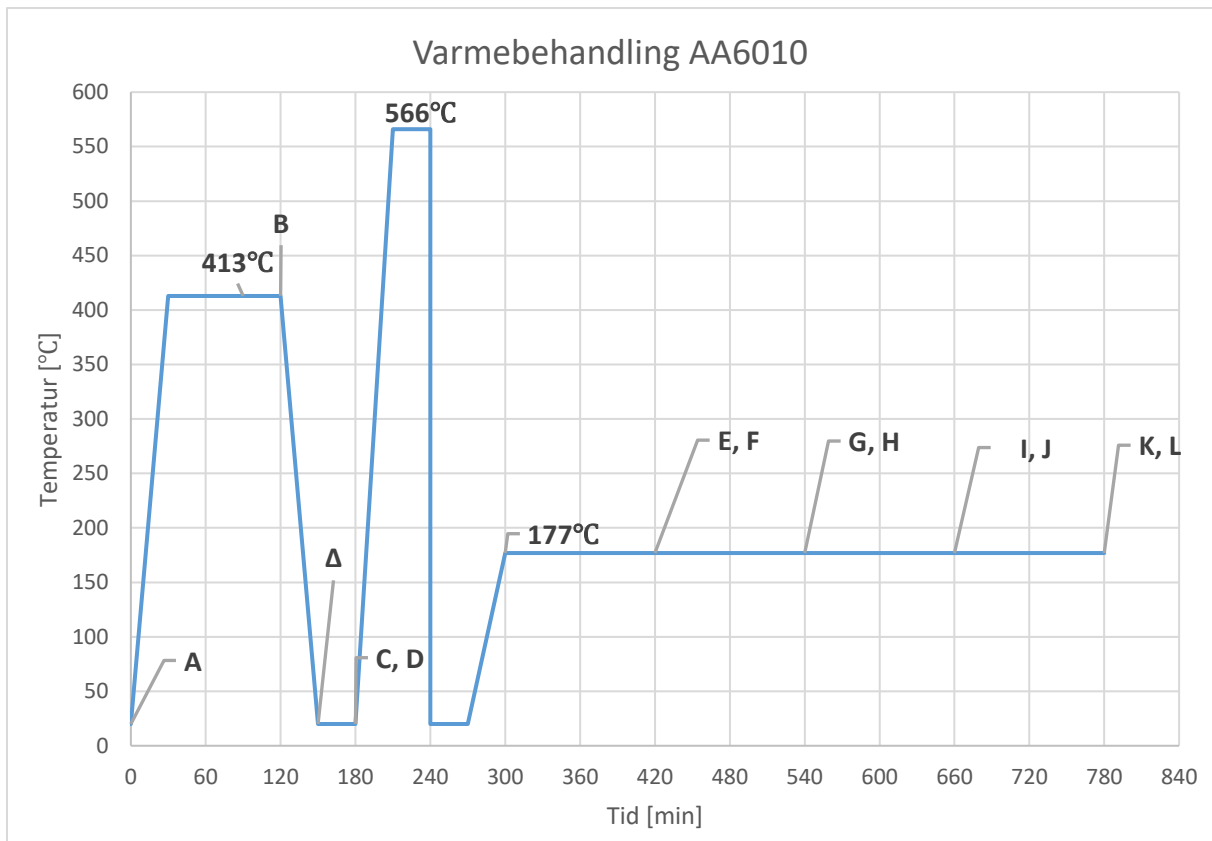
Figur 8 Valsing av platen

3.2.3 Varmebehandling

Varmebehandlingen ble gjennomført i ovn *Naberterm P300*. Temperaturene som er oppgitt under varmebehandlingen er lufttemperatur målt av ovnens eget termometer, ikke målt temperatur innad i materialet. Grunnet legeringens varmeledningsevne ble det vurdert som nøyaktig nok for dette forsøket. Prøvene ble navngitt for å enkelt kunne markere materialet for system videre i forsøkene. En utfordring med gjennomføringen var å få ovnen raskt nok ned i temperatur mellom løsningsgløding og utharding. Dette ble løst ved å benytte løv blåser for å blåse romtemperert luft inn i ovnen. Det tok omtrent 40 minutter med denne metoden for å få ovnen fra 566°C til 177°C.

Tabell 4 Prøvenavn med tilhørende behandling

Prøvenavn	Varmebehandling	Valset [%]	Tykkelse [mm]
A	0	0	4,0
B	413°C/2t	0	4,0
C	413°C/2t	30	2,8
D	413°C/2t	60	1,6
E	413°C/2t + 566°C/0.5t + 177°C/2t	30	2,8
F	413°C/2t + 566°C/0.5t + 177°C/2t	60	1,6
G	413°C/2t + 566°C/0.5t + 177°C/4t	30	2,8
H	413°C/2t + 566°C/0.5t + 177°C/4t	60	1,6
I	413°C/2t + 566°C/0.5t + 177°C/6t	30	2,8
J	413°C/2t + 566°C/0.5t + 177°C/6t	60	1,6
K	413°C/2t + 566°C/0.5t + 177°C/8t	30	2,8
L	413°C/2t + 566°C/0.5t + 177°C/8t	60	1,6



Figur 9 Oversikt av hvilken grad de gjeldende prøvene er varmebehandlet. Valsingen er representert ved Δ.

3.2.4 Prøvepreparering

For å preparere prøvene til hardhetsmåling ble de kuttet i biter på 50x50mm. Deretter ble de plassert i en klemme laget av to stålplater som var boltet sammen. Aluminiumsprøvene ble festet i klemmen med 3mm stikkende utenfor stålet. Deretter ble prøvene slipt i flere steg for å få en plan overflate som er gunstig for hardhetstesting.

For lettere å kunne håndtere prøvene under prepareringen til mikroskopi, ble de innstøpt i Struers Epofix resin. Denne typen resin når makstemperatur på 50°C under herding, og ble valgt til fordel for andre innstøpningsmetoder som har vesentlig høyere temperatur. Det ble gjort på denne måten slik at aluminiumslegeringen ikke skulle eksponeres for ytterligere varme utenfor den dokumenterte varmebehandlingen.



Figur 10 Prøver montert i klemme (venstre) Innstøpte prøver (høyre)

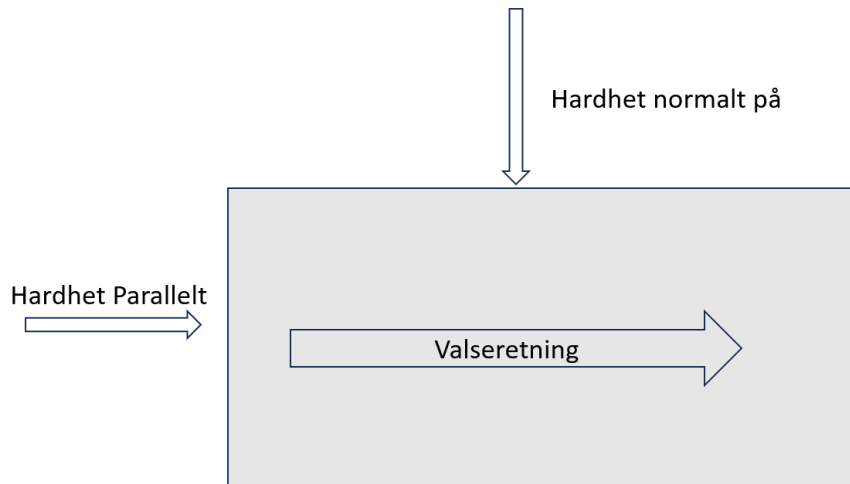
Det ble brukt prøveholder til å slipe og polere materialet i Struers Tegra-pol automatisk slipe- og poleringsmaskin. Prøveholder med prøver ble rengjort mellom hvert steg, slik at ikke større partikler ble med på neste steg. Etter prosessen ble prøvene vasket med etanol og lufttørket.

Tabell 5 Slipe- og poleringssteg ved prøvepreparering

Steg	Sliping				Polering		
	1	2	3	4	5	6	7
Overflate	Papir	Papir	Papir	Papir	MD-Mol	MD-Nap- b	OP
Type	SiC	SiC	SiC	SiC	Diamant	Diamant	
Størrelse	#320	#500	#1000	#2000	3µm	1 µm	
Smøring	Vann	Vann	Vann	Vann	DiaPro		OP-S
Rpm	300	300	300	300	150	150	150
Kraft [N]	25	25	25	25	15	15	15
Tid [min]	1	1	1	2	5	6	6

3.3 Mekaniske egenskaper

3.3.1 Hardhetsmåling



Figur 11 Retninger på hardhetsmålinger

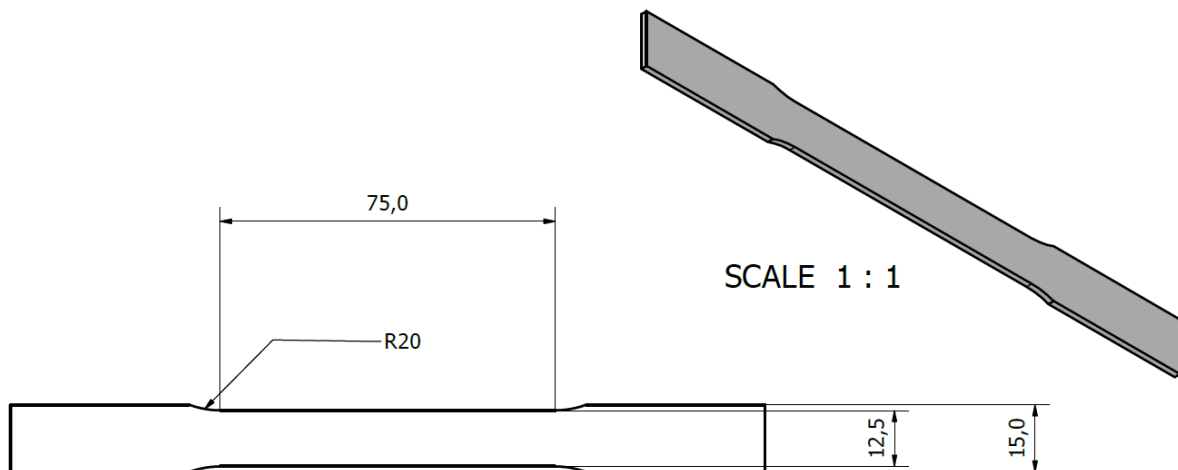
Hardhetsmålingen ble gjennomført i hardhetsmåler Innovatest Nova 330 med 20 kg last og 10 sekunder trykk-tid. Diameteren av inntrykket ble målt i mikroskop med 40 ganger forstørrelse. Det ble gjort fem inntrykk på hver prøve med 3mm avstand, diagonalene på inntrykkene ble målt med måleverktøy på monitor. Gjennomsnitt og standardavvik utregnet og tatt med videre til resultater. To mikrometer nyttes for å justere prøven i x- og y-retning, prøvebordet justeres opp og ned (z-retning) med en løfteskruer for å finne fokus i mikroskoplinsen. Hardhetsmålinger ble gjort parallelt og normalt på valse-retningen for sammenligning til undersøkelse av anisotropi.



Figur 12 Hardhetsmåling

3.3.2 Strekktesting

Strekktesting ble utført i Instron strekktester i henhold til standard NS-EN ISO 6892-1:2019. I forkant ble det maskinert totalt 16 prøvestaver, åtte av disse strekkes parallelt med valseretning og åtte normalt på valseretning for å sammenligne mekaniske egenskaper i de to forskjellige retningene. For å oppnå mest mulig presise målinger ble dimensjonene til tverrsnitts arealet av prøvestykkene målt med mikrometer i forkant. De individuelle dataene ble gitt som parameter til programvaren i strekkmaskinen, slik at utregningene skulle bli presise. Det ble nytt et eksternt ekstensiometer for å måle forlengelsen til prøvene under testingen.



Figur 13 Arbeidstegning strekkprøve, CNC-maskinert med 0,01mm toleranse.

Strekkprøvene ble laget med mål fra standard NS-EN ISO 6892-1 – Strekkprøving [5]. De ble grovkuttet i vannavkjølt sirkelsag før de ble CNC maskinert.



