
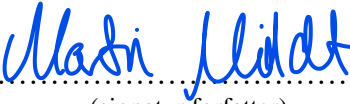




Universitetet
i Stavanger

DET TEKNISK-NATURVITENSKAPELIGE FAKULTET

BACHELOROPPGAVE

Studieprogram/spesialisering: Maskiningeniør/Materialteknologi	Vårsemesteret, 2022 Åpen / Konfidensiell
Forfattere: - Andreas Egeland - Martin Bernard Mildt	 (signatur forfatter)  (signatur forfatter)
Fagansvarlig: Vidar F. Hansen	
Tittel på bacheloroppgaven: Mikrostruktur og egenskaper til 3D-printet Inconel718 Engelsk tittel: Microstructure and properties for 3D-printed Inconel 718	
Studiepoeng: 20	
Emneord: <ul style="list-style-type: none">• Inconel 718• Mikrostruktur• Mekaniske egenskaper• Additiv produksjonsteknikk	Sidetall:65..... + vedlegg/annet:21..... Stavanger, <u>31.05.2022</u> dato/år

Sammendrag

Inconel 718 er en nikkelbasert superlegering som beholder gode mekaniske egenskaper i temperaturer fra -252 til 704°C. Dette sammen med god korrosjonsmotstand gjør at materialet egner seg bra til kritiske deler i krevende miljøer. Disse kan produseres ved hjelp av 3D-printing i form av selektiv lasersmelting (SLM), som gir større geometrisk frihet i forhold til konvensjonelle metoder. I tillegg sparer man råmaterial og produksjonen kan effektiviseres. Utfordringen er at det finnes lite data rundt materialegenskapene til slike deler.

Våren 2021 ble det testet et sett med SLM-produserte prøver av Inconel 718 ved UiS, som hadde blitt løsningsvarmebehandlet ved 980°C før en to-trinns presipitatherding. Disse prøvene viste god styrke og gode hardhetsegenskaper, men hadde grunnet høy dannelse av sprø deltapartikler i mikrostrukturen under varmebehandlingen, lav slagseighet og bruddforlengelse.

Hypotesen var at en varmere løsningsvarmebehandling ville løse opp deltafasen, slik at materialet ble mer duktilt og dermed fikk bedre slagseighet og forlengelse. For å bevise hypotesen ble mikrostrukturen og de mekaniske egenskapene til to like prøvesett, som ble varmebehandlet forskjellig, undersøkt. Prøvesettene ble løsningsvarmebehandlet ved 1100°C i 3 timer og presipitatherdet ved 700°C, det ene i 12 timer og det andre i 6 timer. De mekaniske egenskapene ble testet gjennom strekkprøving, skårslagprøving og hardhetsprøving. Mikrostrukturen ble studert med optisk- skanningelektron- og transmisjonselektronmikroskop.

Mikroskopiundersøkelsene viste mye mindre tegn til deltafase, som gjenspeiles i de mekaniske egenskapene til prøvene. Verdier mellom 46 og 76 Joule ble nådd under skårslagprøving, samt bruddforlengelser på 20-30 % ved strekkprøving, som er en økning fra 15-25 Joule slagseighet og 15-20 % bruddforlengelse fra 2021. Sammen med bruddflateanalysen i SEM, beviser dette at reduksjonen av deltafase har gjort materialet mer duktilt. På bekostning av økt duktilitet har materialet mistet noe styrke og hardhet, som kommer fram i strekkfastheten, flytegrensen og hardhetsprøvene. Dette er fordi det dannes flere og større styrkningspresipitater gjennom den to-trinns presipitatherdingen som ble utført i 2021, kontra årets presipitatherding.

Innhold

1.	Innledning.....	1
1.1	Begrensninger.....	1
2.	Teori.....	3
2.1	Tilvirkningsmetoder.....	3
2.1.1	Additiv produksjon	3
2.2	Varmebehandling	4
2.2.1	Løsningsvarmebehandling.....	5
2.2.2	Presipitatherding	5
2.2.3	Kornstørrelse, glidning og tvillingdannelse	6
2.3	Inconel 718	8
2.3.1	Kjemisk sammensetning.....	8
2.3.2	Mikrostruktur	9
2.4	Mekanisk materialprøving.....	13
2.4.1	Strekkprøving	13
2.4.2	Skårslagsprøving.....	15
2.4.3	Hardhetsprøving.....	16
2.5	Mikroskopi.....	17
2.5.1	Optisk mikroskopi.....	17
2.5.2	Elektronmikroskop	17
3.	Eksperimentelt	21
3.1	Prøvesettene oppbygning.....	21
3.2	Varmebehandling	22
3.3	HMS	22
3.4	Utstyr.....	24
3.5	Navngiving	25
3.6	Preparering og prøving.....	27
3.6.1	Strekkprøving	27
3.6.2	Skårslagprøving	28
3.6.3	Mikroskopiprøver	30
3.6.4	Hardhetsprøving.....	31
3.6.5	Bruddflater	33
3.7	Mikroskopi.....	34
3.7.1	Optisk mikroskop.....	34

3.7.2 SEM-bilder	35
3.7.3 TEM-bilder	35
4. Resultat.....	36
4.1 Strekkprøving	36
4.2 Hardhetsprøving.....	39
4.3 Skårslagsprøving.....	41
4.4 Mikrostruktur	42
4.4.1 Optisk mikroskopi.....	42
4.4.2 SEM.....	43
4.4.3 Skårslagsbruddflater.....	47
4.4.4 Strekkprøvebruddflater	48
4.4.5 TEM.....	49
5. Diskusjon	50
5.1 Mikroskopi.....	51
5.1.1 Bruddflater	52
5.2 Strekkprøving	53
5.3 Hardhet.....	56
5.4 Skårslagsprøving.....	58
5.5 Feilkilder	60
5.6 Videre arbeid	61
6. Konklusjon	62
7. Referanseliste	64
8. Appendiks A – Arbeidstegninger	I
9. Appendiks B - Navngivning	II
10. Appendiks C – Resultat Strekkprøve	IV
11. Appendiks D – Resultat Hardhetstest.....	VII
12. Appendiks E – Resultat Skårslagsprøve	VIII
13. Appendiks G - Bilder fra optisk mikroskopi	X
14. Appendiks H – Resultater fra kjemisk analyse.....	XII
15. Appendiks I – Datablad Aidro	XIII

Figurliste

Figur 2-1 Illustrasjon av SLM med bygge- og printeretning [3]	4
Figur 2-2 Substitusjonell styrking ved strekk (t.v.). Substitusjonell styrking ved kompresjon (midten). Interstiell styrking (t.h.) [6].....	5
Figur 2-3 Illustrasjon av dislokasjonsopphepninger [8]	7
Figur 2-4 De røde linjene viser tvillinger i Inconel 718 [4]	7
Figur 2-5 TTT-diagram for Inconel 718 [14].....	10
Figur 2-6 Tøyning-spenningsdiagram [16].....	14
Figur 2-7 Skårslagstest [18]	15
Figur 2-8 Illustrasjon av SEM [22].....	19
Figur 2-9 Illustrasjon av TEM [22].....	20
Figur 3-1 Prøvesettens oppsett på byggeplattformen	21
Figur 3-2 Byggeretning strekkprøver [24]	21
Figur 3-3 Varmebehandlingen til prøvesett A og B	22
Figur 3-4 Nummerering av overflater for prøvestykket CB20.....	30
Figur 3-5 Modell av innstøpt hardhetsprøve	32
Figur 4-1 Gjennomsnittlig flytegrense og strekkfasthet.....	37
Figur 4-2 Gjennomsnittlig bruddforlengelse og bruddkontraksjon	38
Figur 4-3 Gjennomsnittlig Vickershardhet	40
Figur 4-4 Gjennomsnittlig slagseighet målt i Joule, for hver printeretning for hvert prøvesett.....	41
Figur 4-5 OM-bilder av; a) B-1 og b) B-2.....	42
Figur 4-6 OM-bilder av; a) A-A og b) B-2	42
Figur 4-7 EBSD-bilde av A-1, 500X forstørrelse t.v. og 1000X t.h.....	43
Figur 4-8 EBSD-bilde av A-2, 500X forstørrelse t.v. og 2000X t.h.....	43
Figur 4-9 EBSD-bilde av B-1, 500X forstørrelse t.v. og 2000X t.h.	43
Figur 4-10 EBSD-bilde av B-2, 500X forstørrelse t.v. og 2000X t.h.	44
Figur 4-11 a) A1, b) A2, c) B1, d) B2.....	44
Figur 4-12 Kornstørrelse i diameter for a) A1, b) A2, c) B1, d) B2.....	45
Figur 4-13 EDS-Analyse av varmebehandling A med tilhørende spekter.....	46
Figur 4-14 SEM-bilder av prøve BYY2	47
Figur 4-15 SEM-bilder av prøve BZZ2	47
Figur 4-16 Prøve A-ET med ulike forstørrelser	48
Figur 4-17 Prøve B-YY med ulike forstørrelser	48
Figur 4-18 γ'' -presipitater observert etter varmebehandling A	49
Figur 5-1 Kravene stilt til additiv produsert Inconel 718, av Kongsberg Maritime	50
Figur 5-2 SEM bilder av C-2 (t.v.) og A-2 (t.h.).....	51
Figur 5-3 Flytegrense og strekkfasthet sammenliknet med varmebehandling C.....	53
Figur 5-4 Bruddforlengelse og bruddkontraksjon sammenliknet med varmebehandling C.....	54
Figur 5-5 Anisotropien til printelagene i strekkprøvene	55
Figur 5-6 Resultater hardhetsprøving, sammenliknet med varmebehandling C.....	56
Figur 5-7 Resultater skårslagsprøving, sammenliknet med varmebehandling C.....	58

Tabelliste

Tabell 2-1 Kjemisk sammensetning av legeringselementer i wt% i Inconel 718.....	9
Tabell 2-2 Viktigste fasene i Inconel 718.....	10
Tabell 3-1 Utstyrliste over alle maskiner som ble brukt	24
Tabell 3-2 Navngivning av prøvestykkene for prøvesett A	26
Tabell 3-3 Minste diameter for strekkprøver	28
Tabell 3-4 Navngivning til prøvestykkene for hardhetsprøvene og orienteringen	30
Tabell 3-5 Framgangsmåte for preparering av prøvestykker for mikroskopi	31
Tabell 4-1 Forklaring av benevninger for strekkprøveresultater	36
Tabell 4-2 Gjennomsnittlig vickershardhet for hele prøvesettene, inkludert standardavvik	39
Tabell 4-3 Gjennomsnittlig kornareal, μm^2	45
Tabell 4-4 Måling av lengden til γ'' -presipitatene i varmebehandling A og B.....	49
Tabell 5-1 Minstekrav konvensjonelt produsert Inconel 718 etter ASTM B637-18.....	50
Tabell 5-2 Data hentet fra Aidro sitt datablad	50

Forkortelser

ASTM – American Society for Testing and Materials

BCT – Tetragonal romsentret krystallstruktur

CAD – Computer-aided design

DIN – Deutsches Institut für Normung (Tysklands standardiseringsorganisasjon)

EBSA – Electron Backscatter Diffraction

EDS – Energy-dispersive X-ray Spectroscopy

FCC – Kubisk flatesentret krystallstruktur

HV – Vickershardhet

ISO – Internasjonal standardiseringsorganisasjon

PBF – Powder Bed Fusion

SEM – Skanningelektronmikroskop

SLM – Selektiv lasersmelting

TEM – Transmisjonselektronmikroskop

Forord

Denne oppgaven er skrevet i samarbeid med Kongsberg Maritime, underleverandøren AIDRO og Universitet i Stavanger, våren 2022 av bachelorstudentene Andreas Egeland og Martin Bernhard Mildt. Oppgaven har gitt et dypere innsyn i faget materialteknologi og prosessen som inngår i å teste et material og utstyret som trengs til dette.

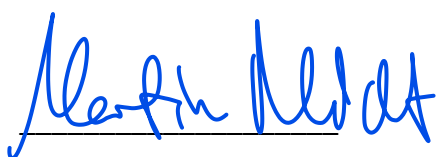
Vi ønsker å takke Mette Lokna Nedreberg og Kongsberg Maritime for tilliten som gav oss muligheten til å jobbe med denne oppgaven. Inconel 718 er et veldig spennende material med mange unike bruksområder. Additive produksjonsmetoder er teknikker med mye potensial i framtiden, som gjør at flere bedrifter og bransjer vil satse på disse.

Kombinasjonen av dette gjør at oppgaven vil ha en faglig relevans videre og resultatene kan forhåpentligvis brukes i mange år fremover i industrien.

Videre ønsker vi å takke professor Vidar Folke Hansen for en god dialog og bra veiledning gjennom hele oppgaven, og senioringeniør Wakshum M. Tucho for opplæring og hjelp med skanningelektronmikroskopet, undersøkelse av prøvestykkene i TEM og bildene tatt av bruddflatene i SEM. Vi vil også takke stipendiat Navid Sayyar for sin ekspertise og hans innspill gjennom oppgaven.

En spesiell takk rettes også mot senioringeniør Johan Andreas Håland Thorikaas og hele personalet på maskinverkstedet ved UiS, for all deres tid og hjelp med utstyr, maskiner og instrumenter som ble brukt i denne oppgaven.

Til slutt ønsker vi å takke det teknisk naturvitenskaplige fakultet ved UiS og alle andre personer som har vært involvert, for deres hjelp, råd og støtte for å kunne gjennomføre denne oppgaven.



Stavanger 31.05.2022



Stavanger 31.05.2022

1. Innledning

De seneste årene har Wakshum M. Tucho, senioringeniør ved Universitetet i Stavanger ledet undersøkelser av 3D-printet Inconel 718. Mikrostruktur og mekaniske egenskaper har blitt undersøkt etter ulike varmebehandlinger, blant annet av bachelorstudentene Sebastian Andres P. Canialez og Bjørn Andre Ohm våren 2021.

Inconel 718 er en nikkelbasert superlegering med høyt krominnhold som på grunn av dette er svært motstandsdyktig mot korrosjon og oksidasjon. I tillegg er materialet temperaturbestandig fra lave til høye temperaturer, noe som gjør bruksområdene til mange, spesielt i kombinasjon med additiv produksjon som gjør det mulig å produsere alle typer geometriske utforminger. Derfor undersøkes det hvilke materialegenskaper som kan oppnås ved 3D-printing i forhold til smidd eller støpt material, gjennom å varmebehandle på ulike måter, studere resultatene og sammenlikne med konvensjonelt produsert Inconel 718.

Denne oppgaven er med andre ord en videreføring av de tidligere undersøkelsene av Inconel 718. Ettersom skårslags- og strekkprøving ikke ble gjort av alle varmebehandlingene vårsemesteret 2021, var det viktig å gjøre prøvingen så likt som mulig som fjorårets bachelorstudenter for å kunne sammenlikne resultatene etter disse tre varmebehandlingene med hverandre. Da kan man få mer klarhet i hvordan mikrostrukturen endres og hvilke fordeler og ulemper de ulike varmebehandlingene har på de mekaniske egenskapene til 3D-printet Inconel 718, slik man kan få frem riktige egenskaper til ønsket bruksområde.

1.1 Begrensninger

Hovedbegrensningen ved arbeidet var at prøvene som skulle bli levert i slutten av januar, ikke kom før 28. mars. Dermed forsvant omtrent to hele måneder med kostbar tid. Da det til sammen var over 50 forskjellige prøvestykker som måtte bli finmaskinert, oppkappet eller behandlet før selve prøvingen kunne bli utført, krevde dette mye tid. Det var lite forhåndserfaring med maskinene og utstyret som ble brukt i prosessen, bortsett fra verkstedkurset og tidligere lab-øvinger. I tillegg gjorde oppussing og flytting av slipe- og mikroskopilaben at kursing på utstyr i disse ble utsatt og førte til kø på maskiner.

Erfaring og kunnskap innen materialteknologiske emner var begrenset til faget «MSK200 – Materialteknologi», undervist på UiS, og ingen hadde vært borti skanningselektron- eller transmisjonselektronmikroskopene før. Fraktografi var også et helt nytt emne, som er krevende og sette seg inn i uten forkunnskap.

Det ene prøvesettet ble også levert med feil varmebehandling i forhold til det som ble foreslått av Wakshum M. Tucho. I stedet for STA1100-2 (1100°C/3t + 720°C/8t & 620°C/8t) var det ene prøvesettet som ble levert varmebehandlet gitt følgende varmebehandling: 1100°C/3t + 700°C/6h. Derfor mangler det fortsatt å gjennomføre skårslags- og strekkprøving av STA1100-2 varmebehandlingen.

2. Teori

2.1 Tilvirkningsmetoder

Det finnes flere måter å maskinere et materiale på for å oppnå det man ønsker. Dreining, sliping, fresing, boring og smiing er eksempler på subtraktive produksjonsprosesser, metoder hvor man fjerner biter av et råstoff steg for steg for å lage en del eller ett produkt.

Maskinene for disse konvensjonelle prosessene har i nyere tid blitt støttet mer og mer av dataprogrammer, såkalte CNC-maskiner. Det motsatte av dette er additive produksjonsteknikker (AM) eller 3D-printing. Dette er metoder hvor material legges til på en måte som minner om blekkutskrift på ark. Fordelene med disse er at det er mindre begrensinger til hvor kompleks de geometriske formene kan være. I tillegg er de additive produksjonsmetodene som regel mer sparsom med tanke på råmaterial og tidsbruk, som kan gjøre produksjonen mer økonomisk.

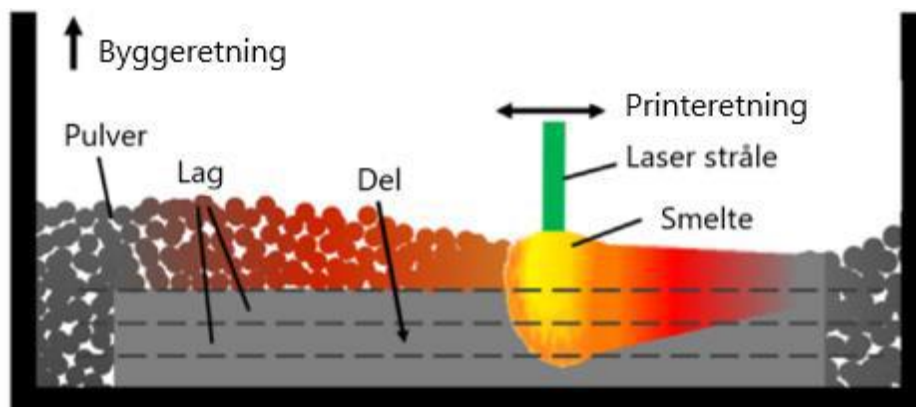
2.1.1 Additiv produksjon

Det finnes flere tilnærmet like metoder for additiv produksjon. Disse krever en tredimensjonal tegning fra et CAD-program av delen, som programmet til produksjonsmaskinen deler inn i tynne todimensjonale lag på mellom 20 og 100 mikrometer som printes tredimensjonalt lag for lag. Additiv produksjon blir derfor også omtalt som 3D-printing. Forskjellen mellom disse produksjonsmetodene ligger i hvilket råmaterial som brukes (pulver, metalltråd, væske) og energikilden for å smelte disse (laser, UV, elektronstråle) [1].

For å produsere materialprøvene til denne oppgaven ble det brukt «Powder Bed Fusion» (PBF) og herunder selektiv lasersmelting (SLM). Denne metoden går ut på at et lag med pulver fordeles utover som en pulverseng og en laserstråle smelter metallpartiklene sammen etter oppskriften i programmet. Etter laget i det todimensjonale planet har størknet senkes byggeplattformen ned og et nytt lag med pulver fylles på. Slik gjentas prosessen stegvis til delen er ferdig og støttemateriale og overflødig pulver fjernes [2].

Gjennom oppgaven brukes begrepene byggeretning og printeretning en del. Byggeretningen er retningen lagene smeltes i, altså oppover, parallelt med Z-aksen. Printeretningen er

retningen som laseren beveger seg, som blir i XY-planet i denne oppgaven. Dette betyr at laseren som smelter pulveret beveger seg horisontalt i XY-planet for å fullføre ett lag, deretter blir byggeplattformen senket vertikalt, parallelt med Z-aksen, før et nytt lag i XY-planet blir produsert. Dette illustreres i figur 2-1.



Figur 2-1 Illustrasjon av SLM med bygge- og printeretning [3]

2.2 Varmebehandling

Mange støpte og smidde nikkelbaserte legeringer kan ha forskjellige egenskaper endret avhengig av ulike typer varmebehandlinger. Dette gjøres siden additivt produserte deler har en del restspenninger etter produksjon. Mekanisk styrke ved både romtemperatur eller forhøyet temperatur, korrosjonsmotstand og oksidasjonsmotstand er noen av egenskapene som kan forbedres ved varmebehandling. Materialets muligheter for plastisk deformasjon avhenger av dislokasjonenes muligheter til å bevege seg. Derfor ønsker man å varmebehandle for å oppnå styrkning, hovedsakelig av atomer som går i fast løsning og partikkelstyrking.

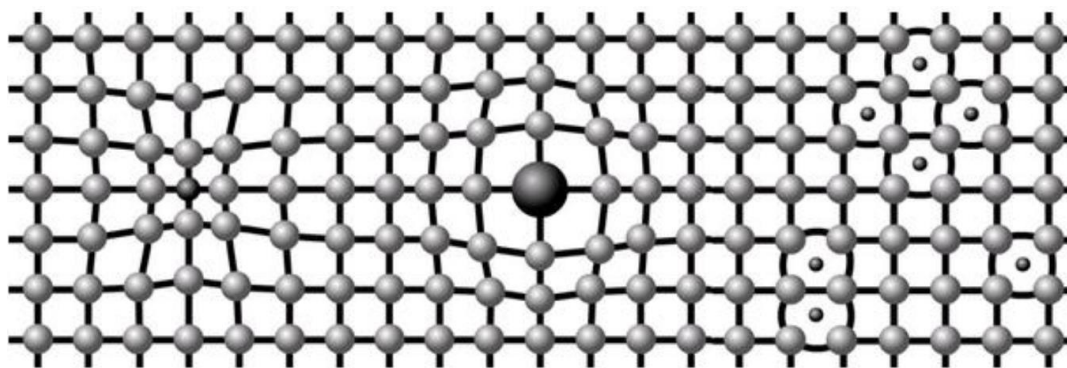
Den vanligste varmebehandlingsprosessen for mikrostruktur og mekaniske egenskaper til Inconel 718 er en to-steps varmebehandling gjort etter fabrikasjon, bestående av løsningsvarmebehandling og presipitatherding. Dette forkortes ofte med «STA» hvor «ST» står for løsningsvarmebehandlingen (*Solution treatment*) og «A» for presipitatherdingen (*Age hardening*) [4].

2.2.1 Løsningsvarmebehandling

For Inconel 718 ligger temperaturen på denne type løsningsvarmebehandling oftest mellom 970 og 1250°C, i og med at smeltetemperaturen er på omtrent 1300°C [5]. Poenget er å styrke materialet ved hjelp av å løse opp uønskede faser som er blitt dannet under størkning, gjennom at atomene fra disse går i fast løsning. Flytegrensen økes fordi når atomene har forskjellig atomdiameter enn den omgivende krystallstrukturen, tøyres den elastisk og dislokasjonene trenger mer energi for å passere strukturen.

Atomene kan løses opp substitusjonelt eller interstielt. Dersom et fremmedatom er vesentlig mindre enn matriksatomene legger det seg mellom disse og vi får interstiell løsning.

Substitusjonell løsning er dersom fremmedatomet tar plassen til et matriksatom. Dersom det er mindre enn matriksatomene skapes det strekkspenninger i gitteret, mens om det er større skapes kompresjonspenninger. Dette vises i figur 2-2 [6]. Atomene vil «låses» på disse plassene dersom man kjøler ned materialet raskt nok.



Figur 2-2 Substitusjonell styrking ved strekk (t.v.). Substitusjonell styrking ved kompresjon (midten). Interstiell styrking (t.h.) [6]

2.2.2 Presipitatherding

Presipitatherding, også kalt partikkelherding, er en metode for blant annet å øke styrken til metallegeringer. Dette skjer fordi sekundærfaser dannes. Det vil si at små partikler som er jevnt spredt av en annen fase oppstår i det opprinnelige krystallgitteret.

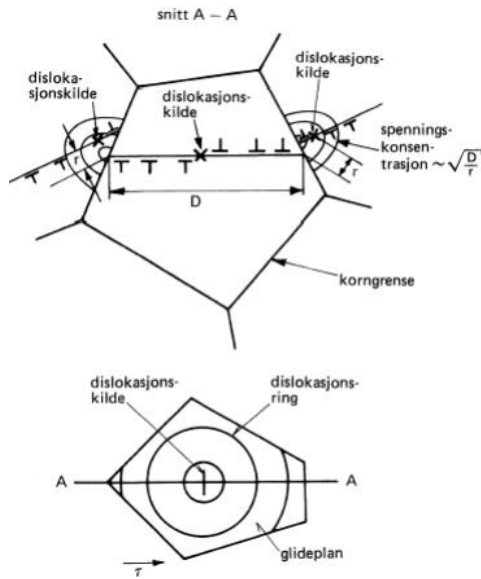
Etter løsningsvarmebehandlingen avkjøles materialet ned til romtemperatur, for å så bli oppvarmet igjen. For Inconel 718 ligger temperaturen for presipitatherding mellom 650°C og 900°C, alt etter ønsket effekt av varmebehandlingen. Ofte deles denne prosessen inn i to

trinn, der temperaturen og tiden varier. Under presipitatherding vil man forme styrkningspresipitater som hindrer dislokasjonsbevegelser. Dersom disse presipitatene har riktig størrelse, og er koherente eller semikoherente, vil de kunne bidra til økt styrke og hardhet [4]. Dette oppstår når det dannes partikler av atomene som enten er løst interstitielt eller substitusjonelt i gitterstrukturen til matriksfasen og diffunderer etter løsningsvarmebehandlingen.

