

Silje Hitland Mo
Amalie Løkkeberg

Karakterisering av mikrostruktur og defekter i additivt tilvirket AlSi10Mg med varierende prosessparametere

Microstructural Characterization and Defect Analysis of Additive Manufactured AlSi10Mg with Varying Process Parameters

Bacheloroppgave i Materialteknologi
Veileder: Gerhard H. Olsen
Medveileder: Sandeep Singh Klair, Dr. Øyvind Frigaard
Mai 2024

Silje Hitland Mo
Amalie Løkkeberg

Karakterisering av mikrostruktur og defekter i additivt tilvirket AlSi10Mg med varierende prosessparametere

Microstructural Characterization and Defect Analysis
of Additive Manufactured AlSi10Mg with Varying
Process Parameters

Bacheloroppgave i Materialteknologi
Veileder: Gerhard H. Olsen
Medveileder: Sandeep Singh Klair, Dr. Øyvind Frigaard
Mai 2024

Norges teknisk-naturvitenskapelige universitet
Fakultet for naturvitenskap
Institutt for materialteknologi



Kunnskap for en bedre verden

Forord

Denne bacheloroppgaven presenterer den avsluttende rapporten for det 3-årige ingeniørstudiet innenfor materialteknologi ved NTNU i Trondheim. Oppgaven er gitt av Forsvarets forskningsinstitutt (FFI), og vi har utført arbeidet ved institutt for Materialteknologi (IMA), campus Kalvskinnet. Rapporten tar for seg kompleksiteten av additiv tilvirkning (AM), der vi har undersøkt sammenhengen mellom varierende prosessparametere og defektforekomst i additiv tilvirket AlSi10Mg.

Oppgaven har involvert både teoretisk innsikt og praktisk laboratoriearbeid. Dette har bidratt til å styrke forståelsen om additiv tilvirkning i forsvarsindustrien, i tillegg til kunnskap om fremtidsrettet utvikling innen AM-teknologi.

Vi vil rette en stor takk til alle som har bidratt med veiledning, diskusjoner og hjelp med vår bacheloroppgave. Først og fremst vil vi takke vår interne veileder hos NTNU; Gerhard H. Olsen, i tillegg til våre eksterne veiledere hos FFI; Sandeep Singh Klair og Dr. Øyvind Frigaard for tilbakemeldinger og god veiledning under hele prosjektet. Vi takker Sandeep Singh Klair for tilvirkning av prøver. Vi vil også takke våre laboratorieansvarlige ved campus Kalvskinnet; Andrey Kosinskiy og Hao Nguyen for veiledning og innspill ved laboratoriearbeid.

Silje Hitland Mo

Silje Hitland Mo

Amalie Løkkeberg

Amalie Løkkeberg

Trondheim

21.05.2024

Sammendrag

Denne oppgaven har undersøkt forekomsten av defekter i fem prøver av additivt tilvirket AlSi10Mg. Målet var å undersøke hvordan ulike parametere påvirker mikrostruktur og defekter i de ulike prøvene, samt å identifisere et kartleggingsplott som gir en nøyaktig beskrivelse av et optimalt prosessvindu og defektforekomst. Det viktigste resultatet var at porøsiteten påvirkes av laserhastighet når effekten ble holdt så og si konstant. Lav hastighet førte til forekomst av keyhole-porer, mens høy hastighet førte til forekomst av porer på grunn av manglende smelting mellom printelagene. Porøsitetsmålinger viste at fire av prøvene hadde en porøsitet mindre enn 0,5 %, mens den siste hadde en betydelig høyere porøsitet på 1,4 %. Smeltebadstørrelsen varierte med forskjellige prosessparametere, men ellers var mikrostrukturen uendret.

Effekt av spenningsgløding ble undersøkt, og førte til en nedgang i hardhet fra 120,4 HV til 105,2 HV. I tillegg ble det undersøkt en spesiallaget lasertest til oppgaven. Denne var laget med standardparametere, hvor én enkelt laservektor ble bygd lagvis oppover, med formål om å undersøke størrelse på smeltebad. Dette ga en bredde på $235,3 \pm 12,5 \mu\text{m}$ og en dybde på $116 \pm 18,8 \mu\text{m}$, som kan være realistiske mål på et smeltebad.

Videre arbeid inkluderer å undersøke nærmere hvordan lasereffekten påvirker, samt utforske flere variasjoner av prosessparametere. Forskjellen mellom to defektfrie prøver, printet med forskjellig hastighet og effekt, bør også undersøkes nærmere for å finne et mer nøyaktig estimat på grensen til prosessvinduet. Flere mekaniske tester bør også utføres for å undersøke sammenhengen mellom porøsitet, poreform og materialeegenskaper nærmere.

Abstract

This study has investigated the occurrence of defects in five samples of additive manufactured AlSi10Mg. The aim was to examine how various parameters affect the microstructure and defects in the different samples, as well as to identify a mapping plot that provides an accurate description of an optimal process window and defect occurrence. The main finding was the correlation between porosity and laser speed, under nearly constant power. Lower speeds resulted in keyhole pores, while higher speed led to the occurrence of pores due to insufficient melting between print layers. Porosity measurements showed that four of the samples had a porosity of less than 0.5 %, while the last one had a significantly higher porosity of 1.4 %. The melt pool size varied with different process parameters, but otherwise the microstructure remained unchanged.

The effect of heat treatment was investigated, resulting in a decrease in hardness from 120.4 HV to 105.2 HV. Additionally, a specially designed laser test was conducted for the task. This was made with standard parameters, where a single laser vector was built layer by layer upwards, with the purpose of examining the size of the melt pool. This gave a width of $235.3 \pm 12.5 \mu\text{m}$ and a depth of $116 \mu\text{m} \pm 18.8$, which could be realistic measures of a melt pool.

Further work includes closer examination of how laser power affects, as well as exploring more variations of process parameters. The difference between two defect-free samples, printed with different speed and power, should also be examined further to find a more accurate estimate of the process window limit. Several mechanical tests should also be conducted to examine the relationship between porosity, pore shape, and material properties more closely.

Figuroversikt

Figur 1: Skjematisert oppsett av stegene 1-5 fra CAD-modell til endelig produsert del (2)	1
Figur 2: Plott av sammenhengen mellom kostnad og kompleksitet for AM og tradisjonelle produksjonsprosesser (3)	2
Figur 3: Illustrasjon av et generelt plott for prosessvindu og defektdannelse i LPBF. Skannehastigheten er på x-aksen og lasereffekt er på y-aksen (9)	3
Figur 4: Seks ulike plott som viser sammenhengen mellom prosessparametere og defektdannelse, hvor x-aksen viser laserhastighet (mm/s) mens y-aksen viser lasereffekt (W). Disse plottene er hentet fra Simufact Additive Process & Defect Analysis, fra Simufact Additive 2024, Vedlegg 1	4
Figur 5: Illustrasjon av to printelag med hatch- og border parametere (11)	5
Figur 6: Flytskjema av en generell fremgangsmåte for å produsere metaller med AM (5)	6
Figur 7: Illustrasjon av de syv AM-prosessene (14)	7
Figur 8: Illustrasjon av LPBF-prosessen (5)	7
Figur 9: Illustrasjon av smeltebadsdannelse	8
Figur 10: Illustrasjon av byggeplaten ved additiv tilvirkning. Byggeretningen er illustrert med en pil, og laservektoren er beskrevet med en varierende vinkel på 67° (23)	9
Figur 11: Flytskjema av prosessparametere innenfor LPBF (15)	10
Figur 12: Illustrasjon av mulige defekter forårsaket av LPBF. Defekter er markert med rødt i figuren, mens defektfri er markert med grønt (28)	11
Figur 13: Mekanisme for dannelse av keyhole-porer (9)	12
Figur 14: Mekanisme for dannelse av LoF-defekter (9)	13
Figur 15: Mekanisme for balling (9)	13
Figur 16: Klassifisering av Al-legeringer fra AA-standarden (41)(39)	15
Figur 17: Fasediagram for Al-Si, med mikrostrukturbilder av undereutektisk, eutektisk og overeutektisk område (47). AlSi10Mg er markert ved 10 vekt% Si	16
Figur 18: a) Lysmikroskop (LM)-bilde av støpt AlSi10Mg (54). b) LM bilde av AM AlSi10Mg fra denne oppgaven. c) Dendrittisk struktur (55). d) Overlappende smeltebad (16)	18
Figur 19: Illustrasjon av AlSi10Mg sin mikrostrukturdannelse under LPBF-prosessen (47) (48)	19
Figur 20: Oppsett av lysmikroskop for metaller (61)	20
Figur 21: Illustrasjon av oppsettet til SEM (60)	21
Figur 22: Illustrasjon av prinsippene bak Vickers hardhetsmåling. a) viser hvordan diamantspissen lager et inntrykk i prøven, b) viser inntrykket sett ovenfra (68)	22
Figur 23: LPBF-produsert kube av AlSi10Mg med en størrelse på 1 cm^3	24
Figur 24: Illustrasjon av en prøve delt i to på tvers av printeretningen (71)	24
Figur 25: Bilde av en prøve før og etter innstøping med epoxy. Prøven etter innstøping har en diameter på 2,5 cm	25
Figur 26: Metallografisk poleringsmaskin brukt til å polere alle prøvene automatisk	26
Figur 27: Eksempelbilde tatt i LM før og etter etsing	27
Figur 28: Innstøpt prøve etter belegging med gull og påføring av kobberteip	27

Figur 29: a) Diamantspissen til apparatet som presser mot en prøve. b) Inntrykkene på prøve D observert i LM	28
Figur 30: Eksempel fra prosessen i programvaren MIPAR ved detektering av porer pr. Bilde (72)	29
Figur 31: Lasertest med 3 laservektorer i midten og yttervegger rundt	29
Figur 32: Bilde av lasertesten før og etter innstøping med epoxy. Diameter på prøveoverflaten er 2,5 cm	30
Figur 33: a) LM-bilde med X20 av LoF-porer i prøve A. b) LM-bilde med X20 av mulig keyhole-pore i prøve A	31
Figur 34: LM-bilde med X100 av LoF, keyhole- og gassporer i prøve A	31
Figur 35: LM-bilder med X20 og X100 av keyhole og spatter i prøve B	32
Figur 36: a) LM-bilde med X50 av en uregelmessig LoF-pore i prøve B. b) LM-bilde med X50 av usmeltet pulver LoF defekt i prøve B	32
Figur 37: a) LM-bilde med X100 av mulig balling i prøve B. b) LM-bilde med X100 av mulig spatter i prøve B	33
Figur 38: a) LM-bilde 1 med X20 av masse usmeltet pulver. b) LM-bilde 1 med X100 av masse usmeltet pulver. c) LM-bilde 2 med X20 av usmeltet pulver og stor pore. d) LM-bilde 2 med X00 av usmeltet pulver og stor pore. Forskjellig farge på bildene kommer fra etsingen.	33
Figur 39: a) LM-bilde med X50 av usmeltet pulver med stor pore rundt i prøve C. b) LM-bilde med X50 av usmeltet pulver med smeltet metall rundt i prøve C	34
Figur 40: Bilde a) viser spot målinger fra SEM-EDS. Målingene i 001 og 002 er tatt i pulverpartiklene, og siste måling 004 er tatt utenfor poren. b), c) og d) viser kjemisk analyse fra SEM-EDS. Den største toppen på alle målingene er aluminium og toppen lengst til høyre viser gull fra prøveprepareringen.	34
Figur 41: SEM BSE -bilde av pulverpartikler med mål på diameter i μm	35
Figur 42: SEM BSE-bilde av mikrostrukturen til pulveret	35
Figur 43: Bilde av samme pore i prøve C med LM og SEM	36
Figur 44: Bilde av to ulike steder av prøve C der det ble observert spatter, tatt i LM med X20	36
Figur 45: LM-bilder med X20 og X100 av mulig balling i prøve D	37
Figur 46: Bilder tatt to ulike steder i D prøven der det observeres små porer, tatt i LM med X50	37
Figur 47: Bildet tatt i LM med X50 av mulig LoF i prøve D	37
Figur 48: a) Makroskopisk bilde av prøve C med tydelige porer. b) Makroskopisk bilde av prøve D med lite porer.	38
Figur 49: Bilder tatt i LM med X2.5 som viser en oversikt over den generelle porøsiteten til hver av prøvene sammenlignet med hverandre	38
Figur 50: Porøsitetsmålinger av 2 sett per prøve vist i et stolpediagram der x-aksen viser prøvenummer og y-aksen viser porøsitet i prosent (%). Det er i tillegg satt inn standardavviket av hver måling	39
Figur 51: LM-bilder med X20 og X100 av smeltebad og mikrostruktur i prøve A	40
Figur 52: LM-bilder med X20 og X100 av smeltebad og mikrostruktur i prøve B	40
Figur 53: LM-bilder med X20 og X100 av smeltebad og mikrostruktur i prøve C	40
Figur 54: LM-bilder med X20 og X100 av smeltebad og mikrostruktur i prøve D	41
Figur 55: LM-bilder med X20 og X100 av smeltebad og mikrostruktur i prøve E	41

Figur 56: Hardhetsmålinger av 2 sett per prøve vist i stolpediagram med standardavvik for hver måling.	
Vedlegg 2	42
Figur 57: LM-bilde med X2.5 av lasertesten	42
Figur 58: Tre målinger av bredde og dybde på smeltebad i lasertesten i μm	43
Figur 59: Målt bredde i μm 5 ulike steder på ytterveggen	43
Figur 60: Kartleggingsplott for forekomsten av defekter med forskjellig laserhastighet og effekt, med en laserdiameter på 0,08mm og effektivitet på 30 %	49

Tabelloversikt

Tabell 1: Kjemisk sammensetning av AlSi10Mg, Fra FFI (66).....	23
Tabell 2: Prosessparametere gitt fra FFI (66).....	23
Tabell 3: Prosedyre for spenningsgløding, hentet fra FFI (66)	24
Tabell 4: Prosedyre for sliping og polering.....	26
Tabell 5: Kjemisk analyse fra SEM-EDS i wt%	35
Tabell 6: Resultat av størrelse på smeltebadene.....	43
Tabell 7: 5 mål på bredden til ytterveggen i lasertesten, i tillegg til avvik fra bredden på bunnen på 952 μm	44

Symbolforklaring

FFI	Forsvarets forskningsinstitutt	VED	Volumetrisk energitetthet
AM	Additive Manufacturing	P	Laserkraft
CAD	Computer Aided Design	v	Printehastighet
ME	Material Extrusion	h	Hatch
BJT	Binder Jetting	t	Lagtykkelse
PBF	Powder Bed Fusion	LoF	Lack of Fusion
DED	Direct Energy Deposition	AA	Aluminum Association
MJT	Material Jetting	SEM	Scanning Electron Microscope
SHL	Sheet Lamination	SE	Sekundærelektroner
VPP	Vat Photopolymerization	BSE	Tilbakespredte elektroner (Backscattered Electrons)
LPBF	Laser Powder Bed Fusion	EDS	Energidispersiv detektor
SLM	Selective Laser Melting	HV	Hardhet Vickers
HAZ	Varmepåvirket sone (Heat Affected Zone)	FMP	Fine Melt Pool
LED	Lineær energitetthet	CMP	Coarse Melt Pool

Innholdsfortegnelse

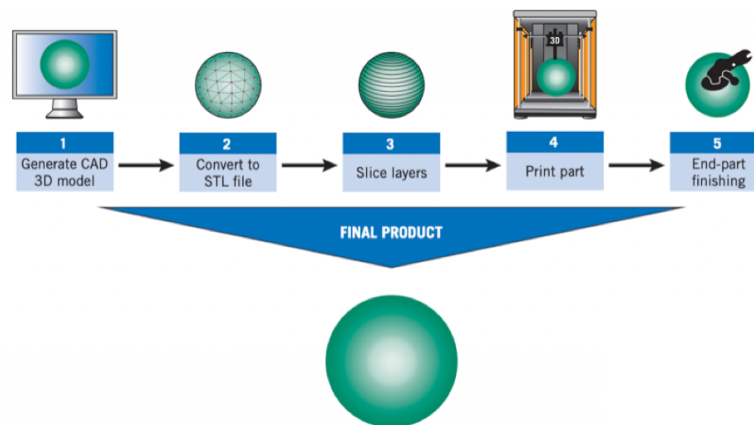
<u>Forord</u>	<u>i</u>	
<u>Sammendrag</u>	<u>ii</u>	
<u>Abstract</u>	<u>iii</u>	
<u>Figuroversikt</u>	<u>iv</u>	
<u>Tabelloversikt</u>	<u>vii</u>	
<u>Symbolforklaring</u>	<u>viii</u>	
<u>Innholdsfortegnelse</u>	<u>ix</u>	
<u>1</u>	<u>INTRODUKSJON</u>	<u>1</u>
1.1	Bakgrunn og motivasjon for oppgaven	1
1.2	Formålet med oppgaven	4
<u>2</u>	<u>TEORI</u>	<u>5</u>
2.1	Additiv tilvirkning	5
2.1.1	Additiv tilvirkning av metaller	5
2.1.2	Laser Powder Bed Fusion	7
2.1.3	Smeltebad	8
2.1.4	Prosessparametere og prosessvindu	10
2.1.5	Defekter	11
2.2	Aluminium	14
2.2.1	Aluminiumlegeringer og deres egenskaper	14
2.2.2	AlSi10Mg	15
2.2.3	Spenningsgløding	17
2.2.4	Additivt tilvirket sammenliknet med støpt	17
2.3	Undersøkelsesteknikker	20
2.3.1	Lysmikroskop	20
2.3.2	SEM - Skanningelektronmikroskop	21
2.3.3	Vickers hardhet	22
<u>3</u>	<u>EKSPERIMENTELT</u>	<u>23</u>
3.1	Prosedyre fra FFI	23
3.2	Prøvepreparering	24
3.2.1	Kutting og innstøpning	24
3.2.2	Sliping og polering	25
3.2.3	Etsing	27
3.2.4	Prøvepreparering for SEM	27

3.3	Undersøkelsesteknikker	28
3.3.1	Lysmikroskop	28
3.3.2	SEM	28
3.3.3	Hardhetstesting	28
3.3.4	Metode for å kartlegge porer	29
3.4	Lasertest	29
<u>4</u>	<u>RESULTATER</u>	<u>31</u>
4.1	Observerte defekter	31
4.1.1	Prøve A med 800 mm/s og 400 W	31
4.1.2	Prøve B med 2000 mm/s og 400 W	32
4.1.3	Prøve C med 3000 mm/s og 400 W	33
4.1.4	Prøve D med 1335 mm/s og 370 W	36
4.2	Porøsitet	38
4.3	Mikrostruktur	39
4.4	Hardhet	42
4.5	Lasertest	42
<u>5</u>	<u>DISKUSJON</u>	<u>45</u>
5.1	Sammenheng mellom mikrostrukturdannelse, forekomst av defekter og prosessparametere	45
5.2	Effekt av spenningsgløding	49
5.3	Laservektor og yttervegg	50
<u>6</u>	<u>KONKLUSJON</u>	<u>52</u>
	<u>REFERANSER</u>	<u>53</u>
	<u>VEDLEGG</u>	<u>59</u>
	Vedlegg 1 Kartleggingsplott	59
	Vedlegg 2 Hardhetsmålinger	60
	Vedlegg 3 Porøsitetsmålinger	62
	Vedlegg 4 Risikovurdering	64

1 Introduksjon

1.1 Bakgrunn og motivasjon for oppgaven

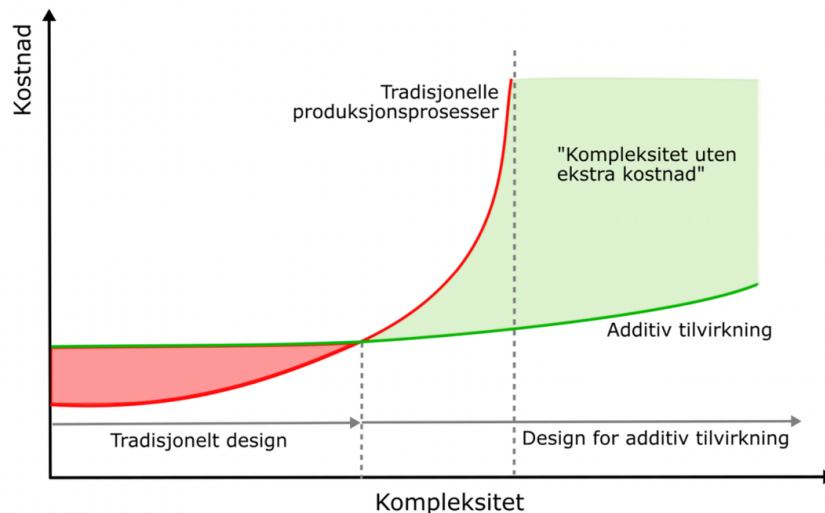
Additiv tilvirkning (AM), populært kalt 3D-printing, har sin opprinnelse tilbake til tidlig på 1900-tallet da ideen om å lage 3D-objekter lag for lag begynte å ta form. Gjennom flere tiår med forskning og utvikling særlig på 60- og 80-tallet ble konseptet stadig mer konkretisert. Den første kommersielle AM-maskinen, SLA-1, ble introdusert i 1987 av 3D Systems, og dette markerte begynnelsen på moderne AM-teknologi. Det har siden utviklet seg til den avanserte produksjonsteknologien vi bruker i dag (1). I løpet av de siste årene har materialindustrien opplevd en revolusjon ved å ta i bruk 3D-utskrift. Additiv betyr at et objekt blir skapt ved å legge til materiale gradvis, ofte lag på lag fra et datagenerert design. På engelsk kalles dette computer aided design, som forkortes til en CAD-modell (2). Dette er vist i Figur 1.



Figur 1: Skjematisk oppsett av stegene 1-5 fra CAD-modell til endelig produsert del (2)

Grunnprinsippet er at et produkt fremstilles ved å tilføye et nytt lag med materiale, til allerede tilføyd materiale. Dette medfører at materialegenskapene til produktet vil avhenge av maskininstillinger og prosessmiljø. Denne prosessen kan beskrives som en materialtilføyende prosess, der materialet tilføres gradvis for å oppnå ønsket geometri og egenskaper. En slik materialtilføyende prosess står i motsetning til materialavvikende prosesser som maskinering. I en materialavvikende prosess er det ønskelig å fjerne minst mulig materiale, mens i en materialtilføyende prosess er det mest effektivt å tilføye minst mulig. Ved å kun tilføre materiale der det er nødvendig, reduseres materialforbruket og tiden. Denne grunnleggende forskjellen fører til at de ulike metodene egner seg til ulike produkter.

De additive tilvirkningsprosessene vil ikke konkurrere ut og erstatte de konvensjonelle, men de tilbyr helt nye muligheter for produktutvikling og produksjon. Når man benytter en additiv prosess, er produksjonskostnadene stort sett de samme for komplekse og enkle geometrier. Noen kaller dette «kostnadsfri kompleksitet», som illustrert i Figur 2 nedenfor. Dette gjør at AM gir færre begrensninger på geometrien og øker muligheten for optimalisering av produkters funksjonelle egenskaper (3,4).



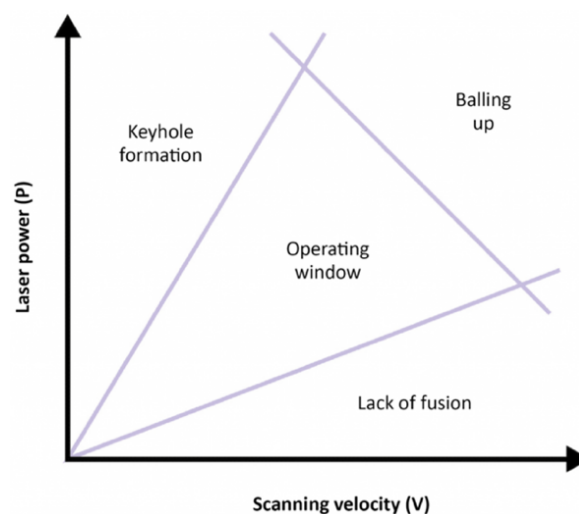
Figur 2: Plott av sammenhengen mellom kostnad og kompleksitet for AM og tradisjonelle produksjonsprosesser (3)

I dag kan moderne AM-teknologier brukes til å produsere produkter fra ulike materialer som metaller, keramer, polymerer og kompositter. Med betydelige fremskritt innen materialteknologi, maskin- og programvareutvikling har denne teknologien utviklet seg og blitt stadig mer avansert. Samtidig har denne teknologien behov for forbedringer med identifiserte utfordringer som svakere duktilitet på metallproduserte deler og redusert holdbarhet over tid. Disse problemene skyldes ofte små avvik som restspenning, overflateruhet og porøsitet som oppstår på grunn av komplekse termiske påkjenninger under fremstillingen. Til tross for framgangen som er gjort, gjenstår det fullstendig forståelse av sammenhengen mellom prosessen, materialstrukturen og produktets egenskaper. Dette er noe som kontinuerlig undersøkes for å forbedre kvaliteten på additiv produksjon (5). AM har potensial til å muliggjøre produksjon av helt nye produkter med betydelig forbedret ytelse i forhold til dagens standarder (4).

