

Mekaniske egenskaper til selektiv lasersmeltet AlSi10Mg-legering

Med fokus på effekt av printeretning, overflatebehandling,
varmebehandling og variasjon i diameter

TORD NORDMO
MATHIAS RABJERG STRAND
ADRIAN VYSSIOS



VEILEDER

Dmitry Vysochinskiy

Universitetet i Agder, [2020]
Fakultet for teknologi og realfag
Institutt for ingeniørvitenskap

Obligatorisk egenerklæring/gruppeerklæring

Den enkelte student er selv ansvarlig for å sette seg inn i hva som er lovlige hjelpemidler, retningslinjer for bruk av disse og regler om kildebruk. Erklæringen skal bevisstgjøre studentene på deres ansvar og hvilke konsekvenser fusk kan medføre. Manglende erklæring fritar ikke studentene fra sitt ansvar.

1.	Jeg/vi erklærer herved at min/vår besvarelse er mitt/vårt eget arbeid, og at jeg/vi ikke har brukt andre kilder eller har mottatt annen hjelp enn det som er nevnt i besvarelsen.	<input checked="" type="checkbox"/>
2.	Jeg/vi erklærer videre at denne besvarelsen: <ul style="list-style-type: none"> - ikke har vært brukt til annen eksamen ved annen avdeling/universitet/høgskole innenlands eller utenlands. - ikke refererer til andres arbeid uten at det er oppgitt. - ikke refererer til eget tidligere arbeid uten at det er oppgitt. - har alle referansene oppgitt i litteraturlisten. - ikke er en kopi, duplikat eller avskrift av andres arbeid eller besvarelse. 	<input checked="" type="checkbox"/>
3.	Jeg/vi er kjent med at brudd på ovennevnte er å betrakte som fusk og kan medføre annullering av eksamen og utestengelse fra universiteter og høgskoler i Norge, jf. Universitets- og høgskoleloven §§4-7 og 4-8 og Forskrift om eksamen §§ 31.	<input checked="" type="checkbox"/>
4.	Jeg/vi er kjent med at alle innleverte oppgaver kan bli plagiatkontrollert.	<input checked="" type="checkbox"/>
5.	Jeg/vi er kjent med at Universitetet i Agder vil behandle alle saker hvor det foreligger mistanke om fusk etter høgskolens retningslinjer for behandling av saker om fusk.	<input checked="" type="checkbox"/>
6.	Jeg/vi har satt oss inn i regler og retningslinjer i bruk av kilder og referanser på biblioteket sine nettsider.	<input checked="" type="checkbox"/>

Publiseringsavtale

Fullmakt til elektronisk publisering av oppgaven

Forfatter(ne) har opphavsrett til oppgaven. Det betyr blant annet enerett til å gjøre verket tilgjengelig for allmennheten (Åndsverkloven. §2).

Alle oppgaver som fyller kriteriene vil bli registrert og publisert i Brage Aura og på UiA sine nettsider med forfatter(ne)s godkjenning.

Oppgaver som er unntatt offentlighet eller taushetsbelagt/konfidensiell vil ikke bli publisert.

Jeg/vi gir herved Universitetet i Agder en vederlagsfri rett til å gjøre oppgaven tilgjengelig for elektronisk publisering:

JA NEI

Er oppgaven båndlagt (konfidensiell)?
(Båndleggingsavtale må fylles ut)

JA NEI

- Hvis ja:

Kan oppgaven publiseres når båndleggingsperioden er over?

JA NEI

Er oppgaven unntatt offentlighet?

JA NEI

(inneholder taushetsbelagt informasjon. Jfr. Offl. §13/Fvl. §13)

Forord

Denne masteroppgaven er utarbeidet ved Institutt for Ingeniørvitenskap, som en del av masterprogrammet for Bygg ved Universitet i Agder (UiA). Masteroppgaven er den avsluttende oppgaven i emnet BYG500, og ble utarbeidet i det fjerde og siste semesteret, våren 2020. Vi er tre studenter som i dette semesteret har arbeidet med utforming av oppgaven, laboratorietester, og rapportskrivning.

Underveis i semesteret har vi fått stor hjelp av mange ulike personer tilknyttet Universitetet i Agder (UiA) og Mechatronics Innovation Lab (MIL). Vi ønsker å rette en stor takk til vår veileder Dmitry Vysochinskiy for hjelp til utforming av oppgaven og mange gode innspill og idéer underveis. Dmitry har vist stor interesse for oppgaven, og har god faglig innsikt i mange av aspektene som oppgaven omhandler.

Opgaven har vært et samarbeid mellom UiA og MIL, som har fungert meget godt. Morten Kollerup Bak ved MIL har dette semesteret vært til stor hjelp for vår oppgave vedrørende utforming og produksjon tilknyttet SLM. Vi ønsker å rette en stor takk til ham for all hjelp, innspill, og lån av maskiner og utstyr. Vi ønsker å takke Cecilie Ødegård og Roy Werner Folgerø for stor hjelp vedrørende laboratorietesting på maskinlaboratoriet dette semesteret.

Vi ønsker også å takke Naureen Akhtar for stor hjelp til mikroskopi og analyse av mikrostruktur.

Målet med denne masteroppgaven har vært å opparbeide seg kunnskap om mekaniske egenskaper i additivt tilvirkede objekter i aluminiumslegeringen AlSi10Mg, og undersøke hvordan egenskapene kan variere i forhold til retningen objektene er produsert i, samt maskinell overflatebehandling, varmebehandling og variasjon i diameter.

Summary

The aim of this master thesis is to investigate the mechanical properties of specimens produced by Selective Laser Melting in the aluminium alloy AlSi10Mg. The mechanical properties to be investigated are tensile strength, yield strength, ductility and hardness. The overall focus lies in the direction the specimens are produced in relation to the build plate, effective properties of surface treatment / machining, heat treatment and different diameters on the specimens.

Laboratory tests were carried out to give measurable test results and it was therefore selected a quantitative method for finding the answers for the research question.

The theory used in the thesis is mainly based on scientific articles dealing with research in Selective Laser Melting, aluminum alloy AlSi10Mg, and mechanical properties and microstructure regarding these. Additional literature and data sheets from manufacturers have been used for gathering further information. All standardized tests are implemented in accordance with Norsk Standard.

The conclusion of this thesis is that the mechanical properties of AlSi10Mg is being influenced by the build direction and machining to some degree. Nevertheless, it is the heat treatment that gives the biggest impact on all mechanical properties (increased elongation, reduced strength and hardness). Variation in diameter should be investigated more closely, but surface roughness affects the specimens with small diameters to a greater extent and therefore gives the specimens lower strength.

Innholdsfortegnelse

Obligatorisk egenerklæring/gruppeerklæring.....	i
Publiseringsavtale.....	ii
Forord.....	iii
Summary	iv
Innholdsfortegnelse	v
Figurliste.....	vii
Tabelliste	ix
1 Innledning.....	1
2 Samfunnsperspektiv	2
3 Teoribakgrunn	3
3.1 3D-printing.....	3
3.2 AlSi10Mg-legering	5
3.3 Varmebehandling	6
3.4 Anisotropi og heterogenitet.....	7
3.5 Elastisk og plastisk deformasjon.....	8
3.6 Strekktesting.....	10
3.7 Hardhet.....	11
4 Forskerspørsmål	13
4.1 Avgrensninger.....	13
5 Case/materialer	14
5.1 Case	14
5.2 Materialer.....	15
5.2.1 Aluminiumslegering AlSi10Mg	15
5.2.2 SLM-printer.....	16
5.2.3 Strekkmaskin	17
5.2.4 Hardhetsmaskin.....	18
5.2.5 Mikroskop (SEM)	18
5.2.6 Optisk mikroskop.....	19
5.2.7 Modelleringsverktøy og slicer	19
6 Metode	20
6.1 Litteraturstudie.....	20
6.2 Utforming av prøvestykker.....	21
6.3 Praktisk gjennomføring av printing	22
6.4 Varmebehandling	23
6.5 Maskinell overflatebehandling.....	24

6.6	Strekktesting.....	24
6.7	Hardhet.....	25
6.8	Sliping og polering	27
6.8.1	Sliping	27
6.8.2	Polering.....	29
6.9	Mikrostruktur	31
6.9.1	EDS-analyse	31
7	Resultat.....	32
7.1	Påvirkning av retning og maskinering	32
7.1.1	Strekfasthet	32
7.1.2	Flytegrense	33
7.1.3	Forlengelse	34
7.1.4	Hardhet.....	35
7.1.5	Oppsummering.....	35
7.2	Påvirkning av varmebehandling	36
7.2.1	Strekfasthet	36
7.2.2	Flytegrense	37
7.2.3	Forlengelse	38
7.2.4	Hardhet.....	38
7.2.5	Oppsummering.....	39
7.3	Påvirkning av ulik diameter	39
7.3.1	Strekfasthet	39
7.3.2	Flytegrense	40
7.3.3	Oppsummering.....	40
7.4	Mikrostruktur	41
8	Diskusjon.....	44
8.1	Påvirkning av retning og maskinering	44
8.2	Påvirkning av varmebehandling	46
8.3	Påvirkning av ulik diameter	46
8.4	Mikrostruktur	47
9	Konklusjon	48
10	Anbefalinger	49
11	Referanser.....	50
12	Vedlegg	54

Figurliste

Figur 3.1: Materialets lagvise oppbygning. Fra [11]	3
Figur 3.2: Lagvis oppbygning [14]	4
Figur 3.3: Hatch spacing [14]	4
Figur 3.4: Materialpulver AlSi10Mg	5
Figur 3.5: Fasediagram [26]	6
Figur 3.6: Hvert lag er printet med en vinkel på 67°[30]	7
Figur 3.7: Lagvis oppbygning [31]	7
Figur 3.8: Face-centered cubic [50]	9
Figur 3.9: Maskin for strekktesting [29]	10
Figur 3.10: Spennings-tøyningsdiagram [29]	10
Figur 3.11: Fra figur 1 kap. 4 (ISO 6507-1:2018)	11
Figur 3.12 fra figur 2 kap. 8 (ISO 6507-1:2018)	12
Figur 5.1: Retninger	15
Figur 5.2: Prøvestykkets geometri	15
Figur 5.3: Materialsammensetning [58]	16
Figur 5.4: SLM-maskin	17
Figur 5.5: Printerunde #1 - #6	17
Figur 5.6: Strekkmaskin	17
Figur 5.7: Si-Plan	17
Figur 5.8: ZHU250CL Universal Hardness Tester	18
Figur 5.9: Mikroskop Jeol JSM-7200F [61]	18
Figur 5.10 Leica Reichert MEF4M	19
Figur 6.1: Flytskjema	20
Figur 6.2: Geometri prøvestykke. Fra figur 13 i NS-EN ISO 6892-1 [54]	21
Figur 6.3: SLM-printer	22
Figur 6.4: Ovn brukt til varmebehandling	23
Figur 6.5: Prøvestykker etter maskineringsprosessen	24
Figur 6.6 Strekkmaskin	24
Figur 6.7: Hardhetsmaskin	26
Figur 6.8: Inntrykk	26
Figur 6.9: Struers Tegramin-30	27
Figur 6.10: Sliping [64]	27
Figur 6.11: Plane grinding (venstre) og fine grinding (høyre) [64]	28
Figur 6.12: Tekniske spesifikasjoner for slipeprosess. DP = Diamond Polishing, FG = Fine Grinding [64]	29
Figur 6.13: Diamond polishing (venstre) og oxide polishing (høyre) [64]	30
Figur 6.14: Tekniske spesifikasjoner for poleringsprosess. DP = Diamond Polishing, OP = Oxide Polishing [64]	30
Figur 7.1: Spennings-tøyningsdiagram umaskinert	32
Figur 7.2: Spennings-tøyningsdiagram maskinert	32
Figur 7.3: Strekkfasthet	33
Figur 7.4: Flytegrense	33
Figur 7.5: Forlengelse	34
Figur 7.6: Hardhet	35
Figur 7.7: Spennings-tøyningsdiagram for a) 0°, b) 45° og c) 90°	36
Figur 7.8: Strekkfasthet	37
Figur 7.9: Flytegrense	37
Figur 7.10: Forlengelse	38
Figur 7.11: Hardhet	38

Figur 7.12: Strekkfasthet	39
Figur 7.13: Flytegrense	40
Figur 7.14: Mikrostruktur a) Som printet og b) Varmebehandlet.....	41
Figur 7.15: SEM-bilder av mikrostruktur: a) Som printet og b) Varmebehandlet.....	41
Figur 7.16: EDS-spektrum AlSi10Mg.....	42
Figur 7.17: EDS-kartlegging	42
Figur 7.18: EDS-kartlegging for a) Aluminium, b) Silisium, c) Magnesium og d) Oksygen	43
Figur 8.1: Bruddmønster	44
Figur 8.2: Overflate umaskinerte prøvestykker. Fra venstre: 0°, 45° og 90°.....	45
Figur 8.3: Overflate maskinerte prøvestykker. Fra venstre: 0°, 45°, 90°.....	45

Tabelliste

Tabell 5.1: Testmatrise	14
Tabell 6.1: Tabell D.1 fra NS-EN ISO 6892-1 [54].....	21
Tabell 6.2: Typiske testkrefter i tabell 4 fra ISO 6507-1:2018 [57].....	26
Tabell 7.1: Strekkfasthet.....	33
Tabell 7.2: Flytegrense	34
Tabell 7.3: Forlengelse.....	34
Tabell 7.4: Hardhet	35
Tabell 7.5: Resultater serie #1 - #6.....	35
Tabell 7.6: Strekkfasthet.....	37
Tabell 7.7: Flytegrense	37
Tabell 7.8: Forlengelse.....	38
Tabell 7.9: Hardhet	39
Tabell 7.10: Resultater serie #7 - #9.....	39
Tabell 7.11: Strekkfasthet.....	39
Tabell 7.12: Flytegrense	40
Tabell 7.13: Resultater serie #10 - #15.....	40
Tabell 7.14: Resultater EDS	42

1 Innledning

Masteroppgaven omhandler Selective Laser Melting, ofte forkortet til SLM, som er en teknologi som raskt har blitt høyst relevant for ulike industrier som arbeider med materialer. Denne teknologien er fremdeles i sterk utvikling, men er likevel nå så moden at den kan brukes innen enkelte industrielle produksjoner. Det er dog fortsatt mangel på erfaring og standarder for anvendelse av teknologien. Derfor er det avgjørende med forskning og utvikling, som dokumenterer materialegenskaper og bruksområder. SLM er et verktøy der mange ulike metalliske materialer kan anvendes i henhold til hvilket formål de produserte delene skal brukes til.

Teknologien går ut på å produsere metalliske deler fra en CAD-modell, ved at en pulverlegering sveises eller smeltes sammen til en ønsket geometri. SLM-teknologi har nærmest ubegrensede designmuligheter og gode mekaniske egenskaper, og har gjort dette ettertraktet innen industrier som luftfart og medisin.

Denne rapporten er en masteroppgave som baserer seg på eksperimentelle forsøk gjennomført på ulike laboratorier. I forsøkene som ble gjort ble det lagt vekt på de mekaniske egenskapene til delene som ble produsert, da det er interessant å se på hvordan styrke, duktilitet og hardhet opptrer i SLM-produserte deler, og hvordan printeretning, overflatebehandling, varmebehandling og variasjon i diameter på prøvestykkene spiller inn. Denne rapporten tilhører et generelt problemområde om materialvitenskap rundt SLM-produserte deler i aluminiumlegeringen AlSi10Mg.

Oppgaven er et samarbeid mellom Institutt for Ingeniørvitenskap ved Universitetet i Agder (UiA) og Mechatronics Innovation Lab (MIL).

2 Samfunnsperspektiv

Additive manufacturing, ofte forkortet til AM, og 3D-printing av modeller i plastmaterialer har vært mulig siden 1981 da Hideo Kodama fra Nagoya Municipal Industrial Research Institute publiserte den første rapporten om et fungerende 3D-printingsystem [1] [2]. Selective Laser Melting (SLM) er en teknologi som ble oppfunnet av Fraunhofer ILT på midten av 1990-tallet. Med dette som grunnlag har utviklingen av 3D-printing av metall vært spesielt stor innen industrier som luftfart og medisin på grunn av deres behov for objekter med lav vekt og kompleks geometri. [3]

Bruk av AM-teknologi i bygg- og anleggsbransjen har potensiale til å redusere arbeidskraftkostnader ved å robotisere en rekke operasjoner. 3D-printing gir også mulighet til å designe tilpassede komplekse geometrier som er kompliserte å oppnå ved bruk av konvensjonelle metoder. For større geometrier, slik som bygninger, er det hovedsakelig betongarbeid det har vært fokus på da 3D-printing av metalliske objekter hittil har egnet seg bedre for mindre geometrier enn for store konstruksjonsdeler. [4]

Store robotarmsystemer har blitt laget for å printe konstruksjonsdeler ved bruk av tilslagsbaserte materialer slik som betong, metaller eller polymerer. Betydelige fordeler med AM er automatisering av produksjonsprosessen, en høy grad av designfrihet og det resulterende potensialet for optimalisering. Bygningsobjektene og 3D-printingsprosessene må imidlertid modelleres riktig og krever andre kunnskaper av brukeren enn metodene som er mest utbredt i dag. [5]

Majoriteten av dagens 3D-printere, selv 3D-printere av industriell kvalitet, har små byggekamre, i det minste sammenlignet med konvensjonelle metoder slik som støping. Enhver del som er større enn printerens byggekammer, må deles inn i seksjoner og sveises sammen i etterbehandlingen. Dette kan øke kostnadene, da det vil ta lengre tid å printe ut delen, og det vil i tillegg kreve manuell behandling. [6]

De fleste SLM-printede deler trenger en form for etterbehandling for å fjerne støttemateriale, glatte ut overflaten og redusere porøsitet. Hvor mye etterbehandling et objekt vil trenge, avhenger til slutt av hvilken 3D-utskriftsteknologi som brukes i produksjonen, delens størrelse og delens tiltenkte formål. [7]

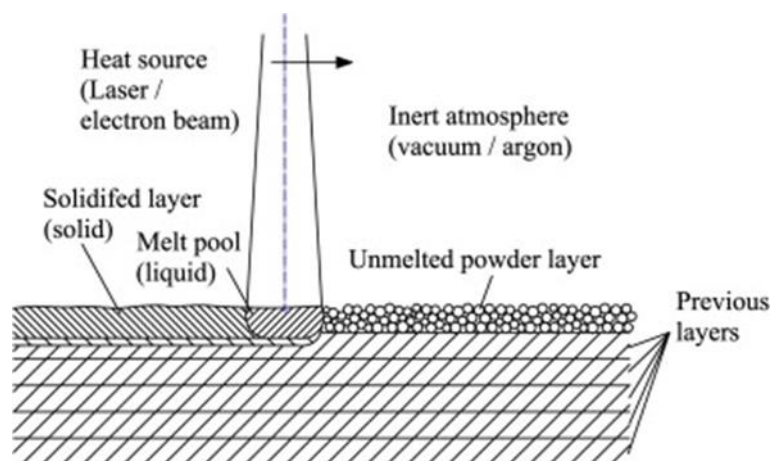
Grunnet økonomiske faktorer knyttet til materialpulveret som brukes i SLM-prosessen kan det i tilfeller være mer kostnadseffektivt å bruke konvensjonelle metoder slik som støping. [8]

3 Teoribakgrunn

3.1 3D-printing

Å bygge opp objekter med en lag-for-lag-metode omtales for det meste som rapid manufacturing (RM), additive manufacturing (AM) eller additive layer manufacturing (ALM). Alle disse teknologiene deler lagtilsetningsprinsippet. Prinsippet går ut på å designe en tredimensjonal CAD-modell (Computer Aided Design) som er delt inn i tynne lag. Med CAD-modellen bygger den bestemte AM-prosessen den fysiske delen lag for lag. I dag muliggjør denne metoden bygging av komplekse geometrier i økende grad av materialer slik som polymerere, metaller, keramikk og betong. [9]