Figur 14 Klargjorte strekkprøver (venstre). Strekkprøve i strekkmaskin med ekstensiometer festet på prøven.

Tverrsnittarealet til alle prøvene ble målt i forkant av testingen. På denne måten hadde programvaren til strekkmaskinen nøyaktige parameter under testingen.

3.4 Mikroskopi

3.4.1 Lysoptisk mikroskop

Olympus GX53, invertert optisk lysmikroskop ble benyttet til å ta bilde av prøvene. Aluminiumsprøvene ble anodisert med barkers løsning for å fremheve kontrasten mellom kornene i materialet. Hensikten med å studere materialet i mikroskopet, var å sammenligne kornstørrelse og struktur av de forskjellige behandlingene.

3.4.2 SEM

Undersøkelser i SEM (Scanning Electron Microscope) ble gjort for å undersøke mikrostrukturen med høyere oppløsning. EDS ble gjort for å bestemme den kjemiske sammensetningen innenfor lokale områder på prøven. EBSD undersøkelser ble gjort for å se på tekstur og struktur på kornene.

Det ble gjort EDS på Zeiss Supra 35 VP mikroskop, med en detektor fra EDAX modell Octane Elite plus. Målinger ble utført med 8 og 20kV. EBSD ble gjort på Jeol JSM-IT800, detektoren var modell UF420, levert av NORDIF. EBSD skanningene var på 500 x 500 μm . Akselerasjonsspenningen var 20 kV.

4. Resultater

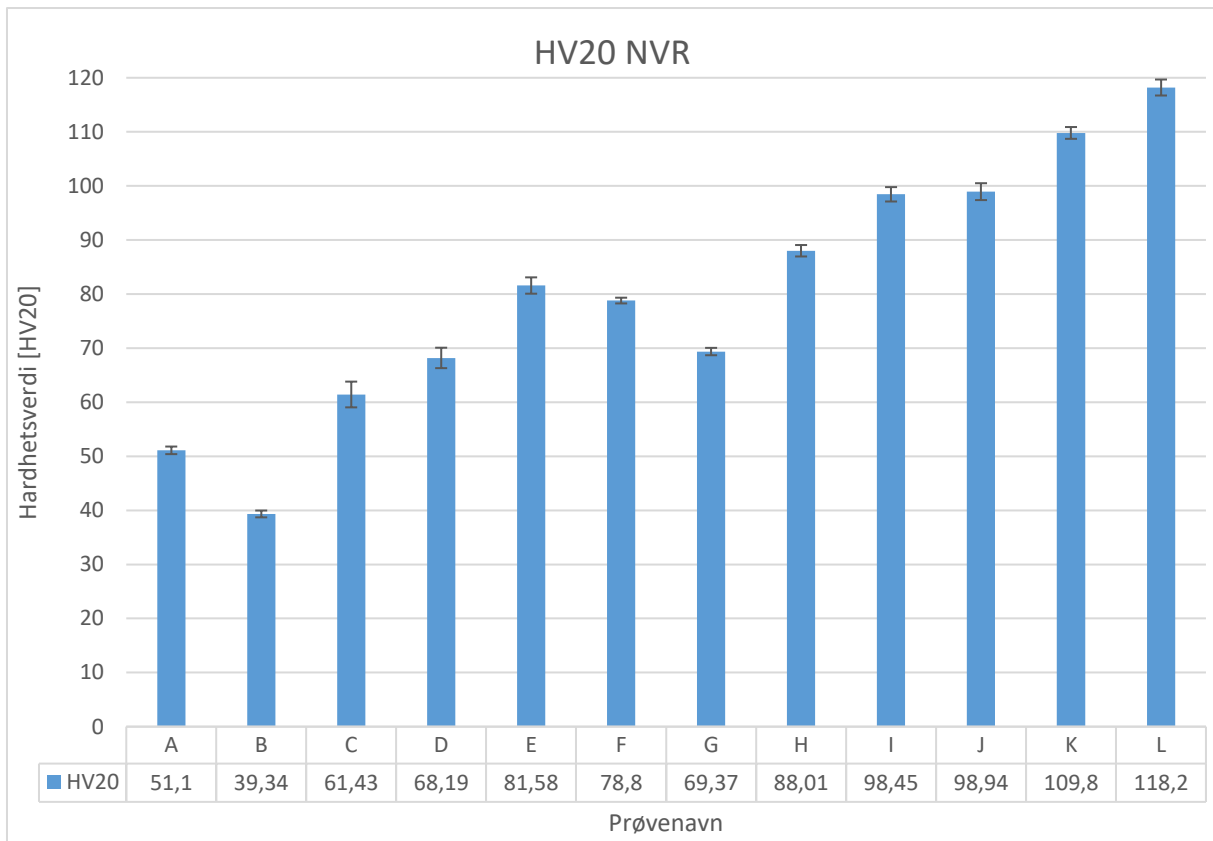
Tabell 6 Prøvenavn med varmebehandling og valsing. Grønn markert rute angir hva prøven har fått av behandling.

Prøve	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
413°C/2t												
Valset 30%												
Valset 60%												
566°C/0,5t												
177°C/2t												
177°C/4t												
177°C/6t												
177°C/8t												

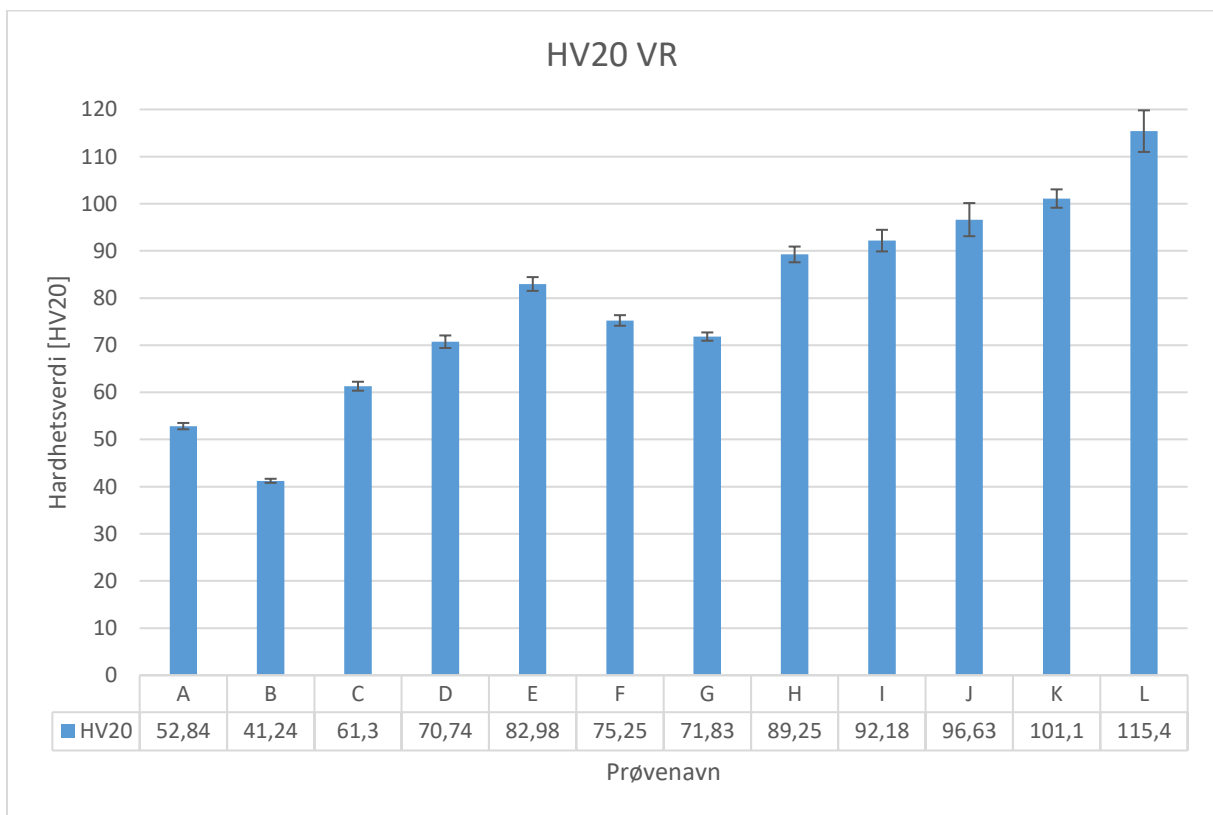
4.1 Hardhetsmåling

Figurene under viser resultatene fra hardhetsmålingene. Målingene er tatt normalt på valseretning (NVR) og i valseretningen (VR). Diagrammene angir prøvenavnet med tilhørende hardhetsverdi på x-aksen, og Vickers hardhetsverdi (HV20) på y-aksen. På toppen av stolpene er det en linje som angir standardavviket.

Endringen i hardhet fra prøve A (materialet som levert) og prøve B (mykglødet i 2 timer) viser en reduksjon fra 52 til 40 i hardhetsverdi. Dette følger teorien, det skal undersøkes nærmere under lysoptisk mikroskop hvor det kan observeres en stor forandring i mikrostruktur.



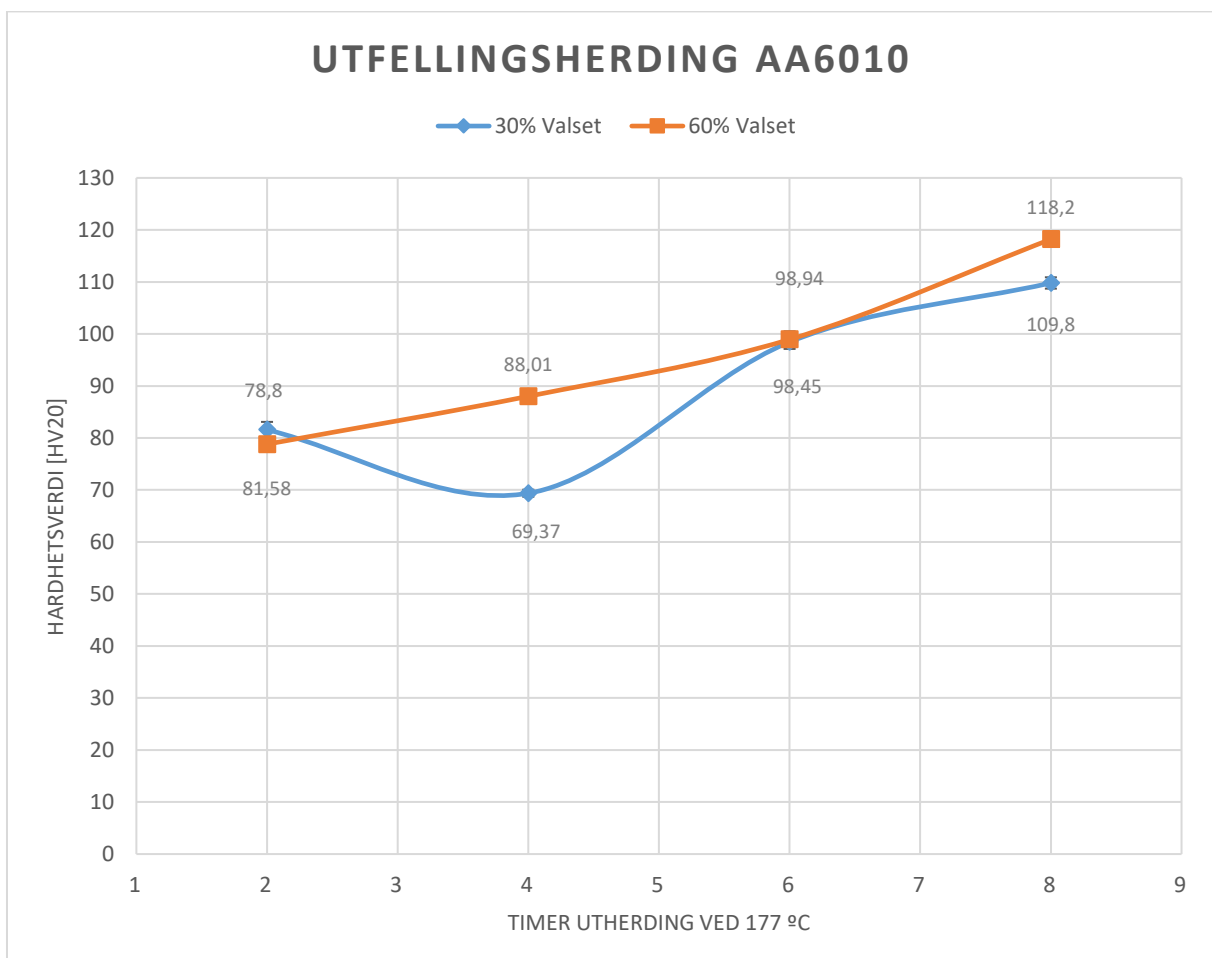
Figur 15 Hardhetsmålinger tatt normalt på valseretning



Figur 16 Hardhetsmålinger tatt parallelt med valseretning

Prøve L (60% deformert, 8t utharding) har høyest hardhetsverdi både normalt og parallelt på valseretningen med henholdsvis gjennomsnittsverdier på 118,2 og 115,4 [HV20]. Dette betyr at materialet nådde toppen av hardhet ved 8 timer utharding. Det er uvisst om dette er toppen av hardhet før overelding da det ikke ble gjort utharding på lenger enn 8 timer.