Bruk av additiv tilvirkning i forsvarsindustrien kan forenkle produksjonen av komplekse deler og spesialtilpasset utstyr.

AM muliggjør også produksjon av deler til eldre systemer som ikke lenger er i produksjon, samt muligheten for feltproduksjon av reservedeler under pågående operasjoner. Deler produsert med AM er ofte både raskere og rimeligere å produsere. Forsvaret kan dra nytte av denne teknologien for å forbedre logistikk-løsninger, redusere belastningen på forsyningslinjer, samt øke operasjonell og taktisk fleksibilitet. Dette vil føre til økt effektivitet og styrket beredskap i forsvaret. Utviklingen av AM-teknologi kan også ha betydelige innvirkninger på den politiske, militære, sosiale og økonomiske konteksten. Dette kan påvirke hvordan det norske forsvaret gjennomfører militære operasjoner i fremtiden. Med tanke på det brede spekteret av avanserte materialer, lange utviklingstider og komplekse produkter i forsvarsindustrien, er det tydelig at additiv tilvirkning er en teknologi som kan gi betydelige fordeler (6).

Den største utfordringen med AM for øyeblikket er å forstå forholdet mellom prosessparametere og egenskaper til ferdigproduserte deler. Variasjon i egenskaper og defektdannelse, spesielt for metalliske deler, er svært høy på grunn av komplekse termiske sykluser. For at forsvaret kan dra nytte av denne teknologien er det svært viktig å forstå hvordan defekter oppstår og hvordan man kan unngå disse (7,8). Det er mulig å undersøke denne sammenhengen mellom prosessparametere og defektdannelse i et plott som viser et gunstig prosessvindu og kan forutsi ved hvilke prosessparametere defekter vil oppstå. Imidlertid er slike plott ofte preget av stor usikkerhet. Små justeringer i prosessparametere kan føre til betydelige endringer i plottet, og dermed skape mye usikkerhet. Figur 3 nedenfor viser et kvalitativt eksempel på et prosessvindu og sammenhengen mellom laserhastighet og effekt. For et gitt oppsett vil det være tall på grensene i plottet.

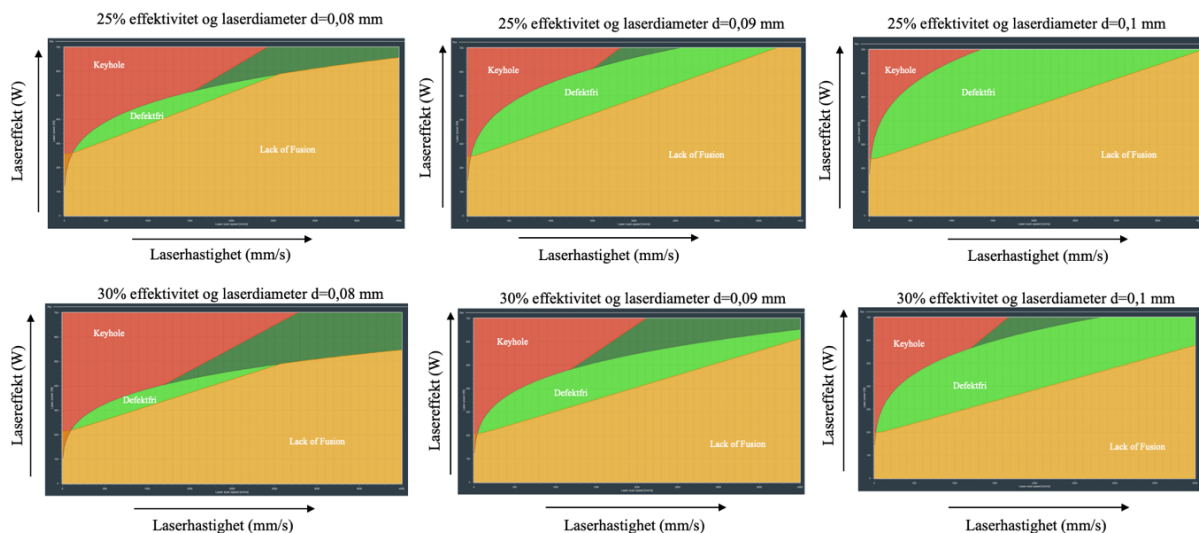


Figur 3: Illustrasjon av et generelt plott for prosessvindu og defektdannelse i LPBF. Skannehastigheten er på x-aksen og lasereffekt er på y-aksen (9)

1.2 Formålet med oppgaven

Opggaven går ut på å analysere fem forskjellige prøver av additivt tilvirket AlSi10Mg. Disse er produsert med Laser Powder Bed Fusion (LPBF), hvor laserens effekt og hastighet varierer. Målet er å undersøke hvordan laserhastighet og effekt påvirker mikrostruktur og defekter i prøvene. Defektdannelse kan modelleres basert på ulike parametere. I denne oppgaven er det seks potensielle plott som beskriver forekomsten av defekter i AlSi10Mg ved forskjellige laserhastigheter og effekter. Disse er vist i Figur 4 og Vedlegg 1. Målet er å finne det kartleggingsplottet som gir den mest nøyaktige beskrivelsen av et optimalt prosessvindu og defektforekomst.

Videre skal effekten av spenningsgløding undersøkes ved å sammenligne to prøver som er produsert med samme parametere, hvor den ene ikke har gjennomgått spenningsgløding. I tillegg til dette skal en spesiallaget lasertest undersøkes. Formålet med denne lasertesten er å få et realistisk mål på smeltebadsstørrelsen til en enkelt laservektor. Arbeidet i denne oppgaven vil omfatte litteratursøk og laboratoriearbeid, og til slutt sammenligne laboratorieresultater med de ulike plottene samt teori.



Figur 4: Seks ulike plott som viser sammenhengen mellom prosessparametere og defektdannelse, hvor x-aksen viser laserhastighet (mm/s) mens y-aksen viser lasereffekt (W). Disse plottene er hentet fra Simufact Additive Process & Defect Analysis, fra Simufact Additive 2024, Vedlegg 1

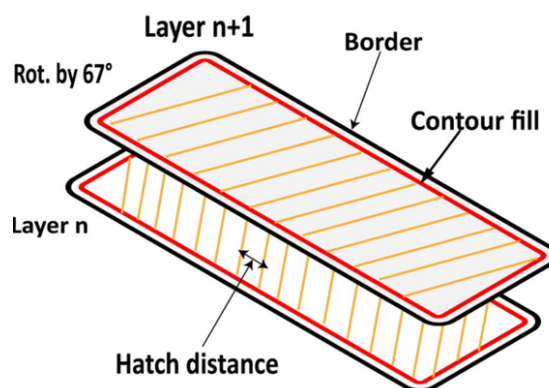
2 Teori

2.1 Additiv tilvirkning

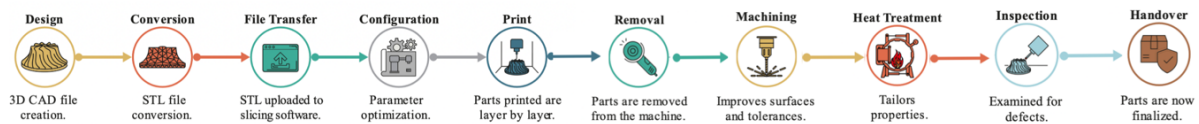
2.1.1 Additiv tilvirkning av metaller

AM har tradisjonelt blitt brukt til modellbygging og prototyper med polymerer, men i det siste har det vært en økende interesse og utvikling innen bruk av AM for metaller. Dette har gitt muligheten til å produsere komponenter på en måte som ikke er mulig med tradisjonelle metoder, som for eksempel støping. I tillegg til de tekniske fordelene åpner metallbasert AM også for betydelige miljøgevinster. Sammenlignet med tradisjonelle metoder å fremstille metaller på, kan AM muliggjøre produksjonen av komplekse og lette strukturer som ellers ville vært kostbare og tidkrevende å lage. I stedet for å forme materialet manuelt kan råmaterialet i form av tråd eller pulver smeltes sammen til ønsket geometri. Generelt er det et stort potensial i metallbasert AM, men det er også tekniske utfordringer som følger med (10).

Fremstilling av en metallisk komponent med AM involverer flere trinn. Først digital modellering, så filkonvertering og konfigurering av maskinen. Videre er det utskrift av komponenten, valgfri etterbehandling og inspeksjon før levering. Fremgangsmåten kan variere avhengig av det spesifikke produktet som skal produseres. Det er vanlig å skille mellom å printe bulkmaterialet og yttergrenser, dette blir ofte kalt hatch- og border parametere, og er vist i Figur 5. For å justere de mekaniske egenskapene til utskrevne deler kan det være nødvendig med etterbehandlinger som varm isostatisk pressing, aldring eller gløding. Disse trinnene fra start til slutt er oppsummert i et flytskjema illustrert i Figur 6 (5).



Figur 5: Illustrasjon av to printelag med hatch- og border parametere (11)



Figur 6: Flytskjema av en generell fremgangsmåte for å produsere metaller med AM (5)

Det finnes et bredt utvalg av metaller som er spesielt utviklet for AM, inkludert aluminium-, rustfritt stål-, titan- og koboltlegeringer, i tillegg til nikkelbaserte superlegeringer (5). De fleste AM-teknikkene for metall benytter seg enten av pulver eller tråd som råmateriale. For å smelte eller varme opp dette råmaterialet trenger man en energikilde, vanligvis en laser eller en elektronstråle (2).

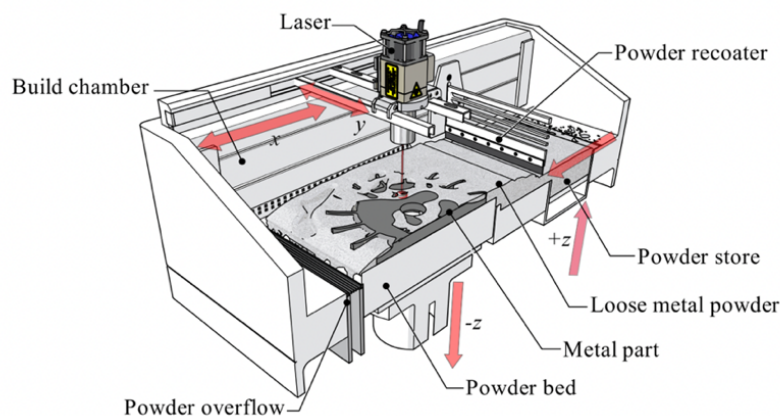
AM-prosessene er kategorisert i syv ulike prosesser. Av disse syv prosessene er kun fire egnet for metaller: PBF, BJ, ME og DED. Alle de forskjellige prosessene er vist i Figur 7. Disse er basert på de fysiske prinsippene som ligger bak hver prosess. Material Extrusion (ME) bruker en prosess via tre steg for å produsere profiler innen additiv tilvirkning. Materialet deponeres i form av en tråd gjennom en oppvarmet ekstruderingsdyse, før løsemiddel smelter bort plasten av tråden som kalles avbinding. Siste steg er sintring i ovn der metallpulveret størkner og lager en ferdig profil (12). Binder Jetting (BJT) bruker pulver sammen med et bindemiddel som sprøytes ut av en dyse og deponeres lagvis. Powder Bed Fusion (PBF) bygger opp et objekt ved at en laser- eller elektronstråle smelter pulver i henhold til planlagt geometri, mens byggeplattformen senkes mellom hvert printelag for å spre ut et nytt pulverlag. Denne prosessen blir nærmere beskrevet i kapittel 2.1.2. Direct Energy Deposition (DED) ligner på sveising der objektet bygges ved å tilføre materiale i en smeltesone på overflaten av et objekt. Material Jetting (MJT) bygger objektet ved nøyaktig deponering av små dråper materiale, som herdes med UV-lys. Sheet Lamination (SHL) bygger additivt ved å sammenføre ulike materialsjikt. Til slutt Vat Photopolymerization (VPP) bygger ved å bruke en lyssensitiv væske som størkner når den utsettes for lys. (5) (13)



Figur 7: Illustrasjon av de syv AM-prosessene (14)

2.1.2 Laser Powder Bed Fusion

Laser powder bed fusion (LPBF) også kalt selective laser melting (SLM), er en av de nyere additiv tilvirkningsteknikkene som oppstod på slutten av 90-tallet og har utviklet seg kontinuerlig siden (15). I dag gir PBF-teknikker den beste reproduksjonsevnen og dimensjonsnøyaktigheten innen AM-produksjon av metaller. LPBF bruker laser som varmekilde for å smelte metallpulver lag for lag. Denne prosessen starter med å spre et metallpulver med en spesifisert tykkelse ut over byggeplaten. Videre skanner en laser med kontrollert hastighet over pulveret til et tverrsnitt av komponenten som skal lages. Disse tverrsnittene er bestemt på forhånd av en CAD-modell. Mellom hvert lag senkes byggeplaten tilsvarende én lagtykkelse, og et nytt pulverlag spres over det forrige. Denne prosessen utføres i et kammer med en nøye kontrollert atmosfære av inert gass, enten nitrogen eller argon for å forhindre oksidasjon. Når den fullstendige delen er skrevet ut, fjernes det gjenværende pulveret som ofte resirkuleres videre (7). LPBF-prosessen er vist i Figur 8.

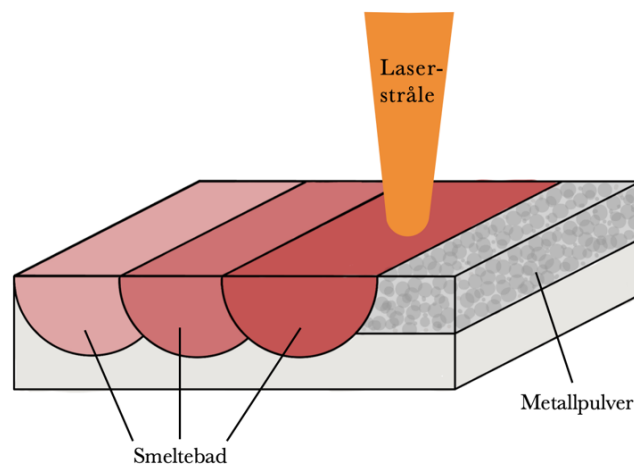


Figur 8: Illustrasjon av LPBF-prosessen (5)

I LPBF smelter en varmekilde materialet og den grunnleggende kunnskapen bak prosessen dreier seg om smelting og størkning. Denne prosessen kan ligne på sveising, men det betyr ikke at sveiselegeringer kan additivt fremstilles. Noen legeringer kan få problemer med sprekkdannelse etter AM på grunn av store størkningsområder, dette blir nærmere beskrevet i kapittel 2.2.1 (7). Den anbefalte pulverstørrelsen for LPBF er 20-60 μm , men dette varierer avhengig av maskinen og materialet som brukes. Det ideelle pulveret har god flyteevne, ingen gassbobleporøsitet, ren kjemisk sammensetning og bør være sfærisk. Pulverstørrelsen er en viktig parameter under produksjon, som ved feil bruk kan føre til defekter i det ferdige produktet. Mulige defekter som kan oppstå er manglende sammensmelting, balling, høy porøsitet og fordampning av legeringselementer (16). Dette blir nærmere forklart i kapittel 2.1.5.

2.1.3 Smeltebad

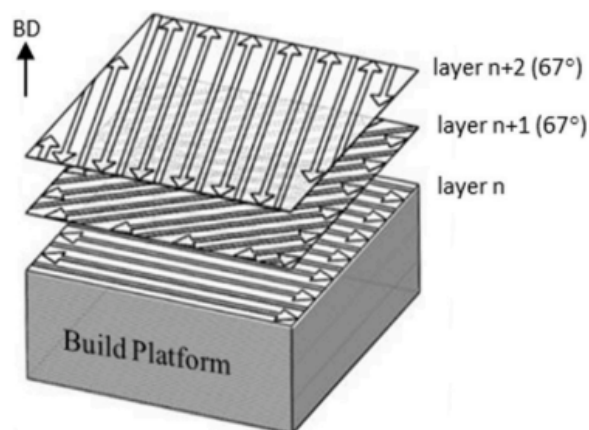
Når laseren skanner over pulveret i LPBF, absorberes energien og pulverpartiklene blir fullstendig smeltet av varmen. Dette fører til dannelse av en mikroskopisk sone av smeltet materiale, kalt et smeltebad. Flere fysiske fenomener skjer i LPBF-prosessen som refleksjon av laserstrålen, faseendringer, absorpsjon av energi, varmeoverføring, størkning, kjemiske reaksjoner og transport av smeltet metall. På grunn av overflatespenning former smeltebadet seg som en rund eller segmentert sylinder. Under prosessen dannes midlertidige områder med svært høye temperaturer. Etter hvert som laserstrålen beveger seg videre, størkner smeltebadet raskt og danner et spor av fast materiale (17). Dette er illustrert i Figur 9.



Figur 9: Illustrasjon av smeltebadsdannelse

LPBF-prosessen involverer en kompleks varmeoverføring og væskestrøm, og smeltebadets stabilitet er en kritisk faktor for å bestemme mikrostruktur, mekaniske egenskaper og korrosjonsmotstand. En utfordring ved å oppnå relativt høy tetthet i LPBF-produserte deler, er at væskestrømmene påvirkes kun av gravitasjons- og kapillærkrefter. Mangelen på mekanisk trykk fører til ujevn smelting og dannelse av ujevne overflater. Temperaturvariasjonen skaper restspenninger i lagene som raskt størkner. I tillegg dannes det varme-påvirkede soner (HAZ) rundt smeltebadet på grunn av den hurtige oppvarmingen og avkjølingen (18). Størrelsen og formen på smeltebadene har videre innvirkning på den produserte delens egenskaper som blant annet tetthet, mikrostruktur, samt hardhet (19). Internt i smeltebadet er det flere fenomener som må tas stilling til. Dette er for eksempel væskeflyt og kjølehastighet (21). Prosessparameterne må derfor justeres kontinuerlig slik at det er tilstrekkelig herding og god heft mellom printelagene (20). Termisk krymping kan forekomme med økende tetthet når pulveret lagvis smelter sammen, hvor det skjer en faseomdannelse og den termiske effekten bidrar til at dette oppstår (21). Høyere effekt på laseren og kort avstand til prøven vil gi en større termisk krymping, mens økt skannehastighet og større avstand mellom prøven og laserstrålen vil redusere krympingen.

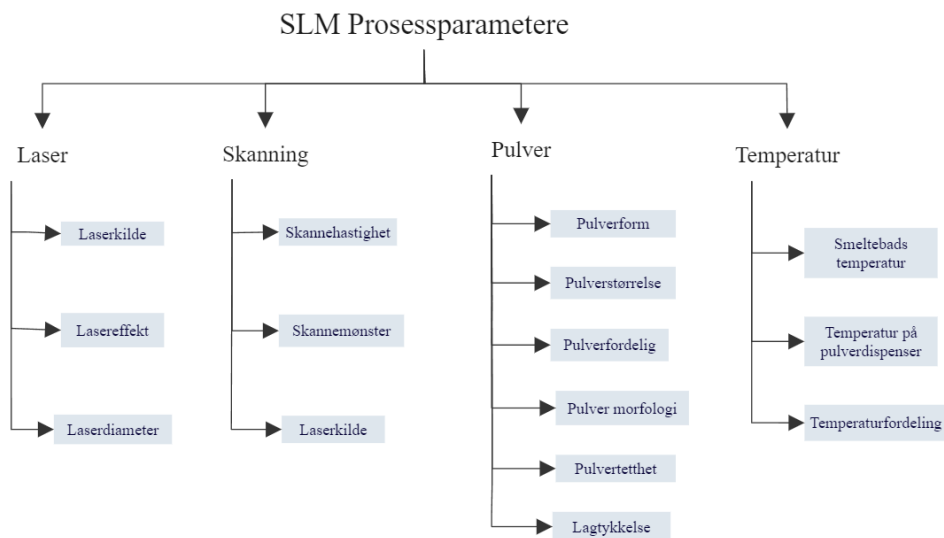
Når fysiske egenskaper er ulike i forskjellige retninger kalles det anisotropi. Dette fører til retningsavhengige egenskaper og er det motsatte av isotropi, der egenskaper er uavhengig av retning og er lik gjennom hele materialet (2). Hvis profilens printelag er parallelle kan det resultere i dårligere mekaniske egenskaper på grunn av anisotropi. For å oppnå mer isotrope materialegenskaper kan laserskanningen foregå med forskjellige vinkler. Vanligvis brukes en laservinkel med et primtall for å unngå parallelle printelag. For eksempel kan nye lag skannes med en vinkel på 67° i forhold til det forrige laget (22). Dette skaper et mønster av forskjellige størrelser på smeltebad og overlapp når man ser på et vertikalt tverrsnitt av materialet. Dette er illustrert i Figur 10.



Figur 10: Illustrasjon av byggeplaten ved additiv tilvirkning. Byggeretningen er illustrert med en pil, og laservektoren er beskrevet med en varierende vinkel på 67° (23)

2.1.4 Prosessparametere og prosessvindu

LPBF er en kompleks prosess der et stort antall av parametere kan påvirke kvaliteten på det endelige produserte produktet. De viktigste parametere er effekt, laserhastighet, skannemønster, avstand mellom laservektorene (hatch), lagtykkelse, pulvereigenschaften og temperatur (15). Figur 11 viser et flytskjema av disse parametere.



Figur 11: Flytskjema av prosessparametere innenfor LPBF (15)

En viktig faktor som påvirker dannelsen av defekter ved LPBF er energitetthet. Lineær energitetthet (LED) beskriver mengden tilført energi per lengdeenhet. Dette kan brukes for å vurdere påvirkning av laserkraft og hastighet på individuelle spor. Volumetrisk energitetthet (VED) beskriver energitettheten per volum, og dette gir en mer helhetlig beskrivelse av mengden tilført energi i hele materialet. For å oppnå ideelle egenskaper på LPBF-produserte komponenter, må parametere finjusteres for å optimalisere energitettheten. LED og VED kan beregnes fra ligningene 4 og 5, hvor P er effekt (W), v er skannehastighet (mm/s), h er hatch-avstand (mm) og t er lagtykkelse (mm) (15,24).

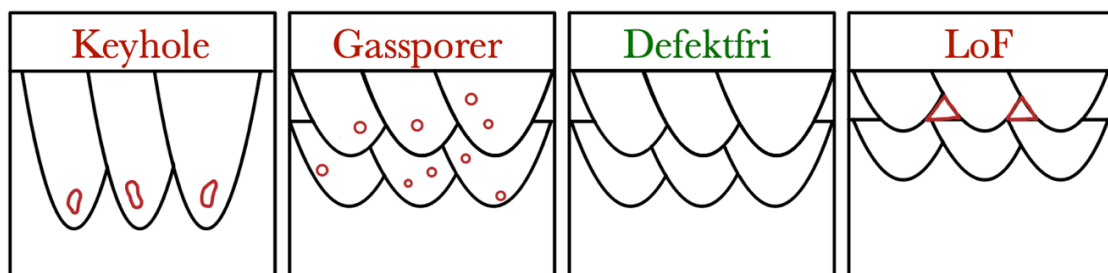
$$LED = \frac{P}{v} \left[\frac{J}{\text{mm}} \right] \quad (2)$$

$$VED = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \left[\frac{J}{\text{mm}^3} \right] \quad (3)$$

Ligningene viser hvordan mengden tilført energi blir påvirket av ulike prosessparametere. Defektforekomst er ofte knyttet til energitettheten, men det er ikke slik at energitettheten kan definere hvilke defekter som oppstår. Et eksempel er to ulike parametersett hvor den ene er printet med dobbelt så høye tall som den andre, som videre kan gi lik energitetthet, men ikke nødvendigvis samme defektforekomst. Lav effekt og høy laserhastighet kan føre til utilstrekkelig energi, og videre problemer med ujevn smelting mellom lagene. For høy laserstyrke og lav skannehastighet kan derimot resultere i overdreven fordampning av materialet på grunn av høy energitetthet (25). Et gunstig prosessvindu er avhengig av kombinasjonen mellom hastighet og effekt som danner et stabilt smeltebad. Det er derfor ønskelig at laserenergien absorberes effektivt for å danne et smeltebad med tilstrekkelig dybde. Smeltebadet bør smelte sammen med laget under, samtidig som man unngår overdreven omsmelting. For å forhindre at det oppstår defekter, er det viktig å ha en kombinasjon av parametere som skaper et slikt prosessvindu (9).