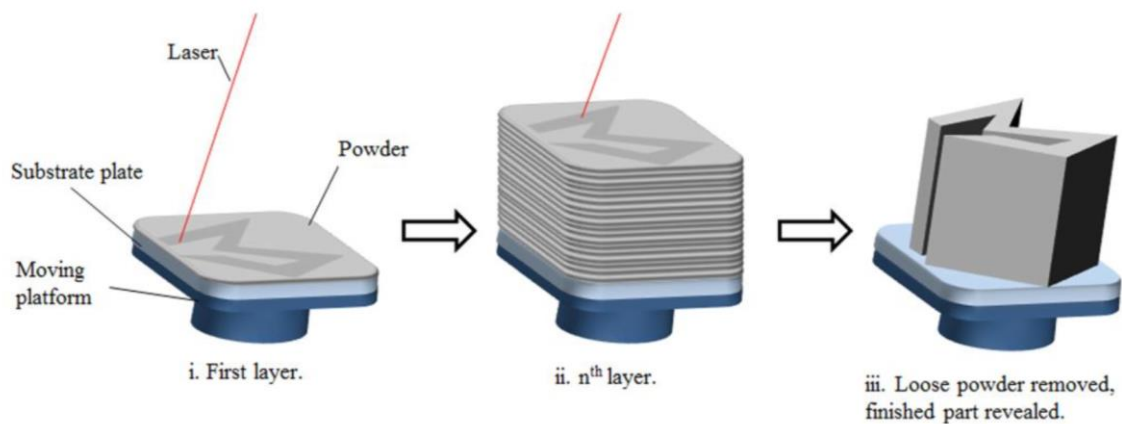
I 3D-printing er de to viktigste parameterne råmaterialet som brukes og energikilden som brukes for å forme objektet. I en Powder Bed Fusion (PBF) er energikilden en laser- eller elektronstråle som markerer mønster på et tynt pulverlag på en bygningsplattform. Bygningsplattformen beveger seg deretter ned etter tykkelsen på ett lag (typisk under 150 μm) og et nytt pulverlag legges oppå det forrige. Strålen markerer mønsteret til det andre laget, og de smeltede områdene til de to lagene blir sammenføyet. Prosessen fortsetter med denne lagvise oppbygningen til modellen er ferdig produsert. [10]



Figur 3.1: Materialets lagvise oppbygning. Fra [11]

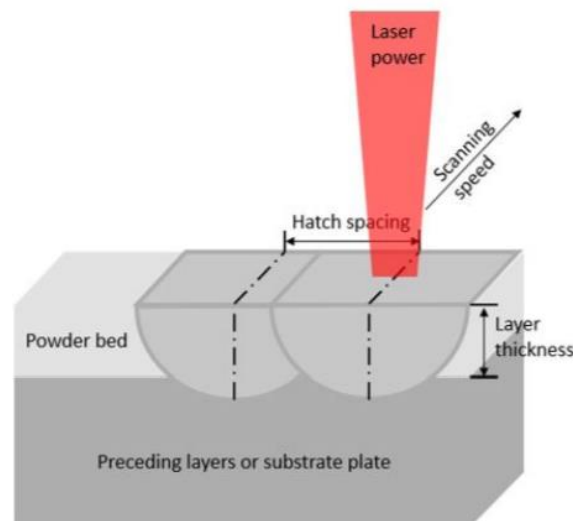
Produksjon av objekter etter PBF-prosessen har den høyeste geometriske fleksibiliteten og nøyaktigheten sammenlignet med de andre AM-prosessene. Ved produksjon av små metalldeleer med komplekse geometrier er denne prosessen mest hensiktsmessig. Fra et miljøperspektiv er metoden også bedre egnet enn støping da mer materiale kan legges til på bestemte områder, sammenlignet med støp der materiale ofte må slipes bort eller på andre måter fjernes for å oppnå ønsket sluttresultat eller geometri. Selective Laser Melting (SLM) er en type PBF, på samme måte som Selective Laser Sintering (SLS). Forskjellen mellom SLM og SLS er at ved SLM smeltes pulverpartiklene, mens dette ikke skjer ved SLS. I SLS vil pulverpartiklene varmes opp slik at de festes til hverandre uten at de smelter fullstendig sammen. [12]

Som vist på Figur 3.2, når printeprosessen er ferdig vil det overflødig printepulveret fjernes og objektet kommer frem. Under printeprosessen inneholder ofte byggekammeret en gass, enten argon eller nitrogen for å skape et inert miljø. På den måten hindres oksidering i materialet. [13]



Figur 3.2: Lagvis oppbygning [14]

Hatch spacing er forklart som avstanden mellom laserforflytningen. Det vil si avstanden mellom hver sveis laseren produserer. En hatch spacing bør være så smal slik at alt aluminiumspulveret blir smeltet sammen. Dersom hatch spacingen er for stor, kan det resultere i områder der pulveret ikke er smeltet sammen med tilstøtende pulver og sveiser. Dette kan resultere i produksjonsdefekter som igjen kan gi svakheter i materialet. I Figur 3.3 er hatch spacing illustrert. [15]



Figur 3.3: Hatch spacing [14]

Overflateruhet er en parameter det er viktig å ta høyde for i SLM. Det er på grunn av utfordringer knyttet til ufullstendig smeltet pulver på overflaten av geometrien, som skaper porøsitet og svakheter. Maskinering utføres derfor ofte for å redusere denne overflateruheten, ved å slipe/kutte vekk deler av overflaten som inneholder disse svakheterne. [16]

3.2 AlSi10Mg-legering

AlSi10Mg er en typisk støpelegering med gode støpeegenskaper som vanligvis brukes til å produsere deler med tynne vegger og med kompleks geometri. Objekter laget av AlSi10Mg er ideelle for formål som krever en kombinasjon av høy styrke og gode termiske egenskaper i sammenheng med lav vekt [17]. Materialet kan overflatebehandles, også kalt maskinering, for å redusere overflateruhet og små materialdefekter i overflaten.

Konvensjonelt støpte objekter i denne typen aluminiumslegering varmebehandles ofte for å endre på de mekaniske egenskapene, slik som å øke duktilitet og fjerne restspenninger. Dette gjøres for eksempel ved bruk av T6-syklusen for innherding, bråkjøling og utharding. For deler produsert i denne legeringen ved bruk av SLM, er fremgangsmåten for varmebehandling annerledes grunnet flere faktorer. Dette er nærmere forklart i 3.3 *Varmebehandling*.

På grunn av den lagvise oppbyggingsmetoden har delene en viss anisotropi, som kan reduseres eller fjernes ved passende varmebehandling. Mesteparten av varmen som blir generert fra laseren ved SLM-prosessen, ledes nedover mot de tidligere lagene istedenfor til omkringliggende pulver. Dette er med på å skape søyleformede krystallitter i byggeretningen [18]. Dette er videre forklart i 3.4 *Anisotropi og heterogenitet*.

Det viktigste legeringselementet for aluminium er silisium (Si), der Si-innholdet ofte varierer mellom 5 til 12 vektprosent. For støp er det spesielt viktig da det øker materialets fluiditet samt at smeltetemperaturen reduseres. I tillegg reduseres kryp i sammenheng med størkning, og termisk sammentrekning. Kryp er hovedårsaken til porøsiteten, mens termisk sammentrekning er årsak til utvikling av sprekke-dannelser [19]. Ved kombinasjon av kun silisium og aluminium, dannes det en ikke-varmebehandlingsbar legering, men ved tilsetning av magnesium blir legeringen egnet for varmebehandling [20]. Tilsetningen av magnesium og silisium i legeringen gir forbindelsen magnesiumsilisid (Mg_2Si). Denne forbindelsen spiller en viktig rolle i styrkningsmekanismen på mikrostrukturnivå ved å opptre som en dislokasjonshindrer i krystallstrukturen [21].



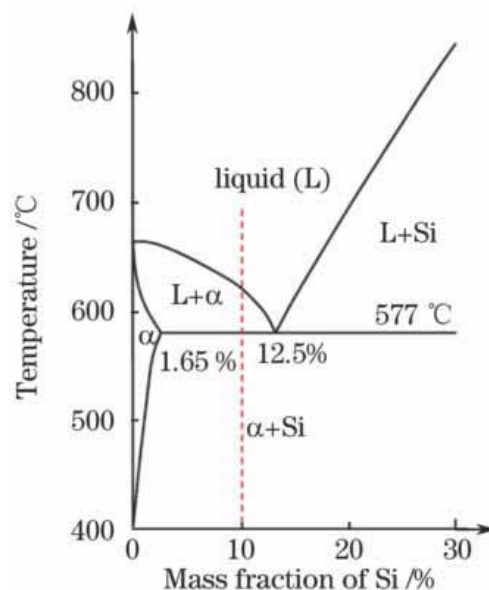
Figur 3.4: Materialpulver AlSi10Mg

3.3 Varmebehandling

Etterbehandling i form av varme er typisk utført på støpte deler i AlSi10Mg-legeringer. Dette gjøres for å endre på flere av de mekaniske egenskapene, slik at materialet oppfører seg annerledes under ulike lastpåføringer. En varmebehandling utføres typisk for å øke duktiliteten til materialet, men dette vil samtidig redusere styrke og hardhet. Økt duktilitet vil på sin side gi en større forlengelse før materialet går i brudd. En vanlig metode for å endre på disse egenskapene er å utføre en spenningsavlastende syklus ved lav temperatur, vanligvis 300 °C over en periode på to timer. Dette gjelder hovedsakelig for SLM-printede deler på grunn av deres lagvise oppbygning og en lav duktilitet rett ut av printen. Tidligere forskning har vist at AlSi10Mg-legering til bruk i SLM kan få vesentlig høyere duktilitet, og samtidig få en glattere overgang mellom printelag og mellom sveis ved varmebehandling i dette temperaturområdet. [22]

Ulike aluminiumslegeringer fremstilt ved konvensjonell støping utsettes normalt for en T6-varmebehandling. Denne prosessen består av en innherdingsfase og en utherdingsfase, og i tillegg en bråkjølingsfase mellom disse to. Innherdingsfasen er en prosess der legeringen blir varmet opp til 500-540°C slik at alt silisium og magnesium blir fullstendig oppløst og danner en én-fase fast løsning (α -fase). For å gi god respons på neste oppvarmingsprosess, utherdingsprosessen, er det nødvendig å avkjøle den oppløste mikrostrukturen ved å bråkjøle materialet. Dette gjøres for at løsningen skal avkjøles hurtig nok til å forhindre felling, som er en kjemisk reaksjon der det dannes bunnfall. Bunnfall har en negativ påvirkning på materialet, som skaper en ujevn fordeling av silisium, og dermed en ujevn styrkefordeling. [23]

Som en kan se i fasediagrammet (Figur 3.5), vil ikke en standard T6-behandling endre de mekaniske egenskapene på samme måte for AlSi10Mg, da silisiuminnholdet er så høyt at det ikke vil oppstå en ren α -fase ved oppvarming. SLM-printen kjennetegnes ved en ekstremt høy smelte- og størknings hastighet under printeprosessen. Denne prosessen kan imidlertid minne om en T6-behandling, og det er derfor en standard T6-behandling i tillegg ikke er anbefalt for SLM-printede deler [24] [25].



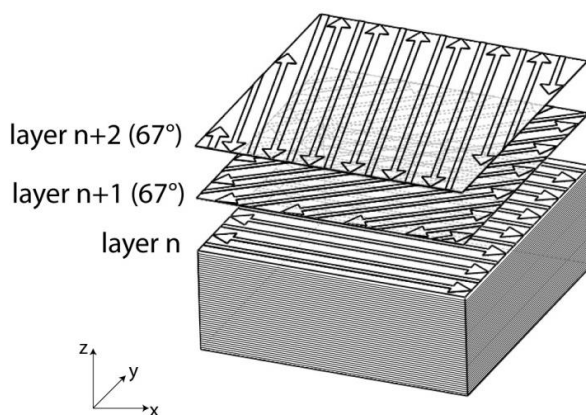
Figur 3.5: Fasediagram [26]

3.4 Anisotropi og heterogenitet

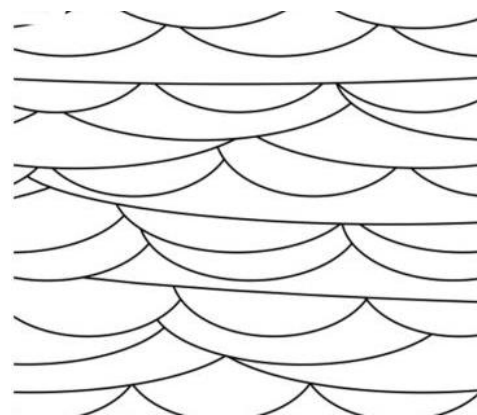
Isotropi betyr at et objekt har identiske fysiske egenskaper i alle retninger i materialet. Anisotropi betyr derimot ikke-isotropi, som vil si at de fysiske egenskapene til objektet vil variere med retning. [27] [28]

I metaller deles elektronene av mange atomer i alle retninger, og på den måten er ikke metalliske bindinger retningsbestemte. Graden av anisotropi øker med redusert strukturell symmetri [29]. Som et resultat er metalleres egenskaper ofte like i alle retninger, noe som betyr at metaller har en tendens til å være isotrope. Dette er en overordnet teori som hovedsakelig gjelder for metaller som er produsert ved konvensjonelle metoder slik som ved støping.

For objekter som produseres ved andre metoder, slik som SLM, så kan de fysiske egenskapene variere med retning. Det er på grunn av objektenes lagvise oppbygning under 3D-printingen. Den lagvise oppbygningen av de produserte objektene er bestemt ut ifra type 3D-printer som er brukt. Én av metodene er at laseren smelter hvert lag med en rotasjon på 67° på det forrige laget, frem til objektet er produsert. Det er også mulig med rotasjon i andre vinkler, slik som énveisprinting og tverrlagsprinting. Figur 3.6 illustrerer hvordan hvert printelag blir rotert. En metode der printen beveger seg i varierende retning vil føre til en bedre overlapping, og dermed redusere de anisotropiske egenskapene til en viss grad. [30]



Figur 3.6: Hvert lag er printet med en vinkel på 67° [30]



Figur 3.7: Lagvis oppbygning [31]

Under SLM-produksjon av objekter er det en rekke faktorer som kan påvirke anisotropien. Størrelse og kraft på strålen som smelter materialpulveret kan resultere i sveisefeil som kan ende med porøsitet i materialet, og som igjen kan påvirke anisotropien og heterogeniteten [32] [33].

Miljøet der objektene blir produsert er også en viktig faktor. Absorpsjon av atmosfæriske gasser har vist seg å kunne ha en negativ innvirkning på mekaniske egenskaper hos objektet [34]. Dette kan føre til uønsket oksidering. Bruk av inertgasser eller vakuum er utbredt, der vakuum vil føre til økt smeltingdamping og avgassing av urenheter som kan gi forbedret homogenitet i objektet [32] [35]. Inertgassen har derimot også vist seg å kunne gi gasslommer som fanges inne i pulveret, og dermed føre til porøsitet [36] [37].

Temperaturen på laseren har en innvirkning på de mekaniske egenskapene. Lave temperaturer kan gi en redusert homogenitet på grunn av ulik partikkelstørrelse i materialpulveret som gjør at pulveret ikke blir smeltet tilstrekkelig [38]. På samme måte kan også en ujevn pulverfordeling skape ujevne skjøter mellom printelagene. Lave temperaturer kan også føre til høyere omfang av restspenninger som er ujevnt fordelt i det produserte objektet. Disse restspenningene har vist seg å ha en negativ effekt på de mekaniske egenskapene [39]. Det er rapportert at skannestrategien, altså hvordan laseren beveger seg på, påvirker krystallstrukturen på grunn av forskjeller i angrepsvinkelen til laseren på legeringspulveret [40]. Det er krystallstrukturen som hovedsakelig bidrar til materialets anisotropi [41]. Laseren som smelter materialpulveret har en konstant posisjon, og avstanden fra laseren til objektet og vinkelen mellom dem vil variere i forhold til objektets posisjon på byggeplaten. På den måten spiller skannestrategi inn på anisotropien og heterogeniteten i materialet. [42]

Bygningsmaterialets kvalitet er også en faktor, der morfologi og størrelsesdistribusjon kan påvirke hvordan materialet fordeles på byggeplaten [43] [44]. Dette kan påvirke materialets tetthet. Materialpulverets egenskaper kan variere med produksjonsmetode [32].

Tilstedeværelse av søyleformede eller avlange Al-krystallitter er en vanlig karakteristikk hos enkelte materialer som blir produsert ved bruk av SLM. Slike krystallitter som ligger parallelt med printerretningen kan bidra til å skape anisotropi i materialet [45]. Denne type krystallitter dannes som et resultat av omsmelting av de underliggende eller tidligere lagene [46].

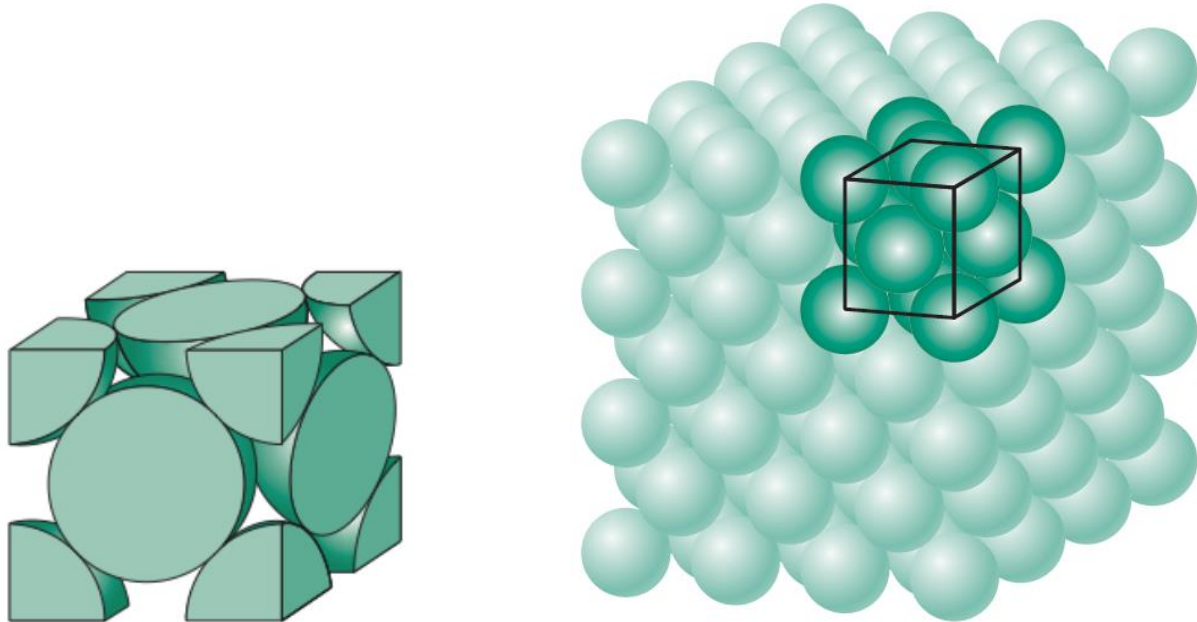
3.5 Elastisk og plastisk deformasjon

I et materiale som utsettes for strekkrefter vil materialet få en forlengelse, og etter hvert strekkes fra hverandre. Ved strekking av aluminium vil materialet først få en elastisk forlengelse. Dette er en forlengelse som vil opphøre i det tidspunktet spenningen ikke lenger virker på materialet. Hvis man derimot fortsetter spenningen, vil materialet nå sin flytegrense når materialet går fra en elastisk oppførsel til en plastisk oppførsel. [47]

Flytegrensen angir hvor stor spenning som kreves for at materialet går over til plastisk deformasjon. Det som skjer når materialet oppfører seg plastisk er at materialet får en permanent deformasjon, og forlengelsen vil derfor være permanent selv om spenningen opphører. Det er altså en ikke-reversibel endring i formen på materialet. Duktilitet er et begrep i denne sammenhengen som beskriver forlengelse ved lastpåføring eller evne til å la seg forme ved plastisk bearbeiding. Ved strekking av et materiale vil duktilitet derfor beskrive hvor stor plastisk forlengelse materialet har før materialet strekkes og går i brudd. Materialet som utsettes for denne spenningen vil i tillegg til en plastisk forlengelse også oppleve en innsnevring eller reduksjon av tverrsnittet i et punkt der den plastiske deformasjonen oppstår, også kalt *necking*. [48]

I motsetning til et duktilt materiale vil et materiale som ikke opplever nevneverdig deformasjon før brudd betegnes som sprøtt. Duktilitet i et materiale kan påvirkes av flere faktorer enn materialets mikrostruktur, deriblant temperatur på materialet og om materialet har en overflate med geometrisk imperfeksjon. En slik imperfeksjon kan for eksempel være en sprekk eller et hakk som gjør at spenningen blir konsentrert i dette punktet. [49]

Aluminium har en krystalstruktur som kalles for Face-centered cubic (FCC), der krystalstrukturen påvirker mekaniske egenskaper slik som duktilitet. Dette er på grunn av glideplanenes evne til å forskyve seg i forhold til hverandre. [50]



Figur 3.8: Face-centered cubic [50]

Et glidesystem ses på som symmetrisk identiske glideplan der forskyvning i forhold til hverandre kan oppstå, og på den måten føre til en plastisk deformasjon i materialet. Krystalstrukturene vokser jevnt i alle retninger innenfor hver utviklende krystall. Når metallet avkjøles, begrenses disse krystallene av de tilstøtende utviklende krystallene, og danner korn og skjæringspunkter i disse, kjent som korn grenser. [51]

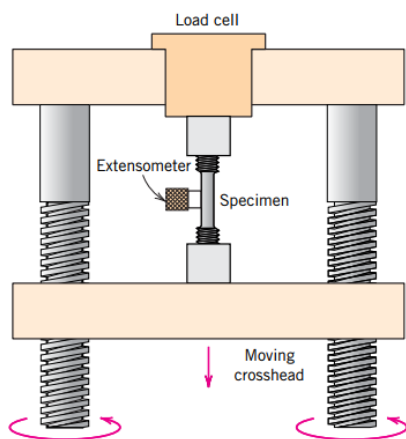
På grunn av kjemisk binding holdes atomene på plass i forhold til hverandre. Disse bindingene kan bli påvirket av ytre krefter ved at atomene beveger seg vekk fra hverandre. På samme måte vil atomene finne tilbake til sin opprinnelige posisjon dersom den ytre kraften opphever. Materialet vil i dette tilfellet oppføre seg elastisk. Dersom den ytre kraften er stor nok til å overskride materialets flytegrense, vil atombindingene brytes. Atomene vil dermed ikke finne tilbake til sin opprinnelige posisjon dersom kraften opphever, og materialet vil få en vedvarende deformasjon. Det er i dette tilfellet materialet oppfører seg plastisk. [52] [53]

3.6 Strekktesting

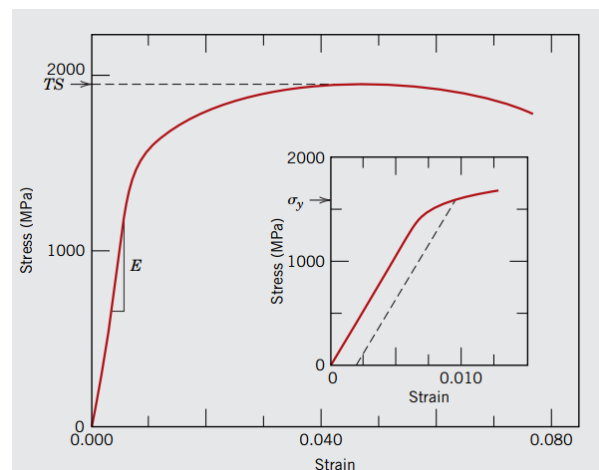
En strekktest blir gjennomført ved at et prøvestykke blir deformert til brudd, med gradvis økende spenning. Prøvestykker kan ha både sirkulære og rektangulære tverrsnitt, der det mest vanlige er prøvestykker med et sirkulært tverrsnitt og en mindre diameter langs midten av prøvestykket der bruddet vil oppstå.