2.2.3 Kornstørrelse, glidning og tvillingdannelse

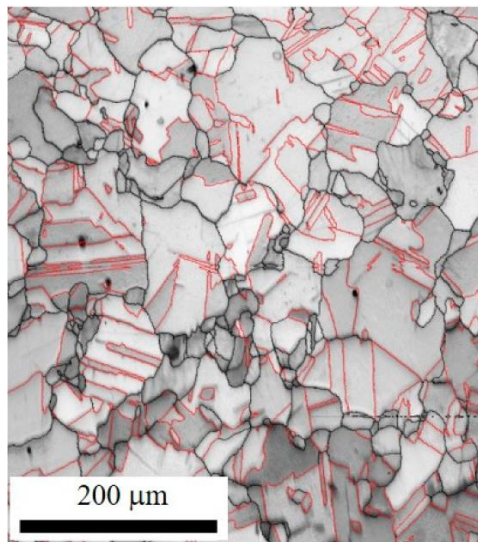
Korn er områder i matriks hvor krystallene er likt orientert, og grenseflatene deres er plandefekter hvor to ulike krystallografiske orienteringer møtes. Dette er med å påvirke de mekaniske egenskapene til materialet. For at materialet skal flyte, trengs glidning i større målestokk. Glidning er dislokasjoner som beveger seg på tvers av korngrensene og skjer lettest hvor atomtettheten er størst og i retninger hvor avstanden er minst. Korngrensene virker som barrierer mot glidning på grunn av at kornene har ulik krystallografisk orientering i forhold til hverandre. Derfor vil mindre korn føre til flere slike barrierer som igjen fører til en styrkeøkning i materialet. Figur 2-3 viser hvordan opphopning av dislokasjoner fører til økt spenning i nabokornet, som kan gjøre at en dislokasjonskilde igjen kan aktiveres midt i kornet. Denne sender ut dislokasjonsringer som stoppes av korngrensene. Hall-Petch likningen viser sammenhengen mellom flytegrensen (σ_Y) og gjennomsnittlig korndiameter (d). σ_0 og k_y er materialkonstanter. For mange legeringer forbedrer kornstørrelsereduksjon også seigheten til materialet, men minker sigemotstanden [7, 8].

Hall-Petch likningen: $\sigma_Y = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}}$.



Figur 2-3 Illustrasjon av dislokasjonsoppbygninger [8]

Tvillinger er også en type struktur som bidrar med å styrke materialer, og som tidligere har blitt observert i Inconel 718. Denne strukturen kan ses i figur 2-4 og kan enten dannes ved hjelp av mekaniske krefter eller formes ved varmebehandling. Atomene forflyttes slik at atomene på hver sin side av tvillinggrensen speiler hverandre [7]. Dette fører først og fremst til økt styrke i form av økt strekkfasthet, men også økt bruddforlengelse. På den negative siden har det vist seg at tvillinggrenser har vært startområder for utmattelsesbrudd [9].



Figur 2-4 De røde linjene viser tvillinger i Inconel 718 [4]

2.3 Inconel 718

Inconel 718, også kjent som «UNS N07718» eller «Alloy 718» er en type nikkelbasert legering. Denne type legeringer er svært viktige for ingeniørbruk grunnet god styrke ved høye temperaturer og god korrosjonsmotstand. Dette er siden matriksfasen til nikkelbaserte legeringer forblir austenittisk fra størkning og ned til absolutt nullpunkt. Derfor beholder Inconel 718 gode egenskaper helt fra -252 til 704°C, noe som gjør at materialet brukes mye i luftfart, romfart, energiindustrier og maritime sammenhenger til komplekse deler som tannhjul til turbinrotorer eller høytrykksrør [10].

Maskineringen av Inconel 718 viser seg derimot til å være mer utfordrende, sammenlignet med andre konstruksjonsmaterialer. Under maskineringen dannes det høye temperaturer i kontaktregionen mellom arbeidsstykket og verktøyet. Dette skyldes hovedsakelig den lave termiske konduktiviteten på 11 W/m°C, som gjør at varmeutvikling hovedsakelig foregår i verktøyet og verktøyslitasjen blir framskyndet. I tillegg er maskineringen tidkrevende grunnet høy mekanisk styrke og hardhet. For å sammenligne maskineringsegenskapene til forskjellige materialer ved ulike bearbeidingsprosesser, bruker man det som kalles for maskineringsindeks. Høy maskineringsindeks betyr at det er enklere å maskinere metallet. Maskineringsindeksen til Inconel 718 ligger på kun 12%, noe som er veldig lavt sammenlignet med for eksempel stålet DIN 10S20, der indeksen ligger på 100%. Dette gjenspeiles i anbefalt skjærehastighet, ved dreining av stålet DIN 10S20 anbefales en hastighet mellom 375 og 505 m/min, mens for Inconel 718 anbefales det kun 35 til 45 m/min. Tidsbruken på maskinering av Inconel 718 er dermed rundt 10 ganger mer krevende [11].

2.3.1 Kjemisk sammensetning

Den kjemiske sammensetningen for additivt produsert Inconel 718 er gitt av ASTM F3055 – 14a; «Standard Specification for Additive Manufacturing Nickel Alloy (UNS N07718) with Powder Bed Fusion», i tabell 2-1 [12].

Tabell 2-1 Kjemisk sammensetning av legeringselementer i wt% i Inconel 718

Grunstoff	Minimum	Maksimum
Ni	50	55
Cr	17	21
Fe	Resten	
Nb (+Ta)	4,75	5,50
Mo	2,80	3,30
Ti	0,65	1,15
Al	0,20	0,80
Co	-	1,00
Si	-	0,35
Mn	-	0,35
Cu	-	0,30
C	-	0,08
P	-	0,015
S	-	0,015
B	-	0,006

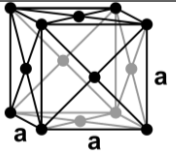
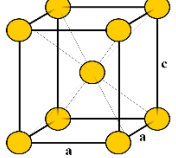
2.3.2 Mikrostruktur

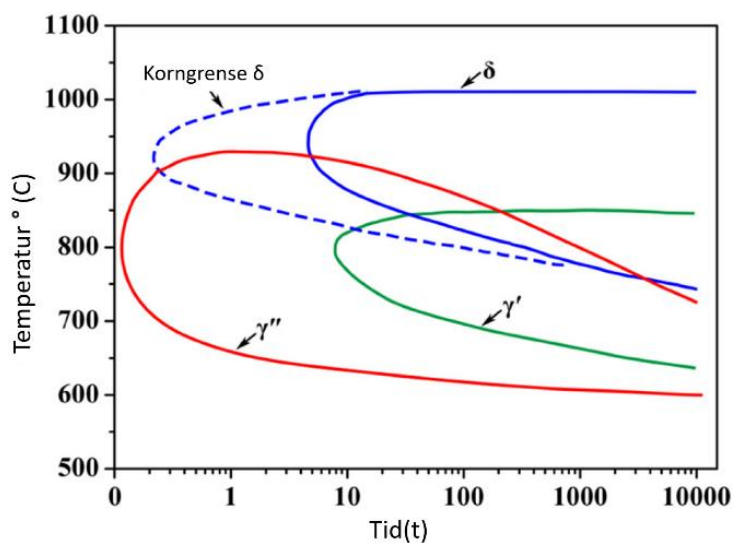
Nikkelbaserte legeringer inneholder aluminium, titan og/eller niob, som ved riktig varmebehandling kan brukes til å danne en rekke styrkningspresipitater. Disse er som oftest koherente med matriksfasen, gamma (γ) som er matriksfasen til alle nikkelbaserte legeringer. Koherensen betyr at det enklere dannes sekundærfaser som blant annet gamma merket (γ'), gamma dobbel merket (γ''), deltafase (δ) og Laves som alle påvirker de ulike mekaniske egenskapene på ulike måter. Utfellingen av disse skjer ofte langs korngransene på grunn av at det kreves mindre energi her. For Inconel 718 og nikkellegeringer styrket av presipitater som inneholder niob er γ'' hovedstyrkningspresipitatet. Karbider kan også finnes i denne typen legeringer.

De nevnte sekundærfasene sammen med morfologi og kornstørrelse påvirker alle de mekaniske egenskapene i positive og negative retninger. Ved hjelp av riktig

varmebehandling og utfelling av blant annet γ' og γ'' kan man oppnå 0,2%-flytegrenser på over 1035 MPa og strekkfastheter over 1380 MPa [13]. Tabell 2-2 viser sammensetningen og kystalstrukturen til disse fasene, mens figur 2-5 viser ett TTT-diagram (Tid-Temperatur-Transformasjon) for Inconel 718.

Tabell 2-2 Viktigste fasene i Inconel 718

Fase	Sammensetning	Krystalstruktur	
Gamma merket (γ')	$\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$	FCC	
Gamma dobbelmerket (γ'')	Ni_3Nb	BCT	
Delta (δ)	Ni_3Nb	Ortorombisk	
Laves (L)	Fe_2Nb , Fe_2Ti , Fe_2Mo , Co_2Ta	Heksagonal	



Figur 2-5 TTT-diagram for Inconel 718 [14].

Gamma (γ)

Gammafasen er matriksfasen til Inconel 718 og alle andre nikkelbaserte legeringer og inneholder normalt høye prosentandeler løsningselementer som jern, krom, molybden, og kobolt. Gammafasen har kubisk flatesentert (FCC) krystallstruktur og forblir austenittisk fra temperaturer helt fra størkning til absolutt null. Matriksfasen er ikke-magnetisk, noe som gjør at materialet heller ikke er magnetisk [13].

Gamma merket (γ')

Gamma merket er en intermetallisk forbindelse med kubisk flatesentrert krystallstruktur. Den kjemiske sammensetningen er $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ og den dannes derfor av at aluminium eller titan reagerer med nikkel og utfeller γ' -presipitater som er koherente med gammamatriksen. Formen på presipitatene kan enten være kubiske eller runde, noe som varierer med molybden-innholdet og forholdet mellom aluminium og titan. γ' er et vanlig styrkningspresipitat for mange nikkel- og nikkel-jern-baserte superlegeringer, og har egenskaper som gir et merkbart styrkebidrag selv ved høye temperaturer [13].

Gamma dobbel-merket (γ'')

Gamma dobbel merket (γ'') har den kjemiske sammensetningen Ni_3Nb og blir dannet i matriks når niobatomer blir tatt opp av nikkelatomer. Fasen har en romsentrert tetragonal (BCT) gitterstruktur og er koherent med matriks. Grunnen til styrkningsbidraget til γ'' er det store spenningsmisforholdet mellom γ'' -fasen og gammamatriks, på omtrent 3%, som skaper spenningsfelter i matriks som hindrer dislokasjonsbevegelser. γ'' sørger for veldig høy styrke ved lave til middels-høye temperaturer, men er som vi kan se i figur 2-5 ustabil over omtrent 650 °C [13].

Laves (L)

Laves-fase er en intermetallisk forbindelse med heksagonal krystallstruktur og støkiometri A_2B hvor «A» kan representere nikkel, krom eller jern og «B» kan representere niob, molybden, titan eller sink. Laves finnes ofte i nikkellegeringer på grunn av niob og dannes i Inconel 718 ved utskilling av dette under størkning.

Laves er en sprø fase som det er viktig å fjerne fordi den minsker materialets duktilitet under strekk, samt utmattelses- og sigebruddegenskapene. Niob, titan og aluminium går i fast løsning til matriksfasen når Laves løses opp [13].

Delta (δ)

Deltafase har lik sammensetning som γ'' (Ni_3Nb), men ortorombisk krystallstruktur. Den finnes ofte langs korn grensene, og kan sees som nålformede partikler som står vinkelrett på hverandre på grunn av hvordan presipitatenes krystallografiske orienteringer er i forhold til matriks. Deltafase er en viktig presipitafase for Inconel 718 og er inkoherent med matriks. Dette er fordi den bidrar med å stabilisere kornstørrelsen og beholde styrke ved høye temperaturer. Ved løsningsbehandling ved 900°C er utfellingshastigheten av δ -fase raskest. Både δ og γ'' har sammensetningen Ni_3Nb men forskjellig krystallstruktur. γ'' er en styrkeøkende fase som er ustabil ved temperaturer over 800°C og kan da omformes til δ -fase som betyr at utfelling av delta fører til tilsvarende reduksjon av γ'' . Denne utfellingen skjer ofte ved korn grensene, sannsynligvis på grunn av den høye niobkonsentrasjonen her. I tillegg kreves mindre energi å utfelle nye faser her fordi atomene ikke er i likevekt og har derfor høyere kinetisk energi [10].

Grunnen til at man ønsker å unngå for store mengder deltafase er fordi den er forbundet med reduksjon i slagseighet og sigemotstand, som vil si at materialet blir mer sprøtt og man vil få ekstremt dårlig slagseighet.

Karbider

Karbider kan opptre i forskjellige former i Inconel 718 og krever en karbonmengde på minst 0,02 wt% for å reagere med andre legeringsstoffer. Eksempler på karbider er MC, M_{23}C_6 , M_6C , M_7C_3 , hvor «M» representerer ett eller flere grunnstoffer. MC-karbider dannes vanligvis ved slutten av størkning ved en eutektisk reaksjon med matriks, og har romsentrert kubisk gitterstruktur. Dannelse av karbider har også et styrkebidrag [13, 15].

2.4 Mekanisk materialprøving

Materialeegenskaper er viktige for å vite hvilke bruksområder som egner seg for et material. De mekaniske materialeegenskapene forteller hvordan materialet oppfører seg ved påvirkning av ytre krefter og kan for eksempel måles i flytegrense, strekkfasthet, forlengelse, slagseighet, utmattingsfasthet eller hardhet. Dette kapittelet gir et innblikk i hvilke metoder som brukes for å teste disse egenskapene.

2.4.1 Strekkprøving

Strekkprøving er den mest brukte metoden for å teste metallmaterialer, og gjøres ved hjelp av en maskin hvor en prøvestav spennes fast og utsettes for enakset strekk frem til brudd, med så små akselerasjoner at treghet kan ses bort fra. Kraften plottes mot forlengelse i et dataprogram og omregnes til et tøyning-spenningsdiagram hvor vi kan lese av blant annet strekkfasthet (R_m), flytegrense (R_e eller $R_{p0,2}$), og bestemme materialets elastisitetsmodul (E).

Spenningen R , i MPa leses av på Y-aksen og er definert som kraften dividert på

tvverrsnittarealet av staven ved starten av forsøket (S_0). $R = \frac{F}{S_0}$. På X-aksen finner vi

forlengelsen e eller tøyningen i prosent. Denne får vi av $e = \frac{L-L_0}{L} * 100$, hvor L er stavens lengde under strekk mens L_0 er opprinnelig lengde.

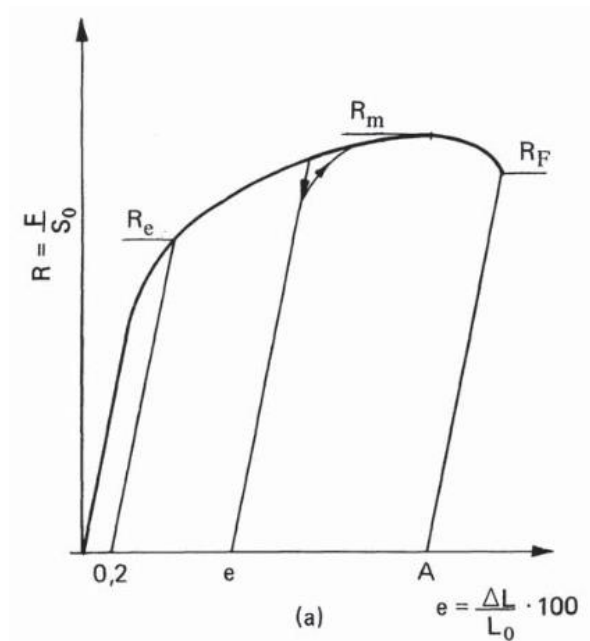
Flytegrensen angir den nominelle spenningen (tar utgangspunkt i opprinnelig tvverrsnittsareal, S_0) hvor materialet begynner å flyte. Det vil si at deformasjonen er elastisk frem til dette punktet og prøven går tilbake til sin opprinnelige lengde ved avlastning. For de fleste materialer er kurven lineær frem til dette punktet og forholdet mellom tøyning og spenning i dette området kalles «Elastisitetetsmodulen» eller «Young's Modulus» og er angitt som $E = \frac{dR}{de}$ i det elastiske området. For noen materialer vil flytegrensen raskt la seg lese av som et sprang i helningen på kurven, men for de fleste vil kurven se mer ut som figur 2-6. Da sier konvensjon at flytegrensen er den nominelle spenningen som gir en forlengelse på 0,2% og kalles ofte «den konvensjonelle flytegrense» og angis som $R_{p0,2}$. Etter flytegrensen blir prøven plastisk deformert.

Strekkfastheten R_m er den nominelle spenningen ved maksimal last, og leses derfor av på kurvens høyeste punkt. Bruddkontraksjonen Z er reduksjonen i tvverrsnittsarealet i prosent, og bruddforlengelsen A er prøvens forlengelse i prosent. Figur 2-6 viser hvordan flytegrense

R_e , strekkfasthet R_m og bruddforlengelse A kan leses av i et tøyings-spenningsdiagram. Dette er egentlig en 0,2%-flytegrense [16].

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} * 100 \text{ (} L_u \text{ – prøvens lengde etter brudd)}$$

$$Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} * 100 \text{ (} S_u \text{ – minste tverrsnittsareal etter brudd)}$$



Figur 2-6 Tøyning-spenningsdiagram [16]

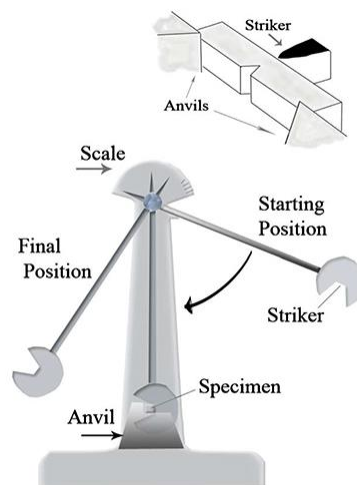
Duktilitet er en mekanisk egenskap som omskriver materialets evne til å motstå plastisk deformasjon under strekkspenning før det oppstår brudd. Material som tåler lite plastisk deformasjon før brudddannelse, blir omtalt som sprøe. Den nevnte bruddkontraksjonen Z , og bruddforlengelsen A , er hovedmålene på duktilitet, hvor duktile prøver har mye reduksjon i tverrsnittsareal og mye forlengelse. Dette kan også sees ved å studere bruddflaten.

Høy duktilitet i metaller oppstår gjennom metallbindinger. Disse bindingene skapes mellom metallatomer med lav elektronegativitet. Valenselektronene til metallatomene avgis og danner en elektronsky som ligger mellom metallionene. Elektronskyen gjør at elektronene lett kan deles mellom atomene, og tillater dem dermed å skli lett forbi hverandre uten at indre krefter, som bindinger, holder igjen på atomene, som ville ført til brudd hos andre materialer [17].

2.4.2 Skårslagsprøving

Skårslagsprøving eller Charpy-V-test er prøvemethode som tester hvor mye mekanisk energi materialet kan oppta ved slagbelastning og illustreres i figur 2-7. Prøvestykkene plasseres på en ambolt og en slegge svinger som en slags pendel rett på baksiden av prøven og slår gjennom prøvestykket. Dermed blir prøvestykket utsatt for en treaksial spenningstilstand, der belastningen virker direkte med full kraft i løpet av kun noen få millisekund.

Prøvestykket vil absorbere energien til materialet når sin belastningsgrense. Grunnet sprekkdannelse og deformering i materialet vil prøvestykket bryte i to, og pendelen svinger videre. Energien i Joule som absorberes før materialet bryter leses av som forskjellen i pendelens potensielle energi før og etter slaget, og betegnes som slagseigheten til materialet. Eksterne faktorer som kan påvirke slagseigheten er for eksempel temperatur. Ved høy temperatur øker slagseigheten og prøvestykkene blir mer duktile, mens ved lavere temperaturer vil slagseigheten minke og bruddet være sprøtt. Dette blir kalt for «ductile-to-brittle transition temperature» og er en kurve som beskriver ved hvilken temperatur et material går fra duktilt til sprøtt. Ved å studere bruddoverflaten på makro- og mikroskopisk nivå, vil man se at duktile brudd har grovere overflate, enn sprøbrudd. Ting som morfologi, hulrom og sprø faser som delta og Laves påvirker materialets slagseighet. Det kan for eksempel være nyttig å vite om materialet til bildeler kan absorbere nok kinetisk energi i kollisjonssituasjoner.



Figur 2-7 Skårslagstest [18]

2.4.3 Hardhetsprøving

Hardheten til et materiale er evnen til å stå imot ytre mekaniske krefter og deformasjon i form av inntrykk i overflaten eller «sår». Rockwell, Brinell, Knoop og Vickers er eksempler på forskjellige hardhetstester. Hovedforskjellen på disse er hva som blir brukt for å lage innrykket og formlene som regner ut hardheten. I Vickershardhetsprøving brukes en pyramideformet spiss som trykkes inn med en angitt kraft. Vickershardhet (HV) kan da regnes ut ved å dividere kraften F på inntrykksarealet som blir målt av diagonalene. Det som omtales som hardhet i resten av oppgaven er Vickershardhet med mindre annet er spesifisert.

Hardheten er med andre ord en indikator på hvor bra materialet kan motstå plastisk deformasjon, bare i en annen form enn strekkfasthet og slagseighet. En tommelfingerregel for mange metaller er at strekkfastheten i MPa tilsvarer 3,5 ganger Brinell's hardhet [7]. De samme styrkebidragene som gjelder for strekkfasthet, som kornstørrelsereduksjon som ble nevnt i kapittel 2.2.3 bedrer derfor også hardheten fordi det blir vanskeligere for dislokasjoner å gli.

$$HV = 0.0018544 * \frac{F}{d^2}, [19]$$

F – kraft, N

d – gjennomsnittlig diagonal av inntrykket, mm

2.5 Mikroskopi

Mikroskopi er en fellesbetegnelse for undersøkelser utført med mikroskop. Når objekter, strukturer, partikler eller andre ting som er for små til å se med det blanke øye skal observeres, brukes det instrument som kan forstørre bildet slik, at det blir mulig å se for det menneskelige øyet. Det brukes da forskjellige typer mikroskop, hvor forskjellen i disse ligger i metoden de produserer bildet på, samt bølgelengden på strålen som brukes til avbildning. Den mest vanlige typen mikroskop er lysoptisk mikroskop, men det finnes også andre mikroskop som røntgenmikroskop og elektronmikroskop [20].

2.5.1 Optisk mikroskopi

Optisk mikroskopi, også kjent som lysmikroskopi, er en måte å studere prøver på ved hjelp av synlig lys og forskjellige linser. Lysmikroskop har historisk sett vært enkle å utvikle, selv om det har kommet mange komplekse design for å forbedre oppløsning og kontrast. Bildet fra et lysmikroskop, et såkalt mikrofotografi, kan fanges ved hjelp av et normalt lyssensitivt kamera [21]. Gode bilder krever grundig sliping og polering å fjerne skraper fra prøveoverflaten, og etsing kan være nødvendig for å få fram ønskede kontraster og farger. Da optisk mikroskopi bruker synlig lys til forstørrelse, begrenses muligheten for avbildning av detaljer til lysets bølgelengde. Det vil si at detaljer helt ned til 0,5 mikrometer lar seg observere med denne typen mikroskop.

2.5.2 Elektronmikroskop

Elektronmikroskoper er instrumenter med mange muligheter for ulike analyser og har dermed et flere bruksområder, blant annet innen metallurgien. Elektronmikroskop kan ta bilder med betydelig større oppløsning enn lysoptiske mikroskop, og får fram informasjon som ellers ville vært umulig å se. Det finnes flere typer for elektronmikroskopi, men alle har til felles at de akselererer ei fokusert stråle av elektroner i vakuum mot prøvestykket. Interaksjonen mellom elektronstrømmen og prøvestykket gir signaler som kan brukes til blant annet avbildning. Bildet gir detaljer om prøvens overflatestruktur og indre sammensetting, avhengig av hvilken type elektronmikroskop som har blitt brukt. Elektronmikroskop kan deles opp i to hovedkategorier, som er skanningelektronmikroskop

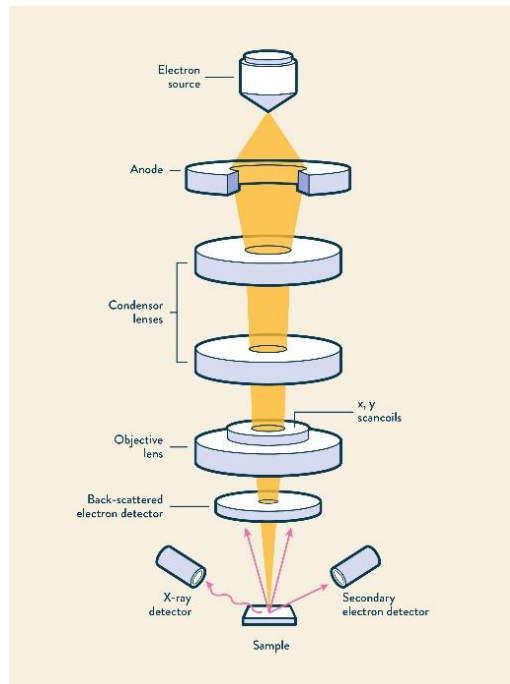
og transmisjonselektronmikroskop [20]. Prosessen for disse illustreres grovt i figur 2-8 og figur 2-9.

Skanningelektronmikroskop

Skanningelektronmikroskop, forkortet SEM, er en form for elektronmikroskop og kan blant annet brukes til å undersøke topografien i overflaten til prøvene og til å se på mikrostrukturen. Da en av fordelene til SEM er at man kan ta bilder med veldig god dybdeskarphet. Dette skjer ved at det sendes ut en elektronstråle fra mikroskopet som skanner overflaten til prøven. Det dannes så ulike signaler når denne treffer prøven. De ulike signalene kan detekteres for å produsere bilder med oppløsning ned mot 1 nm.