2.1.5 Defekter

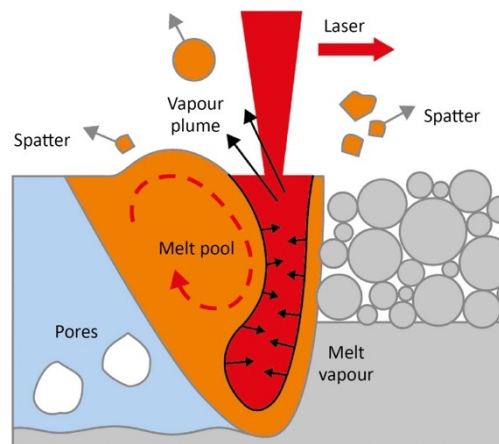
En av de største utfordringene med metallbasert AM er forekomsten av defekter. Mulige defekter som porøsitet, manglende fusjon, på engelsk kalt lack of fusion (LoF), og sprekkdannelse kan oppstå på grunn av den lagvise oppbygningen og lokal smelting under prosessen. Disse defektene har en negativ innvirkning på den forventede ytelsen til de 3D-printede delene. Dette har vært en vesentlig hindring for å utvide bruken av additiv tilvirkning av metaller på en større skala (26). Når en porøs komponent blir påført sykliske belastninger fungerer porer som opprinnelse til spenningskonsentrasjon, noe som fører til rask sprekkdannelse og -vekst. Porer kan derfor redusere utmattelseegenskaper (27). Det finnes tre hovedtyper defekter: gassporer, keyhole-porer og lack of fusion (LoF). Disse er illustrert i Figur 12.



Figur 12: Illustrasjon av mulige defekter forårsaket av LPBF. Defekter er markert med rødt i figuren, mens defektfri er markert med grønt (28)

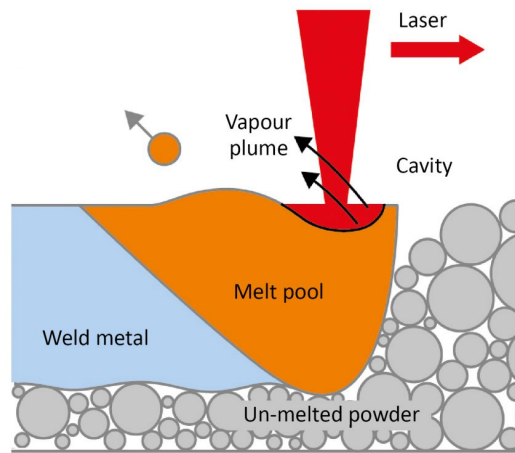
Gassporer oppstår som et resultat av fanget gass enten under eller før prosessen starter. Økning av laserkraften eller reduksjon av laserhastigheten under prosessen, er to faktorer som også kan føre til forekomsten av gassporer (29). Oppløst hydrogen kan også være en årsak til dannelse av gassporer, der formen på gassporer er vanligvis sirkulær og kan stamme fra fuktighet på pulverpartiklene. (30).

Keyhole-porer kan oppstå når energitettheten er for stor. Dette er fordi absorpsjonen av laserenergien er så kraftig at dannes metalledamp, som strekker seg dypt ned i smeltebadet. Dette er vist i Figur 13. Når smeltebadet til slutt kollapser fanges metalledampen inne og det dannes en struktur som ligner et nøkkelhull. Keyhole porer observeres derfor ofte i bunnen av smeltebadet (31).



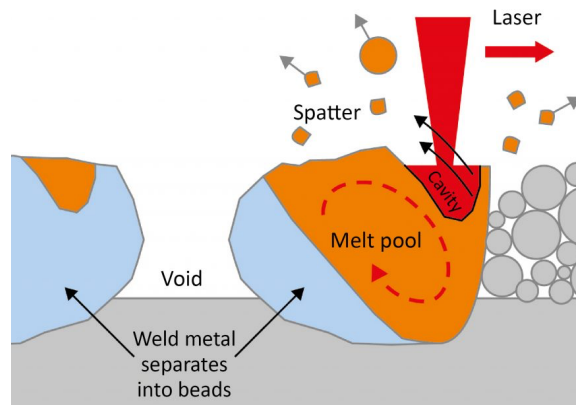
Figur 13: Mekaniske for dannelse av keyhole-porer (9)

LoF-porer er ofte store og uregelmessige porer forårsaket av lav energitetthet. Disse defektene oppstår hovedsakelig på grunn av utilstrekkelig energitilførsel under printeprosessen. Dette er illustrert i Figur 14 nedenfor. Når laserens energitilførsel er for lav, blir bredden på smeltebadene liten, noe som resulterer i utilstrekkelig overlapp. Mangelen på overlappende smeltebad fører til at det kan oppstå usmeltet pulver mellom lasersporene. Hvis laserens energitilførsel er for lav til å lage dype nok smeltebad, kan LoF-defekter oppstå på grunn av dårlig binding mellom lagene. Derfor er LoF-defekter vanligvis fordelt mellom lasersporene og de deponerte lagene (32).



Figur 14: Mekanisme for dannelse av LoF-defekter (9)

En annen form for LoF-defektdannelse under LPBF-prosessen er balling. Med for høy hastighet kan laservektoren brytes opp til mange individuelle dråper, istedenfor et langt sammenhengende smeltebad. Dette kan føre til høyere porøsitet mellom balling-dråpene og neste printelag. Mekanismen for balling er vist i Figur 15. Videre kan balling føre til uønsket overflateruhet og ha skadelige effekter på de mekaniske egenskapene (33).



Figur 15: Mekanisme for balling (9)

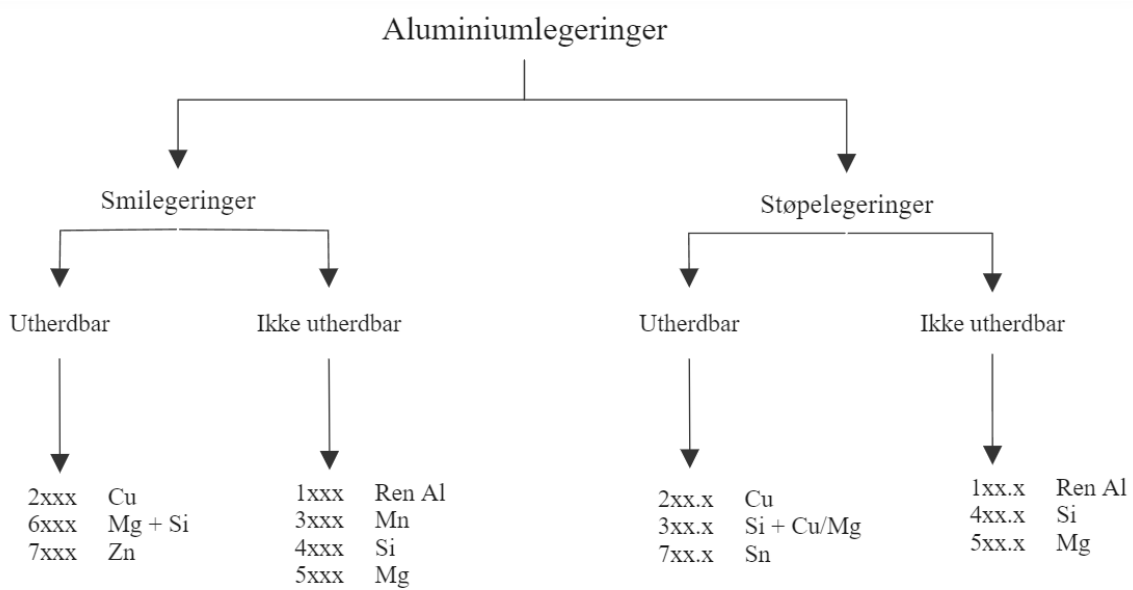
Under forekomsten av keyhole-porer og balling-defekter kan det oppstå spatter. Dette er materialbiter som blir kastet ut av smeltebadet under LPBF-prosessen, og kan observeres med høyhastighetskameraer under printeprosessen. Spatter oppstår når temperaturen stiger over fordampningstemperaturen og kan deles inn i to hovedtyper: dråpespatter og pulverspatter. Spatter har ofte sfærisk form og legger seg på toppen av det forrige printelaget. Dette er en naturlig del av additiv tilvirkning, og som oftest blandes det inn homogent med de printede smeltebadene. Defekter kan forekomme på grunn av spatter, men det er ikke alltid tilfellet (34). Figur 13 og 15 ovenfor viser hvordan spatter kan forekomme av ulike laserparametere.

2.2 Aluminium

2.2.1 Aluminiumlegeringer og deres egenskaper

Aluminiumlegeringer blir mye brukt i industrien over hele verden og kjennetegnes med egenskaper som relativt lav tetthet, duktilitet, sveisbarhet og korrosjonsbestandighet (35). Produksjon av aluminium innebærer to energikrevende prosesser. Dette er Bayer-prosessen som produserer alumina (Al_2O_3) fra malmen bauxitt ($\text{Al}(\text{OH})_3$), og Hall-Héroult-prosessen som produserer smeltet aluminium ved elektrolytisk reduksjon av alumina. Videre kan metallet blandes med andre metaller for å danne legeringer ut ifra ønskede egenskaper (36). Ren aluminium har imidlertid begrensede mekaniske egenskaper, med en flytegrense på 40-50 MPa og strekkfasthet på 70-100 MPa (35), noe som gjør det uegnet for krevende bruksområder som transportindustrien. Tradisjonelt har stållegeringer blitt brukt på grunn av høy styrke. Stål har imidlertid en betydelig ulempe når det gjelder vekt, med en tetthet på $7,8 \text{ g/cm}^3$ som er tre ganger høyere enn aluminium med $2,7 \text{ g/cm}^3$ (37). Ved å tilsette legeringselementer som forbedrer de mekaniske egenskapene til aluminium, har transportindustrien kunnet erstatte tunge stålstrukturer med Al-legeringer. Dette har åpnet muligheten for å redusere drivstofforbruket på grunn av det gunstige styrke-vekt-forholdet, sammenlignet med tyngre materialer (35).

Vanligvis skilles aluminiumlegeringer mellom smi- og støpelegeringer, og disse deles igjen inn i utherdbare og ikke utherdbare legeringer (38). Den mest brukte standarden for Al-legeringer er den amerikanske AA-standard. I denne standarden blir smilegeringer angitt med 4 siffer mens støpelegeringer oftest blir angitt med 3. Det første sifferet står for hovedlegeringselement og disse inndelingene er vist i Figur 16 nedenfor (39). 1000-serien består hovedsakelig av ren aluminium og kan øke styrken gjennom kaldbearbeiding. 2000-serien inneholder kobber og kan oppnå styrke ved utfellingsherding. 3000-serien, levert med mangan, krever kaldbearbeiding i likhet med 1000-serien for å øke styrken. 4000-serien er levert med silisium og brukes ofte i støpeprosesser på grunn av god støpbarhet. 5000-serien, levert med magnesium, er kjent for god korrosjonsbestandighet. 6000-serien kombinerer magnesium og silisium for maskinering og sveising, men oppnår ikke samme grad av økning i styrke som 2000- og 7000-seriene ved utfellingsherding. 7000-serien, levert med sink og noen ganger kobber, kan oppnå svært høy styrke ved utfellingsherding. Til slutt, 8000-serien består av legeringer med tilsetningsstoffer som for eksempel litium, og er spesielt brukt i romfartsindustrien (40).



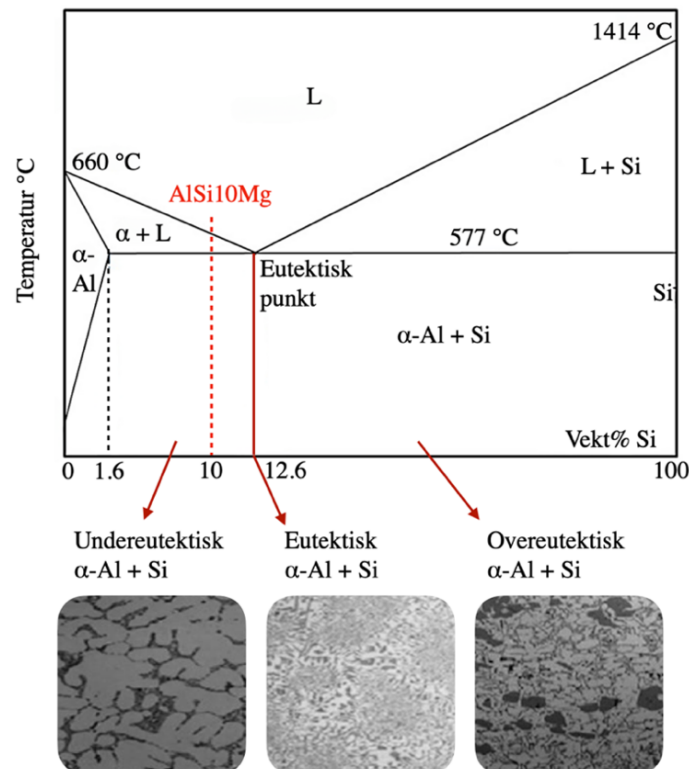
Figur 16: Klassifisering av Al-legeringer fra AA-standarden (41)(39)

Additiv tilvirkning av aluminiumlegeringer står ovenfor noen utfordringer på grunn av metallens egenskaper. Den høye refleksiviteten, termiske ledningsevnen og lavt smeltepunkt, kan føre til dannelse av porøse deler under produksjon (42). Det er også utfordrende å bruke laserbasert additiv tilvirkning på Al-legeringer som er opprinnelig utviklet for konvensjonell støping. Dette er på grunn av utfordring med varmsprekking forårsaket av et stort størkningsområde, og forekomst av metastabile faser. Høyfaste Al-legeringer som Al-Cu er for eksempel uegnet for produksjon med additiv tilvirkning (43). Til tross for dette, er det ønskelig å bruke aluminiumlegeringer i AM på grunn av den lette vekten og gode mekaniske egenskaper. I løpet av de siste årene har det vært mange forsøk på å utvikle nye Al-legeringer spesifikt tilpasset for laserbaserte produksjonsmetoder. Samtidig har det også vært mulig å benytte tradisjonelle Al-Si-støpelegeringer, samt noen høyfaste støpelegeringer med modifisert kjemisk sammensetning (44).

2.2.2 AlSi10Mg

AlSi10Mg er en typisk støplegering med gode støpeegenskaper. Denne legeringen har god styrke, hardhet og dynamiske egenskaper. Derfor brukes den til deler som er utsatt for høye belastninger, vanligvis støpte deler med tynne vegger og kompleks geometri. Den er også ideell for bruksområder som krever en kombinasjon av gode termiske egenskaper og lav vekt (45).

Det viktigste legeringselementet for aluminium er silisium (Si), som gir aluminium evnen til å fylle støpeformer lett og unngå varmsprekking under størkning (16). Al-Si-legeringer utgjør rundt 80 % av Al-støpelegeringer, takket være høy fluiditet, gode sveiseegenskaper, god korrosjonsmotstand og lav termisk ekspansjonskoeffisient. Fasediagrammet for Al-Si-systemet er vist i Figur 17 nedenfor. Det binære Al-Si-systemet har eutektisk sammensetning når Si ligger i området 11-13 vekt%, undereutektisk når Si er under 11 vekt% og overeutektisk over 13 vekt%. AlSi10Mg er dermed en undereutektisk legering (46).



Figur 17: Fasediagram for Al-Si, med mikrostrukturbilder av undereutektisk, eutektisk og overeutektisk område (47).

AlSi10Mg er markert ved 10 vekt% Si

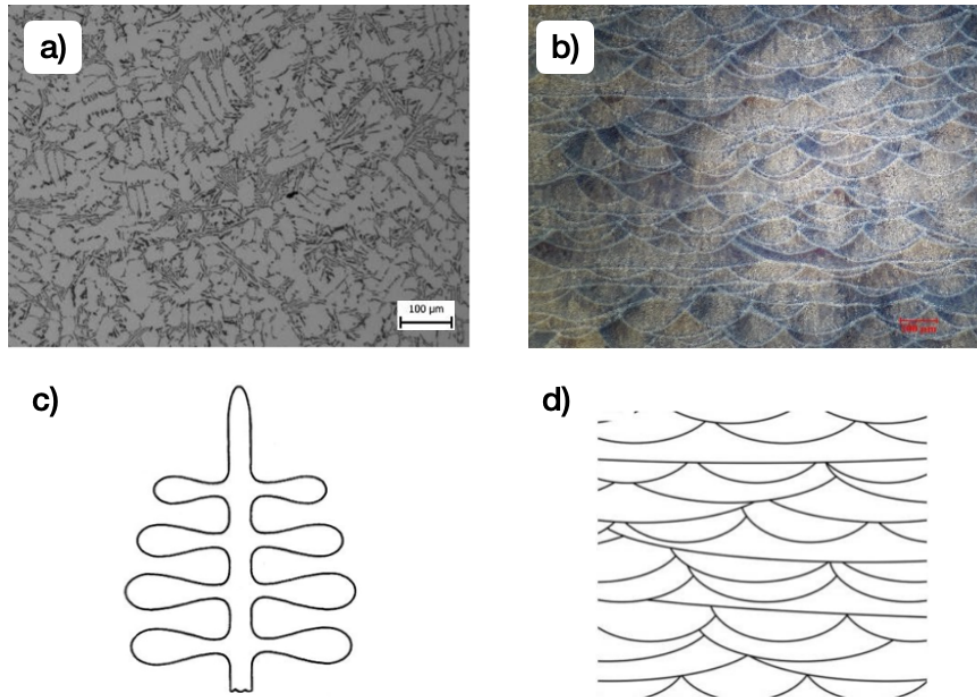
Legeringen er relativt enkel å behandle med laser. Dette på grunn av at sammensetningen er nær eutektisk sammensetning av Al og Si, som fører til et lite størkningsområde. Si-rike aluminiumslegeringer blir ofte brukt til LPBF på grunn av deres gunstige støpbarhet, flyteevne, sveiseegenskaper og lavt smeltepunkt. LPBF-prosessen kan effektivt forhindre kontinuerlig vekst av aluminiumkorn, og produsere betydelig fine kornete partikler. Dette vil resultere i økt Hardhet (48). AlSi10Mg inneholder mellom 0,45-0,6 vekt% Mg. Dette forbedrer strekkfastheten ved høyere temperaturer og gjør legeringen mer anvendbar til områder som er utsatt for høye temperaturer. I tillegg gir tilsetning av Mg muligheten for utfellingsherding ved varmebehandling (49), og forbedrer egenskapene ved å redusere eller fjerne indre spenninger (16).

2.2.3 Spenningsgløding

Etterbehandling av støpte aluminiumslegeringer utføres ofte for å forbedre de mekaniske egenskapene til legeringen. Vanlige behandlinger består av oppvarming og avkjøling for å oppnå rekrytallisering og fjerne urenheter (16). De mekaniske egenskapene til AM-produserte komponenter har vanligvis bedre styrke og hardhet enn støpt. Dette er på grunn av den fine mikrostrukturen som oppnås under printingen (16). Som et resultat av den raske oppvarmingen og nedkjølingen, oppstår det uønsket restspenning i materialet. Det er derfor ønskelig å varmebehandle LPBF-produserte deler for å fjerne disse restspenningene. Strekkstyrken er høy, men forlengelsen før brudd er dårlig. For å balansere styrke-forlengelse-forhold og oppnå bedre omfattende mekaniske egenskaper, er det nødvendig å kontrollere mikrostrukturen og egenskapene gjennom en varmebehandling. En metode å gjøre dette på er å utføre spenningsgløding ved lav temperatur på rundt 300°C i 2 timer. Dette vil øke duktiliteten, men samtidig redusere styrke og hardhet (50)(51). Under denne prosessen skjer det ingen ny fasedannelse, men en forgrovning av Si-partiklene som er grunnen til at hardheten reduseres (52).

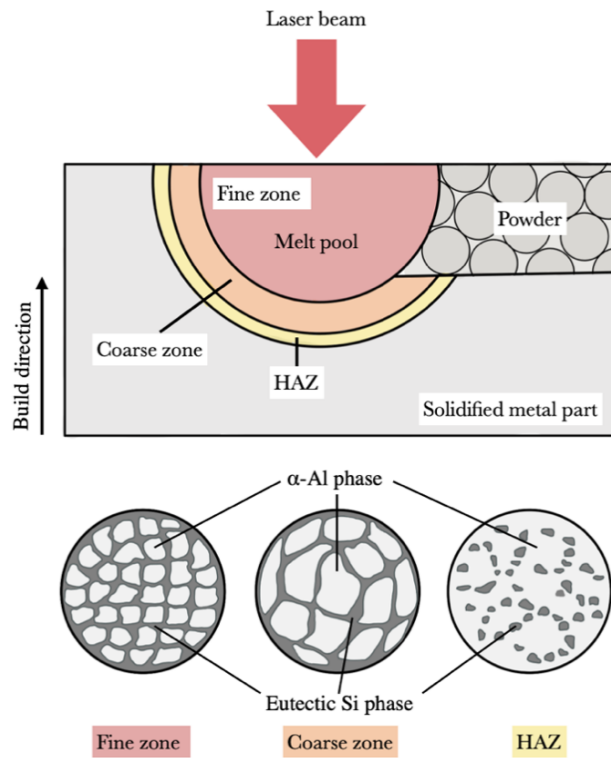
2.2.4 Additivt tilvirket sammenliknet med støpt

AlSi10Mg viser betydelige forskjeller i mikrostruktur mellom tradisjonelt støpt og additivt tilvirkede komponenter. I støpte deler dannes mikrostrukturen gjennom en tradisjonell støpeprosess, hvor væsken avkjøles gradvis. Dette resulterer i dendrittisk mikrostruktur hvor krystallene vokser fra sentrum og utover (53). Under støpeprosessen utfelles silisium i form av relativt grove partikler. Det dannes en kontinuerlig eutektisk struktur av Al og Si sammen med spredte primære α -Al-partikler i dendrittisk struktur, som kan sees i fasediagrammet i Figur 17 (46). Denne strukturen er homogen, noe som bidrar til bedre respons på varmebehandling og jevnere fordeling av defekter som porøsitet. På den annen side, i additiv tilvirkning består mikrostrukturen av overlappende smeltebad som skyldes smelting og størkning lag på lag etter laservektoren. Disse forskjellige mikrostrukturene er vist i Figur 18.



Figur 18: a) Lysmikroskop (LM)-bilde av støpt AlSi10Mg (54). b) LM bilde av AM AlSi10Mg fra denne oppgaven. c) Dendrittisk struktur (55). d) Overlappende smeltebad (16)

Legeringen gjennomgår en kompleks termisk syklus under LPBF-produksjonen. På grunn av den raske skannehastigheten og en termisk gradient på omtrent 105°C , resulterer dette i en rask faststoffdannelse og en mer finkornet mikrostruktur med kornstørrelse på nanoskala (56). Mikrostrukturen har et nettverk av eutektisk Si-fase rundt en cellulær α -Al fase, vist i Figur 19. Denne mikrostrukturen er metastabil og kan endres ved justering av prosessparametere. Samlet sett har støpt AlSi10Mg en mer homogen struktur som passer for tradisjonelle applikasjoner, mens additivt tilvirket har en finere og mer kompleks mikrostruktur som gir unike egenskaper for spesialiserte bruksområder (16).



Figur 19: Illustrasjon av AlSi10Mg sin mikrostrukturdannelse under LPBF-prosessen (47) (48)

Additiv tilvirkning av aluminiumslegeringer som AlSi10Mg, skiller seg vesentlig fra tradisjonelle støpeprosesser. Additivt tilvirket AlSi10Mg viser bedre korrosjonsmotstand og mekaniske egenskaper enn støpte varianter. De fleste AM-produserte komponenter har ofte tettere deler enn støpte, med en porøsitet opp til 0,5 %, mens støpte vanligvis har rundt 1-2 % porøsitet (57). Begge produksjonsmetodene fører dermed til en viss mengde porøsitet, og det er svært vanskelig å produsere 100 % tette deler. I støpte deler kan det oppstå porer forårsaket av fanget gass og krymping, mens i AM kan det oppstå porer på grunn av manglende smelting mellom lagene, i tillegg til gassporer. Dette fører til nesten samme mengde porøsitet avhengig av produksjonsmetode og legering, men forskjellig form og størrelse på porene (58).

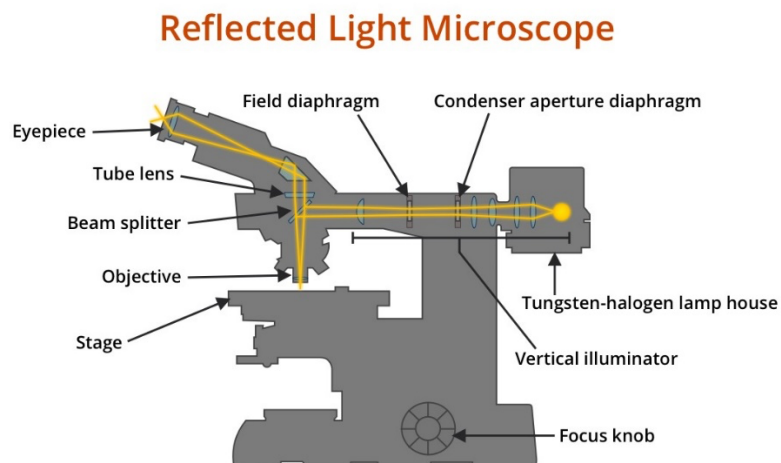
Normalt brukes varmebehandlingen T6 for å øke styrken i støpte komponenter. T6 prosessen består av en innherdingsfase og utherdingsfase med bråkjøling mellom. Støpt AlSi10Mg får dermed høyere styrke fra Mg_2Si -partikler som danner seg homogent gjennom hele legeringen etter T6 behandlingen (59). LPBF-prosessen fører til høy temperatur og ekstremt rask smelte- og størknings hastighet. Dette gir tilsvarende ønskede mekaniske egenskaper, som man får etter en T6-behandling av støpte deler. På grunn av dette anbefales ikke en standard T6-etterbehandling på LPBF-produserte deler, men heller en spenningsgløding, som er forklart i kapittel 2.2.3 (45).