For å finne deformasjonen brukes det et ekstensometer til å måle forlengelse av prøvestykket ved brudd. Resultatet av en slik strekktest er et spennings-tøyningsdiagram, der man kan hente ut flytegrense, strekkfasthet og forlengelse ved brudd. Et slikt diagram kan bli delt inn i fire deler. I starten vil det være et lineært forhold mellom spenning og tøyning, der stigningstallet er E-modulen til materialet. Etter hvert vil materialet starte å flyte, der flytegrensen kan bli funnet ved å konstruere en parallell linje til den elastiske delen, vanligvis med en forskyvning på 0,2%. Deretter går det over til plastisk deformasjon av materialet, før prøvestykket innsnevres (*necking*) og går i brudd. [29] [54]

- Strekkfasthet, også kjent som Ultimate Tensile Strength (UTS), er den maksimale strekkraften som prøven utsettes for før brudd. Den er definert som den maksimale belastningen dividert på det opprinnelige tverrsnittsarealet til prøvestykket. Det er vanlig at strekkfastheten måles i N/mm^2 (Newton per kvadratmillimeter) som er det samme som MPa (Megapascal).
- Flytegrensen er kraften på hvor permanent (plastisk) deformasjon begynner. Denne måles også i N/mm^2 eller MPa. [29]
- Tøyning er en betegnelse på forlengelse til et materiale, og måles i mm/mm eller prosent.



Figur 3.9: Maskin for strekktesting [29]



Figur 3.10: Spennings-tøyningsdiagram [29]

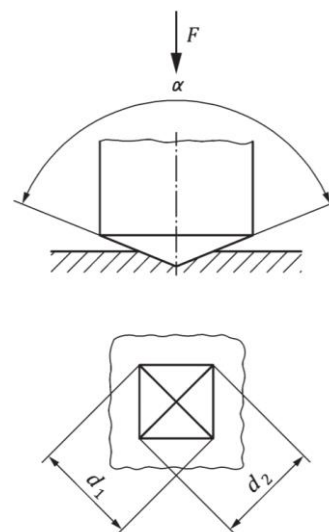
3.7 Hardhet

En teknikk for testing av hardhet er Vickers-test. Det er en allsidig testmetode for hardhet som brukes til både makro- og mikrohardhetsprøving. Den har et bredt belastningsområde, og er egnet for et bredt spekter av bruksområder og materialer. Hardhet er en materialegenskap, definert som motstanden mot inntrykk, og det bestemmes ved å måle inntrykkets permanente dybde. For hver test, blir en liten diamant med pyramideformet geometri i vinkel på 136° mellom motstående flater, trykket inn i overflaten av prøvestykket. Det resulterende inntrykket blir observert under et mikroskop og målt [55]. For å avgjøre hvilken hardhetsskala som skal velges for materialet, er en generell guide å velge skalaen som spesifiserer den største belastningen som gir størst mulig inntrykk uten å overskride definerte driftsbetingelser. [56]

God overflatebehandling kan være nødvendig for å sikre et veldefinert inntrykk som kan måles nøyaktig. Testen skal utføres på en overflate som er jevn og flat, uten fremmedlegemer og spesielt helt fri for smøremidler. På grunn av den lille dybden av Vickers hardhetsinntrykk, er det viktig at spesielle forholdsregler tas under forberedelse. Det anbefales å bruke en polerings-/elektropoleringsprosess som er egnet for materialet som skal måles. Inntrykkene skal være så store som mulig for å maksimere måleoppløsningen. Feil forstørres etter hvert som inntrykksstørrelsene reduseres. [50] [57]

Figur 3.11 viser vinkel og kraft for diamantinntrykket, samt størrelse og form på inntrykket. Symbolforklaring er vist til venstre for figuren.

- α tilsvarer 136°
- F tilsvarer last påført, i Newton (N)
- d er gjennomsnitt i millimeter av de to diagonale lengdene d_1 og d_2 .



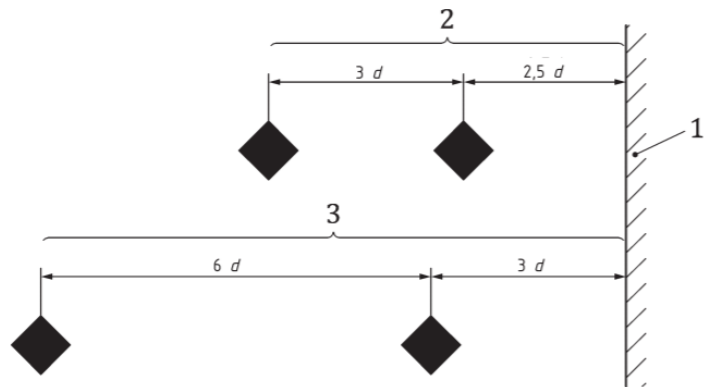
Figur 3.11: Fra figur 1 kap. 4 (ISO 6507-1:2018)

Når det utføres en Vickers hardhetstest, vil inntrykkene deformere det omkringliggende materialet og endre dets egenskaper. For å unngå feilmålinger av hardhet beskriver Vickers hardhetsprøvningsstandarder en viss avstand mellom flere inntrykk. Standarden setter også krav til minste avstand mellom et inntrykk og kanten av prøvestykket som er vist i Figur 3.12.

1. Kant av prøvestykket

2. Stål, kobber og
kobberlegeringer

3. Lette metaller, bly og tinn og
legeringene deres



Figur 3.12 fra figur 2 kap. 8 (ISO 6507-1:2018)

4 Forskerspørsmål

I oppgaven er det valgt å undersøke de mekaniske egenskapene til aluminiumslegeringen AlSi10Mg ved SLM-produksjon. Dette er en relativt ny teknologi, der SLM-prosessens innvirkning på de mekaniske egenskapene ikke er fullstendig undersøkt.

På bakgrunn av dette er følgende forskerspørsmål formulert:

Hvordan vil de mekaniske egenskapene (styrke, duktilitet og hardhet) til AlSi10Mg påvirkes av selektiv lasersmelting, og i hvilken grad varierer disse?

Følgende underspørsmål er inkludert:

- Hvordan varierer de mekaniske egenskapene med printeretning?
- På hvilken måte påvirkes de mekaniske egenskapene av overflateruhet og maskinering?
- Hvilken effekt har varmebehandling på de mekaniske egenskapene, og hvordan endres mikrostrukturen som følge av dette?
- Ses det en endring av de mekaniske egenskapene ved variasjon av diameteren på godset?

4.1 Avgrensninger

I forskerspørsmålet er det lagt til følgende avgrensninger:

- Det er ikke sett på forlengelse for prøvestykkene med ulik diameter
- Effekten av flere typer varmebehandlinger er ikke undersøkt annet enn en spenningsavlastende syklus på 300 °C i to timer
- Det er ikke undersøkt effekten av hvilken printerunde prøvestykkene er produsert i (batch-variasjon)

5 Case/materialer

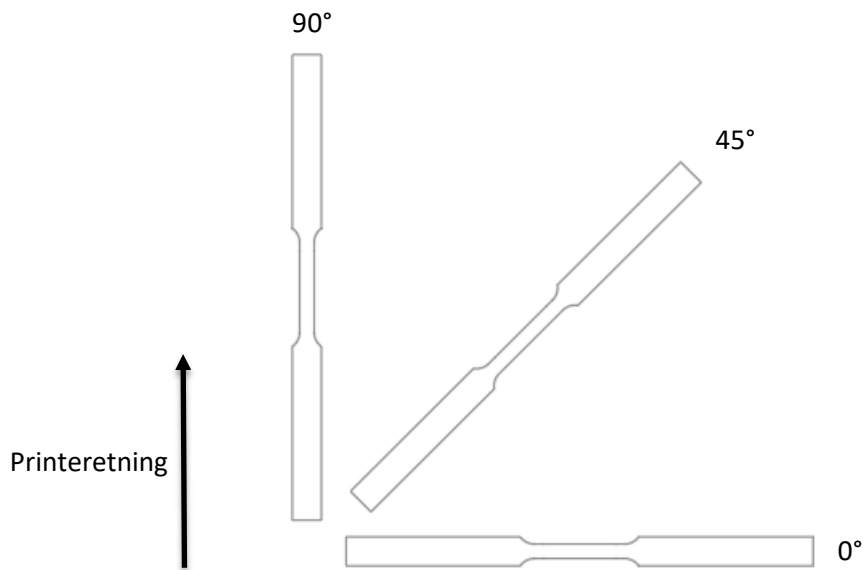
5.1 Case

Denne masteroppgaven går ut på å undersøke de mekaniske egenskapene til SLM-printede prøvestykker i aluminiumslegeringen AlSi10Mg. De mekaniske egenskapene som skal undersøkes er strekkfasthet, flytegrense, forlengelse og hardhet. Fokuset ligger på retningen eller vinkelen prøvestykkene blir produsert på i forhold til byggeplaten, i tillegg til effekten overflatebehandling/maskinering, varmebehandling, og ulike diametere på prøvestykkene har på disse egenskapene. Det er utarbeidet en testmatrise (Tabell 5.1) som vil ta for seg de ulike testene i en systematisk ordning, slik at de mekaniske egenskapene skal kunne sammenlignes og diskuteres på en tilfredsstillende måte.

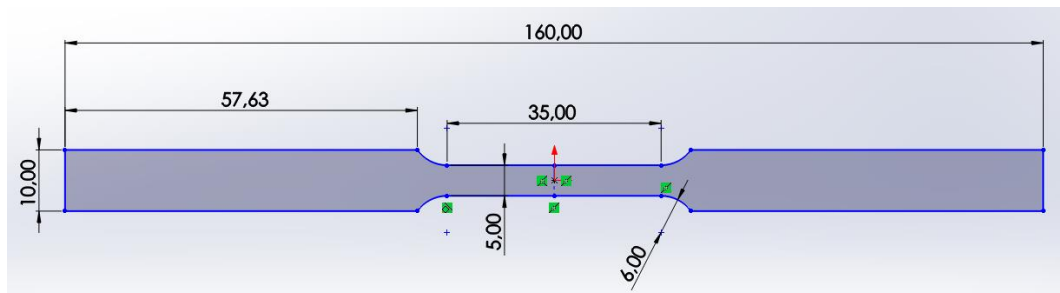
For prøvestykkene printet i første runde (ID #1 – #6) testes påvirkningen printerretningen har på de mekaniske egenskapene, samt effekten overflatebehandling har på prøvestykkene. Det printes fem prøvestykker for hver printerretning (0°, 45°, 90°) som ikke skal maskineres, og fem prøvestykker i de samme retningene som skal maskineres. De prøvestykkene som skal maskineres vil bli dimensjonert med én millimeter ekstra rundt godset, slik at etter maskineringen vil disse prøvestykkene ha de samme dimensjonene som de umaskinerte. I andre printerunde blir det printet prøvestykker som skal varmebehandles, for å undersøke hvordan strekkfasthet, flytegrense, forlengelse og hardhet påvirkes av dette. Det printes i tillegg prøvestykker med ulik diameter, for å undersøke overflateruhet. Prøvestykkene er printet i tre forskjellige retninger, 0° (liggende), 45° og 90° (stående). Geometrien til prøvestykkene i serie #1 – #9 er som vist på Tabell 5.1. Serie #10 – #15 har samme geometri, men er skalert opp eller ned for å få ønsket diameter i henhold til testmatrisen.

ID	Antall prøvestykker	Printerretning	Diameter (mm)	Maskinering	Varmebehandling
#1	5	0°	5		
#2	5	45°	5		
#3	5	90°	5		
#4	5	0°	5	X	
#5	5	45°	5	X	
#6	5	90°	5	X	
#7	5	0°	5	X	X
#8	5	45°	5	X	X
#9	5	90°	5	X	X
#10	5	0°	2,5		
#11	5	90°	2,5		
#12	5	0°	4		
#13	5	90°	4		
#14	5	0°	6		
#15	5	90°	6		

Tabell 5.1: Testmatrise



Figur 5.1: Retninger



Figur 5.2: Prøvestykkets geometri

5.2 Materialer

5.2.1 Aluminiumslegering AlSi10Mg

Aluminiumslegeringen som benyttes for å fremstille prøvestykkene er AlSi10Mg. Den kjemiske sammensetningen viser til et innhold av silisium på 9 - 11 vektprosent, og et innhold av magnesium på 0,2 - 0,45 vektprosent. Massetettheten til materialet er på $2,67 \text{ g/cm}^3$. Legeringen som er brukt i denne oppgaven er levert av Tekna Advanced Materials Inc. der det følger med et datablad med eksakte målinger over materialsammensetningen i aluminiumslegeringen. Denne oversikten er vist på Figur 5.3. [58]

Element	Method	Min	Max	Results	Meets Spec
Si	ICP ASTM E 1479 External lab	9.0	11.0	9.25	Yes
Fe	ICP-MS ASTM E 1479 External lab	---	0.50	0.14	Yes
Cu	ICP-MS ASTM E 1479 External lab	---	0.03	<0.01	Yes
Mn	ICP-MS ASTM E 1479 External lab	---	0.40	0.002	Yes
Mg	ICP-MS ASTM E 1479 External lab	0.20	0.45	0.26	Yes
Ni	ICP-MS ASTM E 1479 External lab	---	0.05	<0.01	Yes
Zn	ICP-MS ASTM E 1479 External lab	---	0.10	<0.01	Yes
Pb	ICP-MS ASTM E 1479 External lab	---	0.05	<0.01	Yes
Sn	ICP-MS ASTM E 1479 External lab	---	0.05	<0.01	Yes
Ti	ICP-MS ASTM E 1479 External lab	---	0.15	0.02	Yes
C	LECO External lab method	---	0.05	<0.01	Yes
O	LECO Internal lab method	---	0.10	0.03	Yes
N	LECO Internal lab method	---	0.01	<0.01	Yes
H	LECO Internal lab method	---	0.01	<0.01	Yes
Others, each	ICP-MS ASTM E 1479 External lab	---	0.05	<0.02	Yes
Others, Total	ICP-MS ASTM E 1479 External lab	---	0.15	<0.10	Yes
Balance Aluminium; All results in weight %					

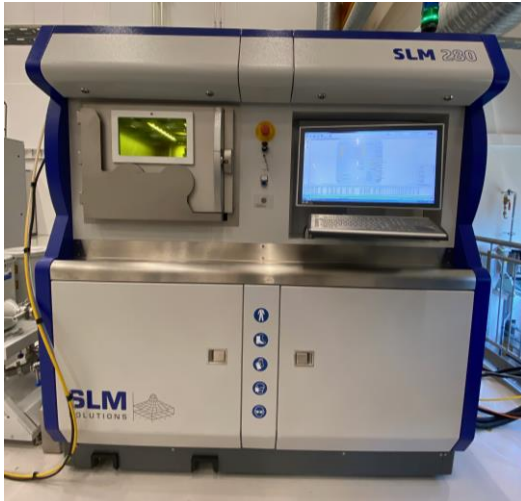
Figur 5.3: Materialsammensetning [58]

5.2.2 SLM-printer

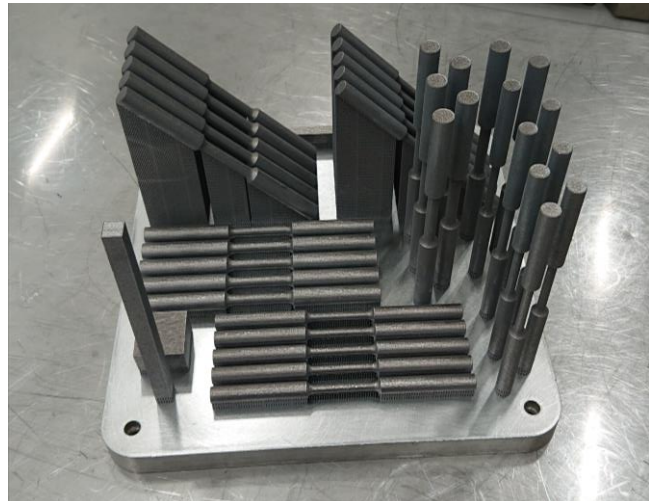
SLM 280 er 3D-printeren som er benyttet i oppgaven. SLM står for Selective Laser Melting, som beskriver måten printeren produserer objektene. Printeren har et tilgjengelig byggekammer på 280 x 280 x 365 mm og kan utstyres med opptil 700 W fiberlasere. Det er i denne oppgaven brukt en slik printer, men med en effekt på 400 W. Printeren sammenkobles med en programvare som består av et modelleringsverktøy eller *slicer*-verktøy. Denne programvaren gir mulighet til å utforme hvordan objektene skal fordele seg på byggeplaten, samtidig som den gir mulighet til å bestemme tykkelse på printelagene. I dette tilfellet er det valgt en lagtykkelse på 50 μm . Det er også bindeleddet mellom programmet der man tegner objektene og selve printen. Denne printeren støtter flere ulike typer metaller slik som stål, aluminium, nikkel-legeringer, titan og kobolt-kromlegeringer. Bygningsmaterialet som benyttes plasseres i en beholder tilknyttet printeren, og må være i en meget finkornet pulverform. Dette er på grunn av begrensninger på laserens effekt, samtidig som det legger til rette for en jevnere overflate. [59]

Nødvendig utstyr for laboratoriegjennomføring:

- SLM 280 med tilgjengelig byggekammer på 280 x 280 x 365 mm fra SLM Solutions Group
- Sfærisk AlSi10Mg-pulver fremstilt med en metode som kalles Radio Frequency Plasma Spheroidization fra TEKNA Advanced Materials Inc.
- Byggeplate



Figur 5.4: SLM-maskin



Figur 5.5: Printerunde #1 - #6

5.2.3 Strekkmaskin

Strekktestingen utføres av en strekkmaskin (Si-plan, vist i Figur 5.6) med en maksimal strekkraft på 25 kN og trekkhastighet på 0,018 mm/s. I tillegg til forskyvningen fra maskinen brukes det et ekstensometer på 25 mm. Ekstensometeret benyttes for å måle forlengelse til hvert prøvestykke under lastpåføring.



