



Universitetet  
i Stavanger

DET TEKNISK-NATURVITENSKAPELIGE FAKULTET

## BACHELOROPPGAVE

Studieprogram/spesialisering:  
Maskiningeniør/Materialteknologi

Vårsemesteret, 2024  
Åpen / ~~Konfidensiell~~

Forfattere:  
Fredrik Schønberg-Moe  
Sebastian Felskowski  
Vera Tuasuun Sadrija

Fagansvarlig og veileder: Vidar Hansen

Tittel på bacheloroppgaven: Undersøkelse av mikrostruktur og mekaniske egenskaper av WAAM-produsert stål, Duplex-legering 2205 og 2209

Studiepoeng (ECTS): 20

Emneord:  
Additiv tilvirkning  
WAAM  
2205, 2209 Duplex-legering  
Mikrostruktur  
Mekaniske egenskaper

Sidetall: 84  
  
+ Appendiks: 13  
  
Stavanger, 14.05.2024

## Forord

Det er med stor glede å presentere denne oppgaven. Først ønsker vi å benytte muligheten til å rette oppmerksomhet til flere nøkkelpersoner som har hjulpet oss, og gjort denne oppgaven mulig.

Ønsker å utnevne den første av flere takknemligheter til vår veileder og fagansvarlig Vidar Hansen, som har gitt oss god støtte og en dypere interesse i faget.

En stor takk til Navid Sayyar for all hans tid og gode innsikt i Duplex-legeringer, samt hans evne til å formidle denne kunnskapen til oss.

En takk til Johan Andreas Håland Thorkaas og Mats Ingdal for god bistand med mikroskopi og prøvepreparering underveis i oppgaven.

Takk til Emil Mannes Surnevik, og alle andre som jobber på verkstedet for god hjelp under prøvepreparering.

En takk til Espen Undheim for tiden og kunnskapen han har delt med oss i forbindelse med SEM undersøkelser og analyser.

Avslutningsvis, en takk til Mette Lokna Nedreberg og Kongsberg Maritime for tildeling av materialet.

## Sammendrag

Denne oppgaven utforsker materialegenskapene til additivt tilvirket Duplex-stål, legering 2205 og 2209. Arbeidet utføres i samarbeid med Kongsberg Maritime, med hensikt om å utforske anvendeligheten av additivt tilvirket (WAAM) stål for bruk i produksjon av vannjet-impellere. Universitetet i Stavanger fikk tilsendt to rektangulære blokker på størrelse 110×70×70mm.

Oppgaven dekker en rekke tester for å vurdere materialenes egenskaper. Dette inkluderer strekkprøver, skårslagsprøver, hardhetstesting, korrosjonstesting (G48), og mikroskopisk analyse (SEM, EBSD).

Resultatene fra strekk- og skårslagstestene viste store variasjoner i strekkfasthet og duktilitet mellom prøver fra forskjellige steder i de tilvirkede blokkene. Dette ga indikasjoner om ulike materialegenskaper avhengig av høyde og plassering i materialblokkene. Videre ble det observert sveisedefekter og porøsitet i begge legeringene, som påvirket de mekaniske egenskapene negativt. Mikroskopiske analyser viste variabel fasefordeling og tilstedeværelsen av Sigma-faser, som kan svekke korrosjonsmotstanden. G48-korrosjonstester indikerte en mulig reduksjon i langtidsholdbarheten til materialene i korrosive miljøer, men dette anbefales å undersøkes ytterligere.

Oppgaven konkluderer med at Duplex-legering 2205 og 2209 ikke er brukende til gjeldende formål, ved bruk av produksjonsmetoden utført for de to materialblokkene. Årsaker kan være ugunstig sveiseparametere, varmebehandling og/eller avkjølingsprosessen de to legeringene har vært igjennom. Utfordringer relatert til sveisedefekter og fasefordeling må adresseres for å kunne anvendes slik Kongsberg Maritime ønsker.

Videre forskning anbefales for å optimalisere produksjons- og varmebehandlingsprosessen, og utforske effekten av ulike avkjølingshastigheter for å oppnå ønsket fasefordeling og unngå utfelling av skadelige faser.

# Innholdsfortegnelse

<b>1</b>	<b>INNLEDNING</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>TEORI</b>	<b>2</b>
2.1	ADDITIV TILVIRKING	2
2.1.1	WAAM additiv tilvirkningsmetode	2
2.1.2	WAAM sammenlignet med andre additive metoder og tradisjonell produksjon	3
2.2	KRYSTALLSTRUKTUR	4
2.3	ORIENTERING	5
2.4	DISLOKASJONER OG GLIDEPLAN	6
2.5	TVILLING-GRENSER	7
2.6	FASER OG FASEDIAGRAM	8
2.6.1	Ferritt	10
2.6.2	Austenitt	10
2.6.3	Sigma	11
2.7	VARMEBEHANDLING	13
2.8	SVEISEPARAMETER	13
2.8.1	Varmepåvirkede soner (heat affected zones, HAZ)	13
2.8.2	Dekkgass og lysbue, påvirkning og problematikk	14
2.8.3	Porøsitet	15
2.9	KORROSJON	15
2.9.1	Gropkorrosjon	15
2.9.2	Spenningskorrosjon med sprekkdannelse (SCC, stress corrosion cracking)	16
2.9.3	Intergranulær korrosjon	16
2.10	DSS, DUPLEX RUSTFRITT STÅL	17
2.10.1	Sammensetning av Duplex stål	17
2.11	PRAKTISKE TESTER FOR UNDERSØKELSE AV MATERIALEGENSKAPER	20
2.11.1	Skårslagsprøve	20
2.11.2	Strekprøving	21
2.11.3	Vickers hardhetstest	22
2.11.4	G48 korrosjonstest	23
2.11.5	Massetetthet	23
2.11.6	Digitalt optisk lysmikroskopi	24
2.11.7	Elektronmikroskop (SEM)	24
2.12	MATERIALSPESIFIKASJONER, DUPLEX 2205 OG 2209	25
<b>3</b>	<b>EKSPERIMENTELT</b>	<b>27</b>
3.1	TEGNING OG PLANLEGGING	27
3.2	FORDELING AV MATERIALET	28
3.3	STREKKPRØVER	29
3.4	SKÅRSLAGSPRØVER	31
3.5	HARDHET	33
3.6	MASSETETTHETSMÅLING	35
3.7	VALG AV PRØVER, STØPNING OG POLERING	36
3.8	ETSNING OG LYSMIKROSKOPI	37
3.9	PORER OG LYSMIKROSKOPI	37
3.10	ELEKTRONMIKROSKOP (SEM)	38
3.11	G48 KORROSJONSTEST	38
<b>4</b>	<b>RESULTATER</b>	<b>39</b>
4.1	STREKKTETING	39
4.1.1	Strekktesting av legering 2205	39

4.1.2	<i>Strekktesting av legering 2209</i> .....	41
4.2	SKÅRSLAGSPRØVER .....	43
4.2.1	<i>Skårslagsprøver, 2205</i> .....	43
4.2.2	<i>Skårslagsprøver, 2209</i> .....	44
4.3	HARDHETSMÅLINGER, LEGERING 2205 .....	45
4.4	HARDHETSMÅLINGER, LEGERING 2209 .....	46
4.5	MASSETETTHET .....	47
4.6	G48 KORROSJONSTEST .....	48
4.7	MIKROSKOPI .....	49
4.7.1	<i>Sveisedefekter</i> .....	50
4.7.2	<i>Porer, 2205</i> .....	52
4.7.3	<i>Porer, 2209</i> .....	53
4.7.4	<i>Faseandeler, legering 2205</i> .....	53
4.7.5	<i>Faseandeler, legering 2209</i> .....	54
4.7.6	<i>Kornstørrelser</i> .....	56
4.7.7	<i>Defekter</i> .....	57
4.7.8	<i>Skårslagsprøver, bruddoverflater, legering 2205</i> .....	61
4.7.9	<i>Skårslagsprøver, bruddoverflater, legering 2209</i> .....	63
<b>5</b>	<b>DISKUSJON</b> .....	<b>65</b>
5.1	LEGERING 2205 .....	65
5.2	LEGERING 2209 .....	66
5.3	SAMMENLIGNING AV LEGERING 2205 OG 2209 .....	68
<b>6</b>	<b>KONKLUSJON</b> .....	<b>69</b>
<b>7</b>	<b>VIDERE UNDERSØKELSER</b> .....	<b>70</b>
7.1	PORØSITET .....	70
7.2	FASEFORDELING .....	70
7.3	SIGMA-FASER, VIDERE KARTLEGGING .....	70
7.4	G48 KORROSJONSTEST .....	70
7.5	VARMEBEHANDLING OG AVKJØLINGSHASTIGHETER .....	71
7.6	HARDHETSTESTER .....	71
<b>8</b>	<b>GYLDIGHET TIL RESULTAT</b> .....	<b>72</b>
<b>9</b>	<b>KILDER</b> .....	<b>73</b>
<b>10</b>	<b>APPENDIKS</b> .....	<b>76</b>
10.1	APPENDIKS- SKÅRSLAGSPRØVER .....	76
10.2	APPENDIKS- STREKKPRØVER .....	77
10.3	APPENDIKS- HARDHETSMÅLINGER .....	78
10.4	APPENDIKS- LYSMIKROSKOPI, BILDER .....	84
10.5	APPENDIKS- EBSD FASEANDELER .....	86

## Figurliste

Figur 2.1 Illustrasjon av WAAM Additiv tilvirkning [5] .....	2
Figur 2.2 Additiv tilvirkning, sammenligning av produksjonshastigheter [5] .....	3
Figur 2.3 (A) BCC, (B) FCC .....	4
Figur 2.4 (A) Konvensjoner for å betegne et enkelt punkt i en kubisk struktur, (B) krystallinske plan i kubisk struktur, flere enheter .....	5
Figur 2.5 (A) Kantdislokasjon, (B) Skruedislokasjon .....	6
Figur 2.6 Tvilling-grense .....	7
Figur 2.7 Fasediagram av en ren jernlegering, temperatur og karboninnhold. Gjengitt etter CC BY-SA 4.0 DEED lisens [13] .....	8
Figur 2.8 Duplex fasediagram, viser effekten av prosentandel krom og nikkel i en Duplex-legering, samt nitrogentilsetninger. Gjengitt med tillatelse fra opphavseier [12] .....	9
Figur 2.9 Austenitt, ferritt .....	10
Figur 2.10 CCT diagram av sigmafase .....	11
Figur 2.11 Bilde av Sigma x1000 forstørrelse, med bilde av Sigma x5000 forstørrelse i liten rubrikk .....	12
Figur 2.12 Illustrasjon av lav- og høytemperert HAZ .....	13
Figur 2.13 Illustrasjon av ulike bredder og inntrengningsdybde av sveis med bruk av Argon (venstre) og 75% HE-25% Ar (høyre), inspirert av kilde [23], Figur 1.19 .....	14
Figur 2.14 Illustrasjon av hvordan gropkorrosjon kan se ut, dyp (A), dyp med horisontal vekst (B), overflate (C). Illustrasjonen er inspirert av kilde [39], fig 1 .....	15
Figur 2.15 Skisser av skårslags testen .....	20
Figur 2.16 Representativ strekk-tøyningskurve for et duktilt materiale med visuell representasjon av enkelte målinger .....	21
Figur 2.17 Skjematisk skissering av hardhetsinntrykk og diamant .....	22
Figur 2.18 Illustrasjon av SEM, selvlaget figur med inspirasjon fra kilde [21] .....	24
Figur 2.19 Utlevert materiale (A) Duplex 2209 (B) Duplex 2205 .....	25
Figur 2.20 Skisse av bygge retning av materialet .....	26
Figur 3.1 Fordeling av blokken og navn på prøver .....	27
Figur 3.2 Illustrasjon av topp og bunnseksjon fordeling .....	28
Figur 3.3 Arbeidstegning for strekkprøver, mål i mm .....	29
Figur 3.4 Bilde av alle ferdiglagte strekkprøver .....	30
Figur 3.5 Strekkprøve i maskinen ufullstendig brudd .....	30
Figur 3.6 Arbeidstegning for skårslagsprøver, mål i mm .....	31
Figur 3.7 Illustrasjon av v-spor retning i skårslagsprøvene .....	32
Figur 3.8 Bilde av alle ferdiglagte skårslagsprøver .....	32
Figur 3.9 Skisse av blokken, hardhetstest, blå sidene fremviser undersøkt overflater .....	33
Figur 3.10 Skisse av Mønster 1 brukt til hardhet .....	33
Figur 3.11 Skisse av Mønster 2 brukt til hardhet .....	34
Figur 3.12 Arkimedes tetthet måling. Til venstre: prøve målt i luft. Til høyre: prøve målt i vann .....	35
Figur 3.13 Prøvene valgt til mikroskopi .....	36
Figur 3.14 4 prøver nedsenket i jernklorid-løsning .....	38
Figur 4.1 Spenning-tøyningsdiagram fra strekktester, 2205 legering, Grønn: Prøver parallelt med byggehøyde, Gul: prøver parallelt med byggehøyde med ufullstendig brudd, Svart: prøver normalt på byggehøyde .....	39
Figur 4.2 Strekkprøve C, 2205 legering, rød ring markerer synlig spor av pore i strekkprøve .....	40
Figur 4.3 Spenning-tøyningsdiagram fra strekktest, 2209 legering, Grønn: Prøver parallelt med byggehøyde, Gul: prøver parallelt med byggehøyde med ufullstendig brudd, Svart: prøver normalt på byggehøyde, Blå: prøver normalt på byggehøyde med ufullstendig brudd .....	41
Figur 4.4 Prøve 2209 C med stor defekt, høyre: nærbilde med pore/defekt markert i rødt .....	42
Figur 4.5 Verdier fra skårslagsprøver i tabell og søylediagram, legering 2205. Tall: prøver normalt på byggeretning. Bokstaver: Prøver parallelt med byggeretning .....	43

Figur 4.6 Verdier fra skårslagsprøver i tabell og søylediagram, legering 2209. Tall: prøver normalt på byggeretning. Bokstaver: Prøver parallelt med byggeretning.....	44
Figur 4.7 Gjennomsnittlig hardhetsdata, 2205 legering, midtseksjon.....	45
Figur 4.8 Gjennomsnittlig hardhetsdata, 2205 legering, ytre seksjon.....	45
Figur 4.9 Gjennomsnittlig hardhetsdata, 2209 legering, midtseksjon.....	46
Figur 4.10 Gjennomsnittlig hardhetsdata, 2209 legering, ytre seksjon.....	46
Figur 4.11 Skjematisk skisse for plassering av mikroskopiprøver. Venstre side illustrerer høyden i materialblokken, mens høyre side illustrerer dybde. Røde piler representerer prøveflaten.....	49
Figur 4.12 Smeltebad og pore som antyder mangel på sammenføyning (lack of fusion), 2205 legering, prøve H-E.....	50
Figur 4.13 Bilde av smeltebad, 2209 legering, prøve H-E.....	50
Figur 4.14 Porer som antyder sveisedefekter, 5x forstørrelse, venstre: 2209 6, høyre: 2205 H-E.....	51
Figur 4.15 Synlige porer/sveisedefekter, Avkapp størrelse 60x60mm midtre del av midtseksjon legering 2209.....	51
Figur 4.16 Bilder av porer, to ulike områder på prøve 11, legering 2205.....	52
Figur 4.17 Faseanalyse, 2205 legering, fra venstre: Topp (prøve 3), Midt(prøve HE), Bunn(prøve 11).....	53
Figur 4.18 Faseanalyse, 2209 legering, fra venstre: Topp(prøve 3), Midt(prøve H-E), Bunn(prøve 11).....	54
Figur 4.19 Fase analyse, 2209 legering, prøve 3, 3x3 mm område, inkludert faseandel i prosent.....	55
Figur 4.20 Sigma-fase, 2205 legering, prøve 11(bunn). Røde piler viser fasen.....	57
Figur 4.21 Sigma-fase, 2209 legering, prøve 3(topp). Røde piler viser fasen.....	57
Figur 4.22 Kjemisk analyse av Sigma-fase, 2209 legering, prøve 3.....	58
Figur 4.23 Bilde av tvilling-grenser, 2209 legering, prøve H-E, utklipp fra IPF kart over austenittfasen.....	59
Figur 4.24 Bilde av tvilling-grenser, 2205 legering, prøve H-E, utklipp fra IPF kart over austenittfasen.....	59
Figur 4.25 Bilder av skårslagsprøver, 2205 legering, fra venstre prøve: 3, G og L, for å illustrere ulike bruddoverflater uten forstørrelse.....	61
Figur 4.26 Bruddflate av skårslagsprøve 3, 2205 legering, venstre: forstørrelse x50, høyre: forstørrelse x500.....	61
Figur 4.27 Bruddflate av skårslagsprøve G, 2205 legering, venstre: forstørrelse x50, høyre: forstørrelse x500.....	62
Figur 4.28 Bruddflate av skårslagsprøve L, 2205 legering, venstre: forstørrelse x50, høyre: forstørrelse x500.....	62
Figur 4.29 Bilder av skårslagsprøver, 2209 legering, fra venstre prøve: 11, 12 og I, for å illustrere ulike bruddoverflater uten forstørrelse.....	63
Figur 4.30 Bruddflate av skårslagsprøve 11, 2209 legering, venstre: forstørrelse x50, høyre: forstørrelse x50.....	63
Figur 4.31 Bruddflate av skårslagsprøve 12, 2209 legering, venstre: forstørrelse x50, høyre: forstørrelse x500.....	64
Figur 4.32 Bruddflate av skårslagsprøve, 2209 legering, venstre: forstørrelse x50, høyre: forstørrelse x500.....	64
Figur 5.1 Strekkprøve E, 2209 legering, ufullstendig brudd med synlige sprekker flere steder. Stor rød pil indikerer byggehøyde, små piler markerer sprekker utenom bruddområde.....	66
Figur 5.2 Illustrasjon av avkjølingsforløp, med skårslagsprøver inkl. verdier, samt faseandeler.....	68

## Tabelliste

Tabell 1 Forklaring av HV utregning [33] .....	22
Tabell 2 Duplex 2205, kjemisk sammensetning av sveistråd, tilsendt av Kongsberg Maritime [1] .....	25
Tabell 3 Duplex 2209, kjemisk sammensetning av sveistråd, tilsendt av Kongsberg Maritime [1] .....	25
Tabell 4 Duplex 2209, Kvalitetskrav satt av Kongsberg Maritime [1].....	26
Tabell 5 Dekkgass-sammensetning under produksjon av materialblokkene, tilsendt av Kongsberg Maritime [1].....	26
Tabell 6 Antall prøver fra hver seksjon .....	28
Tabell 7 Dimensjoner av strekkprøver i henhold til standard .....	29
Tabell 8 Poleringssteg .....	37
Tabell 9 Resultater fra strekktest, 2205 legering .....	40
Tabell 10 Resultater fra strekktest, 2209 legering .....	42
Tabell 11 Massetetthet verdier, 2205 legering .....	47
Tabell 12 Massetetthet verdier, 2209 legering .....	47
Tabell 13 G48 test resultater, 2205 legering .....	48
Tabell 14 G48 test resultater, 2209 legering .....	48
Tabell 15 Poreandel gjennomsnitt og standardavvik, 2205 legering .....	52
Tabell 16 Poreandel gjennomsnitt og standardavvik, 2209 legering .....	53
Tabell 17 Faseandeler av EBSD analyse, 2205 legering .....	53
Tabell 18 Faseandeler, 2209 legering .....	54
Tabell 19 Gjennomsnittlig korn areal, 2205 legering .....	56
Tabell 20 Standardavvik korn areal, 2205 legering .....	56
Tabell 21 Gjennomsnittlig korn areal, legering 2209 .....	56
Tabell 22 Standardavvik korn areal, legering 2209 .....	56
Tabell 23 Andel tvilling-grenser i prosent.....	60
Tabell 24 Mål på skårslagsprøver, oransje ruter representerer mål utenfor toleranser .....	72



## Forkortelser

<b>WAAM</b>	Wire Arc Additive manufacturing
<b>FCC</b>	Face centered cubic
<b>BCC</b>	Body centered cubic
<b>APF</b>	Atomic packing factor
<b>Atm</b>	Atmospheric pressure
<b>Wt%</b>	Weight percent
<b>CCT</b>	Continuous cooling transformation
<b>HAZ</b>	Heat affected zone
<b>MIG</b>	Metal Inert Gas
<b>MAG</b>	Metal Active Gas
<b>GMAW</b>	Gas Metal Arc Welding
<b>PRE<sub>n</sub></b>	Pitting Resistance Equivalent Number
<b>SCC</b>	Stress corrosion cracking
<b>H<sup>2</sup>S</b>	Hydrogen sulfide
<b>HV</b>	Vickers hardness
<b>J</b>	Joule
<b>MPa</b>	Mega Pascal

## 1 Innledning

Denne oppgaven utforsker materialelegenskapene til additivt tilvirket Duplex-stål, legering 2205 og 2209, kjent for høy styrke og korrosjonsbestandighet. Samarbeidet med Kongsberg Maritime fokuserer på å evaluere disse legeringene ved bruk av *Wire Arc Additive Manufacturing* (WAAM) for produksjon av vannjet-impellere. WAAM er et effektivt og fleksibelt alternativ til tradisjonelle produksjonsmetoder.

Legering 2205 brukes i dag for støpte impellere, mens 2209 har vist seg å være effektiv i reparasjonssveising av 2205 etter mislykkede forsøk med 2205-sveisetråd. Disse erfaringene er bakgrunn for hvorfor legeringene ble valgt av Kongsberg Maritime for testing med WAAM-produksjon. [1]

Vannjet-systemer i maritime fartøy fungerer ved å akselerere vann gjennom en impeller og ut gjennom en dyse for å skape fremdrift. Impellere i slike systemer utsettes for høye dynamiske krefter i korrosive miljøer.

WAAM er en rask tilvirkningsmetode, men byr ikke på en problemfri produksjon. Produksjonen av materialblokkene gir en langsom nedkjølingshastighet som kan påvirke materialelegenskapene, i tillegg til å skape interne spenninger og variasjoner i legeringene.

Begge materialblokkene har i forkant av denne oppgaven gjennomgått en varmebehandling for å motvirke nevnte problemstillinger, i tillegg til å oppnå en 50/50 prosentfordeling av ferritt og austenitt, som er ønsket i Duplex-legeringer.

I oppgaven presenteres det hovedsakelig selvproduserte figurer og grafer, der enkelte er inspirert av refererte kilder. Teoridelen introduserer først tilvirkningsmetoden, sveising, korrosjon og grunnleggende prinsipper innen materialteknologi. Dette følges av generell informasjon om Duplex-stål og betydningen av forskjellige legeringselementer. Legeringene som er relevante for oppgaven blir presentert mot slutten av teorigapittelet, etterfulgt av den eksperimentelle utførelsen. Resultatene blir lagt frem for å gi en systematisk innsikt av legeringenes helhet og variasjonene i byggehøyde. Avslutningsvis blir resultater og funn diskutert og konkludert.

## 2 Teori

### 2.1 Additiv tilvirking

Additiv tilvirkning, også kjent som 3D-printing, omfatter en samling av flere produksjonsmetoder som konstruerer objekter i fast materiale basert på en tredimensjonal modell. Denne teknologien har et bredt bruksområde som spenner fra hobbyvirksomhet til industriell bruk. [2] [3]

Materialer brukt i additiv produksjon er vanligvis metall eller plast, som kommer i form av et fint pulver eller tråd. Dette materialet smeltes deretter med en varmekilde, hvor den vanligste varmekilden er en laserstråle eller en lysbue. [2] [4]

Additiv teknologi gir muligheter for å utforme produkter som tidligere har vært kompliserte og tidkrevende. Ved bruk av denne teknologien er det mulig å produsere kostnadseffektive produkter med et mindre klima avtrykk. [3]

#### 2.1.1 WAAM additiv tilvirkningsmetode

WAAM er forkortelsen for «Wire Arc Additive Manufacturing» som er en egen metode innen additiv tilvirkning. Denne tilvirkningsmetoden går under kategorien «direct energy deposition» (Figur 2.2). Metoden er støvfri og baserer seg på MIG/MAG sveising. [5]

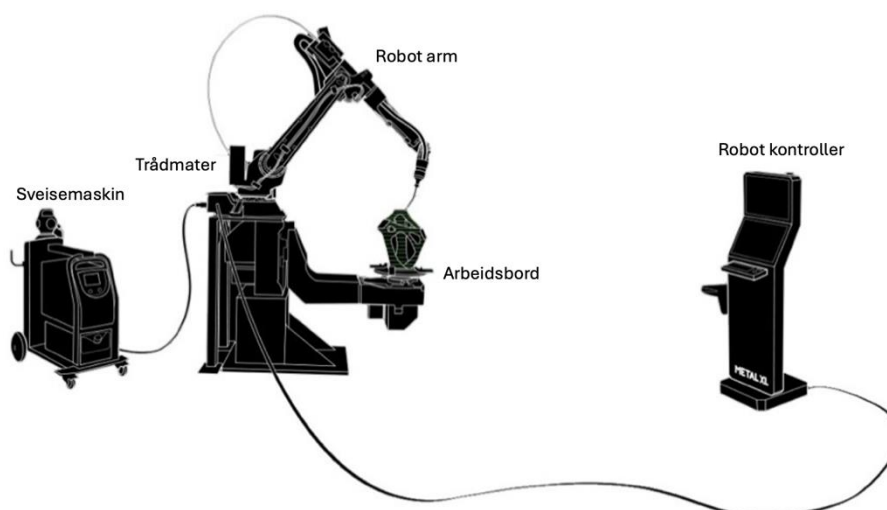
WAAM har muligheten til å produsere store og kompliserte deler med en kortere avkjølingshastighet enn andre additive tilvirkningsmetoder. Dette gjør at WAAM har en høyere produksjonskapasitet (Figur 2.2). [5]

Selv om WAAM er en rask og effektiv metode medfører den noen ulemper. Dette inkluderer restspenninger, deformering i materiale grunnet varme ved sveising, lavere presisjon og mindre jevn overflatekvalitet etter produksjonen. [6]

Trådsveising (MIG/MAG) benyttes for å tilføye lagvis med material. Prosessen bruker CAD-modellering, etterfulgt av «3D-slicing» for å bestemme sveisemønsteret. Dette blir gjennomført av en robotarm eller CNC maskin. [6]

I MIG/MAG benyttes en lysbue som varmekilde. Arbeidsstykket er jordet, mens sveisetråden som mates av trådmateren er positivt ladet. Når avstanden mellom polene er tilstrekkelig liten, dannes en lysbue med temperatur over 2000 grader Celsius. Dette smelter metalltråden og arbeidsstykket sammen.