Råmaterialet i AM kjøpes ofte lett tilgjengelig i form av pulver eller tråd, slik at det kan printes med en gang. Råmaterialet i støpeprosessen må derimot gjennom en prosess med smelting og raffinering, før det helles over i støpeformer (5). Additiv tilvirkning tilbyr derfor fordeler som blant annet høyere utnyttelse av råmaterialer, kortere produksjonssykluser og muligheten til å skape mer komplekse former i forhold til tradisjonelle støpeprosesser (50).

2.3 Undersøkelsesteknikker

2.3.1 Lysmikroskop

Lysmikroskop bruker synlig lys for å studere bilder av en prøve på mikroskopisk nivå. Mikroskopet bruker en lyskilde for å optimalisere kontrasten i et bilde, og bildebehandling for å analysere bildene. (60). Illustrasjon av et lysmikroskop som kan brukes for å undersøke metaller er vist i Figur 20.



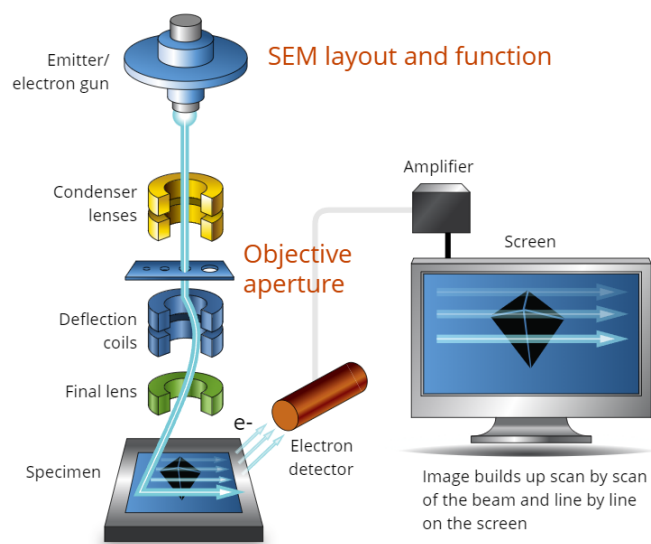
Figur 20: Oppsett av lysmikroskop for metaller (61)

Lysmikroskopet kan brukes for metallografiske analyser, som å verifisere at metallet har den mikrostrukturen som er forventet. Dette kan være for eksempel kornvekstmekanismer eller den kjemiske homogeniteten til en struktur. Mikroskopet kan bestemme kornstørrelse og defekter som porøsitet eller sprekker, og gir et bilde på hvilke termiske spenninger materialet har vært utsatt for. Lysmikroskopet er derfor et viktig verktøy for å raskt og enkelt evaluere mikrostruktur til et materiale (62).

For å kunne gjennomføre metallografiske analyser i lysmikroskop, må prøven slipes og poleres. Videre kan kjemisk etsing brukes for å observere fasekontraster i prøven. Etseløsninger kan selektivt angripe enkelte faser, samt sensitive områder som korn grenser. Kjemisk etsing fjerner riper, og gir bedre mikroskopbilder på prøvene. Ved ulik sammensetning, gir etsing en kontrast mellom forskjellige deler av prøven på grunn av topografi eller reflektivitet. (63).

2.3.2 SEM - Skanningelektronmikroskop

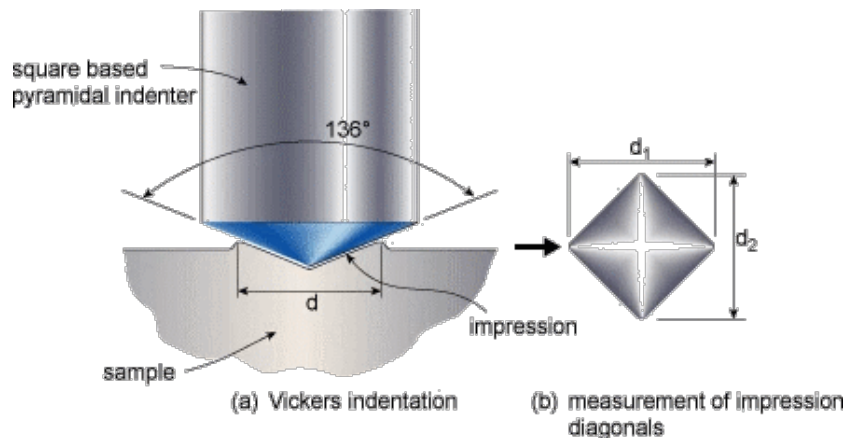
SEM (Skanning Elektron Mikroskop) undersøker mikroskopisk struktur ved å skanne prøveoverflaten med en fokusert elektronstråle. Sammenlignet med lysmikroskop gir SEM en mye høyere oppløsning og større dybdeskarphet (64). For å danne et bilde skannes overflaten av prøven punkt for punkt med elektroner, disse elektronene dannes i en elektronkanon, og akselereres mot prøven med høy spenning. På grunn av kortere bølgelengde enn vanlig lys, kan elektronene danne et mer detaljert bilde ned til 1 μm . For at prøven skal detekteres i SEM, må prøven være elektrisk ledende og prøvekammeret må være i vakuum (65). Når elektronstrålen treffer prøven, sendes det ut forskjellige signaler som detekteres. De viktigste signalene er sekundælektroner (SE), tilbakespredte elektroner (BSE) og røntgenstråler (X-ray). Disse røntgenstrålene detekteres typisk med en energidispersiv detektor (EDS). Dette gir informasjon om den kjemiske sammensetningen til prøven (66). Illustrasjon av SEM er vist i Figur 21.



Figur 21: Illustrasjon av oppsettet til SEM (60)

2.3.3 Vickers hardhet

For å karakterisere hardheten til ulike materialer, er det vanlig å bruke Vickers hardhetstest (2). Før testen kan utføres, må prøven først poleres til en speilblank overflate. Testen er enkel å utføre og kan utføres gjentatte ganger. Prinsippet går ut på at en rektangulær diamantspiss presses mot prøven med en gitt last. Diamantspissen er pyramideformet med toppvinkel på 136° (67). Dette er vist i Figur 22 nedenfor.



Figur 22: Illustrasjon av prinsippene bak Vickers hardhetsmåling. a) viser hvordan diamantspissen lager et inntrykk i prøven, b) viser inntrykket sett ovenfra (68)

Videre kan hardheten til materialet bli regnet ut ved ligning 6 nedenfor. P er last i kg og d er gjennomsnittet av diameteren i mm til diagonalene fra inntrykket (2).

$$HV = \frac{1.854P}{d^2} \quad (6)$$

Hardhetsmåling er avhengig av kraft og prøvematerialet. Fra ISO 6507-standarden er det satt en last på 1 kgf for å teste aluminium, ettersom det er mer duktilt enn andre metaller. Hardheten til materialet avhenger av varmebehandling og andre ulike faktorer. Et veldig duktilt materiale er vanlig karakterisert ved en hardhet fra 8 HV, mens et sprøtt materiale kan ha opptil 2000 HV (69).

3 Eksperimentelt

3.1 Prosedyre fra FFI

Prøvene som skal testes ble 3D-printet hos FFI med en SLM 280HL maskin. Legeringen som blir brukt i denne oppgaven er AlSi10Mg med kjemisk sammensetning vist i Tabell 1.

Tabell 1: Kjemisk sammensetning av AlSi10Mg, Fra FFI (70)

<i>Kjemisk Sammensetning (wt%)</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mg</i>	<i>Fe</i>	<i>Mn</i>	<i>Ti</i>	<i>Zn</i>	<i>Cu</i>	<i>Ni</i>	<i>Pb</i>	<i>Sn</i>
<i>Min</i>	Balanse	9,00	0,20								
<i>Max</i>		11,00	0,45	0,55	0,45	0,15	0,10	0,05	0,05	0,05	0,05

AlSi10Mg brukes i pulverform for å kunne 3D-printe med LPBF. Pulveret er sfærisk og har en partikkelstørrelse på 20-63 μm og tetthet på 2.67 g/cm^3

Det ble printet to sett med 5 kubiske prøver, A, B, C, D og E. Prøvene A, B og C er varmebehandlet og printet med samme effekt (P_{hatch}) på 400W, men med ulik hastighet (v), fra 800 til 3000 mm/s. D og E er begge printet med standardparametere på 370 W og 1335 mm/s, men E er ikke varmebehandlet. Hatch-avstand (h) er lik 170 μm for alle prøvene, og lagtykkelsen på printelaget (t) er 30 μm . De forskjellige prosessparametere for de 5 prøvene er vist i Tabell 2. Figur 23 viser en 3D-printet kubisk prøve av AlSi10Mg.

Tabell 2: Prosessparametere gitt fra FFI (70)

<i>Prøvenummer.</i>	<i>A</i>	<i>B</i>	<i>C</i>	<i>D</i>	<i>E</i>
<i>Effekt P_{hatch} (W)</i>	400	400	400	370	370
<i>Skannehastighet v (mm/s)</i>	800	2000	3000	1335	1335
<i>Varmebehandlet</i>	Ja	Ja	Ja	Ja	Nei
<i>Energitetthet VED (J/mm^3)</i>	98,03	39,22	26,14	54,34	54,34



Figur 23: LPBF-produsert kube av AlSi10Mg med en størrelse på 1 cm³

Spenningsgløding av prøvene ble også utført hos FFI. Prøvene ble gradvis varmet opp fra romtemperatur (20°C) til 300°C med 3°C per min. Videre ble temperaturen holdt på 300°C i 2 timer. Etter dette ble varmen skrudd helt av og prøvene nedkjølt naturlig i romtemperatur. Prosedyre for spenningsglødingen er vist i Tabell 3.

Tabell 3: Prosedyre for spenningsgløding, fra FFI (70)

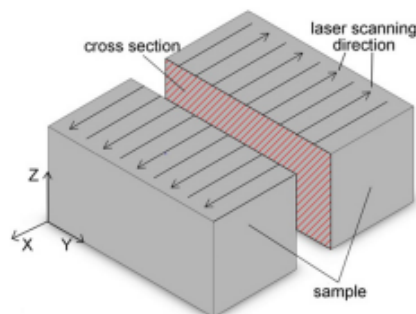
Spesifikasjon

<i>Gradvis oppvarming</i>	3°C/min
<i>Hold</i>	120 min ved 300°C
<i>Gradvis nedkjøling</i>	Ingen
<i>Atmosfære</i>	Luft

3.2 Prøvepreparering

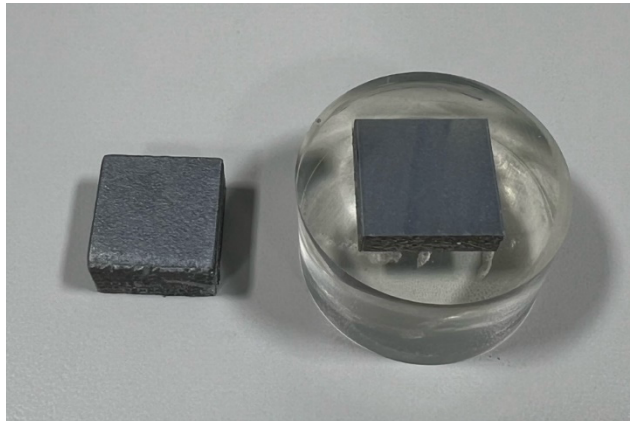
3.2.1 Kutting og innstøpning

For å kunne undersøke mikrostrukturen på tvers av printeretningen ble alle prøvene kuttet i to i forhold til printeretningen, slik som vist i Figur 24.



Figur 24: Illustrasjon av en prøve delt i to på tvers av printeretningen (71)

Kuttingen ble utført i en Struers Tegramin-30 kuttemaskin, med konstant kjøling med vann. Prøvene ble så tørket for fukt før innstøping med epoxy. Hensikten med innstøping er å gjøre prøven mer håndterlig til sliping og polering. Det ble brukt 3 til 1 forhold med Struers sin EpoFix Resin og EpoFix Hardener. Støpebeholderne var 2,5 cm i diameter, slik at prøvene kunne få plass i maskinen for videre sliping og polering. Figur 25 nedenfor viser en ferdig støpt prøve.



Figur 25: Bilde av en prøve før og etter innstøping med epoxy. Prøven etter innstøping har en diameter på 2,5 cm

3.2.2 Sliping og polering

Sliping og polering ble utført i en metallografisk poleringsmaskin Saphir 550 vist i Figur 26. Sliping startet med å bruke et grovt slipepapir på 320 grit, og trinnvis gå ned i ruhet ned til 2400 grit. Prøvene ble renset godt mellom hvert trinn, spesielt før polering. Under polering ble det brukt 3 og 1 μm diamantpartikler. Her ble prøvene renset grundig med ultralydbad mellom hvert trinn for å unngå å få med forurensninger mellom trinnene. Porøse prøver må renses grundig med ultralydbad for å unngå forurensninger fra diamantpartikler som kan feste seg i porene. Prosedyren for sliping og polering er vist i Tabell 4 nedenfor.



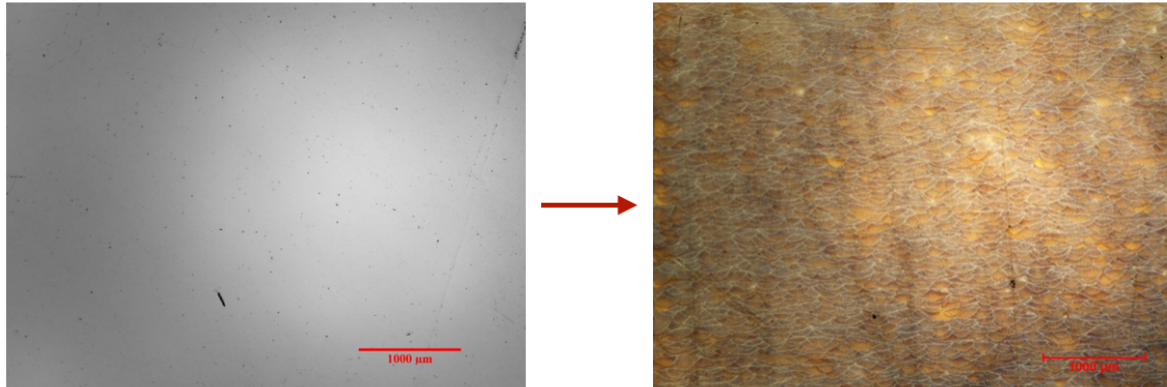
Figur 26: Metallografisk poleringsmaskin brukt til å polere alle prøvene automatisk

Tabell 4: Prosedyre for sliping og polering

<i>Trinn</i>	<i>Skive til sliping og polering</i>	<i>Tid (min)</i>	<i>Kraft (N)</i>	<i>Rensing mellom trinnene</i>
1	MD Molto 320 grit Polaris SiC 500 grit	4	20	Vann
2	Polaris SiC 1200 grit Polaris SiC 2400 grit	2	20	Vann mellom 500 og 1200, vann og ultralydbad med isopropanol mellom trinn 2 og 3
3	Ramda 3 μm	2	20	Vann og ultralydbad med isopropanol
4	OP-U 1 μm	1	20	Vann og skylling med isopropanol

3.2.3 Etsing

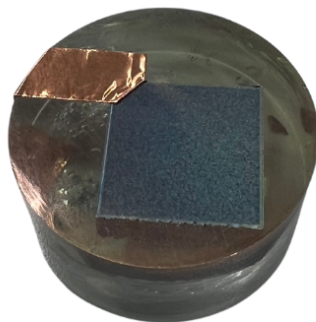
Prøvene ble etset med 20 % NaOH i 5 sekunder, før rensing med vann og rektifisert sprit. Figur 27 viser hvordan etsingen fikk frem smeltebadene fra bilder i lysmikroskop.



Figur 27: Eksempelbilde tatt i LM før og etter etsing

3.2.4 Prøvepreparering for SEM

Prøve C ble undersøkt i SEM og det ble utført en prøvepreparering for å gjøre epoxyen ledene. Prøvene ble belagt med et nanolag av gull med Mini Sputter Coater, dette for at prøveoverflaten kunne detekteres. Videre ble det festet en kobberteip i hjørnet på prøven for å få forbedre det ledende belegget. Figur 28 viser hvordan den innstøpte prøven så ut etter prøvepreparering.



Figur 28: Innstøpt prøve etter belegging med gull og påføring av kobberteip

3.3 Undersøkelsesteknikker

3.3.1 Lysmikroskop

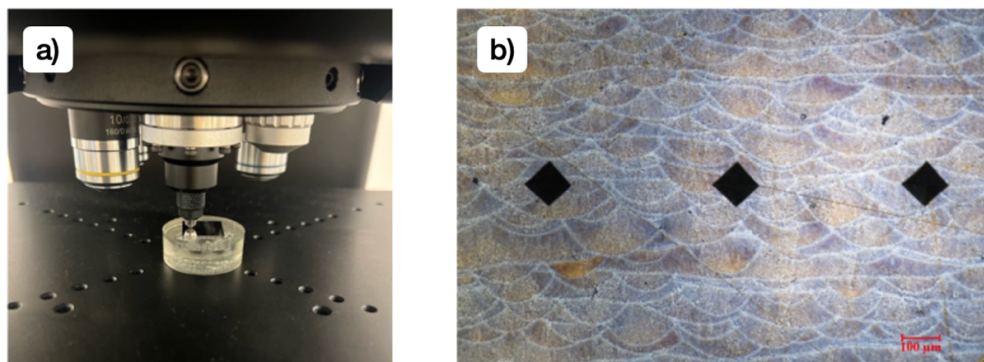
Alle prøvene ble undersøkt og avbildet i lysmikroskop med Nikon Eclipse MA200. Etter prøvepreparering av de ulike prøvene ble det tatt bilder i lysmikroskopet med forstørrelse X2,5, X10, X20, X50 og X100. Mikrostruktur og mikroskopiske defekter ble undersøkt i de forskjellige prøvene.

3.3.2 SEM

Det ble brukt en bordmodell Jeol Neoscope JSM-6000 SEM med EDS-detektor for å undersøke defekter som allerede var funnet i lysmikroskopet. For å finne kjemisk sammensetning på observerte defekter i C-prøvene, ble det utført en SEM-EDS spot-analyse. Prøvene som skulle undersøkes ble på forhånd justert til en spesifikk høyde for å kunne bli detektert i SEM, før de ble satt inn i prøvekommeret til maskinen.

3.3.3 Hardhetstesting

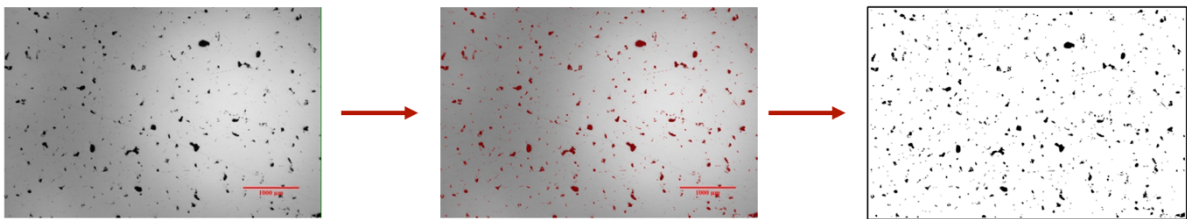
For å måle hardheten på alle prøvene ble det brukt en Struers Duramin-40 hardhetsmåler. Prøvene var ferdig slipt og polert før de ble satt i maskinen. Etersom prøvematerialet er aluminium, ble det brukt en kraft på Vickers 1kgf. Det ble utført 5 hardhetsmålinger på hver prøve, med avstanden mellom hvert inntrykk på $3 \times$ diameteren til ett inntrykk. (Vedlegg 2) Målingene ble gjort på en rett linje midt i prøvene. Figur 29 viser bilde av inntrykk på prøve D som representerer hvordan inntrykkene ser ut på alle prøvene, og diamantspissen fra maskinen som presser mot en prøve.



Figur 29: a) Diamantspissen til apparatet som presser mot en prøve. b) Inntrykkene på prøve D observert i LM

3.3.4 Metode for å kartlegge porer

For å kartlegge arealfraksjon av porøsitet ble det tatt 10 oversiktsbilder før etsing med 2.5X forstørrelse i lysmikroskop av hver prøve. Dette er fordi bildene skulle kun vise porer som svarte flekker i kontrast med grunnmaterialet. Videre ble alle bildene analysert i programvaren MIPAR versjon 4.5.0 (72). For å kunne analysere bildene, ble en egendefinert oppskrift laget for å detektere kun svarte områder uten å telle med riper og målestokk. Dette er vist i Figur 30. Med denne oppskriften kunne programvaren telle antall porer i et bilde, og estimere en arealfraksjon.



Figur 30: Eksempel fra prosessen i programvaren MIPAR ved detektering av porer pr. Bilde (72)

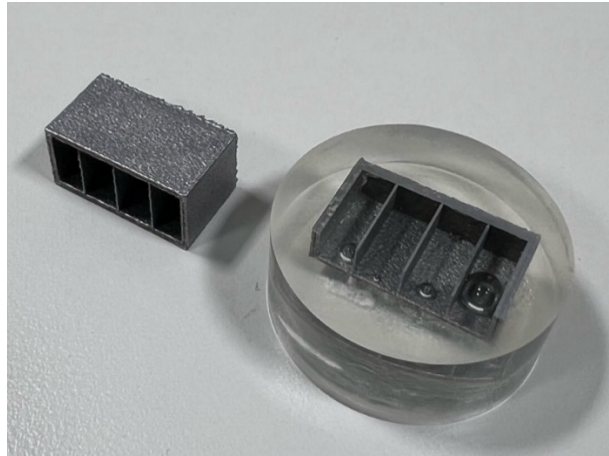
3.4 Lasertest

I tillegg til de 10 kubiske prøvene, ble det printet 3 sett med en lastertest. Denne lasertesten ble printet med standardparametere med yttervegg og 3 tynne striper i midten som er laget av én laservektor. Denne tynne stripen representerer ett laserspor lag på lag, og har en bredde på 0,2 mm. Hele lasertesten er printet med samme effekt og hastighet som D-prøvene, altså 370 W og 1335 mm/s. Lasertesten er vist i Figur 31.



Figur 31: Lasertest med 3 laservektorer i midten og yttervegger rundt

Det ble ikke utført kutting på disse prøvene, ettersom de tynne veggene hadde en tykkelse på 0,2 mm. Prøvene ble derfor kun støpt i Epoxy og slipt ned for hånd frem til prøveveggen. Videre ble prøvene slipt og polert på samme måte som beskrevet i kapittel 3.2.2, og etset på samme måte som de andre prøvene. Innstøping av lasertesten er vist i Figur 32.



Figur 32: Bilde av lasertesten før og etter innstøping med epoxy. Diameter på prøveoverflaten er 2,5 cm

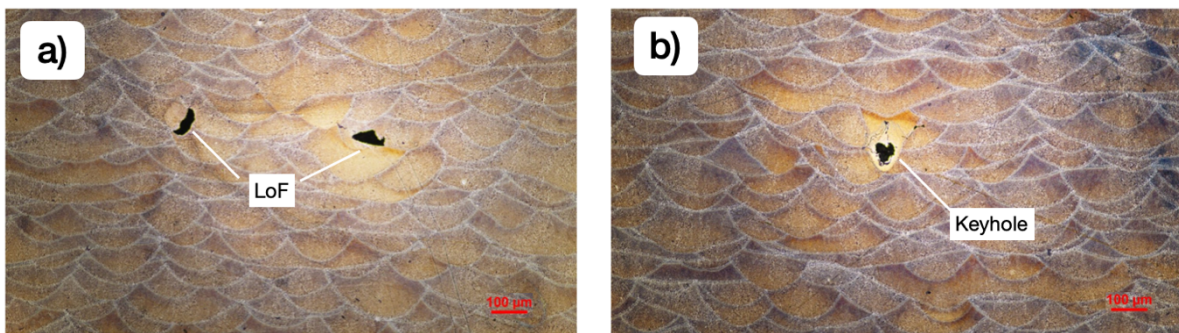
Lasertesten ble undersøkt i lysmikroskop for å kunne se nærmere på smeltebadene i en enkelt laservektor. Ytterveggene til lasertesten ble også undersøkt for å kunne estimere et avvik på bredden.