Det er også relativt stor forskjell i hardheten mellom prøve L (60% deformert) og K (30% defomert), hvor begge er uthardet i 8 timer. Normalt på valseretningen har prøve K en hardhetsverdi på 109,8 og L en verdi på 118,2. Forklaringen på dette kan være at kornstørrelsen er større i prøve K enn L. Dette skal undersøkes videre i diskusjonen under lysoptisk mikroskop og SEM, hvor det er gjort målinger av kornstørrelse innenfor et gitt område.



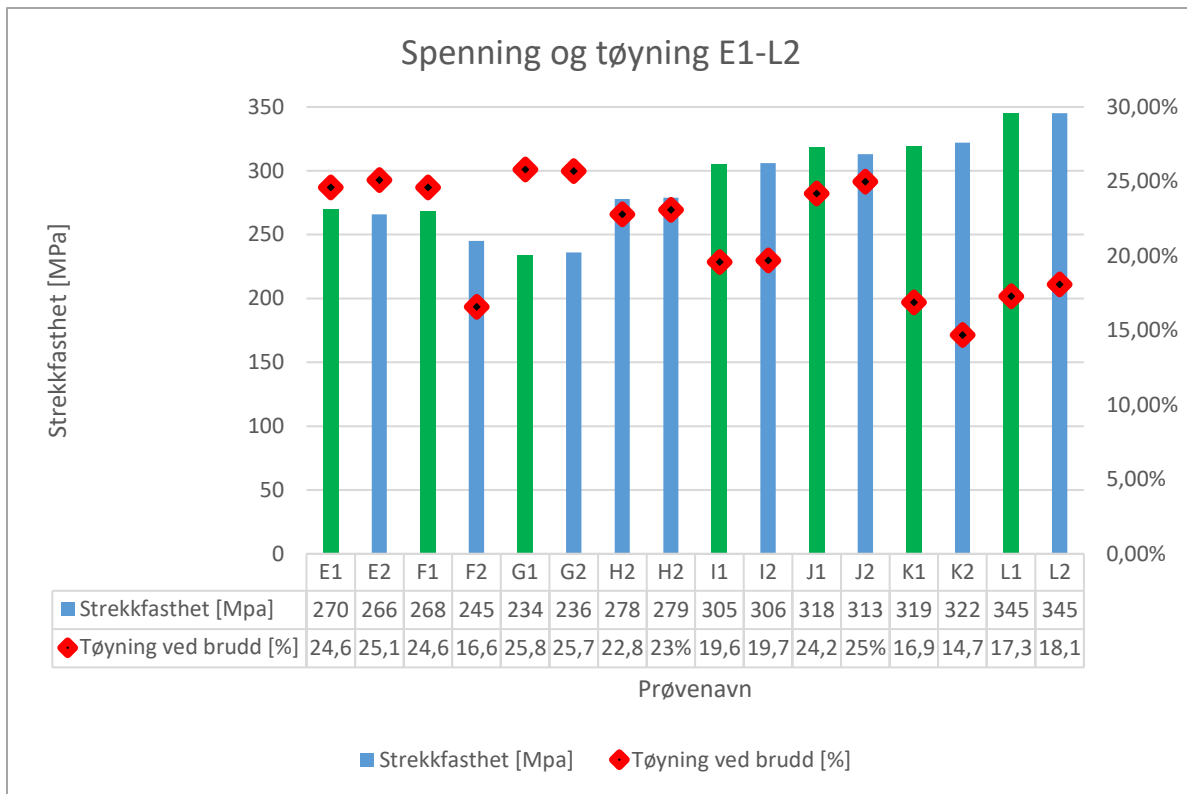
Figur 17 Hardhetsverdier ved forskjellige tider utharding

Det som også er verdt å merke seg fra resultatene er at hardheten ikke øker konsekvent med tiden under utherdingen. Prøve E (30% deformert, 2t utherding) har en gjennomsnittlig hardhetsverdi i begge testretninger på 82,28 [HV20]. Prøve G (30% deformert, 4t utherding) har gjennomsnittlig hardhetsverdi i begge testretninger på 70,60. Dette tyder på at hardheten synker mellom 2 og 4 timer utherding på 177°C. Etter 4 timer, øker hardhetsverdien ved 6t, og videre økning ved 8t utherding. Trenden er ikke lik for normalt og parallelt med valseretning, som kan observeres i figurene over.

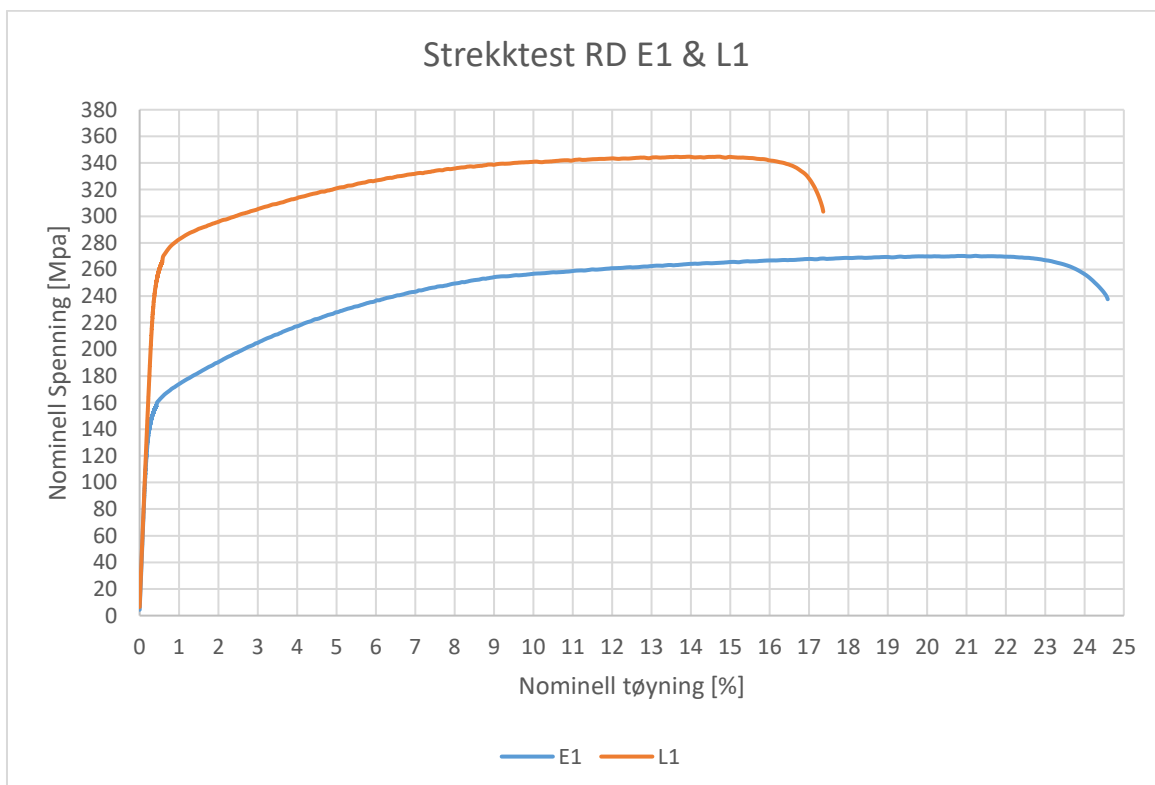
4.2 Strekkprøving

Strekkprøving ble gjennomført for å etterprøve mekaniske egenskaper til materialet. Ved materialvalg til komponenter til biler er det ønskelig at egenskapene er like i alle retninger. Det ble tatt strekkprøver både langs med og på tvers av valseretningen, for å kunne sammenligne resultatene fra de to retningene. Det er slik at om man ønsker et materiale med høy styrke, vil det ha lav duktilitet. Man må derfor vurdere nøye hvor stor styrke man trenger, da det ikke er hensiktsmessig med et veldig sprøtt materiale. Det er kun prøvene som har vært på utherdingen som er blitt strekktestet, da det er herdede materialer som er relevant for bruk i lastbærende konstruksjoner.

Resultatene fra strekkprøvingen er presentert i figurene under. Grafene viser prosentvis forlengning på x-aksen (tøyning), og spenning angitt i MPa på y-aksen. Prøvene under strekktesting er angitt med 1 eller 2 etter bokstaven, hvor 1 henviser til at den er strukket i valseretning, og 2 normalt på valseretning.

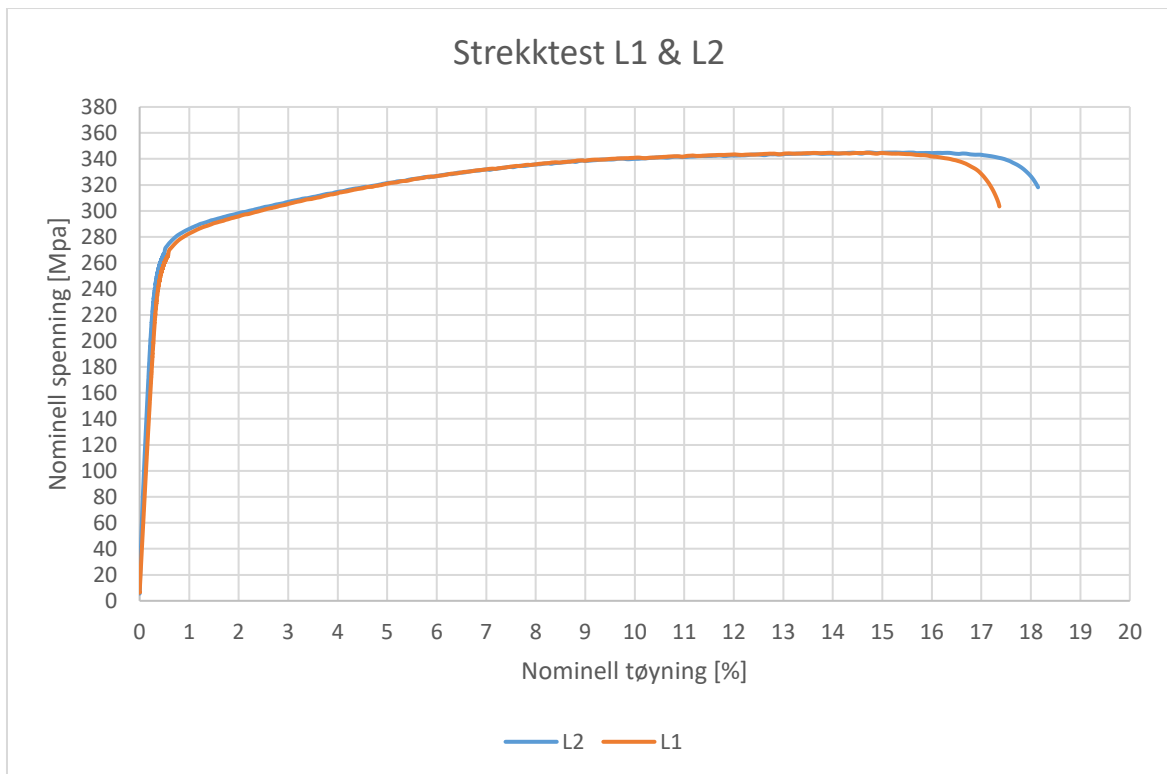


Figur 18 Oversikt samtlige strekkprøver, presenterer strekkfasthet og tøyning ved brudd. Prøver nummerert med «1» er parallelt med valseretning og representert i grønn, «2» er normalt på valseretning og representert i blått.