For å beskytte sveisebadet fra omgivelsene brukes det dekk-gass som kommer fra en dyse ved materialtråden. [7]

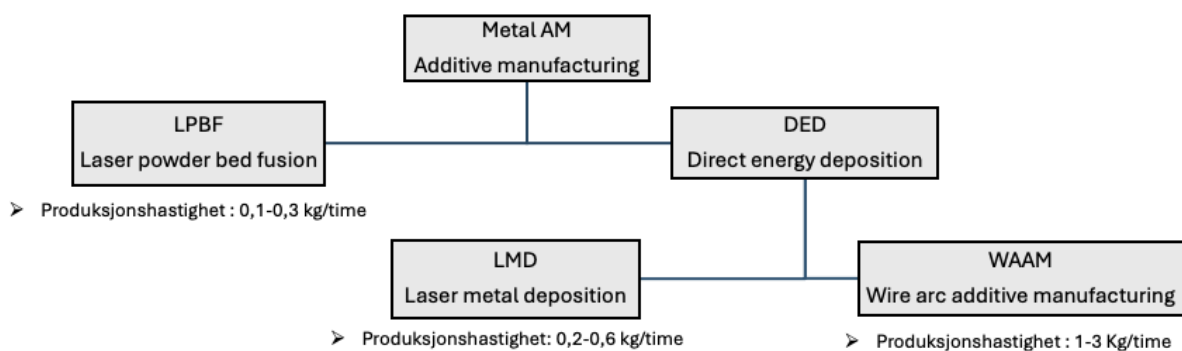


Figur 2.1 Illustrasjon av WAAM Additiv tilvirkning [5]

### 2.1.2 WAAM sammenlignet med andre additive metoder og tradisjonell produksjon

Additiv tilvirkning kan redusere materialsvinn og produksjonstid sammenlignet med tradisjonell maskinering. Additiv tilvirkning tilsetter kun materiale der det er nødvendig for å oppnå ønsket form, i motsetning til maskinering, som fjerner materiale og skaper avfall. Bruk av additiv tilvirkning krever færre produksjonstrinn, som videre kan redusere produksjonstid av enkelte komponenter. Årsaken til dette er at metoden gir muligheten for utarbeidelse av mer komplekse former i et enkelt steg av produksjonen. [4]

WAAM har en høyere produksjonshastighet sammenlignet med andre additive tilvirkningsmetoder (Figur 2.2), siden det kan bygges tykkere lag med materiell. WAAM kan produsere med hastigheter mellom 1 til 3 kilo materiell per time, sammenlignet med andre metoder som kan produsere mellom 0,1 til 0,6 kilo materiell per time som illustrert på Figur 2.2. [5]

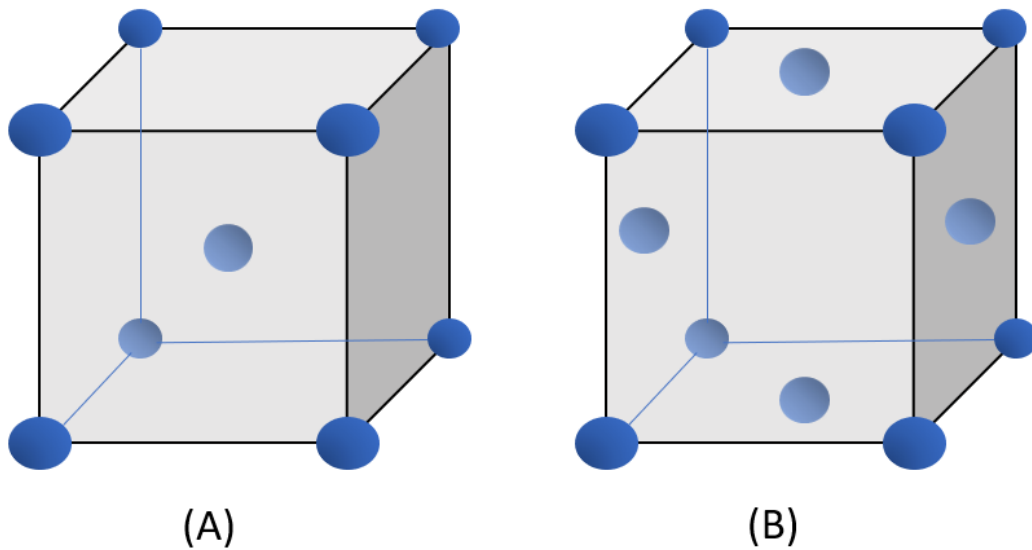


Figur 2.2 Additiv tilvirkning, sammenligning av produksjonshastigheter [5]

## 2.2 Krystallstruktur

I Duplex-stål finnes det to primære faser: ferritt og austenitt. Ferritt karakteriseres av en kubisk romsentrert (BCC) gitterstruktur, mens austenitt består av en kubisk flatesentrert (FCC) gitterstruktur. Disse strukturene definerer atomoppstillingen i enhetscellene for hver fase. Figur 2.3 A og B illustrerer disse. [8]

Enhetscellen er den minste repeterende enheten i en krystallstruktur. Den består av ett eller flere atomer, og er vanligvis formet som et parallellpiped. Den repeterende plasseringen av enhetscellen danner et tredimensjonalt gitter, som er en regelmessig ordning av punkter for atomposisjoner i materialet. [8]



Figur 2.3 (A) BCC, (B) FCC

For FCC er den atomære pakningstettheten 0,74. For BCC er pakningstettheten 0,68. Atomær pakningstetthet (APF) er en egenskap ved enhetscellene som gir et mål på tettheten av krystallstrukturen. APF beregnes ved å dividere atomvolumet i enhetscellen med enhetscellens totale volum. [8] [9]

$$N = N_i + \frac{\text{Antall atomer på overflate}(N_f)}{2} + \frac{\text{Antall atomer i hjørner}(N_c)}{8} \quad (1)$$

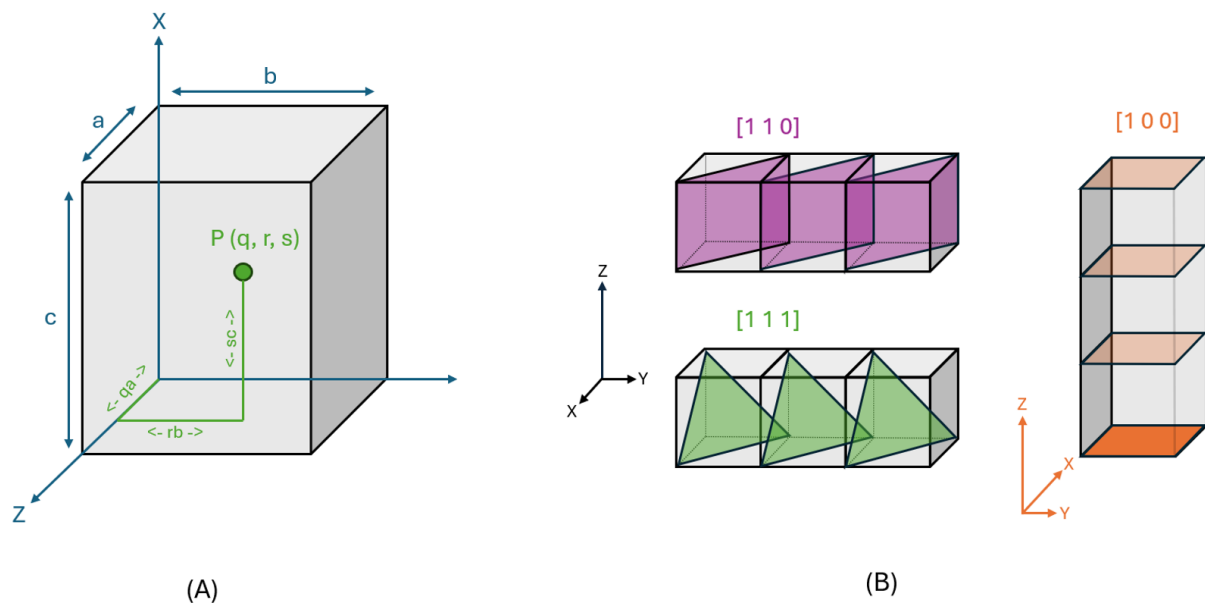
$N_i =$  Antall innvendige atomer

$N =$  Antall atomer per enhetscelle

$$\text{Atomær pakkefaktor (APF)} = \frac{\text{Volum av atomer i en enhetscelle}}{\text{Total volum av en enhetscelle}} \quad (2)$$

### 2.3 Orientering

Under størkningen av flytende metall dannes det kim som vokser, og blir til korn. Når krystallene er i vekst, vil de støte på andre enkelte krystaller i tilfeldige orienteringer som hindrer videre vekst. Grensene som dannes i disse sammenstøtene kalles korngrenser. Dette resulterer i forskjellige krystallografiske orienteringer. Størrelse og form på kornene er mikrostrukturelle element som kan observeres i et mikroskop, og forteller om materialets mekaniske egenskaper. [9] [10]



Figur 2.4 (A) Konvensjoner for å betegne et enkelt punkt i en kubisk struktur, (B) krystallinske plan i kubisk struktur, flere enheter

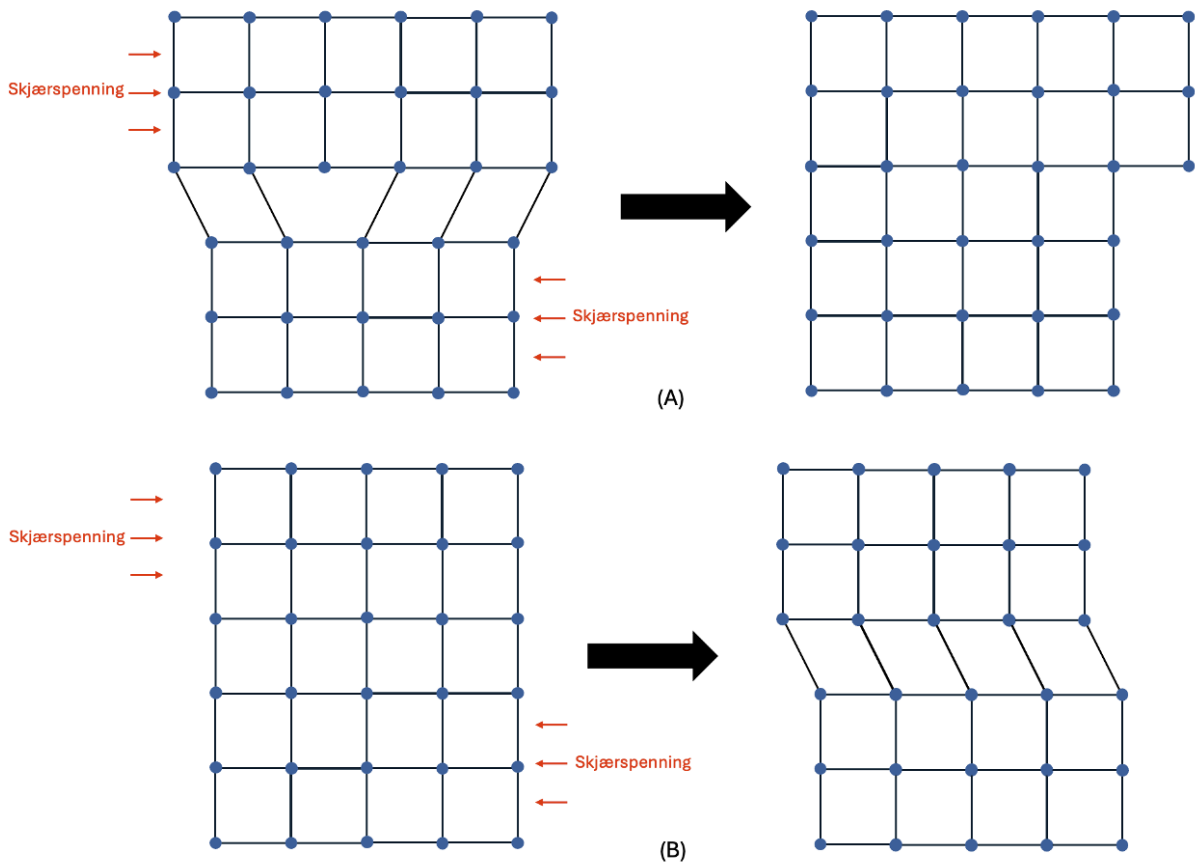
I krystallinske materialer kan det være nødvendig å spesifisere et bestemt punkt inne i en enhetscelle, en krystallografisk retning eller et plan. Det finnes navnekonvensjoner for enkle krystalstrukturer der tre tall/indeks bruktes for å betegne punkt, retninger eller plan. [9]

For en kubisk gitterstruktur vil lengdene  $a$ ,  $b$ ,  $c$  være av lik lengde, og vinklene imellom dem  $90^\circ$  (Figur 2.4 (A)).

## 2.4 Dislokasjoner og glideplan

En dislokasjon er en lineær eller en-dimensjonal defekt der noen av atomene innenfor en enhetscelle er feilplassert [9]. Kant- og skruedislokasjoner er de grunnleggende dislokasjonstypene.

En kantdislokasjon er en lokal gitterforvrengning langs enden, der et ekstra halvplan av atomer forstyrrer gitterstrukturen. En skruedislokasjon er et resultat av deformasjon skyldt skjærspenninger. Dislokasjoner som oppstår i et materiale, vil ofte være en kombinasjon av begge disse defektene. [9]



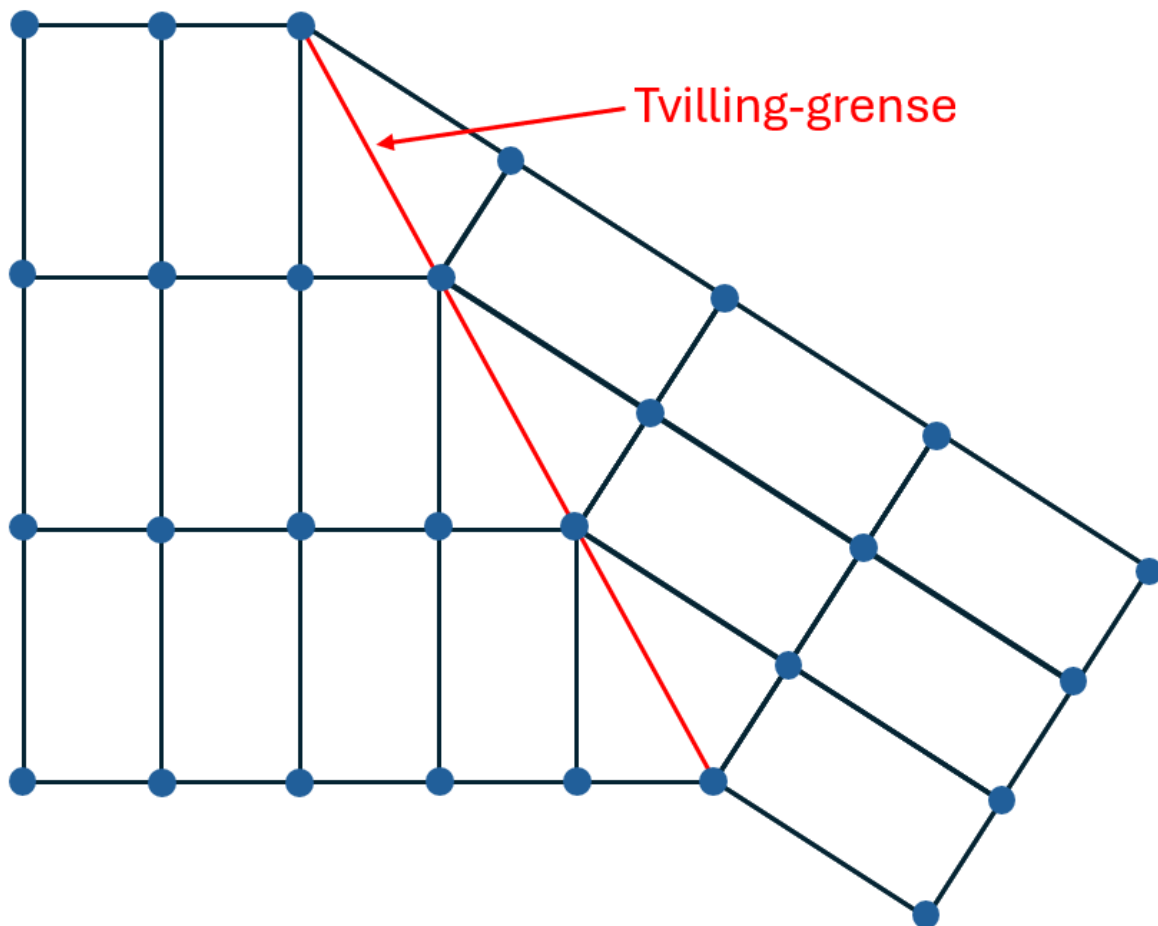
Figur 2.5 (A) Kantdislokasjon, (B) Skruedislokasjon

Dislokasjoner vil ikke bevege seg like lett på alle krystallinske plan av atomer. Typisk vil det være et foretrukket plan, og i det planet en spesifikk retning. Kombinasjonen av foretrukket plan og retning kalles et glidesystem. For hver krystallstruktur vil glideplanet være det planet med tettest atomær pakking. FCC-strukturer har høyere AFP, dette gjør at dislokasjoner i FCC-struktur beveger seg lettere gjennom krystallgitteret, og utgjør mindre opphopning av spenninger. Dette fører til at FCC-strukturen er mer duktil. [9]

## 2.5 Tvilling-grenser

En tvilling-grense er en spesiell type korngrænse der atomene på den ene siden av grensen er plassert i speilposisjon til atomene på den andre siden av grensen. [9]

Disse grensene oppstår typisk i BCC-strukturer på grunn av påførte mekaniske skjærspenninger, mens i FCC-strukturer oppstår de normalt under varmebehandlinger. Tvilling-grenser øker antall glidesystemer, som vil resultere i egenskapen økt formbarhet før plastisk deformasjon. [9]



Figur 2.6 Tvilling-grense

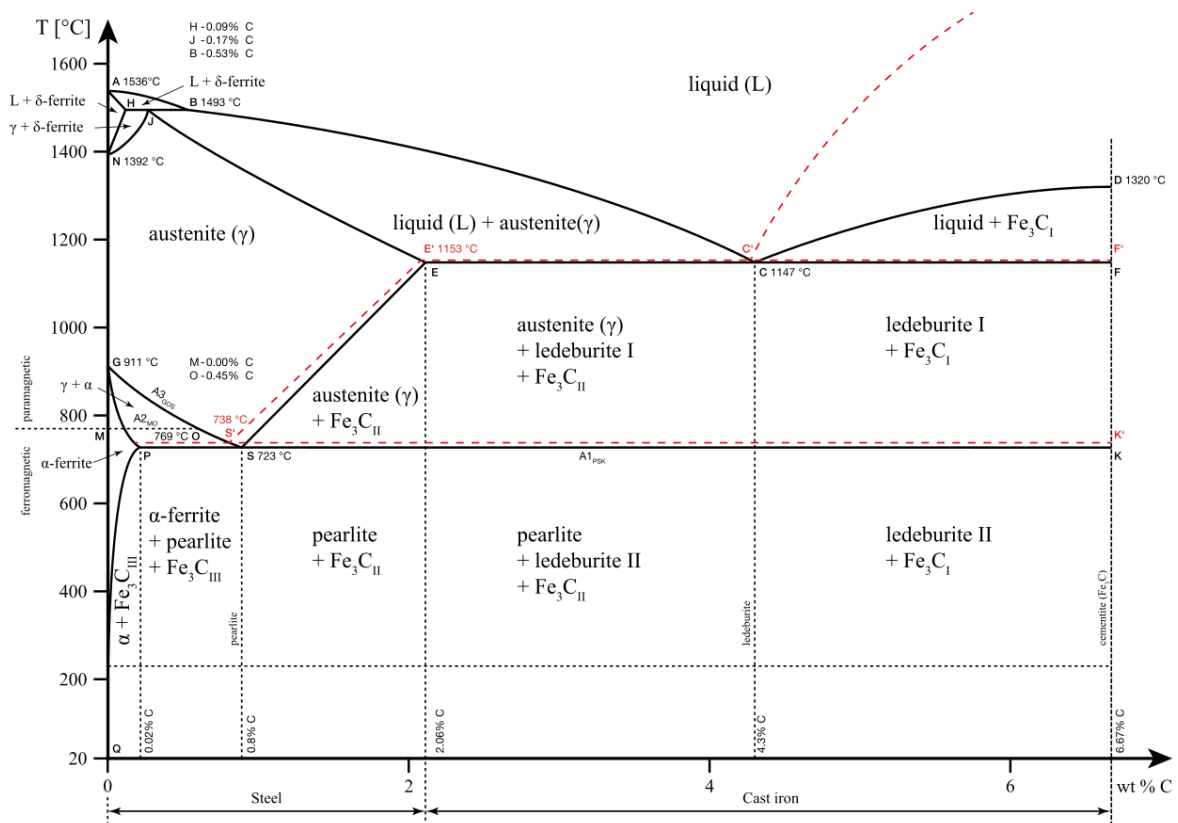


## 2.6 Faser og fasediagram

Det finnes to hovedtyper av fasefordeling i stållegeringer: homogene og heterogene. Homogene legeringer består kun av en fase, mens heterogene legeringer inneholder to eller flere faser. Fasediagrammer beskriver disse fasene under ulike legeringssammensetninger og temperaturer. [8]

Et eksempel på dette er vist i Figur 2.7, som illustrerer forholdet mellom temperatur og karboninnhold i en ren jernlegering (ved 1 atm).