4 Resultater

4.1 Observerte defekter

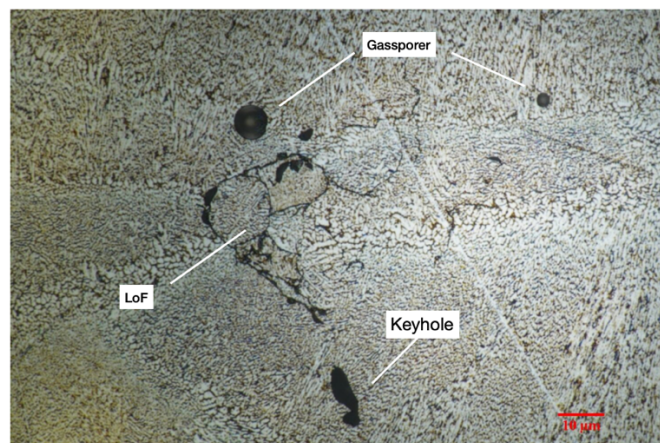
4.1.1 Prøve A med 800 mm/s og 400 W

Det ble observert generelt lite defekter i A-prøvene. De defektene som ble observert var noen få LoF, og flere små keyhole- og gassporer. Figur 33 viser bilder fra lysmikroskop av porer som kan være LoF ved smeltebad som ikke har smeltet fullstendig sammen, og et dypt smeltebad med en stor pore i bunnen. Dette kan være en keyhole-pore, selv om formen ikke tilsvarer et nøkkelhull.



Figur 33: a) LM-bilde med X20 av LoF-porer i prøve A. b) LM-bilde med X20 av mulig keyhole-pore i prøve A

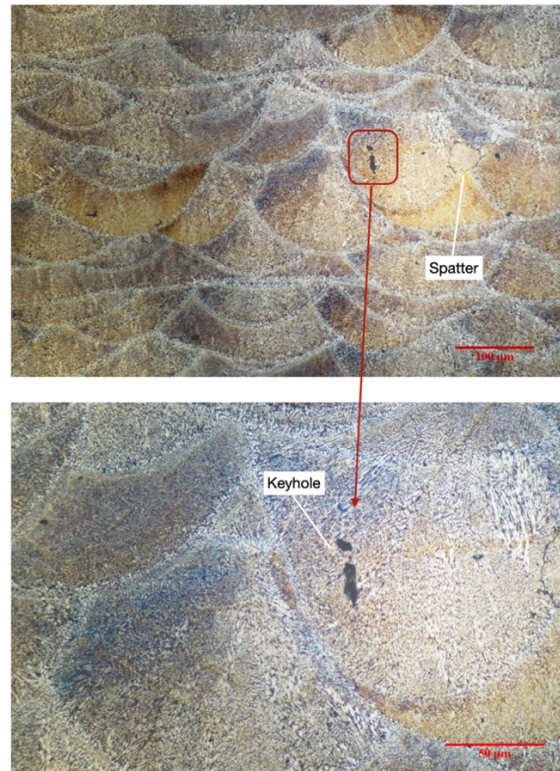
Figur 34 viser et bilde av mange små defekter på samme område. Det ser ut til at både LoF, keyhole- og gassporer har oppstått i dette området.



Figur 34: LM-bilde med X100 av LoF, keyhole- og gassporer i prøve A

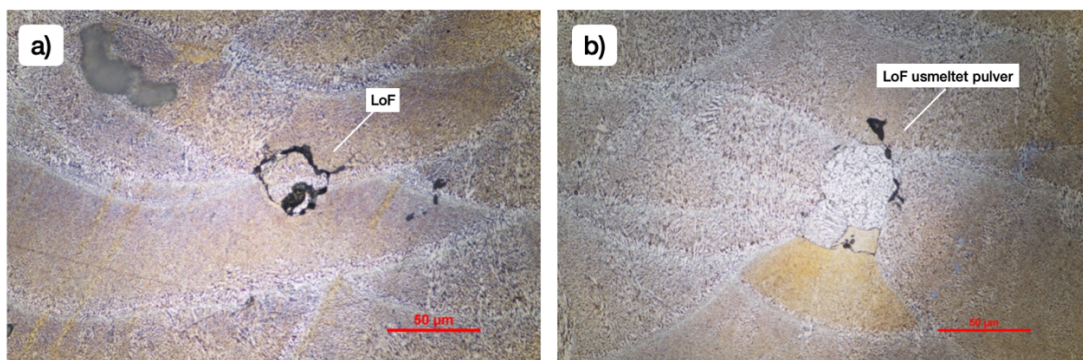
4.1.2 Prøve B med 2000 mm/s og 400 W

B-prøvene hadde få defekter, med mindre forekomst av porer sammenlignet med A-prøvene. LoF ble funnet i form av små uregelmessige porer, i tillegg til noe usmeltet pulver. Det ble også funnet noe keyhole- og gassporer slik som i A, i tillegg til noe som kan være balling og spatter. Generelt er det lite porer i B-prøvene, og de porene som ble funnet var svært små i størrelse. Figur 35 viser mulig keyhole og spatter.



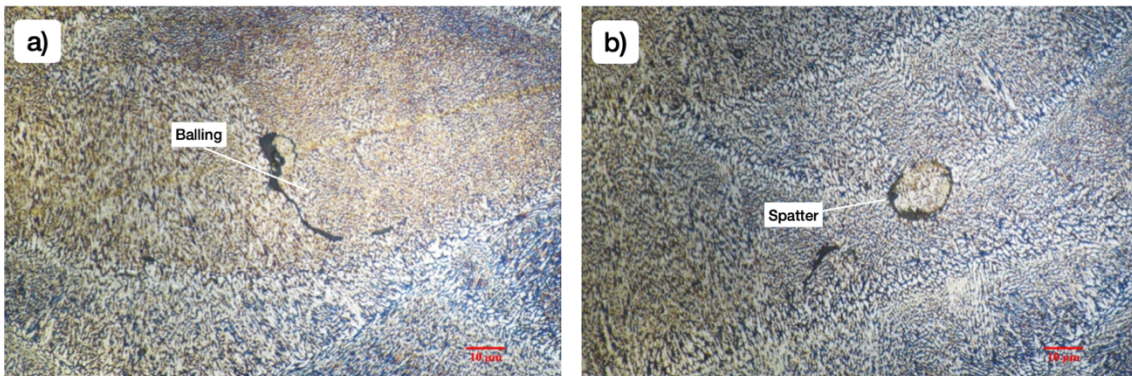
Figur 35: LM-bilder med X20 og X100 av keyhole og spatter i prøve B

Figur 36 viser to forskjellige LoF som har oppstått, hvor den ene er en uregelmessig pore og den andre er usmeltet pulver.



Figur 36: a) LM-bilde med X50 av en uregelmessig LoF-pore i prøve B. b) LM-bilde med X50 av usmeltet pulver LoF defekt i prøve B

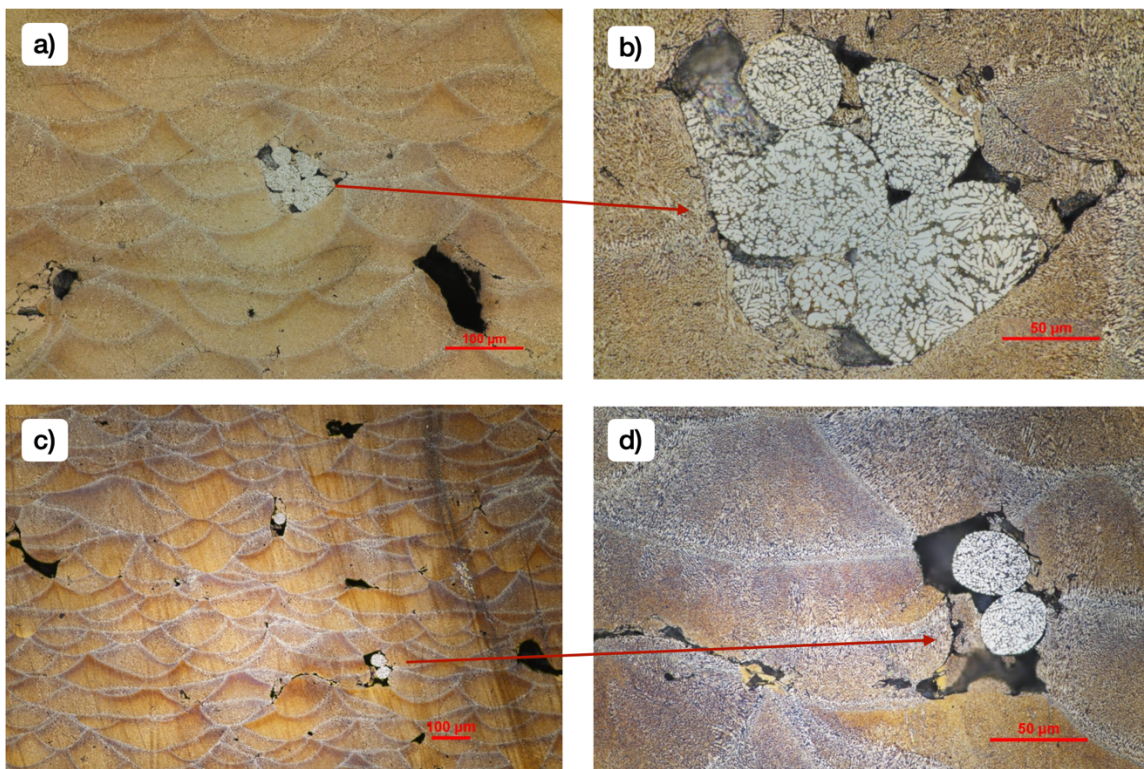
Figur 37 viser mulig balling og spatter observert i B-prøvene.



Figur 37: a) LM-bilde med X100 av mulig balling i prøve B. b) LM-bilde med X100 av mulig spatter i prøve B

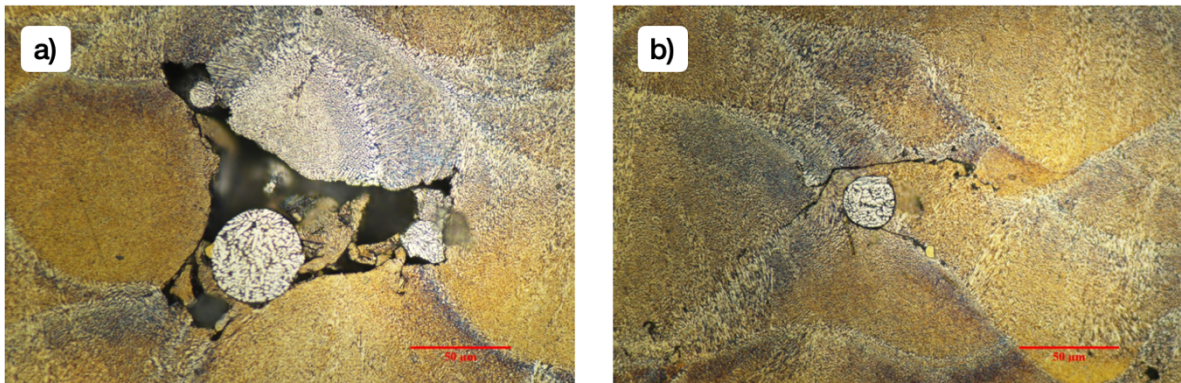
4.1.3 Prøve C med 3000 mm/s og 400 W

I C-prøvene ble det funnet mye usmeltet pulver og mange store uregelmessige porer jevnt over hele prøven. Figur 38 viser noen store porer med usmeltet pulver.



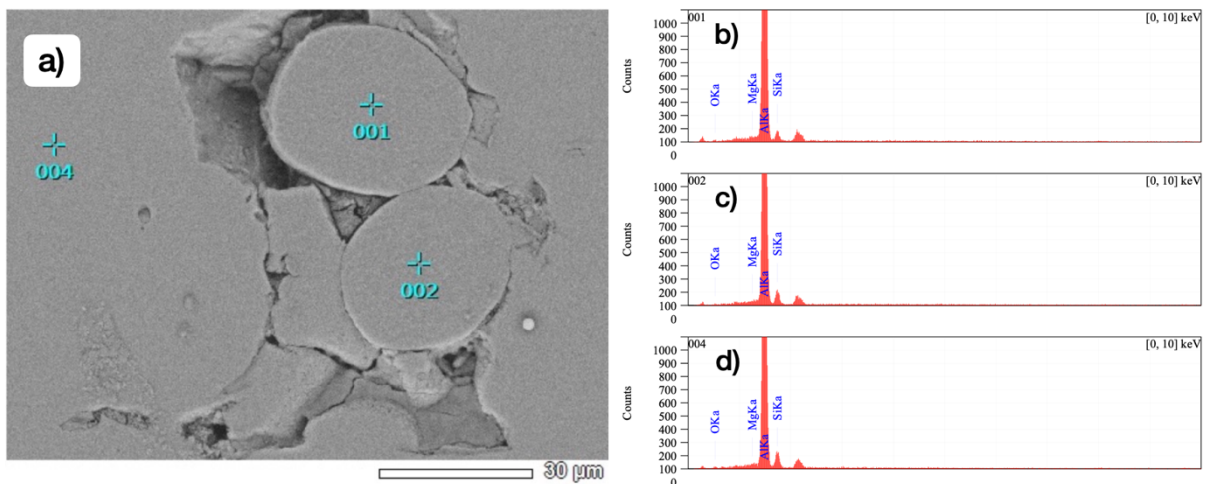
Figur 38: a) LM-bilde 1 med X20 av masse usmeltet pulver. b) LM-bilde 1 med X100 av masse usmeltet pulver. c) LM-bilde 2 med X20 av usmeltet pulver og stor pore. d) LM-bilde 2 med X00 av usmeltet pulver og stor pore. Forskjellig farge på bildene kommer fra etsingen.

En annen observasjon var både usmeltet pulver inne i porer, og sammen med smeltet metall rundt. Dette er vist i Figur 39.



Figur 39: a) LM-bilde med X50 av usmeltet pulver med stor pore rundt i prøve C. b) LM-bilde med X50 av usmeltet pulver med smeltet metall rundt i prøve C

Disse pulverpartiklene ble undersøkt i SEM-EDS. Den kjemiske sammensetningen til pulveret ble funnet og er vist i Figur 40. Fra kjemisk analyse ble det verifisert at partiklene er pulveret av AlSi10Mg, og ikke noe forurensninger.



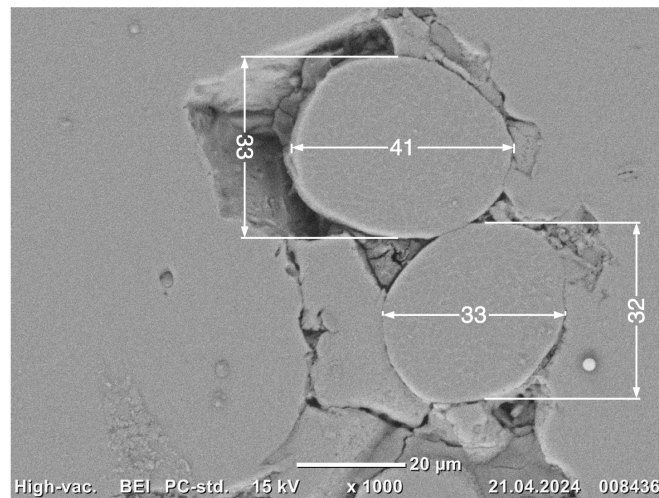
Figur 40: Bilde a) viser spot målinger fra SEM-EDS. Målingene i 001 og 002 er tatt i pulverpartiklene, og siste måling 004 er tatt utenfor poren. b), c) og d) viser kjemisk analyse fra SEM-EDS. Den største toppen på alle målingene er aluminium og toppen lengst til høyre viser gull fra prøveprepareringen.

Tabell 5 viser de ulike vektprosentene fra spot analyse med SEM-EDS ved punktene 001, 002, og 004. Det blir observert at vekt% Al og Si stemmer godt overens fra pulveret i måling 001 og 002 til målingen tatt utenfor poren 004. Dette stemmer også med den kjemiske sammensetningen i Tabell 1.

Tabell 5: Kjemisk analyse fra SEM-EDS i vekt%

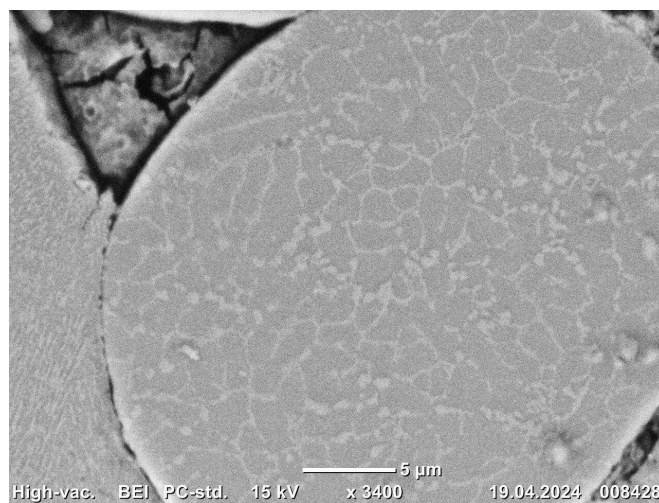
Wt%	O	Mg	Al	Si
001	4,3	0,1	89,8	5,9
002	3,9	0,1	86,6	9,4
004	7,4	0,3	82,0	10,2

Diameteren til pulverpartiklene ble målt til å variere mellom 32-41 μm . Dette er vist i Figur 41.



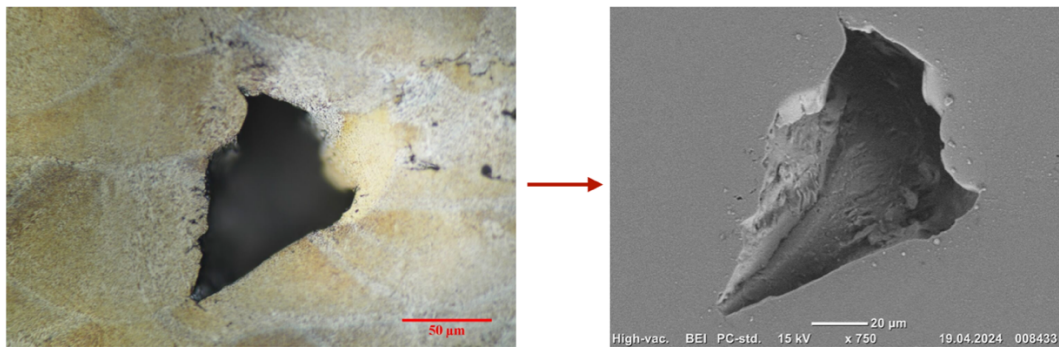
Figur 41: SEM BSE -bilde av pulverpartikler med mål på diameter i μm

Figur 42 viser kontrast mellom fasene som er til stede i pulveret. Mørkt område kan være en aluminiummatriks ($\alpha\text{-Al}$ fase), mens de lyse områdene rundt kan være en eutektisk Si-fase, som stemmer overens med fasediagrammet fra Figur 17.



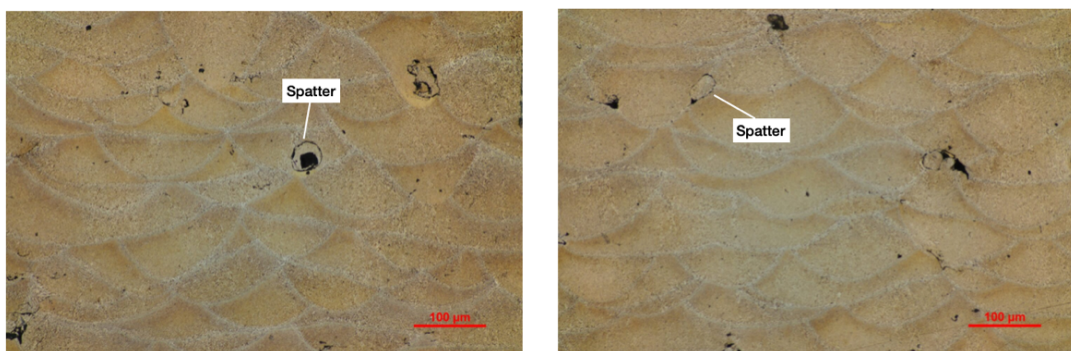
Figur 42: SEM BSE-bilde av mikrostrukturen til pulveret

I tillegg til mye usmeltet pulver ble det observert store og dype porer i C-prøvene. Figur 43 viser et avbildet område tatt først i LM og så med SEM for å få dybdeskarphet inn i poren.



Figur 43: Bilde av samme pore i prøve C med LM og SEM

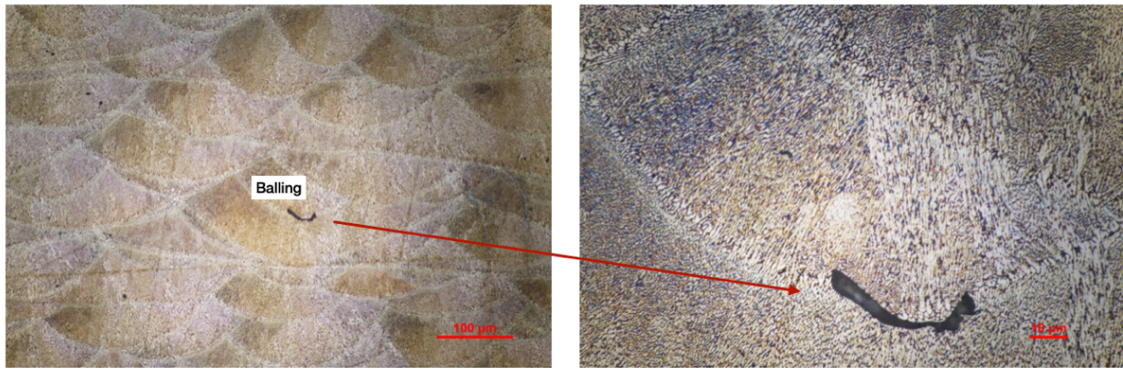
Prøve C hadde ingen antydninger til balling eller keyhole-porer, men det ble observert flere porer på grunn av spatter. Dette er vist i Figur 44. Noen små gassporer ble også observert på C-prøvene.



Figur 44: Bilde av to ulike steder av prøve C der det ble observert spatter, tatt i LM med X20

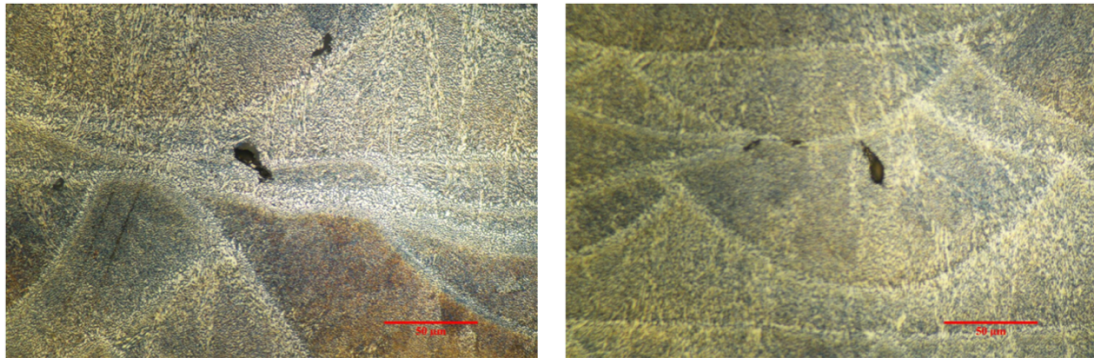
4.1.4 Prøve D med 1335 mm/s og 370 W

Parametersettet D hadde også lite defekter, der de defektene som ble observert var svært små. Figur 45 viser noe som kan være balling.



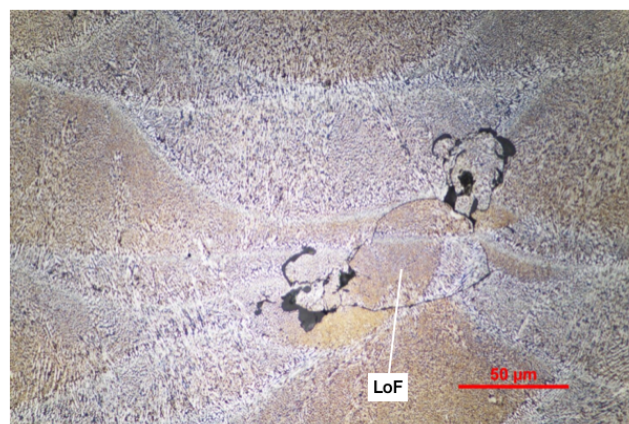
Figur 45: LM-bilder med X20 og X100 av mulig balling i prøve D

Generelt er det funnet få porer i D-prøvene. De som ble observert var små og ofte plassert innenfor smeltebadene, ikke så mye langs kanten. Figur 46 viser noen små porer som er vanskelig å si om er keyhole eller LoF.