Figur 5.6: Strekkmaskin



Figur 5.7: Si-Plan

5.2.4 Hardhetsmaskin

Det brede testkraftområdet fra 4,9 N til 2,45 kN (0,5 kg til 250 kg) muliggjør testing av Vickers, Knoop, Rockwell og Brinell, som er standardisert i henholdsvis ISO 6507, ISO 4545, ISO 6508, ISO 6506 og relevante ASTM-standarder. Inntrykkstiden varierer fra 5 - 60 sekunder. Et høyoppløselig USB-kamera på 4 megapiksler er integrert i maskinen som muliggjør måling av inntrykksområdet. [60]



Figur 5.8: ZHU250CL Universal Hardness Tester

5.2.5 Mikroskop (SEM)

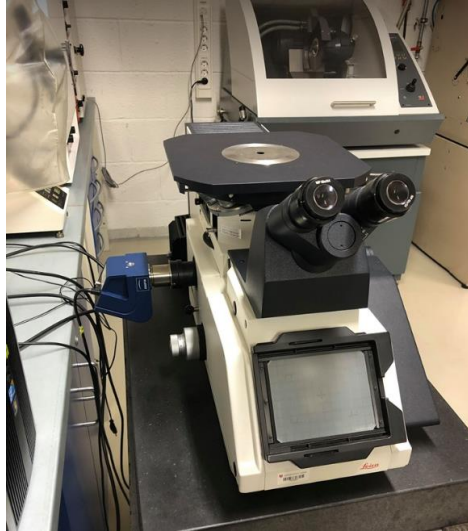
Mikroskopet som benyttes i oppgaven heter Jeol JSM-7200F. Det er et mikroskop med tilgjengelig forstørrelse på x10 til x1.000.000, og en oppløsning på opptil 1 nm ved 20 kV. Mikroskopet brukes for å analysere mikrostrukturen til prøvestykkene, og på den måten få en bedre forståelse av sammensetningen i aluminiumslegeringen. Mikrostrukturen analyseres med bakgrunn i å se etter forskjeller i oppbygning og struktur for varmebehandlet og ikke-varmebehandlet materiale, og på den måten gi indikasjoner på hvorfor/hvorfor ikke mekaniske egenskaper endres ved varmebehandling. [61]



Figur 5.9: Mikroskop Jeol JSM-7200F [61]

5.2.6 Optisk mikroskop

Dette optiske mikroskopet (Leica Reichert MEF4M) er brukt for å undersøke sveisegrenser for varmebehandlede kontra ikke-varmebehandlede prøvestykker. Mikroskopet er utstyrt med IMIX (Integrated Microanalyzer for Images and X-rays) programvare for bildeanalyse. [62]



Figur 5.10 Leica Reichert MEF4M

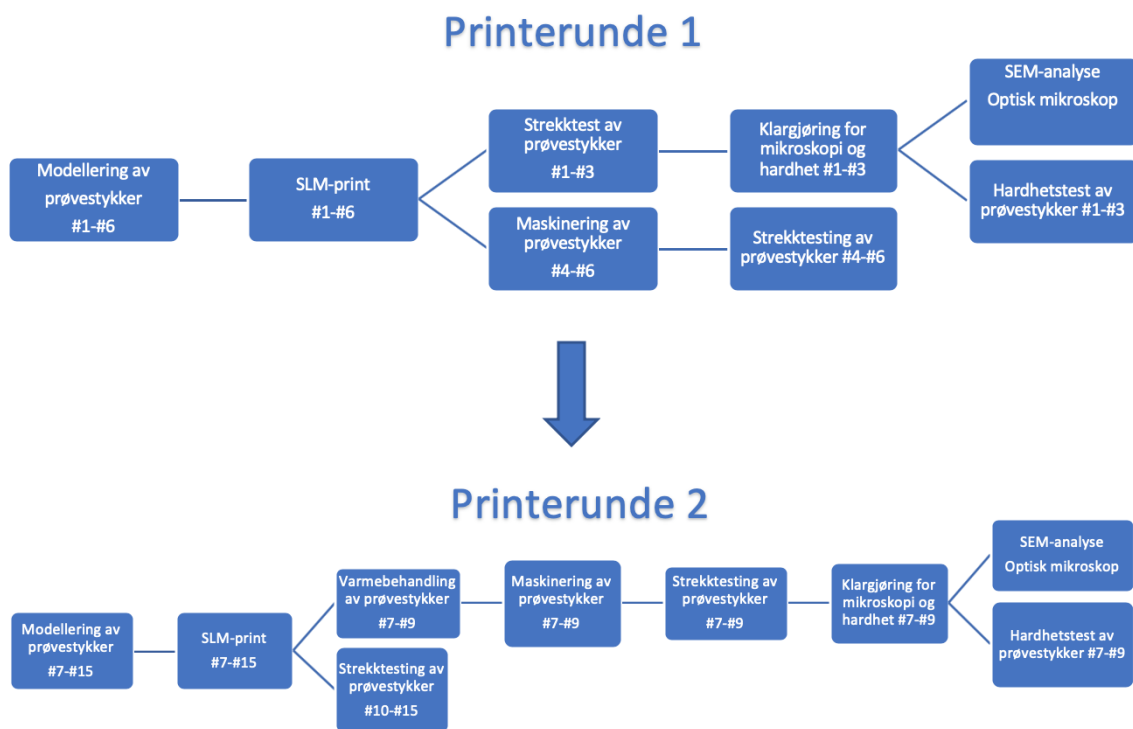
5.2.7 Modelleringsverktøy og slicer

Modelleringen av prøvestykkene utføres i SolidWorks, et CAD-program som legger til rette for tegning og modellering av ønskede objekter. Geometrien tegnes først todimensjonalt og senere gjøres geometrien om til ønsket tredimensjonalt format ved hjelp av ekstrudering eller dreining rundt sin egen akse. Filen som inneholder modellen blir overført til slicerprogrammet der prøvestykkene blir posisjonert på byggeplaten, og lagtykkelse bestemmes.

6 Metode

Dette kapittelet tar for seg hvilke metoder som blir brukt til gjennomføring av de ulike forsøkene, for at testresultatene skal gi et så godt grunnlag som mulig for å besvare forskerspørsmålet. I denne studien er det benyttet kvantitativ metode i form av ulike laboratoriske tester. Det vil si at testresultatene er målbare i form av tallverdier som kan sammenlignes mot hverandre og etterprøves.

Flytskjemaet i Figur 6.1 viser prosessen for gjennomføring av metode.



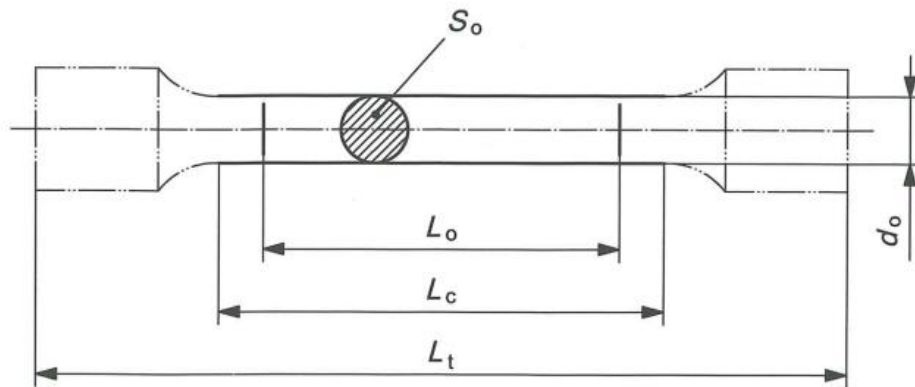
Figur 6.1: Flytskjema

6.1 Litteraturstudie

For å danne et teoretisk fundament for oppgaven, er det gjennomført en litteraturstudie. Formålet med dette har vært å opparbeide seg kunnskap om oppgavens tema, og i tillegg knytte relevante teorier til oppgavens problemstilling. Litteraturstudien er gjort ved å innhente informasjon fra vitenskapelige artikler, norsk standardverk og bøker i temaet rundt mekaniske egenskaper i 3D-printet aluminium.

6.2 Utforming av prøvestykker

Prøvestykkene er utformet i henhold til NS-EN ISO 6892-1 [54], som angir krav til prøvestykkets geometri. Det ble valgt sirkulære prøvestykker, som vist på Figur 6.2. Tegnforklaring er vist under figuren. Standarden angir krav til gauge length og parallellengde avhengig av diameter, som vist i Tabell 6.1. For prøvestykkene med diameter på 5 mm ble gauge length L_0 dermed 25 mm, og parallellengden L_c ble satt til 35 mm for å få plass til ekstensometeret. For resten av prøvestykkene, med ulik diameter, ble formelen i Tabell 6.1 for L_0 brukt. For prøvestykkene med diameter 2,5 mm, 4 mm og 6 mm ble L_0 henholdsvis 12,5 mm, 20 mm og 30 mm. Resten av geometrien ble skalert ned eller opp, avhengig av diameteren.



Figur 6.2: Geometri prøvestykke. Fra figur 13 i NS-EN ISO 6892-1 [54]

Tegnforklaring:

1. d_0 = diameteren av innsnevret del
2. L_t = totallengde
3. L_c = parallellengde
4. L_0 = gauge length
5. S_0 = arealet av innsnevret del

Table D.1 — Circular cross-section test pieces

Coefficient of proportionality k	Diameter d mm	Original gauge length $L_0 = k\sqrt{S_0}$ mm	Minimum parallel length L_c mm
5,65	20	100	110
	14	70	77
	10	50	55
	5	25	28

Tabell 6.1: Tabell D.1 fra NS-EN ISO 6892-1 [54]

Modelleringen ble utført i Solidworks, der prøvestykket er tegnet i 2D, og dreid rundt sin egen akse for å skape en 3D-modell. Denne modellen ble deretter overført til slicerprogrammet, og plassert på byggeplaten.

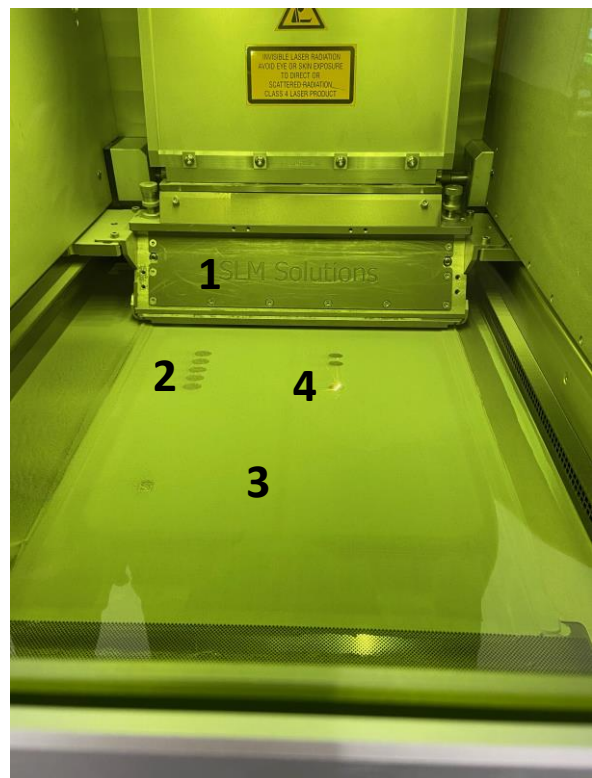
6.3 Praktisk gjennomføring av printing

Tredimensjonale objekter bygges lagvis ved hjelp av et materialpulver og en laser som gjør at pulverpartiklene bindes til hverandre i ønsket plassering ved hjelp av smelting. [59]

AlSi10Mg-pulveret ble plassert inne i en beholder i printerens. Etter overføring av filen fra slicerprogrammet til 3D-printeren ble printeoperasjonen satt i gang. AlSi10Mg-pulveret ble i 50 μm høyde spredd jevnt utover hele byggeplaten ved hjelp av en pulverfordeler som beveget seg i planet. Skriverhodet utstyrt med en fiberlaser med 400 W effekt beveget seg over byggeplaten i planet. Smeltingen foregikk ved at laseren avga varme i de områdene den var programmert til, og dermed bandt pulverpartiklene sammen.

Etter én gjennomføring ble byggeplaten flyttet 50 μm i negativ vertikalretning, og et nytt lag pulver ble fordelt over byggeplaten i samme tykkelse. Varmen fra laseren forårsaket igjen en ny smeltingsprosess. Figur 6.3 viser de ulike delene i SLM-printeren, og hvordan de sammen produserer prøvestykkene.

- 1 Pulverfordeleren
- 2 Prøvestykker
- 3 AlSi10Mg-pulver
- 4 Laser



Figur 6.3: SLM-printer

6.4 Varmebehandling

Metode for gjennomføring av en varmebehandling for objektene som ble testet, ble evaluert i henhold til anbefalinger fra produsenter av SLM-printere og produsenter av aluminiumslegeringen AlSi10Mg. I databladet fra produsenten av SLM-printeren som ble brukt i oppgaven, SLM Solutions, ble det anbefalt en spenningsavlastende syklus på 300 °C i to timer. Den samme metoden ble anbefalt av Renishaw, som er en produsent av SLM-printere og AlSi10Mg-pulver, og GPI Prototyping & Manufacturing Services som er en produsent av 3D-printede deler i AlSi10Mg. Det var også anbefalt at avkjølingsfasen skulle foregå naturlig i luft. [24] [25] [63]

Prøvestykkene fra #7 til og med #9 gjennomgikk denne varmebehandlingen. De ble plassert i varmeovnen med støttestrukturen fremdeles festet på, for å forhindre eventuelle deformasjoner av prøvestykkene på grunn av temperaturen. Prøvestykkene ble plassert inne i ovnen mens ovnen holdt romtemperatur, og var derfor eksponert for oppvarmingsfasen opp til 300 °C. Prøvestykkene ble så eksponert for 300 °C i to timer, før ovnen ble slått av. De ble deretter naturlig avkjølt inne i ovnen fram til alle hadde nådd romtemperaturen på omtrent 20 °C, og ble deretter tatt ut etter 15 - 20 timer.



Figur 6.4: Ovn brukt til varmebehandling

6.5 Maskinell overflatebehandling

Overflatebehandling, eller maskinering, av prøvestykkene er en prosess som ble utført for å få en jevn overflate, fjerne overflateruhet og eventuelle materialdefekter i overflaten etter SLM-produksjonen. Prøvestykkene ble produsert med én millimeter større radius rundt godset, og deretter maskinert ned til eksakt dimensjon. Metoden gikk ut på at prøvestykket ble rotert hurtig, og deretter ble et kutteblad ført inntil og formet prøvestykket etter ønsket diameter. Prøvestykkene ble kun maskinert for innsnevret del, som vist på Figur 6.5, da en slik overflatebehandling på grepsområdet ikke vil påvirke resultatene.

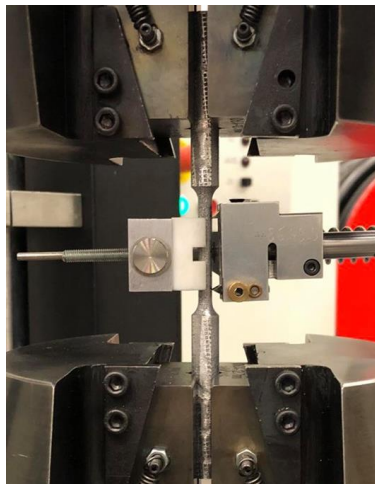


Figur 6.5: Prøvestykker etter maskineringsprosessen

6.6 Strekktesting

Testing av materialets strekkfasthet ble gjort i henhold til ISO 6892-1:2019: «*Metalliske materialer - Strekkprøving - Del 1: Metode for prøving ved romtemperatur*». [54]

Hensikten med å strekkteste prøvestykkene var for å måle strekkfasthet, flytegrense og forlengelse. Ekstensometeret som ble tatt i bruk har et spenn på 25 mm mellom måleknivene, tilsvarende gauge length. Deretter ble det påført en stadig økende belastning med en trekkhastighet 0,018 mm/s på prøvestykket til brudd. Ved bruk av ekstensometeret ble det mulig å utforme et spennings-tøyningsdiagram som viser hvordan materialet oppfører seg gjennom strekkprøven. For prøvestykkene med ulik diameter er det ikke benyttet ekstensometer, og dermed er det ikke funnet forlengelse eller spennings-tøyningsdiagram.



Figur 6.6 Strekkmaskin

Rådataene fra strekkmaskinen og ekstensometeret ble prosessert i Excel, der det ble funnet spenning og tøyning som videre ble brukt til å lage spennings- og tøyningsskurver. Spenningen σ ble funnet ut fra formel (6.1), ved å dividere kraften F fra strekkmaskinen med prøvestykkets tverrsnittsareal A . Tøyningen ε ble funnet ut fra formel (6.2), ved å finne differansen mellom ny forlengelse L_1 og gauge length L_0 , og deretter dividere denne med gauge length L_0 .

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (6.1)$$

$$\varepsilon = \frac{L_1 - L_0}{L_0} \quad (6.2)$$

Da ekstensometeret hadde en tendens til å glipe på en del av prøvestykkene, ble det bestemt at det skulle brukes *compliance correction*. Dette betyr at man kombinerer den elastiske delen fra ekstensometeret, og den plastiske delen fra maskinforlengelsen. Stivheten til maskinen, K , ble funnet ved å kjøre en lineær regresjon mellom kraften F og forskjellen mellom forlengelsen fra maskinen og fra ekstensometeret, ΔL . Det ble deretter funnet ny forlengelse Δl med *compliance correction*, vist i formel (6.3). Ny tøyning ε_2 ble funnet av formel (6.4), og på bakgrunn av dette ble et nytt spennings-tøyingsdiagram plottet.

$$\Delta l = \Delta L - \frac{F}{K} \quad (6.3)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{\Delta l}{L_0} \quad (6.4)$$

Flytegrensen ble funnet ved å konstruere en linje parallelt med det elastiske området med en forskyvning på 0,2% langs x-aksen i spennings-tøyingsdiagrammet. Skjæringspunktet mellom denne linjen og spennings-tøyingskurven ble funnet, og flytespenningen ble avlest på y-aksen.

Ved å benytte seg av *compliance correction* kan det føre til en noe forhøyet forlengelse. Dette er på grunn av at den plastiske tøyningen kommer fra maskinforlengelsen og ikke ekstensometeret. Det ble likevel vurdert at dette ga det mest riktige resultatet, da det var tydelig at det på mange av spennings-tøyingskurvene hadde vært en glipp på ekstensometeret, slik at kurven ikke fulgte et normalt forløp. Det er gjort det samme for alle prøvestykkene, slik at alle resultatene er sammenlignbare.

6.7 Hardhet

Testing av materialets hardhet er gjort i henhold til «*ISO 6507-1:2018 Metalliske materialer - vickers-hardhetsmåling - del 1: Prøvningsmetode*». [57]

Hensikten med å utføre hardhetstester er å måle hvordan hardhet påvirkes av printeretning og varmebehandling. Tester utført under kontrollerte forhold skal gjennomføres ved en temperatur på $(23 \pm 5) ^\circ\text{C}$. I Tabell 6.2 er det oppgitt typisk påførte laster. Lasten velges ut ifra det som resulterer i inntrykk med diagonaler større enn 0,020 mm.

Hardness test ^a		Low-force hardness test		Microhardness test	
Hardness symbol	Nominal value of the test force, <i>F</i> N	Hardness symbol	Nominal value of the test force, <i>F</i> N	Hardness symbol	Nominal value of the test force, <i>F</i> N
—	—	—	—	HV 0,001	0,009 807
—	—	—	—	HV 0,002	0,019 61
—	—	—	—	HV 0,003	0,029 42
—	—	—	—	HV 0,005	0,049 03
HV 5	49,03	HV 0,2	1,961	HV 0,01	0,098 07
HV 10	98,07	HV 0,3	2,942	HV 0,015	0,147 1
HV 20	196,1	HV 0,5	4,903	HV 0,02	0,196 1
HV 30	294,2	HV 1	9,807	HV 0,025	0,245 2
HV 50	490,3	HV 2	19,61	HV 0,05	0,490 3
HV 100 ^a	980,7	HV 3	29,42	HV 0,1	0,980 7

^a Nominal test forces greater than 980,7 N may be applied.