Sekundærelektroner er en av signaltypene som dannes og er elektroner som blir slått ut av skallet sitt av et innkommende elektron fra elektronstrålen via en uelastisk vekselvirking. Slike vekselvirkinger fører også til dannelse av karakteristisk røntgenstråling (X-ray) og den kan brukes til en EDS-analyse («*Energy-dispersive X-ray spectroscopy*») som er en metode for å karakterisere den kjemiske sammensetningen til materialet eller partikler i prøven. Denne metoden utnytter det fundamentale prinsippet om at hvert grunnstoff har unik atomstruktur. Et elektron fra elektronstrålen støter ut et elektron fra et indre skall slik at et hull dannes i skallet hvor dette var. Et elektron fra et ytre skall fyller så dette hullet, og energiforskjellen sendes ut som en røntgenstråle. Dette kan brukes til å måle sammensetningen av atomer av ulike grunnstoffer til prøven, siden energien til røntgenstrålen karakteriserer energiforskjellen mellom de to skallene og atomstrukturen fra grunnstoffet de ble utsluppet fra [21].

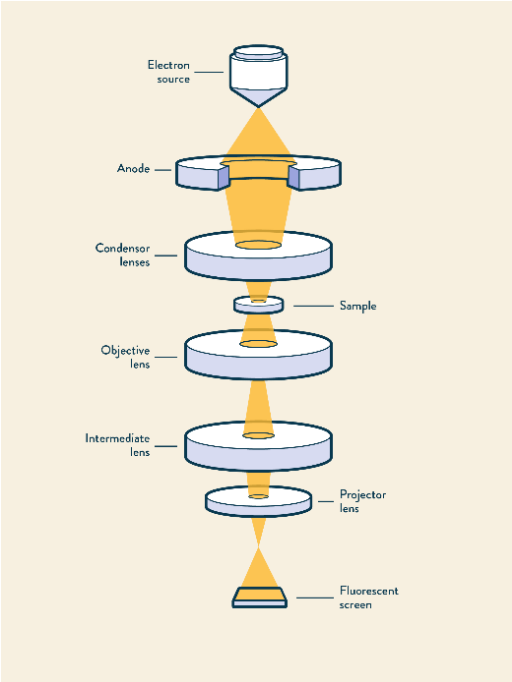
En annen måte å studere planpolerte overflater på er ved hjelp av diffraksjon av tilbakespredte elektroner. Denne teknikken forkortes ofte med EBSD («*Electron backscatter diffraction*») og er nyttig fordi man kan studere korn og kornstørrelser, faser og presipitater i materialet uten å måtte etse. Diffraksjon av elektronene skjer når strålen treffer overflaten til prøven hvor både elastiske og uelastiske diffraksjoner skjer mellom elektronene og atomer i prøven.



Figur 2-8 Illustrasjon av SEM [22].

Transmisjonselektronmikroskop

Transmisjonselektronmikroskop, forkortet TEM, er en type elektronmikroskop som bruker en parallell stråle av elektroner for å skape et bilde av prøvestykkets indre struktur. Elektronstrålene blir transmittert gjennom prøven og skaper et detaljert bilde av mikrostrukturen. Fordi massive materialer absorberer mye av elektronene i transmisjonen, er det viktig at prøvestykkene er veldig tynne, ofte mindre enn 150 nm i tykkelse. Dette gjør at en brøkdel av elektronene fra den opprinnelige elektronstrålen transmitterer gjennom prøvestykket. Elektronene som klarer transmisjonen, vil treffe en fluorescerende skjerm som blir lysere der den blir truffet av mange elektroner. Å skape kontrast er viktig for å få dannet et godt bilde og dette lar seg gjøre siden elektronene spres i forskjellig grad, grunnet diffraksjonen fra de forskjellige elementene i mikrostrukturen. En blende fjerner elektroner som har blitt spredt og det ferdige bildet med kontraster dannes så kun av elektroner som ikke har blitt spredt. Forstørrelsen er eksepsjonelt høy for denne formen av elektronmikroskopi og kan gå helt ned på atomært nivå. Oppløsningen er begrenset til 1 nm, men ved høyoppløsnings transmisjonselektronmikroskop vil det være mulig å oppnå en oppløsning ned mot 0,1 nm [22].



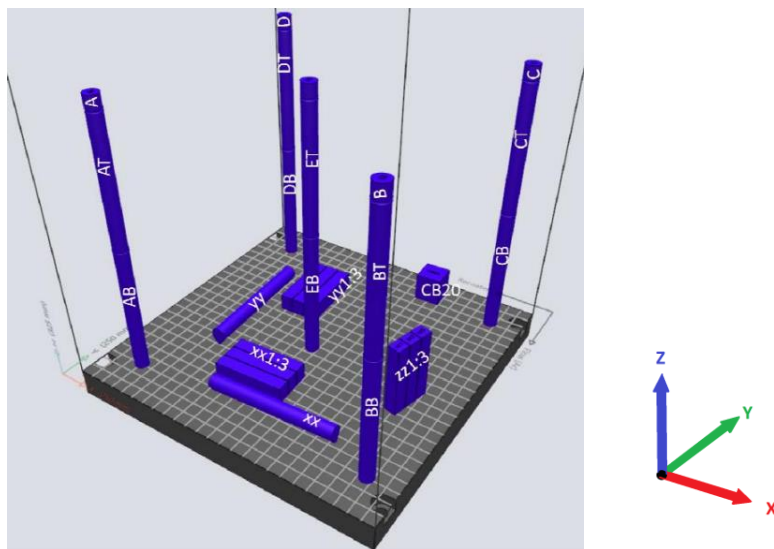
Figur 2-9 Illustrasjon av TEM [22].

3. Eksperimentelt

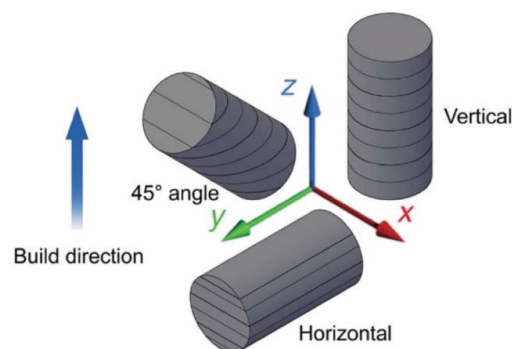
3.1 Prøvesettene oppbygning

De to prøvesettene som ble levert, ble produsert i henhold til standarden DNV - ST - B203 [23]. Dette er en standard for å kvalifisere hvordan materiale som er additivt produsert skal sertifiseres gjennom å spesifisere ulike krav for delene.

Figur 3-1 viser hvordan prøvesettene ble printet på byggeplattformen samt navngivningen av dem. Begge prøvesettene bestod av fem sylinderveformede prøver, bygget vertikalt i Z-retning. Disse var kappet i tre og levert som topp, bunn og en liten bit av toppen. I tillegg var det to dråpeformede sylindere printet liggende horisontalt i X- og Y-retning, tre kuboider printet parallelt langs hver av aksene, som til sammen utgjør ni stykk. I tillegg ble det printet en kube. Figur 3-2 viser hvordan printelagene ligger i forhold til koordintaksene.



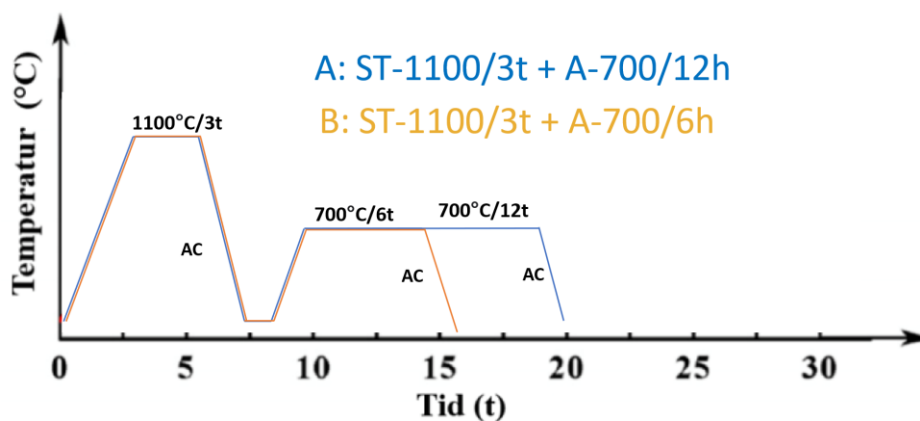
Figur 3-1 Prøvesettene oppsett på byggeplattformen



Figur 3-2 Byggeretning strekkprøver [24]

3.2 Varmebehandling

Det ble levert to like prøvesett som printet som figur 3-1. Disse ble varmebehandlet på hver sin forskjellige måte, som figur 3-3 beskriver. Begge prøvesettene ble løsningsvarmebehandlet på 1100°C i 3 timer og luftavkjølt, deretter presipitatherdet ved 700°C. Forskjellen er at varmebehandling A (*varmebehandling 1100-01*) ble presipitatherdet i 12 timer før prøvene ble luftavkjølt, mens varmebehandling B (*varmebehandling "NACE MR0175" modifisert*) ble presipitatherdet i 6 timer før luftavkjøling. Videre i oppgaven vil prøvene med varmebehandling A bli omtalt som prøvesett A, mens prøvesett B er prøvene med varmebehandling B.



Figur 3-3 Varmebehandlingen til prøvesett A og B

3.3 HMS

Prøvene var ikke direkte klar for testing da de ankom Universitetet i Stavanger, men måtte bli preparert på verkstedet og laboratoriet. Dette arbeidet krevde tilgang til det mekaniske verkstedet og tilknyttede laboratorier ved UiS som krevde avlagt og bestått verkstedkurs. Kurset bestod av flere deler, der del 1 og del 2 var obligatorisk. Enkelte laboratorier og utstyr krevde tilleggskurs i form av del 3. Del 1 handlet om grunnleggende teori om labkultur, sikkerhet og oppførsel. Del 2 bestod av teoriundervisning om maskiner og materialer, etterfulgt av praksis på verkstedet der det ble gitt en rask innføring i de ulike maskinene. I Del 3 ble det tatt kurs i slipe- og mikroskopilab, samt strekk- og skårslagsprøving.

Før arbeidet på verksted og laboratoriet ble satt i gang, ble det levert en sikker jobb analyse (SJA), til lab-ingeniør og veileder, og arbeidet ble iverksatt etter at denne var godkjent.

Vernebriller var påbudt under alle type jobber, og i tillegg ble det brukt hørselsvern og vernehansker dersom det var behov for dette. Lab-ingeniør og resten av verkstedpersonalet var alltid tilgjengelig og hjelpsomme dersom det trengtes innføring eller opplæring i maskinering eller annet utstyr.

Gjennom hele prosessen ble det jobbet nøye, oppmerksomt og alltid tatt hensyn til HMS-kravene. Slik skjedde det ingen skader eller uheldige hendelser på verken mennesker materialer eller utstyr under arbeidet med oppgaven.

3.4 Utstyr

Tabell 3-1 viser hvilke maskiner som ble brukt til de ulike oppgavene i prøveprepareringen og materialprøvingen.

Tabell 3-1 Utstysliste over alle maskiner som ble brukt

Oppgave	Deloppgave	Utstyr	Modell
Strekprøver	Dreie dråpeformede prøver	Dreiebank	ZMM Bulgaria C400 TM
	Dreie til strekkprøver	CNC-dreiebank	Okuma Genos L3000-e
	Strekprøving	Strekmaskin	Instron 5985
Skårslagsprøver	Kutting av prøver til riktig lengde	Bordkappsag	Struers Discotom 10
	Plansliping av skårslagsprøver	Slipemaskin	Bernardo BSG 2040 PLC
	Frese V-hakk	CNC-Fres	Mazak Vertical Center Smart 430 A
	Skårslagprøve	Pendelmaskin	Zwick / Roell RKP450
Hardhet/ Mikroskopi	Oppdeling	Sag	Struers Discotom 10
	Innstøping	Støpemaskin	Struers CitoPress - 30
	Polering	Poleringsmaskin	Tegrapol-35 + Tegraforce-5 + Tegradoser-5
	Vasking av prøver	Ultralyd-vaskemaskin	Struers Lavamin
	Optiske bilder av mikrostruktur	Optisk mikroskop	Olympus GX53 + Digital skjerm
	Hardhetsprøving	Hardhetsmåler for Vickerstesting.	Innovatest NOVA 330
SEM	Bilder av mikrostruktur + bruddflater	Skanning-elektronmikroskop	Ziess Supra 35 med EDAX
TEM	Bilder av mikrostruktur	Transmisjon-elektromikroskop	Jeol-2100 med EDAX

3.5 Navngiving

I og med at det var mange prøver som skulle maskineres og testes ble det viktig med et godt navngivningssystem og en ryddig oppmerking- og oppbevaringsmetode for å unngå å blande prøvene. Da varmebehandlingene var omtalt som varmebehandling A og B, overtok vi dette. Forkortelsene «T» for topp og «B» for bunn, ble innført for de vertikale sylindrene som skulle bli strekkprøver. De to dråpeformede sylindrene fikk betegnelsen XX og YY, da den ene ble printet liggende parallelt med X-aksen og den andre liggende parallelt med Y-aksen. Skårslagprøvene hadde innprintet navn i en av kortsidene i form av XX1, XX2 og XX3. Dette var likt for alle skårslagprøvene, bortsett fra at Y ble brukt for de prøvene som ble printet parallelt med Y-aksen, og Z for de som ble printet parallelt med Z-aksen. På strekkprøvene ble det brukt tusj og maskeringstape for å merke hver enkel prøve under og etter maskinering og testing. I tillegg viste det seg at bruken av «ZIP Lock poser» gjorde det enkelt å håndtere, transportere og oppbevare mange prøver på en gang uten å blande disse. Eksempel på navngivning til prøvesett A vises i tabell 3-2, samt en kort beskrivelse av hvordan navnet er satt sammen. Utgangspunktet for navngivingen kommer fra figur 3-1. Prøvene med varmebehandling B har samme navneoppbygning, men «A» foran navnet er naturligvis byttet ut med «B». Navnene på disse kan man se i Appendix B, tabell 10-2. Resultatene blir i diskusjonen sammenliknet med resultatene for 2021-varmebehandlingen, og navnene på disse prøvene vil ha «C» foran.

Tabell 3-2 Navngivning av prøvestykkene for prøvesett A

Typ prøvestykke	Varme- behandling	Navn på prøvestykket	Fult navn på prøvestykke	Beskrivelse
Strekprøve	A	AT	A-AT	Varmebehandling A, Sylinder A, Topp delen
	A	AB	A-AB	Varmebehandling A, Sylinder A, Bunn delen
	A	BT	A-BT	Varmebehandling A, Sylinder B, Topp delen
	A	BB	A-BB	Varmebehandling A, Sylinder B, Bunn delen
	A	CT	A-CT	Varmebehandling A, Sylinder C, Topp delen
	A	CB	A-CB	Varmebehandling A, Sylinder C, Bunn delen
	A	DT	A-DT	Varmebehandling A, Sylinder D, Topp delen
	A	DB	A-DB	Varmebehandling A, Sylinder D, Bunn delen
	A	ET	A-ET	Varmebehandling A, Sylinder E, Topp delen
	A	EB	A-EB	Varmebehandling A, Sylinder E, Bunn delen
	A	XX	A-XX	Varmebehandling A, Dråpesylinder printet parallelt med X-aksen
	A	YY	A-YY	Varmebehandling A, Dråpesylinder printet parallelt med Y-aksen
Skårslag	A	XX1	A-XX1	Varmebehandling A, Kuboide printet parallelt med X-aksen
	A	XX2	A-XX2	
	A	XX3	A-XX3	
	A	YY1	A-YY1	Varmebehandling A, Kuboide printet parallelt med Y-aksen
	A	YY2	A-YY2	
	A	YY3	A-YY3	
	A	ZZ1	A-ZZ1	Varmebehandling A, Kuboide printet parallelt med Z-aksen
	A	ZZ2	A-ZZ2	
	A	ZZ3	A-ZZ3	
Hardhet/ Mikroskopi	A	1	A-1	Varmebehandling A, Overflate 1 = XY-Plan
	A	2	A-2	Varmebehandling A, Overflate 2 = XZ-Plan
	A	3	A-3	Varmebehandling A, Overflate 3 = YZ-Plan
	A	A	A-A	Varmebehandling A, tuppen som ble kappet av fra toppen til sylinder A

3.6 Preparering og prøving

3.6.1 Strekkprøving

For å maskinere de sylindformede stavene til strekkprøver i henhold til standard ASTM E8/E8M-13A [25] og på samme måte som ble gjort i 2021, ble det først boret senterhull i de fire dråpeformede sylindrerne printet horisontalt i X- og Y-retning. Disse ble dreid rundt manuelt, før CNC-dreiebenken Okuma Genos L3000-e kunne gjøre resten av jobben. Prøvene bygget i Z-retning ble også boret senterhull i, slik at disse lot seg spenne opp i CNC-dreiebenken. Alle de 24 strekkprøvene ble deretter dreiet etter standarden. Siden standarden har hårfine toleranser ble første prøvestykke som skulle bli dreiet, A-DT, brukt til å finjustere CNC programmet. Dette førte til at denne strekkprøven i den ene enden ble dreiet 0,2 mm for smalt. Her ville det vært anbefalt å bruke en teststrekkprøve som ikke skal testes for å finjustere CNC programmet på forhånd, slik at man unngår avvik i de strekkprøvene som faktisk skal testes. Samtidig som strekkprøvene ble dreiet ned til rett diameter, ble de også gjenget på samme måte som i 2021, blant annet for bedre innfestning i strekkmaskinen. Til slutt ble diameteren til strekkprøvene målt i begge ender av strekkområdet og i senter. Dette for å kontrollmåle om strekkprøvene var innenfor kravene til standarden, og slik man kunne se om bruddet oppstod det stedet med minst tverrsnitt og ha et nøyaktig utgangspunkt for å beregne redusert areal etter strekktesten.

Det ble brukt en Instron 5985 for å gjennomføre strekktestingen og metoden strekkprøvene skulle bli strekt etter ble satt opp i henhold til standarden ASTM E8/E8M – 13A til den graden det lot seg gjøre. Da det eksperimentelle skulle gjennomføres så likt som mulig som bachelorstudentene i 2021 ble det noen avvik fra standarden. Dette skyldes en blanding av unøyaktig dokumentasjon og mangel på riktig utstyr.

Metoden bestod til slutt etter samtale med labingeniør av følgende innstillinger; målelengden til ekstensiometeret ble satt til 50mm, belastningshastigheten for å bestemme flytegrensen ble satt til 0.015 mm/mm/min. Deretter ble belastningsraten satt opp til 0.02 mm/mm/min for å finne strekkfastheten. Strekkprøvene ble skrudd inn i sylindriske adaptere med en ytre diameter på 24 mm. Disse ble så satt inn i gripebakkene til strekkmaskinen og fastspent med en momentnøkkel til 45 Nm. Det anbefales også her å bruke teststrekkprøver for å teste at programmet, maskinen og ekstensiometeret fungerer som planlagt.

Da alle prøvene var strukket til brudd ble resultatene lest av og data hentet ut. Siden bruddflatene ikke alltid var helt runde men ofte ovale, ble bruddkontraksjonen regnet ut manuelt ved å bruke formelen $Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} * 100$. S_0 ble regnet ved hjelp av minste diameter for hver prøve i tabell 3-3, mens S_u ble regnet ut ved å regne ut det minste tverrsnittsarealet ved bruddet, enten det var rundt eller ovalt.

Tabell 3-3 Minste diameter for strekkprøver

Prøvenavn	Diameter [mm]	Prøvenavn	Diameter [mm]
A-AB	5,98	B-AB	5,98
A-AT	5,99	B-AT	5,96
A-BB	6,02	B-BB	6,02
A-BT	6,00	B-BT	6,02
A-CB	6,02	B-CB	6,02
A-CT	6,03	B-CT	6,01
A-DB	5,78	B-DB	6,02
A-DT	5,98	B-DT	6,01
A-EB	6,03	B-EB	6,01
A-ET	5,97	B-ET	6,01
A-XX	6,00	B-XX	5,99
A-YY	6,01	B-YY	5,99

3.6.2 Skårslagprøving

Prøvene til skårslagsprøving som ble bygget i Z-retning kom i dimensjonene; høyde 10mm, bredde 10mm og lengde 58mm. Prøvene printet i X- og Y-retning ble levert i dimensjonene; høyde 12,5mm, bredde 10mm og lengde 55mm. For å få mest mulig sammenliknbare resultater, ble arbeidstegningene fra 2021-testene fulgt. Disse baseres på standarden NS-EN ISO 148-1: 2016 [26], men har avvik i teststykkenes lengde. I 2021 ble teststykkene finmaskinert ned til 50mm istedenfor 55mm som standarden tilsier.

Oppdaterte og mer detaljerte arbeidstegninger kan ses i Appendiks A. Da resultatene skulle være mest mulig sammenliknbare med fjorårets resultater, ble det etter rådføring med lab-ingeniør bestemt at prøvene også i år skal kappes til 50mm. For å utføre dette ble det brukt en Struers Discotom 10. Maskinen opereres manuelt eller automatisk, ved å forhåndsprogrammere variablene. Den automatiske funksjonen ble valgt for et mer presist kutt. Prøvestykkenes lengde ble målt med skyvelære og deretter fastspent i maskinen. Bladet ble så justert til enden av prøven og maskinen ble programmert til å gå riktig antall mm fra enden og inn, slik at prøven ble 50 mm lang. Som omtalt tidligere i oppgaven er Inconel et hardt material å maskinere, slik at matingshastigheten derfor ble satt til kun 0.05 mm/s.

For å planslipe teststykkene til riktig høyde etter kravene i standarden, ble det brukt en planslipemaskin av typen Bernardo BSG 2040 PLC. Hastigheten til maskinen ble også her redusert for at maskinen ikke skulle rive opp overflaten istedenfor å slipe den ned. Etter at lengde og høyde var maskinert til å møte kravene, ble disse målt nøyaktig med mikrometer, og dimensjonene kan ses i appendiks E.

Til slutt ble det frest V-hakk i prøvene med en CNC-fres. På prøvene printet i X- og Y-retning ble hakket frest slik det var parallelt med printeretningen, mens på prøvene i Z-retning stod hakket vinkelrett på printeretningen. Før prøvestykkene ble satt inn i CNC-fresen, ble programmet testet med skårslagprøver i stål. Disse ble senere brukt for å sette opp skårslagmaskinen.

Pendelslagmaskinen Zwick/Roell RKP450 ble brukt for å teste prøvestykkene. Denne er utstyrt med en pendel med startenergi på 450 J. Testingen foregikk ved romtemperatur som tilsvarer $23^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ og plasseringen av teststykkene ble gjort med ei gripetang spesiallaget for maskinen. Tanga hadde en pigg som passet i V-hakket til prøvene, og en bredde som var lik avstanden på mellomrommet i ambolten, slik at det var enklere å plassere prøvene nøyaktig i maskinen. I tillegg gir bruken av tang økt sikkerhet under bruken av maskinen, da ingen hender, armer eller hoder kom innenfor maskinen hvor pendelen svinger.

Alle 18 prøvestykkene ble plassert på samme måte, og absorbert energi i Joule som krevdes for å slå av hver prøve, ble avlest på både digital og analog avlesningskala. Verdiene ble

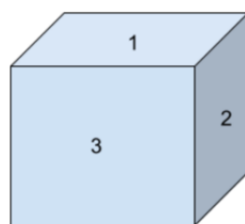
notert, og resultatene kan avleses i appendiks E. Etter testen ble de avslåtte prøvene teipet sammen, merket og bruddflatene ble analysert i SEM.

3.6.3 Mikroskopiprøver

Kubene CB-20 fra hvert prøvesett ble først delt i to ved hjelp av en Struers Discotom-10 bordkappemaskin. Deretter ble en halvdel fra hver av kubene oppdelt slik at tre prøver som viste toppen, fremsiden og den ene siden av kubene kunne støpes inn i 15ml Polyfast ved hjelp av Struers Citopress-30. Dette for å kunne se om det var forskjell i mikrostrukturen i de horisontale og vertikale planene. I tillegg ble toppen av sylinder A fra hvert prøvesett støpt inn for å se på innsiden av hvor den hadde blitt kappet. Under innfylling av Polyfast-granulatet, oppstår det støvskyer som er helseskadelige. Derfor ble det brukt både hansker, briller og avtrekksanlegg under denne prosessen. Tabell 3-4 og figur 3-4 forklarer hvilke sider av kubene og plan som blir sett på under mikroskopiundersøkelsene og hardhetstestene.

Tabell 3-4 Navngivning til prøvestykkene for hardhetsprøvene og orienteringen

Prøvenavn	Overflate som sees på	Plan	Prøvenavn	Overflate som sees på
A-1	Toppide	XY	B-1	Toppide
A-2	Venstre side	XZ	B-2	Venstre side
A-3	Fremside	YZ	B-3	Fremside
A-A	Innsiden av A	XY	B-A	Innsiden av A



Figur 3-4 Nummerering av overflater for prøvestykket CB20

Tabell 3-5 Framgangsmåte for preparering av prøvestykker for mikroskopi

	Sliping						Polering			
Grovhet slipepapir/ poleringskive	P120	P220	P320	P500	P1000	P2400	9 µm	3 µm	1 µm	0.25 µm
Kjølevæske	Vann, H ₂ O						All/Lar. ¹	Mol ²	Nap-B ³	OP-S ⁴
Tid [s]	90	180	120	120	120	210	600	600	600	300

- 1) **All/Lar:** Vannbasert suspensjon som inneholder en blanding av diamanter og kjølevæske som er egnet for finpussing sammen med slipeskivene MD – Allegro og MD – Largo.
- 2) **Mol:** Vannbasert suspensjon som inneholder en blanding av diamanter og kjølevæske som er egnet for polering med poleringskivene MD - Mol og PD – Mol.
- 3) **Nap-B:** Vannbasert suspensjon som inneholder en blanding av diamanter og kjølevæske. Egnet for polering av materialer hardere enn 150 HV på poleringskivene MD-Nap og DP-Nap.
- 4) **OP-S Non Dry:** Ikke-tørkende kolloidal silika løsning for sluttpolering. Egnet for blanding med kjemiske tilsetningsstoffer for polering av motstandsdyktige materialer.
 - a. Suspensjon er en væske som er tilsatt faststoff som har en partikkelstørrelse på større enn 1 mikrometer, mens i en kolloidal løsning er partikkelstørrelsen mindre enn 1 mikrometer.