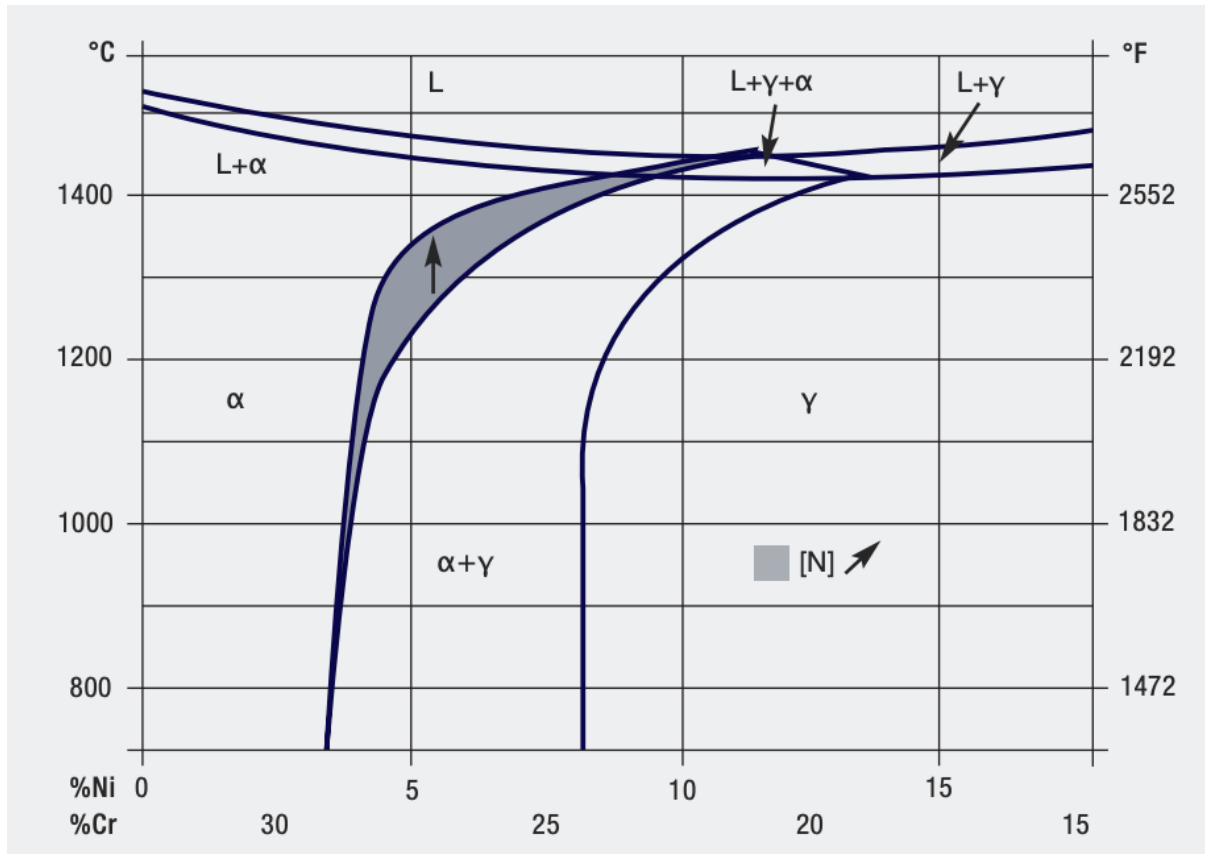
På diagrammets X-akse er maksimalverdien satt til 6,7 vektprosent (wt%). Dette skyldes at oppløsningsevnen til karbon i rene jernlegeringer er begrenset til denne verdien. [8] [11]



Figur 2.7 Fasediagram av en ren jernlegering, temperatur og karboninnhold. Gjengitt etter CC BY-SA 4.0 DEED lisens [13]

Fasediagrammet presentert i Figur 2.8 viser egenskapene til en Duplex-legering som inneholder 68 % jern, over et spekter av temperaturer og varierte innhold av nikkel og krom.

Mørkere område merket med "N", viser hvordan temperaturkurven for diffusjonsbestemt transformasjon fra ferritt til austenitt forflytter seg ved tilsetninger av nitrogen i legeringen. [12]



Figur 2.8 Duplex fasediagram, viser effekten av prosentandel krom og nikkel i en Duplex-legering, samt nitrogentilsetninger. Gjengitt med tillatelse fra opphavseier [12]

### 2.6.1 Ferritt

Ferritt deles inn i to kategorier, Alfa-ferritt ( $\alpha$ -ferritt) og Delta-ferritt ( $\delta$ -ferritt) (Figur 2.9). Alfa-ferritt dannes ved lave temperaturer, og opp til ca. 911°C. Stållegeringer av karbon har  $\alpha$ -ferrittisk struktur ved romtemperatur. Delta ferritt dannes ved høye temperaturer mellom 1392°C og 1500°C, og oppstår kun i legeringer som har mindre en 0,5 wt% karboninnhold.

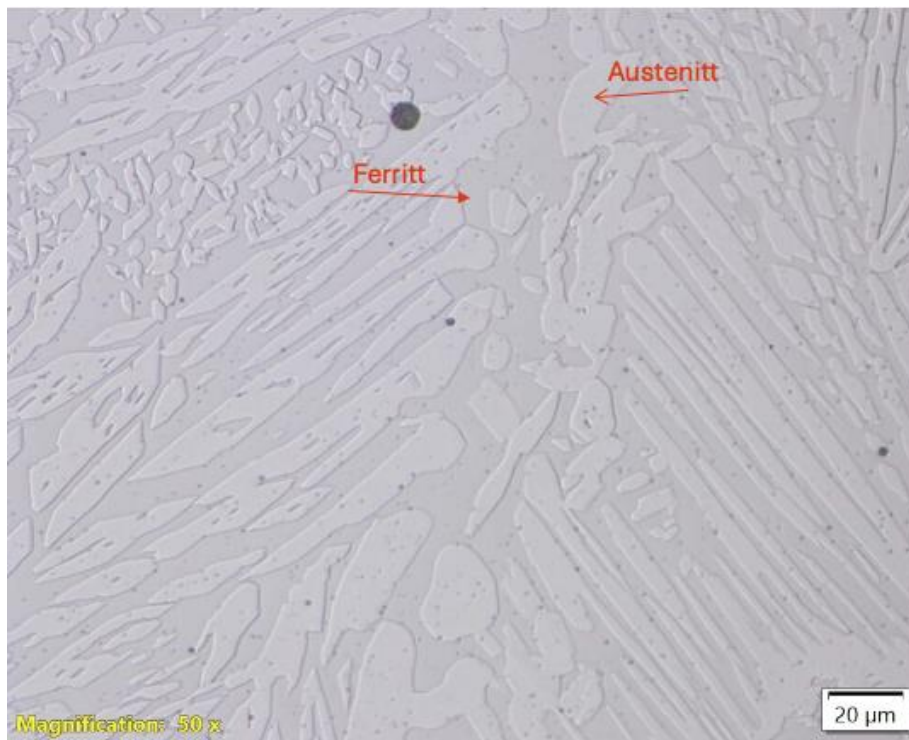
$\alpha$ -ferritt har høyere styrke og hardhet sammenlignet med  $\delta$ -ferritt. Begge varianter av ferrittisk struktur har en romsentrert kubisk (BCC) struktur og er magnetisk. [14] [15]

Lavt karboninnhold kombinert med BCC-struktur gjør at atomene glir relativt lett langs planene ved deformasjon, og fører til en myk fase med egenskapene lav hardhet og styrke. [14] [15]

### 2.6.2 Austenitt

Austenitt eller  $\gamma$  (gamma) fasen dannes ved diffusjonsavhengig transformasjon fra  $\alpha$ -ferritt (Figur 2.9). Når ferritt varmes opp over sin kritiske temperatur på 723°C, vil jern-atomer diffundere og omorganiserer seg, som fører til dannelse av austenittisk struktur. [16]

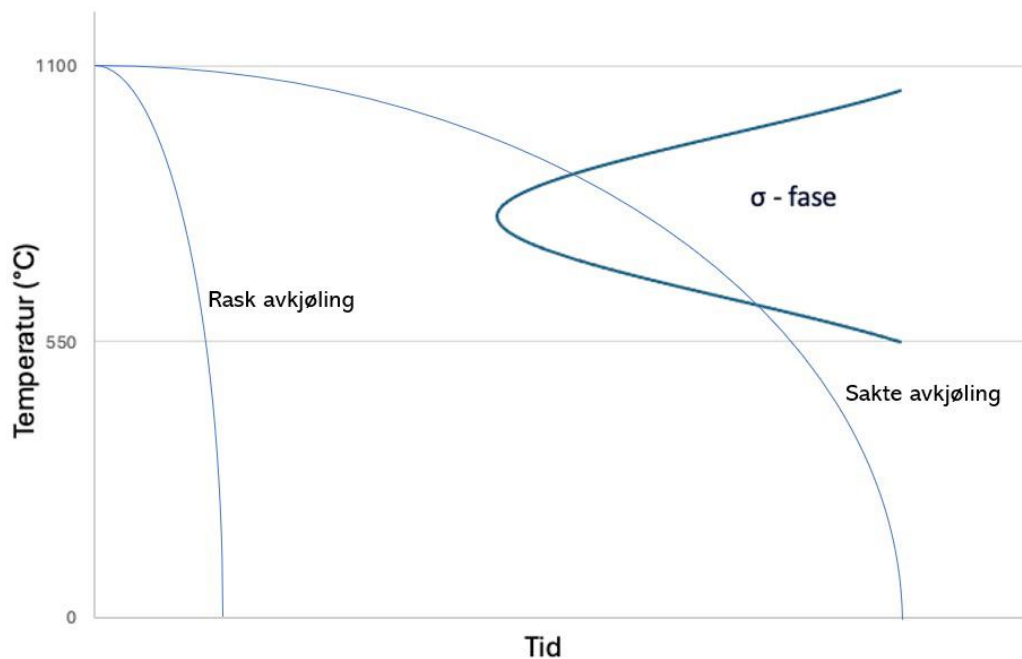
Austenitt eksisterer i temperaturerområdet mellom 723°C og 1493°C i en jern-karbon-legering. Denne fasen kan forekomme i legeringer med et karboninnhold på mellom 0-2wt%. Austenitt har en kubisk flatesentrert (FCC) struktur. Austenittisk struktur dannes i legeringer ved høye temperaturer, og oppstår gjerne ved sveising eller ulike former for varmebehandling. Austenitt har egenskaper som høy seighet og god formbarhet, som et resultat av FCC-strukturen. For å oppnå denne fasen ved lavere temperaturer, kreves det at stålet tilsettes andre legeringselementer. [16]



Figur 2.9 Austenitt, ferritt

### 2.6.3 Sigma

Sigma er en sprø og uønsket intermetallisk fase i rustfrie stål-legeringer (Figur 2.11). Fasen kan oppstå ved temperaturer mellom 550°C og 1050°C i Duplex-stål, og dannes ved fasetransformasjon fra  $\delta$ -ferritt. Sigma-fasen oppstår ved langsom avkjølingshastighet (illustrert på Figur 2.10) etter varmepåføring, under produksjon eller i en sveiseprosess. [17] [18]

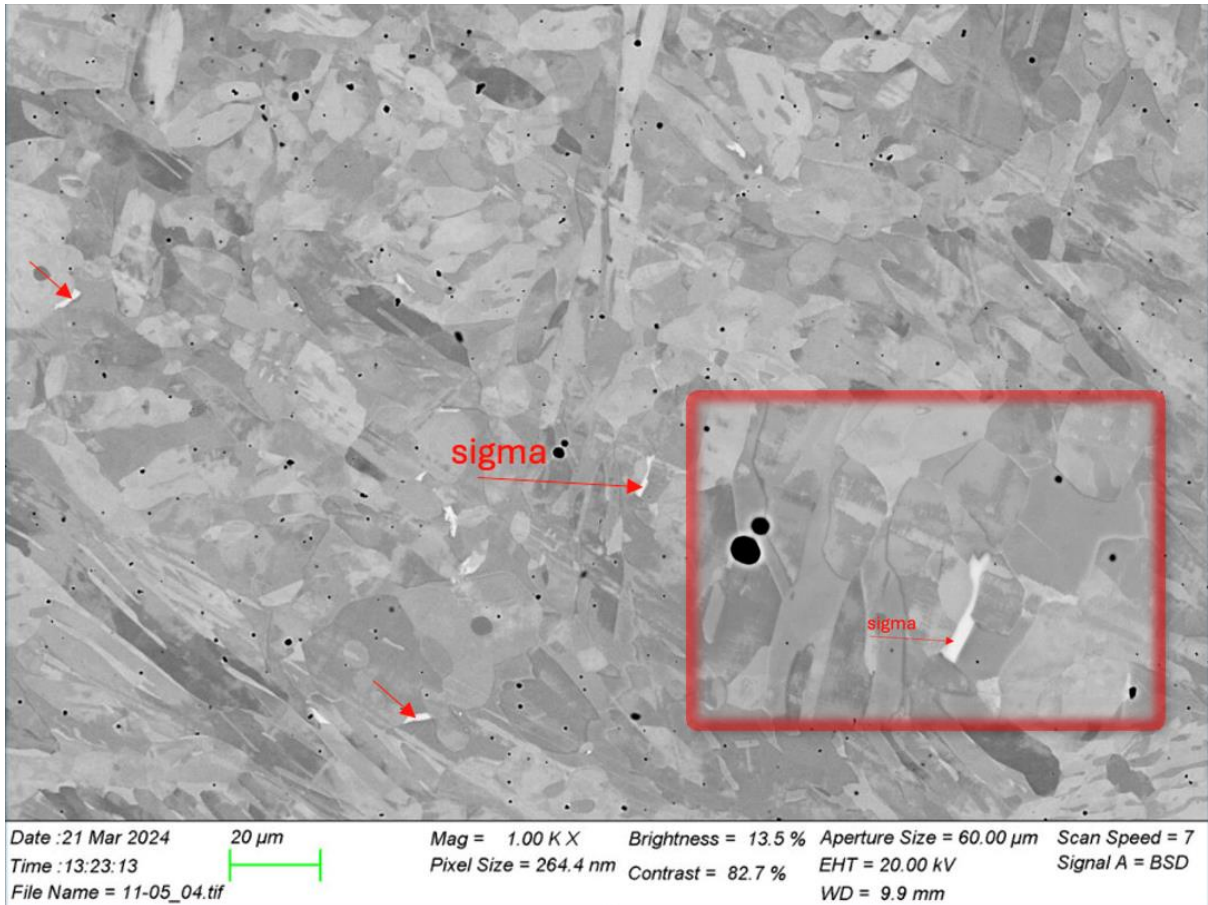


Figur 2.10 CCT diagram av sigmafase

Sigma-fasens tilstedeværelse kan betydelig redusere duktiliteten i materialet. Dette gjør legeringer mer sårbar for sprø brudd under mekanisk belastning. [18]

Når Sigma-fasen dannes, fører den til en lokal reduksjon av krom i nærheten av Sigma-rike regioner. Dette kan redusere korrosjonsmotstanden, ettersom krom er et viktig element for å gi rustfrie-stål deres korrosjonsbestandige egenskaper. Sigma-fasen kan også forverre sveiseegenskapene til stålet. Under sveising kan fasen fremme sprekker og påvirke sammenføynings kvaliteten. [18]

For å minimere dannelse av Sigma-fasen i rustfrie-stål, er det viktig å kontrollere kjemisk sammensetning av legeringen i kombinasjon med varmebehandlingsprosesser. [19]



Figur 2.11 Bilde av Sigma x1000 forstørrelse, med bilde av Sigma x5000 forstørrelse i liten rubrikk

## 2.7 Varmebehandling

Varmebehandling gjennomføres for å oppnå ønskede egenskaper i materialet. Ved å kontrollere temperatur, tid og avkjølingshastighet kan materialet tilegne seg ønsket fasefordeling i legeringen. Denne prosessen kan gjennomføres enten isoterm eller anisoterm. Ved isoterm behandling oppvarmes materialet til en bestemt temperatur og holdes der i en definert tidsperiode. Ved anisoterm varmebehandling kan oppvarmingen og nedkjølingen variere i tid og temperatur. [20]

Når varmebehandlingsparametere som temperatur, tid og avkjølingshastighet blir riktig justert kan en oppnå den ønskede 50/50 fasefordelingen av ferritt og austenitt i Duplex-stål. Kontroll på oppvarming- og nedkjølingshastighet forhindrer også utfelling av uønskede intermetalliske faser.

Rekrystallisering kan oppstå under varmebehandling av Duplex-stål ved høye temperaturer, og er en prosess der deformerte korn fra tidligere mekanisk arbeid eller varmegang transformeres til defektfrie korn. Disse nye kornene vokser gradvis helt til det opprinnelige kornet er transformert. Rekrystallisering fører ofte til redusert styrke, og mykere materiale. [9]

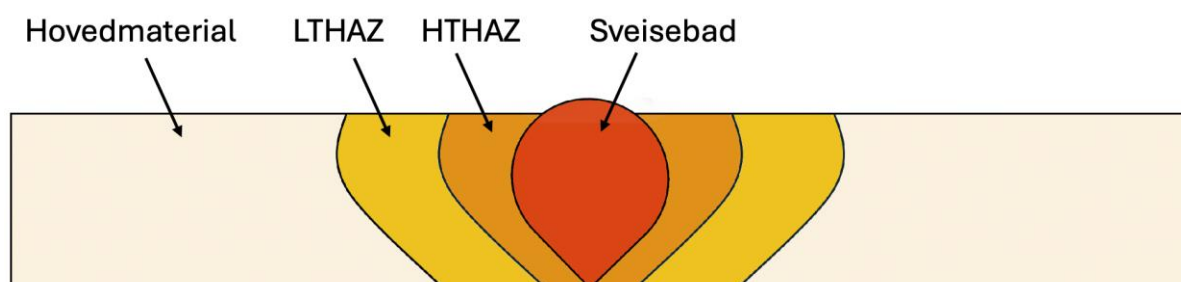
## 2.8 Sveiseparameter

### 2.8.1 Varmepåvirkede soner (heat affected zones, HAZ)

Varmepåvirkede soner ved sveiseoperasjoner viser til områdene som ligger ved siden av smeltegrensen, der mikrostrukturen til metallet blir påvirket. Det er normalt å skille mellom høye- og lave temperatursoner (respektivt HTHAZ og LTHAZ). Mikrostruktur rundt LT og HTHAZ blir påvirket av varmepåføringen, og denne påvirkningen blir mer kompleks etter hvor mye et område utsettes for gjentakende sveiselag. [21]

Høytemperert HAZ (HTHAZ) er definert som området ved siden av sammenføyingsgrensen, som nærmer seg smeltepunktet, men fortsatt er i fast fase. Mikrostrukturen i HTHAZ er kun påvirket av sveise-parametere og legeringens kjemiske sammensetning. [21]

Lavtempert HAZ (LTHAZ) er områdene som er lengre unna sammenføyingsgrensene, men som likevel er utsatt for temperaturområder som kan danne intermetalliske faser. Dette er et problem som har blitt observert ved Super-Duplex og ekstremt treg avkjøling av lavt legerede Duplex-stål. [21]



Figur 2.12 Illustrasjon av lav- og høytemperert HAZ

For å kunne kontrollere effekten til de varmepåførte sonene, krever det tilpassing av sveiseparametere under sammenføyningsprosessen. For Duplex legeringer, er det viktig å kontrollere den helhetlige avkjølingen. Det betyr å sikre at den er treg nok for å danne austenitt i den høytempererte sonen, og rask nok i den lavtempererte sonen for å forhindre uønskede intermetalliske faser. [21]

### 2.8.2 Dekkgass og lysbue, påvirkning og problematikk

I MIG sveising (GMAW) spiller sammensetningen av dekkgassen en avgjørende rolle for sveisekvaliteten. Denne sammensetningen har direkte påvirkning på lysbueprofilen, som videre påvirker mønsteret i sveisen. Denne faktoren er viktig for smeltebadet, ettersom det påvirker dybden og hvor godt smelten trenger inn i grunnmaterialet.

Argon er en primærkomponent i dekkgasser, ofte tilsatt med mindre tilskudd av andre gasser. Argon gir en konsentrert lysbue, som er en følge av sin lavere termiske konduktivitet. Dette påvirker flyteegenskapene til sveisebadet og resulterer i en mer konsentrert sveis (Figur 2.13). Ved å bruke argon oppnås en bedre inntrengningsdybde uten å påvirke bredden, men dette kan lede til en utfordring kjent som mangel på sammenføring (lack of fusion) [22]. Defekten av mangel på sammenføring kan bli observert som større irregulære former eller vinklede tomrom, som ikke er sammenlignbart med en alminnelig gass pore som er sirkulær. [23]

Effekten av dekkgassen ved sveisingen påvirkes ikke bare av argoninnholdet, men også tilsetningen av andre gasser som CO<sub>2</sub>, helium og oksygen. Blir helium inkludert i sammensetningen vil det kunne resultere i en jevnt mer spredd lysbue, som videre gir en sveis som kan observeres som en bredere parabolisk liggende inntrengning (Figur 2.13). Økte mengder helium kan på en annen side føre til sveisesprut (spatter) og skape urenheter i sveisen. [23]

En løsning for å redusere problematikk med Argon-Helium dekkgass er å tilføye mindre mengder oksygen eller CO<sub>2</sub>. CO<sub>2</sub> tilsetninger øker lysbuenes temperatur og termiske konduktivitet, som resulterer i en kortere, kraftigere lysbue som gir dypere inntrengning. Oksygentilsetningen bidrar til bedre blanding mellom fyllmateriale og grunnmaterialet. [24]

Samlet sett stabiliserer tilsetningen av oksygen eller CO<sub>2</sub> lysbuelengden, reduserer sprut og sikrer en jevn flyt av fyllmaterialet mot sammenføyningslinjene uten tilbaketrekning. [22] [23] [24]

Valg av dekkgassens sammensetning, som vil resultere i ønsket sveiseresultat, er avhengig av både materialet som skal sveises og den spesifikke sveisekonstruksjonen.



Figur 2.13 Illustrasjon av ulik bredde og inntrengningsdybde av sveis med bruk av Argon (venstre) og 75% HE- 25% Ar (høyre), inspirert av kilde [23], Figur 1.19

### 2.8.3 Porøsitet

Porøsitet ved sveising kan skyldes flere ulike faktorer, gjerne i en kombinasjon av dem. En kjent årsak til porer ved sveising er gassinneslutninger. Gassinneslutninger oppstår når hydrogen, nitrogen eller oksygen blir fanget i sveisebadet under størkning. Disse gassene kan komme fra omgivelsene hvis mengde dekk-gass ikke er tilstrekkelig. [25]

Ugunstig kjemisk sammensetning av dekk-gass kan resultere i porer, da dens rolle er å beskytte smeltebadet fra atmosfæriske gasser som oksygen. Ved en utilstrekkelig mengde eller ujevn fordeling av dekk-gassen kan luft trenge inn og forurense sveisebadet. [21]

Sannsynligheten for poredanning påvirkes også av sveiseparametere og legeringens kjemiske sammensetning. Lang lysbuelengde, ujevn sveisehastighet og/eller varme kan føre til at gassene i sveisebadet ikke rekker å slippe ut, og dermed blir fanget når sveisen stivner. Det er derfor viktig å kontrollere mengde dekk-gass, sveisehastigheten og varmetilførselen for å minimere risikoen for porøsitet. [25]

## 2.9 Korrosjon

Korrosjonsmotstanden til Duplex avhenger av legeringselementer som er tilsatt. Krom, molybden og nitrogen er de mest sentrale i denne sammenhengen. [20]

For å forutsi en Duplex-legerings evne til å motstå grop korrosjon, brukes en faktor kalt  $PRE_n$  (Pitting Resistance Equivalent Number). Flere formler har blitt utledet for å regne  $PRE_n$ -verdi, der en av de mest brukte er formel (3). [20]

$$PRE_n = \%Cr + 3.3 \times (\%Mo) + 16 \times (\%N) \quad (3)$$

nivået av korrosjonsbestandighet for en rustfri stål-legering øker proporsjonalt med  $PRE_n$  verdi.

### 2.9.1 Gropkorrosjon

Gropkorrosjon kjennetegnes ved smale groper av ulik størrelse og dybde. Gropkorrosjon kan forekomme på passiverte metaller og legeringer i miljøer som inneholder klorid, bromid, jodid og perklorationer. Utfordringen med denne formen for korrosjon er at det utsatte området kan være vanskelig å oppdage. Det er ofte utfordrende å holde kontroll på veksten av korrosjonen. [26]



Figur 2.14 Illustrasjon av hvordan gropkorrosjon kan se ut, dyp (A), dyp med horisontal vekst(B), overflate(C). illustrasjonen er inspirert av kilde [39], fig 1

Duplex-stål kan få utfordringer med gropkorrosjon hvis den passive oksidfilmen svekkes, eller ved defekter i legeringen som videre fører til svakheter i korrosjonsmotstanden. [26]



### 2.9.2 Spenningskorrosjon med sprekkdannelse (SCC, stress corrosion cracking)

Spenningskorrosjon med sprekkdannelse er en av de vanligste årsakene til svikt i en Duplex-legering, og forekommer når materialet er utsatt for høy spenning og et korrosivt miljø samtidig.