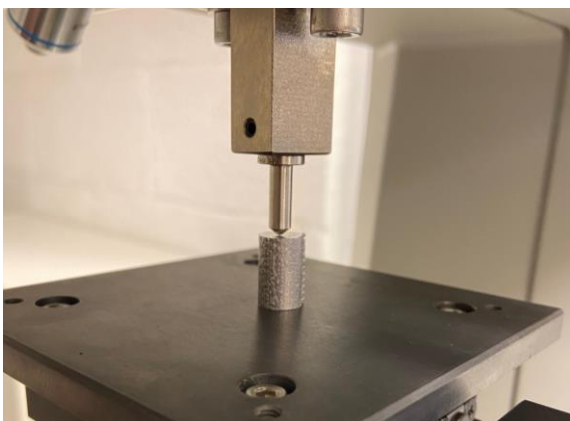
Tabell 6.2: Typiske testkrefter i tabell 4 fra ISO 6507-1:2018 [57]

For AlSi10Mg-legeringen ble det brukt HV 5, det vil si en testkraft på 49,03 N. Teststykket ble plassert på et stivt og fast underlag. Flatene skal være rene og fri for fremmedlegemer (olje, skitt, etc.). Det er viktig at teststykket ligger godt på underlaget slik at det ikke skjer en forskyvning som påvirker testresultatet.

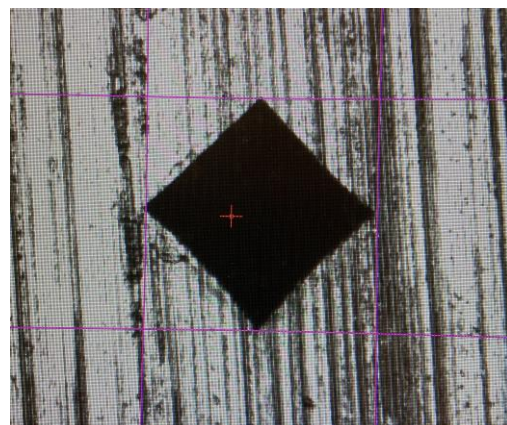
Inntrykket skal bringes i kontakt med testoverflaten, og testkraften skal påføres vinkelrett på overflaten, uten støt, vibrasjoner eller overbelastning inntil den påførte kraften oppnår den spesifiserte verdien. Indenten skal kontakte prøvestykket med en hastighet på < 0,2 mm/s. Tiden fra kraften tiltrer til full testkraft er nådd skal være $7 \pm \frac{1}{5}$ s. Målingen ble deretter konvertert til et hardhetstall HV. Formelen for HV er vist i formel (6.5), der *d* er et gjennomsnitt av de to diagonalene av inntrykket.

$$HV = 1,854 \frac{F}{d^2} \quad (6.5)$$

Det ble kun utført hardhetstester på de umaskinerte prøvestykkene (#1 - #3) og de varmebehandlede prøvestykkene (serie #7 - #9)



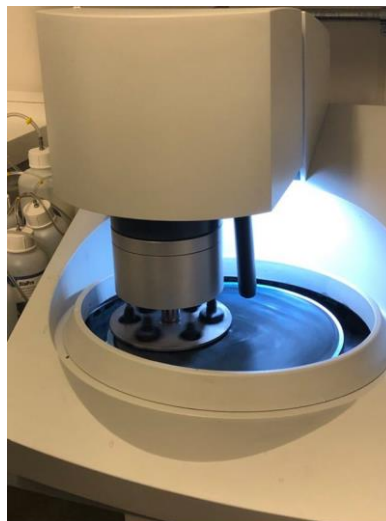
Figur 6.7: Hardhetsmaskin



Figur 6.8: Inntrykk

6.8 Sliping og polering

Preparering av prøvestykker er utført etter anvisning av produsenten, *Struers* [64]. Mekanisk forberedelse er den vanligste metoden for å fremstille materialografiske prøver for mikroskopisk undersøkelse. Mikrostrukturen ble analysert ved å se på tverrsnittet av prøvestykkene. Det ble gjennomført analyser fra ett prøvestykke fra hver av de tre printeretningene (0°, 45° og 90°) for å se på hvilken innvirkning printeretningene har på sammensetningen og oppbygningen av mikrostrukturen. Det ble kappet av 1,5 cm biter av prøvestykkene der diameteren var størst. Bitene som ble kappet av var ikke i kontakt med grepene under strekktesten, slik at de var minst mulig påvirket av ytre faktorer. De nye bitene som skulle analyseres gjennomgikk først ulike typer sliping og polering for at tverrsnittsflaten skulle være mest mulig egnet for mikrostrukturanalyse i mikroskopet. *Struers Tegramin-30* er en semiautomatisk slipe- og poleringsmaskin som ble brukt for gjennomføringen.

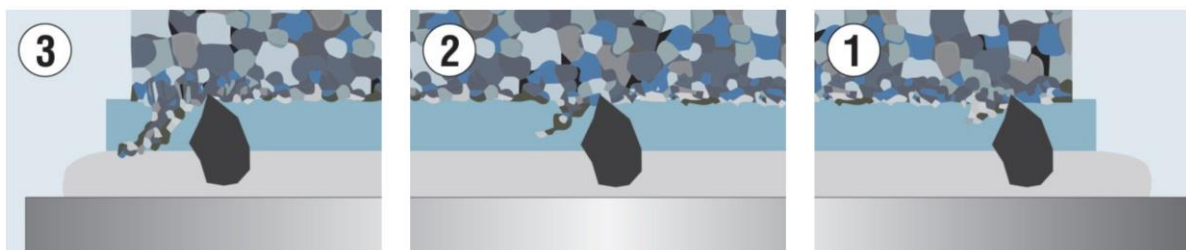


Figur 6.9: *Struers Tegramin-30*

Sliping fjerner skadet eller deformert overflatemateriale, samtidig som du begrenser mengden ytterligere overflatedeformasjon. Målet er en plan overflate med minimale skader som lett kan fjernes under polering.

6.8.1 Sliping

Sliping fjerner materiale ved bruk av faste slipepartikler som skaper av små biter av prøvematerialet. Slipepartiklene er vist som det mørke kornet, mens prøvestykket er vist som det fargerike området.



Figur 6.10: *Sliping* [64]

Steg 1: Slipepartikkelen treffer prøvestykket og begynner å skrape langs overflaten. Fastholdt sideveis.

Steg 2: Slipepartikkelen er halvveis gjennom prøvestykket, og den skrapte bitens størrelse øker.

Steg 3: Slipepartikkelen er i ferd med å skrape av biten fra prøvestykket, og etterlater en jevnere overflate.

Slipingen er inndelt i 2 prosesser: Plane Grinding (Plan sliping) og Fine Grinding (Fin sliping).

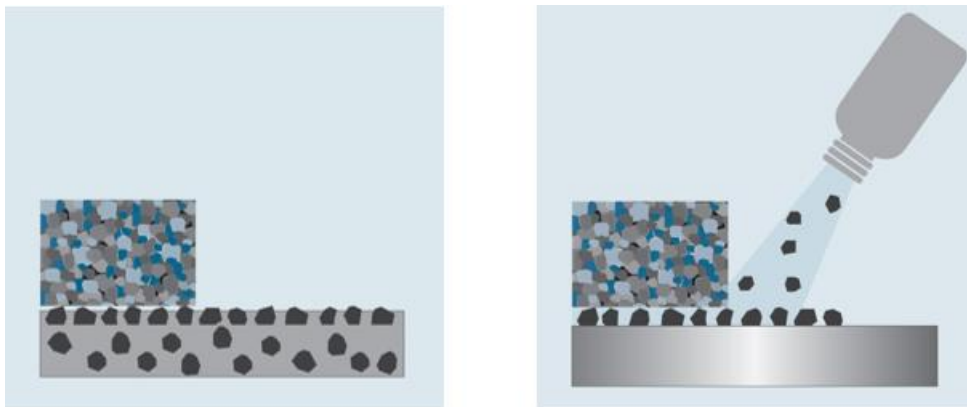
Plane Grinding

Plan sliping er en prosess som sørger for at alle prøvestykkene får en helt plan og lik overflate.

Relativt store slipepartikler er foretrukket i dette steget. Dette steget vil også redusere tidsbruken i de neste stegene. Det brukes slipepapir av silisiumkarbid med grovhet #320.











Fine Grinding

Fin sliping er en prosess som sørger for at overflaten har lite deformasjon, og er dermed bedre egnet for poleringen senere. Størrelsen på slipepartiklene varierer, og det startes med partikkelstørrelse på 15 μm , senere 9 μm , og til slutt 6 μm . Underveis i slipingen vil det tilføres en væske som inneholder slipepartikler (diamantpartikler) som påføres slipeplaten.



Figur 6.11: Plane grinding (venstre) og fine grinding (høyre) [64]

Grinding

Step	PG	FG
 Step	 PG	 FG
 Surface	SiC-Foil	MD-Largo
 Abrasive	SiC	DiaPro AllegroLargo 9
 Grit/ Grain size	# 320	9 μm
 Lubricant	Water	
 Rotational speed [rpm]	300	150
 Force[N]/ specimen	30	35
 Time [min]	Until Plane	5

Figur 6.12: Tekniske spesifikasjoner for slipeprosess. DP = Diamond Polishing, FG = Fine Grinding [64]

6.8.2 Polering

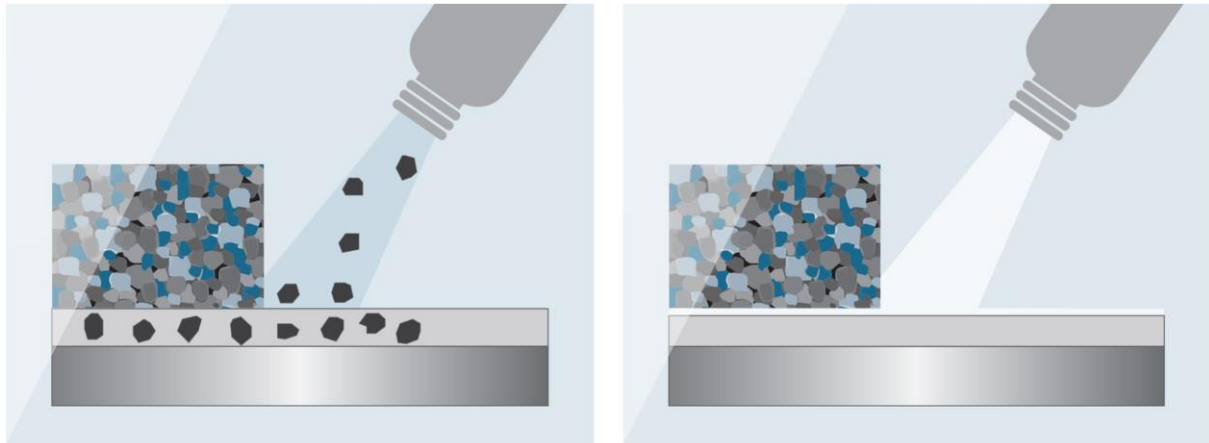
På samme måte som sliping, brukes polering til å fjerne skaden som gjenstår fra de foregående trinnene. Dette oppnås med finere slipe- eller poleringspartikler. Polering er delt inn i to forskjellige prosesser: Diamond Polishing (diamantpolering) og Oxide Polishing (oksidpolering).

Diamond polishing

Diamanter brukes som et slipemiddel for å oppnå den raskeste materialfjerningen, og best mulig planhet. Under polering er det ønskelig at mindre biter av prøvestykkene skrapes av enn under sliping. Dette gir færre og grunnere riper og mindre deformasjoner i overflaten. Poleringspapiret som blir brukt skal ha en spenst som gjør at poleringspartiklene kan synke litt ned i papiret og dermed gi en enda finere polering enn et poleringspapir uten spenst. Poleringspartiklene er i størrelsesorden på 3 μm for at bitene som poleres bort skal nærme seg null. Redusert kraft på prøvestykket gir også mindre avskrapning. Prepareringstiden er på 5 minutter med en kraft på 25 N og omdreiningshastighet på 150 rpm.











Oxide polishing

Aluminium er et relativt mykt materiale, og krever derfor en ytterligere poleringsprosess. Denne prosessen kalles Oxide Polishing (Oksidpolering) der det brukes kolloidalt silika med en partikkelstørrelse på 0,04 μm og en pH på 9,8. Prepareringstiden er på 5 minutter med en kraft på 15 N og omdreiningshastighet på 150 rpm.



Figur 6.13: Diamond polishing (venstre) og oxide polishing (høyre) [64]

Polishing

 Step	 DP	 OP
 Surface	MD-Mol	MD-Chem
 Abrasive	DiaPro Mol R3	Colloidal silica
 Grain size	3 μm	0,04 μm
 Lubricant		OP-S
 Rotational speed [rpm]	150	150
 Force[N]/specimen	25	15
 Time [min]	5	5

Figur 6.14: Tekniske spesifikasjoner for poleringsprosess. DP = Diamond Polishing, OP = Oxide Polishing [64]

6.9 Mikrostruktur

Mikrostrukturanalysen ble utarbeidet ved hjelp av et Scanning Electron Microscope (SEM), Jeol JSM-7200F.

For denne analysen ble bilder tatt ved hjelp av en Backscattered Electron Detector (BED), og en Lower Electron Detector (LED). BED oppdager forskjellige elementer i materialstrukturer som forteller oss mer om sammensetningen av prøven. Det er spesielt nyttig for prøver sammensatt av forskjellige materialer. LED brukes til topografibilder som ikke forteller så mye om komposisjonen i materialstrukturen. [61]

6.9.1 EDS-analyse

Det er ofte nødvendig å samle mer enn billedata for å kunne identifisere de forskjellige elementene i et materiale. Energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) er en teknikk som brukes til elementanalyse eller kjemisk karakterisering av en prøve. EDS-analysen kan brukes til å bestemme elementsammensetningen til individuelle punkter, eller for å kartlegge fordeling av elementer fra det avbildede området. [65]

Elektronovergang fra skjell med høyere energi til skjell med lavere energi gjør at røntgenstråler sendes ut. Energinivået som sendes ut kjenner tegner elementet som røntgenstrålen ble avgitt fra. Antall røntgenstråler med dette energinivået brukes til å karakterisere mengden av elementet som er til stede. [66]

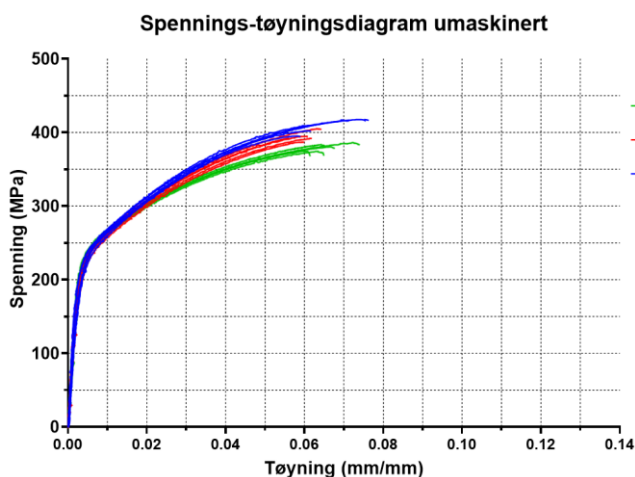
7 Resultat

I dette kapitlet blir resultatene fra de ulike forsøkene som er gjort presentert.

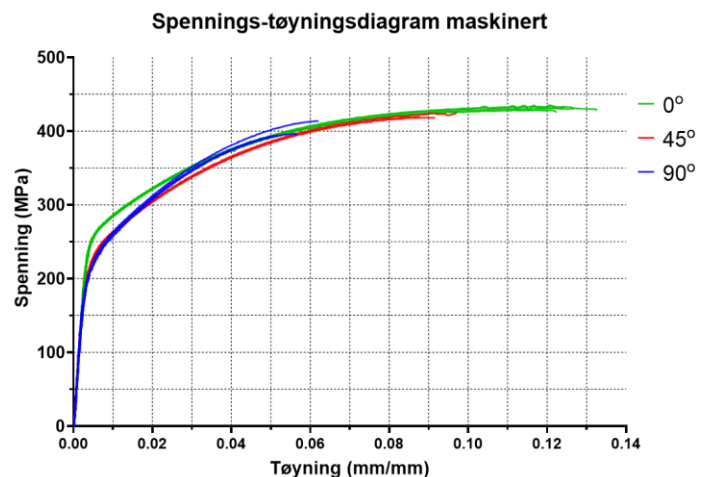
Under hvert underkapittel på nivå én, vil alle de mekaniske egenskapene som er studert, bli presentert. Dette kapitlet dekker først 7.1 *Påvirkning av retning og maskinering*. Deretter blir det tatt for seg 7.2 *Påvirkning av varmebehandling*, etterfulgt av 7.3 *Påvirkning av ulik diameter*. Til slutt blir resultatene som er innhentet ved hjelp av mikroskopi presentert i 7.4 *Mikrostruktur*.

7.1 Påvirkning av retning og maskinering

Spennings-tøyningsdiagrammene er diagrammer som produseres etter at en strekktest er gjennomført. De viser hvor stor spenning [MPa] som må virke på et materiale for å oppnå en viss tøying [mm/mm]. Diagrammene viser også ved hvor stor spenning materialet når sin flytegrense, og derfor går fra å oppføre seg elastisk til plastisk. Diagrammene er utarbeidet ved hjelp av et ekstensometer som måler forlengelse.



Figur 7.1: Spennings-tøyningsdiagram umaskinert



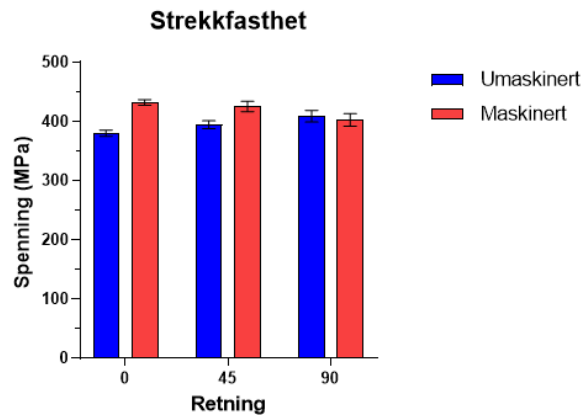
Figur 7.2: Spennings-tøyningsdiagram maskinert

7.1.1 Strekkfasthet

For de umaskinerte prøvestykkene (Figur 7.3) viser resultatene at prøvestykkene printet i 90° har høyest strekkfasthet på 408,5 MPa, og at prøvestykkene printet i 0° har lavest strekkfasthet på 379,8 MPa. Prøvestykkene printet i 45° har en strekkfasthet som ligger omtrent midt imellom på 394,2 MPa.

For de maskinerte prøvestykkene er strekkfastheten derimot sterkest i 0°, og svakest i 90° på henholdsvis 431,9 MPa og 402,2 MPa. Også for de maskinerte prøvestykkene har 45° en strekkfasthet som ligger imellom, men har hatt en økning til 425,0 MPa.

En prosentvis gjennomsnittlig endring i strekkfastheten fra de umaskinerte prøvestykkene til de maskinerte prøvestykkene ser derfor slik ut: For 0° var det en økning på 13,7%, for 45° var det en økning på 7,8%, mens for 90° var det derimot en reduksjon på 1,5%.



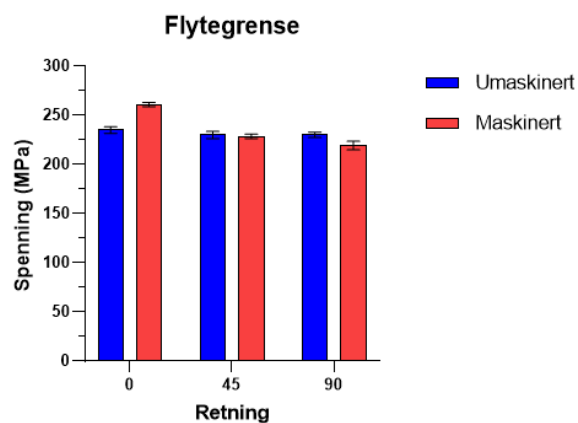
Figur 7.3: Strekkfasthet

Retning	Umakinert			Maskinert		
	Gj.snitt (MPa)	SD	N	Gj.snitt (MPa)	SD	N
0°	379,8	5,2	5	431,9	3,0	4
45°	394,2	6,7	5	425,0	6,9	5
90°	408,5	9,7	5	402,2	8,6	5

Tabell 7.1: Strekkfasthet

7.1.2 Flytegrense

Som Figur 7.4 viser, varierer flytegrensen lite for printerretningene i de umaskinerte prøvestykkene. Flytegrensen er på 235 MPa, 230 MPa og 230 MPa for henholdsvis 0°, 45° og 90°. Flytegrensen varierer mer for de maskinerte prøvestykkene der flytegrensen er på 261 MPa, 228 MPa og 219 MPa for de respektive printerretningene. Maskineringen ga en økning i flytegrense på 11% for 0°, mens 45° og 90° fikk en reduksjon på henholdsvis 0,65% og 4,7%.