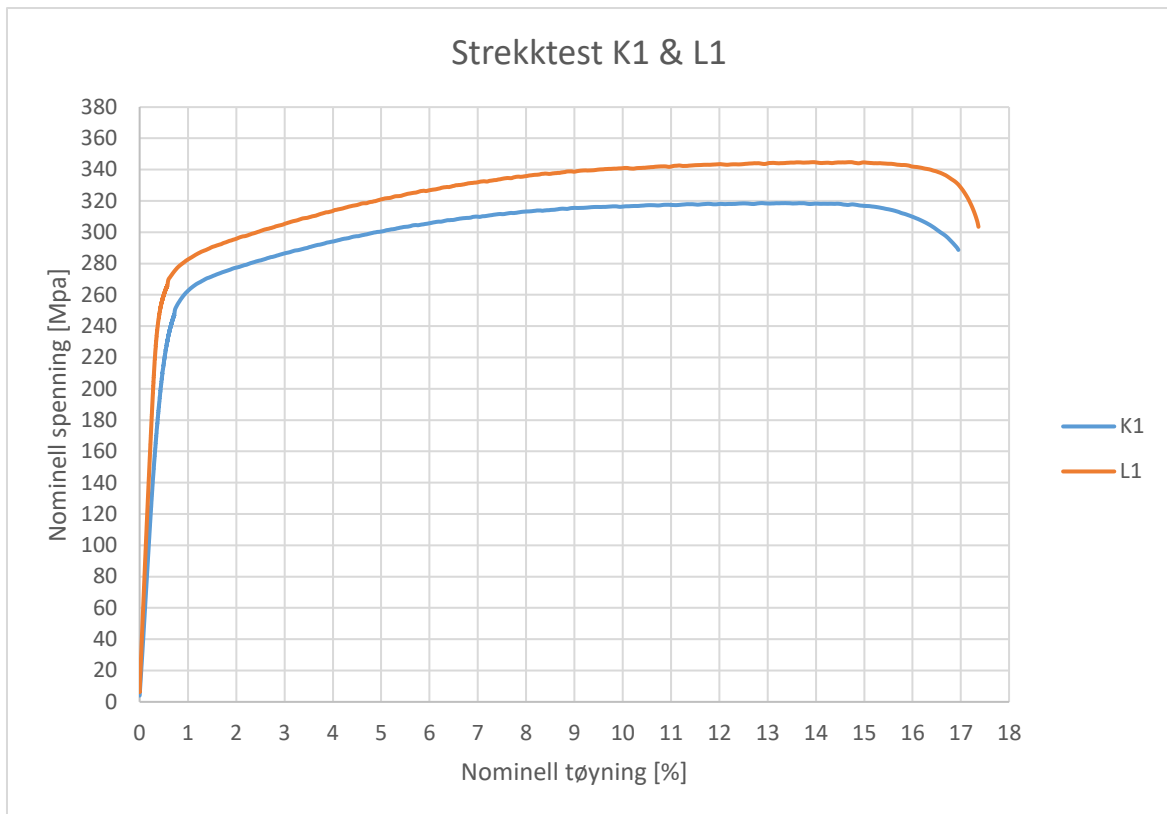
Figur 19 Sammenligning av prøve E (2t utharding, 30% deformert) og L (8t utharding, 60% deformert). Tallet 1 viser til strekkprøve parallelt med valseretning.

Ved å sammenligne prøve E (2t utharding) og L (8t utharding), vises det at sterkere materiale gir lavere grad av duktilitet. E1 hadde strekkfasthet på 270 MPa og tøyning ved brudd på 24,6 %, L1 med strekkfasthet på 345 MPa og 17,3 % tøyning ved brudd.



Figur 20 Sammenligning av prøve L (8t utharding, 60% deformert) parallelt med valsretning (L1) og normalt på valsretning (L2)

Hensikten med å sammenligne L1 og L2, er å se om egenskapene i strekk er forskjellige. L1 er strukket i samme retning som valsingen, mens L2 er strukket mot. Spenning-tøyning grafen viser svært liten forskjell, L2 kan se ut til å være noe mer duktil, men strekkfastheten er den samme.



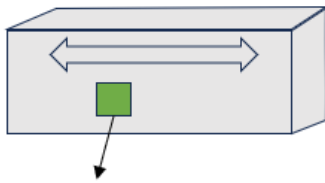
Figur 21 Sammenligning av prøve K1 (8t utharding, 30% deformert) og L1 (8t utharding, 60% deformert). Begge prøvene er strukket parallelt med valseretning.

Det som skiller prøve K og L er deformeringsgraden, begge har vært på 8t utharding. Begge er strukket med valseretningen. De har omtrent samme duktilitet, prøve L har høyere strekkfasthet enn K, med hhv. 345 mot 319 MPa i strekkfasthet.

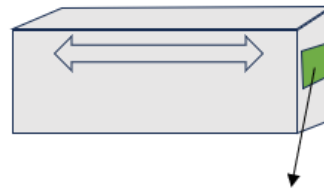
4.3 Lysoptisk mikroskop

Mikrostrukturen og atomsammensetningen til metalliske materialer bestemmer de mekaniske egenskapene. Det som hovedsakelig blir undersøkt i lysoptisk mikroskop er korn og korn grenser, størrelse, utforming og orientert retning er det som utgjør kornstrukturen til legeringen. Prøvene er anodisert med Barkers reagens, som sammen med optiske filtre gjør det mulig å se korn og korn grenser som får forskjellige farger. Optisk mikroskop ble også brukt for å finne ut hva som er interessant å studere med høyere oppløsning i SEM.

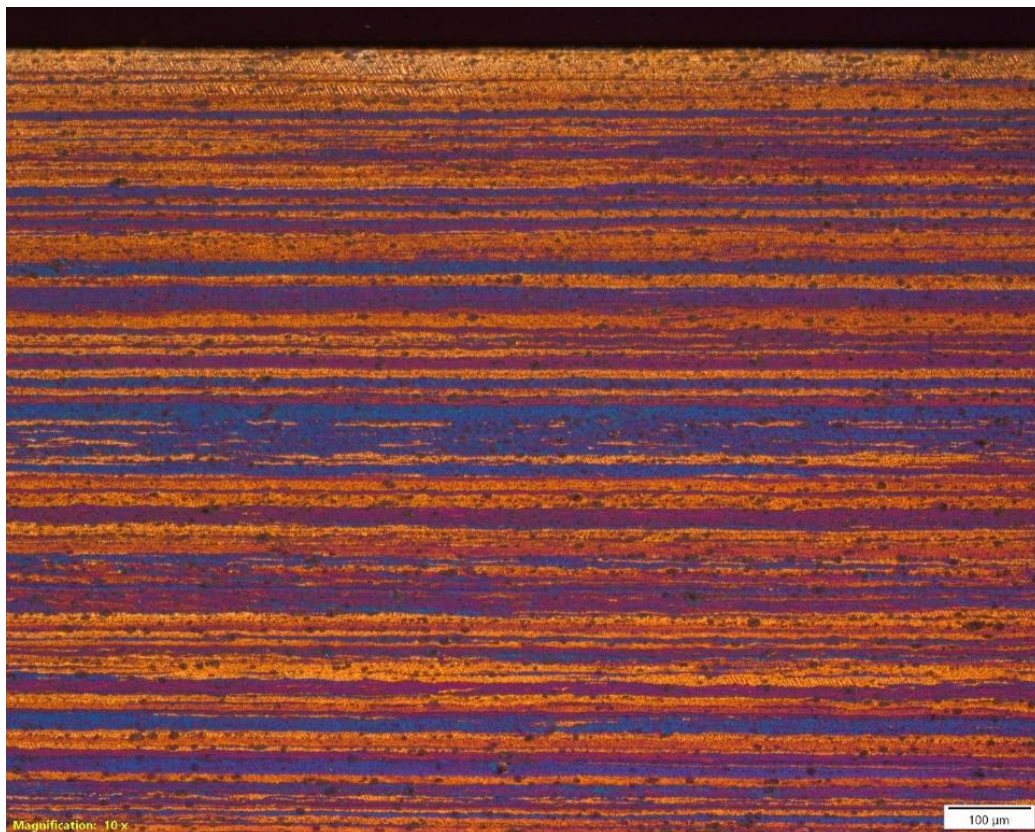
Normalt på valseretning



Parallelt med Valseretning

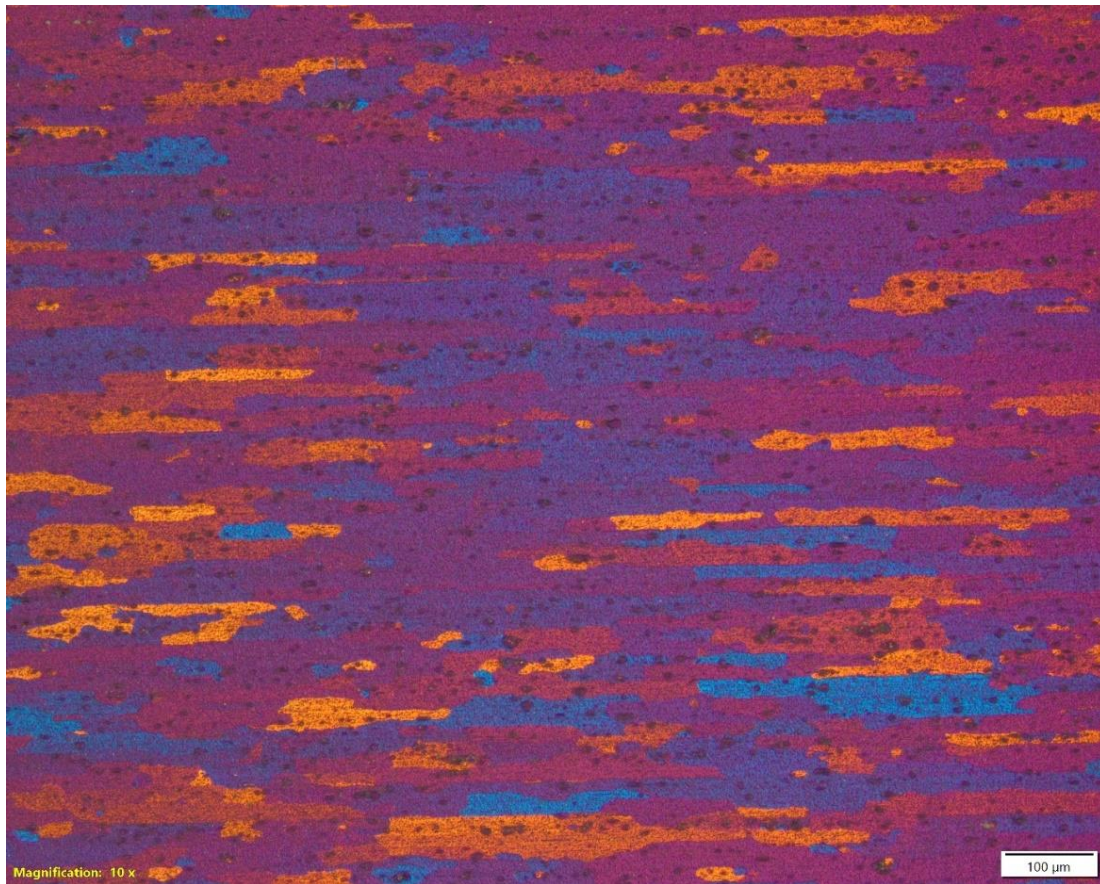


Figur 22 Angivelse av begrepene normalt og parallelt i forhold til valseretning.