Spenningsene kan stamme fra ytre belastninger som temperaturvariasjoner og mekaniske påkjenninger. SCC kan også oppstå ved interne spenninger, fremprovosert av kaldbearbeiding, sveising eller varmebehandling. [21] [26]

SCC deles in i to hovedkategorier, der den ene er korrosjon ved høye klorinnhold, og den andre (SSCC, Sulphide Stress Corrosion Cracking) er korrosjon som dannes i kombinasjon av klorholdig miljø og hydrogensulfid ( $H_2S$ ). [21]

### 2.9.3 Intergranulær korrosjon

Intergranulær korrosjon er en lokal angrepsform som oppstår ved eller langs korn grenser, der andre deler av overflaten påvirkes i liten grad. Angrepet sprer seg innover i materialet, og strekkspenninger et gitt materiale er designet for å i utgangspunktet motstå kan betydelig svekkes. Materialets seighet reduseres i et relativt tidlig stadium av korrosjonsangrepet, og brudd kan oppstå uten forvarsel. [26]

Intergranulær korrosjon kan inntreffe ved eksponering for korrosive miljøer, spesielt ved høy temperatur, og er ofte knyttet til opphopning av urenheter eller utfelling av intermetalliske faser langs kornegrensene. [26]

## 2.10 DSS, Duplex rustfritt stål

Duplex-legeringen ble først utviklet og tatt i bruk rundt 1930-tallet på grunn av kombinasjonen høy styrke og korrosjonsmotstand. De tidligste legeringene var hovedsakelig begrenset til støpeproduksjon, ettersom de inneholdt en relativt høy mengde karbon, og andelen ferritt kunne variere fra 30-70 wt%. Den høye mengden karbon ga en økt fare for karbidutfellinger som igjen kunne føre til spenningskorrosjon med sprekkdannelse. Karbonmengden i legeringen kunne også øke faren for intergranulær korrosjon etter varmebehandling og sveising, som videre også fører til spenningskorrosjon og sprekkdannelse langs disse områdene. [21]

På 1970-tallet ble argon-oksygen og vakuum-oksygen dekarborisering introdusert. Disse teknikkene bidro til å senke karbonmengden i legeringene, i tillegg til å gi en generelt bedre kontroll over sammensetningen. Denne økte kontrollen bidro også til en bedre optimalisering av austenitt- og ferrittandelen i mikrostrukturen. [21]

### 2.10.1 Sammensetning av Duplex stål

Duplex kjennetegnes i dag ved å ha en mikrostruktur på rundt 50 prosent ferritt og 50 prosent austenitt. Legeringen er bredt anvendt i aggressive miljøer som maritime omgivelser og kjemisk prosessindustri. Duplex har en høy styrke på nesten det dobbelte av andre austenittiske rustfrie stål alternativer, og den høye andelen ferritt gir en god beskyttelse mot klorid-indusert spenningskorrosjon [27]. Legeringens to-fasede mikrostruktur og høye innhold av krom, molybden og nitrogen sammenlignet med andre rustfrie ståltyper, gir Duplex egenskapene høy styrke og høy korrosjonsbestandighet. [21]

#### 2.10.1.1 Krom (Cr)

Korrosjonsbestandigheten til et rustfritt stål økes generelt sett proporsjonalt med kromnivået tilsatt i legeringen [28]. Krom bidrar til å forbedre lokalisert korrosjonsmotstand ved at det dannes et passivt oksidlag på overflaten i tilstedeværelse av oksygen fra luft eller vann [21]. Dette oksidlaget opptrer som en beskyttende barriere, og oppstår i stabil tilstand ved minimumsinhold på 11 prosent krom i legeringen [29].

Kromandelen i Duplex legeringer ligger vanligvis på 20-29 wt%, og ved høyere krominnhold øker risikoen for uønskede intermetalliske forbindelser som Sigma-faser ved varmebehandling eller sveising.

Krom sammen med andre elementer bidrar med å stabilisere ferrittfasen i legeringen, og det er utledet en ligning for å kvantifisere effekten av krom i Duplex legeringer [21]:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \times \%Nb \quad (4)$$

Denne ligningen inneholder alle de ferrittstabiliserende elementene i legeringen.

#### 2.10.1.2 Nikkel (Ni)

Nikkel har en liten effekt på økt korrosjonsbestandighet, men er i hovedsak tilsatt for å stabilisere austenittfasen. Nikkel medvirker til endringen av krystallstrukturen fra BCC til FCC [30]. I forbindelse med denne stabiliseringen, vil nikkelinnhold i en Duplex-legering hovedsakelig baseres ut ifra krominnholdet, og vil ikke ligge over 7 prosent for å bevare en 50/50 fasefordeling. [21]

Forhøyet innhold av nikkel vil gi en høyere andel austenitt enn det som er ønskelig i Duplex-legering.

#### 2.10.1.3 Molybden (Mo)

Molybden bidrar med å forbedre motstanden mot grop- og spenningskorrosjon fremprovosert av kloridholdige miljøer. Ved et krominnhold på minst 18 wt% forsterkes korrosjonsbestandigheten betydelig av molybdentilsetninger. Effektiviteten av molybden tredobles sammenlignet med ytterligere tilsetninger av krom. [30]

Molybden er ferrittstabiliserende, og innhold på over 4 prosent er ikke anbefalt, ettersom det øker faren for intermetalliske utfellinger ved varmebehandling. [21]

#### 2.10.1.4 Mangan (Mn)

Mangan er austenittstabiliserende, men har ikke nevneverdig påvirkning på fasebalansen mellom austenitt og ferritt i de mengdene det tilsettes Duplex-legeringer (1-2 prosent). [21]

Mangan bidrar til å øke temperaturkurven og utfellingshastigheten av Sigma-faser. Høyere temperatur for utfelling av intermetalliske faser gjør legeringen bedre egnet for varmebehandling og sveising. Mangan gir mekaniske egenskaper som slitastebestandighet og økt strekkfasthet uten å senke duktiliteten. [21]

#### 2.10.1.5 Nitrogen (N)

På lik linje med krom og molybden, bidrar nitrogeninnhold til motstand mot gropkorrosjon. Denne motstanden forsterkes ved innhold av molybden i legeringen, ettersom disse opptre i synergi med hverandre. [21]

Nitrogen er austenittstabiliserende, og bidrar til økt styrke og duktilitet i legeringen. Nitrogen bidrar også til stabilisering av legeringen ved å forhindre lokal oppsamling av krom, slik at det oppnås en homogen fordeling av krom i både austenitt- og ferrittfasen. Denne stabiliseringen forbedrer legeringens evne til å motstå utfelling av intermetalliske faser. [21]

For høy tilsetning av Nitrogen ved lave molybden og krom nivåer kan resultere i gassinnslutninger og porøsitet. [21]

#### 2.10.1.6 Silisium (Si)

Små mengder silisium gir en liten herdbarhet til stål. Silisium, gjerne i kombinasjon med kobber, blir tilsatt austenittiske, rustfrie stål-legeringer som inneholder molybden for å forbedre korrosjonsmotstanden mot syrer som svovelsyre og salpetersyre. [29] [21]

Silisium forbedrer korrosjonsmotstand ved høye temperaturer, i tillegg til god beskyttelse mot grop- og spenningskorrosjon med sprekkdannelse. Silisium er en ferrittstabilisator, og innhold ligger vanligvis på under en prosent, ettersom den kan fremme utfelling av sigma-faser. [21]

#### 2.10.1.7 Karbon (C)

Karboninnholdet i Duplex legeringer holdes vanligvis på svært lave nivåer, typisk i området 0,02-0,03 vektprosent for å unngå dannelse av kromkarbider. [21]

Kromkarbider kan føre til betydelige utfordringer med korrosjon. Spesifikt kan de bidra til utviklingen av både grop korrosjon og intergranulær korrosjon. [21]

## 2.11 Praktiske tester for undersøkelse av materialegenskaper

### 2.11.1 Skårslagsprøve

Skårslagsprøving er beskrevet i ISO148-1:2016, Charpy-V [31]. Dette er en standardisert metode som måler hvor mye energi (Joule) som blir absorbert i et sammenstøt.

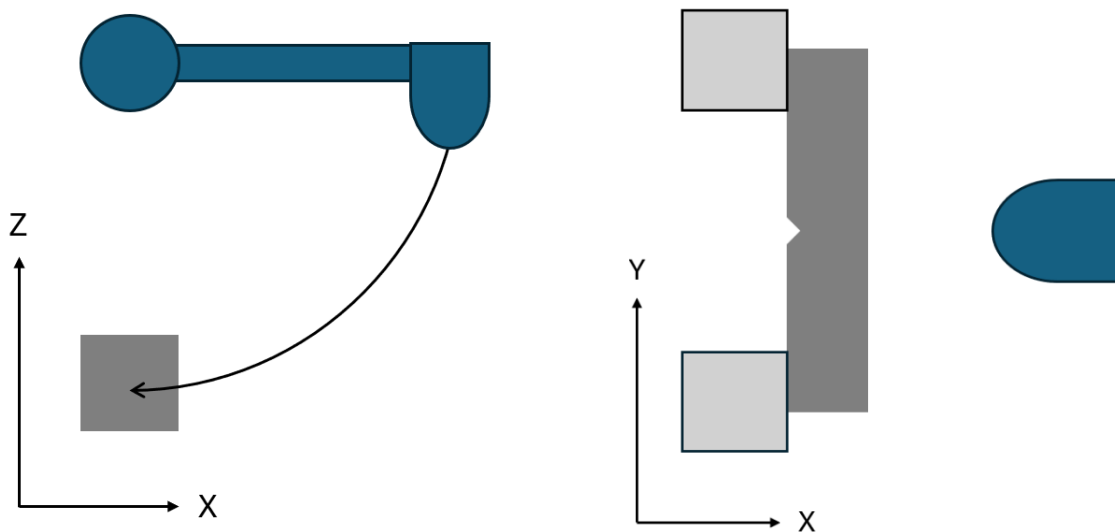
Standarden beskriver hvordan testbitene skal dimensjoneres, og hvordan forsøket skal gjennomføres. [31]

Metoden går som følger:

1. Pendelhammeren slippes fra en bestemt høyde og slår igjennom biten
2. Det måles hvor mye energi som blir tatt opp, enten med en Joule-måler eller hvor høyt pendelhammeren svinger etter sammenstøtet for å måle tapt energi.

Utførelsen av skårslagsprøven kan resultere i fullstendig, delvis eller ikke- brudd av prøvestykket. Prøvens evne til å motstå eller absorbere energi fra sammenstøtet vil gi informasjon om materialegenskaper som duktilitet.

Nærmere undersøkelser av bruddoverflaten vil også kunne gi indikasjoner på hvor sprøtt eller duktilt materialet er ved bruk av standarden. [31]



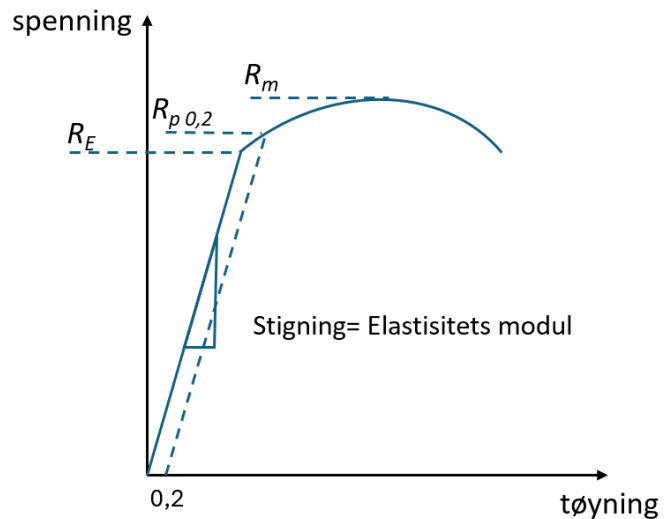
Figur 2.15 Skisser av skårslags testen

### 2.11.2 Strekkprøving

Strekkprøving er en effektiv og informativ destruktiv mekanisk test, som anvendes for å observere materialets oppførsel under spenning. Metoden og kravene er beskrevet i standarden NS-EN 6892-1:2019 [32]. Metoden starter med produksjonen av prøven. Strekkprøvenes dimensjoner må samsvare med den oppgitte geometrien i standarden. Videre blir prøven montert i strekkmaskinen hvor den blir utsatt for en økende en-akset spenning med en forhåndsbestemt hastighet.

Under og etter strekkprøvingen måles flere parametere. Formålet er å bestemme flere viktige egenskaper til materialet. Noen av målingene er: [10] [32]

1.  $R_E$  (yield strenght)  
Flytegrensen er et mål på hvilken spenning materialet går over til plastisk deformasjon. Hvis spenningen holder seg under flytegrensen, skal materialet oppføre seg elastisk. [10]
2. Strekkfastheten  $R_m$  (tensile strenght)  
Strekkfasthet er den største spenningen materialet kan tåle før brudd
3. Proporsjonalitetsgrensen  $R_p$   
Proporsjonalitetsgrensen er området på spenning-tøynings diagrammet der spenning og tøynings er proporsjonale. Proporsjonalitetsgrensen ligger lavere enn elastisitetsgrensen
4. Elastisitetsgrensen  $R_b$   
Elastisitetsgrensen viser den høyeste spenningen materiale kan utsettes for, uten plastisk deformasjon. elastisitetsgrensen er alltid lavere enn flytegrensen.
5. Bruddforlengelsen  $A$  (elongation)  
Bruddforlengelse eller relativ bruddforlengelse er prosentvis forlengelse av prøven etter brudd.
6. Brudd kontraksjon  $Z$  (reduction of area)  
Bruddkontraksjon er et prosentvis mål som sier hvor mye tverrsnittarealet har blitt redusert etter brudd.
7. Elastisitetsmodul  $E$  (Young's modulus)  
Elastisitetsmodulen er stigningen til det lineære området av kurven som går opp til proporsjonalitetsgrensen. Dette er en fysisk konstant som avhenger av legeringens sammensetning og ikke av strukturen til det metalliske materialet. [10]



Figur 2.16 Representativ strekk-tøyningskurve for et duktilt materiale med visuell representasjon av enkelte målinger

### 2.11.3 Vickers hardhetstest

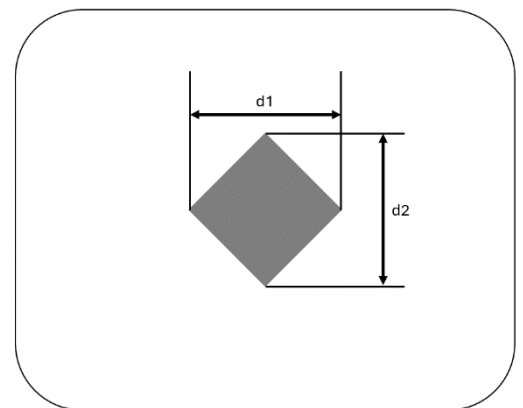
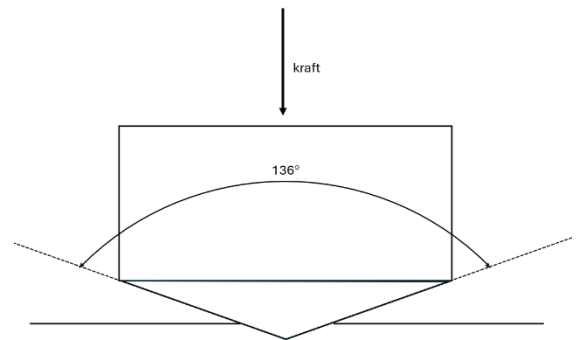
Vickers metode er en *ikke-destruktiv* måling av materialets evne til å motstå en lokal plastisk deformasjon. Vickers er en av mange standardiserte metoder, og er metoden som blir brukt i denne oppgaven. [9]

Generelle fordeler med hardhets-tester:

1. Metoden er ikke destruktiv, men påfører inntrykk av varierende størrelse.
2. Oppsamlet data fra hardhets tester kan brukes til å anslå strekkfastheten til materialet. [9]

Vickers hardhet gjennomføres ved å trykke en liten diamant ned i overflaten av materialet etterfulgt av å måle diagonalene til inntrykket. Størrelsen av inntrykket er varierende, men en forhåndsbestemt kraft og tid gir en mulighet for å sammenligne diagonalene til inntrykket som gir en målt HV verdi. [33]

Diamanten er utformet som en pyramide med kvadratisk grunnflate og en fastsatt vinkel  $\alpha$  på 136 grader mellom sidene. Dette gjør at inntrykket kan bli målt og brukt til utregning av HV verdi. [33]



Figur 2.17 Skjematisk skissering av hardhetsinntrykk og diamant

Tabell 1 Forklaring av HV utregning [33]

Symbol	forklaring
$\alpha$	Vinkel mellom flatene på diamanten
<b>F</b>	Test kraft i Newton
<b>D</b>	Gjennomsnittet av diagonal d1 og d2 i mm
<b>HV</b>	$HV = \frac{\text{test kraft}}{\text{arealet av intrykket}} = \frac{1}{G} \times \frac{2F \sin^{\frac{\alpha}{2}}}{d^2}$

#### 2.11.4 G48 korrosjonstest

G48 korrosjonstest er en standardisert testmetode utviklet av ASTM (American Society for Testing and Materials) for å evaluere motstanden mot grop- og sprekkekorrosjon i rustfrie stållegeringer. Testmetoden er utviklet for å undersøke korrosjonsbestandigheten til metaller i aggressive klorholdige miljøer. [34]

Prøvestykker av testmateriellet maskineres til spesifiserte dimensjoner og overflatebehandles for å fjerne eventuelle forurensninger og oppnå en standardisert overflate. Prøven skal ikke være i kontakt med beholderens overflate, og hvordan prøvestykkene skal støttes opp beskrives i standard ASTM-G48-11-2020-e1 [33]. [22]

ASTM G48 inkluderer flere ulike metoder (Metode A-F), der hver metode krever bestemte konsentrasjoner av  $\text{FeCl}_3$ -oppløsningen (jernklorid), med ulike temperaturer og eksponeringstider. Valget av metode er avhengig av materialets egenskaper og den spesifikke korrosjonsmotstanden som skal evalueres. [34]

Jernkloridoppløsningen lages i henhold til valgt metode. Konsentrasjonen og temperaturen justeres for å etterligne de aggressive forholdene materialet kan utsettes for i reelle tilfeller. Prøvestykkene nedsenkes i  $\text{FeCl}_3$ -oppløsningen i forhåndsbestemt tidsintervall. Eksponeringstid kan variere fra noen få timer til flere dager, og er avhengig av hvilken testmetode som er valgt. [34]

Etter testen inspiseres prøvestykkene for tegn på korrosjon. Inspeksjonen kan involvere visuell inspeksjon, sjekk av vektendring, mikroskopisk undersøkelse, eller andre analytiske teknikker for å vurdere grad av korrosjonsangrep. [34]

#### 2.11.5 Massetetthet

«Arkimedes prinsipp» er et vannfortrengningsprinsipp innenfor fysikk som ble oppdaget av den greske matematikeren og oppfinneren Arkimedes. Prinsippet sier at et objekt som er nedsenket i en væske, opplever en oppdriftskraft som er lik størrelsen som tyngdekraften på den fortrengte væsken. [35]

Prinsippet har mange praktiske anvendelser der oppdrift er relevant, som innen skipskonstruksjon og måling av tettheten til materialer.

Et estimat av massetetthet utføres ved å måle materialets vekt i luft og vann, og deretter bruke formel 6 for utregning. [36]

$$\rho_{prøve} = \left[ \frac{m_{luft}}{(m_{luft} - m_{vann})} \right] \times \rho_{vann} \quad (6)$$

$$\rho_{prøve} = \text{Massetthet av prøven}$$

$$\rho_{vann} = \text{Massetthet av vann}$$



### 2.11.6 Digitalt optisk lysmikroskopi

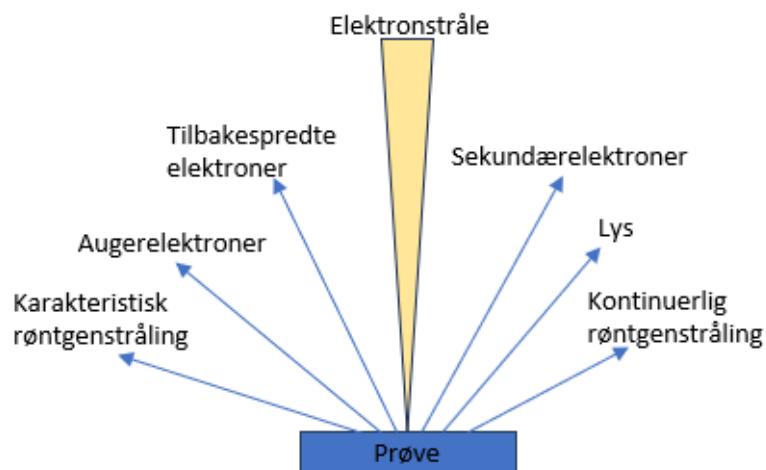
Lysmikroskop brukes for å studere mikrostrukturen til materialer. Denne metoden bruker en lyskilde og forskjellige linser for å få ulik forstørrelse. Kontrastene i bildet kommer fra materialets evne til å reflektere lyset. Et digitalt optisk lysmikroskop fungerer på samme måte som et analogt lysmikroskop, men bruker et kamera som kan ta bilder og sende til en datamaskin. Det gir brukeren mulighet for å dokumentere, analysere og kartlegge faseandeler eller porer. [9]

For å observere mikrostrukturen trenger overflaten som skal studeres å bli behandlet. Prøveprepareringen består av å polere overflaten, ofte etterfulgt av en kjemisk behandling. Kjemisk behandling som utføres tilpasses materialet, og leder til fremheving av ulike faser med at overflaten oksideres. Dette gir et godt oversiktlig bilde av overflaten som tillater å skille faser, korngrenser eller andre mikroskopiske interesser. [9]

### 2.11.7 Elektronmikroskop (SEM)

Elektronmikroskopi (SEM) er en teknikk som benytter seg av en tynn og fokusert elektronstråle for å produsere detaljerte bilder av faste stoffers overflate på mikroskala. Mikroskopet gjør det mulig å undersøke en rekke egenskaper som overflatetekstur, kjemisk sammensetning og krystallstruktur. SEM kan gi bilder i forstørrelser rangerende fra 10 til 50 000. [9]

Når de akselererte primærelektronene treffer prøvens overflate, vil ulike detektorer kunne fange opp flere ulike signaler. De vanligste signalene er tilbakespredte og sekundærelektroner, men flere SEM mikroskoper vil også kunne oppdage karakteristiske røntgenstråling, Auger elektroner og fotoner med ulike energier. [37]



Figur 2.18 Illustrasjon av SEM, selvlaget figur med inspirasjon fra kilde [21]

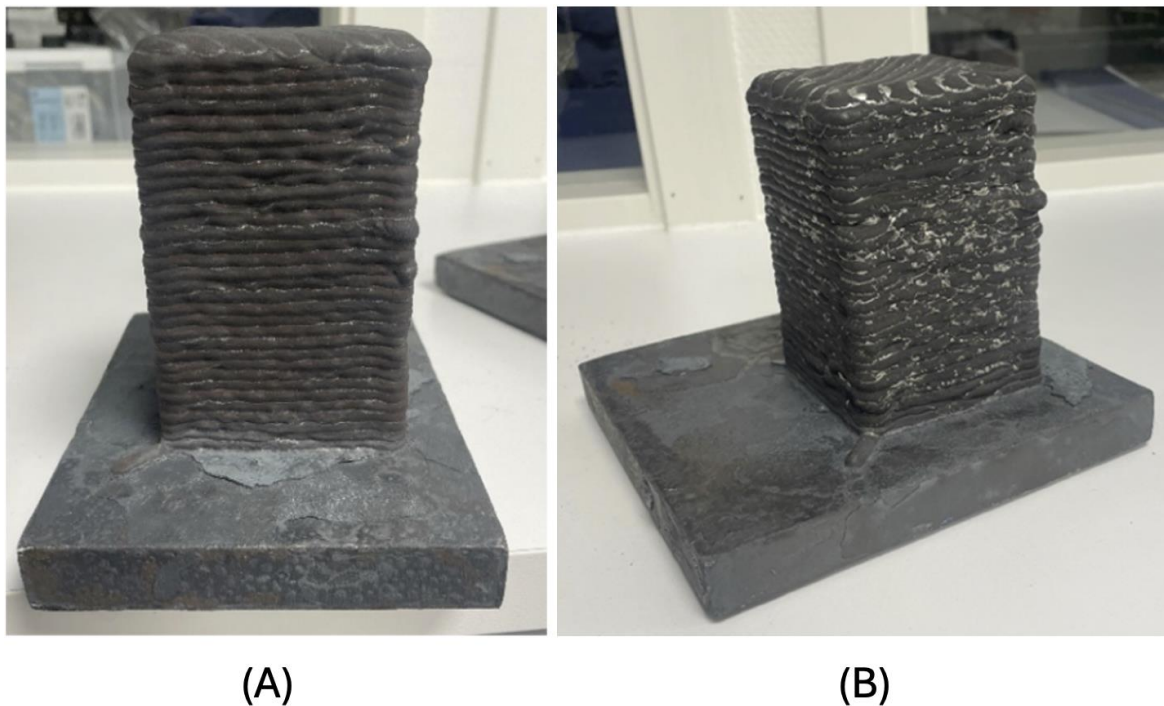
Signaler fra elektrondiffraksjon av tilbakespredte elektroner (EBSD) anvendes for å bestemme krystallstrukturer og orienteringer i mikrostrukturen. Røntgenfotoner er unike for hvert grunnstoff, og disse fotonene har distinkte energinivåer som kan identifiseres og analyseres for å bestemme den kjemiske sammensetningen av det undersøkte området på prøven. [38]

Prøver som undersøkes må kunne lede elektrisitet for å bli inspisert.

## 2.12 Materialspesifikasjoner, Duplex 2205 og 2209

Materialblokkene av legeringene Duplex 2205 og 2209 ble produsert med mål lengde  $70\pm 5$  mm, bredde  $70\pm 5$  mm og høyde  $110\pm 5$  mm.