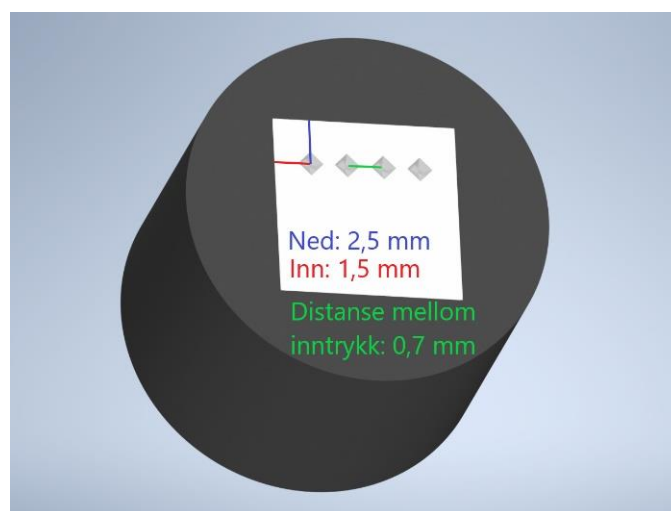
Prøvene ble deretter slipt ved hjelp av Struers Pedemax-2. Stegene i slipeprosessen kan sees i tabell 3-5. Prøvene ble vasket i en Struers Lavamin mellom hvert steg. Dette er en automatisk vaskemaskin som bruker vann og ultralyd til å rense prøvestykkene fra partikler, korn og kjølevæske. Til slutt tørker den prøvene gjennom høyhastighetsrotering. Denne vaskemaskinen kan rense opp til 6 prøvestykker samtidig, noe som gjør renseprosessen mer effektiv, i tillegg som man får rensede prøvene like bra hver gang. Rensingen er viktig, da partikler og korn som har blitt slipt vekk i tidligere steg har større kornstørrelse. Dersom disse forblir på overflaten kan de lage riper, som vil føre til dårligere resultat under mikroskopidelen.

3.6.4 Hardhetsprøving

Hardheten til materialet ble testet ved hjelp av en Innovatest NOVA 330 hardhetsmåler. Denne kan brukes til både Micro og Macro Vickerstesting, i tillegg til at den har mulighet for Brinell og Knoop. Maskinen er utstyrt med et lukket lastsystem, motorisert revolverfatning og manuelt justerbart bord i XY- planet. Denne maskinen var utstyrt med et digitalt målemikroskop og tilkoblet en ekstern skjerm via et GoPro kamera.

Prøvene som blir brukt til hardhetstesting er de samme som ble undersøkt med de ulike mikroskopene. Målet er å teste hardheten til de forskjellige overflatene og se om det er stor variasjon i hardhet i forhold til printeretning. Prøvene ble fastspent i en sylinder, med den polerte siden opp for at de skulle være fastlåst under testingen. Etter maskinen var skrudd på og det digitale målemikroskop nullstilt, ble maskinen satt til Vickers-metoden med en inntrykkslast på 10 Kg i 10 sekund, HV10/10. Standarden ASTM – E384 [19] ble fulgt under hele testen.

I hvert teststykke ble det tatt 10 hardhetsmålinger. I noen ble det tatt flere for å kontrollmåle enkelte målinger, da disse var uforventet høye eller lave. I standarden er det anbefalt å bruke en linse med forstørrelse som gjør at diagonalen til inntrykket utgjør mer enn 25%, men mindre enn 75% av synsfeltet i mikroskopet. Det ble derfor valgt en linse med 40x forstørrelse. Prøven ble justert til de var i fokus, så beveget 2,5mm inn fra den ene kanten og 1,5 mm inn fra den andre kanten som figur 3-5 viser. Dette var utgangsposisjonen for første inntrykk for hardhetsmåling. Standarden anbefaler en avstand mellom hver enkel hardhetsmåling på minst 2,5 ganger diagonalen til inntrykket. I gjennomsnitt var diagonallengden på 0,21mm, minstekravet for avstanden mellom inntrykkene tilsvarer da 0,53mm. Det ble derfor bestemt å bruke en inntrykksavstand på 0,7mm. Figur 3-5 er ikke etter målestokk, men en illustrasjon for å tydeliggjøre hvordan måleprosedyren for hardhetsprøvingen ble utført. Dette lot seg gjøre med høy presisjon grunnet det justerbare bordet i XY-planet. Denne prosessen ble repetert for alle 8 prøvestykker. Resultatene for hver enkel hardhetsprøve kan avleses i tabellene i Appendiks C.



Figur 3-5 Modell av innstøpt hardhetsprøve

3.6.5 Bruddflater

Bruddoverflatene kan ved hjelp av fraktografi gi et mer detaljert innblikk i hva slags type brudd som har oppstått i prøvene. Derfor var det av interesse å se på bruddoverflatene til både strekkprøvene og skårslagprøvene med skanningelektronmikroskopet, på grunn av dets gode dybeskarphet. På skårslagprøvene lot dette seg enkelt gjøre uten noe ekstra forberedelser eller maskinering. Etter skårslagprøvene var ferdig testet, ble begge endene merket, tapet sammen og lagt tilbake i ZIP-Lock posen, for og enklere holde styr på dem, før de ble levert til SEM undersøkelse.

Strekkprøvene var for lange og kunne ikke monteres vinkelrett på bruddoverflatene i skanningelektronmikroskopet. Derfor ble 15mm av enden til hvert prøvestykke kappet av ved hjelp av bordkappmaskinen Struers Discotom 10. Disse ble så merket, lagt i ZIP-Lock poser og levert til SEM undersøkelse.

3.7 Mikroskopi

3.7.1 Optisk mikroskop

Mikroskopet Olympus GX53 ble brukt for å ta bilder av mikrostrukturen til prøvestykkene. Dette var koblet sammen med en digital skjerm og et program som gir store friheter med tanke på kontrast, fokus og bildetaking av prøvene. Dermed kunne flere se på prøvene samtidig, noe som var av fordel når det kom til diskusjon rundt hva som kan observeres på bildene, og hvilke steder som var hensynsfulle å ta bilde av. Mikroskopet var utstyrt med flere objektiv i en revolverfatning, med oppløsning nivå fra 1 mm ned til 10 mikrometer. Forstørrelsen som ble brukt for å se på mikrostrukturen var 500 μm , 200 μm , 100 μm , 50 μm , 20 μm , 10 μm . Prøvene ble plassert på mikroskopet og linsen justert til prøven var i fokus og bildet ble tatt. Dette ble gjentatt for de forskjellige oppløsningene. Samme prosess ble brukt for alle prøver. Da bordet som prøvene lå på lot seg finjustere langs XY planet var det mulig å se på hele overflaten av prøvestykket.

Mikroskopet hadde flere filter som kunne brukes for både lyskilden og objektivene.

Kombinert med dataprogrammets mulighet for justering av kontrasten, skapte dette mange muligheter for å få fram mikrostrukturen på best mulig.

3.7.2 SEM-bilder

Mikroskopet som ble brukt for å ta bildene var en Ziess Supra 35VP, som også hadde mulighet for å gjøre kjemisk analyse. De innstøpte og polerte prøvene ble først vasket med etanol og deretter tapet med dobbeltsidig-karbondape. Dette siden SEM-instrumentet krever elektrisk ledende prøver, noe innstøpningsmassen ikke er. Etter monteringen ble luften pumpet ut for å få vakuum, og avstanden mellom prøvene og objektivlinsen ble justert.

Det ble produsert bilder av seks innstøpte prøver. Tilbakespredte elektroner ble brukt til å danne bilder av prøveoverflatene med forstørrelse mellom 200X og 10000X. SEM ble også brukt til avbildning av bruddoverflaten til en av hver av de forskjellige skårslagsprøvene og et utvalg av strekkprøvene. I tillegg ble det gjort kjemisk analyse av ulike punkter fra matriks og presipitatene for å finne kjemisk sammensetning av punktene. Kornstørrelse og grad av misorientering mellom kornene ble også studert ved hjelp av apparatet.

SEM mikroskopet ble brukt for analyse av bruddflatene, da dette grunnet god dybdeskarphet, får fram topologien til overflatestrukturen i bruddet. Dette kan hjelpe å avgjøre om bruddet var duktilt eller sprøtt.

3.7.3 TEM-bilder

Bildene tatt i transmisjonselektronmikroskopet ble tatt ved hjelp av et Jeol-2100 mikroskop med EDAX. Dette mikroskopet er ikke fritt tilgjengelig for studenter, da det krever en del opplæring. Bildene ble derfor tatt av fagkyndig personell. Bildene, sammen med prøvestykkene ble levert tilbake etter fullført undersøkelse.

4. Resultat

I dette kapittelet gjennomgås mikrostrukturen observert i bildene fra de ulike mikroskopene og resultatene fra de mekaniske testene. Resultatene vil bli framstilt gjennom figurer, tabeller og bilder og kommentert. Navngivning av prøvene er som oppgitt i Appendiks B, og er nærmere forklart i den eksperimentelle delen.

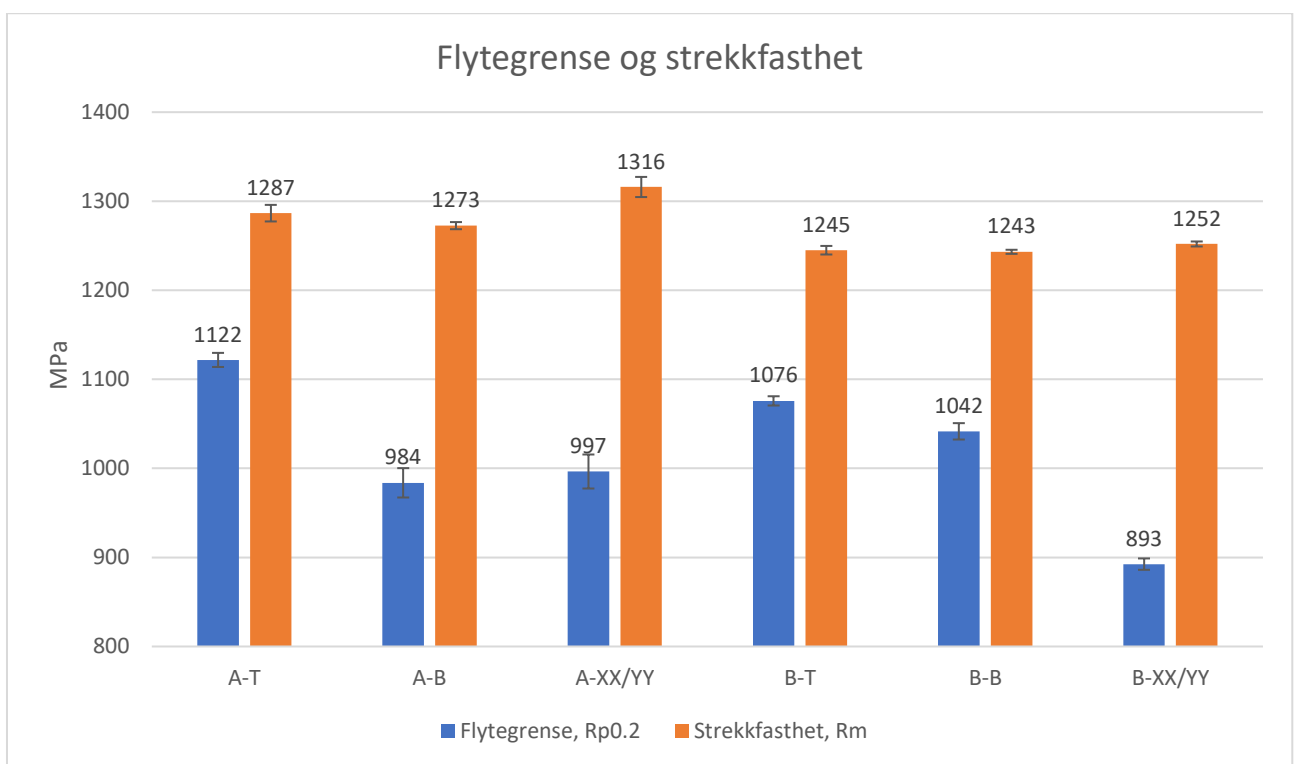
4.1 Strekkprøving

Resultatene fra strekkprøvingen av prøvesett A og B er presentert i figur 4-1 og 4-2, sammen med forklaring på benevningene i tabell 4-1. For begge prøvesettene kan man i figur 4-1 se at gjennomsnittlig flytegrense for prøvene printet i toppen av byggesettet, A-T og B-T, var høyest med henholdsvis 1122 og 1076 MPa, mot 984 MPa (A-B) for bunnene i prøvesett A og 1042 MPa (B-B) for bunnprøvene i varmebehandling B. Forskjellen mellom flytegrensene på topp og bunn innad i hver varmebehandling var størst i varmebehandling A, med 138 MPa. For denne varmebehandlingen var flytegrensen på de horisontale prøvene på 997 MPa, omtrent det samme som de vertikale bunnene på 984 MPa. For varmebehandling B derimot var det mindre forskjell på flytegrensen mellom toppene og bunnene med 1076 og 1042 MPa, men her var flytegrensen på de horisontale merkbart mindre med 893 MPa.

Tabell 4-1 Forklaring av benevninger for strekkprøveresultater

Benevning	Forklaring
A-T	Gj. snittsresultat varmebehandling A, for toppdelene av sylindere som er printet stående parallelt med Z-aksen.
A-B	Gj. snittsresultat varmebehandling A, for bunnene av sylindere som er printet stående parallelt med Z-aksen.
A-XX/YY	Gj. snittsresultat varmebehandling A, prøve XX og YY printet horisontalt
B-T	Gj. snittsresultat varmebehandling B, for toppdelene av sylindere som er printet stående parallelt med Z-aksen.
B-B	Gj. snittsresultat varmebehandling B, bunnene av sylindere som er printet stående parallelt langs Z-aksen.
B-XX/YY	Gj. snittsresultat varmebehandling B, prøve XX og YY printet horisontalt

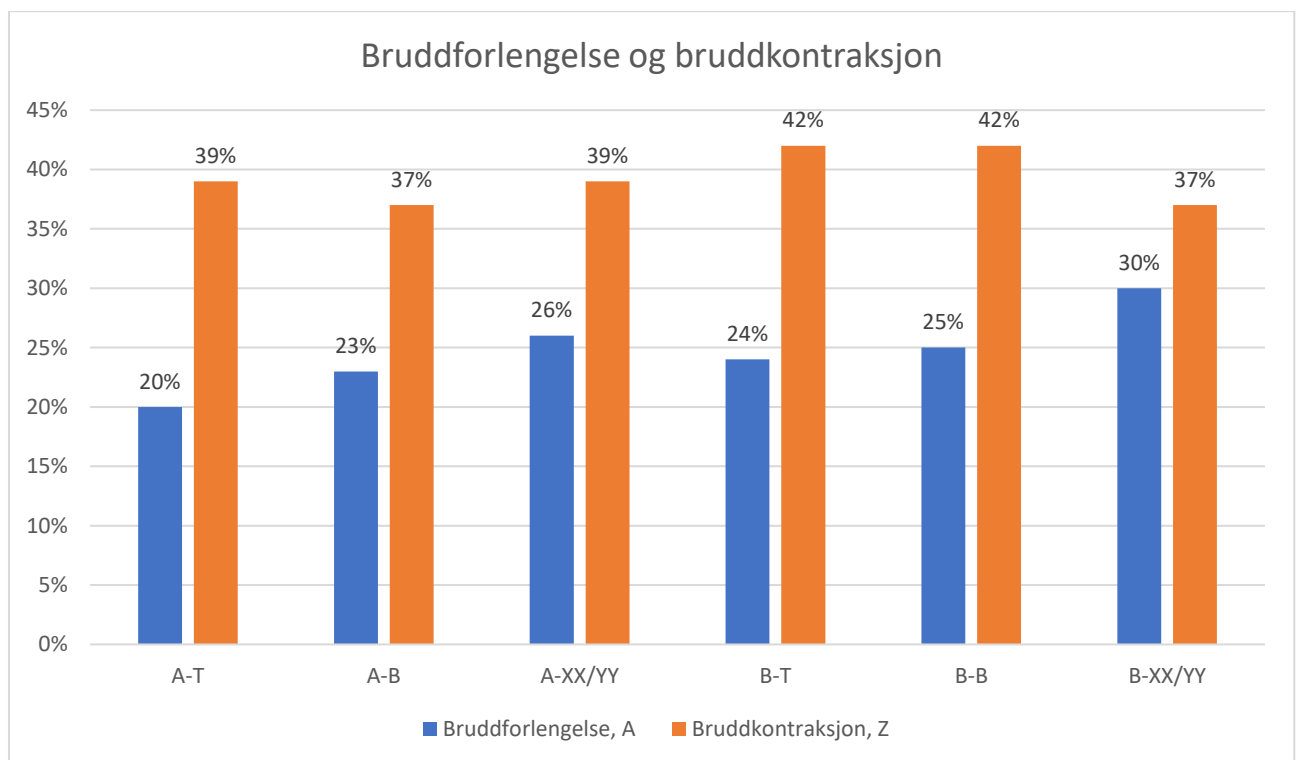
Strekfastheten varierte mindre i resultatene enn flytegrensen. Allikevel ser man at varmebehandling A har litt høyere strekkfasthet. Forskjellene er ikke like store som for flytegrensen, men gjennomsnittlig strekkfasthet for topprøvene er litt høyere enn bunnprøvene for begge prøvesettene. For varmebehandling A er gjennomsnittet av strekkfastheten for de horisontale prøvene 1316 MPa, noe som er litt høyere enn de vertikale prøvene med 1287 MPa for topprøvene og 1273 MPa for bunnene. For varmebehandling B er det mindre som skiller strekkfasthetresultatene. Gjennomsnittet for de horisontale prøvene er kun 7-9 MPa høyere enn for de vertikale.



Figur 4-1 Gjennomsnittlig flytegrense og strekkfasthet

Figur 4-2 viser den gjennomsnittlige bruddforlengelsen i prosent, sammen med bruddkontraksjonen. Tendensen er den samme for begge varmebehandlingene; de horisontalt printede prøvene har lengre bruddforlengelse enn de vertikale. I begge prøvesettene er også bruddforlengelsen til bunnprøvene litt lengre enn toppene. Totalt sett har varmebehandling B også litt lengre forlengelse for alle prøvetypene.

Den prosentvise reduksjonen i tverrsnittsareal for prøvesett A var minst for de vertikale bunnene med 37%, mens både de vertikale toppprøvene og de horisontale prøvenes tverrsnittsareal ble redusert med 39%. For prøvesett B var reduksjonen størst med 42% for de vertikale prøvene, mens de horisontale hadde en reduksjon på 37%.



Figur 4-2 Gjennomsnittlig bruddforlengelse og bruddkontraksjon

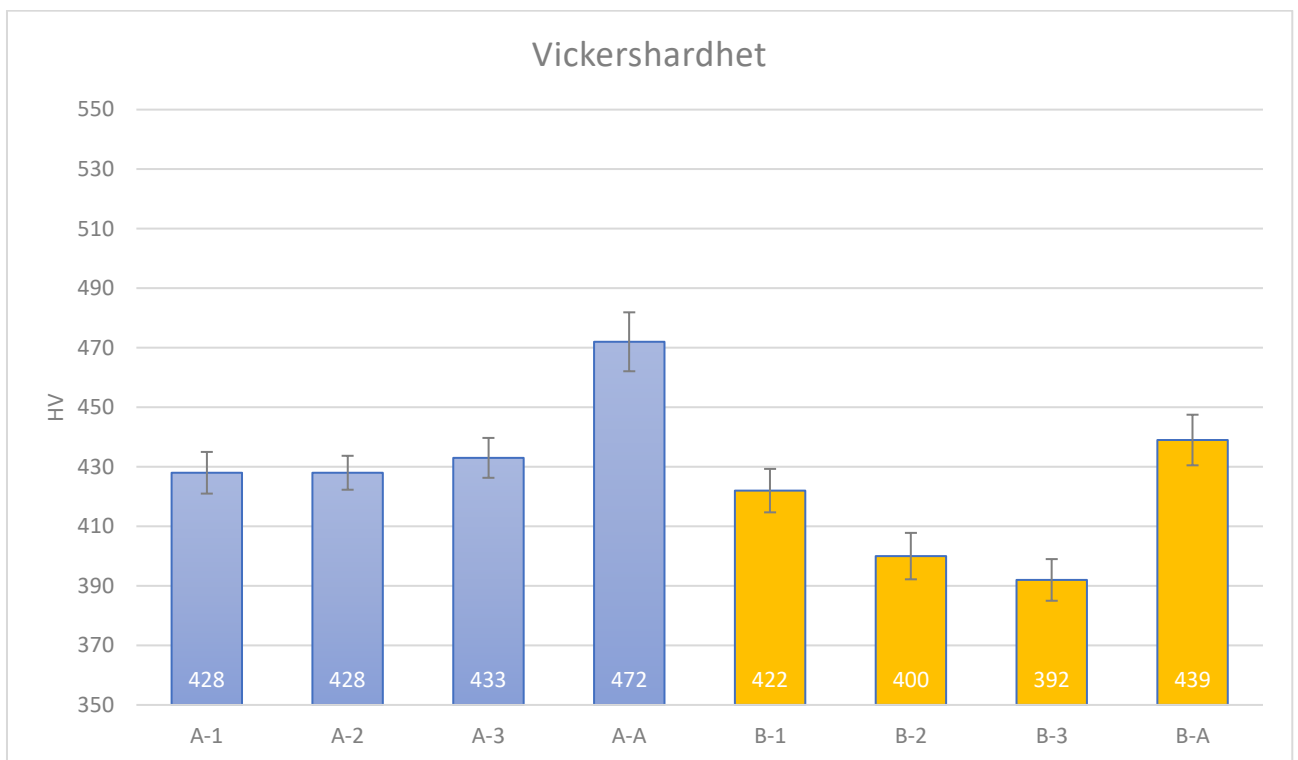
4.2 Hardhetsprøving

Navngivningen for hardhetsprøvene og hvilke plan som blir studert ble presentert under kapittel 3.5. Tabell 4-2 viser gjennomsnittlig vickershardhet for alle inntrykkene av hver varmebehandling, sammen med standardavvikene. Vickershardheten er høyest for prøvesett A og standardavviket er omtrent likt. Standardavviket er relativt høyt siden det var en del forskjell i hardhet mellom de ulike printeretningene. Alle hardhetsverdiene er presentert i Appendiks-A.

Tabell 4-2 Gjennomsnittlig vickershardhet for hele prøvesettene, inkludert standardavvik

	A: 1100/3t+ 700/12t	B: 1100/3t+ 700/6t
Gjennomsnitt, HV	440	413
Standardavvik	20	20

Figur 4-3 viser gjennomsnittet av de ti hardhetsinntrykkene i hver prøve i hvert plan for hvert prøvesett med tilhørende standardavvik. Resultatene viser at for Varmebehandling A var gjennomsnittsverdiene tilnærmet like for de ulike printeretningene i kuben CB-20 (A-1, A-2, A-3), mens for prøve-A som er toppen av strekkprøve-A var hardheten høyere. For varmebehandling B var også prøve-A hardest, mens B-1 (XY-planet) var med 422 HV litt hardere enn henholdsvis B-2 (XZ-planet) med 400 HV og B-3 (YZ-planet) med 392 HV. Standardavviket for alle prøvene ligger mellom 6-10 HV.

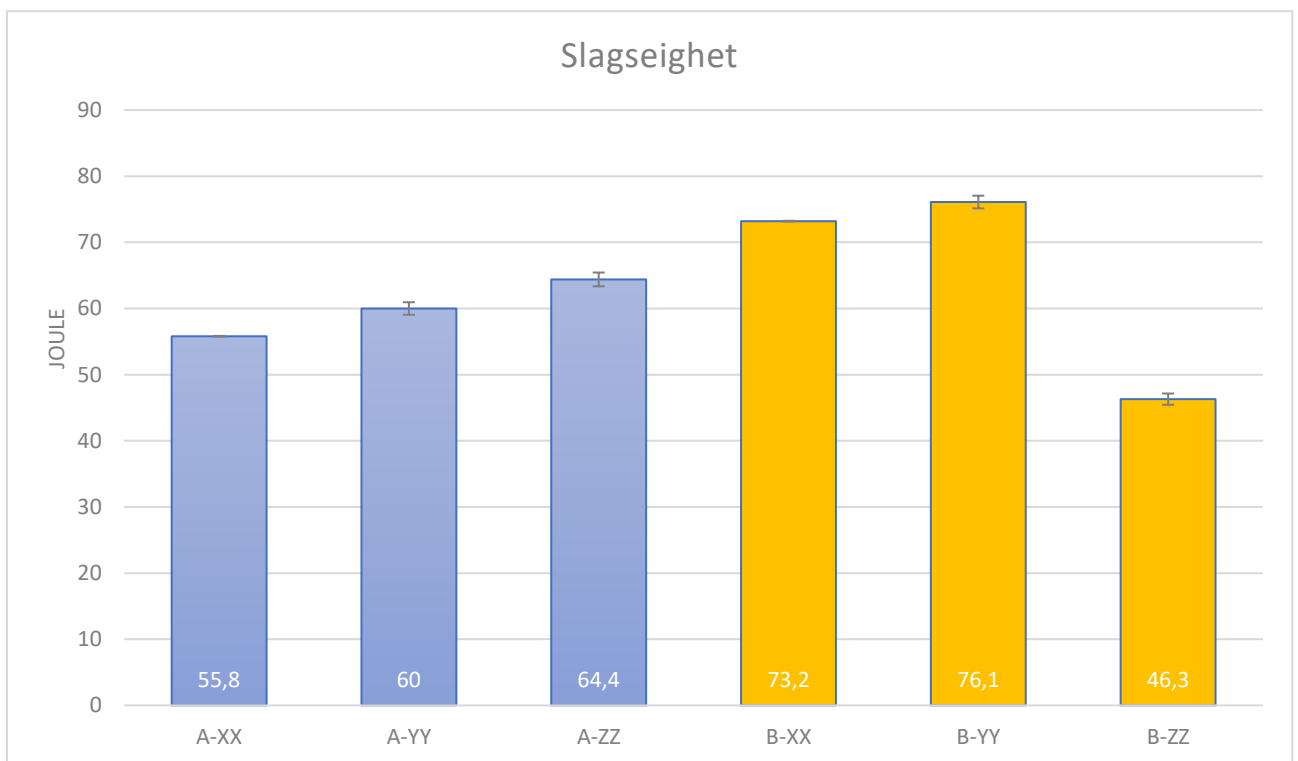


Figur 4-3 Gjennomsnittlig Vickershardhet

4.3 Skårslagsprøving

Resultatene fra skårslagsprøvingen i figur 4-4 viser at for varmebehandling A var slagseigheten størst for prøvene printet i Z-retning med 64,4 J, minst for X-retningen med 60,0 J, mens prøvene printet i Y-retning hadde ett gjennomsnitt omtrent midt mellom de to andre med 64,4 J.