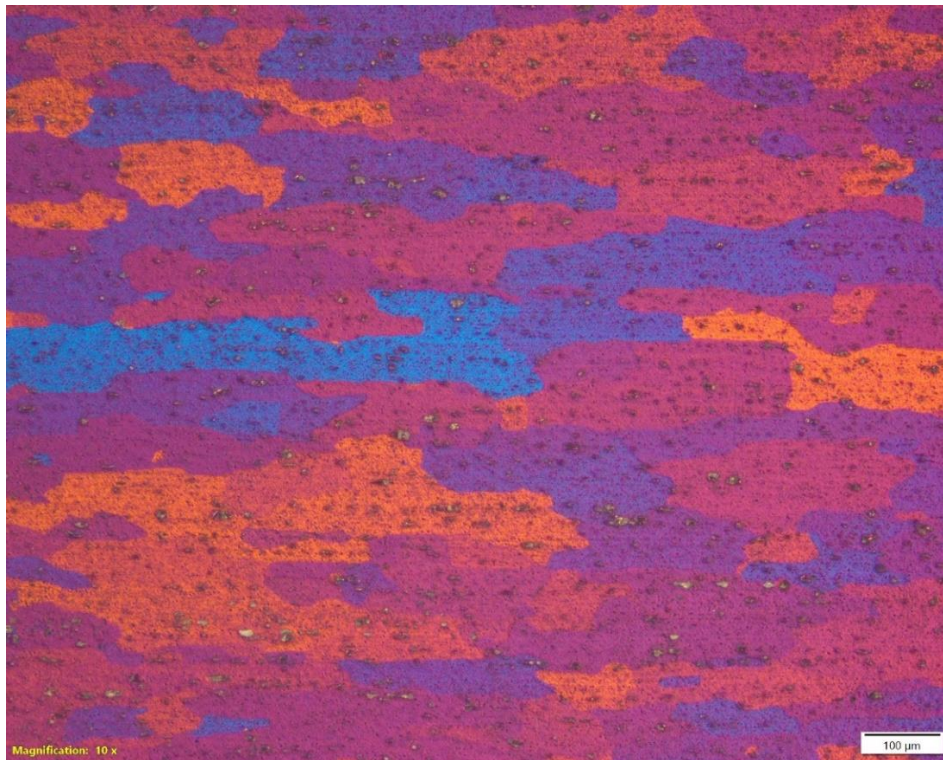
Figur 23 Prøve A (materialet som levert) 10x, tatt normalt på valseretningen.

I bildet tatt av prøve A observeres lange utstrakte korn, materialet som levert. Under produksjon av platene tyder det på at det har blitt kaldvalset uten noen form for rekrystallasjon i etterkant. Sammenlignet med bildet av prøve B (mykgjødet i to timer), har kornene blitt betydelig større. Det tyder på at det har forekommet en viss grad av rekrystallasjon under det første steget av varmebehandlingen. Kornene er fortsatt noe utstrakt i den opprinnelige valseretningen, som var forventet da temperaturen ikke var høy nok til fullstendig rekrystallisering.

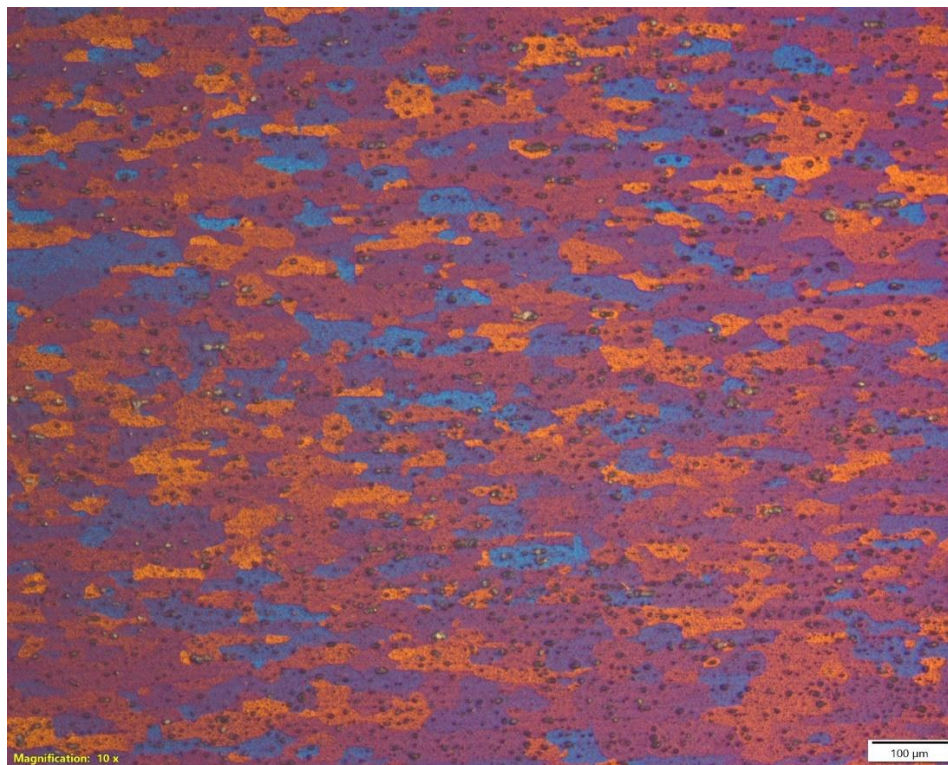


Figur 24 Prøve B (mykgjødret 2t, ingen deformering) tatt normalt på valseretningen.

Prøve K og L har begge vært gjennom hele prosessen med varmebehandling. Den valsede strukturen som materialet har fått, har blitt fullstendig rekrytallisert. Her kan det observeres at kornene i begge prøvene er tilnærmet ekviaksiale, det som skiller dem er størrelsen. Dette forklares at den indre energien er høyere desto mer det er deformert, rekrytallisasjonen starter lettere i det mest deformerte materialet. Dannelsen av nye mindre korn har vært størst i prøve L som er 60% valset. Derfor er kornene i prøve K større enn i prøve L. Det kan også her forklares her hvorfor den mest deformerte prøven har høyere hardhetsverdi enn den som er mindre valset. Flere og mindre korn, gir høyere tetthet av korngrenser, korngrenser har høyere energi enn resten av atom matriksen. Korngrensene fungerer som et hinder for plastisk deformasjon, som er at at dislokasjonene beveger seg gjennom materialet.



Figur 25 Prøve K (30% deformert, 8t utherdet) tatt i lysoptisk mikroskop med 10 ganger forstørrelse. Tatt normalt på valseretningen.

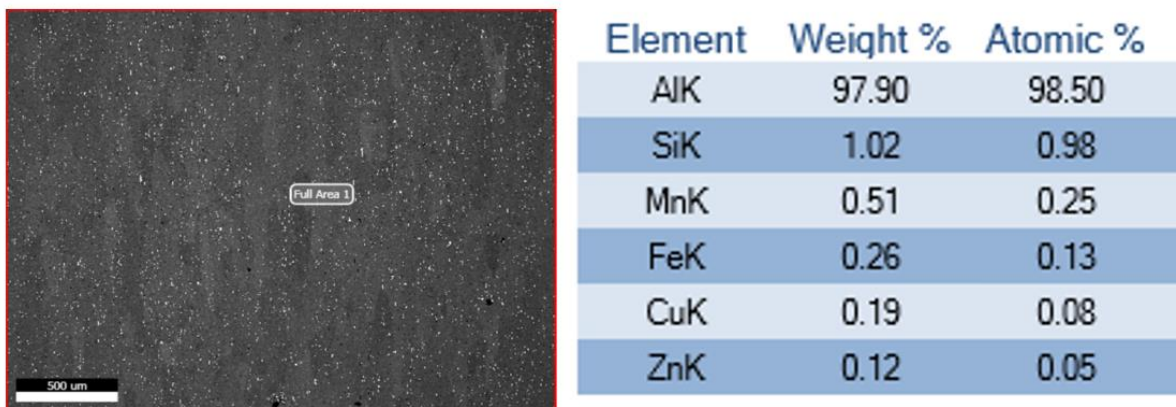


Figur 26 Prøve L (60% deformert, 8t utherdet) tatt i lysoptisk mikroskop med 10 ganger forstørrelse. Tatt normalt på valseretningen.

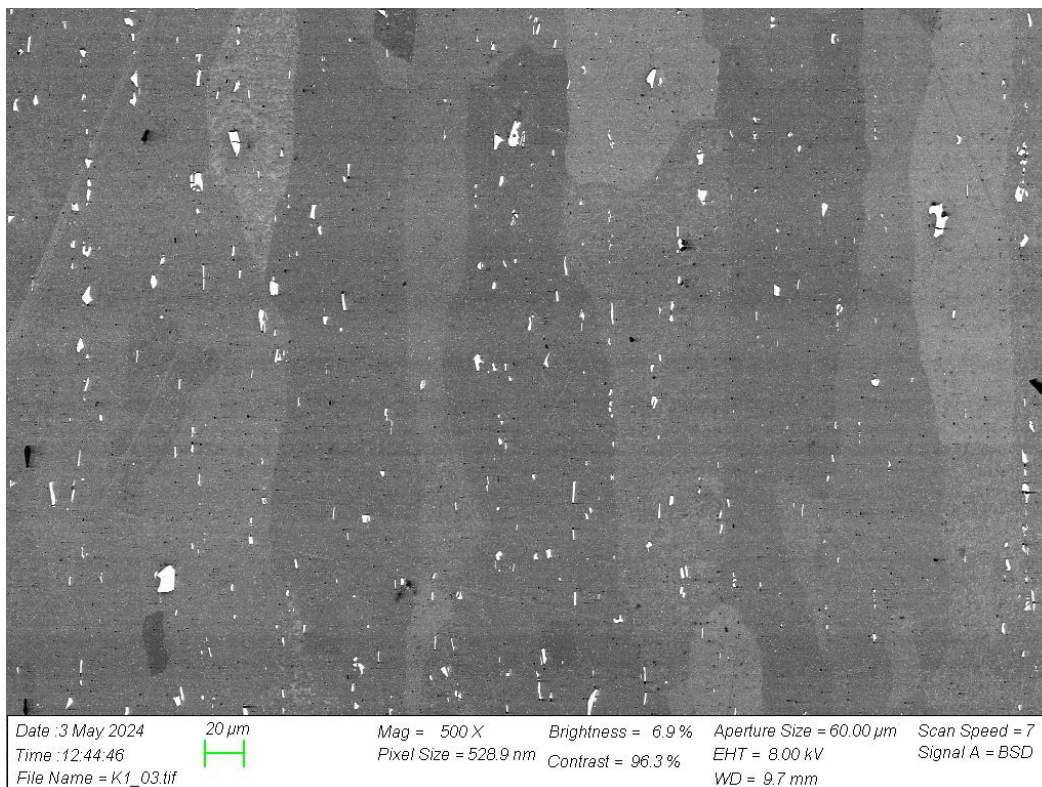
4.4 SEM (Scanning electron microscopy)

4.4.1 EDS

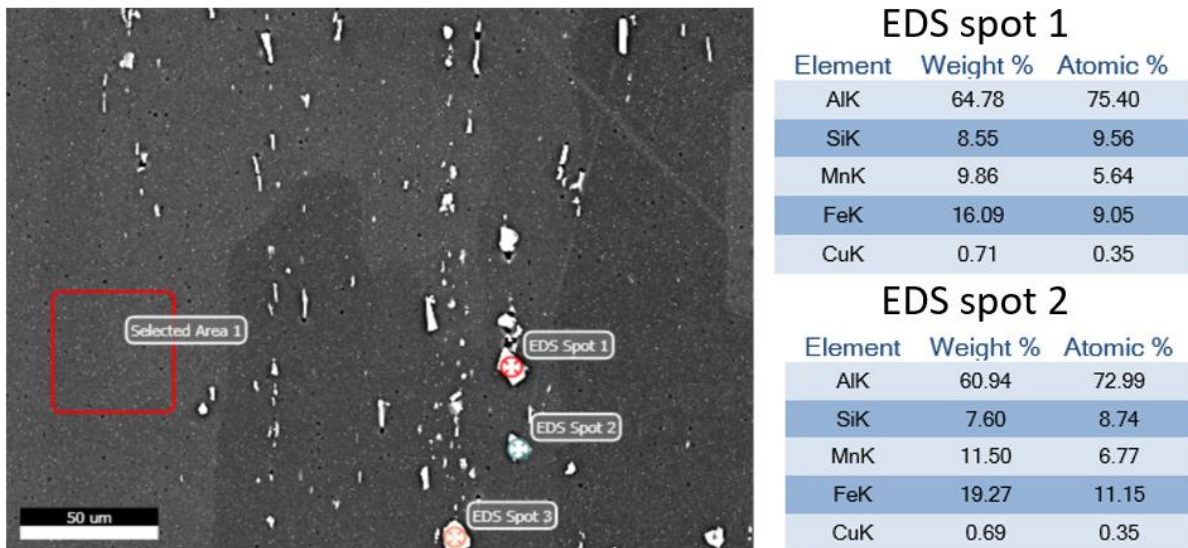
Det ble gjennomført kjemisk analyse av et større område på prøven for å se på den faktiske atomære sammensetningen på et tilfeldig område i materialet. Analyse resultatene stemmer ganske bra overens med den oppgitte sammensetningen til legeringen fra produsenten med unntak av Mg som ikke ble plukket opp av detektoren.