Figur 46: Bilder tatt to ulike steder i D prøven der det observeres små porer, tatt i LM med X50

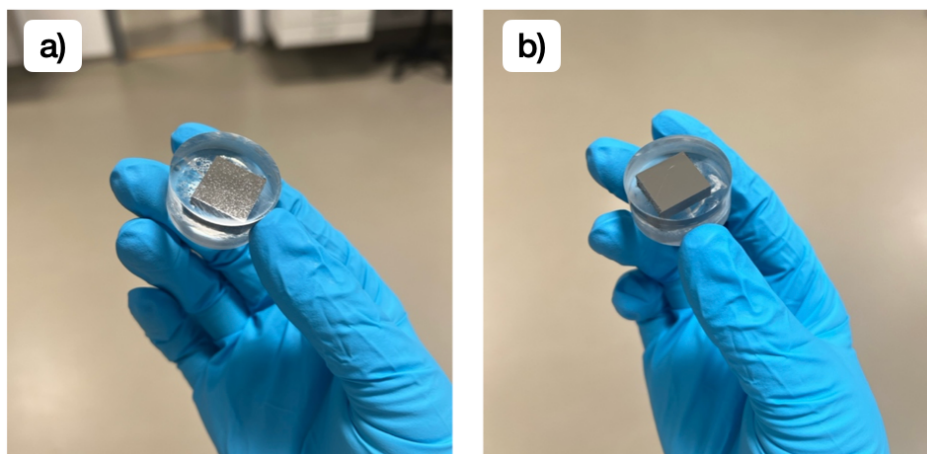
Noen få steder ble det observert små uregelmessige former, som kan minne om LoF. Figur 47 viser et bilde av mulig LoF.



Figur 47: Bildet tatt i LM med X50 av mulig LoF i prøve D

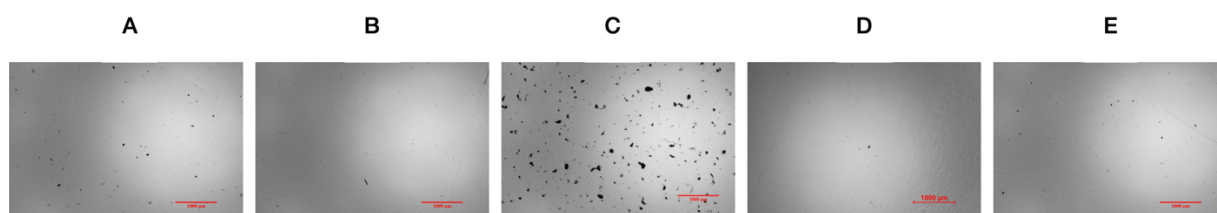
4.2 Porøsitet

Overflaten på alle prøvene ble undersøkt i lysmikroskop, og det ble utført en porøsitetsanalyse for å kartlegge den gjennomsnittlige arealfraksjonen av porer per prøve. Før prøvene ble undersøkt i lysmikroskop, kunne det observeres med det blotte øye at prøve C hadde mange porer og var ikke like glatt som D-prøven. Dette er vist i Figur 48 nedenfor.



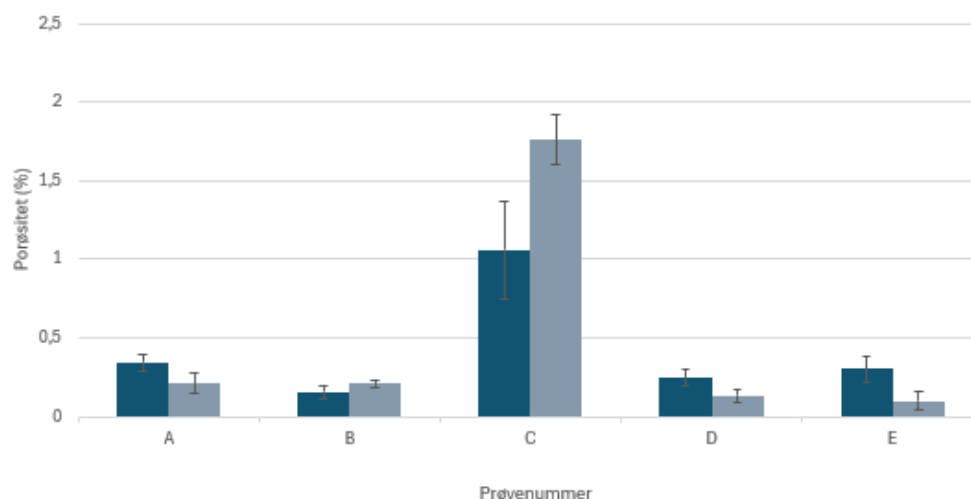
Figur 48: a) Makroskopisk bilde av prøve C med tydelige porer. b) Makroskopisk bilde av prøve D med lite porer.

Etter undersøkelse i lysmikroskop før prøvene ble etset ser det ut som A, B, D og E ikke har så forskjellig porøsitet. Det ser ut til at A har litt flere porer enn B, D og E, men ellers er de ikke så forskjellige. I prøve C derimot, er det observert mange store tydelige porer. Dette er vist i Figur 49 nedenfor.



Figur 49: Bilder tatt i LM med X2.5 som viser en oversikt over den generelle porøsiteten til hver av prøvene sammenlignet med hverandre

Figur 50 viser resultater fra analyse av 10 bilder per sett av prøvene med programvaren MIPAR, Vedlegg 3. Diagrammet viser at prøve C er mest porøs med en arealfraksjon på $1,41 \pm 0,4$ %. Prøve A har størst porøsitet etter C, med $0,28 \pm 0,09$ %. B, D og E hadde nesten helt lik porøsitet på 0,18-0,2 %.

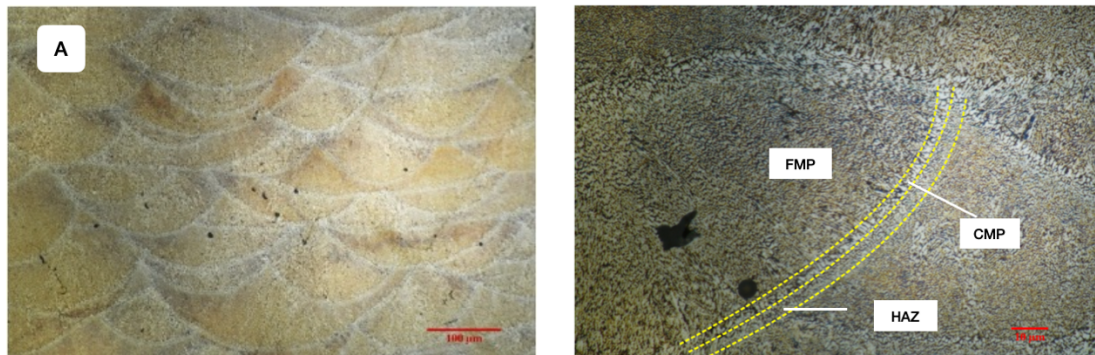


Figur 50: Porøsitetmålinger av 2 sett per prøve vist i et stolpediagram der x-aksen viser prøvenummer og y-aksen viser porøsitet i prosent (%). Det er i tillegg satt inn standardavviket av hver måling

4.3 Mikrostruktur

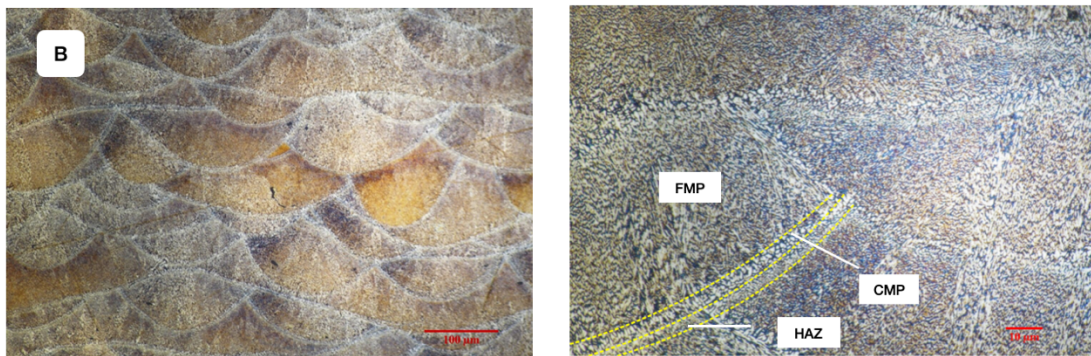
For å undersøke mikrostruktur ble det tatt bilder av alle prøvene i lysmikroskop med forstørrelse X20 og X100. Det ble observert varierende størrelse og form på smeltebadene mellom de fem forskjellige prøvene. A har kortere bredde, men ca. samme dybde på smeltebad som D. Prøve C har bredere smeltebad og med mindre dybde enn D. De resterende prøvene B og E var svært like i form og størrelse på smeltebad som D. Ved smeltebadgrensene ble det observert ulik mikrostruktur med variasjon av formen og orienteringen på kornene. Innenfor smeltebadene er strukturen markert med fine melt pool (FMP) Al-korn med et eutektisk Si-nettverk rundt. Ved skillet til smeltebadsgrensene blir Al-kornene større og grovere, dette området er markert som coarse melt pool (CMP). I motsetning til FMP og CMP, viser den ytterste delen av smeltebadsgrensene en varmepåvirket sone, markert som (HAZ). I dette området er nettverket av Si brutt opp til diskontinuerlige utfellinger. Disse 3 forskjellige sonene er observert i alle prøvene og ser ut til å være lik for alle.

Figur 51 viser smeltebad og mikrostruktur i prøve A.



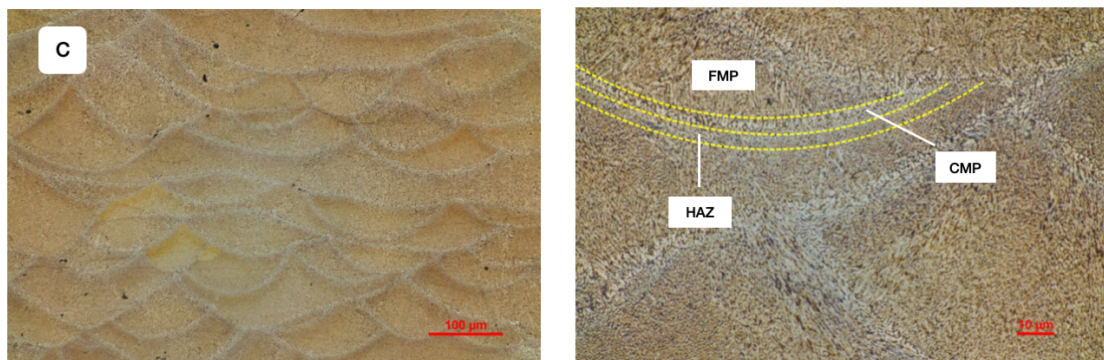
Figur 51: LM-bilder med X20 og X100 av smeltebad og mikrostruktur i prøve A

Figur 52 viser smeltebad og mikrostruktur i prøve B



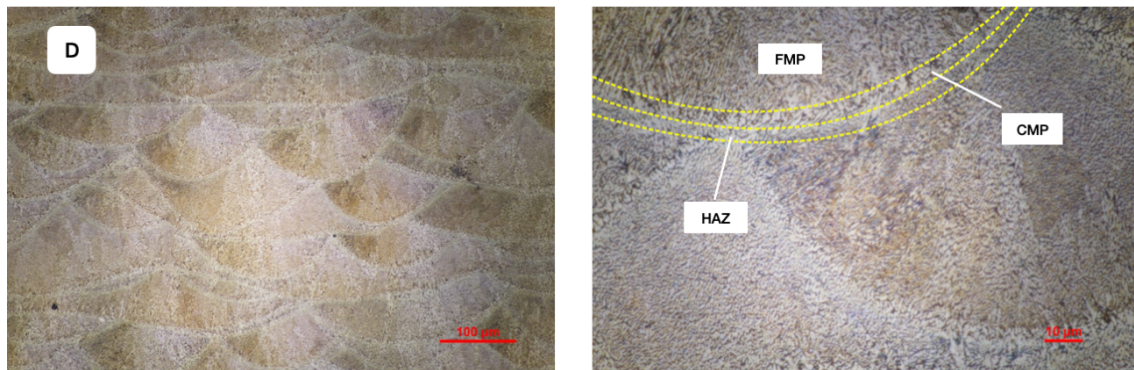
Figur 52: LM-bilder med X20 og X100 av smeltebad og mikrostruktur i prøve B

Figur 53 viser smeltebad og mikrostruktur i prøve C.



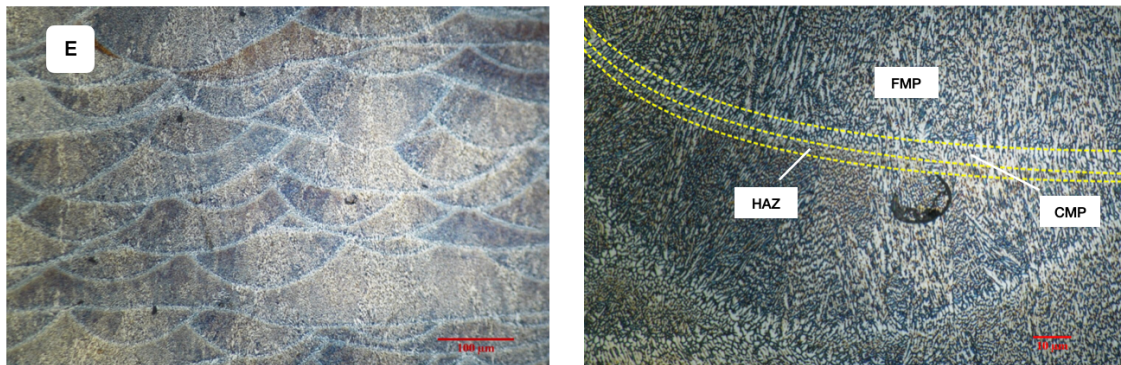
Figur 53: LM-bilder med X20 og X100 av smeltebad og mikrostruktur i prøve C

Figur 54 viser smeltebad og mikrostruktur i prøve D.



Figur 54: LM-bilder med X20 og X100 av smeltebad og mikrostruktur i prøve D

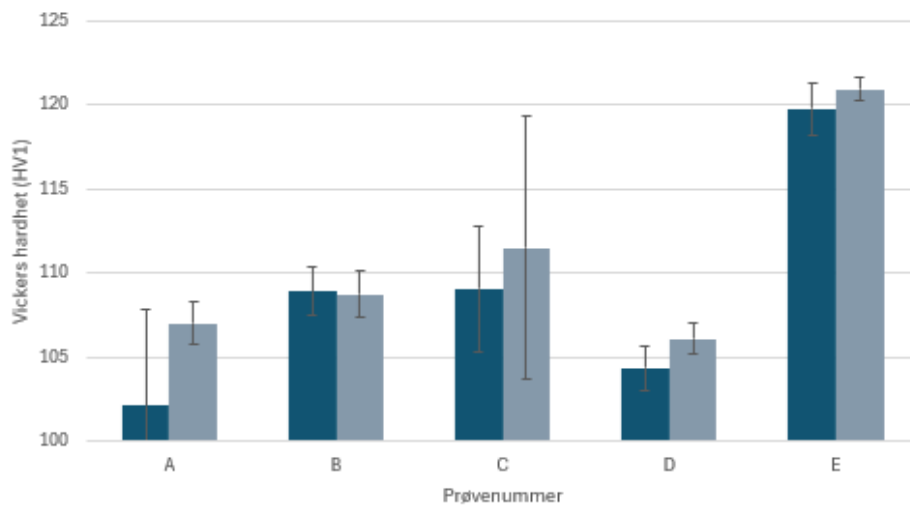
Figur 55 viser smeltebad og mikrostruktur i prøve E.



Figur 55: LM-bilder med X20 og X100 av smeltebad og mikrostruktur i prøve E

4.4 Hardhet

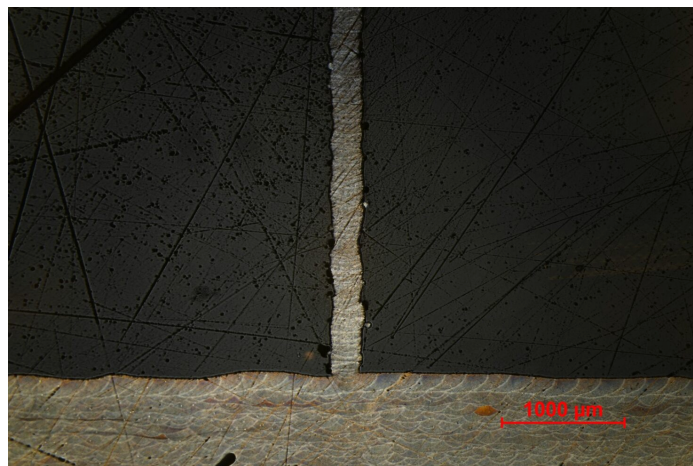
Hardheten varierte mellom de ulike prøvesettene og er vist i Figur 56. Hardheten fra prøve D ble målt til $105,2 \pm 1,4$ HV1, mens E hadde den høyeste hardheten på $120,4 \pm 1,3$ HV1. Prøve C hadde høyest måling av de som har blitt varmebehandlet, med en måling på $110,3 \pm 6,3$ HV1. Prøve A ble målt til å ha en hardhet på $104,6 \pm 4,8$ HV1 og B hadde $108,8 \pm 2$ HV1.



Figur 56: Hardhetsmålinger av 2 sett per prøve vist i stolpediagram med standardavvik for hver måling. Vedlegg 2

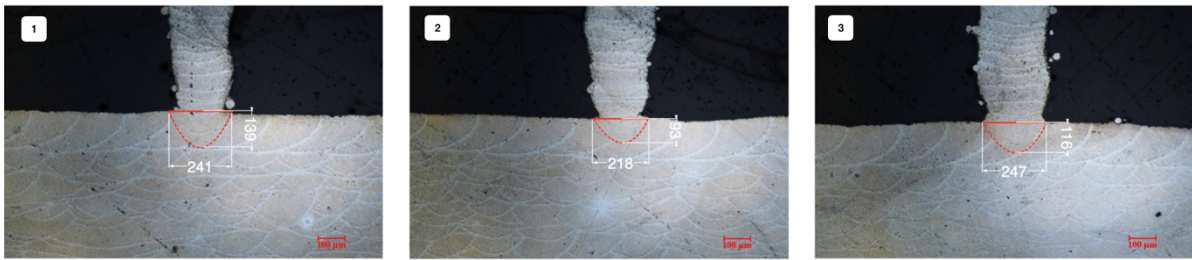
4.5 Lasertest

De tre laservektorene og ytterveggen til lasertesten ble analysert i lysmikroskop. Figur 57 viser et oversiktsbilde av én av de tynne veggene med en laservektor bygd lagvis oppover. Det ble observert svært små smeltebad med mindre bueform enn vanlig mellom hvert lag.



Figur 57: LM-bilde med X2.5 av lasertesten

I skillet mellom toppen av printelaget og den tynne veggen var det mulig å måle en bredde og dybde på smeltebadet ut ifra den første bueformen i bunnen av laservektoren, vist i Figur 58.



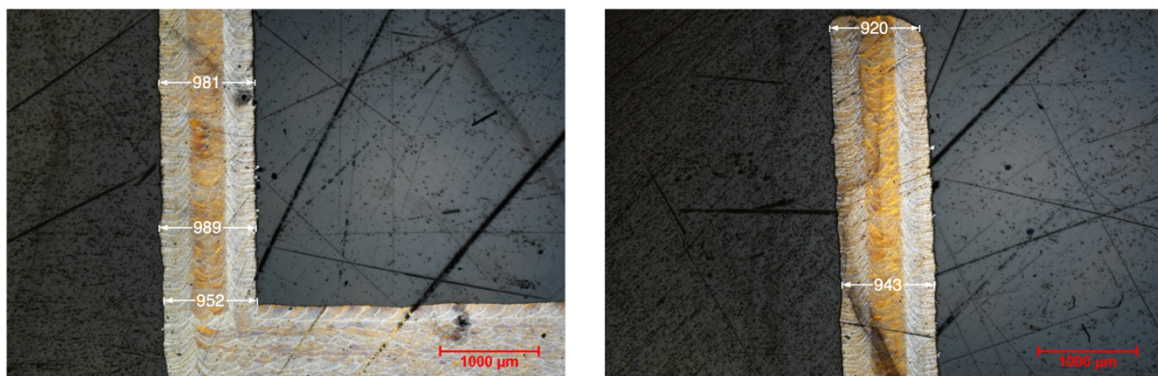
Figur 58: Tre målinger av bredde og dybde på smeltebad i lasertesten i μm

Resultat av målt bredde og dybde på smeltebadene er vist i Tabell 6.

Tabell 6: Resultat av størrelse på smeltebadene

	Bredde	Dybde
Måling 1	241 μm	139 μm
Måling 2	218 μm	93 μm
Måling 3	247 μm	116 μm
Gjennomsnitt	$235,3 \pm 12,5 \mu\text{m}$	$116 \pm 18,8 \mu\text{m}$

For å måle avvik på bredden til ytterveggen ble det tatt utgangspunkt i bredden nederst mot topplaget. Tabell 7 viser alle de målte breddene og avvikene tatt av målingene fra Figur 59. Avviket hadde en spredning på 9 μm til 37 μm som sier noe om presisjonen til laserstrålen ved printing.



Figur 59: Målt bredde i μm 5 ulike steder på ytterveggen

Tabell 7: 5 mål på bredden til ytterveggen i lasertesten, i tillegg til avvik fra bredden på bunnen på 952 μm

	<i>Bredden målt</i>	<i>Avvik fra 952 μm</i>
<i>Bredde på bunnen</i>	952 μm	0 μm
<i>Bredde 1</i>	989 μm	37 μm
<i>Bredde 2</i>	981 μm	29 μm
<i>Bredde 3</i>	943 μm	9 μm
<i>Bredde 4</i>	920 μm	32 μm

5 Diskusjon

5.1 Sammenheng mellom mikrostrukturdannelse, forekomst av defekter og prosessparametere

På grunn av hurtig oppvarming og størkning mellom hvert printelag kan det observeres en mikrostruktur med fine α -Al korn omringet av et nettverk med eutektisk Si. Denne mikrostrukturen er observert i smeltebadene på alle prøvene, og er en typisk forventet mikrostruktur i LPBF-produsert AlSi10Mg. Dette kan sees i fasediagrammet i Figur 17. I grensene på smeltebadene er det mulig å observere grovere α -Al korn og varmepåvirkede soner, der det Si-eutektiske nettverket blir brutt opp til små korn. Dette er fordi laservektoren gir en generell grov struktur i smeltebadene, mens de omkringliggende områdene blir smeltet om og hurtig avkjølt på nytt, som danner en mer forfinet mikrostruktur. Dette er vist i Figur 19, der fine zone viser til nytt pulver som blir smeltet av laseren og danner et smeltebad, coarse zone er starten på smeltebadgrensen der det skjer en forgrovning av α -Al korn og den eutektiske Si-fasen brytes gradvis opp. Til slutt er det varmepåvirket sone (HAZ) som er der tidligere printelag blir smeltet om igjen og danner en forfinet mikrostruktur. Observasjoner av de forskjellige sonene i et smeltebad ser like ut i alle prøvene. I denne oppgaven er de ulike prøvene printet med stor spredning i hastighet fra 800-3000 mm/s, men veldig lik effekt mellom 370-400 W. Det kan da antas at hastighet på laseren ikke har noe innvirkning på dannelsen av mikrostruktur i smeltebadene, men det er usikkert hvor mye effekten påvirker. Hvis det hadde vært mer spredning i effekt i denne oppgaven, kunne dette blitt undersøkt nærmere.

Selv om mikrostrukturen i smeltebadene ser like ut med forskjellige printehastigheter, så betyr ikke det at størrelsen på smeltebadene er den samme. De forskjellige prøvene hadde variasjon i størrelse på smeltebadene, men dette kan komme av ulike faktorer. På grunn av at retningen til laservektoren endrer vinkel mellom hvert lag, er det ikke mulig å bestemme ut ifra et tverrsnitt av prøven hvor dyp og bred et smeltebad er. Dette gir mange forskjellige former for overlapping av smeltebad, og man kan ikke helt sikkert vite hvor smeltebadet starter og slutter. Til tross for dette kunne de fleste smeltebadene i C-prøvene generelt virke både bredere og mindre dype enn de andre prøvene. Dette kan være fordi energitettheten var lav, med svært høy printehastighet på 3000 mm/s, hvor høy hastighet gir brede smeltebad og lav energitetthet gir liten dybde. Det at smeltebadene hadde liten dybde førte til utilstrekkelig overlapping og forekomst av porer mellom smeltebadene, noen med og noen uten usmeltet pulver.

Slike porer ble observert jevnt over hele C-prøvene, som viser at høy printehastighet kan føre til forekomst av LoF-defekter. Dette er på grunn av lav energitilførsel under printingen, som gir dårlig binding mellom lagene.