For varmebehandling B hadde X- og Y-retning omtrent lik slagseighet med henholdsvis 73,2 J og 76,1 J, mens den vertikale Z-retningen hadde ganske mye lavere slagseighet med 46,3 J. I og med at det kun ble testet tre prøver for hver printeretning per varmebehandling og resultatene innad i disse var ganske like, var standardavviket svært lavt med mellom 0 og 1 HV for alle prøvene.



Figur 4-4 Gjennomsnittlig slagseighet målt i Joule, for hver printeretning for hvert prøvesett

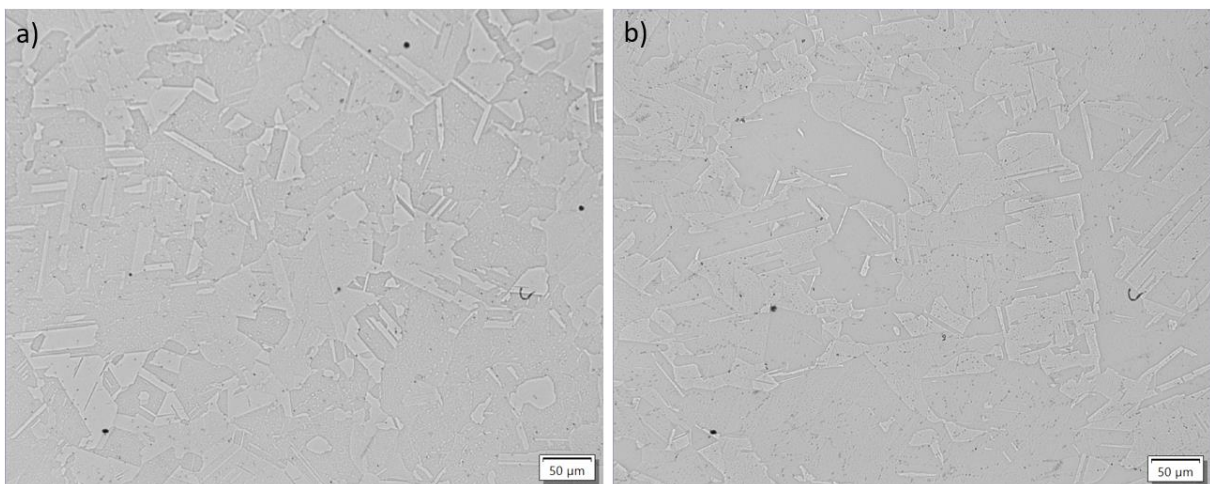
4.4 Mikrostruktur

I det følgende kapittelet vil de mest illustrative bildene av mikrostruktur fra OM, SEM og TEM bli presentert.

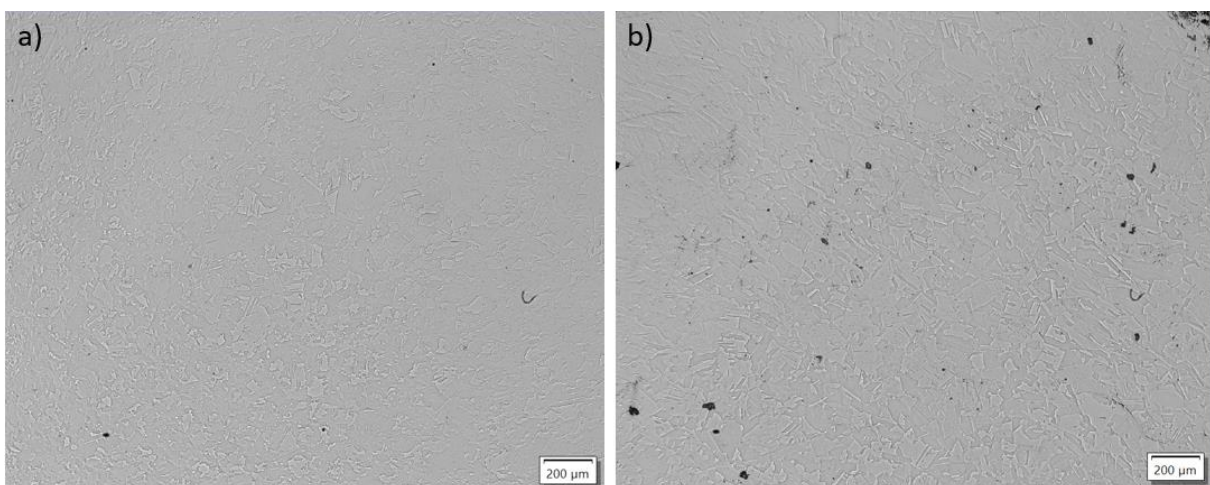
4.4.1 Optisk mikroskopi

Figur 4-5 viser forskjellen i mikrostruktur mellom prøve B-1 og B-2. Kornene i prøve B-1 er som man ser noe mindre. Det er tvillinger i begge, men på grunn av mindre korn i B-1 er tettheten av tvillinger størst her.

Figur 4-6 a) viser kornstrukturen til prøve A-A, som var den som hadde størst Vickershardhet og b) viser B-2 som var det planet med minst Vickershardhet. Studerer man disse nøye kan man se at kornene i A-A er mindre enn i B-2.



Figur 4-5 OM-bilder av; a) B-1 og b) B-2

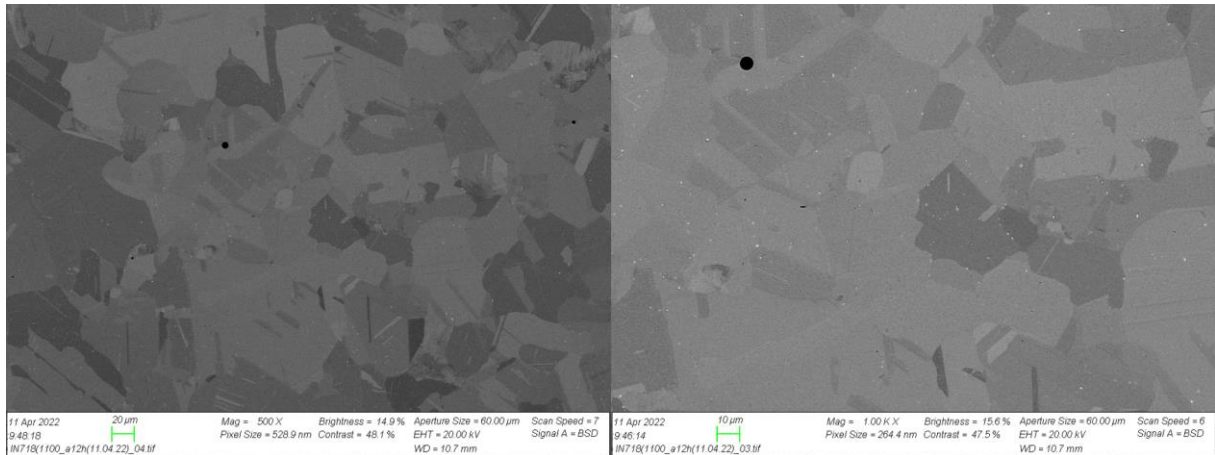


Figur 4-6 OM-bilder av; a) A-A og b) B-2

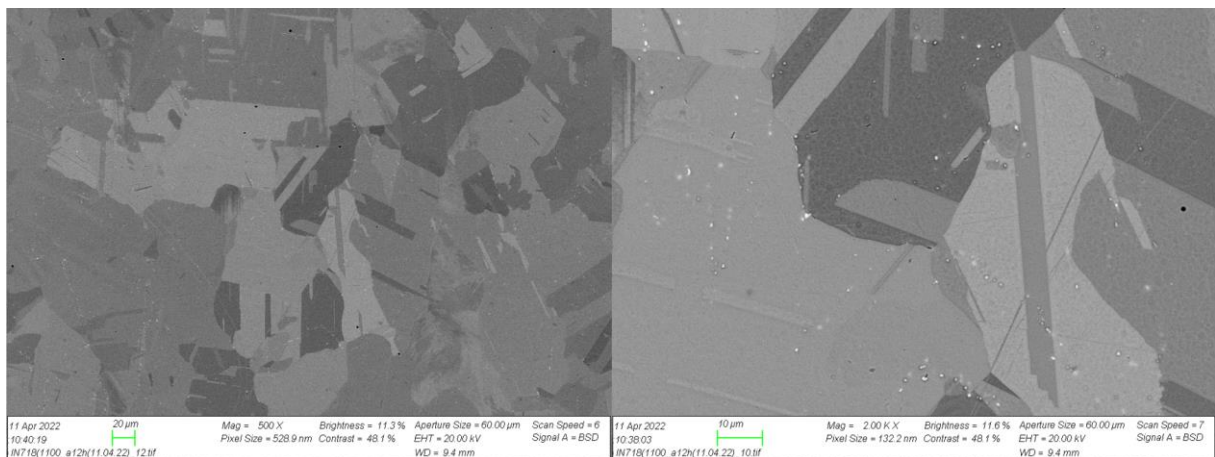
4.4.2 SEM

Bilder

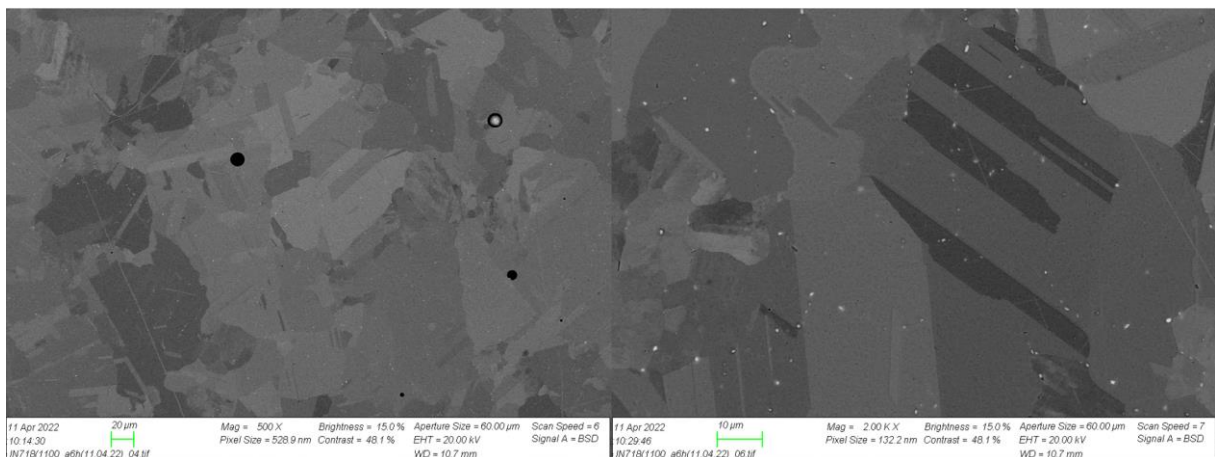
Figur 4-5 til 4-8 viser SEM-bilder av mikroskopiprøvene A-1, A-2, B-1 og B-2 med ulike forstørrelser.



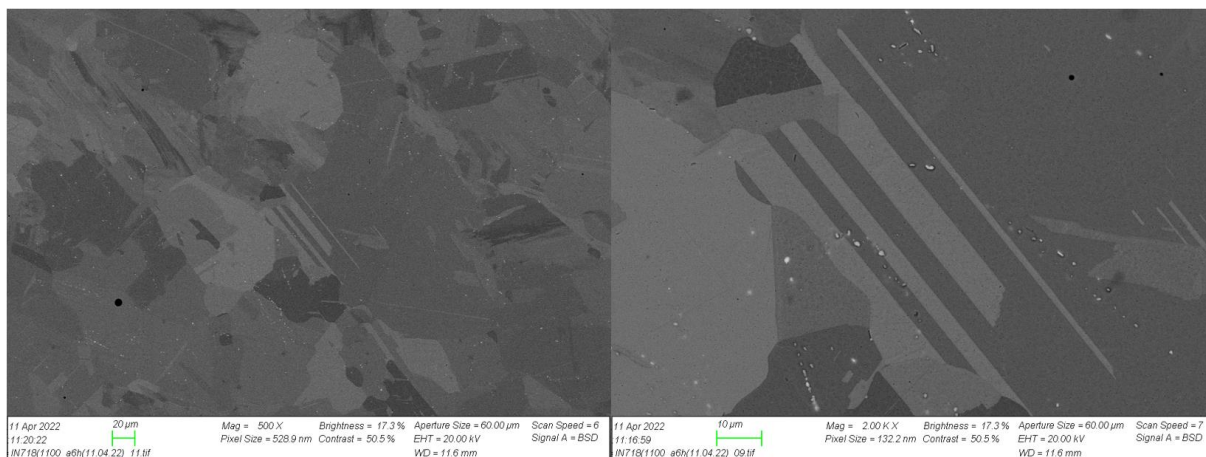
Figur 4-7 EBSD-bilde av A-1, 500X forstørrelse t.v. og 1000X t.h.



Figur 4-8 EBSD-bilde av A-2, 500X forstørrelse t.v. og 2000X t.h.



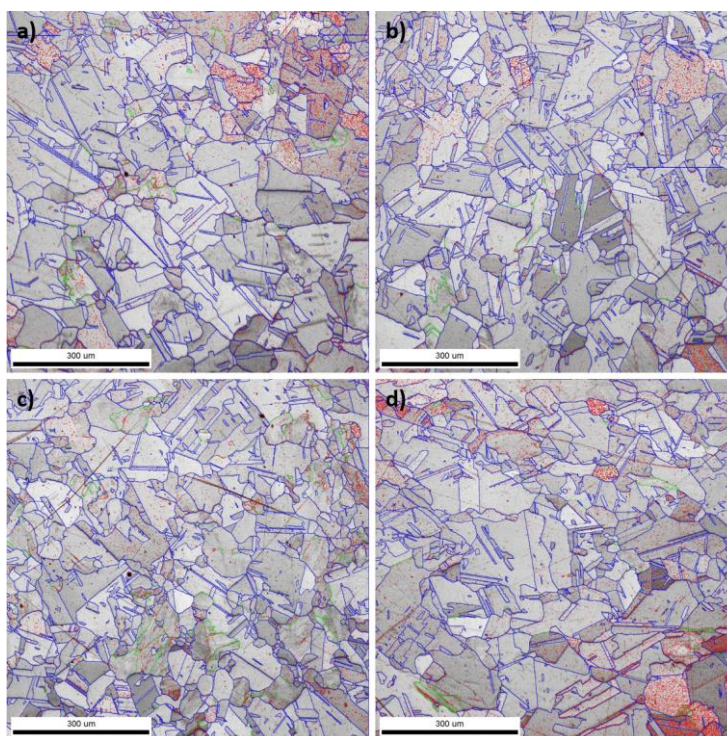
Figur 4-9 EBSD-bilde av B-1, 500X forstørrelse t.v. og 2000X t.h.



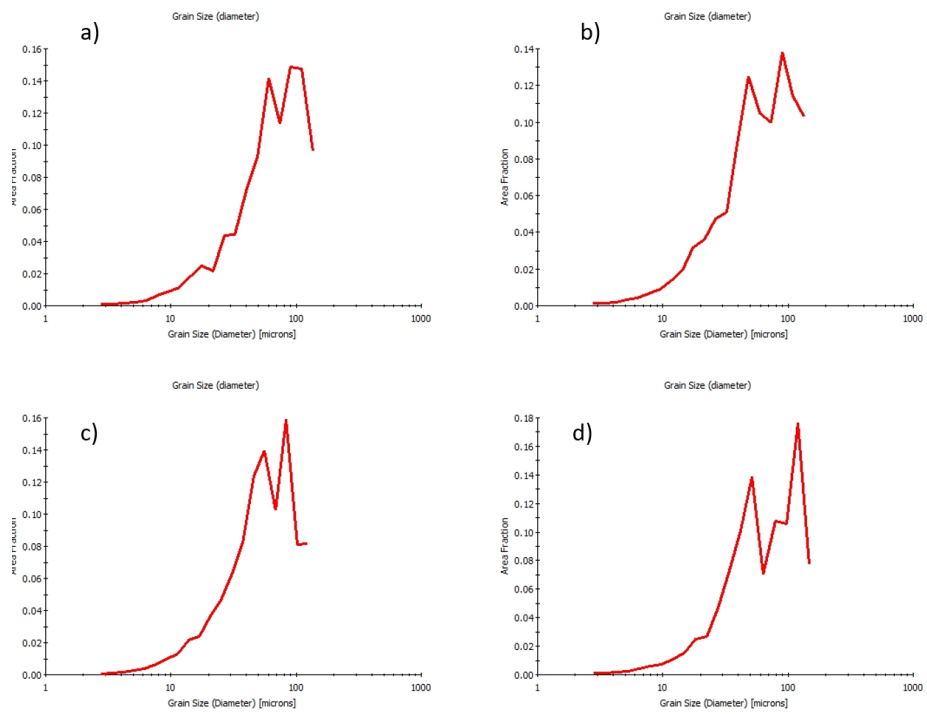
Figur 4-10 EBSD-bilde av B-2, 500X forstørrelse t.v. og 2000X t.h.

Korngrenser og kornstørrelse

Figur 4-11 a) – d) viser bilder fra skanniningelektronmikroskopet med målestokk 300 mikrometer hvor korngrensene er markert og målt av et dataprogram som så regner ut korndiameter i mikrometer. Ut fra dette kan korndiameter langs X-aksen plottes mot arealfraksjon langs Y-aksen som figur 4-12 a) – d) viser, og gjennomsnittlig areal av kornene med standardavvik regnes ut i tabell 4-3.



Figur 4-11 a) A1, b) A2, c) B1, d) B2



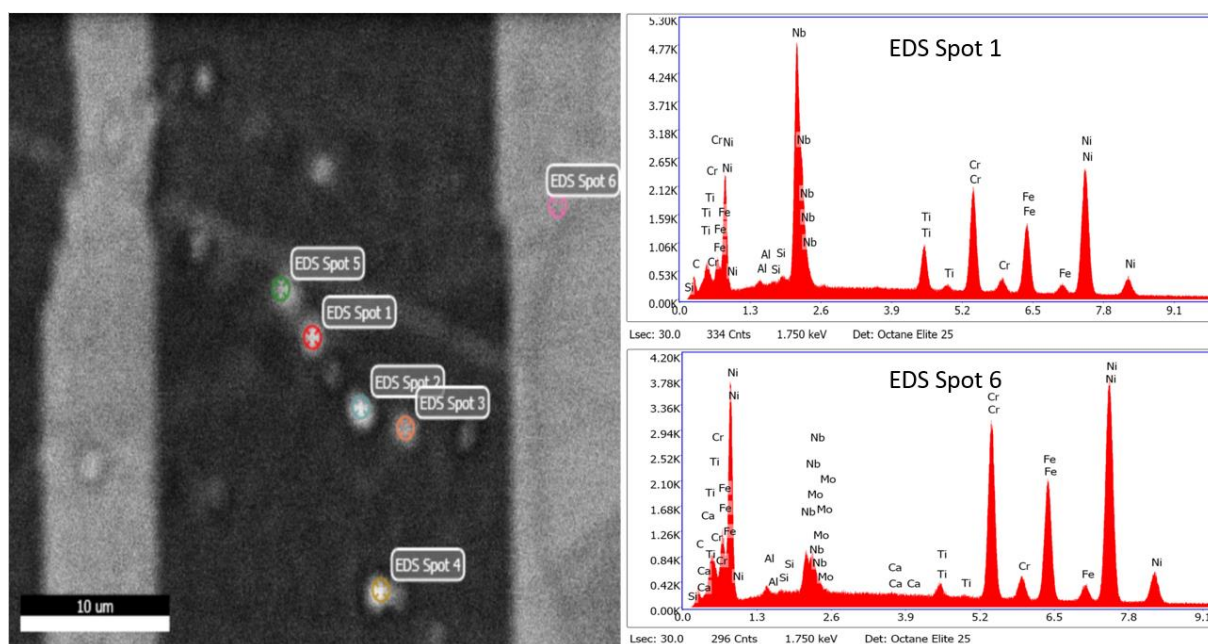
Figur 4-12 Kornstørrelse i diameter for a) A1, b) A2, c) B1, d) B2

Tabell 4-3 Gjennomsnittlig kornareal, μm^2

Prøve	Gjennomsnittlig kornareal [μm^2]	Standardavvik
A1	71,7	37,1
A2	66,2	36,3
B1	61,4	33,4
B2	72,0	39,2

EDS - Analyse

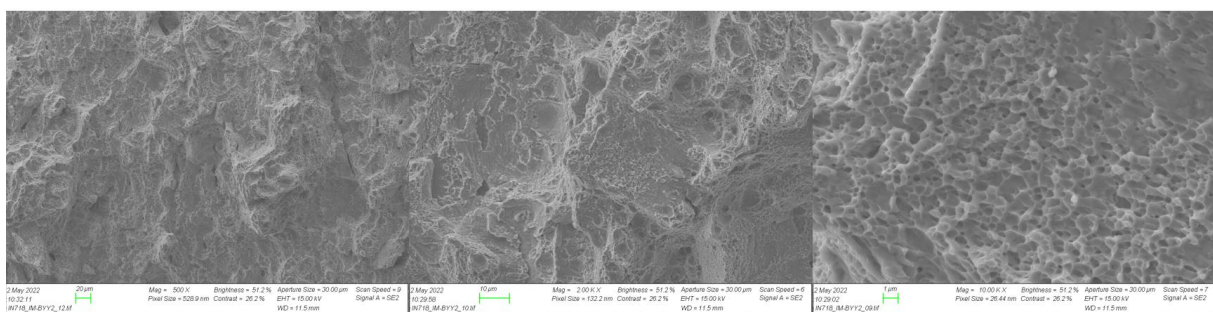
Figur 4-13 viser hvor de ulike kjemiske analysene er gjort, samt tilhørende spekter til område 1 og 6. Område 1 hadde høyt niob- og nikkelinhold, på henholdsvis 27 og 34 wt%, mens område 6 hadde nikkelinhold på 51 wt%, jerninnhold på 18 wt% og 20 wt% krom. Resten av tabellene fra analysene av de ulike punktene i figur 4-13 kan finnes i appendiks H.



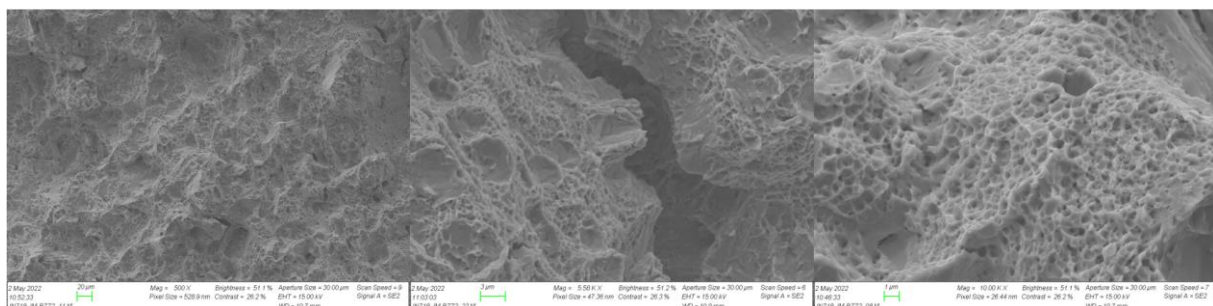
Figur 4-13 EDS-Analyse av varmebehandling A med tilhørende spekter

4.4.3 Skårslagsbruddflater

Figur 4-14 viser SEM-bilder av skårslagsprøve BYY2, som var prøven med høyest slagseighet på 76.8 J. Figur 4-15 viser skårslagprøven BZZ2 som var blant de prøvene med lavest slagseighet på kun 46.4 J. Alle bruddflater til skårslagprøvene viser et kraterlandskap som er typisk for duktile brudd. Dannelse av sprekker kan observeres i hver prøve. Prøver med lavere slagseighet har flere og større sprekkdannelser i overflaten, sammenlignet med overflaten til prøvestykkene med høyere slagseighet.



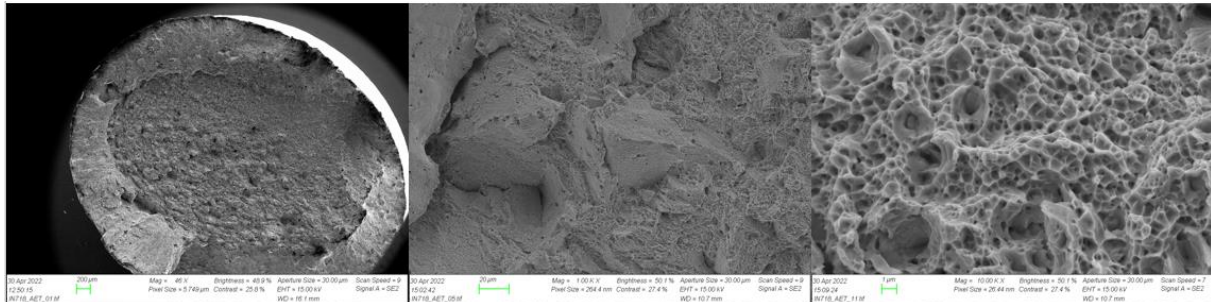
Figur 4-14 SEM-bilder av prøve BYY2



Figur 4-15 SEM-bilder av prøve BZZ2

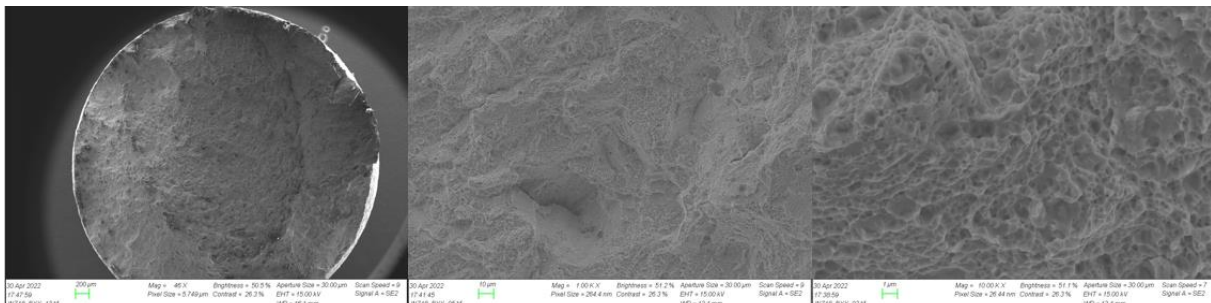
4.4.4 Strekkprøvebruddflater

Figur 4-16 viser bilder av prøve A-ET som var en av prøvene med minst forlengelse med 16% tatt med sekundælektron-metoden og ulike forstørrelser. Prøvestykket viser flere bruddannelser på ulik størrelse langs hele overflaten. En blanding av glatte områder og områder med porer og dimpler preger bruddoverflaten.