Figur 27 Kjemisk sammensetning matriks. Målestokken i nedre venstre hjørne er 500 µm.



Figur 28 EDS bilde prøve K (30% valset, 8t utharding), 500 ganger forstørret. Valseretning er vertikalt på bildet.

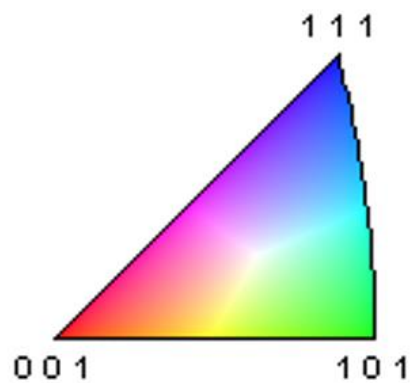


Figur 29 Kjemisk sammensetning hvite partikler.

Det ble valgt ut noen av de hvite prikkene som kan se ut som partikler til å analysere den kjemiske sammensetningen. «Spot 1» og «Spot 2» ble analysert, og resultatene viser høye verdier av jern (Fe), mangan (Mn), og silisium (Si) sammenlignet med den kjemiske sammensetningen til hoved matriksen.

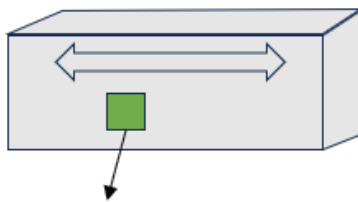
4.4.2 EBSD

EBSD ble gjort for å undersøke mikrostruktur og orienteringen til kornene i materialet. Det ble gjort undersøkelser på prøve A (materialet som levert), K (30% valset, 8t utharding) og L (60% valset, 8t utharding). Fargene som skiller kornene på bildene under er knyttet til krystallografisk orientering. Plottet som er i øvre høyre hjørne, viser grad av tekstur. Et tydelig mønster tyder på mye deformeringstekstur, ser mønsteret tilfeldig ut er også orienteringen tilfeldig fordelt.

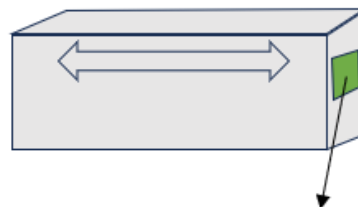


Figur 30 Fargekode for orienter kornretning EBSD

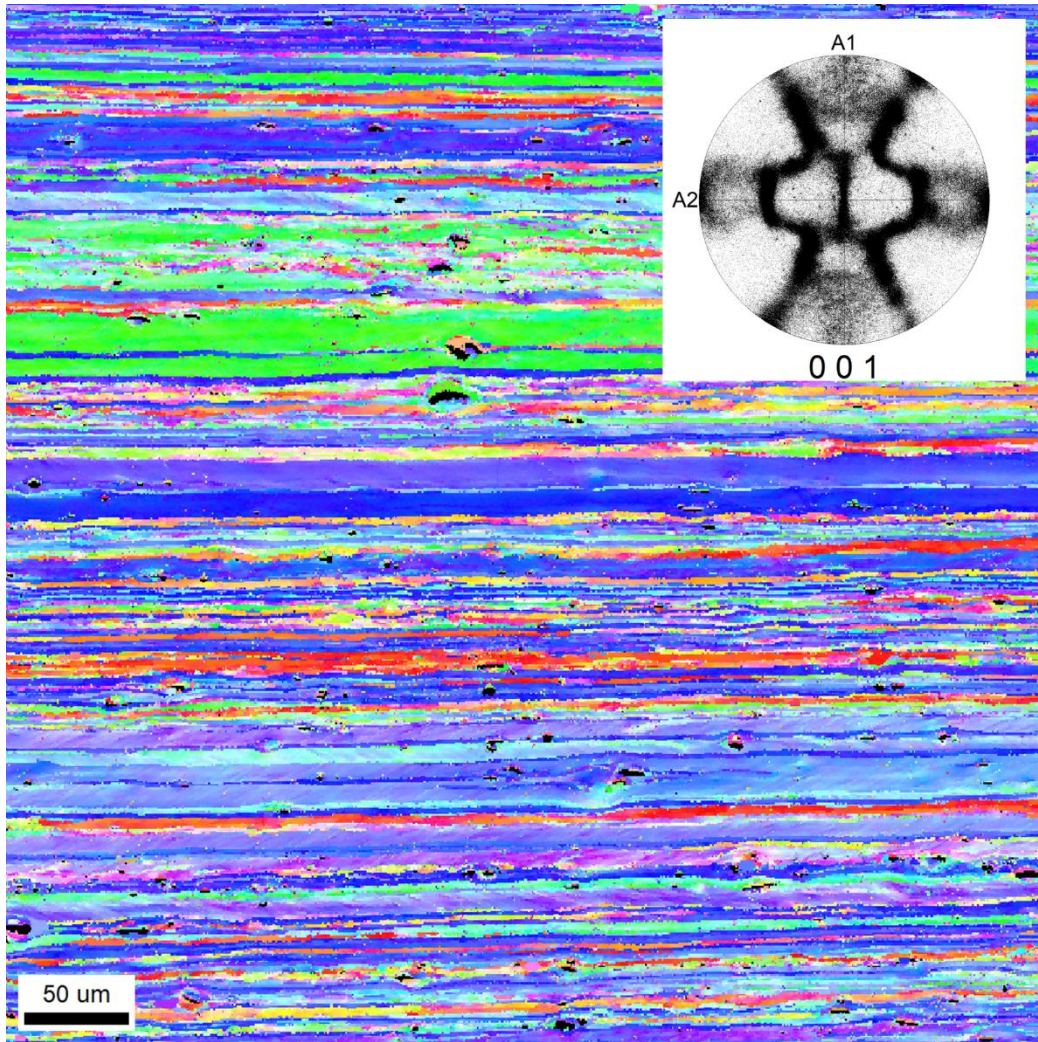
Normalt på valseretning



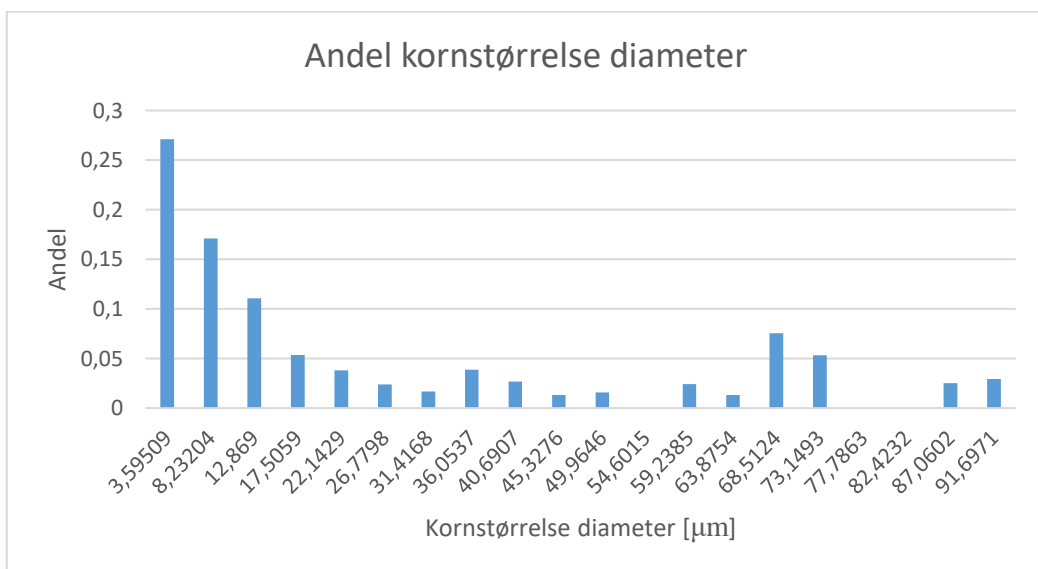
Parallelt med Valseretning



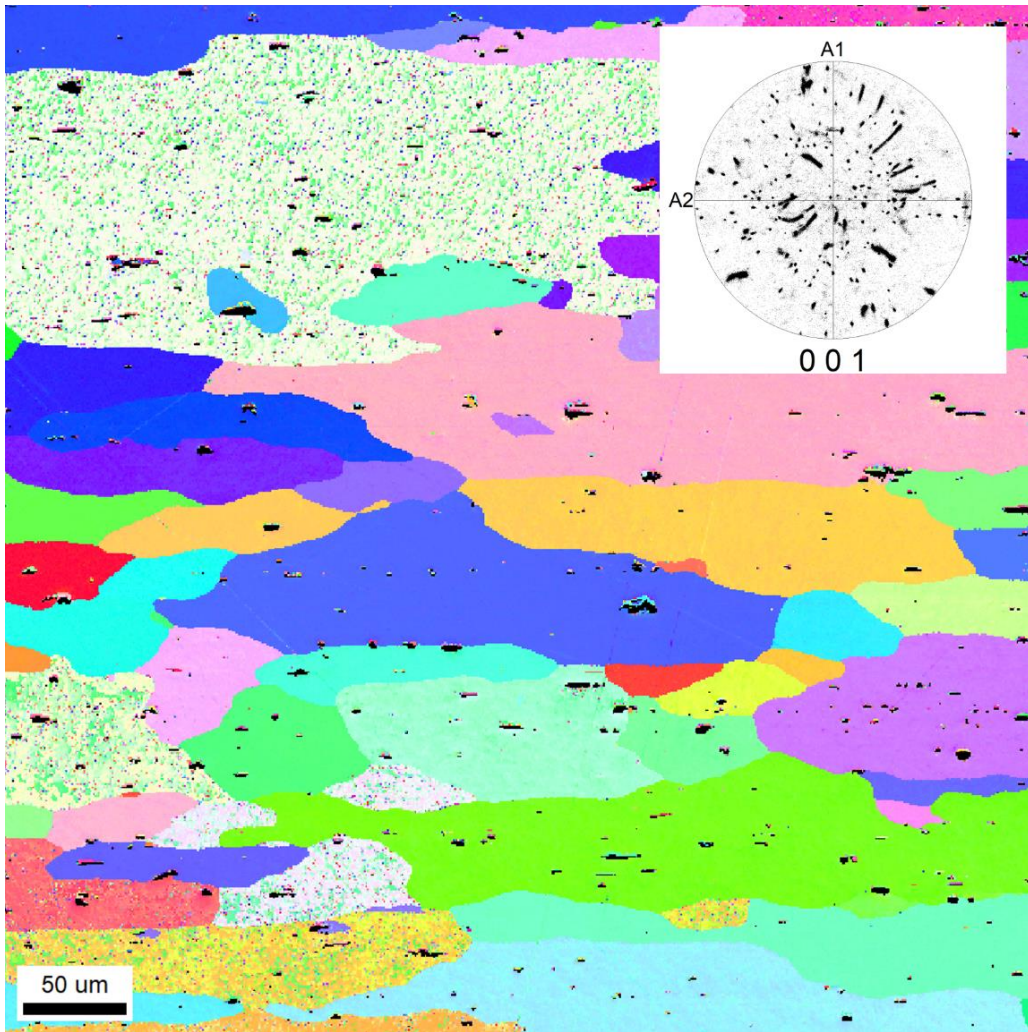
Figur 31 Angivelse av begrepene normalt og parallelt i forhold til valseretning.