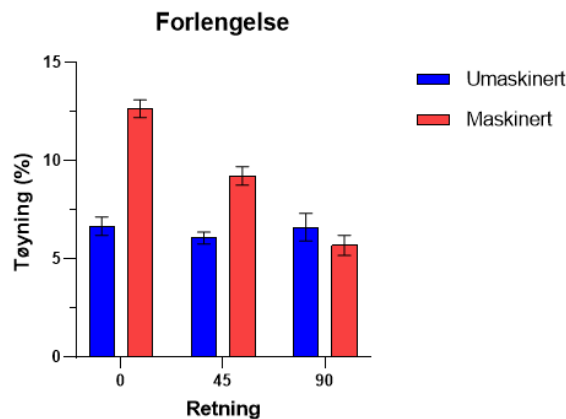
Figur 7.4: Flytegrense

Retning	Umaskinert			Maskinert		
	Gj.snitt (MPa)	SD	N	Gj.snitt (MPa)	SD	N
0°	234,8	3,4	5	260,8	2,1	4
45°	229,8	3,6	5	228,3	2,3	3
90°	229,8	2,8	5	219,0	4,4	3

Tabell 7.2: Flytegrense

7.1.3 Forlengelse

Som Figur 7.5 viser, er forlengelsen relativt lik for de umaskinerte prøvestykkene uavhengig av printeretning. For de maskinerte prøvestykkene, så har 0° vist seg å ha størst forlengelse sammenlignet med de andre printeretningene, og 90° har den laveste forlengelsen. I 0° øker maskineringen forlengelsen fra 6,66% til 12,6%, mens 45° øker den fra 6,05% til 9,22%. For 90° har forlengelsen derimot vist seg å gi en nedgang fra 6,61% til 5,68%, og maskineringen har dermed gitt motsatt effekt i forhold til de andre printeretningene.



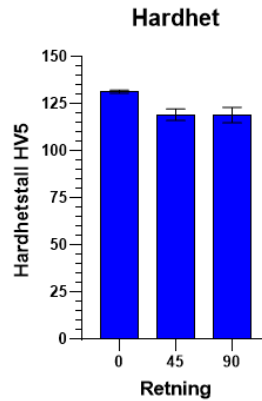
Figur 7.5: Forlengelse

Retning	Umaskinert			Maskinert		
	Gj.snitt (%)	SD	N	Gj.snitt (%)	SD	N
0°	6,66	0,5	5	12,6	0,5	4
45°	6,05	0,3	5	9,22	0,5	3
90°	6,61	0,7	5	5,68	0,5	3

Tabell 7.3: Forlengelse

7.1.4 Hardhet

Som Tabell 7.4 viser, er hardhetstallet 131,4 for 0°, mens 45° og 90° er litt lavere, og ligger henholdsvis på 119,2 og 118,9. Prøvestykkene som er printet i 0° har dermed rundt 10 % høyere hardhet enn de to andre retningene.



Figur 7.6: Hardhet

Retning	Umaskinert		
	Gj.snitt	SD	N
0°	131,4	0,9	4
45°	119,2	3,0	4
90°	118,9	4,1	4

Tabell 7.4: Hardhet

7.1.5 Oppsummering

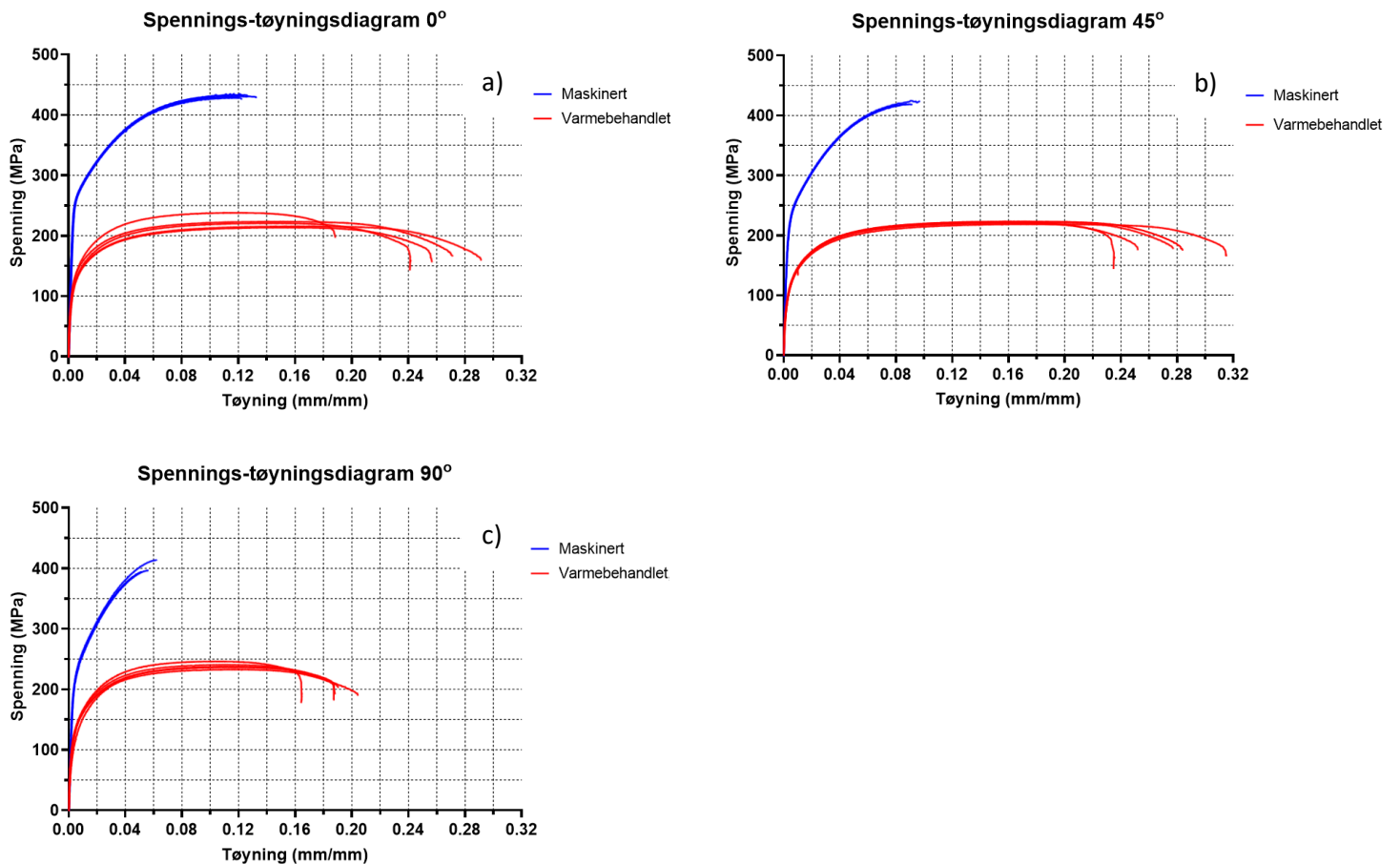
I Tabell 7.5 er resultatene for strekkfasthet, flytegrense, tøyning og hardhet fra underkapittel 7.1 oppsummert.

ID	Behandling	Printe-retning	Diameter (mm)	Strekkfasthet (MPa)	Flytegrense (MPa)	Tøyning (mm/mm)	Hardhet HV5
#1	Umaskinert	0°	5	379,8 ± 5,2	234,8 ± 3,4	6,66 ± 0,5	131,4 ± 0,9
#2	Umaskinert	45°	5	394,2 ± 6,7	229,8 ± 3,6	6,05 ± 0,3	119,2 ± 3,0
#3	Umaskinert	90°	5	408,5 ± 9,7	229,8 ± 2,8	6,61 ± 0,7	118,9 ± 4,1
#4	Maskinert	0°	5	431,9 ± 3,0	260,8 ± 2,1	12,6 ± 0,5	
#5	Maskinert	45°	5	425,0 ± 6,9	228,3 ± 2,3	9,22 ± 0,5	
#6	Maskinert	90°	5	402,2 ± 8,6	219,0 ± 4,4	5,68 ± 0,5	

Tabell 7.5: Resultater serie #1 - #6

7.2 Påvirkning av varmebehandling

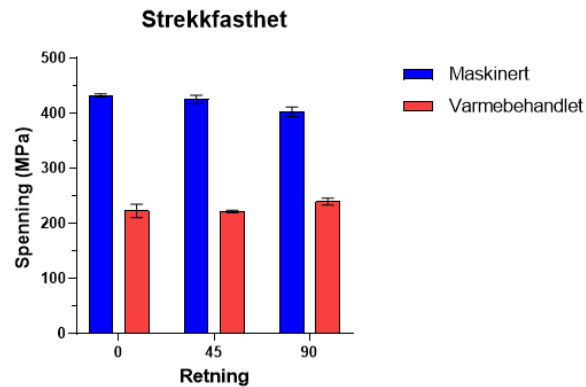
I dette kapitlet er resultatene for de varmebehandlede maskinerte prøvestykkene presentert sammen med resultatene for de ikke-varmebehandlede maskinerte prøvestykkene. De ikke-varmebehandlede maskinerte er heretter kalt «maskinert», mens de varmebehandlede maskinerte er kalt «varmebehandlet».



Figur 7.7: Spennings-tøyningsdiagram for a) 0°, b) 45° og c) 90°

7.2.1 Strekkfasthet

Figur 7.8 viser at strekkfastheten for de varmebehandlede prøvestykkene ble redusert, sammenlignet med de maskinerte prøvestykkene. De varmebehandlede prøvestykkene har en verdi på 222,4 MPa, 221,4 MPa og 238,9 MPa for henholdsvis 0°, 45° og 90°. Det tilsvarer en vesentlig reduksjon på henholdsvis 48,5%, 47,9% og 45,6%.



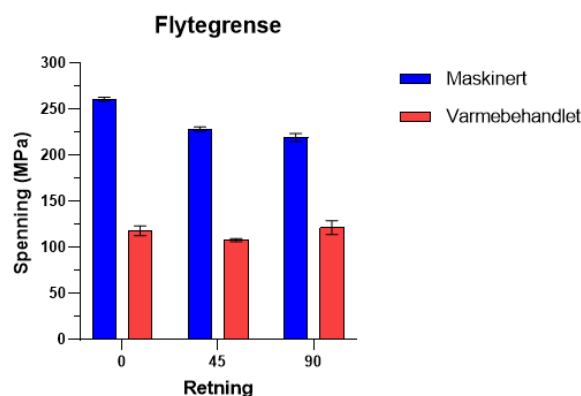
Figur 7.8: Strekkfasthet

Retning	Maskinert			Varmebehandlet		
	Gj.snitt (MPa)	SD	N	Gj.snitt (MPa)	SD	N
0°	431,9	3,0	4	222,4	9,7	5
45°	425,0	6,9	5	221,4	1,9	5
90°	402,2	8,6	5	238,9	5,0	5

Tabell 7.6: Strekkfasthet

7.2.2 Flytegrense

Figur 7.9 viser at flytegrensen for de varmebehandlede prøvestykkene ble redusert, sammenlignet med de maskinerte prøvestykkene. De varmebehandlede prøvestykkene har en verdi på 117,8 MPa, 107,6 MPa og 121,2 MPa i henholdsvis 0°, 45° og 90°. Det tilsvarer en reduksjon på henholdsvis 54,8%, 52,9% og 44,7%.



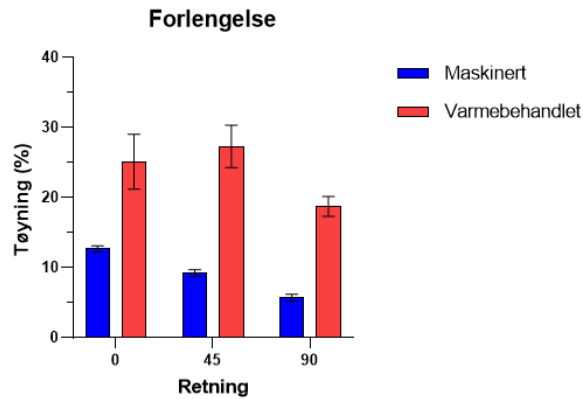
Figur 7.9: Flytegrense

Retning	Maskinert			Varmebehandlet		
	Gj.snitt (MPa)	SD	N	Gj.snitt (MPa)	SD	N
0°	260,8	2,1	4	117,8	5,3	5
45°	228,3	2,3	3	107,6	1,7	5
90°	219,0	4,4	3	121,2	7,7	5

Tabell 7.7: Flytegrense

7.2.3 Forlengelse

Figur 7.10 viser at forlengelsen for de varmebehandlede prøvestykkene økte sammenlignet med de maskinerte prøvestykkene. Prøvestykkenes forlengelse i printeretning 0° økte fra 12,7% til 25,1%, i 45° fra 9,2% til 27% og i 90° fra 5,7% til 18,7%.



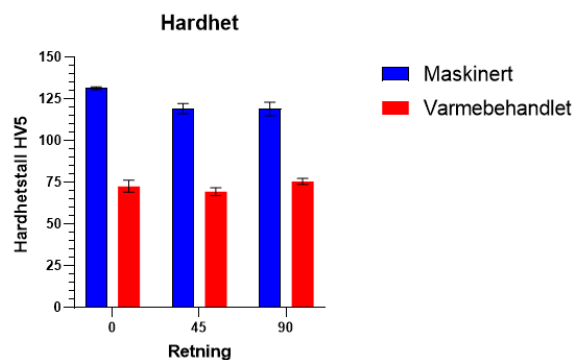
Figur 7.10: Forlengelse

Retning	Maskinert			Varmebehandlet		
	Gj.snitt (%)	SD	N	Gj.snitt (%)	SD	N
0°	12,7	0,5	4	25,1	3,9	5
45°	9,22	0,5	3	27,3	3,0	5
90°	5,68	0,5	3	18,7	1,4	5

Tabell 7.8: Forlengelse

7.2.4 Hardhet

Figur 7.11 viser at hardheten ble betydelig redusert med varmebehandling. Reduksjonen i printeretningene 0°, 45° og 90° er på henholdsvis 44,7%, 41,8% og 36,5%.



Figur 7.11: Hardhet

Retning	Maskinert			Varmebehandlet		
	Gj.snitt	SD	N	Gj.snitt	SD	N
0°	131,4	0,9	4	72,6	3,5	4
45°	119,2	3,0	4	69,4	2,3	4
90°	118,9	4,1	4	75,5	1,8	4

Tabell 7.9: Hardhet

7.2.5 Oppsummering

I Tabell 7.10 vises oppsummeringen av resultatene for strekkfasthet, flytegrense, forlengelse og hardhet for underkappittel 7.2.

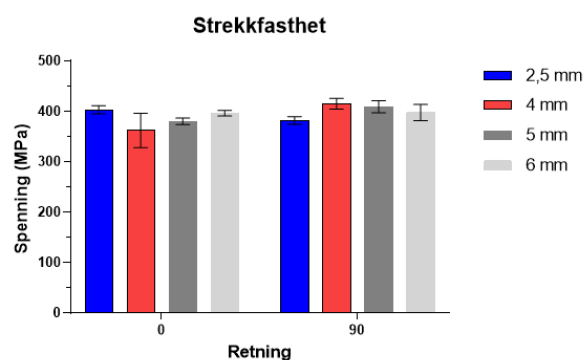
ID	Behandling	Printe-retning	Diameter (mm)	Strekkfasthet (MPa)	Flytegrense (MPa)	Tøyning (mm/mm)	Hardhet (HV5)
#7	Varmebehandlet	0°	5	222,4 ± 9,7	117,8 ± 5,3	25,1 ± 3,9	72,6 ± 3,6
#8	Varmebehandlet	45°	5	221,4 ± 1,9	107,6 ± 1,7	27,3 ± 3,0	69,4 ± 2,3
#9	Varmebehandlet	90°	5	238,9 ± 5,0	121,2 ± 7,7	18,7 ± 1,4	75,5 ± 1,8

Tabell 7.10: Resultater serie #7 - #9

7.3 Påvirkning av ulik diameter

7.3.1 Strekkfasthet

Figur 7.12 viser at for 0° er strekkfastheten for prøvestykket med en diameter på 2,5 mm 402,7 MPa. For 4 mm er strekkfastheten 361,7 MPa. For 5 mm er strekkfastheten 379,8 MPa, og for 6 mm er strekkfastheten 396,0 MPa. For 90° er strekkfastheten for 2,5 mm 381,6 MPa. For 4 mm er strekkfastheten 414,8 MPa. For 5 mm er strekkfastheten 408,5 MPa, og for 6 mm er strekkfastheten 397,3 MPa.



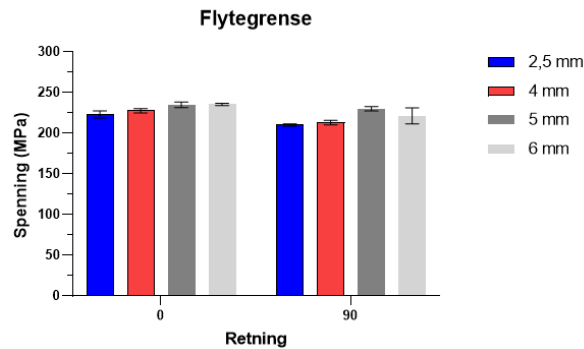
Figur 7.12: Strekkfasthet

Retning	2,5 mm			4 mm			5 mm			6 mm		
	Gj.snitt (MPa)	SD	N	Gj.snitt (MPa)	SD	N	Gj.snitt (MPa)	SD	N	Gj.snitt (MPa)	SD	N
0°	402,7	8,2	5	361,7	27,5	5	379,8	5,2	5	396,0	3,4	4
90°	381,6	7,6	5	414,8	8,6	5	408,5	9,7	5	397,3	12,9	5

Tabell 7.11: Strekkfasthet

7.3.2 Flytegrense

Figur 7.13 viser at for 0° er strekkfastheten for prøvestykket med en diameter på 2,5 mm 223,0 MPa. For 4 mm er strekkfastheten 227,4 MPa. For 5 mm er strekkfastheten 234,8 MPa, og for 6 mm er strekkfastheten 235,3 MPa. For 90° er strekkfastheten for 2,5 mm 209,8 MPa. For 4 mm er strekkfastheten 212,8 MPa. For 5 mm er strekkfastheten 229,8 MPa, og for 6 mm er strekkfastheten 221,2 MPa.



Figur 7.13: Flytegrense

Retning	2,5 mm			4 mm			5 mm			6 mm		
	Gj.snitt (MPa)	SD	N	Gj.snitt (MPa)	SD	N	Gj.snitt (MPa)	SD	N	Gj.snitt (MPa)	SD	N
0°	223,0	4,5	5	227,4	2,7	5	234,8	3,4	5	235,3	1,3	4
90°	209,8	1,3	4	212,8	2,8	5	229,8	2,8	5	221,2	9,9	5

Tabell 7.12: Flytegrense

7.3.3 Oppsummering

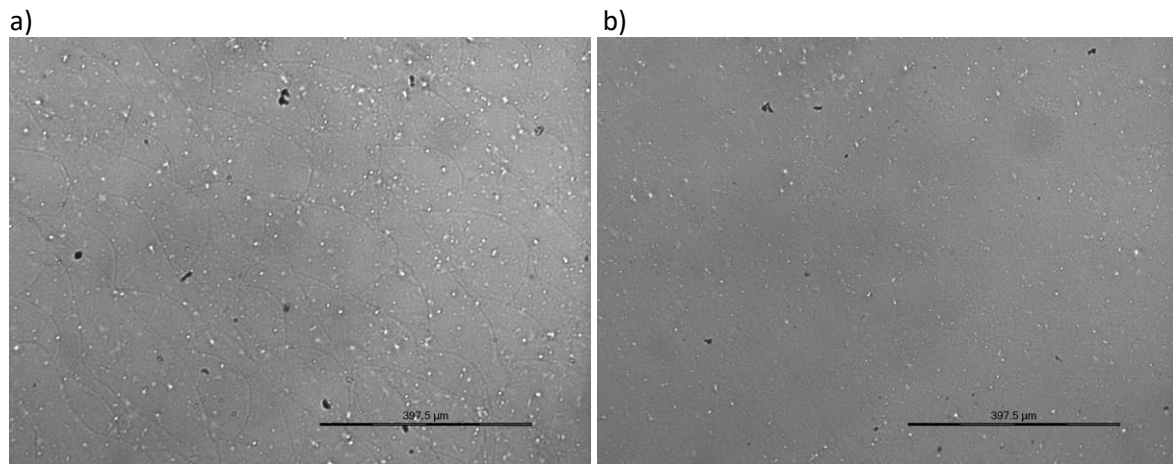
I Tabell 7.13 vises oppsummeringen for resultatene for strekkfasthet og flytegrense fra underkapittel 7.3.