Figur 4-16 Prøve A-ET med ulike forstørrelser

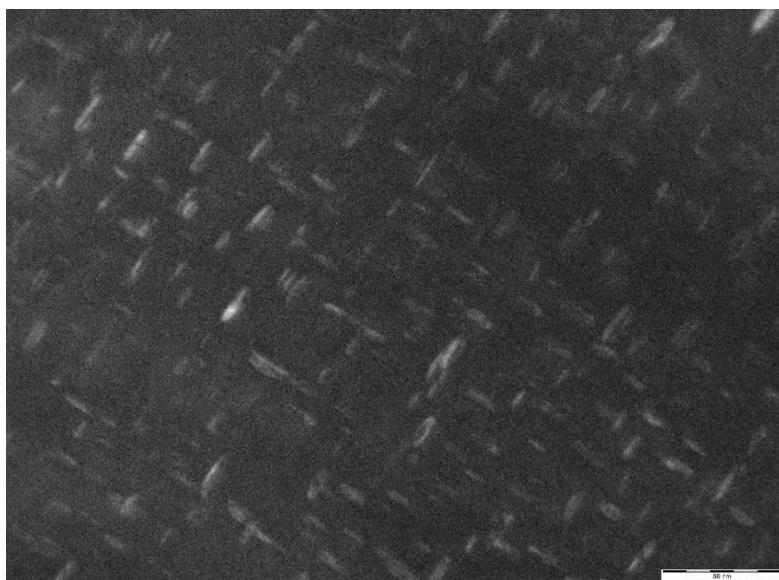
Figur 4-17 viser prøve B-YY som hadde 31% forlengelse. Man kan se små dimpler spredt utover hele bruddflaten og kun få bruddannelser. Porene består hovedsakelig av dimpler, men også noen voids.



Figur 4-17 Prøve B-YY med ulike forstørrelser

4.4.5 TEM

Figur 4-18 viser ett TEM-bilde av γ'' -presipitater. Disse ble målt ved hjelp av et dataprogram, og tabell 4-3 viser resultatene for målingen. Målingene viser at prøven som hadde blitt presipitaterdet lengst hadde større γ'' -presipitater enn varmebehandling B.



Figur 4-18 γ'' -presipitater observert etter varmebehandling A

Tabell 4-4 Måling av lengden til γ'' -presipitatene i varmebehandling A og B

Varmebehandling:	γ'' kornstørrelse fra TEM undersøkelse	
A	Maks:	27,1 nm
	Min:	5,12 nm
	Gjennomsnitt:	12,31 nm
	Std. Avvik:	2,13 nm
	Antall målinger:	788
B	Maks:	17 nm
	Min:	4,95 nm
	Gjennomsnitt:	8,92 nm
	Std. Avvik:	3,34 nm
	Antall målinger:	304

5. Diskusjon

Resultatene blir i denne delen av oppgaven nøye sammenliknet med resultatene fra varmebehandlingen som ble testet i fjor. Denne ble kalt STA980, og bestod av løsningsvarmebehandling på 980°C i en time, før to-trinns presipitatherding ved 720°C i åtte timer og deretter 620°C i åtte timer. Prøvene fra i fjor blir for enkelhetens skyld omtalt med samme navngivning som årets prøver, bare med «C» foran. Resultatene for disse er vedlagt under hvert kapittel i diskusjonen. Resultatene vil også sammenliknes med andre studier og konvensjonelt produsert Inconel 718.

Minstekravene til materialegenskapene til konvensjonelt produsert Inconel 718 finnes i standarden ASTM B637-18 [27] og gjengis i tabell 5-1. Hele Aidro's datablad kan sees fullstendig under Appendiks H, men de viktigste dataene er gjengitt i tabell 5-2. Kravene stilt av Kongsberg Maritime for additivt produsert Inconel 718 kan finnes i figur 5-1.

Tabell 5-1 Minstekrav konvensjonelt produsert Inconel 718 etter ASTM B637-18

0,2%-Flytegrense	Strekfasthet	Bruddforlengelse	Bruddkontraksjon	Hardhet
1034 MPa	1275 MPa	12 %	15 %	342 HV



Figur 5-1 Kravene stilt til additiv produsert Inconel 718, av Kongsberg Maritime

Tabell 5-2 Data hentet fra Aidro sitt datablad

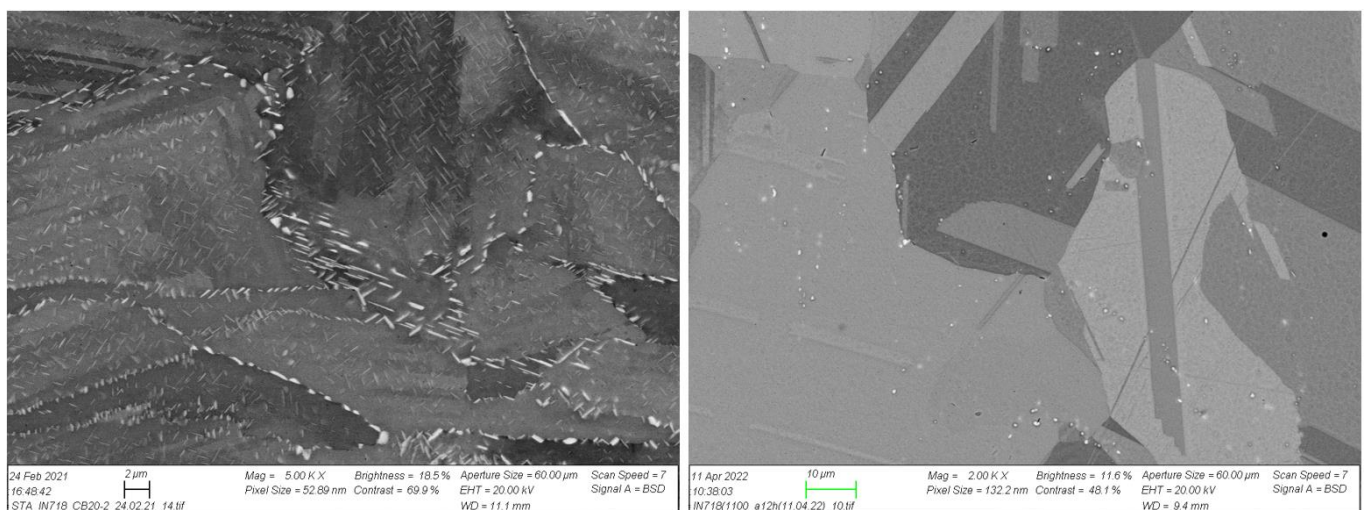
0,2%-Flytegrense	Strekfasthet	Bruddforlengelse
1150 ± 100 MPa	1400 ± 100 MPa	15 ± 3 %

5.1 Mikroskopi

SEM-bildene i figur 5-2 viser forskjellene i mikrostrukturen mellom varmebehandling A og C svært godt, noe som er med på å forklare årsaken til resultatene fra de mekaniske testene. På SEM-bildet av prøve C-2 fra 2021 ser man store mengder deltafase både langs korngrenser og inne i kornene. Denne er som figur 4-7 til 4-10 viser nesten borte for varmebehandling A og B. Det høye niobinnholdet i EDS-analysen av punkt 1 i figur 4-13 gir oss derimot god grunn til å tro at dette er små delta-partikler som har lagt seg langs subkorngrenser, og kan sees som små hvite prikker. Det er også sannsynlig at EDS-punkt 6 er av gammelfase grunnet jern- og krominnholdet.

Studier har tidligere vist at tvillinger utvikles i store mengder i Inconel 718 ved løsningsvarmebehandling rundt 1100°C i over en time. Dette bekreftes av SEM-bildene i figur 4-7 til 4-10. Selv om det er observert større mengder tvillinger i varmebehandling A og B enn varmebehandling C, er strekkfastheten og flytegrensen sunket. Dette gir grunn til å tro at styrkebidraget fra tvillingene er mindre enn styrkereduksjonen fra økt kornstørrelse og andre påvirkninger.

Bildene fra lysmikroskopet og SEM-bildene viser ikke store forskjeller i mikrostrukturen mellom varmebehandling A og B. Dette betyr at hardhetsforskjellene kommer fra styrkningspresipitater som ikke kan synes i disse. Dette stemmer med målingene av γ'' -presipitatene som viser at disse er størst for varmebehandling A som også har størst hardhet.



Figur 5-2 SEM bilder av C-2 (t.v.) og A-2 (t.h.)

5.1.1 Bruddflater

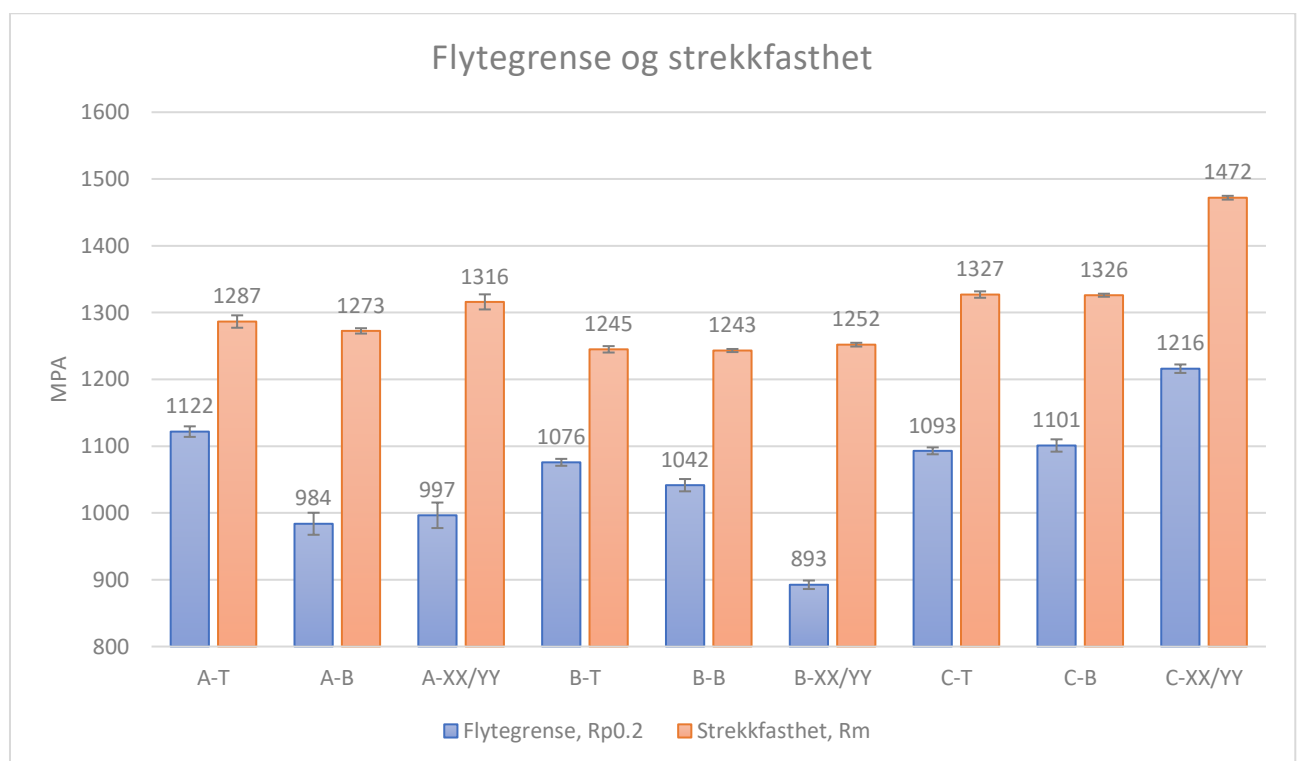
Bruddflatene som observeres i de forskjellige prøvene viser alle karakteristiske tegn for et duktilt brudd. De prøvene som viser til best bruddforlengelse eller slagseighet har til felles at overflaten preges hovedsakelig av små porer og få sprekkdannelser, som kan observeres i figur 4-14 og 4-17. Noe som er typisk for duktile brudd. Små porer over hele overflaten er et tegn på duktil rivning, der det oppsto stor spenning i form av tøyning i sprekkspissen. Disse porene danner bruddsprekken ved at de vokser sammen under høy plastisk deformasjon. Denne formen for bruddannelse absorberer mye energi. Videre kan man observere at de fleste porene er i form av dimpler, med kun få hulrom.

Prøvene med minst bruddforlengelse og lavest slagseighet viser til større porer og mer hulrom i bruddoverflaten, se figur 4-15 og 4-16. Disse større porene har absorbert mindre energi og bruddet oppsto dermed raskere, som ga nedsatt slagseighet. Dessuten kan man se noen områder som er glatte og ikke preget av porer. Glatte kanter i brudd er tegn på at bruddet var sprøtt, men da disse glatte områdene bare var noen få steder på bruddoverflaten og resten preget porer, konkluderes det med at alle brudd var mer eller mindre duktile. Også økt sprekkdannelse i bruddoverflaten er med på å senke absorbert energi før bruddet.

5.2 Strekkprøving

Figur 5-3 og 5-4 viser resultatene fra strekkprøvingen for alle tre varmebehandlingene. Som vi ser er flytegrensen redusert for både varmebehandling A og B i forhold til C, utenom topprøvene i varmebehandling A som hadde gjennomsnittlig flytegrense på 1122 MPa. Disse er de eneste av årets prøver som er innenfor 0,2%-flytegrensen i Aidro sitt datablad på 1150 ± 100 MPa.

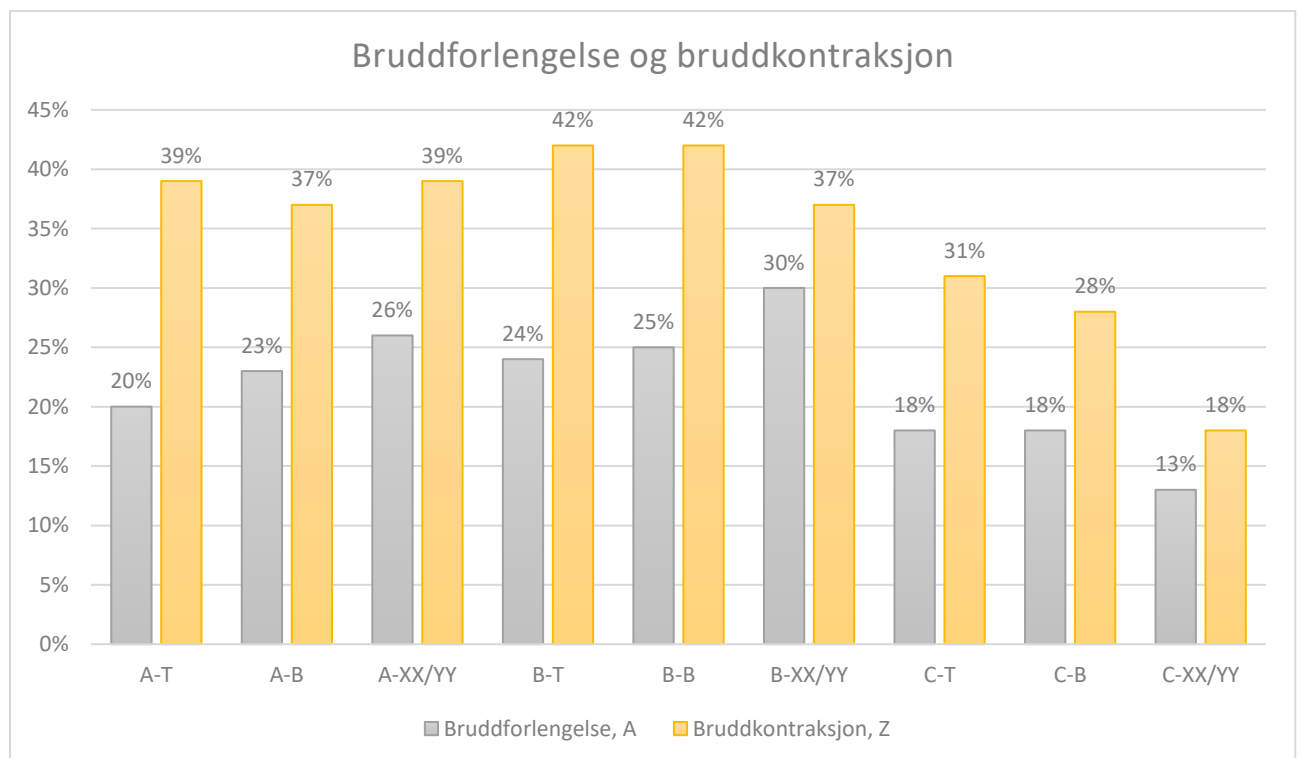
Den gjennomsnittlige strekkfastheten er også redusert med årets varmebehandlingene. Verdiene ligger rett rundt minstekravet for konvensjonelt produsert Inconel 718 på 1275 MPa. Reduksjonen i styrke skyldes at kornstørrelsen har økt og mengden deltafase er redusert. Det blir da enklere for dislokasjoner å gli, fordi det er mindre korngrænser og færre og mindre inkoherente deltapartikler å passere. Styrkningspresipitatene γ'' var også større i varmebehandling A enn B som forklarer hvorfor denne har høyere flytegrense og strekkfasthet.



Figur 5-3 Flytegrense og strekkfasthet sammenliknet med varmebehandling C

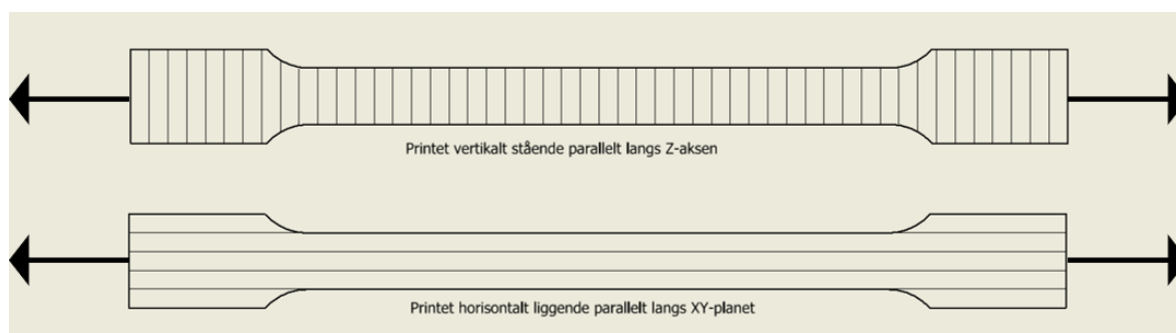
For bruddforlengelsen hadde Aidro sitt datablad et krav om en forlengelse på $15 \pm 3\%$, mens minstekravet etter standarden for konvensjonelt produsert var på 12%. Figur 5-4 viser at alle årets prøver hadde bedre forlengelse enn dette. Det er sannsynlig at dette skyldes reduksjon av deltafase og økning i tvillinggrenser, siden deltafasen er sprø og tvillinggrenser bedrer duktiliteten. Dette stemmer også med at bruddkontraksjonen har økt, siden duktile brudd har mer reduksjon i tverrsnittsareal enn sprøbrudd.

Sammenlikner man strekkresultatene med standarden for nikkelbaserte legeringer printet med pulverseng, ASTM F3055, så er begge varmebehandlingene innenfor strekkprøvekravene her på alle områder utenom flytegrensen til de horisontale i varmebehandling B.



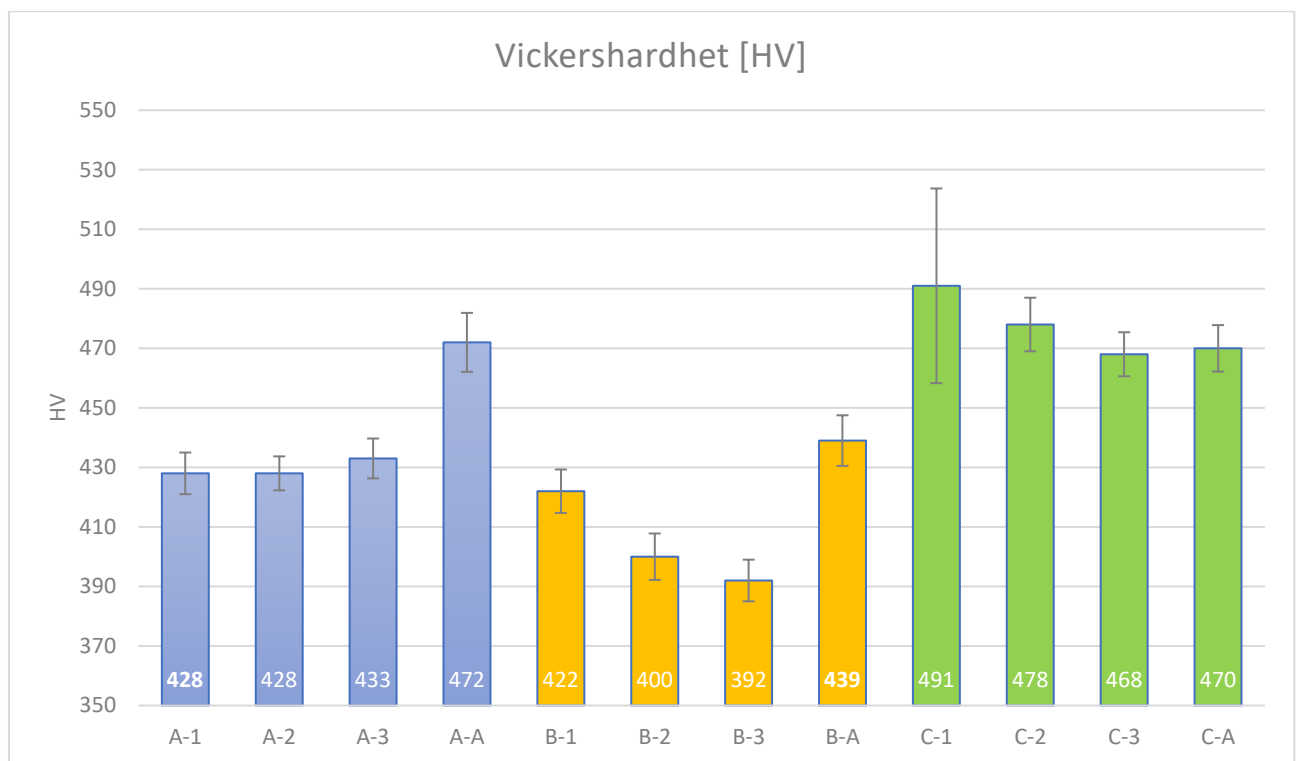
Figur 5-4 Bruddforlengelse og bruddkontraksjon sammenliknet med varmebehandling C

Selv om materialet har blitt varmebehandlet og kornstrukturen endret, er det sannsynlig at de horisontale prøvene som har lag printet parallelt med laserretningen, har bedre strekkfasthet enn de vertikale hvor lagene er vinkelrett på lastretningen med best forlengelse. Dette er antageligvis på grunn av at hvordan lagene er smeltet oppå hverandre under printeprosessen. Figur 5-5 viser dette, og det er derfor naturlig at de horisontalt printede har best bruddforlengelse mens de vertikalt printede har best strekkfasthet. Dette kan skyldes morfologien til kornene. Da søylekornene er parallelt orientert med belastningsretningen til prøvene produsert horisontalt liggende, er også bruddforlengelsen til disse bedre. Ifølge Hall-Petch ligningen, har kornstørrelsen en innflytelse på de mekaniske egenskapene. Mindre korn vil forhindre forskyvningsbevegelser og materialet opplever en økning i flytegrensen.



Figur 5-5 Anisotropien til printelagene i strekkprøvene

5.3 Hardhet



Figur 5-6 Resultater hardhetsprøving, sammenliknet med varmebehandling C

Resultatene for hardhetsmålingene i figur 5-6 er lavere for begge varmebehandlingene i forhold til målingene gjort i fjor. Allikevel er begge varmebehandlingene innenfor både minstekravet til konvensjonelt Inconel 718 på 331 HB som tilsvarer 342 HV, og Kongsberg Maritimes krav på 290-300 HV. Dette vil si at overflatehardhet ikke er den mest kritiske materialegenskapen for materialet.

Hardhetsverdiene for de ulike planene i CB-20-kuben lå i 2021 omtrent mellom 470 og 490 HV, noe som hadde sunket til 428-433 HV for varmebehandling A og 392-422 HV for varmebehandling B. For tuppene av sylinder A i de forskjellige varmebehandlingene A-A, B-A og C-A var også verdiene lavere for varmebehandling A og B.