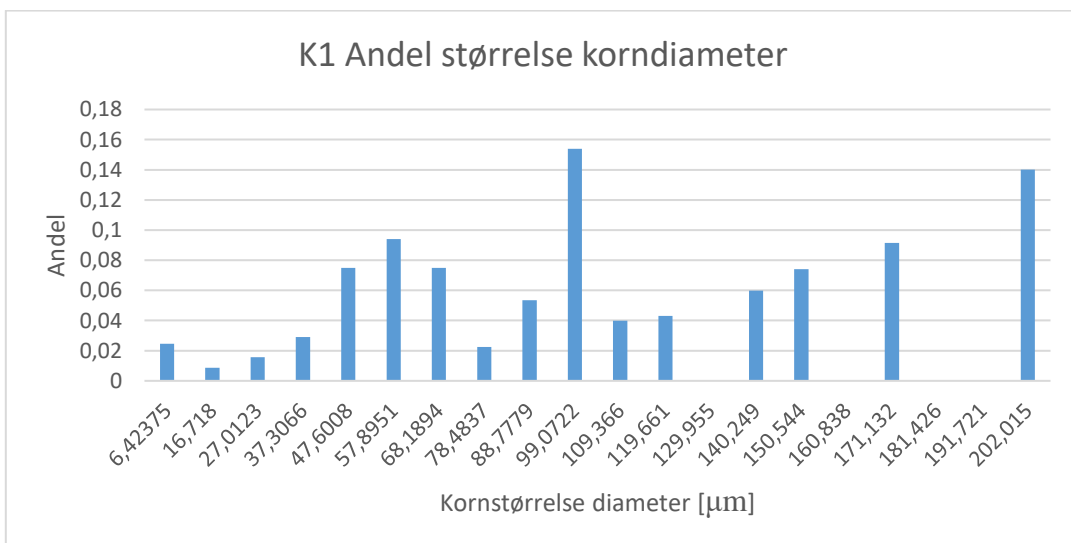
Figur 32 EBSD normalt på valseretning av prøve A (materialet som mottatt). 150 ganger forstørrelse.



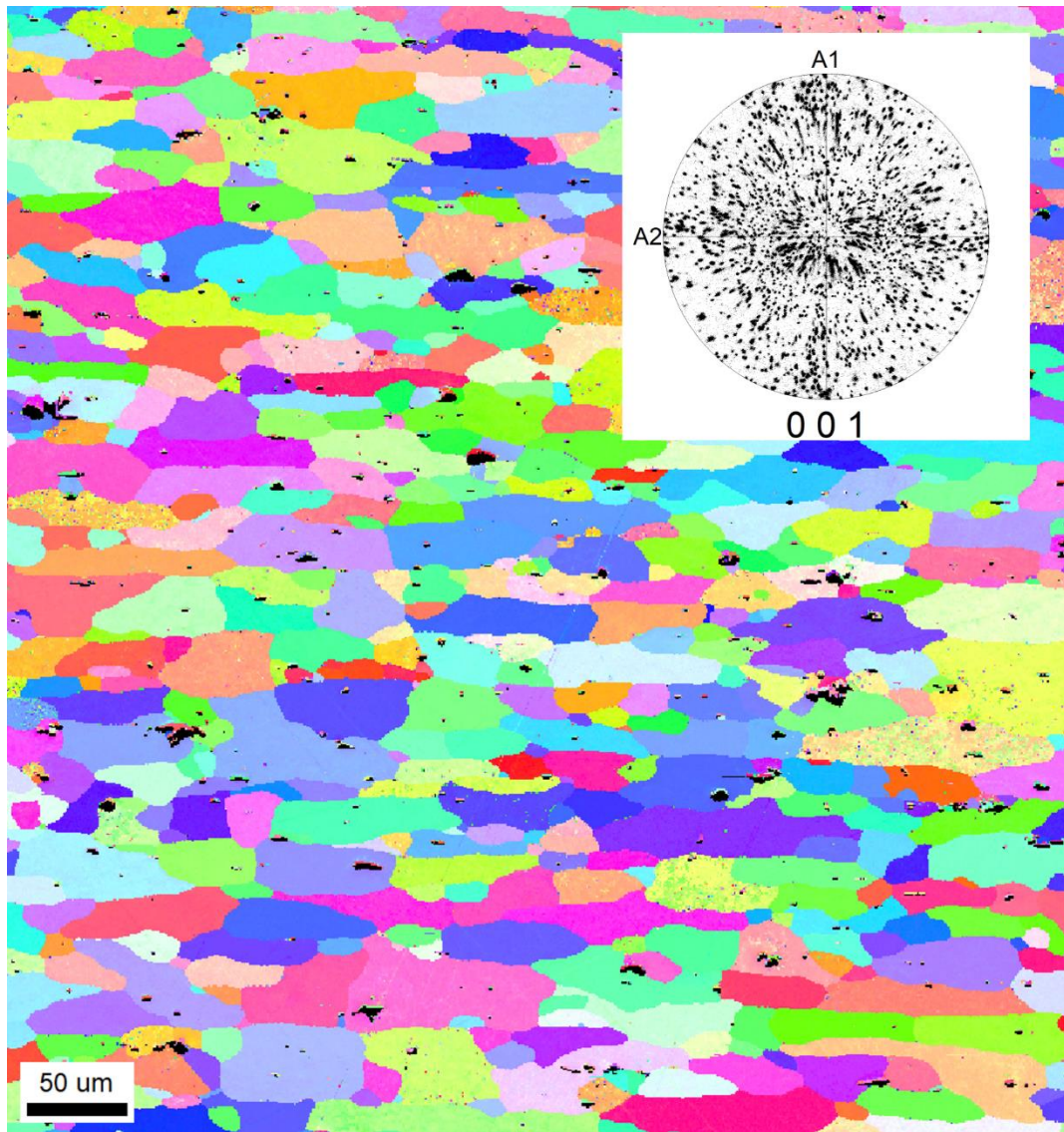
Figur 33 Kornstørrelse diameter andel prøve A



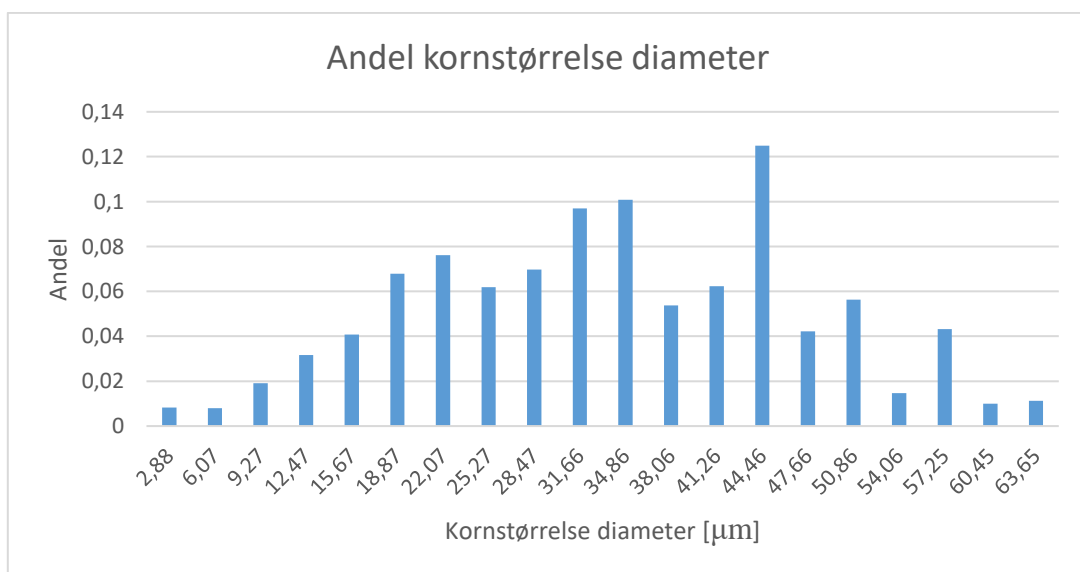
Figur 34 EBSD normalt på valseretning av prøve K (30% valset, 8t utharding). 150 ganger forstørrelse.



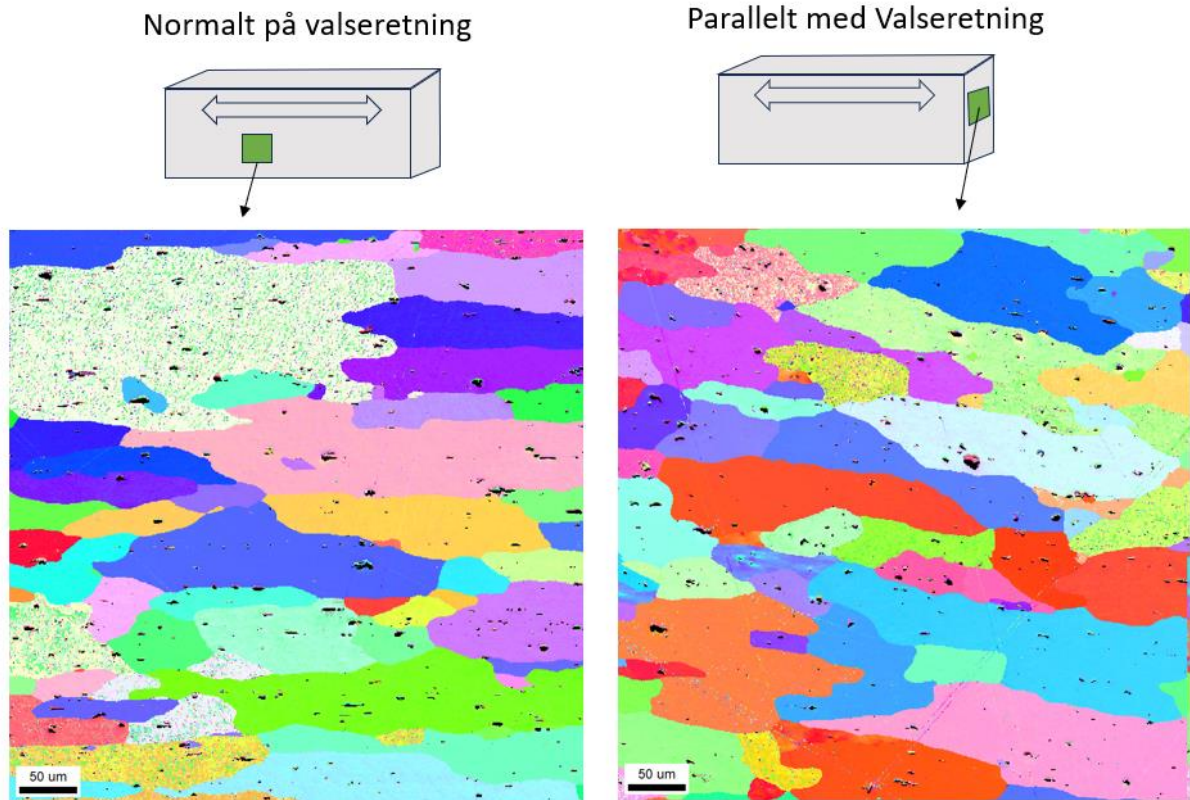
Figur 35 Korntørrelse K1



Figur 36 EBSD normalt på valseretning av prøve L (60% deformert, 8t utherdet). 150 ganger forstørrelse.



Figur 37 Kornstørrelse diameter andel prøve L



Figur 38 Sammenligning av valseretningene prøve K (30% valset, 8t utharding) Målestokk angitt ved 50 μm .