ID	Printeretning	Diameter (mm)	Strekkfasthet (MPa)	Flytegrense (MPa)
#10	0°	2,5	402,7 ± 8,2	223,0 ± 4,5
#11	90°	2,5	381,6 ± 7,6	209,8 ± 1,3
#12	0°	4	361,7 ± 27,5	227,4 ± 2,7
#13	90°	4	414,8 ± 8,6	212,8 ± 2,8
#14	0°	6	396,0 ± 3,4	235,3 ± 1,3
#15	90°	6	397,3 ± 12,9	221,2 ± 9,9

Tabell 7.13: Resultater serie #10 - #15

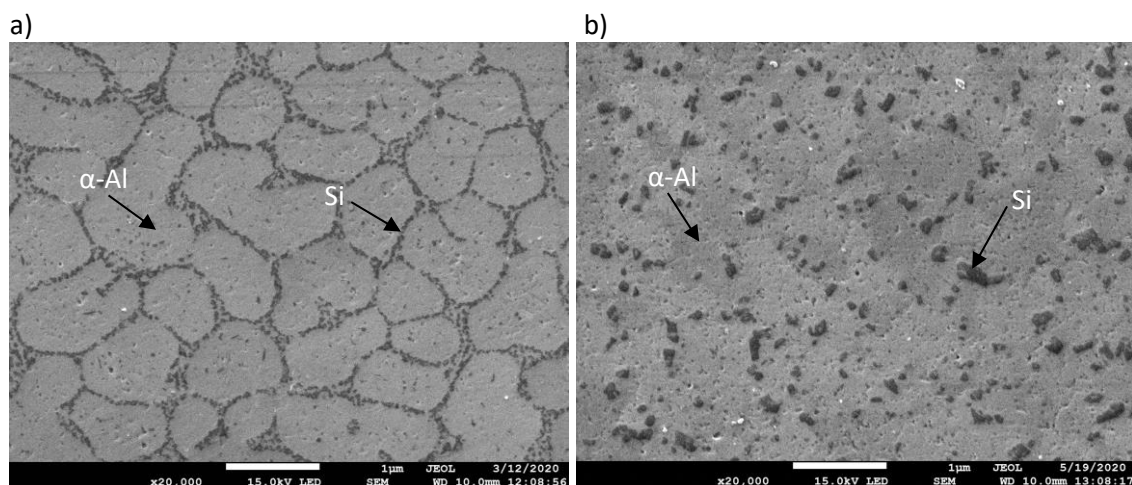
7.4 Mikrostruktur

Varmebehandling for prøvestykkene har vist seg å ha en innvirkning på mikrostrukturen. Det kan ses ved effekten den har hatt på sveisegrensene, som vises som de buede linjene på Figur 7.14a). I Figur 7.14b) er disse buede linjene sterkt redusert grunnet en oppvarming og dermed en svak omforming av materialet. Figurene under er fra prøvestykkene printet i 45°. Det ses ingen klar forskjell mellom printeretningene, og derfor er det presentert kun én printeretning. Dette gjelder også for SEM-analysen presentert i Figur 7.15.



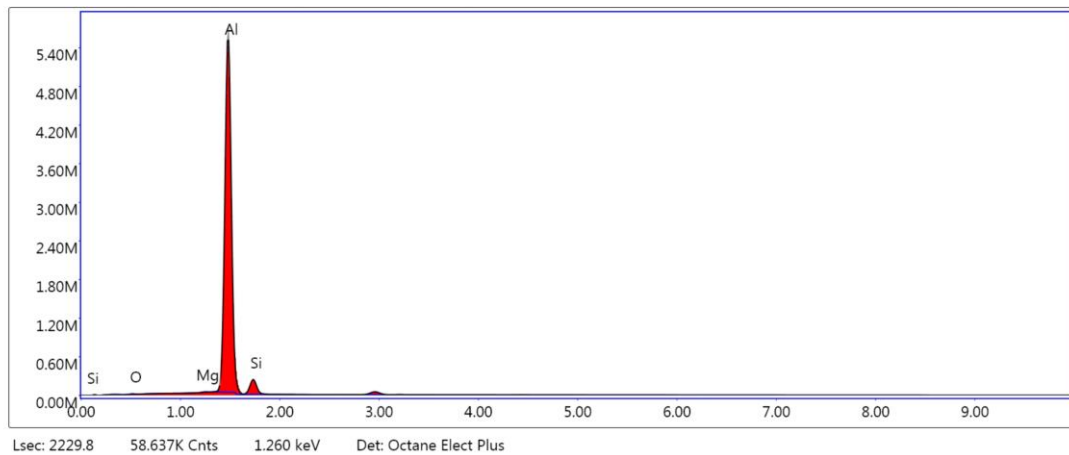
Figur 7.14: Mikrostruktur a) Som printet og b) Varmebehandlet

Figur 7.15 viser bilder av SEM-analysen før og etter varmebehandlingen er utført. Bildet til venstre viser strukturen før varmebehandling, der man kan se partiklene (presipitatene) av eutektisk silisium (mørk grå) som ligger som et nettverk rundt aluminiumsmatrisen (lys grå). Aluminiumsmatrisen er mellom 500 nm og 1,5 µm i størrelse. Etter varmebehandling, som kan ses på bildet til høyre, har silisiumspartiklene endret form. Nettverket er oppløst og har blitt mer spredt, samt at det har fått en grovere form.



Figur 7.15: SEM-bilder av mikrostruktur: a) Som printet og b) Varmebehandlet

Figur 7.16 og Tabell 7.14 viser prosentandel for hvert grunnstoff i ett punkt i mikrostrukturen. Denne fordelingen stemmer godt overens med materialsammensetningen i pulveret vist i Figur 5.3.

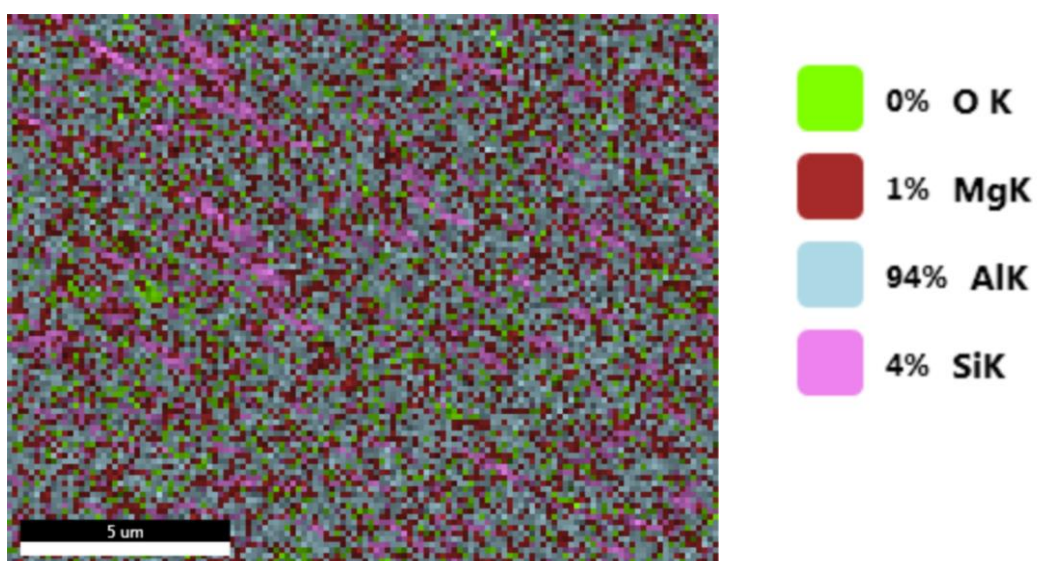


Figur 7.16: EDS-spektrum AlSi10Mg

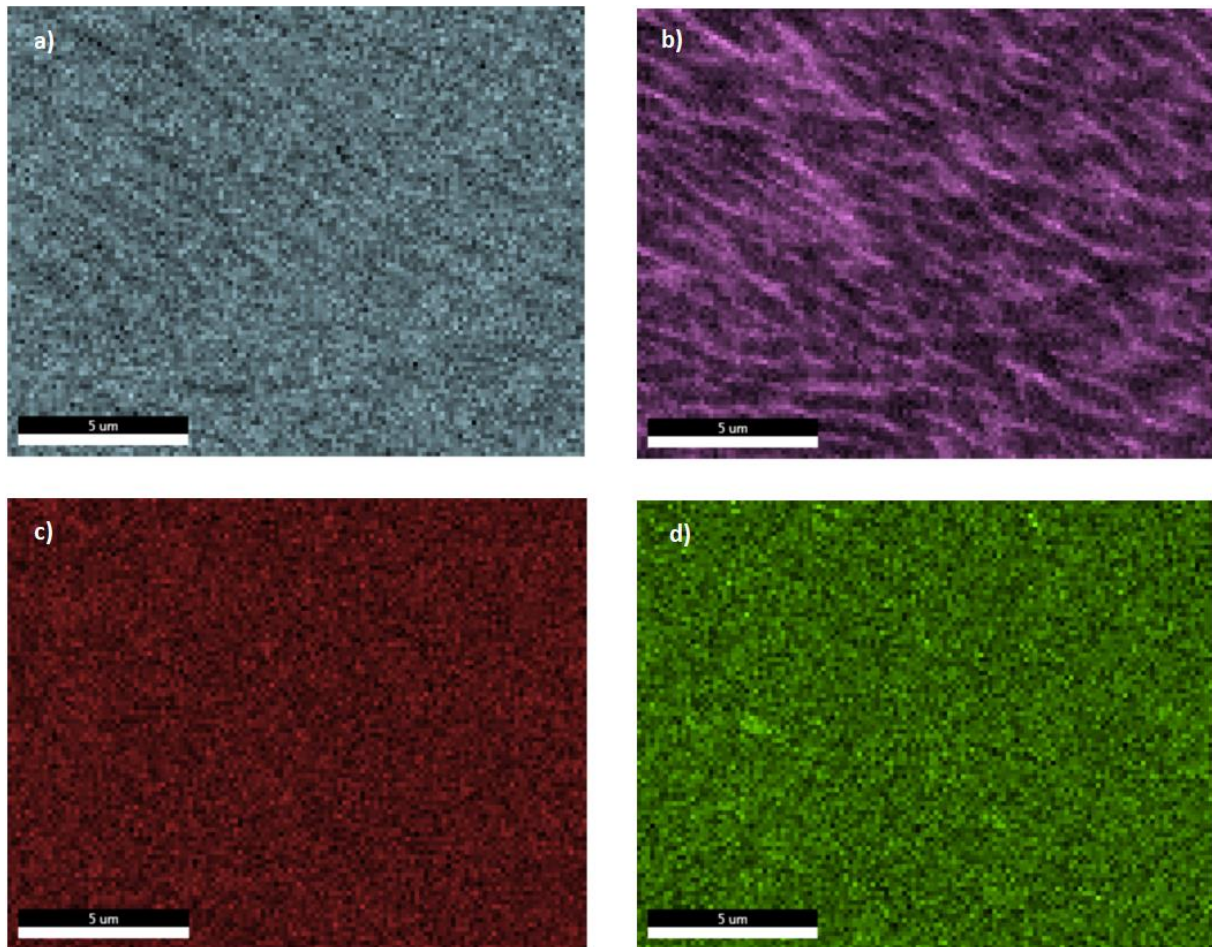
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	A	F
O K	0.4	0.7	24.4	9.6	0.0013	1.1287	0.2978	1.0000
MgK	0.1	0.2	28.6	3.6	0.0013	1.0372	0.9359	1.0120
AlK	90.8	90.9	19144.4	1.4	0.9001	0.9976	0.9926	1.0011
SiK	8.7	8.3	825.3	7.0	0.0404	1.0184	0.4582	1.0002

Tabell 7.14: Resultater EDS

I Figur 7.18 er henholdsvis aluminium, silisium, magnesium og oksygen kartlagt, der man kan se hvordan de fordeler seg i mikrostrukturen. Figur 7.17 viser oversikten over EDS-kartleggingen, samt forklaring av fargene og prosentandel av hvert grunnstoff.



Figur 7.17: EDS-kartlegging

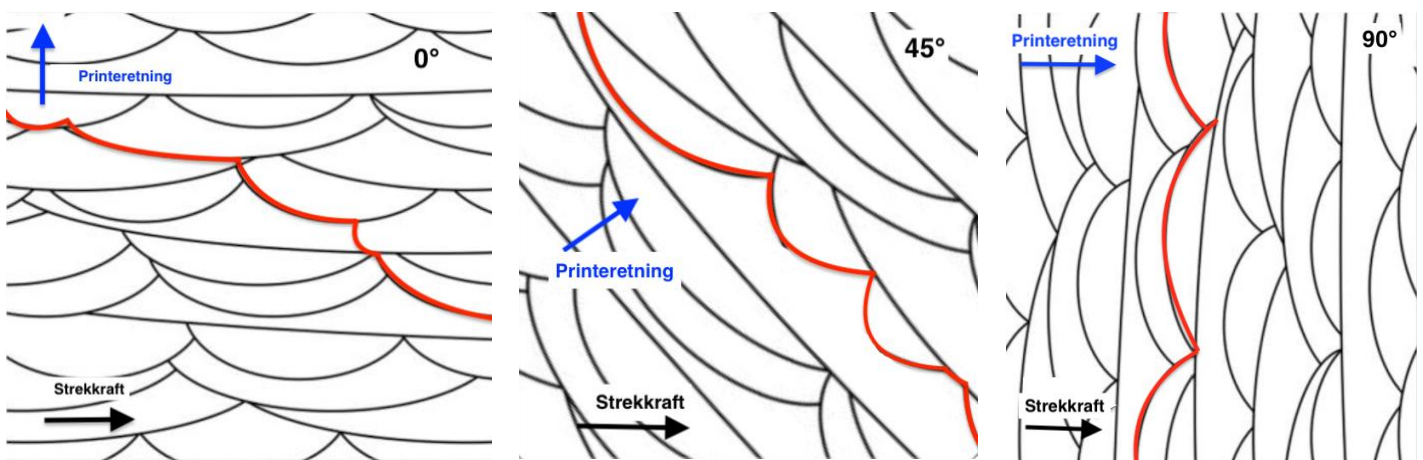


Figur 7.18: EDS-kartlegging for a) Aluminium, b) Silisium, c) Magnesium og d) Oksygen

8 Diskusjon

8.1 Påvirkning av retning og maskinering

Det er små, men klart avgrensede forskjeller i strekkfasthet mellom hver printeretning. Denne klare avgrensningen virker til å ha sammenheng med måten prøvestykkene er bygget opp på, som vil si hvilken retning printelagene har i forhold til strekkraften. På Figur 8.1 under illustreres det ulike bruddmønstre for de ulike printeretningene på grunn av vinkel mellom printelag og strekkkraft. De svarte linjene representerer printelag og sveisegrenser, mens de røde linjene representerer sannsynlig bruddmønster. Derfor virker anisotropi til å være en avgjørende faktor for variasjon i strekkfasthet og forlengelse for de ulike printeretningene.



Figur 8.1: Bruddmønster

Den samme tendensen ses både for de umaskinerte og maskinerte prøvestykkene. Det observeres også at de maskinerte prøvestykkene har en høyere strekkfasthet enn de umaskinerte. Den største forskjellen mellom de umaskinerte og maskinerte prøvestykkene er at overflateruheten har blitt betydelig redusert. Dette er gjort for å fjerne materialdefekter, porøsitet og støttestruktur på overflaten. På den måten vil de maskinerte prøvestykkene ha en glattere overflate som gir redusert grobunn for en startsprekke til å utvikle seg. Dermed er en mulig feilkilde knyttet til overflateruhet fjernet, og derfor kan resultatene for de maskinerte prøvestykkene gi et mer realistisk resultat sammenlignet med de umaskinerte prøvestykkene.

Støttestrukturen har ulik kontaktflate på de ulike printeretningene. Støttestrukturen er med på å gi prøvestykkene en overflateruhet av ulik karakter. For de umaskinerte prøvestykkene printet i 90° er det ingen støttestruktur i det innsnevrede området, og det kan være en grunn til at forskjellen i strekkfasthet for denne printeretningen er minst når man sammenligner de umaskinerte og maskinerte prøvestykkene.

For de umaskinerte prøvestykkene printet i 0° og 45° er det en støttestruktur langs hele det innsnevrede området. Støttestrukturen for prøvestykkene printet i 45° har en smalere kontaktflate enn for prøvestykkene printet i 0°. Dette er en mulig årsak til at jo mindre støttestruktur (mindre overflateruhet), desto høyere strekkfasthet.



Figur 8.2: Overflate umaskinerte prøvestykker. Fra venstre: 0°, 45° og 90°



Figur 8.3: Overflate maskinerte prøvestykker. Fra venstre: 0°, 45°, 90°

Effektivt tverrsnittsareal er en annen mulig faktor som kan påvirke de mekaniske egenskapene. De maskinerte prøvestykkene har et større effektivt tverrsnittsareal sammenlignet med de umaskinerte. Dette er på grunn av at den ineffektive porøse overflaten er maskinert bort, og man sitter igjen med et prøvestykke med en ny, sterkere overflate. Dette vil gi økt strekkfasthet og forlengelse.

Resultatene for hardhet viser at prøvestykkene printet i 0° har en høyere hardhet enn de printet i 45° og 90°. Det ses en korrelasjon mellom resultatene fra hardhet og flytegrensen, da de følger hverandre mellom retningene. Derimot vil korrelasjonen være mindre tydelig mellom hardheten og strekkfastheten for de umaskinerte prøvestykkene. En årsak til dette kan være at materialet er så sprøtt at en liten materialdefekt vil kunne føre til at prøvestykket går i brudd tidligere. Dermed er det ikke nødvendigvis slik at et hardere materiale vil ha en høyere strekkfasthet. Det er større korrelasjon mellom hardheten og strekkfastheten for de maskinerte prøvestykkene enn det er for hardheten og strekkfastheten for de umaskinerte prøvestykkene. Dette er noe som understreker poenget om at de umaskinerte prøvestykkene blir påvirket av andre faktorer enn kun anisotropi, slik som overflateruhet og støttestruktur.

Enkelte av prøvestykkene hadde en svak krumning ut fra printen, grunnet støttestruktur som ikke var tilstrekkelig for å hindre en nedsynking av det innsnevrede området. Dette kan ha hatt en negativ innvirkning på resultatene.

8.2 Påvirkning av varmebehandling

Varmebehandlingen har hatt en signifikant påvirkning på prøvestykkenes mekaniske egenskaper. Styrken på prøvestykkene har blitt tilnærmet halvert, og samtidig ført til en stor økning i duktilitet. Dette har ført til at prøvestykkene har gått i brudd ved om lag halvert spenning og ved to til tre ganger forlengelse. En årsak til den store økningen i forlengelse virker å ha sammenheng med hvordan sveisegrensene i prøvestykkene har blitt mindre fremtredende. Dette ses ved at de har blitt sammenføyet i større grad. På den måten vil bruddmønsteret endres, og den har ikke lenger en like naturlig bruddvei. Dette fører til at massen er mer homogen, og sveisegrensene får en mindre betydning for der bruddet oppstår. En jevnere fordeling av silisiumspartiklene i metallmatrisen etter varmebehandling har også ført til en mer homogen masse. Varmebehandlingen kan også ha ført til at antall dislokasjoner i krystallgitteret har avtatt, som vil føre til økt duktilitet i materialet.

Når det gjelder påvirkning i de ulike retningene, har varmebehandlingen ført til at effekten av printeretning er mindre fremtredende. De klare avgrensede forskjellene som kunne ses for de ikke-varmebehandlede prøvestykkene, har etter varmebehandling glidd mer over i hverandre. Det ser ut til at forskjellene i de mekaniske egenskapene har blitt mindre tydelige mellom hver printeretning. Dette gjelder spesielt for strekkfasthet og flytegrense, og i mindre grad for forlengelse, der prøvestykkene printet i 90° har en noe lavere forlengelse enn 0° og 45°. Denne reduserte forskjellen for de ulike printeretningene kan også skyldes en mer homogen masse grunnet utviskingen av sveisegrensene og fordelingen av silisiumspartiklene. Det kan derfor se ut til at varmebehandling har en form for nøytraliserende effekt på retningen prøvestykkene er printet i.

Det ses også en korrelasjon mellom duktilitet og hardhet, der de varmebehandlede prøvestykkene får en større forlengelse samtidig som hardheten blir betydelig redusert og nær halvert.