Blokkene har i forkant av undersøkelser som er utført i denne oppgaven blitt varmebehandlet ved  $1100^{\circ}\text{C}$  etterfulgt av rask gass-nedkjøling. [1]



Figur 2.19 Utlevert materiale (A) Duplex 2209 (B) Duplex 2205

Kongsberg Maritime har tilsendt informasjon om kjemisk sammensetning av legeringene (Tabell 2 og 3), i tillegg til kvalitetskrav bedriften forholder seg til (Tabell 4). [1]

Tabell 2 Duplex 2205, kjemisk sammensetning av sveistråd, tilsendt av Kongsberg Maritime [1]

2205	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N
Wt%	0,025	0,5	1,3	22,0	5,0	3,0	0,14

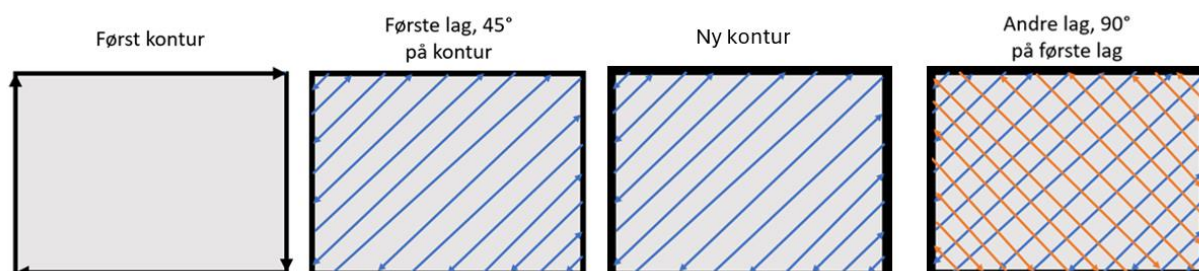
Tabell 3 Duplex 2209, kjemisk sammensetning av sveistråd, tilsendt av Kongsberg Maritime [1]

2209	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N
Wt%	0,025	0,5	1,6	23,0	9,0	3,0	0,14

Tabell 4 Duplex 2209, Kvalitetskrav satt av Kongsberg Maritime [1]

	Minimumsverdi	Maks verdi	Kommentar
<b>Flytegrense (Rp0.2)</b>	420 MPa	-	-
<b>Strekstyrke (RM)</b>	600 MPa	800 Mpa	-
<b>Forlengelse (%)</b>	20%	-	-
<b>Seighet (J)</b>	30J	-	-
<b>Mikrostruktur, Ferrittinnhold (%)</b>	40%	60%	-
<b>Mikrostruktur, intermetalliske faser</b>	0	0	Ingen intermetalliske faser akseptert

Byggehøyde av blokkene er i Z-retning. Oppbygningsmetoden er utført slik lagvis slik at først er konturen blitt lagt, etterfulgt av lag inne i konturen som har blitt bygget 90° oppå hverandre med en 45° vinkel (Figur 2.20). Sveiselarve ble målt til å være 6±2 mm bredde. [1]



Figur 2.20 Skisse av bygge retning av materialet

Tabell 5 Dekkgass-sammensetning under produksjon av materialblokkene, tilsendt av Kongsberg Maritime [1]

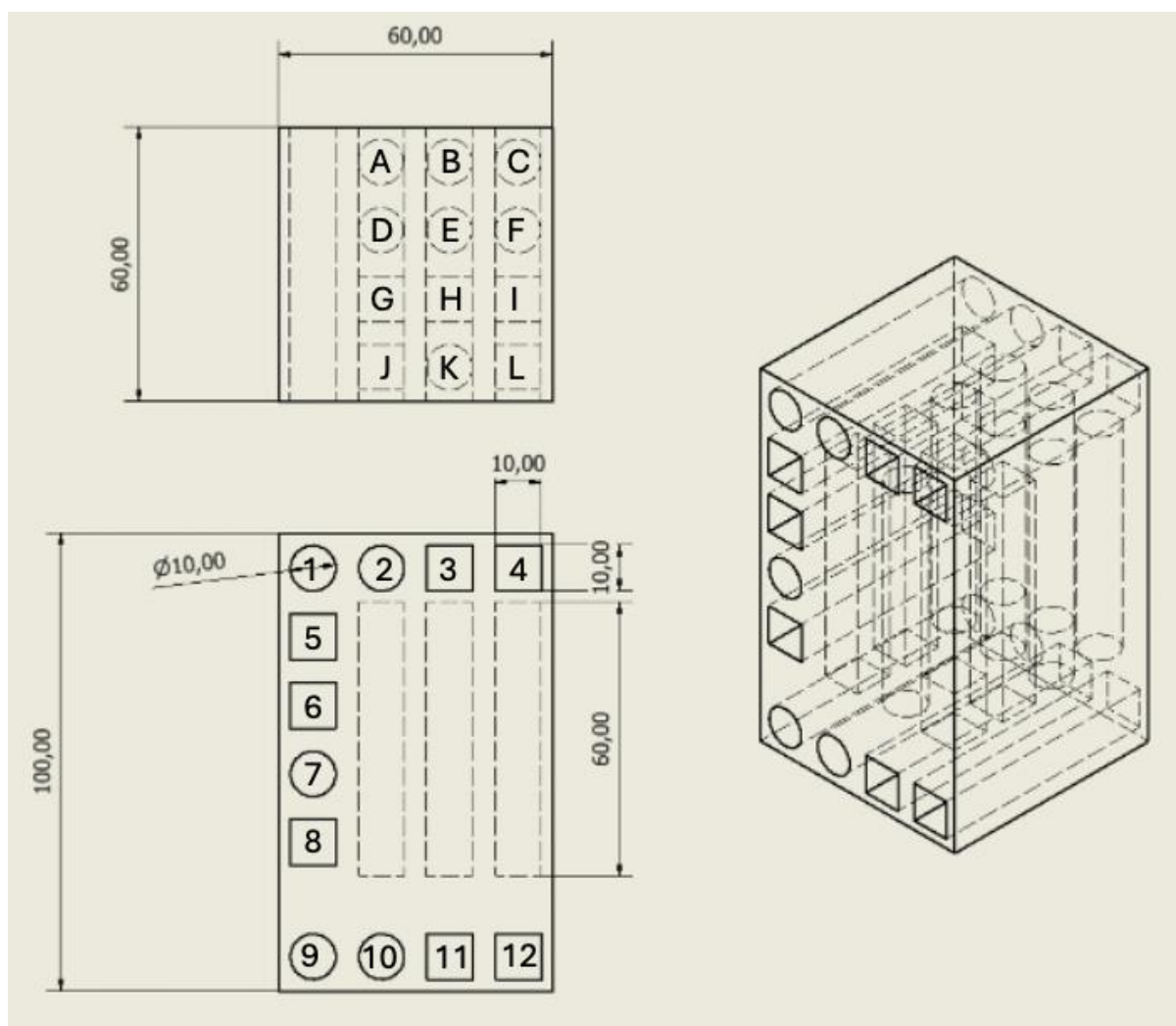
Argon	Helium	CO2
78%	20%	2 %

### 3 Eksperimentelt

#### 3.1 Tegning og planlegging

Materialblokkene hadde tilnærmet identisk geometri, noe som gjorde at alle deloppgaver ble utført på samme måte for begge legeringene. Ved hjelp av AutoCAD Inventor ble det laget 3D-tegning for å visualisere hvordan blokkene skulle deles opp, noe som førte til best mulig utnyttelse av materialet. Videre ble det utarbeidet 2D-tegninger som viste oppdelingen av prøver parallelt- og normalt på byggehøyden (Figur 3.1).

For å identifisere prøvene ble de nummerert (1-12) for prøver normalt plassert i forhold til byggehøyden, og bokstavene (A-L) ble tildelt prøvene som var parallelle med byggehøyden. På tegningen representerer avrundinger strekkprøver, mens firkanter representerer skårslagsprøver (Figur 3.1).



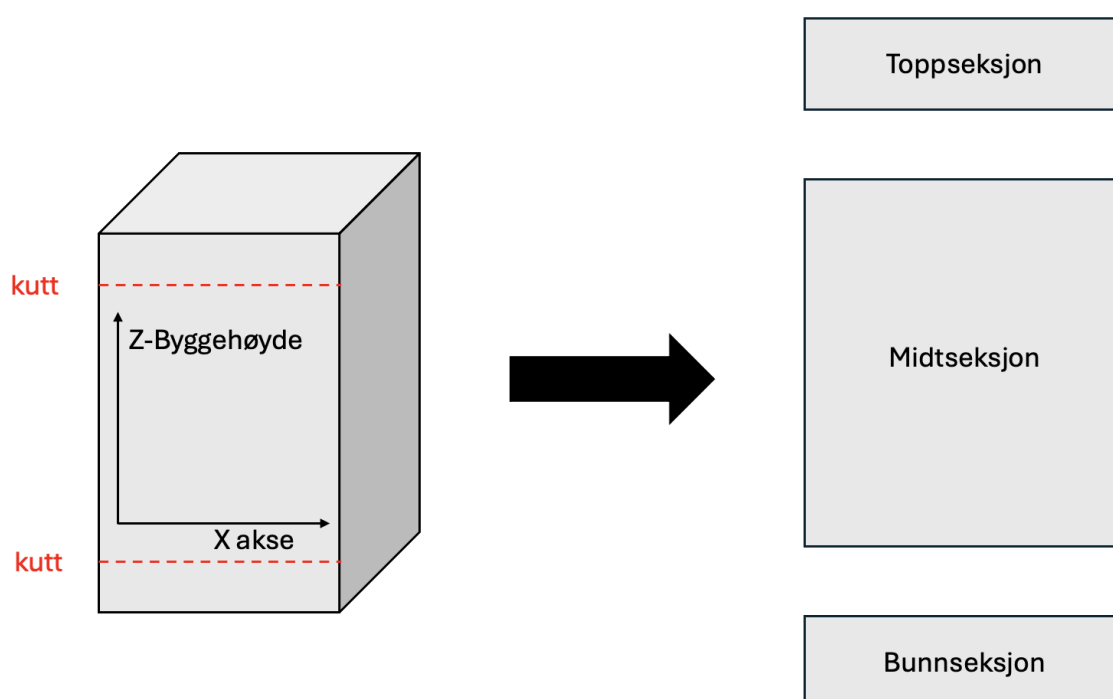
Figur 3.1 Fordeling av blokken og navn på prøver

### 3.2 Fordeling av materialet

Bunnplaten ble kuttet av ved hjelp av vannavkjølede sagblad, og deretter ble blokkene frest til en relativt plan og tetragonal form med mål  $60 \times 60 \times 100 \pm 5$  mm. Dette ble utført på grunn av sveiselarver på overflaten samt at blokkene var skjeve. På grunn av larvene ble det fjernet  $5 \pm 2$  mm fra hver overflate.

Begge legeringene ble det kuttet opp som vist på Figur 3.1. Til oppkutting ble maskinen Discotom-10 brukt, med kutteskive 10S25. Denne maskinen bruker store mengder kjølevæske for å hindre at materialet overopphetes. Alle kutt ble overdimensjonert for senere maskinering.

Fra bunn og topp ble to plater på 15 mm tykkelse separert fra midtseksjon i Z-retning (Figur 3.2). Videre ble topp- og bunnseksjon oppdelt i fire biter på  $15 \times 15 \times 60$  mm, og en bit i midten med en tykkelse på  $4 \pm 2$  mm ble reservemateriale. Alle bitene ble oppbevart i egen lynlåspose med navn for å kontinuerlig ha kontroll på plassering i blokken.



Figur 3.2 Illustrasjon av topp og bunnseksjon fordeling

Midtseksjon ble kappet til 4 plater på  $15 \times 60 \times 70$  mm, og en reserveplate med tykkelse på omtrent  $3 \times 15 \times 60$  mm fra midten av platen. Deretter ble ytre venstre plate fordelt til fire prøver normalt på byggehøyde og de tre andre platene til 12 prøver parallelt med byggehøyde (Figur 3.1). Av alle fire platene fra midseksjon ble det videre kuttet ekstra materiale fra senter av hver plate.

Tabell 6 Antall prøver fra hver seksjon

Fordeling av prøver i materialet, per blokk	Antall prøver parallelt med byggeretning	Antall prøver normalt på byggeretning	Ekstra materiale
Toppseksjon	-	4	1
Bunnseksjon	-	4	1
Midtseksjon	12	4	5

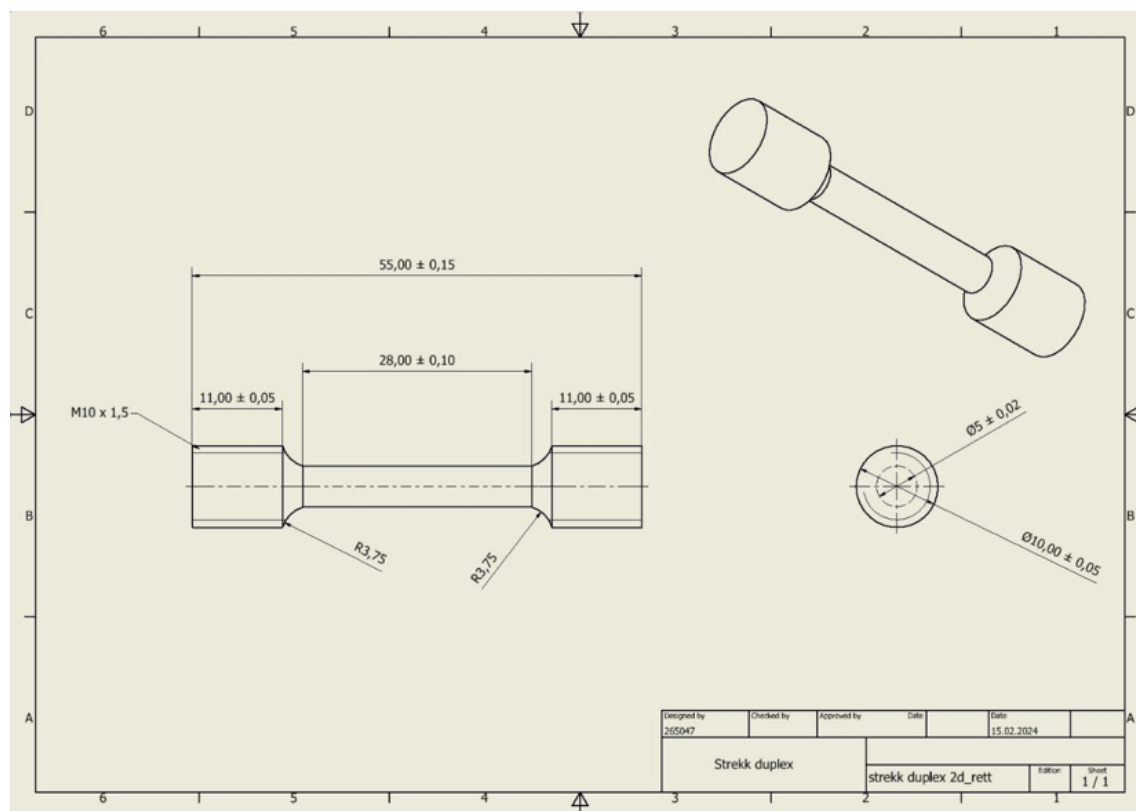
Denne fremgangsmåten ble utført på begge blokkene for å få totalt 12 prøver og syv ekstra avkapp per blokk (se Tabell 6). Alle prøvestykker ble markert med pil pekende opp for prøver normalt på byggehøyde. Prøver parallelt med byggehøyde ble markert med pluss tegn for å vise øvre side av blokken og minus tegn for nedre side. Dette ble gjort for å kontinuerlig ha kontroll på orientering.

### 3.3 Strekkprøver

Størrelsen og utforming til strekkprøvene ble valgt i henhold til standard ISO 6892-1:2019 [32], Tabell D.1. For å få flest mulige prøver av hver materialblokk ble det valgt de minste dimensjonene standarden tillater for runde prøver (se Tabell 7).

Tabell 7 Dimensjoner av strekkprøver i henhold til standard

Diameter (mm)	Opprinnelig målelengde (mm)	Minimum parallell lengde (mm)
5 ± 0,02	25	28 ± 0,10



Figur 3.3 Arbeidstegning for strekkprøver, mål i mm

Prøvestykkene som ble valgt til strekkprøver (prøvene merket med en sirkel, Figur 3.1) med mål 15x15x60 mm etter oppdeling av blokkene, ble deretter dreiet ned til runde prøver på  $\text{Ø}11 \pm 1$  mm diameter og  $57 \pm 2$  mm lengde.

Prøvene ble deretter levert til CNC-maskinering for endelige mål og gjenger i samsvar med arbeidstegning (Figur 3.3). Samtidig ble det maskinert tilpassede grep til prøvene med innvendige gjenger M10x1.5 og utvendig diameter  $\text{Ø}28$  mm.



Figur 3.4 Bilde av alle ferdiglagte strekkprøver

Strekktestene ble utført ved hjelp av Instron 5985 strekkmaskin i henhold til standard ISO 6892-1:2019 [32]. Temperaturen i rommet ble målt til 21°C. Det ble brukt innsatser med diameter på 22-28 mm for å holde grepene som ble laget for prøvene (Figur 3.5). Innsatsene ble strammet med en momentnøkkel til 50Nm.

Under testen ble det brukt ekstensiometer (AutoX 750) som var er en integrert del av maskinen. Dataprogrammet Bluehill Universal ble brukt for testutførelse, og oppsamling av data ble registrert etter anbefalinger fra standard DNV-ST-B203 [40]. Spesifikasjoner for prøvene ble registrert før teststart.

Under strekkforsøket var det flere prøver som hadde ufullstendig brudd i strekkmaskinen (Figur 3.5). Prøvemethoden var innstilt til å registrere brudd, og stoppe forsøket ved to ulike tilfeller. Den første innstillingen ga stopp i forsøket ved en 40% reduksjon i spenning på under 0,1 sekund. Den andre aktiverte seg etter spenningen oversteg 20 MPa ved strekk, slik at en reduksjon ned til 70 MPa ved lengre tidsintervall ba maskinen om å stoppe forsøket. Etter testutførelsen ble all rådata lastet ned og satt i diagrammer ved hjelp av dataprogrammet Microsoft Excel.

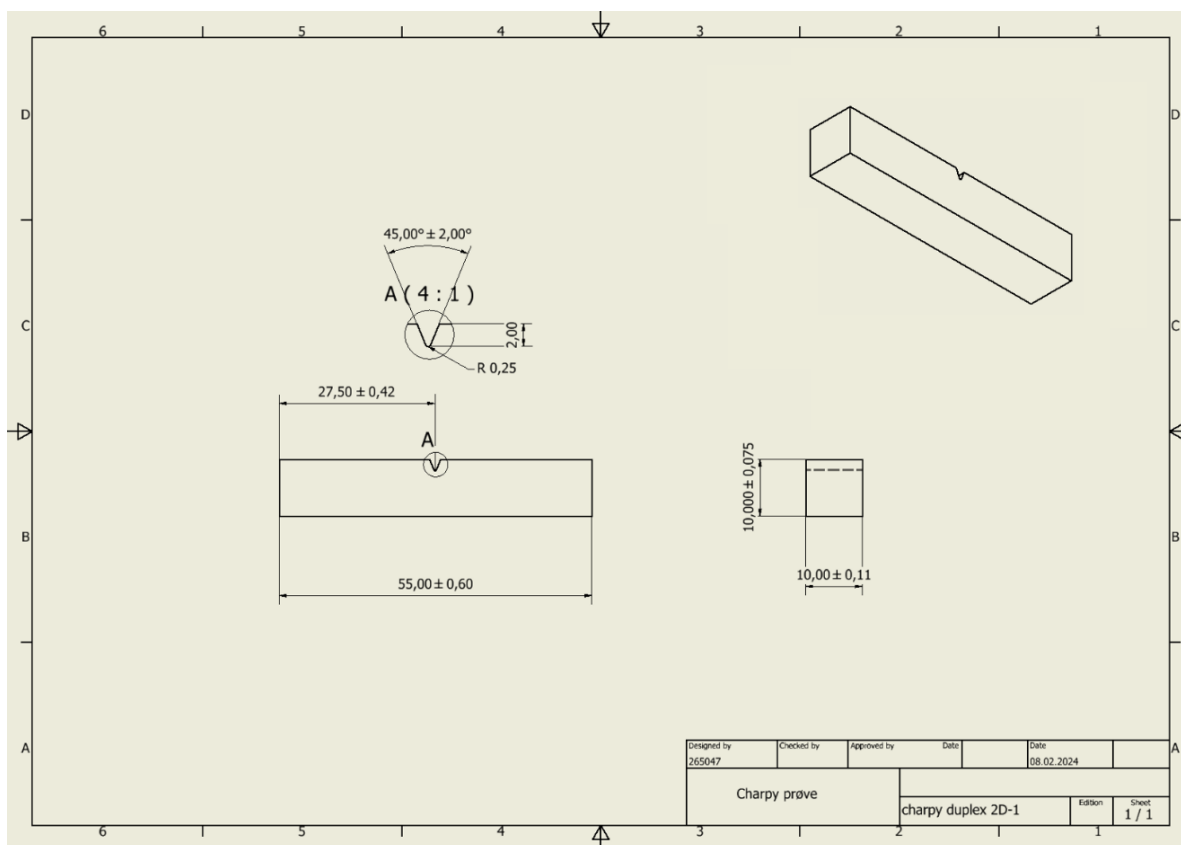


Figur 3.5 Strekkprøve i maskinen ufullstendig brudd

### 3.4 Skårslagsprøver

Etter fordelingen av materialet var dimensjoner på prøvestykkene ca. 15x15x60 mm. Det ble videre gjennomført maskinering av bitene med fres og dreiebenk for å oppnå de spesifiserte målene i henhold til standard NS-EN ISO 148-1:2016 [31] som er referert til i arbeidstegningen (Figur 3.6).

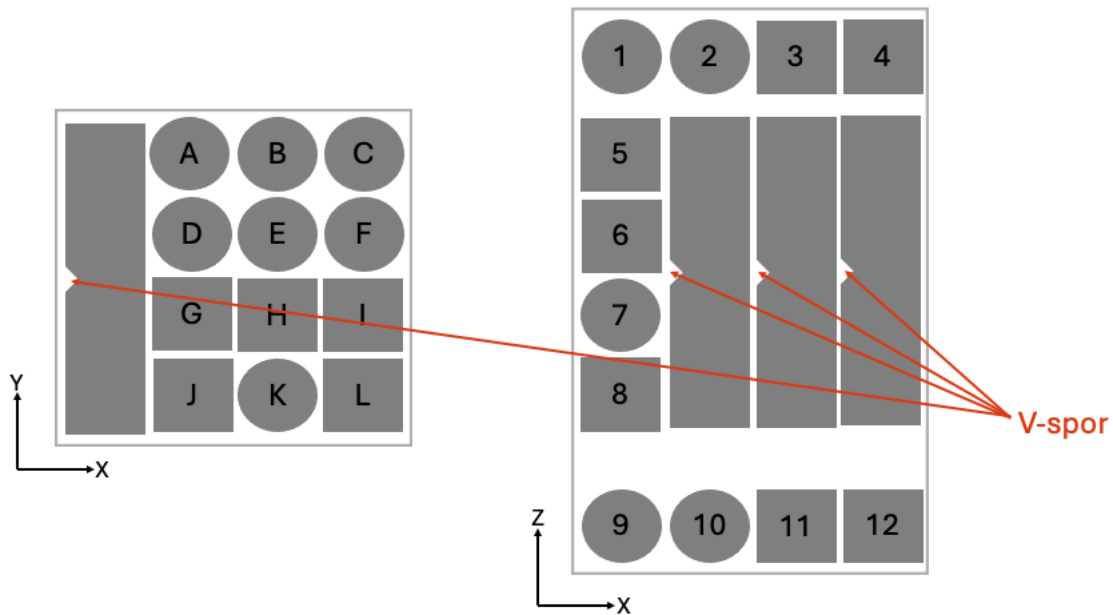
Under fresingen ble det observert tydelig slitasje på verktøyskjærene, og noe varmgang. For å motvirke dette ble det benyttet kjølevæske og redusert mating. Liknende ble observert på dreiebenken og tilsvarende tiltak ble gjort. Kjølevæsken ble manuelt påført.



Figur 3.6 Arbeidstegning for skårslagsprøver, mål i mm



Utarbeidelse av V-sporet ble utført med hjelp av CNC for å oppnå et resultat i henhold til standarden, med retning vist på Figur 3.7. Dette sporet ble ikke kontrollmålt før testing.



Figur 3.7 Illustrasjon av v-spor retning i skårslagsprøvene

Etter maskineringsarbeidet ble lengde og bredde kontrollert med et digital skyvelære for å bekrefte at de var i samsvar med arbeidstegningen. Kontrollmålingene ble utført tre plasser på hver prøve (midten- og begge ender). Nullpunktet på skyvelæret ble kontrollert mellom hver prøve.