I figuren over er de to retningene fra prøve K (30%, 8t utharding) sidestilt for å sammenligne utformingen på kornene. Bildet tatt normalt på valseretning viser at kornene er noe utstrakt i valseretningen, materialet har beholdt litt av valsestrukturen. Bildet som er tatt parallelt med valseretningen, viser korn som har mer tilfeldig utforming. Likevel kan det gjenkjennes noe valsestruktur ved at kornene er bredere enn de er høye.

5. Diskusjon

Tendensen fra hardhetsmålingene ved at det oppstår en nedgang i styrken til materialet fra to til fire timer utharding kommer også frem i resultatene fra strekktesttingen. Det kan observeres en nedgang i strekkfasthet i prøve G (30% deformert, 4t utharding) fra prøve E (30% deformert, 2t utharding). I hardhetstestingen øker styrken videre ved 6 og 8 timer utharding. Prøve L (60% deformert, 8t utharding) hadde høyest strekkfasthet med 345 MPa i begge testretninger. Selv om strekkfastheten var lik, er det noe forskjell i forlengelsen. Med 17,3% med valseretningen og 18,1% tøyning ved brudd mot valseretningen. Sammenlignet med prøve G (30% deformert, 4t utharding) med over 25% forlengelse ved brudd er prøve L et sprøtt materiale.

Nedgangen i hardhet og styrke ved fire timer utharding er vanskelig å forklare. SINTEF har i år 2020 under eksperimentelt arbeid på AA6010 også sett en liten nedgang i hardhet. De forklarer at det mulig kan skyldes at en av partikkeltypene går i løsning, og at en nedgang i fasthet observeres før flere andre partikler får vokst fram for så å kompensere for et tap i total partikkeltetthet. Det ble heller ikke loggført materialtemperatur under varmebehandlingen, ovnens interne termometer ble brukt i det eksperimentelle arbeidet. Det er derfor ikke sikkert at temperaturen i materialet var den samme som lufta i ovnen. Det ble allikevel vurdert som nøyaktig nok grunnet legeringens termiske ledeevne.

Ved sammenligning av hardhet og strekkfasthet parallelt med- og normalt på valseretningen burde sammenhengen være lik ifølge teorien. Dersom det ikke er noen form for anisotropi eller valsetekstur i materialet, skal de mekaniske egenskapene være helt like i de to retningene som det har blitt utført tester. Resultatene viser at egenskapene ikke er helt like. Det blir vanskelig å trekke slutninger til dette siden utfellingspartiklene eller presipitatene ikke har blitt observert. Teorien sier at herdepartiklene ikke vil påvirke styrken i de forskjellige retningene.

Faglitteraturen sier at effekten av herding ved kornstørrelse reduksjon er liten for aluminium. Det er tydelig stor forskjell mellom størrelsen på kornene til prøvene som er valset 30% og 60%. EBSD analysen av kornstørrelse diameter viser at middelveidien til 30% valset er rundt 100 μ m, for 60% valset er størrelsen rundt 30 μ m. Selv om effekten av *Hall-Petch* er liten, burde det vært en klar forskjell mellom hardhet for 30% (store korn) og 60% (små korn). Dette stemmer for prøvene som har vært på utharding i åtte timer, her er det rundt 10% forskjell i hardhet på prøve K og L. For prøve I og J som er eldet i seks timer, er resultatene de samme innenfor standardavviket.

Forventet maksimal hardhet for AA6010 legeringen er på rundt 130 Vickers. I artikkelen [4] skriver Sintef at de oppnådde hardhet på 130 ± 5 [HV5]. Der ble materialet varmebehandlet i 30 minutter ved 540°C, bråkjøling avbrutt ved 25°C, lagret i romtemperatur i 30 minutter og utfellingsherdet i tre timer ved 185°C i oljebad. Denne prosessen er annerledes enn den som ble valgt for denne oppgaven, som ga maks hardhetsverdi på $118 \pm 1,5$ [HV20]. I artikkelen skriver de at den høye hardheten kan skyldes at ved romavkjøling dannes det Mg-Si vakans klynger som oppfører seg som kim-danningsområder for β'' presipitater. For å kunne bekrefte eller avkrefte dette må det gjøres nøyere undersøkelser av mikrostrukturen i transmisjon elektron mikroskop (TEM).

En annen mulig grunn til at materialet ikke nådde sitt hardeste potensiale er tiden fra bråkjølingen til den går i ovnen på utharding. Dette bør skje så raskt som mulig, men det var kun én ovn tilgjengelig. Ovnen måtte kjøles ned fra 566 til 177 °C, det tok 60 minutter før den holdt stabil temperatur. Generelt for legering AA6010 fører lenger tid i romtemperatur til reduksjon i herdepotensiale.

For at materialet skal ha samme mekaniske egenskaper i alle retninger, er det ønskelig med så lite tekstur fra valsingen. I materialet som levert (prøve A) er det tydelig tendens til mye valsetekstur. For å bli kvitt dette må materialet rekrystalliseres, resultatene tyder på at dette har skjedd. EBSD resultatene viser tegn til dette, hvor det i prøve K og L (rekrystallisert og 8t utharding) ser ut til at valseteksturen nesten har forsvunnet helt.

Grunnet feilberegning ved oppdeling av materiale i planleggingsfasen, ble det ikke nok materiale til å lage mer enn én strekkprøve per prøve. Resultatene fra strekktestingen er derfor basert på en test, og ikke et gjennomsnitt av flere. Alle prøvene skulle bli strekktestet normalt på og parallelt med valseretningen. Det ble oppdaget under testingen at prøve H var det laget to strekkstaver i samme retning, som var normalt på valseretningen. Merk at i oversikten over alle strekktestene er prøve H2 presentert to ganger, dette er riktig da H1 ikke har blitt testet.

6. Konklusjon

I denne oppgaven har det blitt utført forskjellig grad av varmebehandling i form av utfellingsherding og valsing på en fabrikk-valset plate av aluminiumslegeringen AA6010. Hardhet- og strekktester ble brukt for å måle effekten av varmebehandling og valsing.

Materialet oppnår høyere styrke ved utfellingsherding. Legeringen mister sin tekstur fra valsingen ved rekrytallisasjon. Prøvene som ble 60% redusert ved valsing får mer finkornet mikrostruktur enn prøvene som ble valset 30%. Kornstørrelsen har en effekt på legeringen, mindre korn gir høyere motstand mot plastisk deformasjon.

Det burde vært utført flere strekkprøver for å gi resultatene standardavvik, og dermed et mer representativt utvalg. Det kunne også vært gjort hardhetsmålinger over et større område av prøvene, for å kvitte seg med usikkerheten om lokale forskjeller i materialet.

Det viktigste bidraget til styrking av legeringen er mest sannsynlig utfelte presipitater, disse har ikke blitt observert. Videre arbeid bør inneholde TEM analyse for å kunne studere utfellingspartiklene.

7. Referanser

[1] W. D. Callister Jr. og D. G. Rethwisch, *Callister's Material Science and Engineering*, 10th Edition, SI version, Global Edition, Hoboken, N.J: Wiley 2020

[2] G. E. Totten og D.S. MacKenzie, *Handbook of Aluminum – Volume 1 – Physical Metallurgy and Processes*, Boca Ranton, FL, USA: CRC Press, 2003

[3] B. Holmedal, R. Holmestad, F. Lu, C.D. Marioara, J.K. Sunde, "An improved modelling framework for strength and work hardening of precipitate strengthened Al-Mg-Si alloys" *Elsevier*, vol. 4, 2022, art no. 0921-5093.

[4] T. Pettersen, B. J. Myrvold, C.D. Marioara, O. Jensrud, «Hot deformation and die-quenching of 6000-series alloys – the effect of quench-interruption temperature" i *Light metals 2020*, Springer, s. 412 – 418, 2020.

[5] *Metalliske materialer Strekkprøving, Del 1: Metode for prøving ved romtemperatur*, NS-EN ISO 6892-1:2019, 01.03.2020.

[6] *Metalliske materialer Vickershardhetsmåling, Del 1: Prøvmingsmetode*, NS-EN ISO 6507-1:2023, 02.11.2023.

[7] M. Hatherly, W.B. Hutchinson, C. Barrett, T.B. Massalski "Structure of Metals" i *An Introduction to Textures I Metals*, New York, 1966, s. 535-583.

[8] J. H. J. P. Goodhew, R. Beanland, *Electron Microscopy and Analysis*, 3. Utg. Taylor & Francis, 2000.

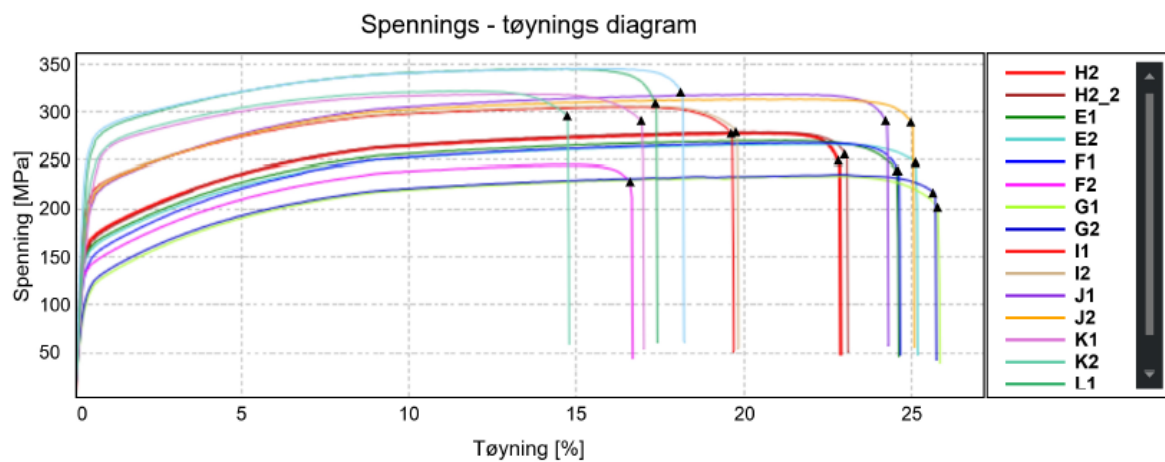
Vedlegg

Hardhetsmåling

Tabell 7 Samling av samtlige resultater fra hardhetsmåling.

Prøvenavn	HV20 Gjennomsnitt (fem prøver) Normalt på valseretning.	Standardavvik	HV20 Gjennomsnitt (fem prøver) Med valseretning.	Standardavvik
A	54.1	0.7	52.84	0.67
B	39.34	0.63	41.24	0.43
C	61.43	2.38	61.3	0.95
D	68.19	1.89	70.74	1.33
E	81.58	1.51	82.98	1.46
F	78.80	0.53	75.25	1.12
G	69.37	0.68	71.83	0.88
H	88.01	1.06	89.25	1.67
I	98.45	1.33	92.18	2.29
J	98.94	1.56	96.63	3.51
K	109.8	1.09	101.1	1.95
L	118.2	1.48	115.4	4.41

Strekktesting



	Prøvenavn	E-modul [GPa]	Rp0.2 [MPa]	Strekfasthet, Rm [MPa]	Spenning ved brudd [MPa]	Tøyning ved brudd, A [%]
1	H2	66,6	164	278	250	22,8
2	H2_2	63,8	162	279	257	23,0
3	E1	64,7	158	270	240	24,6
4	E2	73,1	153	266	248	25,1
5	F1	49,3	147	268	240	24,6
6	F2	59,6	139	245	228	16,6
7	G1	31,9	118	234	203	25,8
8	G2	34,2	122	236	218	25,7
9	I1	71,2	214	305	278	19,6
10	I2	62,3	213	306	280	19,7
11	J1	54,0	210	318	291	24,2
12	J2	60,5	211	313	289	25,0
13	K1	45,3	247	319	290	16,9
14	K2	57,2	246	322	296	14,7
15	L1	67,5	266	345	310	17,3
16	L2	79,9	267	345	321	18,1

Figur 39 Resultater samtlige strekkprøver. Hentet fra programvaren til Instron Strekkmaskin.