8.3 Påvirkning av ulik diameter

Ut fra resultatene er det vanskelig å se en klar sammenheng mellom variasjon i diameter og mekaniske egenskaper. Ved å først ta hensyn til prøvestykkene printet i 90° er overflateruhet en naturlig faktor å diskutere. For denne printeretningen er det ingen støttestruktur og derfor fjernes en mulig feilkilde knyttet til støttestrukturens påvirkning på de mekaniske egenskapene. Det kan derfor gi et mer realistisk resultat sammenlignet med printeretninger som krever støttestruktur. Det er likevel en overflateruhet knyttet til printeprosessen. Ved minkende diameter vil overflateruheten utgjøre en større andel av tverrsnittsarealet til prøvestykket, med tanke på at overflateruheten er konstant uavhengig av diameter. Det kan derfor være et punkt der overflateruheten går over i å spille en så stor rolle at strekkfastheten reduseres markant. Dette kan ses ved at prøvestykkene med diameter på henholdsvis 6 mm, 5 mm og 4 mm har relativt lik strekkfasthet, mens det ses et klart dropp i strekkfasthet i prøvestykkene med diameter 2,5 mm. For å få en bedre forståelse av dette fenomenet kunne det vært praktisk å teste prøvestykker med diameter i intervallet 1-3 mm. Prøvestykkene printet i 90 grader gir et bedre grunnlag for konklusjon, da en mulig feilkilde knyttet til støttestrukturens påvirkning på de mekaniske egenskapene ikke er tilstedeværende. På bakgrunn av denne printeretningen er det en markant nedgang i strekkfasthet når diameteren er 2,5 mm.

Når det gjelder prøvestykkene printet i 0° , er det naturlig å diskutere støttestrukturens påvirkning på de mekaniske egenskapene. Årsaken til at strekkfasthet for prøvestykkene med diameter 2,5 mm gir høyest resultat ved 0° , kan være at små rester etter støttestrukturen blir liggende igjen i det innsnevrede området. Det er feilkilder knyttet til fjerning av støttestrukturen på grunn av vanskeligheter i forbindelse med manuell klipping/knekking. Det må derfor ta hensyn til at resultatene muligens ikke gjenspeiler den faktiske strekkfastheten til prøvestykkene i de minste diameterne. For både 0° og 90° kan det også ses en viss sammenheng for flytegrensen, ved at en større diameter gir en høyere spenning.

En annen årsak til de ulike resultatene for prøvestykkene med den minste diameteren kan være at strekkmaskinen gir en aksiell trykkraft under innspenning. For de minste prøvestykkene ble det observert en viss knekking (*buckling*) i det innsnevrede området, grunnet denne kraften.

8.4 Mikrostruktur

I prøvestykkene skjer det en prosess på mikrostrukturnivå gjennom lokal smelting og hurtig størkning på grunn av SLM-prosessen knyttet til laserens effekt. I tillegg skjer det en ytterligere prosess for de varmebehandlede prøvestykkene på grunn av den spenningsavlastende syklusen. Fra Figur 7.15a) ses det fine α -Al-partikler omringet av fine eutektiske Si-partikler. Dette er en mikrostruktur som er typisk for SLM-produserte deler. I Figur 7.15b) ses det hvordan mikrostrukturen for de varmebehandlede prøvestykkene endres ved at nettverket av silisium brytes, og dermed dannes det grovere og mer separate Si-partikler. Denne endringen i mikrostruktur kan virke som en stor årsak til at duktiliteten økes, men samtidig også årsak til reduksjon i flytegrense og strekkfasthet. Varmebehandlingen er en av faktorene som kan endre antallet og plasseringen av dislokasjoner og hvordan de beveger seg, og på den måten påvirke duktiliteten til materialet.

9 Konklusjon

Hvordan vil de mekaniske egenskapene (styrke, duktilitet og hardhet) til AISi10Mg påvirkes av selektiv lasersmelting, og i hvilken grad varierer disse?

Følgende underspørsmål er inkludert:

- Hvordan varierer de mekaniske egenskapene med printeretning?
- På hvilken måte påvirkes de mekaniske egenskapene av overflateruhet og maskinering?
- Hvilken effekt har varmebehandling på de mekaniske egenskapene, og hvordan endres mikrostrukturen som følge av dette?
- Ses det en endring av de mekaniske egenskapene ved variasjon av diameteren på godset?

For å besvare forskerspørsmålet er det konkludert med følgende:

- Strekkfasthet, flytegrense og hardhet har i liten grad blitt påvirket av printeretningen på prøvestykkene. Dette gjelder både for de umaskinerte og de maskinerte prøvestykkene. Prøvestykkene som er printet i 0° skiller seg imidlertid noe ut med høyere resultater enn de øvrige printeretningene, da strekkraft og inntrykk for hardhet virker parallelt med printelagene. Dette henger hovedsakelig sammen med anisotropi. Forlengelse er den mekaniske egenskapen som har blitt mest påvirket av printeretning. Også her er det 0° som skiller seg ut med høyere resultater.
- Det er en økning i strekkfasthet, flytegrense og forlengelse ved maskinering. Dette henger sammen med overflateruhet/effektivt tverrsnittsareal og porøsitet på overflaten. Den største endringen i resultatene ses for prøvestykkene printet i 0° og 45°, da det er disse printeretningene som har fått de største fysiske forandringene ved maskinell overflatebehandling.
- Varmebehandling har ført til en signifikant endring i de mekaniske egenskapene. Strekkfasthet, flytegrense og hardhet har blitt tilnærmet halvert, og forlengelse har økt to til tre ganger sammenlignet med prøvestykkene som ikke har blitt varmehandlet. Printen danner et fint nettverk av silisium som omkranser aluminiumsmatrisen. Dette nettverket blir oppløst av varmebehandlingen, og silisiumspartiklene blir grovere og spredt utover matrisen, som gir et mer homogent materiale og økt duktilitet.
- Ulike diameterer har vist seg å ha lite påvirkning på de mekaniske egenskapene. Det ses derimot en liten reduksjon i styrken for prøvestykkene med minst diameter. Dette kommer av at overflateruheten spiller en større rolle for de minste prøvestykkene, fordi den utgjør en større andel av tverrsnittsarealet. Basert på resultatene er det likevel vanskelig å konkludere. Dette er på grunn av for lite data knyttet til et for lite utvalg av diameterer som har blitt testet.

10 Anbefalinger

- Det kan være fordelaktig å se på variasjoner i mekaniske egenskaper for samme type prøvestykker som er printet i separate printerunder/printeprosesser (batch-variasjon). Dette er for å se etter pålitelighet samt nøyaktighet i printeprosessen.
- Flere varmebehandlinger bør studeres da variasjon i temperatur og tid kan ha innvirkninger på de mekaniske egenskapene.
- Sammenhengen mellom redusert diameter og redusert styrke på grunn av overflateruhet bør undersøkes ytterligere.

11 Referanser

- [1] *3d printing history*. Hentet fra: <http://www.avplastics.co.uk/3d-printing-history>. Lastet ned: 6.02.2020.
- [2] A. Su og S. J. Al'Aref, "Chapter 1 - history of 3d printing," i *3d printing applications in cardiovascular medicine*, S. J. Al'Aref, B. Mosadegh, S. Dunham og J. K. Min, red. Boston: Academic Press, 2018, s. 1-10.
- [3] 2018. *Process development for selective laser melting*. Hentet fra: https://www.ilt.fraunhofer.de/content/dam/ilt/en/documents/product_and_services/laser_material_processing/B_Process_Development_for_SLM.pdf. Lastet ned: 06.02.2020.
- [4] D. Delgado Camacho *et al.*, "Applications of additive manufacturing in the construction industry – a forward-looking review," *Automation in Construction*, vol. 89, s. 110-119, 2018/05/01/ 2018.
- [5] A. Paolini, S. Kollmannsberger og E. Rank, "Additive manufacturing in construction: A review on processes, applications, and digital planning methods," *Additive Manufacturing*, vol. 30, s. 100894, 2019/12/01/ 2019.
- [6] S. Sun, M. Brandt og M. Easton, "2 - powder bed fusion processes: An overview," i *Laser additive manufacturing*, M. Brandt, red.: Woodhead Publishing, 2017, s. 55-77.
- [7] M. Leary, T. Maconachie, A. Sarker, O. Faruque og M. Brandt, "Mechanical and thermal characterisation of als10mg slm block support structures," *Materials & Design*, vol. 183, s. 108138, 2019/12/05/ 2019.
- [8] S. Kumar, "10.05 - selective laser sintering/melting," i *Comprehensive materials processing*, S. Hashmi, G. F. Batalha, C. J. Van Tyne og B. Yilbas, red. Oxford: Elsevier, 2014, s. 93-134.
- [9] R. Singh *et al.*, "Powder bed fusion process in additive manufacturing: An overview," *Materials Today: Proceedings*, 2020/03/12/ 2020.
- [10] E. Brandl, U. Heckenberger, V. Holzinger og D. Buchbinder, "Additive manufactured als10mg samples using selective laser melting (slm): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior," *Materials & Design*, vol. 34, s. 159-169, 02/01 2012.
- [11] E. Brandl, F. Palm, V. Michailov, B. Viehweger og C. Leyens, "Mechanical properties of additive manufactured titanium (ti-6al-4v) blocks deposited by a solid-state laser and wire," *Materials & Design - MATER DESIGN*, vol. 32, s. 4665-4675, 12/01 2011.
- [12] E. O. Olakanmi, R. F. Cochrane og K. W. Dalgarno, "A review on selective laser sintering/melting (sls/slm) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties," *Progress in Materials Science*, vol. 74, s. 401-477, 2015/10/01/ 2015.
- [13] T. B. Sercombe, L. C. Zhang, S. Li og Y. Hao, "3.6 - additive manufacturing of cp-ti, ti-6al-4v and ti2448," i *Titanium in medical and dental applications*, F. H. Froes og M. Qian, red.: Woodhead Publishing, 2018, s. 303-324.
- [14] C. Y. Yap *et al.*, "Review of selective laser melting: Materials and applications," *Applied Physics Reviews*, vol. 2, s. 041101, 12/01 2015.
- [15] R. K. Enneti, R. Morgan og S. V. Atre, "Effect of process parameters on the selective laser melting (slm) of tungsten," *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, vol. 71, s. 315-319, 2018/02/01/ 2018.
- [16] O. Cakir, "Study of etch rate and surface roughness in chemical etching of stainless steel," *Key Engineering Materials - KEY ENG MAT*, vol. 364-366, s. 837-842, 01/01 2008.
- [17] T. Yu, H. Hyer, Y. Sohn, Y. Bai og D. Wu, "Structure-property relationship in high strength and lightweight als10mg microlattices fabricated by selective laser melting," *Materials & Design*, vol. 182, s. 108062, 2019/11/15/ 2019.

- [18] P. Rometsch, Q. Jia, K. V. Yang og X. Wu, "14 - aluminum alloys for selective laser melting – towards improved performance," i *Additive manufacturing for the aerospace industry*, F. Froes og R. Boyer, red.: Elsevier, 2019, s. 301-325.
- [19] D. G. Eskin, Katgerman, L., "Thermal contraction during solidification of aluminium alloys," vol. 519–521, 2006.
- [20] F. H. S. A.M. Mohamed *A review on the heat treatment of al-si-cu/mg casting alloys*. IntechOpen, 2012.
- [21] A. Hadadzadeh, B. S. Amirkhiz og M. Mohammadi, "Contribution of mg₂si precipitates to the strength of direct metal laser sintered als₁₀mg," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 739, s. 295-300, 2019/01/02/ 2019.
- [22] C. Zhang, H. Zhu, Y. Qi og X. Zeng, "The effect of annealing on microstructure and mechanical properties of selective laser melting als₁₀mg," *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, vol. 538, s. 012023, 06/04 2019.
- [23] Z. Ahmad, *Recent trends in processing and degradation of aluminium alloys*. 2011.
- [24] *Material data sheet, al-alloy als₁₀mg*. Hentet fra: https://www.slm-solutions.com/fileadmin/user_upload/MDS_Al-Alloy_ALSi10Mg_0619.pdf. Lastet ned: 12.02.2020.
- [25] 2014. *Material data sheet, eos aluminium als₁₀mg*. Hentet fra: https://gpiprototype.com/pdf/EOS_Aluminium_ALSi10Mg_en.pdf. Lastet ned: 27.02.2020.
- [26] Z. Yuqi *et al.*, "Anisotropy of microstructure and tensile properties of als₁₀mg formed by selective laser melting," vol. 45, nr. 7, 2018.
- [27] H. Fjellvåg. 2018. *Anisotropi*. Hentet fra: <https://snl.no/anisotropi>. Lastet ned: 17.04.2020.
- [28] L. Mæhlum. 2018. *Isotropi*. Hentet fra: <https://snl.no/isotropi>. Lastet ned: 17.04.2020.
- [29] W. D. Callister og D. G. Rethwisch, *Materials science and engineering : An introduction*. 2014.
- [30] D. Manfredi, F. Calignano, M. Krishnan, R. Canali, P. E. Ambrosio og E. Atzeni, "From powders to dense metal parts: Characterization of a commercial als₁₀mg alloy processed through direct metal laser sintering," *Materials*, vol. 6, nr. 3, 2013.
- [31] A. Sarentica, "Conventional heat treatment of additively manufactured als₁₀mg," 2019.
- [32] W. Sames, F. List, S. Pannala, R. Dehoff og S. Babu, "The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing," *International Materials Reviews*, vol. 61, s. 1-46, 03/07 2016.
- [33] I. Keiji, S. Ohkawa, M. Uo, T. Akasaka og F. Watari, "Laser welding of titanium and dental precious alloys," *Materials Transactions - MATER TRANS*, vol. 45, s. 1140-1146, 04/01 2004.
- [34] P. Heintl, L. Müller, C. Körner, R. F. Singer og F. A. Müller, "Cellular ti–6al–4v structures with interconnected macro porosity for bone implants fabricated by selective electron beam melting," *Acta Biomaterialia*, vol. 4, nr. 5, s. 1536-1544, 2008/09/01/ 2008.
- [35] S. Biamino *et al.*, "Electron beam melting of ti–48al–2cr–2nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation," *Intermetallics*, vol. 19, nr. 6, s. 776-781, 2011/06/01/ 2011.
- [36] B. Ferrar, L. Mullen, E. Jones, R. Stamp og C. J. Sutcliffe, "Gas flow effects on selective laser melting (slm) manufacturing performance," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, nr. 2, s. 355-364, 2012/02/01/ 2012.
- [37] S. Leuders *et al.*, "On the mechanical behaviour of titanium alloy tial₆v₄ manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance," *International Journal of Fatigue*, vol. 48, s. 300-307, 2013/03/01/ 2013.
- [38] X. Zhao *et al.*, "Comparison of the microstructures and mechanical properties of ti–6al–4v fabricated by selective laser melting and electron beam melting," *Materials & Design*, vol. 95, s. 21-31, 2016/04/05/ 2016.
- [39] X. Wang og K. Chou, *Residual stress in metal parts produced by powder-bed additive manufacturing processes*. 2015.

- [40] L. Thijs, K. Kempen, J.-P. Kruth og J. Van Humbeeck, "Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed als10mg powder," *Acta Materialia*, vol. 61, nr. 5, s. 1809-1819, 2013/03/01/ 2013.
- [41] L. Thijs, M. L. Montero Sistiaga, R. Wauthle, Q. Xie, J.-P. Kruth og J. Van Humbeeck, "Strong morphological and crystallographic texture and resulting yield strength anisotropy in selective laser melted tantalum," *Acta Materialia*, vol. 61, nr. 12, s. 4657-4668, 2013/07/01/ 2013.
- [42] P. Kobryn og S. Semiatin, "Mechanical properties of laser-deposited ti-6al-4v," *Solid Freeform Fabrication Proceedings*, 01/01 2001.
- [43] A. Spierings, M. Voegtlin, T. Bauer og K. Wegener, "Powder flowability characterisation methodology for powder-bed-based metal additive manufacturing," *Progress in Additive Manufacturing*, 07/23 2015.
- [44] G. Egger, P. Gygax, R. Glardon og N. Karapatis, "Optimization of powder layer density in selective laser sintering," 01/01 1999.
- [45] B. E. Carroll, T. A. Palmer og A. M. Beese, "Anisotropic tensile behavior of ti-6al-4v components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing," *Acta Materialia*, vol. 87, s. 309-320, 2015/04/01/ 2015.
- [46] R. Dehoff *et al.*, "Site specific control of crystallographic grain orientation through electron beam additive manufacturing," *Materials Science and Technology*, vol. 31, s. 1743284714Y.000, 01/29 2014.
- [47] O. Lohne. 2019. *Flytgrense*. Hentet fra: <https://snl.no/flytegrense>.
- [48] S. E. Hughes, "Chapter 4 - materials and their weldability," i *A quick guide to welding and weld inspection*, S. E. Hughes, red.: Woodhead Publishing, 2009, s. 36-48.
- [49] O. Lohne. 2018. *Duktilitet*. Hentet fra: <https://snl.no/duktilitet>.
- [50] W. D. Callister og D. G. Rethwisch, *Materials science and engineering : An introduction*. 2014, s. 203-220.
- [51] D. J. B. D. Hull, "Introduction to dislocations," vol. 4th ed., 2001.
- [52] G. D. Mahan, "Crystal," *Encyclopædia Britannica, inc.*, 2019.
- [53] S. Pan, G.-P. Zheng, J. Qiao, X. Niu, W. Wang og J. Qin, "Bond-breaking analyses on the characteristics of flow defects in metallic glasses under plastic deformation," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 799, s. 450-461, 2019/08/30/ 2019.
- [54] *Metalliske materialer — strekkprøving — del 1: Metode for prøving ved romtemperatur (iso 6892-1:2019)*, 2019.
- [55] *Vickers hardness testing*. Hentet fra: <https://www.hardnesstesters.com/test-types/vickers-hardness-testing>. Lastet ned: 19.03.2020.
- [56] *Hardness testing basics*. Hentet fra: <https://www.hardnesstesters.com/test-types/hardness-testing-basics>. Lastet ned: 19.03.2020.
- [57] *Metalliske materialer - vickers-hardhetsmåling - del 1: Prøvningsmetode (iso 6507-1:2018)*, 2018.
- [58] "Material test certificate - als10mg," utg.: TEKNA ADVANCED MATERIALS INC, 2018.
- [59] *Slm 280*. Hentet fra: <https://slm-solutions.us/product/slm-280/#overview>. Lastet ned: 16.03.2020.
- [60] *Hardness testing with zwickroell*. Hentet fra: [https://www.zwickroell.com/-/media/files/sharepoint/vertriebsdoku br/15_303_hardness_testing_with_zwickroell fp en.pdf](https://www.zwickroell.com/-/media/files/sharepoint/vertriebsdoku_br/15_303_hardness_testing_with_zwickroell_fp_en.pdf). Lastet ned: 13.04.20.
- [61] *Jsm-7200f*. Hentet fra: <https://www.jeol.co.jp/en/products/detail/JSM-7200F.html?fbclid=IwAR3xftO7iFQWsvEF-bYCWVn9A1F0yjyqyZD6EHZU8z2wZrZrSHNRXYIfN8jk>. Lastet ned: 15.04.2020.
- [62] *Leica mef4 a/mef4 m widefield metallographs datasheet*. Hentet fra: https://www.upc.edu/sct/ca/documents equipament/d_129_id-513.pdf.

- [63] *Data sheet, als10mg-0403 powder for additive manufacturing*. Hentet fra: <https://www.renishaw.com/en/data-sheets-additive-manufacturing--17862>. Lastet ned: 27.02.2020.
- [64] *Grinding and polishing, mechanical preparation*. Hentet fra: <https://www.struers.com/en/Knowledge/Grinding-and-polishing#>. Lastet ned: 11.03.2020.
- [65] A. F. Ismail, K. C. Khulbe og T. Matsuura, "Chapter 3 - ro membrane characterization," i *Reverse osmosis*, A. F. Ismail, K. C. Khulbe og T. Matsuura, red.: Elsevier, 2019, s. 57-90.
- [66] D. Brabazon og A. Raffer, "Chapter 3 - advanced characterization techniques for nanostructures," i *Emerging nanotechnologies for manufacturing (second edition)*, W. Ahmed og M. J. Jackson, red. Boston: William Andrew Publishing, 2015, s. 53-85.

12 Vedlegg

Levert i egen mappe.

- A. Spennings-tøyningsdiagram, inkludert resultater fra styrke og forlengelse
- B. Resultater fra hardhetstesting
- C. Fremdriftsplan
- D. Møtoreferater
- E. A3-poster