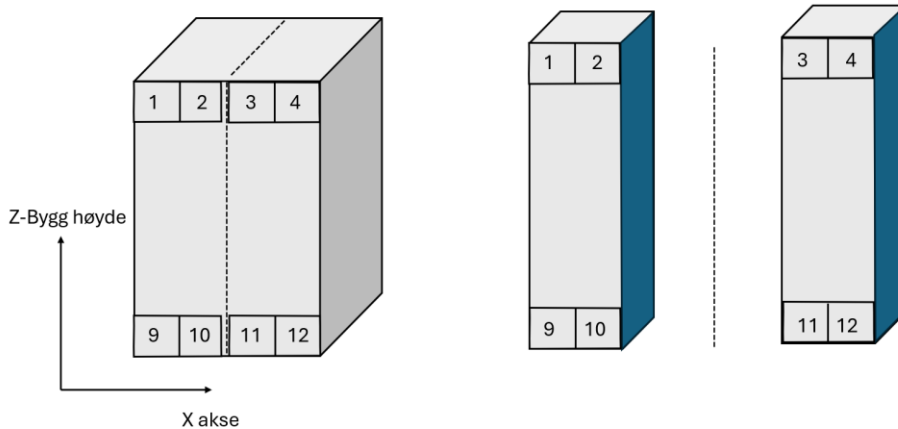


Figur 3.8 Bilde av alle ferdiglagte skårslagsprøver

Skårslagstestene ble utført med Zwick/Roell RKP450 pendel slagtestmaskin. Testen ble utført i henhold til NS-EN ISO 148-1:2016 [31] standard ved romtemperatur, målt til 21 grader Celsius. Hver prøve ble plassert i maskinen med en tang tilpasset utforming av prøvene. Deretter ble hammeren sluppet og slo igjennom prøven. Verdiene fra testen ble samlet fra både manuell klokke og et digitalt instrument. Denne rekkefølgen ble utført på alle prøvene. Etter skårslagstesten ble alle prøvene plassert tilbake i sine respektive poser, og bruddoverflatene ble studert. Deretter ble bilder tatt med SEM-mikroskopet på utvalgte bruddflater med ulike forstørrelser.

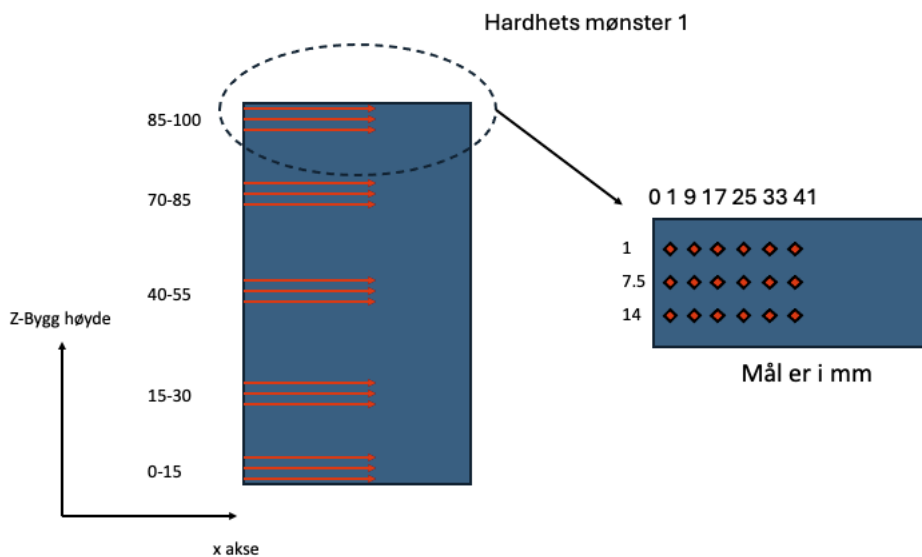
### 3.5 Hardhet

Hardhetstestene ble utført ved bruk av to ulike hardhetsmålere og to ulike mønstre, 1 og 2. Materialet ble undersøkt på to ulike plan (område markert i blått på Figur 3.9): midt og utside, og videre på tre forskjellige områder: toppen, midten og bunnen av det tildelte materialet. Prøver ble tatt fra det tilnærmede sentrum og fra yttersiden av materialblokkene. Målingene ble gjennomført etter standard ISO 6507-2005 [33]. På begge maskinene ble testen utført med HV10.



Figur 3.9 Skisse av blokken, hardhetstest, blå sidene fremviser undersøkt overflater

Mønster 1 (Figur 3.10) ble gjennomført med manuell hardhetsmaskin, Nova 330. Mønsteret bestod av tre rader med 6 målinger per rad, der inntrykket av diamanten ble gjort av maskinen og diagonalene ble målt manuelt. Deretter ble resultatene notert og analysert.

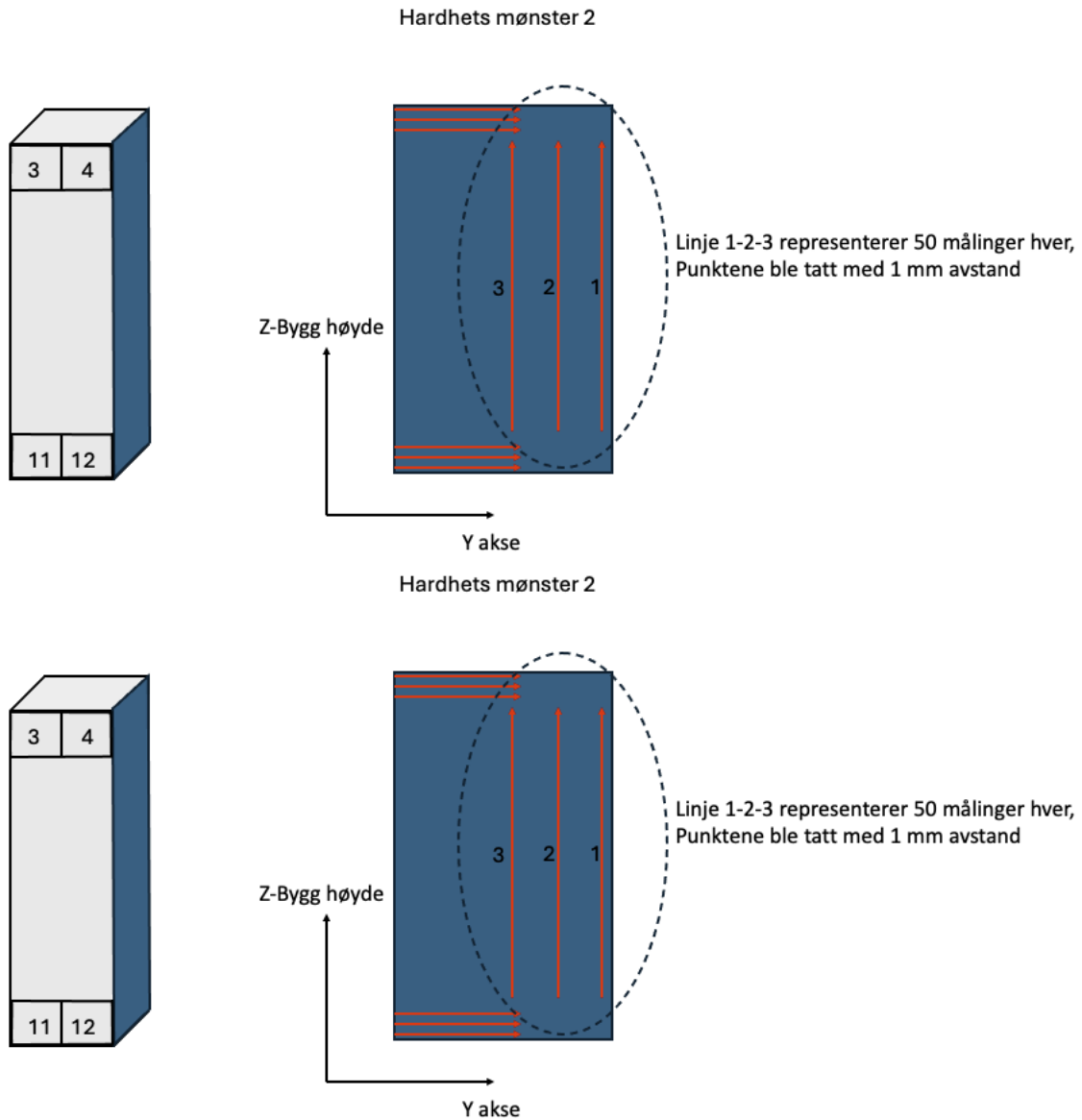


Figur 3.10 Skisse av Mønster 1 brukt til hardhet

Mønster 2 (Figur 3.11) ble gjennomført med en automatisk hardhetsmaskin, FALCON 3000.

Mønsteret bestod av 3 linjer med 50 målinger per linje. Her ble overflaten av prøven skannet av maskinen, og deretter ble mønsteret vist på Figur 3.11 valgt.

Maskinen utførte resten av testen alene. All rådata ble deretter lastet ned.



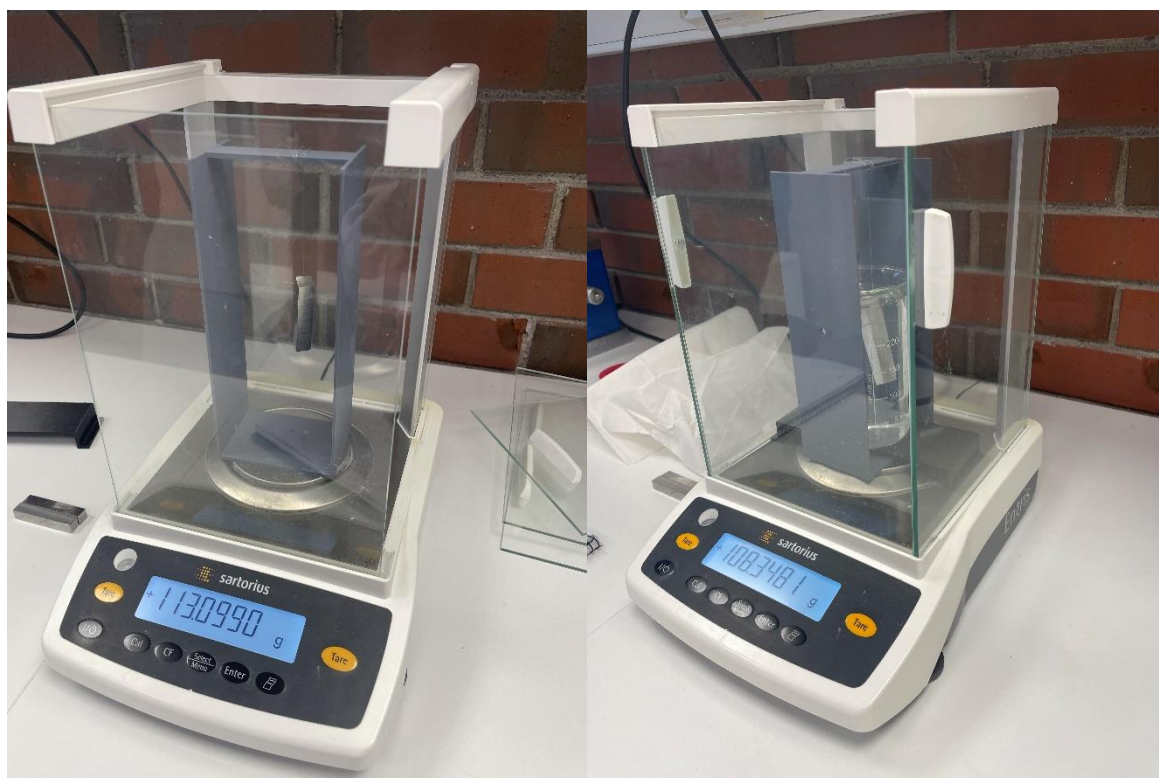
Figur 3.11 Skisse av Mønster 2 brukt til hardhet

### 3.6 Massetetthetsmåling

Oppsettet for å utføre måling av massetetthet ble først tegnet, og deretter additivt tilvirket for å tilpasse vekten som var tilgjengelig. Vekten var av typen Sartorius Entris 90 mm Analytical Balances med nøyaktighet til fire desimaler (Figur 3.12).

Prøvene som ble inkludert i målingen var prøve 3 (topp av blokk, normalt på byggehøyde), prøve 12 (bunn av blokk, normalt på byggehøyde) og prøve G (midt av blokk, parallelt med byggehøyde). Prøvene ble valgt for å representere ulike plasseringer i materialblokkene.

Først ble hele systemet veid, inkludert nylontråd til feste av prøvene. Deretter ble hver prøve veid i luft, for avslutningsvis å bli veid i vann.

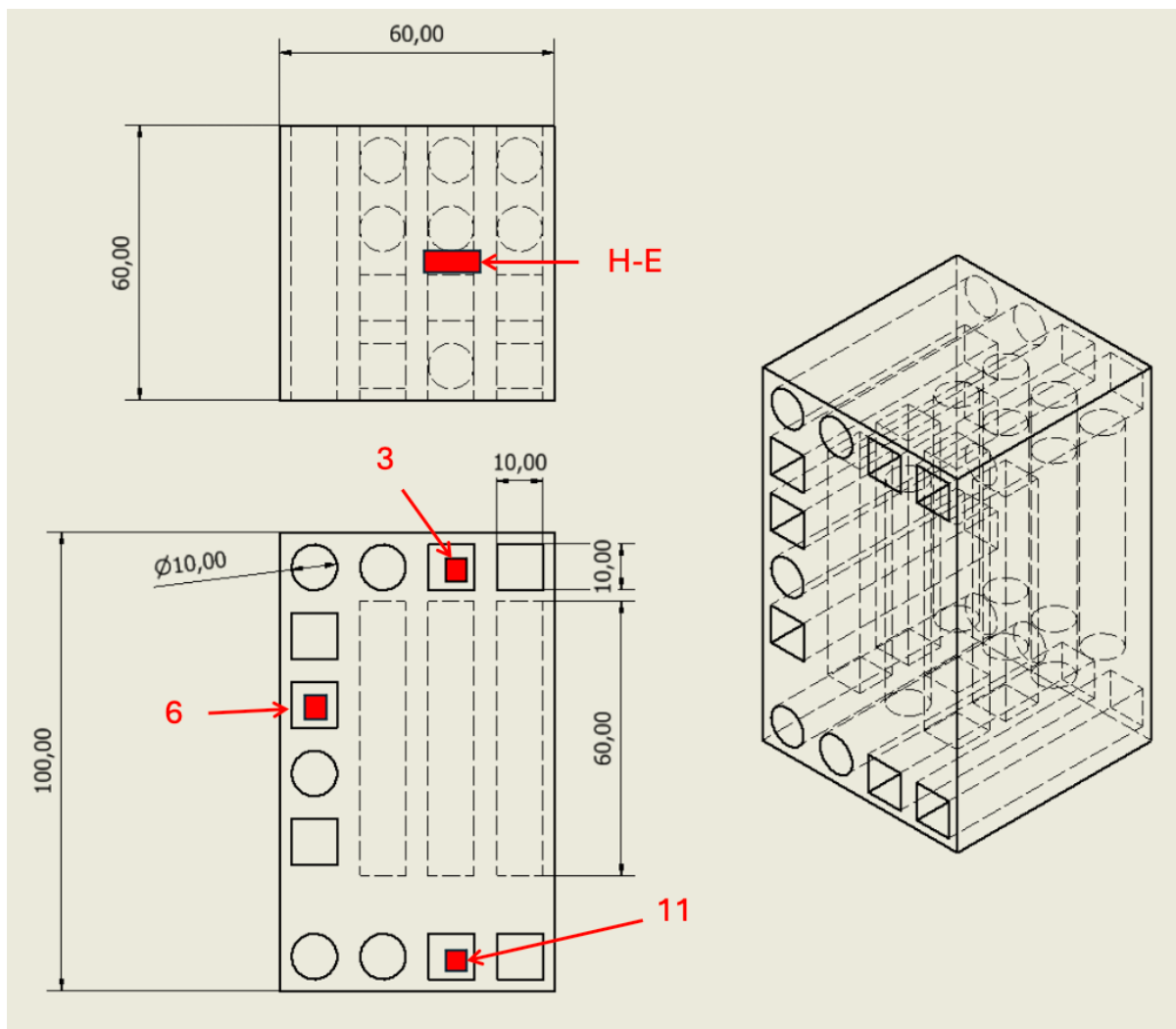


Figur 3.12 Arkimedes tetthet måling. Til venstre: prøve målt i luft. Til høyre: prøve målt i vann

### 3.7 Valg av prøver, støpning og polering

Skårslagprøve 3, 6 og 11 ble kuttet av på sidene for å ha riktig lengde i henhold til skårslagstesten, og i den forbindelse ble de avkappede endene slipt i 45° vinkel for å best kunne se smeltebadene i mikroskopet senere (Figur 3.13). Det samme ble utført med et avkapp mellom prøve H og E, inn mot senter av blokken.

Til sammen fire prøver av hver legering.



Figur 3.13 Prøvene valgt til mikroskopi

Bitene ble støpt inn i polyfast ved hjelp av CitoPress-30 maskinen. Deretter ble de polert i steg beskrevet i Tabell 8.

Tabell 8 Poleringssteg

Steg	Overflate	Medie
1. Grov polering	MD-Piano 220	Vann
2. Grov polering	MD-Piano 500	Vann
3. Grov polering	MD-piano 1000	Vann
4. Grov Polering	MD-Piano 2000	Vann
5. Fin polering	Mol	3 $\mu$ m Diamantsuspensjon
6. Fin polering	Nap	1 $\mu$ m Diamantsuspensjon
7. Oksid polering	OP	Oksid Polering Suspensjon

### 3.8 Etsning og lysmikroskopi

Ferdig polerte prøver ble etset for å få frem kornstrukturen, og for å tydeligere kunne se faseandelene av ferritt og austenitt. To ulike etsemetoder ble testet ut med flere ulike tider. Noen prøver ble over-etset og måtte igjennom en ny runde med polering etterfulgt av ny etsning.

Etsemetode 1:

Manuell etsning med Beraha, som inneholder 84% vann (H<sub>2</sub>O), 15% saltsyre (HCl) og 1% kaliumdisulfitt (K<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub>). Prøvene ble nedsenket i en beholder med syren, og holdt der i forskjellige tidsvarigheter. Noen prøver trengte flere minutter før de ble påvirket, mens andre ble brent.

Etsemetode 2:

Elektrolytisk etsning med oksalsyre (C<sub>2</sub>H<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) gjennomført med LectroPol-5 Facts maskin. Innstilt til 8 Volt, 45 sekunder. Noen prøver var det nødvendig med to runder i maskinen for å få synlig effekt.

Noen prøver responderte bra på etsemetode 1 eller 2, mens andre prøver viste lite kontrast etter flere forsøk med begge metodene. Det ble etter dette besluttet å utføre faseanalyser i SEM med EBSD.

### 3.9 Porer og lysmikroskopi

Det ble tatt bilder av porer i Lysmikroskopet. Prøvene ble slipt fra steg nr. 4 til nr. 6 (se Tabell 8) slik at porene ble best eksponert. Deretter ble det tatt bilder fra forskjellige steder på hver prøve med x2,5 forstørrelse. Rundt 350 mm<sup>2</sup> ble undersøkt per legering. Arealfraksjon av prosentandel porer ble registrert ved hjelp av programvare tilhørende lysmikroskopet. Programvaren trengte god kontrast for nøye måling, noe som var utfordrende. Fra prosentkonsentrasjon ble gjennomsnitt og standardavvik beregnet ved hjelp av Microsoft Excel.

### 3.10 Elektronmikroskop (SEM)

Elektronmikroskopet ble brukt for å undersøke prøve nummer 2, 3, H-E, 6, 10 og 11 (Figur 3.1 og Figur 3.8 for prøveplasseringer). Alle poleringsstegene fra Tabell 8 var nødvendig for å få riktig overflate. Det ble tatt flere bilder med forskjellige forstørrelser. Kjemisk analyse ble også utført på strukturer som ble oppdaget.

EBSA-analyse ble utført på prøver fra hver blokk i et 1×1 mm stort område, for å finne de gjennomsnittlige faseandelene i legeringene. Prøve 3, HE og 11 ble i utgangspunktet valgt for å undersøke de ulike høydene i blokken. På grunn av uventede resultater av legering 2209 ble det utført to ekstra analyser av prøve 2 og 10 for undersøkelse.

### 3.11 G48 Korrosjonstest

Korrosjonstesten ble utført ved å følge metode A. Det ble valgt tre prøver fra hver legering (avkapp fra skårslagsprøver, nummer 4, 6 og 12). Prøvenes overflate ble slipt med 120 grit slipepapir, og bearbeidet til en kubisk form med en størrelse på  $9\pm 1$  mm.

Prøvene ble rensert med etanol, tørket med håndtørker og veid med Sartorius Entris 90 mm Analytical Balances vekt. Etter bearbeiding av prøvene fikk de hvile i et døgn slik at det svekkede oksidlaget ikke skulle påvirke testen.

Etter å ha festet bitene i en nylontråd (fiskesnøre), ble de senket ned i en løsning av  $\text{FeCl}_3$  (Jernklorid). Prøvene ble oppbevart i løsningen i 72 timer (Figur 3.14). Etter denne tiden ble de tatt ut av løsningen, og rengjort grundig med vann og etanol. Prøvene ble i tillegg skrubbet med en nylonbørste for å fjerne urenheter.

Etter vaskingen ble de lufttørket i 4 timer, og etter dette tørket under håndtørker. Prøvene ble avslutningsvis veid på nytt for sjekk av vekt tap.



Figur 3.14 4 prøver nedsenket i jernklorid-løsning

## 4 Resultater

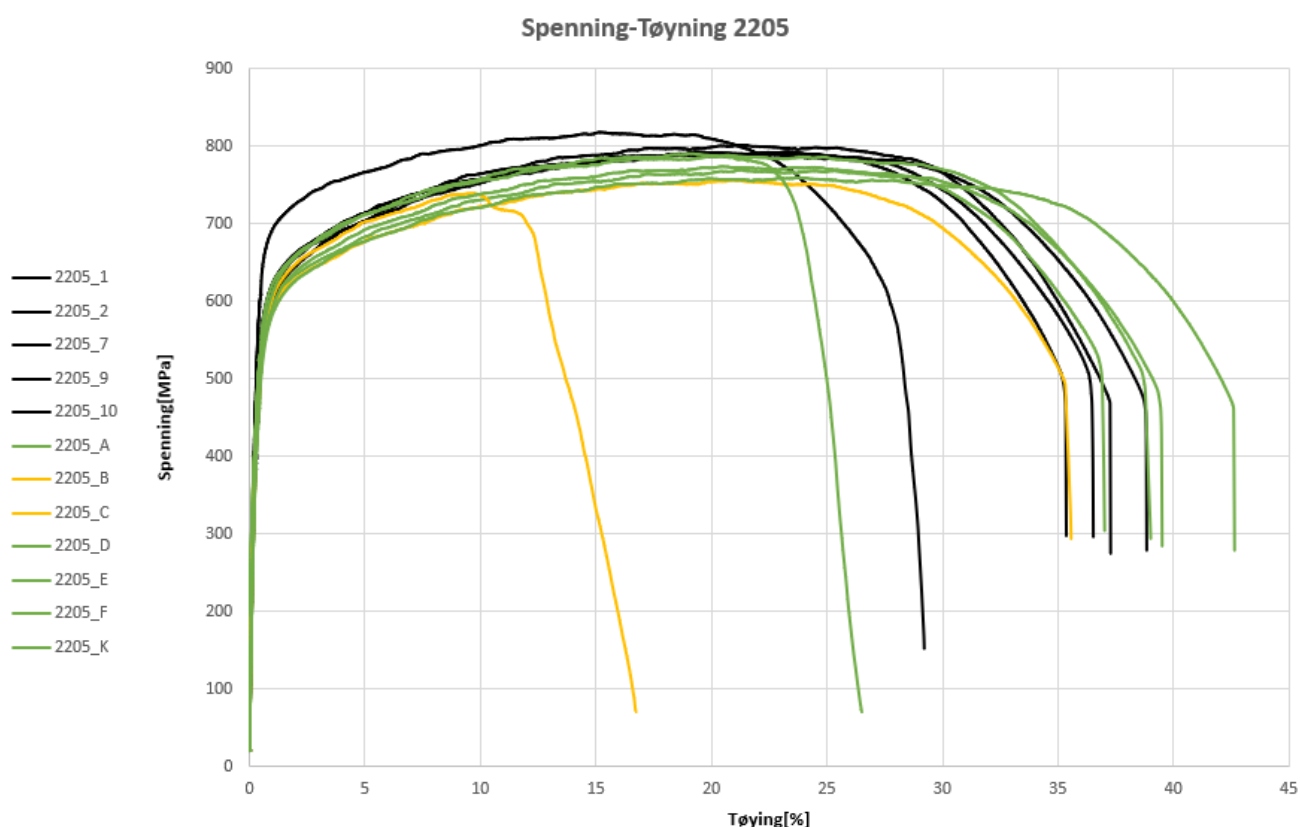
### 4.1 Strekktesting

Graf på Figur 4.1 og 4.3 viser spenning – tøyingsdiagrammet for alle prøvene, der fargekoder skiller de ulike orienteringene. Fargekoder skiller også om de hadde ufullstendig brudd i strekkforsøket.