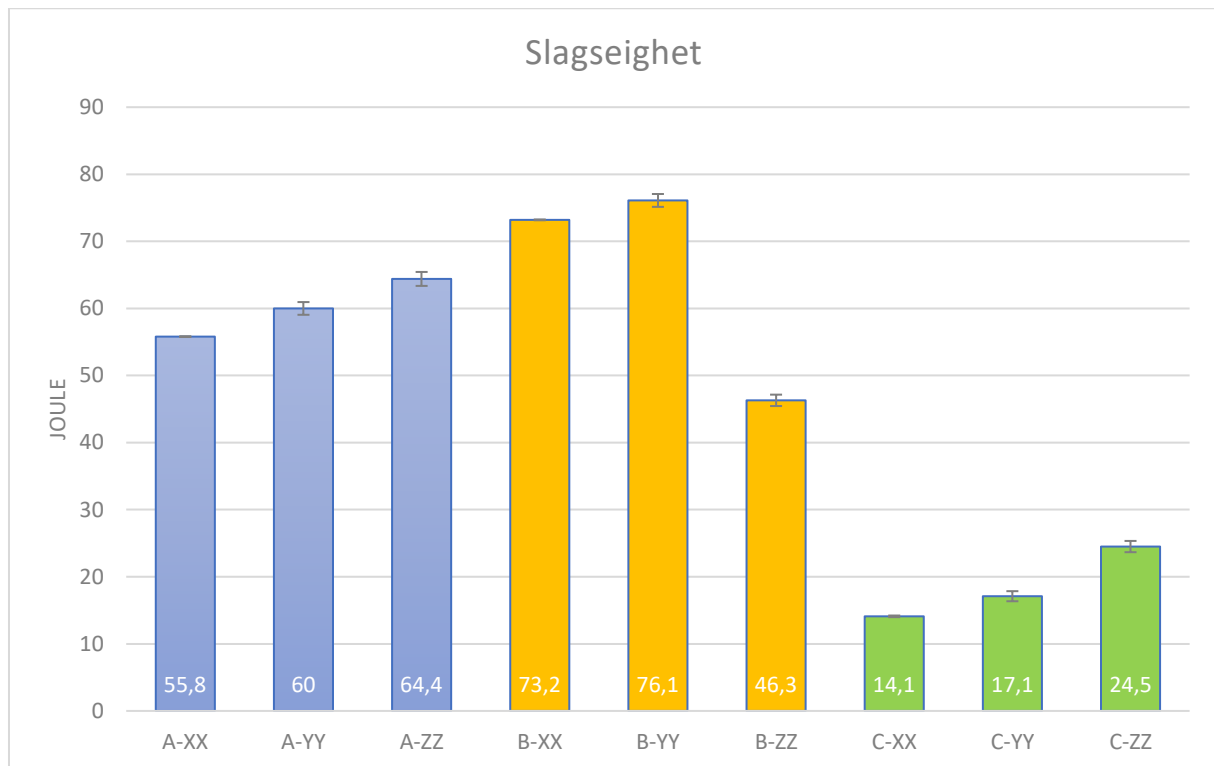
Løsningsvarmebehandlingen for årets prøver var både lengre og ved høyere temperatur enn fjoråret, med 1100°C i tre timer mot 980°C i en time. Dette betyr at materialet fikk bedre tid for diffusjon og oppløsning av Laves og gjenværende spenninger under løsningsvarmebehandlingen. Dette førte til at mer av deltafasen som er med på å stabilisere kornstørrelsen ble oppløst, som ført til mer kornvekst og reduksjon i hardhet. Grunnen til at

varmebehandling A har bedre hardhet enn B er lengre tid til å danne styrkningsfaser som γ' og γ'' under presipitateringen. Det ser imidlertid ikke ut som om prøvene har blitt presipitaterdet for lenge (*engelsk: «overaging»*) på grunn av at A er hardest.

Hardhetsmålingene for varmebehandling A hadde lite variasjon i resultatene i de forskjellige planene i kubene, i forhold til varmebehandling B. Dette støttes opp om i figur 4-11 og 4-12 hvor vi ser at varmebehandling A hadde omtrent ingen forskjell i kornstørrelsen mellom prøve A-1 (toppen av kubene) og A-2 (siden i XZ-planet). For varmebehandling B ser vi at kornstørrelsen for B-1 er jevnere og mindre i forhold til B-2 som har mer variasjon med noen mindre, men også flere større korn. Totalt sett er kornene visuelt sett større i B-2, noe som bekreftes av at gjennomsnittsårealeet for B-1 er $61 \mu\text{m}^2$, mens for B-2 er det $72 \mu\text{m}^2$. B-2 har også større standardavvik enn B-1 som bekrefter det visuelle som er beskrevet. Disse store kornene observert i B-2 er sannsynligvis hovedgrunnen til at hardhetsverdiene er såpass mye mindre enn for A-1, A-2 og B-1.

Hvorfor det er forskjell på hardheten i de ulike planene for varmebehandling B, men ikke for A er vanskelig å si. Dette må ha med printeprosessen eller varmebehandlingen å gjøre.

5.4 Skårslagsprøving



Figur 5-7 Resultater skårslagsprøving, sammenliknet med varmebehandling C

Krav for absorbert energi fra skårslagstest, såkalt slagseighet angis ikke i standarden ASTM B637. Noen verdier for skårslagsprøving ved romtemperatur for konvensjonelt produsert Inconel 718 har derfor blitt funnet i databladet til leverandører som produserer Inconel 718. Verdiene som går igjen for testing ved romtemperatur er mellom 47 og 55 J. Et studie for additivt produsert Inconel 718 [28], gav også lav slagseighet på 18,7 J, omtrent det samme som varmebehandling C fra 2021 i figur 5-7 som hadde verdier så lave som 14-25 J. Årets resultater etter varmebehandling A og B, var bedre og varierer mellom 47 og 76 J. Dette viser at man har lyktes med å øke slagseigheten til å komme opp på nivå med konvensjonelt produsert Inconel 718. Hovedårsaken til denne forbedringen skyldes den høyere løsningsvarmebehandlingen på 1100°C. Dette har redusert antall deltapartikler betraktelig, noe som også kan observeres ut ifra bildene i mikroskopidelen. Reduksjonen av deltafase fører til at prøvestykkene fra varmebehandling A og B er mer duktile og tillater større deformasjon før det oppstår sprekker og bruddannelse. Dette er fordi den er sprø og inkohærent med matriks i motsetning til γ' og γ'' , som gjør at det enklere oppstår

sprekkvekster her, og duktiliteten reduseres dersom det er for store mengder deltapartikler til stede i prøven.

Varmebehandling C som brukte en løsningsvarmebehandling på 980°C hadde høy dannelse av deltapartikler langs korngrensene. Deltafase består blant annet av niob, som den fikk da den ble direkte dannet av γ -matriksen under løsningsvarmebehandlingen. Denne danningen krever mye niob, som ellers ville gått til dannelsen av γ'' fase. Dette påvirker materialet negativt, og er med på å forklare hvorfor materialet var så sprøtt med varmebehandling C.

For varmebehandling A, virker anisotropien til printeretningen av materialet å ha liten påvirkning for slagseigheten, da verdiene varierer med mindre enn 10 J. Varmebehandling B har derimot mye større avvik mellom de forskjellige printeretningene. Prøvene som ble produsert liggende i X- og Y-retning har de høyeste verdiene av alle prøvene på over 70 J. Samtidig er gjennomsnittet for de vertikalt-printede prøvene fra varmebehandling B, det laveste av alle med 46,3 J.

5.5 Feilkilder

Gjennom oppgaven er det en del ulike feilkilder som må tas høyde for. Da 3D-printingen og ble utført av AIDRO og printeparameterne er ukjent for årets prøver, kan det ha forekommet avvik i produksjonen mellom byggesettene brukt i denne oppgaven og byggesettet brukt i 2021. Selv om disse skal være produsert etter samme standard, er det ikke mulig å verifisere dette.

En annen feilkilde som må nevnes er prøveprepareringen. Skårslagsprøvene ble, som i 2021, kappet til 50 mm og er dermed ikke etter standard. Det er usikkert hvilken påvirkning dette har, og hvorvidt man kan sammenlikne tallene med andre skårslagstester som er utført etter standarden. Allikevel bør man kunne sammenlikne 2021 og 2022 prøvene, selv om unøyaktigheter i sagbladet gjorde at alle prøvene ikke ble nøyaktig 50 mm. Da Inconel er et utfordrende material å maskinere som fører til høy slitasje på verktøyet, var det utfordrende å dreie strekkprøvene slik de ble helt nøyaktig like.

Det er også usikkerhet i bruddkontraksjonen, da disse målingene ble gjort fra hånd med skyvelære. Selv om det ble brukt formler for areal av sirkel og oval, var tverrsnittsarealet ikke nøyaktig geometrisk rundt eller ovalt etter bruddet. I tillegg er det uklart på hvilken måte bruddkontraksjonene ble målt i 2021 oppgaven. Generelt er det mangel på dokumentasjon på noen spesifikke detaljer i framgangsmåten av den eksperimentelle delen i 2021 oppgaven, som gjorde det krevende å utføre prøvingen nøyaktig så likt som mulig. Hardhetsinntrykkene måles også visuelt og inneholder derfor en viss grad for usikkerhet. Generelt må menneskelige feil tas i betraktning.

5.6 Videre arbeid

For videre studie vil det være interessant å få gjort mekaniske tester på varmebehandling STA1100-2 (1100°C/3t + 720°C/8t & 620°C/8t) også. Denne oppgaven har vist at materialet inneholder svært lite deltafase etter løsningsvarmebehandling på 1100°C. Det vil derfor være spennende å se om den foreslåtte to-trinns presipitaterdningen danner mer styrkningspresipitater enn det som ble gjort i varmebehandling A og B. Da vil man sannsynligvis kunne oppnå like bra slagseighet som årets resultater, men i tillegg få økt styrke i form av hardhet, flytegrense og strekkfasthet.

I hardhets- og mikroskopidelen av denne oppgaven har det blitt sett på planene XY, XZ, og YZ. Dette var for å se om printeretning, altså hvordan printelagene ligger i forhold til kraftinnvirkning, spiller en rolle for hvor mye materialet tåler, før det svikter eller blir plastisk deformert. Dersom prøvene hadde blitt levert tidligere og det hadde vært mer tid for den eksperimentelle delen av oppgaven, ville det vært spennende og brukt den andre halvdelen av kuben CB20, til noen diagonale kutt, og utført hardhetsprøver på disse overflatene. I tillegg kunne det vært interessant å printe deler for strekkprøve og skårslagprøve diagonalt, for å se hvordan dette kan påvirke materialegenskapene.

Grunnet begrenset kjennskap til fraktografi, er det muligheter for mer detaljerte studier av SEM-bildene som ble tatt av bruddoverflaten som kan gi flere opplysninger om bruddegenskapene, samt kjemisk analyse av disse. I tillegg er det kjent at høy tetthet av tvillinggrenser er forbundet med utmattingsbrudd. Derfor kunne det vært interessant å gjøre utmattningstester for å bekrefte vår teori om at det 3D-printede materialet som er løsningsvarmebehandlet på 1100°C og har mest tvillinger, også vil ha dårligere utmattningsegenskaper.

6. Konklusjon

For å samle trådene og konkludere rundt materialeegenskapene og mikrostrukturen til 3D-printet Inconel 718, så viser resultatene hvordan de ulike varmebehandlingene kan brukes for å oppnå ulike ønskede egenskaper. Ved hjelp av selektiv lasersmelting i pulverseng etterfulgt av løsningsvarmebehandling og presipitatherding, kan det oppnås like gode materialeegenskaper, som for konvensjonelt produsert Inconel 718. Dette gjør at man kan produsere deler med langt større geometrisk frihet dersom man printer materialet.

Et problem som har blitt jobbet med de siste årene, er at materialet ved denne produksjonsteknikken har svært dårlig slagseighet ved skårslagstesting, noe som ble bevist i arbeidet utført av bachelorstudenter ved UiS i 2021. Slagseigheten oppnådd var mellom 14 og 25 Joule, og materialet ble dermed kategorisert som sprøtt. Det har senere blitt funnet ut at den sprø deltafasen som ofte opptrer som nålformede partikler langs korn grensene er noe av grunnen til dette. Et av målene ved denne oppgaven ble derfor å undersøke om man ved en annerledes varmebehandling kunne minske andelen deltafase og om dette ville føre til bedre slagseighet, samtidig som man beholdt god flytegrense, strekkfasthet, forlengelse og hardhet.

Bildene fra skanningelektronmikroskopet viser reduksjon av deltafase for begge varmebehandlingene i forhold til i 2021. Dette har ført til at man som ønsket har oppnådd en drastisk økning i slagseighet, samtidig som det ikke har gått for mye utover strekkeegenskapene. Begge varmebehandlingene gir fortsatt gode strekkfastheter, men flytegrensene er noe redusert. Denne er for de fleste prøvene under minstekravet til konvensjonelt produsert Inconel 718. Kravet for strekkfasthet stilt av Kongsberg for additivt produsert Inconel 718 var på 950 MPa, noe alle prøvestykker oppfylte. Reduksjon av deltafase og dannelse av tvillinggrenser har også ført til bedre bruddforlengelser på mellom 20 og 30 %, mot 13 til 18 % fra 2021 prøvene. Dette henger sammen med at bruddkontraksjonen også er større.

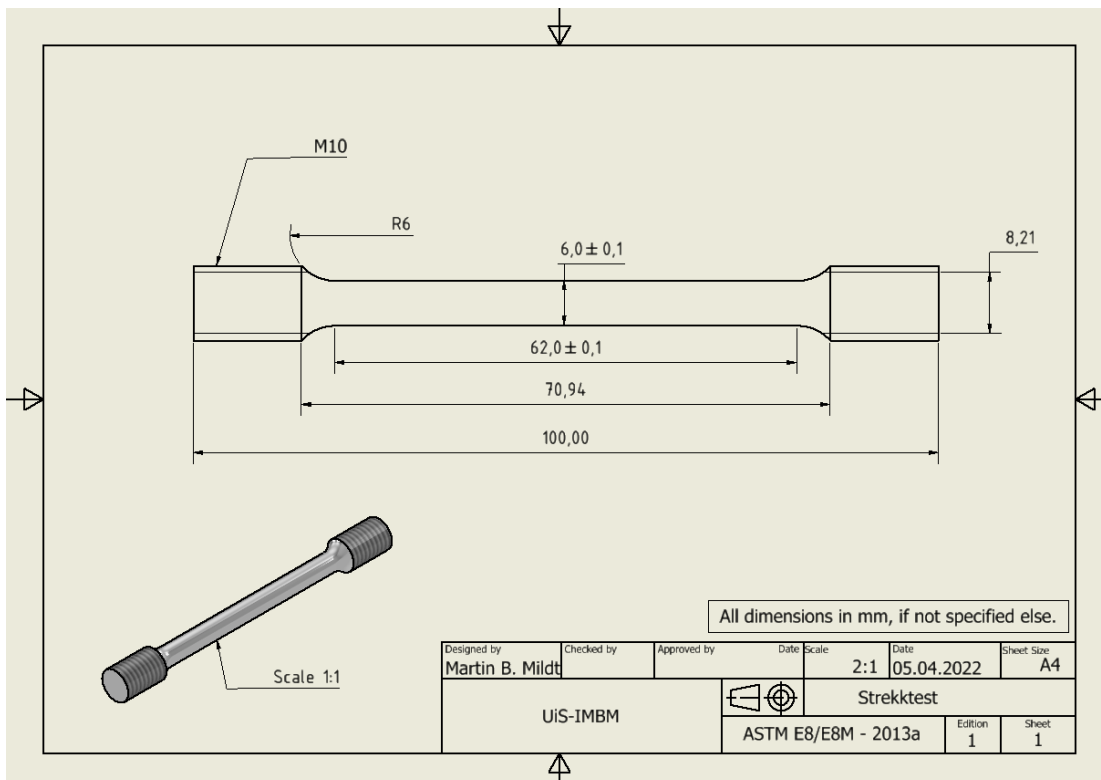
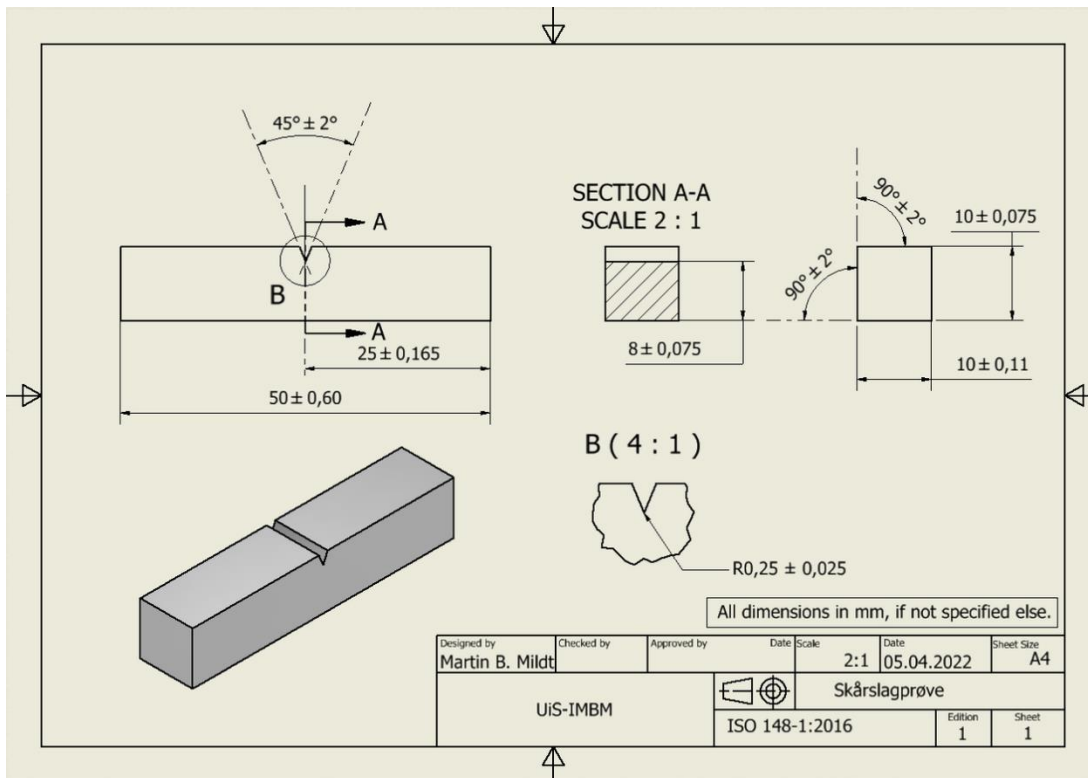
Det konkluderes derfor med at hypotesen om at reduksjon i deltafase ville øke slagseigheten stemte, i tillegg til man beholdt brukbare styrkeegenskaper. Det vil som nevnt bli spennende å se om varmebehandling STA1100-2 har like bra slagseighet og enda bedre flytegrense og strekkfasthet enn årets prøver. Dette tror man siden den har lik løsningsbehandling som varmebehandling A og lik presipitatherding som C. Da vil man i teorien fortsatt fjerne nok delta til å øke slagseigheten, og samtidig utfelle nok styrkningspresipitater til å få like god styrke som varmebehandling C.

7. Referanseliste

- [1] V. I. Petkov, "Alloy 718 manufactured by AM Selective Laser Melting: Evaluation of microstructure and weldability," Master, Institutionen för teknikvetenskap och matematik, Luleå tekniska universitet, DiVA, 2018.
- [2] W. Tillmann, C. Schaak, J. Nellesen, M. Schaper, M. E. Aydinöz, and K. P. Hoyer, "Hot isostatic pressing of IN718 components manufactured by selective laser melting," *Additive Manufacturing*, vol. 13, pp. 93-102, 2017/01/01/ 2017, doi: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2016.11.006>.
- [3] T. Trosch, J. Strößner, R. Völkl, and U. Glatzel, "Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting," *Materials Letters*, vol. 164, pp. 428-431, 2016/02/01/ 2016, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.10.136>.
- [4] W. Tucho and V. Hansen, "Studies of Post-Fabrication Heat Treatment of L-PBF-Inconel 718: Effects of Hold Time on Microstructure, Annealing Twins, and Hardness," *Metals*, vol. 11, p. 266, 02/04 2021, doi: 10.3390/met11020266.
- [5] W. M. Tucho, P. Cuvillier, A. Sjolyst-Kverneland, and V. Hansen, "Microstructure and hardness studies of Inconel 718 manufactured by selective laser melting before and after solution heat treatment," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 689, pp. 220-232, 2017/03/24/ 2017, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.062>.
- [6] E. Petersen-Øverleir, "Effect of 3D printing on the Microstructure and Mechanical Properties of an Inconel 718 Nickel-alloy (UNS N07718)," Master, Det naturvitenskapelige fakultet, Universitetet i Stavanger, 2015.
- [7] D. G. R. William D. Callister, *Materials Science and Engineering*, 8. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2011.
- [8] H. Johansen, *Materiallære for ingeniører*, Folk NTNU, 2010. Accessed on: 19.05.2022.
- [9] C. A. Stein *et al.*, "Fatigue crack initiation, slip localization and twin boundaries in a nickel-based superalloy," *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, vol. 18, no. 4, pp. 244-252, 2014/08/01/ 2014, doi: <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2014.06.001>.
- [10] Y. Gao *et al.*, "Effect of δ phase on high temperature mechanical performances of Inconel 718 fabricated with SLM process," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 767, p. 138327, 2019/11/08/ 2019, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138327>.
- [11] K. Mahesh, J. T. Philip, S. N. Joshi, and B. Kuriachen, "Machinability of Inconel 718: A critical review on the impact of cutting temperatures," *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 36, no. 7, pp. 753-791, 2021/05/19 2021, doi: 10.1080/10426914.2020.1843671.
- [12] *Standard Specification for Additive Manufacturing Nickel Alloy (UNS N07718) with Powder Bed Fusion*, ASTM F3055:14a 2014.
- [13] J. C. Lippold, S. D. Kiser, J. N. DuPont, and J. N. Dupont, *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*. Hoboken, UNITED STATES: John Wiley & Sons, Incorporated, 2009.
- [14] X. Li *et al.*, "Improved plasticity of Inconel 718 superalloy fabricated by selective laser melting through a novel heat treatment process," *Materials & Design*, vol. 180, p. 107915, 2019/10/15/ 2019, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107915>.
- [15] M. J. Donachie, Jr., M. J. Donachie, M. Donachie, and S. Donachie, *Superalloys : A Technical Guide*, 2. ed. Materials Park, USA: ASM International, 2002.
- [16] A. Almar-Næss, *Metalliske materialer - struktur og egenskaper*, 3. ed. Tapir, 1993.
- [17] M. Ystenes, "Metallbinding," doi: <https://snl.no/metallbinding>.
- [18] "Charpy-illustration." <https://faculty.up.edu/lulay/egr270/EGR270-Week11.htm> (accessed 14.05.2022).
- [19] *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, ASTM E 384 - 17, 2017.
- [20] T. H. Trygve Holtebekk, "Mikroskop," 03. juni 2020, doi: <https://snl.no/mikroskop>.

- [21] A. Di Gianfrancesco, "8 - Technologies for chemical analyses, microstructural and inspection investigations," in *Materials for Ultra-Supercritical and Advanced Ultra-Supercritical Power Plants*, A. Di Gianfrancesco Ed.: Woodhead Publishing, 2017, pp. 197-245.
- [22] N. Gleichmann, "SEM vs TEM," 25. februar 2020, doi: <https://www.technologynetworks.com/analysis/articles/sem-vs-tem-331262>.
- [23] *Additive manufacturing of metallic parts*, DNV-ST-B203 2021.
- [24] M. Hanon, Y. Alshammas, and L. Zsidai, "Effect of print orientation and bronze existence on tribological and mechanical properties of 3D-printed bronze/PLA composite," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 108, pp. 1-18, 05/01 2020, doi: 10.1007/s00170-020-05391-x.
- [25] *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, ASTM E8/E8M:13a, 2013.
- [26] *Metalliske materialer - Charpy-skårslagprøving - Del 1: Prøvmingsmetode*, ISO 148-1:2016, 2017.
- [27] *Standard Specification for Precipitation-hardening and Cold Worked Nickel Alloy Bars, Forgings, and Forging Stock for Moderate or High Temperature Service*, ASTM B637 - 18, 2018.
- [28] M. Komarasamy, S. Shukla, S. Williams, K. Kandasamy, S. Kelly, and R. S. Mishra, "Microstructure, fatigue, and impact toughness properties of additively manufactured nickel alloy 718," *Additive Manufacturing*, vol. 28, pp. 661-675, 2019/08/01/ 2019, doi: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.06.009>.