Smeltebadene i A-prøvene var litt kortere og dypere enn de andre prøvene, men ikke så mye at det var en stor forskjell. Dette kan være fordi prøve A er produsert med lavere hastighet enn B og C. Generelt var smeltebadene i A, B og D veldig like i størrelse og form, og det ble observert nokså tilstrekkelig overlapp og lite LoF-defekter i alle de prøvene. Noen få keyhole-porer ble funnet i prøve A, der Figur 33 b) viser et eksempel. I dette bildet vises det et kort og dypt smeltebad med en stor uregelmessig pore helt i bunn. Dette kan se ut som en LoF-pore basert på formen, men siden den ligger nede i et dypt smeltebad kan det virke som fanget metall damp, altså en keyhole-pore. I Figur 34 kan man se noe som ligner mer på en keyhole-pore basert på form og plassering. Slike porer kan ha forekommet i A-prøvene på grunn av lav skannehastighet og høy energitetthet, slik at absorpsjonen av laserenergi blir for stor og metall damp blir fanget inne i smeltebadet. Det ble også observert gassporer og noen få LoF-porer i A-prøvene, som vist i Figur 34. Gassporene kan ha forekommet på grunn av fanget gass i pulveret, og er mest sannsynlig oppløst hydrogen etter fukt på pulverpartiklene. Det var ikke forventet å finne LoF-defekter i A-prøvene på grunn av den høye energitettheten, men de som ble funnet var få og små i størrelse. I tillegg hadde de ikke noe særlig skarpe kanter, i forhold til LoF-defektene observert i C-prøvene.

B- og D-prøvene hadde veldig lik størrelse på smeltebad, i tillegg til få observerte defekter. B-prøvene hadde litt mer LoF-defekter enn D-prøvene. Det ble observert noe som kan være balling i både B og D, men dette kan også være spatter-partikler som ligner på balling på grunn av den runde formen. Dette er vist i Figur 37 og 45. Spatter ble også observert i C-prøvene, men ikke A-prøvene. Dette kan indikere at spatter forekommer oftere med høyere hastighet. Det må tas i betraktning at spatter som oftest ikke endrer egenskapene i prøvene, og at spatter-partiklene smelter inn med resten av printelaget. Ved noen tilfeller ble det observert spatter-partikler langs smeltebadgrenser, for eksempel i Figur 44, som kan føre til spenningskonsentrasjon og brudd langs grensene. Dette gjelder også for de fleste LoF-porene som strekker seg langs smeltebadgrensene, disse porene er ofte store og har skape kanter. Det kan derfor sies at LoF-porer er farligere enn keyhole- og gassporer, som forekommer inne i smeltebadene og ofte har en rundere mer ufarlig form, på grunn av større mulighet for utmatting. Ut ifra dette kan man si at C-prøvene er mer kritiske enn de andre, på grunn av de mange observerte LoF-porene.

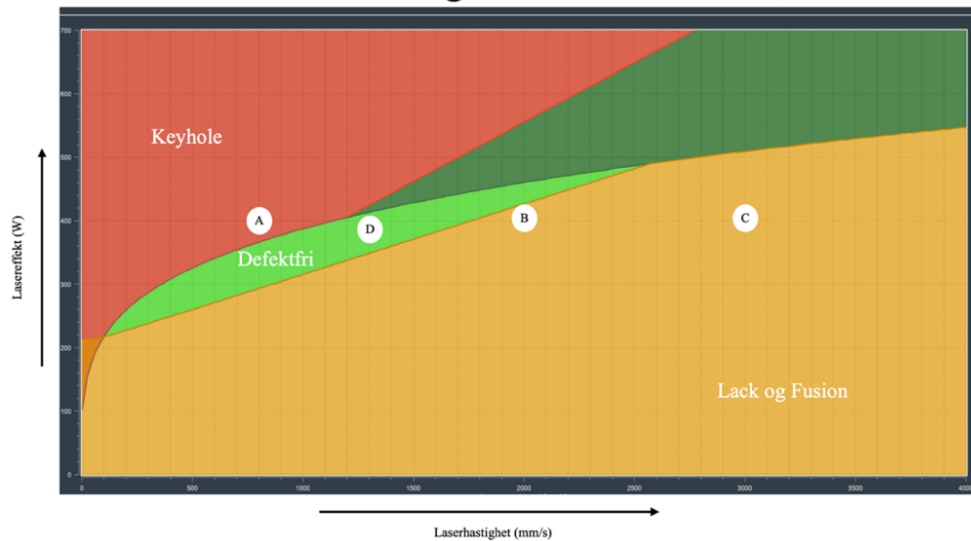
Dette stemmer også overens med porøsitetmålingene og observasjonene fra Figur 49, som viser at prøve C er mer porøs enn de andre.

I prøve C ble det observert noe som lignet usmeltet pulver i mange av de store porene. Dette ble undersøkt i SEM, og med EDS-analyse ble det bekreftet at det var AlSi10Mg-pulveret. Disse målingene viser at pulveret ikke inneholder noen forurensninger av andre elementer. I tillegg ble diameteren på pulveret målt til å være mellom 32-41 μm , som stemmer overens med den forventede størrelsen på 20-63 μm . Fra mikrostrukturbildet tatt med SEM BSE av et pulver, kan det tydelig sees mørke områder med et lyst nettverk rundt. Dette kan virke som α -Al-fasen omringet av et nettverk med eutektisk Si, slik som observert i lysmikroskop. BSE viser bilder med atomnummerkontrast, hvor høyere atomnummer gir lysere farge. Dette forklarer hvorfor Si-fasen er lysere enn Al-fasen.

I dag har de fleste deler som er produsert med AM en tetthet på minst 99,5 %. Porøsitet på mindre enn 0,5 % blir ofte betraktet som ubetydelig og har vanligvis ingen innvirkning på delens egenskaper (73). Fra målingene i denne oppgaven har både A, B, D og E en målt porøsitet på mindre enn 0,5 %, noe som kan indikere at disse prøvene har en ubetydelig mengde porer i forhold til egenskapene. Selv om porøsiteten kan virke ubetydelig, er det viktig å ha kontroll på størrelse, form og posisjon på porer for å bekrefte om det kan ha en innvirkning på de mekaniske egenskapene. For eksempel er porer plassert lenger ut mot kanter mer kritisk enn langt inne i materialet, på grunn av utmatting. Det kan derfor ikke sies helt sikkert hvor mye porene påvirker egenskapene til prøvene i denne oppgaven, siden det bare er blitt utført hardhetsmålinger og ikke flere mekaniske tester. C-prøvene hadde en gjennomsnittlig porøsitet på $1,4 \pm 0,4$ %, som gir den eneste målingen med en porøsitet over 0,5 %. Det må tas i betraktning at det var flere porer med usmeltet pulver som kan ha forstyrret tellingene under porøsitetmålingene. Pulveret kan ha vært i veien for poren bak og dermed forstyrret målingen med at det ikke regnes som et mørkt område. Selv med denne feilkilden, hadde C-prøvene mye større porøsitet enn de andre prøvene. I Vedlegg 3 kan man se at både A og B hadde nesten like mange antall porer som C, men siden arealfraksjonen var så forskjellig fra A og B til C, viser det at porene i C var mye større. Dette stemmer også overens med observasjoner fra lysmikroskop og er vist i Figur 49. Fra porøsitetmålingene kan det også sees at prøve B, D og E har svært like målinger. Dette kan skyldes at B og D varierer minst i prosessparametere, og siden D er printet med standardparametere for å være «defektfri», kan man anta at B er i nærheten det defektfrie området. De like porøsitetmålingene mellom D og E indikerer at spenningsglødingen ikke påvirker porøsiteten.

Ut ifra observerte defekter og målt porøsitet kan det antas hvilket kartleggingsplott som er mest presis for denne oppgaven. Figur 60 nedenfor viser det mest passende plottet for sammenhengen mellom laserhastighet, effekt og defektdannelse i AlSi10Mg. Her ser man prøve D i det defektfrie området, som stemmer godt overens med resultatene fra lysmikroskop og porøsitetmålingene som ga en lav akseptabel porøsitet. Siden det ble observert lite defekter og noen få keyholeporer i prøve A, er den plassert i det røde området, men nærme det defektfrie området. På andre siden er prøve B plassert i det gule området for forventet LoF-defektdannelse. I likhet med A, er B nærme det defektfrie området, og dette stemmer godt overens med resultater fra porøsitetmålinger og observerte defekter. A hadde litt høyere målt porøsitet enn B og D, som kan forklares med at A ligger litt lenger ifra det defektfrie området enn B som ligger rett ved grensen. Det var ikke observert noe særlig forskjell på prøve B og D, med svært lik porøsitet og nesten like store smeltebad. Ut ifra testene gjennomført i denne oppgaven kan det virke som om B er «defektfri», og kunne vært i det lysegrønne området sammen med D. Imidlertid er det ikke testet nok på forskjellen mellom B og D i denne rapporten. Det kan derfor ikke sies med sikkerhet hvor like de er, og om B egentlig burde vært i det lysegrønne området. Prøve C er langt inne i det gule området hvor det forventes LoF, noe som stemmer overens med porøsitetmålinger og undersøkelser i lysmikroskop. Totalt sett stemmer dette kartleggingsplottet godt overens med resultatene fra denne oppgaven. Plottet viser at lav laserhastighet og høy effekt, samt høy hastighet og lav effekt øker forekomsten av porer. Generelt kan for høy energitetthet føre til forekomst av keyhole-porer, mens for lav energitetthet kan føre til forekomst av LoF-defekter. Med utgangspunkt i det defektfrie området, har prøve D en energitetthet på $54,3 \text{ J/mm}^3$ som derfor kan antas å være en gunstig energitetthet i dette tilfellet. Prøve A har høyere enn D med energitetthet på 98 J/mm^3 , mens prøve C har mindre enn D med $26,1 \text{ J/mm}^3$. Prøve B har nærmest energitetthet til D med $39,2 \text{ J/mm}^3$, som kan forklare de like egenskapene mellom B og D.

30% effektivitet og laserdiameter $d=0,08$



Figur 60: Kartleggingsplott for forekomsten av defekter med forskjellig laserhastighet og effekt, med en laserdiameter på 0,08mm og effektivitet på 30 %

5.2 Effekt av spenningsgløding

Fra tidligere diskusjon om porøsitetmålingene kan det antas at spenningsgløding ikke påvirker porøsiteten. Fra teorien er det forventet at Si-kornene skal være finere i prøve E og grovere i de som er varmebehandlet. Dette ble ikke observert i lysmikroskop, men det kan være fordi Si-kornene var så små at det burde blitt videre undersøkt i SEM. Selv om dette ikke ble funnet i lysmikroskop, kan hardhetsmålingene indikere at morfologien til Si-kornene er forskjellig fra E til de andre som er varmebehandlet. Prøve E har høyere hardhet enn de 4 andre prøvene. Den høye styrken til LPBF-produserte deler kommer fra en forfining av mikrostrukturen, da spesielt Si-kornene. Ut ifra dette kan det antas at grunnen til at E har høyest hardhet, skyldes finere mikrostruktur enn de andre prøvene. Effekt av spenningsglødingen, vurdert gjennom hardhetsmålinger og mikrostrukturanalyse, fører derfor til lavere hardhet på grunn av forgroving av Si-korn og reduserte indre spenninger. Med utgangspunkt i D og E, siden de er printet med samme parametere, er nedgangen i hardhet på 15 HV.

Avlesning av inntrykkene til hardhetsmålingene som vist i Figur 28b, ble påvirket av nærliggende porer. Selve inntrykket endret seg ikke, men avlesningen i maskinen kunne tolke de mørke porene langs kanten til inntrykket som en del av avlesningsområdet. Denne feilen ble oppdaget under testingen, og det ble derfor tatt nye målinger av de prøvene det gikk ut over.

Selv om noen målinger ble tatt på nytt, kan de nye målingene også vært preget av små avlesningsfeil.

I tillegg til dette var også høyden på alle prøvene forskjellig, ettersom de ikke ble støpt med nøyaktig samme mengde epoxy. Dette førte til at høyden mellom avlesningskameraet og prøven måtte justeres manuelt mellom hver prøve. Avlesningen fra kameraet er avhengig av avstand og fokus, og siden dette ble justert manuelt kan det ha vært forskjellig fra prøve til prøve. Disse mulige avlesningsfeilene kan være grunnen til at de varmebehandlede prøvene hadde forskjellig målt hardhet. Prøve C hadde høyest hardhet av de som var varmebehandlet. Dette var ikke forventet ettersom C også hadde høyest porøsitet, hvor økt porøsitet og lavere tetthet kan føre til redusert hardhet (74). Selv med disse usikkerhetene med avlesning fra maskinen, er det forventet at AlSi10Mg har en hardhet på 103 ± 7 HV etter en spenningsgløding på 300°C i to timer (75). Dette stemmer godt overens med målingene i denne oppgaven, med laveste hardhet på 104,6 HV fra A, og høyeste på 110,3 HV fra C.

5.3 Laservektor og yttervegg

Lasertesen som ble undersøkt i denne oppgaven er spesiallaget for å kunne få et realistisk mål på størrelsen til et smeltebad, laget med standardparametere. Siden denne testen er printet med samme parametere som prøve D, kan resultatene fra testen indikere på størrelsene til smeltebadene i prøve D. Videre kan denne informasjonen brukes til å få en mer fullstendig forståelse av sammenheng mellom smeltebadsdannelse prosessparametere. Opprinnelig var det planlagt å måle smeltebadene oppover langs laservektoren, som i teorien skulle vise ett og ett smeltebad overlappende oppover. Dette ble ikke like lett å se i virkeligheten. I en vanlig produsert komponent som de kubiske prøvene i denne oppgaven, vil laservektorens varmeoverføring skje ut over til alle sidene og ned i tidligere lag. I lasertesten er det bare én laservektor lagvis oppover, som gjør at varmeoverføringen ikke kan skje i andre retninger enn nedover i det eneste forrige laget. På grunn av hurtig oppvarming, avkjøling og oppvarming på nytt blir smeltebadene mer komprimert og mindre buformet. I tillegg var mikrostrukturen svært preget av varmepåvirkede soner i de små smeltebadene. Det var derfor ikke mulig å måle et representativt smeltebad i den tynne veggen, og derfor ble det gjort målinger i skillet mellom toppen av printelaget og laservektoren, hvor varmeoverføringen er mer realistisk.

I det skillet var det mulig å se starten på smeltebad fra én enkelt laservektor, fordi toppen av printelaget var printet med en annen parameter kalt «top layer». Siden det var 3 tynne vegger med en laservektor i lasertesten, var det mulig å få 3 målinger på dette smeltebadet som ble dannet i skillet mellom de ulike parameterne. Bredden ble målt til å være $235,3 \pm 12,5 \mu\text{m}$ og dybden på $116 \pm 18,8 \mu\text{m}$, dette kan derfor antas å være realistiske mål på bredde og dybde til smeltebadene i prøve D.

Ytterveggen til lasertesten ble målt til å være $952 \pm 37 \mu\text{m}$. Fra den digitale modellen til lasertesten ble ytterveggen stilt inn til å være 90° mot bunnen og $1000 \mu\text{m}$ bred (70). Disse målingene fra ytterveggen kan videre brukes for å finne ut mer om nøyaktigheten til laseren, og hva som faktisk blir printet i forhold til datadesignet.

6 Konklusjon

Denne oppgaven har undersøkt fem prøver av additivt tilvirket AlSi10Mg med varierende laserhastighet og effekt, for å forstå sammenheng mellom prosessparametere og forekomst av defekter. Det mest passende kartleggingsplottet ble funnet til å være det med 30 % effekt og laserdiameter på 0,08mm. Det som påvirker forekomsten av porøsitet, er forholdet mellom effekt og hastighet. I denne oppgaven ble laserhastighet variert, mens effekten var så og si konstant. Lav hastighet, som gir høy energitetthet, kan føre til overdreven fordamping i metallet og dannelse av keyhole-porer. Høy laserhastighet kan føre til LoF-defekter, på grunn av for lav energitetthet og manglende smelting under prosessen.

Porøsitetsmålinger viste at prøve A, B, D og E hadde en porøsitet mindre enn 0,5 %, mens C hadde en betydelig høyere porøsitet på 1,4 %. Variasjonen av prosessparametere i denne oppgaven førte til ulik størrelse på smeltebadene, men lik mikrostruktur. Spenningsgløding av de LPBF-produserte delene førte til en nedgang i hardhet på 15 HV. Fra lasertesten ble det funnet et realistisk mål på smeltebadsstørrelse til komponenter produsert med standardparametere, med en bredde på $235,3 \pm 12,5 \mu\text{m}$ og en dybde på $116 \pm 18,8 \mu\text{m}$.

Siden denne oppgaven undersøkte stor variasjon i laserhastighet, men nesten konstant effekt, kan det være interessant å undersøke nærmere hvor mye lasereffekten påvirker. I tillegg ble det bare undersøkt fire forskjellige parametersett i denne oppgaven. Det bør derfor undersøkes flere variasjoner av prosessparametere for å få et mer nøyaktig svar.

Ut ifra testene gjennomført i denne oppgaven kan det virke som om B er «defektfri», og kunne vært i det lysegrønne området sammen med D. Imidlertid er det ikke testet nok på forskjellen mellom B og D i denne rapporten. Dette kunne blitt videre undersøkt for å kunne finne et mer nøyaktig estimat på grensen til prosessvinduet.

Det har kun blitt utført hardhetsmålinger for å teste mekaniske egenskaper i denne oppgaven. Det burde derfor blitt utført flere mekaniske tester for å undersøke sammenheng mellom porøsitet, poreform og materialeegenskaper nærmere.

Referanser

1. Yang L, Hsu K, Baughman B, Godfrey D, Medina F, Menon M, mfl. Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production [Internett]. Cham: Springer International Publishing; 2017 [sitert 27. januar 2024]. (Springer Series in Advanced Manufacturing). Tilgjengelig på: <http://link.springer.com/10.1007/978-3-319-55128-9>
2. Jr WDC, Rethwisch DG. Callister's Materials Science and Engineering. John Wiley & Sons; 2020. 949 s.
3. additiv-tilvirkning-brosjyre-sintef-2023.pdf [Internett]. [sitert 30. april 2024]. Tilgjengelig på: <https://www.sintef.no/contentassets/ab3e19d64cd844fe93c4896df55c9fce/additiv-tilvirkning-brosjyre-sintef-2023.pdf>
4. Rolstadås A, Krokan A, Dyrhaug LT. Teknologien endrer samfunnet. Bergen: Fagbokforl. i samarbeid med Norges tekniske vitenskapsakademi Innbundet; 2017. 228 s.
5. Armstrong M, Mehrabi H, Naveed N. An overview of modern metal additive manufacturing technology. J Manuf Process. 1. desember 2022;84:1001–29.
6. Mayer M. Additiv tilvirkning mot 2045 – trender og implikasjoner for Forsvaret.
7. Mostafaei A, Zhao C, He Y, Reza Ghiaasiaan S, Shi B, Shao S, mfl. Defects and anomalies in powder bed fusion metal additive manufacturing. Curr Opin Solid State Mater Sci. 1. april 2022;26(2):100974.
8. Chowdhury S, Yadaiah N, Prakash C, Ramakrishna S, Dixit S, Gupta LR, mfl. Laser powder bed fusion: a state-of-the-art review of the technology, materials, properties & defects, and numerical modelling. J Mater Res Technol. 1. september 2022;20:2109–72.
9. Metal AM magazine [Internett]. 2018 [sitert 30. april 2024]. How process parameters drive successful metal AM part production. Tilgjengelig på: <https://www.metal-am.com/articles/70927-2/>
10. Tu.no [Internett]. 2021 [sitert 30. april 2024]. 3D-printede metallemer må testes riktig – i verste fall er bæreevnen overvurdert. Tilgjengelig på: <https://www.tu.no/artikler/3d-printede-metallemer-ma-testes-riktig-i-verste-fall-er-baareevnen-overvurdert/515765>
11. Pant P, Salvemini F, Proper S, Luzin V, Simonsson K, Sjöström S, mfl. A study of the influence of novel scan strategies on residual stress and microstructure of L-shaped LPBF IN718 samples. Mater Des. 1. februar 2022;214:110386.
12. Kara. An Introduction to FFF/FDM Metals [Internett]. Additive-X. 2021 [sitert 16. mai 2024]. Tilgjengelig på: <https://additive-x.com/blog/an-introduction-to-fff-fdm-metals/>
13. Martinsen K. 3D-printing. I: Store norske leksikon [Internett]. 2024 [sitert 30. april 2024]. Tilgjengelig på: <https://snl.no/3D-printing>

14. Symmetry Electronics [Internett]. [sitert 30. april 2024]. Defining Additive Manufacturing. Tilgjengelig på: <https://www.symmetryelectronics.com/blog/defining-additive-manufacturing/>
15. Kusuma C. The Effect of Laser Power and Scan Speed on Melt Pool Characteristics of Pure Titanium and Ti-6Al-4V Alloy for Selective Laser Melting.
16. Sarentica A. Conventional heat treatment of additively manufactured AlSi10Mg [Internett]. 2019 [sitert 30. april 2024]. Tilgjengelig på: <https://urn.kb.se/resolve?urn=urn:nbn:se:ltu:diva-75056>
17. Ransenigo C, Tocci M, Palo F, Ginestra P, Ceretti E, Gelfi M, mfl. Evolution of Melt Pool and Porosity During Laser Powder Bed Fusion of Ti6Al4V Alloy: Numerical Modelling and Experimental Validation. *Lasers Manuf Mater Process*. 1. desember 2022;9(4):481–502.
18. Chowdhury S, Yadaiah N, Prakash C, Ramakrishna S, Dixit S, Gupta LR, mfl. Laser powder bed fusion: a state-of-the-art review of the technology, materials, properties & defects, and numerical modelling. *J Mater Res Technol*. 1. september 2022;20:2109–72.
19. Coen V, Goossens L, Hooreweder BV. Methodology and experimental validation of analytical melt pool models for laser powder bed fusion. *J Mater Process Technol*. 1. juni 2022;304:117547.
20. Rapid Prototyping [Internett]. [sitert 30. april 2024]. Tilgjengelig på: <https://link.springer.com/book/10.1007/978-1-4757-6361-4>
21. Zhu H, Lu L, Fuh JYH. Study on Shrinkage Behaviour of Direct Laser Sintering Metallic Powder. *Proc Inst Mech Eng Part B-J Eng Manuf - PROC INST MECH ENG B-J ENG MA*. 1. juni 2006;220:183–90.
22. Schmid S, Krabusch J, Schromm T, Jieqing S, Ziegelmeier S, Grosse CU, mfl. A new approach for automated measuring of the melt pool geometry in laser-powder bed fusion. *Prog Addit Manuf*. 1. mai 2021;6(2):269–79.
23. Ferreri NC, Vogel SC, Knezevic M. Determining volume fractions of γ , γ' , γ'' , δ , and MC-carbide phases in Inconel 718 as a function of its processing history using an advanced neutron diffraction procedure. *Mater Sci Eng A*. 20. april 2020;781:139228.
24. Yang T, Liu T, Liao W, MacDonald E, Wei H, Zhang C, mfl. Laser powder bed fusion of AlSi10Mg: Influence of energy intensities on spatter and porosity evolution, microstructure and mechanical properties. *J Alloys Compd*. 30. desember 2020;849:156300.
25. Yap CY, Chua C, Dong Z, Liu Z, Zhang D, Loh LE, mfl. Review of selective laser melting: Materials and applications. *Appl Phys Rev*. 1. desember 2015;2:041101.
26. Bartlett JL, Jarama A, Jones J, Li X. Prediction of microstructural defects in additive manufacturing from powder bed quality using digital image correlation. *Mater Sci Eng A*. 9. september 2020;794:140002.