#### 4.1.1 Strekktesting av legering 2205

Legering 2205 hadde to prøver med ufullstendig brudd i maskinen. Disse prøvene, i tillegg til flere andre prøver, hadde synlige porer og defekter på bruddoverflaten.

Grafen viser to datasett (Figur 4.1), der farger brukes til å skille mellom prøveorientering. Svart viser til prøvene normalt på byggehøyde, og grønn og gul viser prøver parallelt med byggehøyde. Fargene svart og grønn indikerer prøvene som gikk til brudd, mens gul viser prøvene som ikke gikk til brudd.

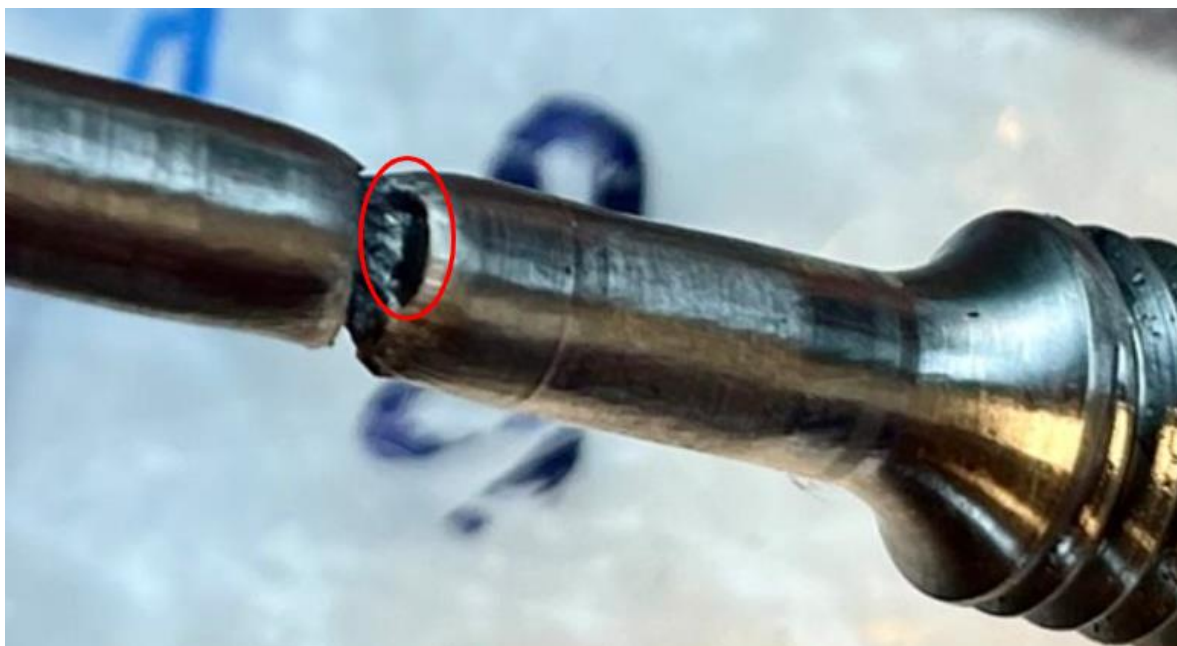


Figur 4.1 Spennings-tøyingsdiagram fra strekktester, 2205 legering, Grønn: Prøver parallelt med byggehøyde, Gul: prøver parallelt med byggehøyde med ufullstendig brudd, Svart: prøver normalt på byggehøyde

Prøver strukket i retning normalt på byggehøyde hadde generelt høyere strekkfasthet enn prøver parallelt med byggehøyde, noe som viser en orienteringsspesifikk høyere fasthet. Maksimal strekkstyrke for prøver normalt på byggehøyde var 800 MPa med et standardavvik på 11, mens prøver parallelt med byggehøyde hadde en gjennomsnittlig strekkstyrke på 767 MPa med et standardavvik på 17.



Prøve B og C (markert med gul farge på graf, Figur 4.1) viste de laveste verdiene for maksimal strekkfasthet. Felles for disse prøvene var tydelige porer eller sveisedefekter i bruddoverflaten. Dette inkluderer spesielt prøve C, som viser en mye lavere tøyning enn resterende prøver (Figur 4.2 og Tabell 9).



Figur 4.2 Strekkprøve C, 2205 legering, rød ring markerer synlig spor av pore i strekkprøve

To prøver gikk over kriteriet satt av Kongsberg Maritime for maksimal strekkfasthet (RM), mens en prøve ikke møtte kravet for tøyning. Underkjente verdier er markert med lys oransje i Tabell 9.

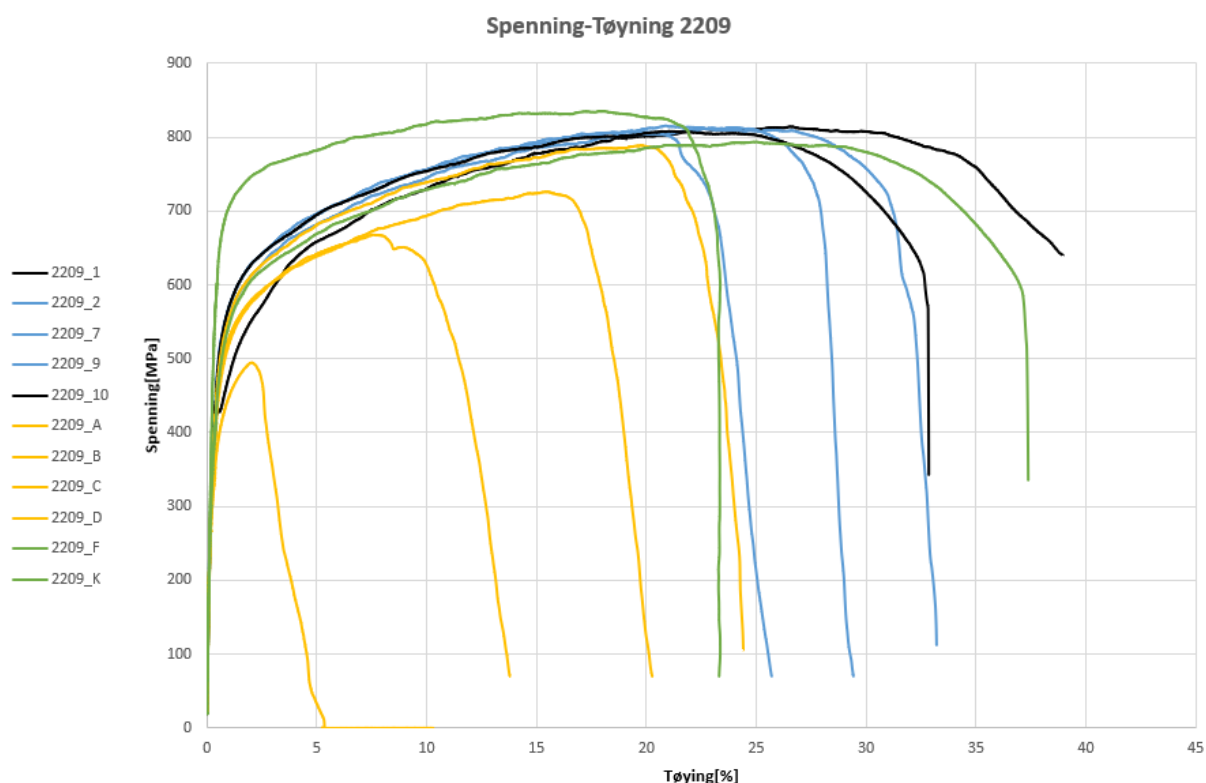
Tabell 9 Resultater fra strekktest, 2205 legering

Prøver normalt på byggehøyde	Maksimum last [kN]	Tøyning [%]	RM	Rp <sub>0.2</sub>
1	15,61	37,27	801,38	497,0
2	15,96	29,20	816,23	609,57
7	15,40	35,36	790,09	528,54
9	15,43	36,52	790,36	483,64
10	15,74	38,84	790,72	523,86
Gjennomsnitt 1-10	15,63±0,23	35,44±3,71	797,75±11,34	528,522±48,99
Prøver parallelt med byggehøyde				
A	15,11	39,50	767,53	503,86
B	15,02	35,56	756,41	484,78
C	14,57	16,72	739,17	485,14
D	15,56	39,01	786,76	531,67
E	15,59	26,50	788,99	503,23
F	15,30	37,01	772,4	479,45
K	15,08	42,64	758,53	463,01
Gjennomsnitt A-K	15,18±0,35	33,85±9,10	767,11±17,62	493,02±22,10

#### 4.1.2 Strekktesting av legering 2209

For legering 2209 var det flere prøver enn 2205 som hadde ufullstendig brudd i strekkmaskinen. Totalt var det fire prøver uten synlige defekter på bruddoverflaten. Prøvene uten synlige defekter på bruddoverflaten var også de prøvene som gikk til fullstendig brudd i maskinen.

Grafen viser to datasett (Figur 4.3), der farger brukes til å skille mellom orientering. Fargene svart og grønn indikerer prøvene som gikk til brudd, mens blå og gul viser prøvene som ikke gikk til brudd. Svart og blå viser til prøvene normalt på byggehøyde, mens grønn og gul viser prøver parallelt med byggehøyde.



Figur 4.3 Spennings-tøyingsdiagram fra strekktest, 2209 legering, Grønn: Prøver parallelt med byggehøyde, Gul: prøver parallelt med byggehøyde med ufullstendig brudd, Svart: prøver normalt på byggehøyde, Blå: prøver normalt på byggehøyde med ufullstendig brudd

Etter visuell inspeksjon av hver enkelt bruddoverflate var det en tydelig sammenheng mellom pore- og defektstørrelse i bruddoverflaten med prosentandel tøyning. Bruddoverflater med størst defekter hadde lavest tøyning. Noen prøver sprakk også flere steder i testområdet før brudd som en følge av porer og defekter.

Prøver strukket normalt på byggehøyde hadde også i denne legeringen en høyere gjennomsnittlig strekkfasthet i denne retningen (807 MPa), med et svært lite standardavvik på 4,92. Prøvene parallelt med byggehøyde hadde et gjennomsnitt på 717 MPa med et stort standardavvik, spesielt påvirket av resultater fra prøve C (Figur 4.4).

Selv om prøvene strukket normalt på byggehøyde generelt hadde høyere strekkfasthet og jevnere resultater, var det prøve K parallelt med byggehøyde som hadde høyest fasthet og flytegrense av alle prøvene i denne legeringen (se Tabell 10).

I Tabell 10 er verdier utfor kvalitetskrav satt av Kongsberg Maritime markert i lys oransje.

Tabell 10 Resultater fra strekktest, 2209 legering

Prøver normalt på byggehøyde	Maksimum last [kN]	Tøyning [%]	RM	Rp <sub>0.2</sub>
1	15,90	38,96	812,86	435,26
2	15,80	25,70	806,43	446,97
7	16,10	33,20	809,55	434,13
9	15,95	29,41	801,45	434,76
10	16,06	32,85	806,75	453,01
Gjennomsnitt 1-10	15,96±0,12	32,02±4,92	807,41±4,22	440,83±8,64
Prøver parallelt med byggehøyde				
A	14,34	20,26	725,63	404,16
B	13,22	13,78	667,78	418,75
C	9,83	10,30	494,54	351,88
D	15,61	24,40	788,68	435,81
E				
F	15,71	37,37	793,61	416,40
K	16,55	23,34	832,94	615,85
Gjennomsnitt A-K	14,21±2,44	21,58±9,49	717,20±123,64	440,48±90,55

Under strekkforsøket av prøve E sluttet Bluehill Universal å virke. Data fra dette strekkforsøket ble derfor ikke registrert.



Figur 4.4 Prøve 2209 C med stor defekt, høyre: nærbilde med pore/defekt markert i rødt

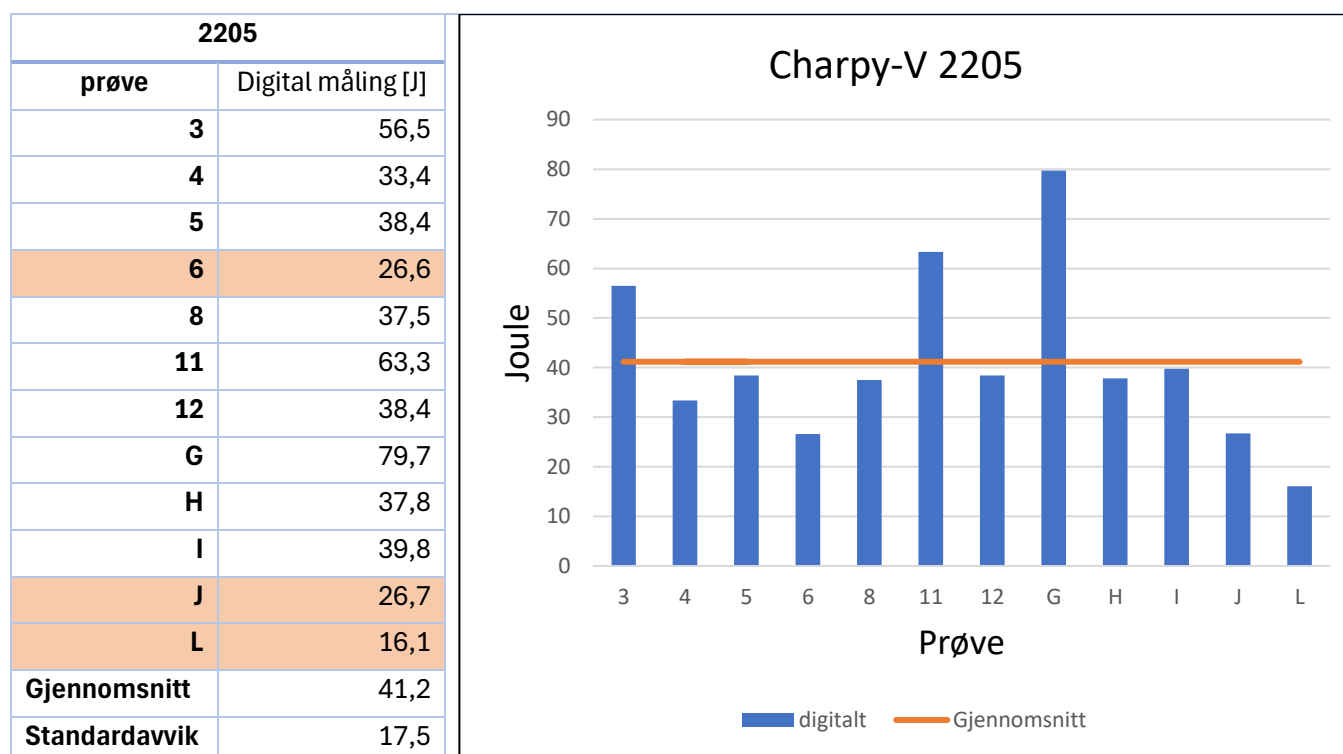
## 4.2 Skårslagsprøver

Resultatene fra skårslagsprøvene av legeringene 2205 og 2009 er presentert i Figur 4.5 og Figur 4.6. Alle prøver resulterte i fullstendig brudd. Verdiene viser at legering 2209 hadde en høyere gjennomsnittsverdi, og lavere standardavvik sammenlignet med legering 2205.

### 4.2.1 Skårslagsprøver, 2205

Prøver slått igjennom normalt på byggehøyde hadde sprikende resultater og synlig ulike bruddoverflater. Resultatene fra skårslagstesten peker mot at midten av blokken (parallelt med byggehøyde) har høyere verdier sammenlignet med sidene.

Prøver J, L, og 6 møtte ikke kvalitetskriteriene satt av Kongsberg Maritime, med verdier under 30 J (markert i lys oransje, Figur 4.5). Siden resultatene viser at differansen mellom høyeste og laveste verdi er ca. 64 J, tyder dette på mye variasjon i materialblokken.

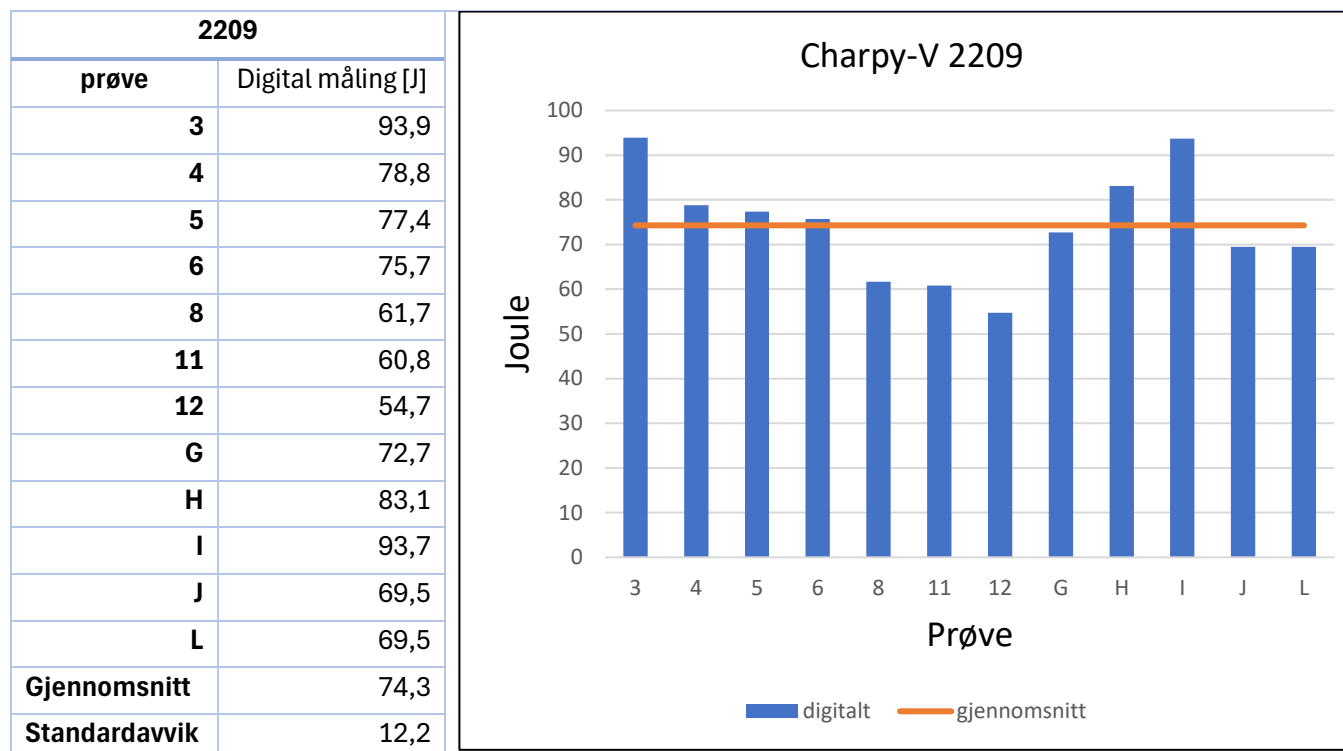


Figur 4.5 Verdier fra skårslagsprøver i tabell og søylediagram, legering 2205. Tall: prøver normalt på byggeretning. Bokstaver: Prøver parallelt med byggeretning

#### 4.2.2 Skårslagsprøver, 2209

Generelt var skårslagsverdiene fra legering 2209 langt høyere enn 2205, med en forskjell på 33 J i gjennomsnittsverdiene. Standardavviket er også lavere for denne legeringen.

Testresultatene i denne legeringen er også sprikende, men med større vanskelighet for å anslå et mønster for verdiene. For prøver normalt på byggehøyde ser det ut til å være høyere verdier i toppseksjon av blokk, med en nedadgående trend mot bunnseksjon (prøver 3-12).

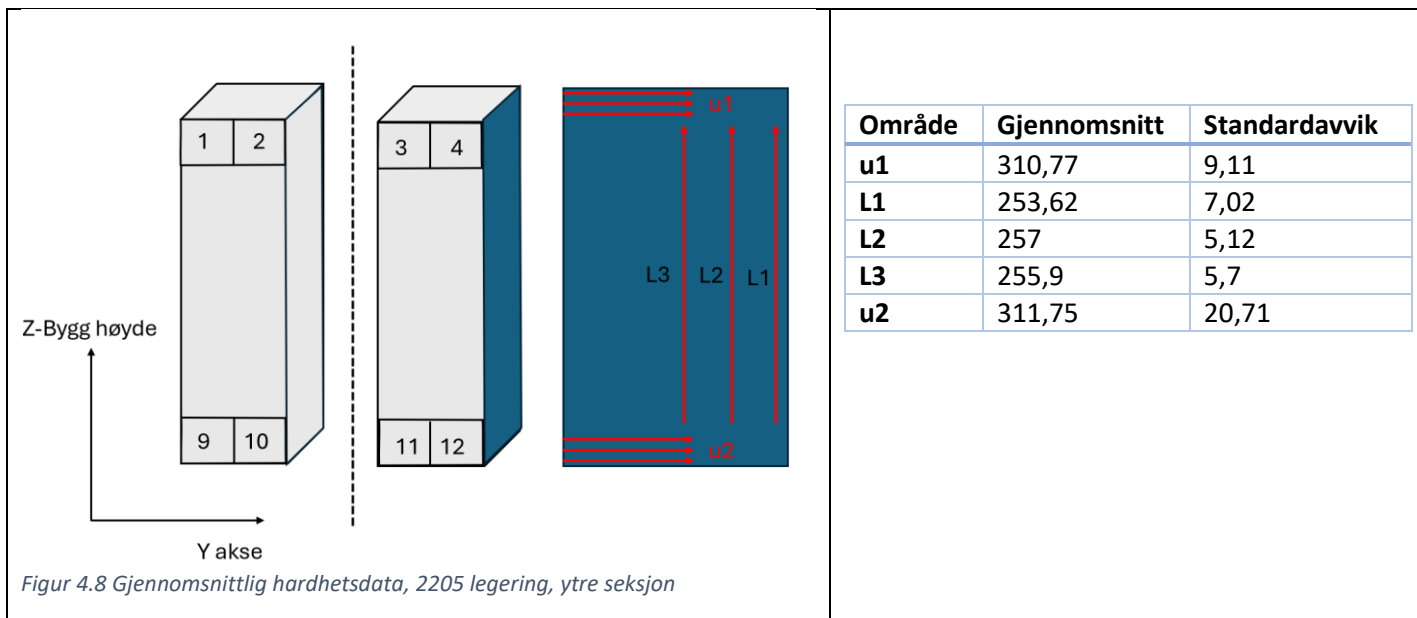
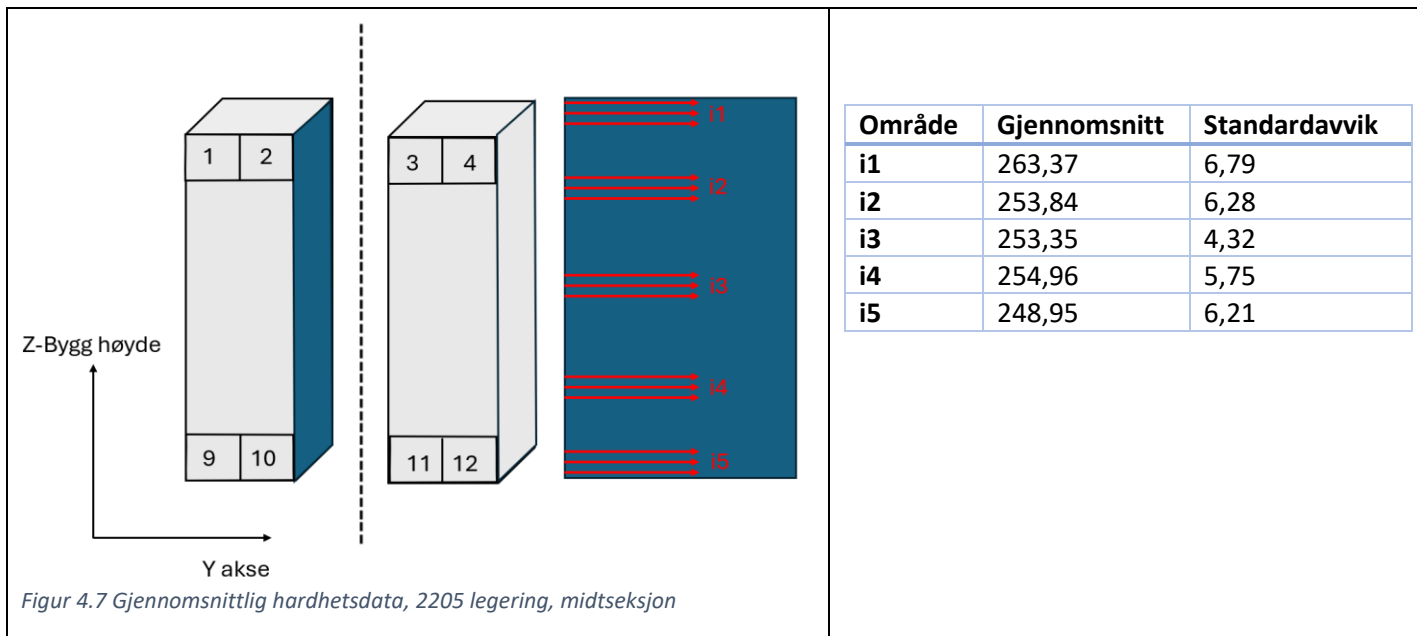


Figur 4.6 Verdier fra skårslagsprøver i tabell og søylediagram, legering 2209. Tall: prøver normalt på byggeretning. Bokstaver: Prøver parallelt med byggeretning

### 4.3 Hardhetsmålinger, legering 2205

I midtseksjonen av blokken var gjennomsnittsverdiene svært like mellom topp og bunn, men viste en tendens til å være synkende fra topp, midt og bunn som vist i Figur 4.7.