8. Appendiks A – Arbeidstegninger



9. Appendiks B - Navngivning

Type prøvestykke	Varme- behandling	Navn på prøvestykket	Fullt navn på prøvestykket	Beskrivelse
Strektest	A	AT	A-AT	Varmebehandling A, Sylinder A, Topp delen
	A	AB	A-AB	Varmebehandling A, Sylinder A, Bunn delen
	A	BT	A-BT	Varmebehandling A, Sylinder B, Topp delen
	A	BB	A-BB	Varmebehandling A, Sylinder B, Bunn delen
	A	CT	A-CT	Varmebehandling A, Sylinder C, Topp delen
	A	CB	A-CB	Varmebehandling A, Sylinder C, Bunn delen
	A	DT	A-DT	Varmebehandling A, Sylinder D, Topp delen
	A	DB	A-DB	Varmebehandling A, Sylinder D, Bunn delen
	A	ET	A-ET	Varmebehandling A, Sylinder E, Topp delen
	A	EB	A-EB	Varmebehandling A, Sylinder E, Bunn delen
	A	XX	A-XX	Varmebehandling A, Dråpesylinder printet parallelt med X-aksen
	A	YY	A-YY	Varmebehandling A, Dråpesylinder printet parallelt med Y-aksen
Skårslag	A	XX1	A-XX1	Varmebehandling A, Kuboide printet parallelt med X-aksen
	A	XX2	A-XX2	
	A	XX3	A-XX3	
	A	YY1	A-YY1	Varmebehandling A, Kuboide printet parallelt med Y-aksen
	A	YY2	A-YY2	
	A	YY3	A-YY3	
	A	ZZ1	A-ZZ1	Varmebehandling A, Kuboide printet parallelt med Z-aksen
	A	ZZ2	A-ZZ2	
	A	ZZ3	A-ZZ3	
Hardhet/ Mikroskopi	A	1	A-1	Varmebehandling A, Overflate 1 = XY-Plan
	A	2	A-2	Varmebehandling A, Overflate 2 = XZ-Plan
	A	3	A-3	Varmebehandling A, Overflate 3 = YZ-Plan
	A	A	A-A	Varmebehandling A, tuppen som ble kappet av fra toppen til sylinder A

Type prøvestykke	Varme- behandling	Navn på prøvestykket	Fullt navn på prøvestykket	Beskrivelse
Strekktest	B	AT	B-AT	Varmebehandling B, Sylinder A, Topp delen
	B	AB	B-BT	Varmebehandling B, Sylinder A, Bunn delen
	B	BT	B-BT	Varmebehandling B, Sylinder B, Topp delen
	B	BB	B-BB	Varmebehandling B, Sylinder B, Bunn delen
	B	CT	B-CT	Varmebehandling B, Sylinder C, Topp delen
	B	CB	B-CB	Varmebehandling B, Sylinder C, Bunn delen
	B	DT	B-DT	Varmebehandling B, Sylinder D, Topp delen
	B	DB	B-DB	Varmebehandling B, Sylinder D, Bunn delen
	B	ET	B-ET	Varmebehandling B, Sylinder E, Topp delen
	B	EB	B-EB	Varmebehandling B, Sylinder E, Bunn delen
	B	XX	B-XX	Varmebehandling B, Dråpesylinder printet parallelt med X-aksen
	B	YY	B-YY	Varmebehandling B, Dråpesylinder printet parallelt med Y-aksen
Skårslag	B	XX1	B-XX1	Varmebehandling B, Kuboide printet parallelt med X-aksen
	B	XX2	B-XX2	
	B	XX3	B-XX3	
	B	YY1	B-YY1	Varmebehandling B, Kuboide printet parallelt med Y-aksen
	B	YY2	B-YY2	
	B	YY3	B-YY3	
	B	ZZ1	B-ZZ1	Varmebehandling B, Kuboide printet parallelt med Z-aksen
	B	ZZ2	B-ZZ2	
	B	ZZ3	B-ZZ3	
Hardhet/ Mikroskopi	B	1	B-1	Varmebehandling B, Overflate 1 = XY-Plan
	B	2	B-2	Varmebehandling B, Overflate 2 = XZ-Plan
	B	3	B-3	Varmebehandling B, Overflate 3 = YZ-Plan
	B	A	B-A	Varmebehandling A, tuppen som ble kappet av fra toppen til sylinder B

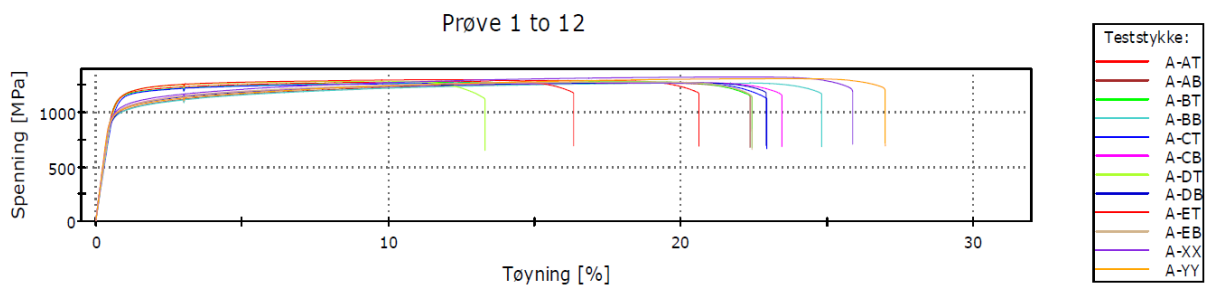
10. Appendiks C – Resultat Strekkprøve

Strekkdata A - 1100°C/3t + 700°C/12t						
Navn	Flytegrense	Strekfasthet	Bruddforlengelse	Diameter	Reduksjon i areal	E-modul
	Rp. 0.2[MPa]	Rm [MPa]	[%]	[mm]	[%]	[GPa]
AT	1130	1292	20,0	5,98	39	184,5
AB	970	1268	21,8	5,99	41	195,5
BT	1122	1281	21,8	6,02	41	187,0
BB	969	1271	24,2	6,00	36	198,7
CT	1110	1275	22,3	6,00	39	168,0
CB	999	1272	22,8	6,03	37	188,3
DT	1128	1286	12,7	5,78	37	178,4
DB	977	1273	22,3	5,98	33	192,2
ET	1119	1299	15,7	6,03	37	184,9
EB	1004	1279	21,8	5,97	38	187,3
XX	1010	1324	25,3	6,00	39	201,7
YY	983	1308	26,4	6,01	39	210,0

Strekkdata B - 1100°C/3t + 700°C/6t						
Navn	Flytegrense	Strekfasthet	Bruddforlengelse	Diameter	Reduksjon i areal	E-modul
	Rp. 0.2[MPa]	Rm [MPa]	[%]	[mm]	[%]	[GPa]
AT	1069	1241	24,3	5,98	40	176,3
AB	1040	1243	25,0	5,96	41	184,0
BT	1072	1246	24,5	6,02	45	180,2
BB	1052	1243	24,4	6,02	41	190,4
CT	1080	1246	23,8	6,02	45	167,6
CB	1027	1242	26,0	6,01	42	172,8
DT	1081	1240	22,9	6,02	41	167,3
DB	1044	1241	24,8	6,01	43	191,0
ET	1077	1252	24,7	6,01	40	185,2
EB	1045	1247	26,5	6,01	42	188,9
XX	888	1250	30,0	5,99	38	194,7
YY	897	1254	30,7	5,99	36	203,0

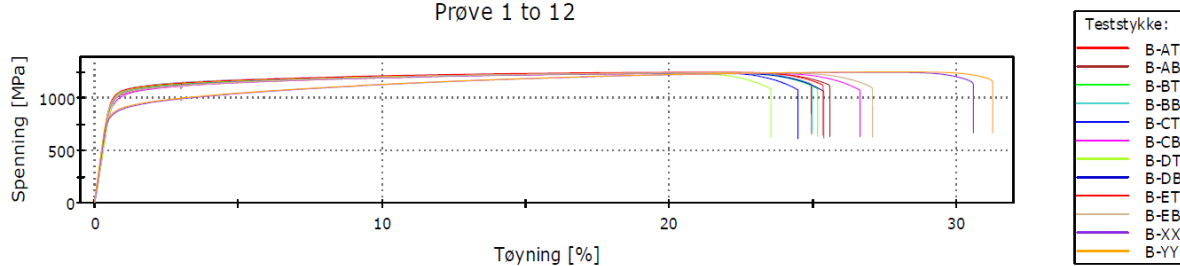
Prøvesett A	Flytegrense [MPa]	Strekfasthet [MPa]	Bruddforlengelse [%]	Reduksjon i areal [%]
Vertikal Topp	1122 ± 8	1287 ± 9	20 ± 3	39
Vertikal Bunn	984 ± 17	1273 ± 4	23 ± 1	37
Horisontal	997 ± 19	1316 ± 11	26 ± 1	39

Prøvesett B	Flytegrense [MPa]	Strekfasthet [MPa]	Bruddforlengelse [%]	Reduksjon i areal [%]
Vertikal Topp	1076 ± 5	1245 ± 5	24 ± 1	42
Vertikal Bunn	1042 ± 9	1243 ± 2	25 ± 1	42
Horisontal	893 ± 6	1252 ± 3	30 ± 1	37



	Navn	Flytegrense [MPa]	Strekfasthet [MPa]	Diameter [mm]	Redusert Areal [%]	E-modul [GPa]	Bruddforlengelse (Standard) [%]	% Elongation at tensile strength at Non-proportional elongation (Standard) [%]	Elongation at tensile strength at Non-proportional elongation (Standard) [mm]
1	A-AT	1130	1292	5.98	38.75	184.5	19.96	15.09	7.54
2	A-AB	969.5	1268	5.99	41.03	195.5	21.76	17.37	8.68
3	A-BT	1122	1281	6.02	41.10	187.0	21.81	16.36	8.18
4	A-BB	968.6	1271	6.00	36.00	198.7	24.21	19.78	9.89
5	A-CT	1110	1275	6.02	39.31	168.0	22.25	16.75	8.38
6	A-CB	998.6	1272	6.03	36.64	188.3	22.82	18.15	9.07
7	A-DT	1128	1286	5.78	37.21	178.4	12.66	7.91	3.96
8	A-DB	977.3	1273	5.98	32.86	192.2	22.29	17.98	8.99
9	A-ET	1119	1299	6.03	37.42	184.9	15.68	10.74	5.37
10	A-EB	1004	1279	5.97	38.02	187.3	21.80	17.07	8.53
11	A-XX	1010	1324	6.00	38.64	201.7	25.26	20.48	10.24
12	A-YY	982.7	1308	6.01	38.84	210.0	26.39	21.95	10.97

Prøve 1 to 12



	Navn	Flytegrense Rp0.2 [MPa]	Strekfasthet Rm [MPa]	Diameter [mm]	Redusert Areal [%]	E- modul [GPa]	Bruddforlengelse [%]	Elongation at tensile strength at Non- proportional elongation (Standard) [mm]	Elongation at break at Non-proportional elongation (Standard) [mm]
1	B-AT	1069	1241	5.98	40.1	176.3	24.3	9.77	12.14
2	B-AB	1040	1243	5.96	40.9	184.0	25.0	10.05	12.48
3	B-BT	1072	1246	6.02	44.9	180.2	24.5	9.64	12.27
4	B-BB	1052	1243	6.02	40.8	190.4	24.4	9.86	12.18
5	B-CT	1080	1246	6.02	44.9	167.6	23.8	9.35	11.91
6	B-CB	1027	1242	6.01	41.9	172.8	26.0	10.33	13.00
7	B-DT	1081	1240	6.02	40.8	167.3	22.9	8.93	11.44
8	B-DB	1044	1241	6.01	43.2	191.0	24.8	9.79	12.40
9	B-ET	1077	1252	6.01	39.6	185.2	24.7	9.86	12.36
10	B-EB	1045	1247	6.01	41.9	188.9	26.5	10.57	13.24
11	B-XX	887.8	1250	5.99	38.4	194.7	30.0	12.83	14.99
12	B-YY	897.1	1254	5.99	35.8	203.0	30.7	13.20	15.33

11. Appendiks D – Resultat Hardhetstest

HV A - 1100°C/3t + 700°C/12t				
Måling	A-1	A-2	A-3	A-A
1	419,6	429,4	430,0	458,7
2	432,8	429,8	422,8	472,2
3	435,5	432,1	422,3	474,1
4	416,0	422,8	433,6	466,3
5	427,7	432,7	438,5	491,4
6	423,1	430,0	432,7	484,7
7	426,1	419,9	439,3	471,9
8	428,1	424,1	430,8	469,8
9	434,1	422,5	431,4	464,3
10	436,8	438,4	443,2	464,0
GJ.Snitt	428,0	428,2	432,5	471,7
Std. Avvik	7,0	5,7	6,7	9,9

HV B - 1100°C/3t + 700°C/6t				
Måling	B-1	B-2	B-3	B-A
1	427,9	408,1	383,0	450,1
2	414,6	402,1	389,7	435,5
3	423,3	399,5	395,8	437,5
4	429,4	406,6	397,8	422,3
5	425,5	406,8	405,8	445,4
6	409,3	405,0	393,4	446,2
7	415,9	401,0	396,4	446,6
8	419,3	386,7	383,7	434,5
9	432,5	393,3	391,7	442,1
10	420,9	388,4	387,1	431,4
GJ.Snitt	421,9	399,8	392,4	439,2
Std. Avvik	7,3	7,8	7,0	8,5

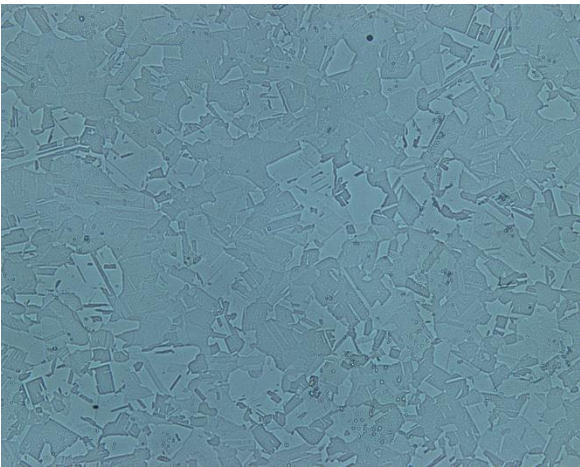
12. Appendiks E – Resultat Skårslagsprøve

A: 1100°C/3t + 700°C/12t					
Prøve	Høyde[mm]	Bredde[mm]	Areal[mm]	Slagfasthet [J] digital	Slagfasthet [J] analog
AXX1	10,03	10,00	100,30	55,9	58
AXX2	10,04	9,98	100,20	55,8	58
AXX3	10,04	9,99	100,30	55,8	58
AYY1	10,02	9,96	99,80	61	64
AYY2	10,02	9,96	99,80	60	62
AYY3	9,94	9,96	99,00	59,1	62
AZZ1	9,96	9,99	99,50	65,1	68
AZZ2	9,96	10,00	99,60	63,2	66
AZZ3	9,95	9,99	99,40	64,9	68

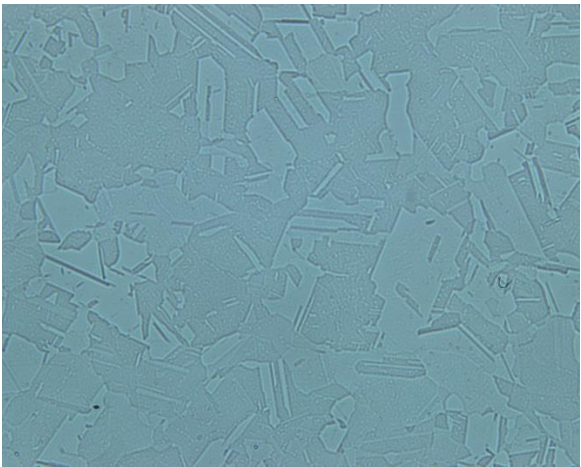
B: 1100°C/3t + 700°C/6t					
Prøve	Høyde[mm]	Bredde[mm]	Areal[mm]	Slagfasthet [J] digital	Slagfasthet [J] analog
BXX1	10,00	10,00	100,00	73,2	76
BXX2	10,00	9,98	99,80	73,2	76
BXX3	10,00	9,99	99,90	73,3	76
BYY1	10,03	9,97	100,00	76,5	80
BYY2	10,04	9,98	100,20	76,8	80
BYY3	10,04	9,96	100,00	75	78
BZZ1	9,96	10,01	99,70	45,4	48
BZZ2	9,97	10,01	99,80	46,4	50
BZZ3	9,98	10,01	99,90	47,1	50

Prøvenavn	Høyde 1 [mm]	Høyde 2 [mm]	Høyde 3 [mm]	Bredde [mm]	Lengde [mm]
AXX1	10,02	10,03	10,04	10,00	48,5
AXX2	10,04	10,04	10,04	9,98	49,8
AXX3	10,04	10,04	10,04	9,99	49,7
AYY1	10,02	10,02	10,01	9,96	50,0
AYY2	10,02	10,02	10,03	9,96	49,8
AYY3	9,95	9,94	9,93	9,96	49,7
AZZ1	9,96	9,97	9,96	9,99	48,2
AZZ2	9,96	9,97	9,96	10,00	50,0
AZZ3	9,94	9,95	9,96	9,99	50,3
BXX1	10,01	10,00	10,00	10,00	49,8
BXX2	10,01	9,99	10,00	9,98	50,3
BXX3	10,00	9,99	10,01	9,99	50,2
BYY1	10,03	10,03	10,04	9,97	50,0
BYY2	10,05	10,04	10,03	9,98	50,0
BYY3	10,04	10,04	10,06	9,96	50,0
BZZ1	9,96	9,96	9,97	10,01	49,9
BZZ2	9,97	9,97	9,98	10,01	50,0
BZZ3	9,96	9,98	9,98	10,01	49,7
Gjennomsnitt	10,00	10,00	10,00	9,99	49,77
Standardavvik	0,04	0,03	0,04	0,02	0,55

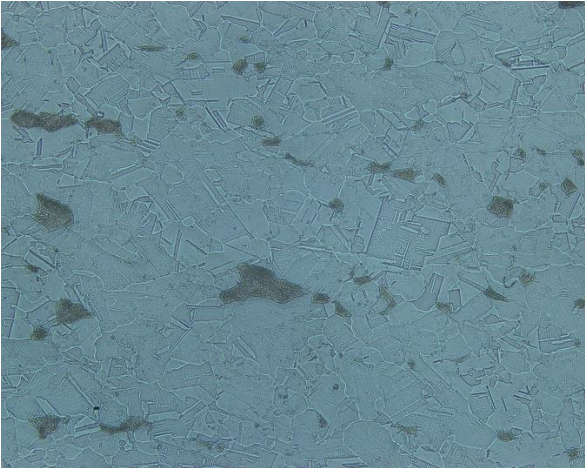
13. Appendiks G - Bilder fra optisk mikroskopi



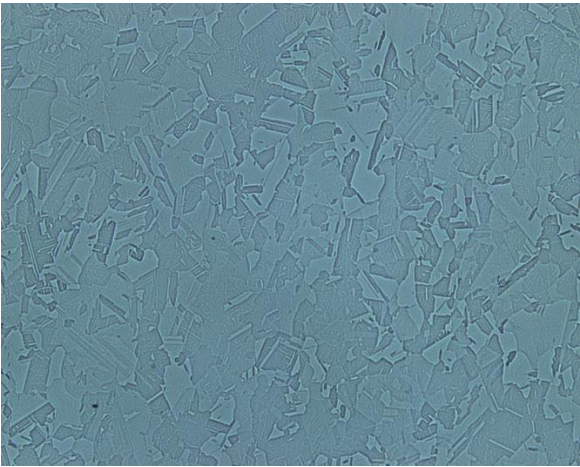
Figur 13-1: A1 - 100 μm



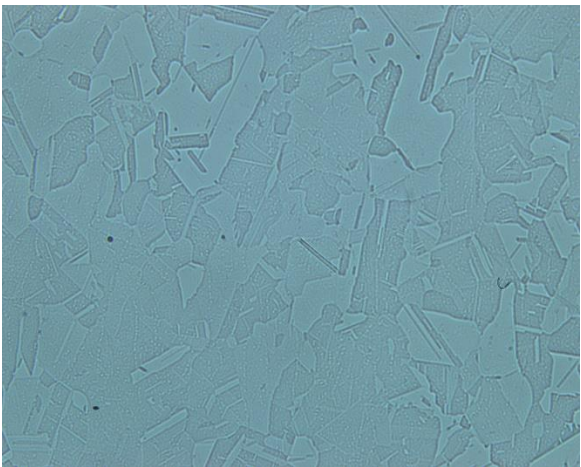
Figur 13-2: A1 - 50 μm



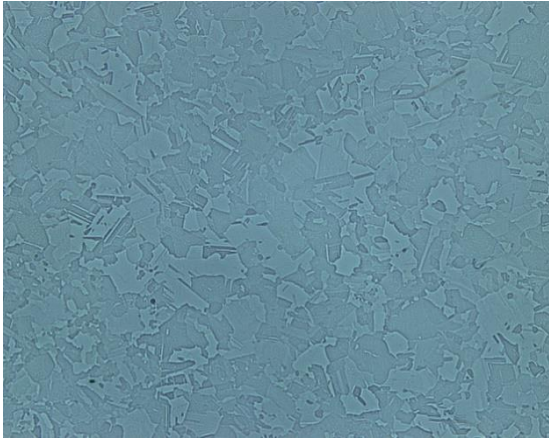
Figur 13-3 A2 etset – 100 μm



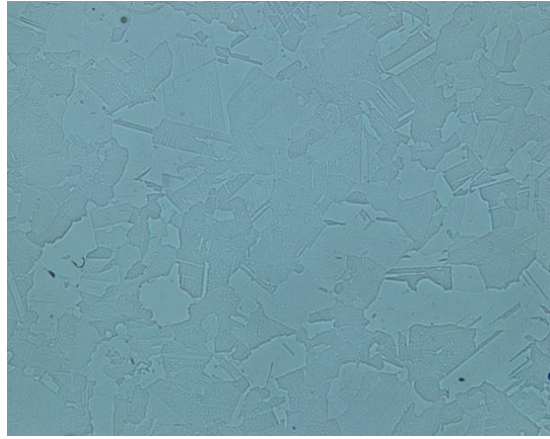
Figur 13-4: A3 - 100 μm



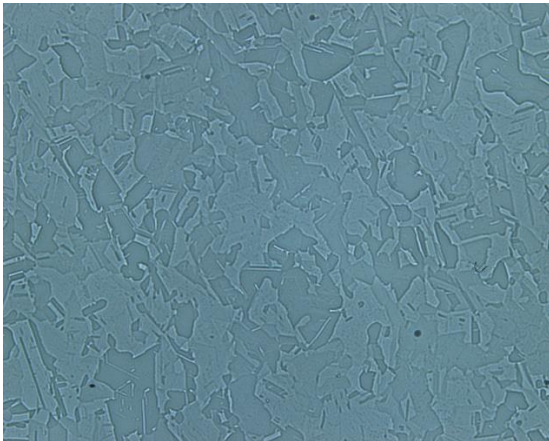
Figur 13-5: A3 - 50 μm



Figur 13-6: B1 - 100 μm



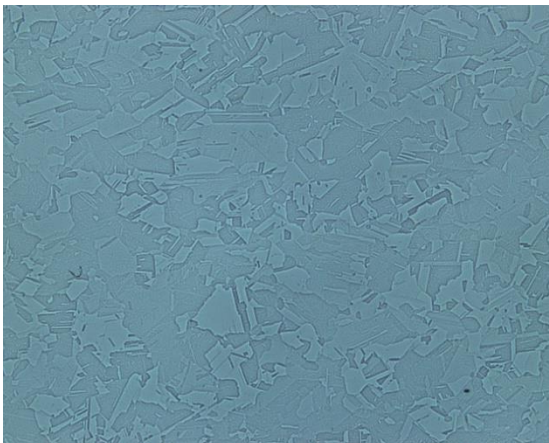
Figur 13-7: B1 - 50 μm



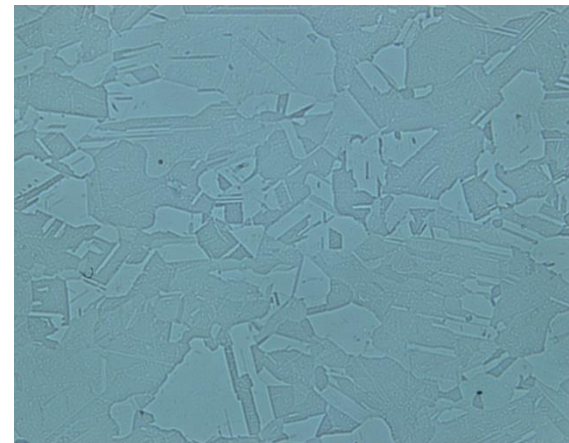
Figur 13-8: B2 - 100 μm



Figur 13-9: B2 - 50 μm



Figur 13-10: B3 - 50 μm



Figur 13-11: B3 - 100 μm

14. Appendiks H – Resultater fra kjemisk analyse

EDS-SPOT 1

Element	Weight %	Atomic %
C K	6.16	25.51
AlK	0.22	0.40
SiK	0.03	0.05
NbL	26.81	14.34
TiK	4.95	5.14
CrK	14.88	14.22
FeK	13.28	11.82
NiK	33.67	28.50

EDS-SPOT 2

Element	Weight %	Atomic %
C K	5.99	24.55
AlK	0.37	0.68
SiK	0.07	0.13
NbL	19.95	10.56
MoL	2.07	1.06
CaK	0.23	0.28
TiK	3.25	3.34
CrK	16.18	15.31
FeK	14.72	12.96
NiK	37.16	31.13

EDS-SPOT 3

Element	Weight %	Atomic %
C K	4.46	19.30
AlK	0.22	0.42
SiK	0.03	0.05
NbL	20.60	11.53
MoL	2.25	1.22
TiK	3.91	4.25
CrK	16.38	16.38
FeK	14.61	13.60
NiK	37.53	33.24

EDS-SPOT 4

Element	Weight %	Atomic %
C K	6.59	26.60
AlK	0.35	0.63
SiK	0.04	0.08
NbL	21.02	10.96
MoL	1.93	0.98
TiK	3.48	3.52
CrK	15.90	14.81
FeK	14.33	12.43
NiK	36.35	30.00

EDS-SPOT 5

Element	Weight %	Atomic %
C K	2.71	12.20
AlK	0.24	0.47
SiK	0.01	0.03
NbL	13.79	8.02
MoL	2.46	1.38
TiK	3.06	3.45
CrK	18.16	18.86
FeK	16.52	15.98
NiK	43.05	39.61

EDS-SPOT 6

Element	Weight %	Atomic %
C K	2.76	11.94
AlK	0.63	1.21
SiK	0.10	0.18
NbL	3.77	2.11
MoL	2.66	1.44
CaK	0.08	0.10
TiK	0.93	1.01
CrK	19.97	19.97
FeK	18.27	17.01
NiK	50.83	45.01

15. Appendiks I – Datablad Aidro

Material data sheet: Inconel 718
Heat treated



Description:

Parts built from NickelAlloy IN718 have chemical composition corresponding to UNS N07718, AMS 5662, AMS 5664, W.Nr 2.4668, DIN NiCr19Fe19NbMo3. This kind of precipitation-hardening nickel-chromium alloy is characterized by having good tensile, fatigue, creep and rupture strength at temperatures up to 700 °C (1290 °F). This material is ideal for many high temperature applications such as gas turbine parts, instrumentation parts, power and process industry parts etc. It also has excellent potential for cryogenic applications. Parts built from NickelAlloy IN718 can be easily post-hardened by precipitation-hardening heat treatments. In both as-built and age-hardened states the parts can be machined, sparkeroled, welded, micro shot-peened, polished and coated if required.

Physical properties:

Density: 8,15 g/cm³
Relative density: 99,90 %

Mechanical properties*:

Yield strength (Rp 0,2%): 1150,00 ±100 MPa
Tensile strength (UTS): 1400,00 ±100 MPa
Elastic modulus: 170,00 GPa
Elongation at break: 15,00 ±3 %

*Test on heat-treated specimens

Geometrical data:

Layer thickness: 40 µm
Typical part accuracy: ± 0,30 mm (approx.)
Smallest wall thickness: 0,3 - 0,4 mm (approx.)
Surface roughness:
As built: Ra 13 ±5
After shot peening: Ra 5 ±2

Chemical composition*:

Fe	Balance	
Ni	50-55	%
Nb	4,75-5,5	%
Mo	2,8-3,3	%
Ti	0,65-1,15	%
Al	0,2-0,8	%
Co	≤ 1,00	%
Cu	≤ 0,30	%
C	≤ 0,08	%
Si	≤ 0,35	%
Mn	≤ 0,35	%
P	≤ 0,015	%
S	≤ 0,015	%
B	≤ 0,006	%

*Chemical composition of the powder