27. Du C, Zhao Y, Jiang J, Wang Q, Wang H, Li N, mfl. Pore defects in Laser Powder Bed Fusion: Formation mechanism, control method, and perspectives. *J Alloys Compd.* 25.mai 2023;944:169215.
28. Guo K, Ji Y, Li Y, Kang X, Bai H, Ren H. Numerical Simulation of Temperature Field and Melt Pool Characteristics of CP-Ti Manufactured by Laser Powder Bed Fusion. *Metals.* januar 2023;13(1):11.
29. Alamri NMH, Packianather M, Bigot S. Predicting the Porosity in Selective Laser Melting Parts Using Hybrid Regression Convolutional Neural Network. *Appl Sci.* januar 2022;12(24):12571.
30. Sun S, Brandt M, Easton M. 2 - Powder bed fusion processes: An overview. I: Brandt M, redaktør. *Laser Additive Manufacturing* [Internett]. Woodhead Publishing; 2017 [sitert 30. april 2024]. s. 55–77. (Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials). Tilgjengelig på: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780081004333000026>
31. Milewski JO. *Additive Manufacturing of Metals* [Internett]. Cham: Springer International Publishing; 2017 [sitert 30. april 2024]. (Springer Series in Materials Science; bd. 258). Tilgjengelig på: <http://link.springer.com/10.1007/978-3-319-58205-4>
32. Zhang B, Li Y, Bai Q. Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review. *Chin J Mech Eng.* 1. mai 2017;30(3):515–27.
33. Wang W, Liang SY. Prediction of molten pool height, contact angle, and balling occurrence in laser powder bed fusion. *Int J Adv Manuf Technol.* 1. april 2022;119(9):6193–202.
34. Liu Y, Yang Y, Mai S, Wang D, Song C. Investigation into spatter behavior during selective laser melting of AISI 316L stainless steel powder. *Mater Des.* 15. desember 2015;87:797–806.
35. Shriwas AK, Kale V. “ Impact of Aluminium Alloys and Microstructures on Engineering Properties-Review ”. I 2016 [sitert 30. april 2024]. Tilgjengelig på: <https://www.semanticscholar.org/paper/%E2%80%9CImpact-of-Aluminium-Alloys-and-Microstructures-on-Shriwas-Kale/240e7d31e1fccb94f0be355ceadacebd288b6356>
36. Kvande H. The Aluminum Smelting Process. *J Occup Environ Med Am Coll Occup Environ Med.* 1. mai 2014;56 Suppl 5S:S2–4.
37. Forskjellen på stål og aluminium [Internett]. [sitert 7. mai 2024]. Hva er forskjellen på stål og aluminium? Tilgjengelig på: <https://alvoen.no/Default.aspx?ID=7810>
38. Johansen H. Aluminium. NTNU;
39. Solberg JK. *TEKNOLOGISKE METALLER OG LEGERINGER*. Institutt for materialteknologi, NTNU; 2017.
40. Aluminium - en introduksjon | Tibnor.no [Internett]. [sitert 14. mai 2024]. Tilgjengelig på: <https://www.tibnor.no/introduksjon-til-aluminium>

41. (1) (PDF) DEVELOPMENT OF ULTRAFINE GRAINED A356 ALUMINIUM ALLOY BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION AND STUDIES ON ITS DEFORMATION BEHAVIOUR AND MACHINABILITY [Internett]. [sitert 14. mai 2024]. Tilgjengelig på: https://www.researchgate.net/publication/324112090_DEVELOPMENT_OF_ULTRAFINE_GRAINED_A356_ALUMINIUM_ALLOY_BY_SEVERE_PLASTIC_DEFORMATION_AND_STUDIES_ON_ITS_DEFORMATION_BEHAVIOUR_AND_MACHINABILITY
42. Girelli L, Tocci M, Gelfi M, Pola A. Study of heat treatment parameters for additively manufactured AlSi10Mg in comparison with corresponding cast alloy. Mater Sci Eng A. 2. januar 2019;739:317–28.
43. Schuster ML. Development of High-Strength Aluminum Alloys for Additive Manufacturing. [Lausanne]: EPFL; 2022.
44. Development of High-Strength Aluminium Alloys for Additive Manufacturing [Internett]. [sitert 15. mai 2024]. Tilgjengelig på: https://www.mpie.de/4511336/development_highstrength_aluminium_alloys
45. Material Datasheet EOS Aluminium AlSi10Mg_EN.pdf [Internett]. [sitert 30. april 2024]. Tilgjengelig på: https://www.eos.info/05-datasheet-images/Assets_MDS_Metal/EOS_Aluminium_AlSi10Mg/Material_Datasheet_EOS_Aluminium_AlSi10Mg_EN.pdf
46. Trevisan F, Calignano F, Lorusso M, Pakkanen J, Aversa A, Ambrosio EP, mfl. On the Selective Laser Melting (SLM) of the AlSi10Mg Alloy: Process, Microstructure, and Mechanical Properties. Materials. januar 2017;10(1):76.
47. Asmael M. Lost foam casting of LM6-Al-Si cast alloy. 2009.
48. Song B, Yan Q, Shi Y. Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting. J Mater Sci Technol. 1. november 2019;41.
49. AlSi10Mg powder for SLM EBM 3D Printing - MET3DP [Internett]. [sitert 20. mai 2024]. Tilgjengelig på: <https://met3dp.com/product/alsi10mg-powder/>
50. Zhang C, Zhu H, Qi Y, Zeng X. The Effect of Annealing on Microstructure and Mechanical Properties of Selective Laser Melting AlSi10Mg. IOP Conf Ser Mater Sci Eng. mai 2019;538(1):012023.
51. Nordmo T, Strand MR, Vyssios A. Mekaniske egenskaper til selektiv lasersmeltet AlSi10Mg-legering : Med fokus på effekt av printeretning, overflatebehandling, varmebehandling og variasjon i diameter [Internett] [Master thesis]. 65. University of Agder; 2020 [sitert 30. april 2024]. Tilgjengelig på: <https://uia.brage.unit.no/uia-xmlui/handle/11250/2679275>
52. Rosenthal I, Stern A. HEAT TREATMENT INVESTIGATION OF THE AlSi10Mg ALLOY PRODUCED BY SELECTIVE LASER MELTING (SLM): MICROSTRUCTURE

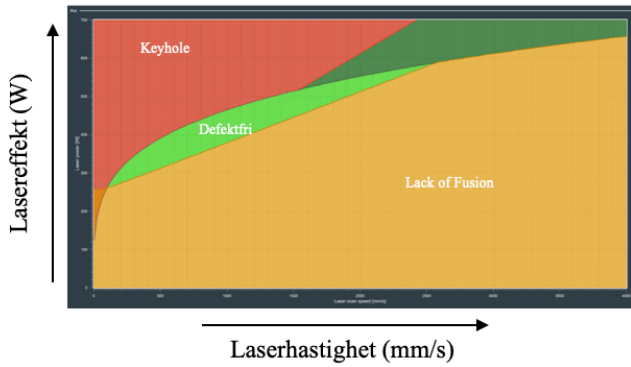
- AND HARDNESS. Ann Dunarea Jos Univ Galati Fascicle XII Weld Equip Technol. 2016;27:7–11.
53. Shakil SI, Hadadzadeh A, Shalchi Amirkhiz B, Pirgazi H, Mohammadi M, Haghshenas M. Additive manufactured versus cast AlSi10Mg alloy: Microstructure and micromechanics. Results Mater. 1. juni 2021;10:100178.
54. Radkovský F, Gawronová M, Válková N, Lichý P, Kroupová I, Merta V, mfl. Determination of linear expansion of AlSi10Mg aluminium alloy depending on external conditions during solidification. Heliyon. 1. november 2022;8(11):e11363.
55. allan. SlideServe. 2014 [sitert 1. mai 2024]. PPT - Støpte metaller PowerPoint Presentation, free download - ID:5818380. Tilgjengelig på: <https://www.slideserve.com/allan/st-pte-metaller>
56. Li W, Li S, Liu J, Zhang A, Zhou Y, Wei Q, mfl. Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism. Mater Sci Eng A. 29. april 2016;663:116–25.
57. Zyska A, Boroń K. Comparison of the Porosity of Aluminum Alloys Castings Produced by Squeeze Casting. Manuf Technol. 25. november 2021;21(5):725–34.
58. Shukla S. Study of Porosity Defect in Aluminum Die Castings and its Evaluation and Control for Automotive Applications.
59. Yu X, Wang L. T6 heat-treated AlSi10Mg alloys additive-manufactured by selective laser melting. Procedia Manuf. 1. januar 2018;15:1701–7.
60. What is Microscopy? - Concepts [Internett]. [sitert 1. mai 2024]. Tilgjengelig på: https://myscope.training/Concepts_What_is_Microscopy
61. Reflected light imaging - LFM [Internett]. [sitert 8. mai 2024]. Tilgjengelig på: https://myscope.training/LFM_Reflected_light_imaging
62. Tomer A. Structure of Metals Through Optical Microscopy. ASM International; 1991. 288 s.
63. Sample Preparation [Internett]. [sitert 1. mai 2024]. Tilgjengelig på: <https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/optical-microscopy/preparation.php>
64. Scanning Electron Microscopy. I: Materials Characterization [Internett]. John Wiley & Sons, Ltd; 2013 [sitert 8. mai 2024]. s. 127–61. Tilgjengelig på: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/9783527670772.ch4>
65. Brandon D, Kaplan WD. Microstructural Characterization of Materials. John Wiley & Sons; 2013. 672 s.
66. A Beginners' Guide to Scanning Electron Microscopy [Internett]. [sitert 1. mai 2024]. Tilgjengelig på: <https://link.springer.com/book/10.1007/978-3-319-98482-7>

67. Schneider JM, Bigerelle M, Iost A. Statistical analysis of the Vickers hardness. *Mater Sci Eng A*. 1. april 1999;262(1):256–63.
68. Kah P, Martikainen J, Layus P. *Methods of Evaluating Weld Quality in Modern Production (Part 1)*. I 2011.
69. Vickers hardness testing: ISO 6507, ASTM E384 [Internett]. [sitert 1. mai 2024]. Vickers hardness testing: ISO 6507, ASTM E384. Tilgjengelig på: <https://www.zwickroell.com/industries/metals/metals-standards/vickers-test-iso-6507/>
70. Klair SS. Veileder fra FFI.
71. Wang T, Dai S, Liao H, Zhu H. Pores and the formation mechanisms of SLMed AlSi10Mg. *Rapid Prototyp J*. 1. januar 2020;26(9):1657–64.
72. Sosa JM, Huber DE, Welk B, Fraser HL. Development and application of MIPAR™: a novel software package for two- and three-dimensional microstructural characterization. *Integrating Mater Manuf Innov*. 1. desember 2014;3(1):123–40.
73. Institute of Electronics and Computer Sciences, Tatarinov A, 2AM SIA (Ltd.), Nikolas A, Institute of Electronics and Computer Sciences, Nikulenkov V, mfl. Non-contact assessment of porosity in metal 3D printed parts by vibration spectra. *Res Rev J Nondestruct Test* [Internett]. august 2023 [sitert 11. mai 2024];1(1). Tilgjengelig på: <https://www.ndt.net/search/docs.php3?id=28102>
74. Sazegaran H, Bahari H, Naserian-Nik AM, Khorramshahi F. The Influence of Aluminum Content on the Porosity, Microstructure, and Mechanical Properties of Powder Metallurgy Steels. *Arch Metall Mater*. 26. mai 2021;105–11.
75. Li J, Li Y, Wang Z, Li C, Yuan H, Hao Y. Effect of Microstructural Evolution on Mechanical Properties and Fracture Modes of AlSi10Mg Blocks Fabricated by Selective Laser Melting after Stress Relief Annealing. *Adv Eng Mater*. 2022;24(12):2200585.

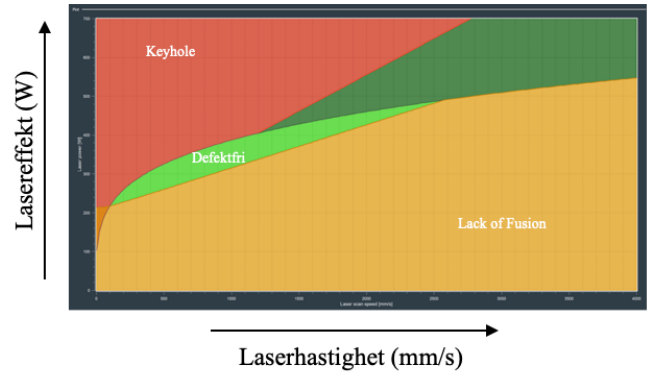
Vedlegg

Vedlegg 1 Kartleggingsplott

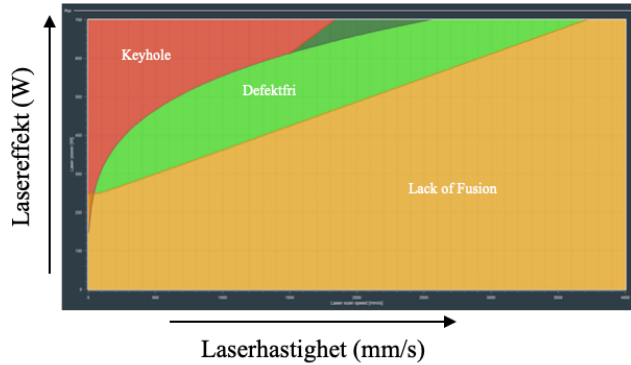
25% effektivitet og laserdiameter $d=0,08$ mm



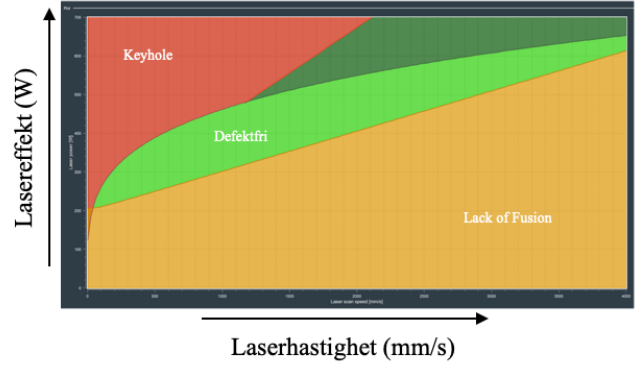
30% effektivitet og laserdiameter $d=0,08$ mm



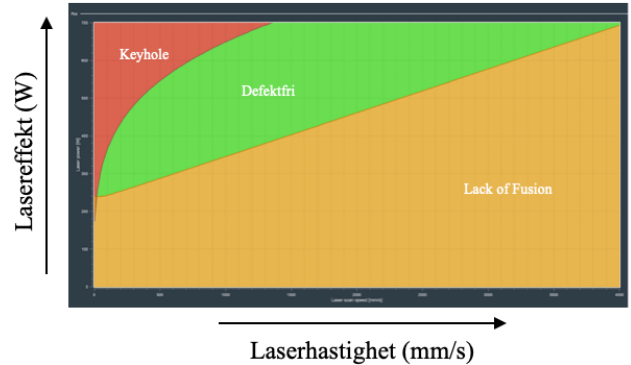
25% effektivitet og laserdiameter $d=0,09$ mm



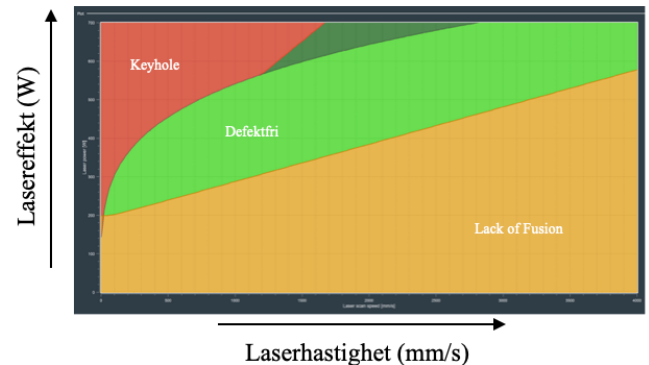
30% effektivitet og laserdiameter $d=0,09$ mm



25% effektivitet og laserdiameter $d=0,1$ mm



30% effektivitet og laserdiameter $d=0,1$ mm



Vedlegg 2 Hardhetsmålinger

Prøvenummer	Gj. pr prøve
A1	102,12
A2	107,02
B1	108,92
B2	108,76
C1	109,08
C2	111,52
D1	104,36
D2	106,08
E1	119,76
E2	120,94

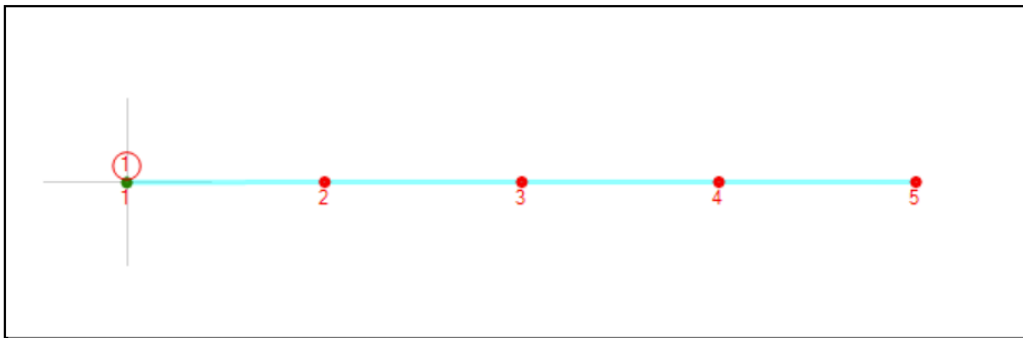
Prøvenummer	Gj. pr prøve	Standardavvik	Varsians
A	104,57	4,813948483	23,1741
B	108,84	1,414354977	2,0004
C	110,3	6,275348596	39,38
D	105,22	1,417603612	2,0096
E	120,35	1,323064624	1,7505

A1	B1	C1	D1	E1
104,6	107,5	111,5	104,2	117
105,5	111,5	114,7	103,6	119,5
108,5	108,4	108,8	102,4	121
99,9	108	106,2	105,9	121,3
92,1	109,2	104,2	105,7	120

A2	B2	C2	D2	E2
106,3	109,7	101,3	105,9	121,3
109,3	109,3	112,9	105,3	121,6
106,2	110,6	109,7	106,5	120,5
105,8	107,1	108,4	105,1	121,5
107,5	107,1	125,3	107,6	119,8

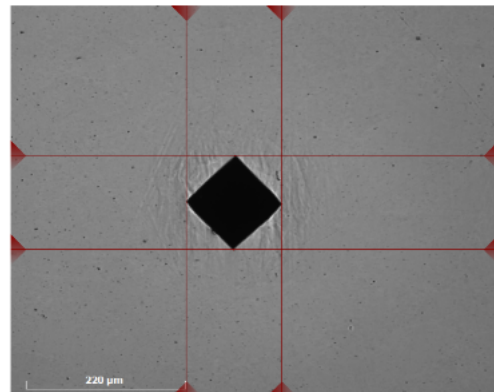
5 inntrykk på rett linje med 3 x diameter til første inntrykk.

Test Pattern



Eksempel fra et inntrykk tatt av prøve B. Maskinen måler diameterne av inntrykket med diagonalene fra hjørne til hjørne.

ID	1 (1/1)
Hardness	109.7 HV1
d1	0.1311 mm
d2	0.1290 mm
position	x: 119.66 mm y: 61.57 mm
Conversions	
Time	12:41:01 PM



Vedlegg 3 Porøsitetmålinger

Prøvenummer	Gjennomsnitt pr. prøve	Standardavvik
A	0,278	0,090
B	0,18259	0,045
C	1,40955	0,430
D	0,34476	0,073
E	0,18274	0,123

Prøvenummer	Gjennomsnitt
A1	0,34476
A2	0,21124
B1	0,15424
B2	0,21094
C1	1,0592
C2	1,7599
D1	0,24482
D2	0,13289
E1	0,3033
E2	0,0995

Image	Area Fraction (%)	Count - porer
A1 1.jpg	0,4751	389
A1 2.jpg	0,2867	341
A1 3.jpg	0,3367	434
A1 4.jpg	0,3212	282
A1 5.jpg	0,318	295
A1 6.jpg	0,3088	260
A1 7.jpg	0,3297	373
A1 8.jpg	0,3033	300
A1 9.jpg	0,3684	311
A1 10.jpg	0,3997	389

Image	Area Fraction (%)	Count - porer
A2 1.jpg	0,143	770
A2 2.jpg	0,1805	914
A2 3.jpg	0,1388	795
A2 4.jpg	0,1479	826
A2 5.jpg	0,1815	833
A2 6.jpg	0,3311	670
A2 7.jpg	0,303	774
A2 8.jpg	0,1796	787
A2 9.jpg	0,2359	755
A2 10.jpg	0,2711	844

Image	Area Fraction (%)	Count - porer
B1 1.jpg	0,2462	705
B1 2.jpg	0,1423	405
B1 3.jpg	0,1134	480
B1 4.jpg	0,1286	378
B1 5.jpg	0,1368	337
B1 6.jpg	0,1124	331
B1 7.jpg	0,1726	641
B1 8.jpg	0,1611	365
B1 9.jpg	0,1103	425
B1 10.jpg	0,2187	406

Image	Area Fraction (%)	Count - porer
B2 1.jpg	0,2158	367
B2 2.jpg	0,1975	389
B2 3.jpg	0,214	405
B2 4.jpg	0,2008	390
B2 5.jpg	0,241	1087
B2 6.jpg	0,2	336
B2 7.jpg	0,2597	405
B2 8.jpg	0,1697	491
B2 9.jpg	0,2019	294
B2 10.jpg	0,209	362

Image	Area Fraction (%)	Count - porer
C1 1.jpg	1,483	939
C1 2.jpg	1,296	857
C1 3.jpg	1,553	791
C1 4.jpg	1,214	918
C1 5.jpg	0,9554	789
C1 6.jpg	1,18	825
C1 7.jpg	0,727	635
C1 8.jpg	0,8251	669
C1 9.jpg	0,6227	766
C1 10.jpg	0,7358	765

Image	Area Fraction (%)	Count - porer
C2 1.jpg	1,736	837
C2 2.jpg	1,829	936
C2 3.jpg	1,965	1247
C2 4.jpg	1,62	976
C2 5.jpg	1,58	954
C2 6.jpg	1,895	1215
C2 7.jpg	1,87	1444
C2 8.jpg	1,845	1295
C2 9.jpg	1,436	1259
C2 10.jpg	1,823	1621

Image	Area Fraction (%)	Count - porer
D1 1.jpg	0,2619	418
D1 2.jpg	0,2196	331
D1 3.jpg	0,3583	442
D1 4.jpg	0,2204	367
D1 5.jpg	0,2485	474
D1 6.jpg	0,1829	381
D1 7.jpg	0,1812	439
D1 8.jpg	0,2545	500
D1 9.jpg	0,2104	581
D1 10.jpg	0,3105	452

Image	Area Fraction (%)	Count - porer
D2 1.jpg	0,0753	261
D2 2.jpg	0,2189	394
D2 3.jpg	0,1285	381
D2 4.jpg	0,1008	384
D2 5.jpg	0,111	410
D2 6.jpg	0,1316	284
D2 7.jpg	0,1513	448
D2 8.jpg	0,1669	669
D2 9.jpg	0,1448	506
D2 10.jpg	0,0998	294

Image	Area Fraction (%)	Count - porer
E1 1.jpg	0,3158	428
E1 2.jpg	0,5292	461
E1 3.jpg	0,2878	271
E1 4.jpg	0,2533	282
E1 5.jpg	0,2946	386
E1 6.jpg	0,2565	303
E1 7.jpg	0,2467	233
E1 8.jpg	0,2399	320
E1 9.jpg	0,3085	551
E1 10.jpg	0,3007	296

Image	Area Fraction (%)	Count - porer
E2 1.jpg	0,2608	265
E2 2.jpg	0,0722	360
E2 3.jpg	0,0781	496
E2 4.jpg	0,087	659
E2 5.jpg	0,1052	809
E2 6.jpg	0,084	559
E2 7.jpg	0,0663	539
E2 8.jpg	0,0728	597
E2 9.jpg	0,0705	564
E2 10.jpg	0,0981	597

Vedlegg 4 Risikovurdering

Enhet/Institutt:	Institutt for materialteknologi		
Ansvarlig linjeleder:	Ida Westermann		
Ansvarlig for aktiviteten som risikovurderes:	Gerhard H. Olsen, Amalie Løkkeberg og Silje Hitland Mo		
Deltakere (navn):	Amalie Løkkeberg og Silje Hitland Mo		

Beskrivelse av den aktuelle aktiviteten, området mv.:

Vi skal undersøke additivt tilvirket AISi10Mg med lysmikroskop, hardhetsmålinger og SEM. Bruke materiallab på Kalvskinnet.

Aktivitet/arbeidsoppgave	Mulig uønsket hendelse	Eksisterende risikoreducerende tiltak	Vurdering av sannsynlighet (S) (1-5)	Vurdering av konsekvens (K) <i>Vurder en konsekvenskategori om gangen. Menneske skal alltid vurderes.</i>				Risikoverdi (S x K)	Forslag til forebyggende og/eller korrigerende tiltak	Restrisiko etter tiltak (S x K)
				Menneske (1-5)	Øk/materiell (1-5)	Ytre miljø (1-5)	Omdømme (1-5)			
Kutte prøver	Bli skadet	Kuttingen foregår i lukket kammer	2	2		1		3	Ekstra beskyttelse ved kutting	3
	Odelegge prøven	God opplæring, beskjed fra veileder hvilken flate vi skal se på	1	1	2		2	1,66	Bra opplæring	1
Slipe og polere med ulik grit	Skade på hendene	Bruk av hansker, briller og frakk	3	1			1	3	Dobbelt sett med hansker	3
Støpe i epoxy	Søle på banken, evt på seg selv	Bruke hansker, vernebriller	2	2		2		2	Bra opplæring	1
LM	Odelegge instrumentet	God opplæring	1	1	2		2	1,66	Bra opplæring	1
SEM	Skade på utstyr	God opplæring, bruke hansker	2	1			2	3	Bra opplæring	2
	Prøvepreparering odelegger flaten	Bra opplæring, polere på nytt	2	2			2	4	Vite hvilken preparering som kreves for prøven	2
Hardhetsmåler	Odelegge prøven	God opplæring	1	1			1	1	Være ekstra sikker på hvor prøven plasseres i apparatet	1
	Skade på utstyr	God opplæring	1	1			2	1,5	Bra opplæring	1
Etsing av Natriumhydroksid NaOH 20%, H318 P280	Etseskader på huden, og kan få alvorlige øyeskader	Bruke hansker og tang til å etse med, i tillegg til vernebriller og labfrakk, unngå kontaktlinser	2	3		1		4	Vaske seg ofte og bytte hansker, unngå søl på labfrakk og klær. Aldri	2
	Søle på benken	Vite hvordan man skal tørke opp	2	3		1		4	Oppbevaring i avtrekkskåp	2