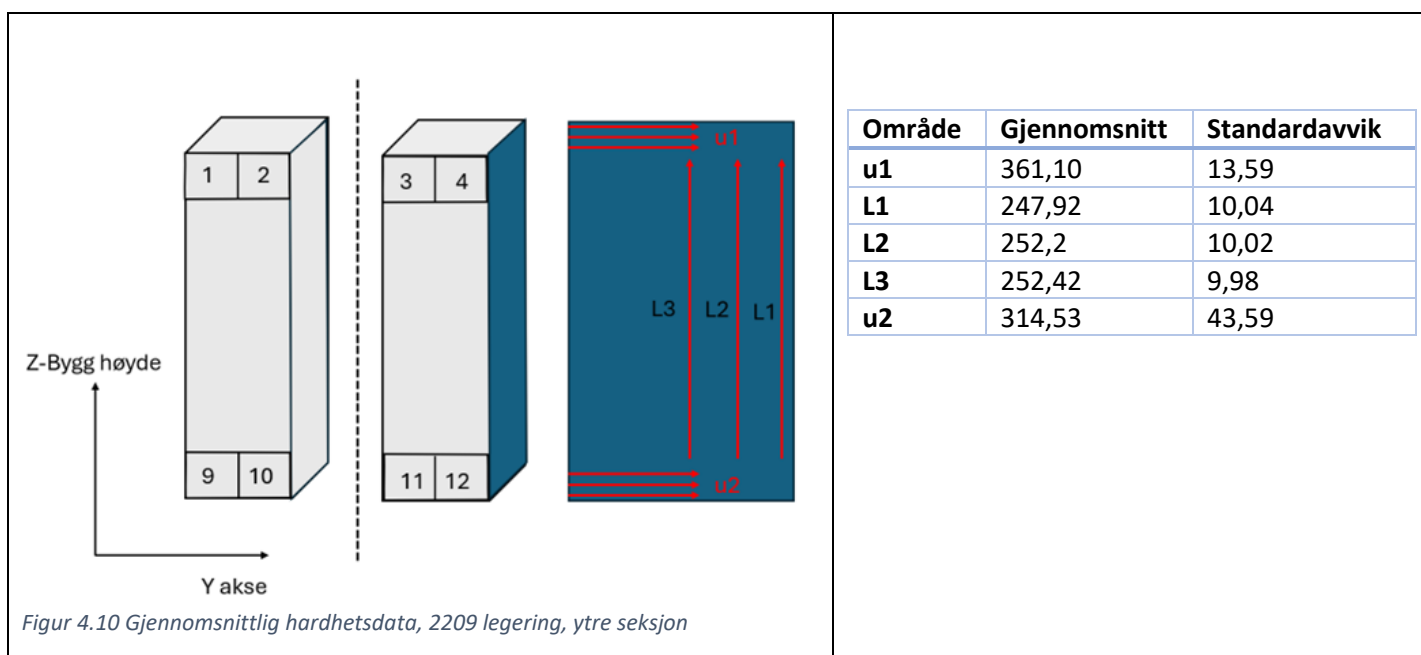
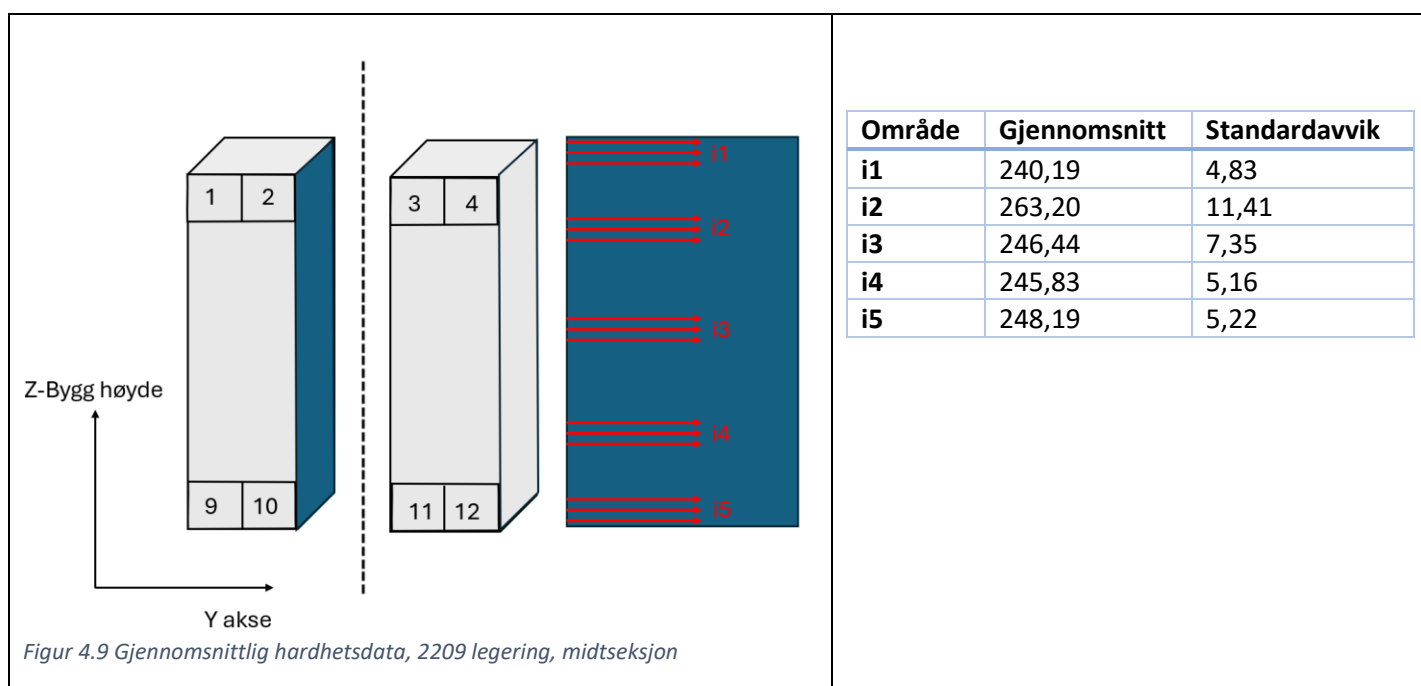
Legeringen hadde den høyeste gjennomsnittlige verdien i toppen og bunnen på utsiden av materialblokken (Figur 4.8). Midtpartiet av yttersiden hadde litt lavere gjennomsnittlig verdi enn midtparti.



#### 4.4 Hardhetsmålinger, legering 2209

Hardhetsresultatene fra 2209 viste lignende tendens som 2205, men med betydelig høyere gjennomsnittsverdi på yttersiden. Topp av ytterside hadde en høy verdi, og tilnærmet lik legering 2205 med verdi på bunn (Figur 4.9). Spredningen av verdier var større for 2209 sammenlignet med legering 2205.

Gjennomsnittsverdien på midtpartiet av yttersiden var likt midtparti i midtseksjonen (Figur 4.9 og 4.10). Imidlertid viste området øverst i midtseksjonen av 2209 en betydelig lavere verdi sammenlignet med yttersiden. Dette observeres også på bunnen av materialblokken (område i5 mot u2).



#### 4.5 Massetetthet

Lavest tetthet i legering 2205 ble målt i topp av materialblokk, etterfulgt av bunn. Midtparti viste høyest massetetthet (Tabell 11).

Tabell 11 Massetetthet verdier, 2205 legering

Seksjon	Vekt i luft (gram)	Vekt i vann (gram)	Tetthet (g/cm <sup>2</sup> )	Tetthet (g/cm <sup>2</sup> ) gjennomsnitt	Standardavvik
2205, prøve 3, topp	42,303	36,877	7,796	<b>7,815</b>	0,029
2205, prøve G, midtparti	42,398	36,987	7,835		
2205, prøve 12, bunn	43,146	37,625	7,814		

Legering 2209 hadde en gjennomsnittlig høyere massetetthet enn 2205.

Lavest tetthet ble målt i midtparti, etterfulgt av bunn. Høyeste tetthet ble målt i topp (Tabell 12).

Tabell 12 Massetetthet verdier, 2209 legering

Seksjon	Vekt i luft (gram)	Vekt i vann (gram)	Tetthet (g/cm <sup>2</sup> )	Tetthet (g/cm <sup>2</sup> ) gjennomsnitt	Standardavvik
2209, prøve 3, topp	43,135	37,649	7,862	<b>7,850</b>	0,015
2209, prøve G, midtparti	43,202	37,687	7,833		
2209, prøve 12, bunn	43,074	37,591	7,855		



#### 4.6 G48 korrosjonstest

Alle prøver i korrosjonstesten hadde vekttap. Tabell 13 og 14 viser endringen i vekt for de ulike prøvene. Legering 2205 hadde høyest vekttap totalt, noe som samsvarer med den lille ulikheten i  $PRE_n$ -verdien til de to legeringene.

Tabell 13 G48 test resultater, 2205 legering

Seksjon	Gjennomsnittlig areal i mm <sup>2</sup>	Vekt i gram før test	Vekt i gram etter 72t i syre	Vekt forskjell før og etter i %	<b><math>PRE_n</math> 34,14</b>
Topp, 4 2205	81,263	6,202	6,199	0,042	
Midt, 6 2205	87,22	6,166	6,164	0,036	
Bunn, 12 2205	90,12	6,571	6,569	0,037	
Total	263,58	18,938	18,932	<b>0,038 ± 0,002</b>	

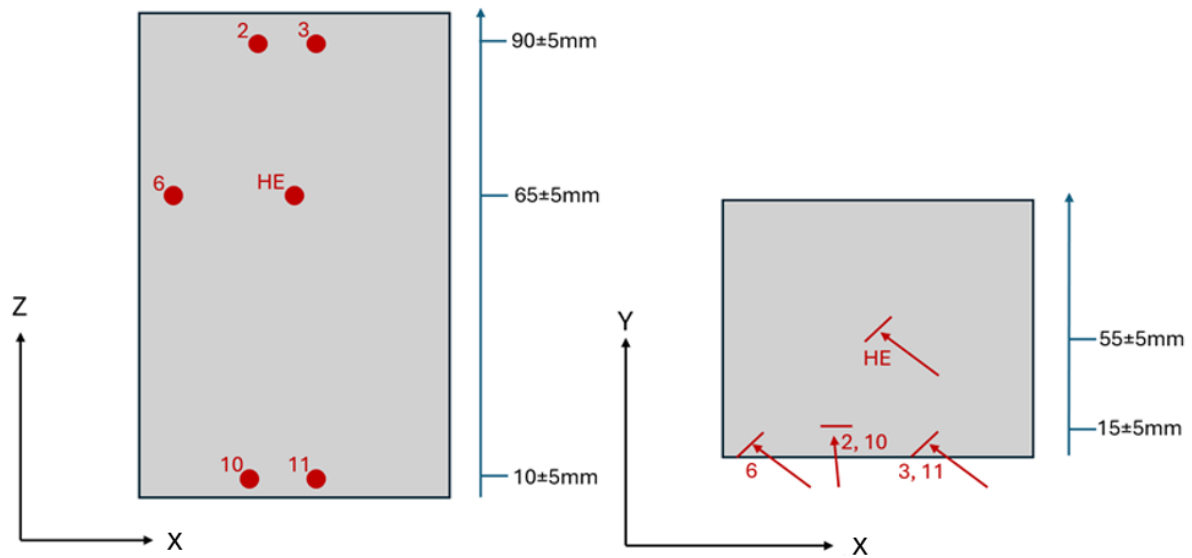
Tabell 14 G48 test resultater, 2209 legering

Seksjon	Gjennomsnittlig areal i mm <sup>2</sup>	Vekt i gram før test	Vekt i gram etter 72t i syre	Vekt forskjell før og etter i %	<b><math>PRE_n</math> 35,14</b>
Topp, 4 2209	88,31	6,405	6,403	0,036	
Midt, 6 2209	88,51	6,166	6,163	0,039	
Bunn, 12 2209	87,893	6,389	6,387	0,036	
Total	264,71	19,249	19,241	<b>0,037 ± 0,01</b>	

## 4.7 Mikroskopi

I kapittel 10.4 (appendiks) ligger bilder tatt i lysmikroskop av mikrostrukturen til prøver illustrert i Figur 4.11. Bildene viser prøver som er etset med begge metoder beskrevet i kapittel 3.8. Lyse områder viser austenittfasen, der de mørkere områdene viser ferrittfasen.

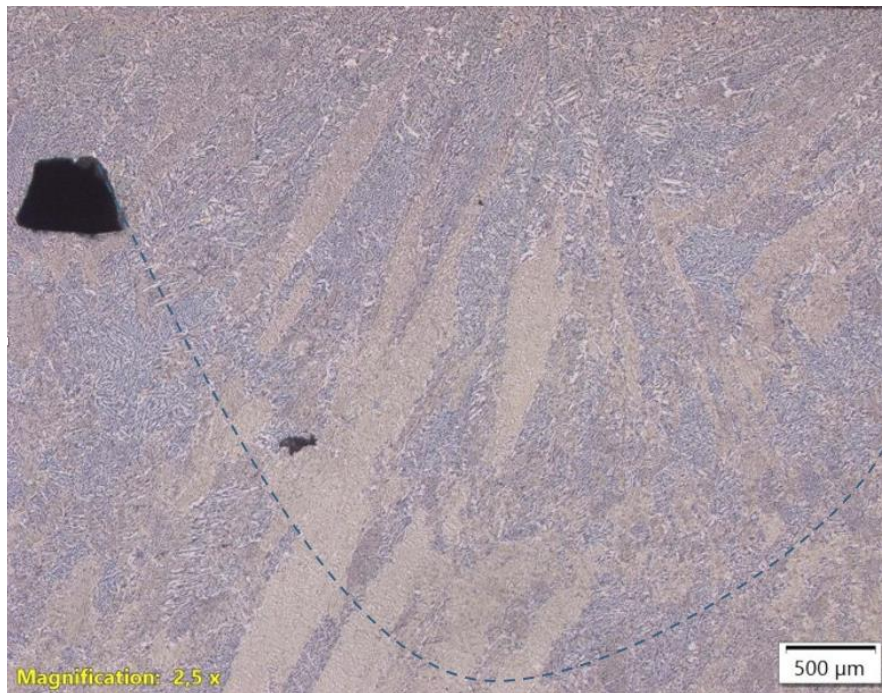
Delkapitler i 4.7 fokuserer på fremstilling av ulike defekter, EBSD analyse og undersøkelser av bruddoverflater.



Figur 4.11 Skjematisk skisse for plassering av mikroskopiprøver. Venstre side illustrerer høyden i materialblokken, mens høyre side illustrerer dybde. Røde piler representerer prøveflaten

#### 4.7.1 Sveisedefekter

Ved flere smeltebad ble det oppdaget porer med irregulær geometriske former, som indikerer mangel på sammenføring under sveiseoperasjonen. Smeltebadet er markert med en stiplet linje på Figur 4.12, der mangelen på sammenføring ved siden av smeltebadet tydelig kan observeres.



Figur 4.12 Smeltebad og pore som antyder mangel på sammenføring (lack of fusion), 2205 legering, prøve H-E

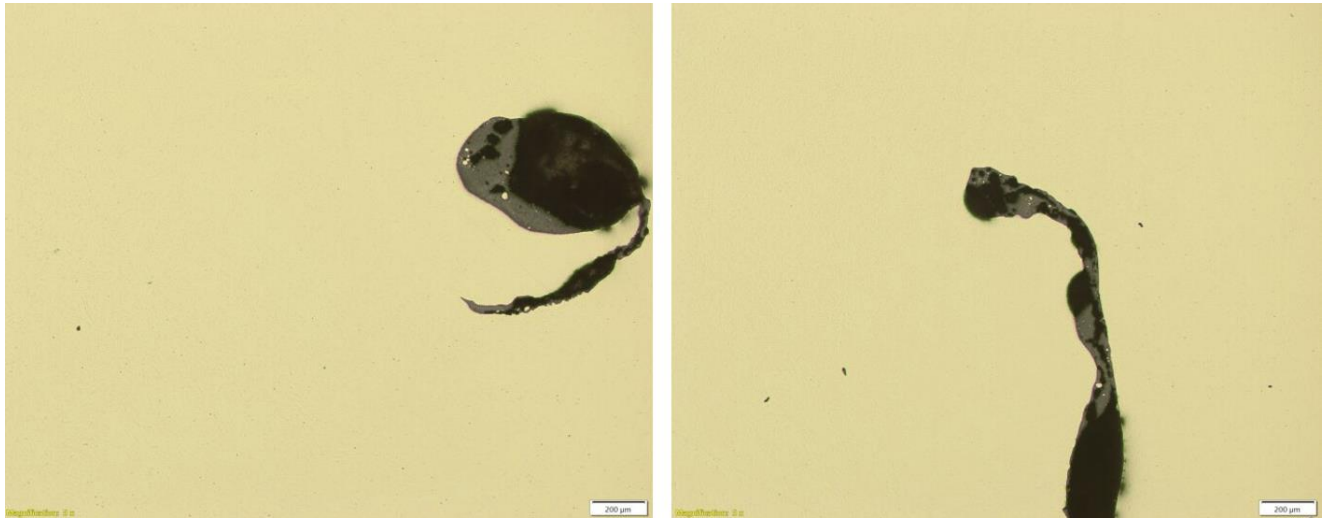
Mangel på sammenføring ble ikke oppdaget ved alle smeltebad (Figur 4.13).



Figur 4.13 Bilde av smeltebad, 2209 legering, prøve H-E

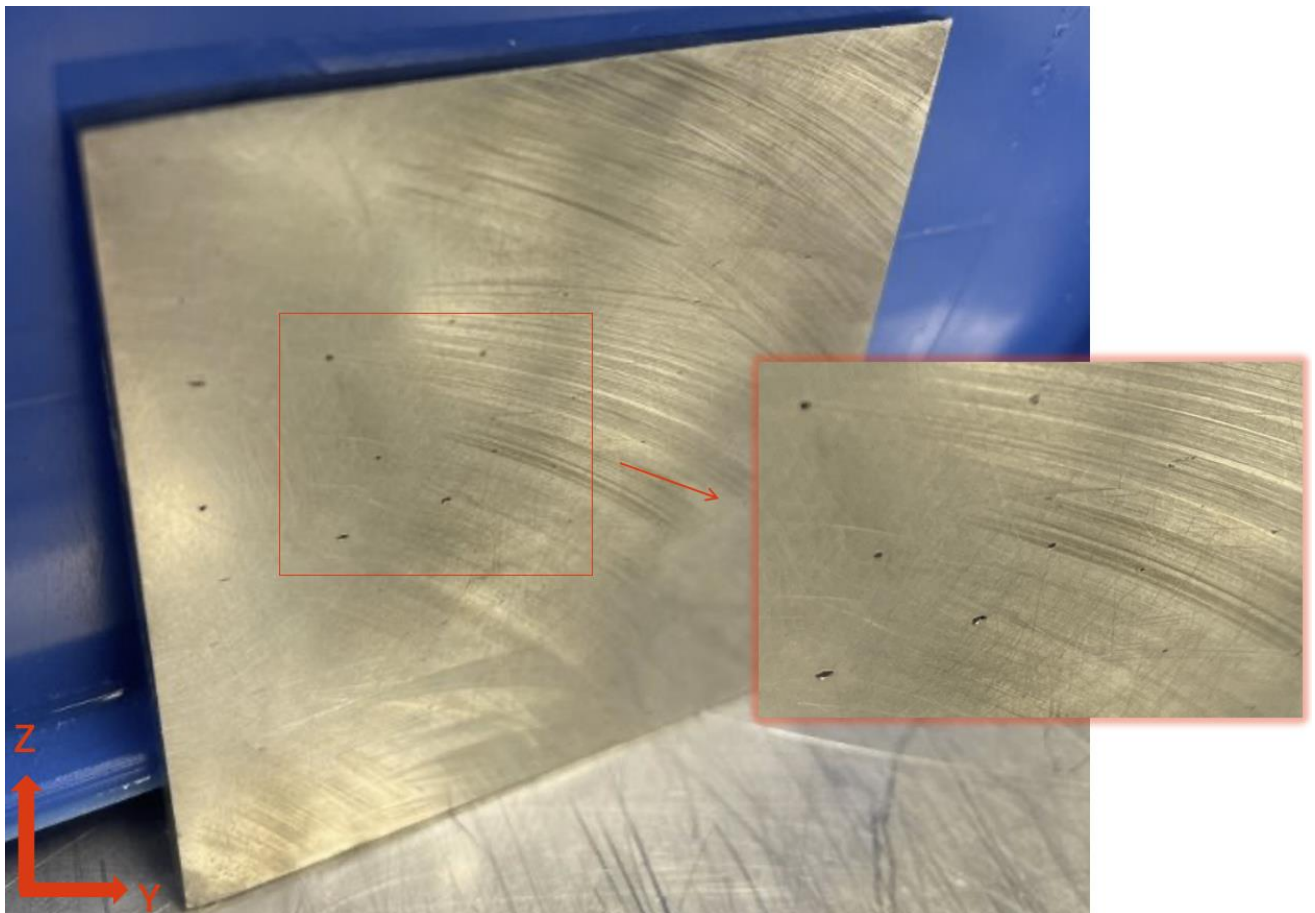
Ved større forstørrelse ble det observert flere porer med irregulær geometri.

Defekt på Figur 4.14 venstre side hadde et areal på rundt  $0,3 \text{ mm}^2$ , mens defekt på høyre side hadde et areal på  $0,2 \text{ mm}^2$ .



Figur 4.14 Porer som antyder sveisedefekter, 5x forstørrelse, venstre: 2209 6, høyre: 2205 H-E

Defektene på begge legeringene var synlig under oppdeling av materialblokkene, uten behov for forstørrelse (Figur 4.15).



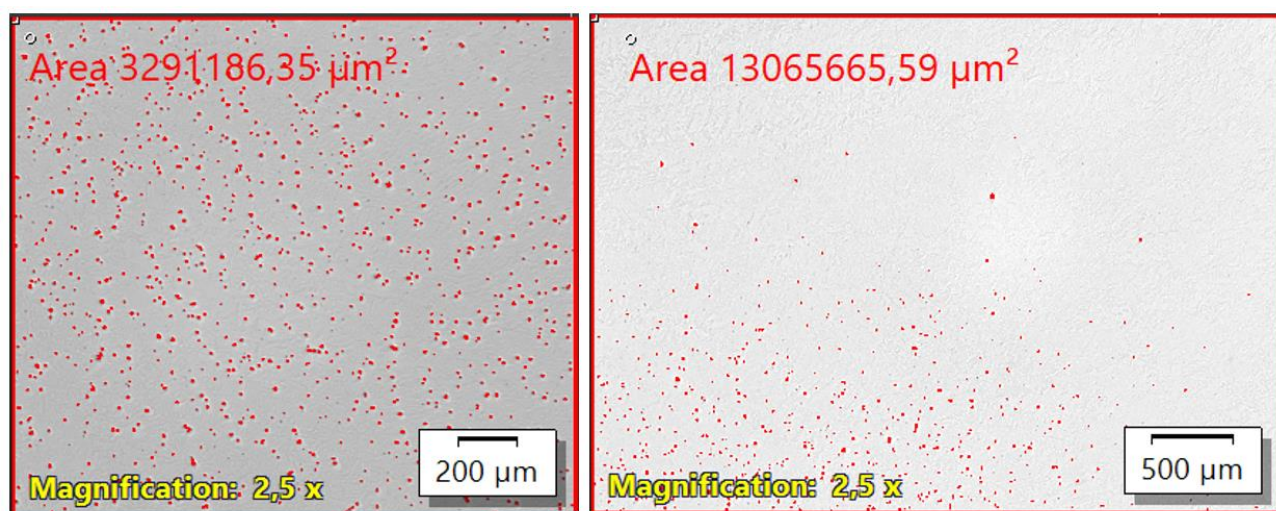
Figur 4.15 Synlige porer/sveisedefekter, Avkapp størrelse 60×60mm midtre del av midtseksjon legering 2209

#### 4.7.2 Porer, 2205

Legering 2205 var mest porøs i bunnen av materialblokken, med synkende trend oppover i toppen (Tabell 15). Standardavviket overstiger det samlede gjennomsnittet for blokken, noe som indikerer en stor variasjon i porene avhengig av hvilket område i materialblokken som undersøkes.

Tabell 15 Poreandel gjennomsnitt og standardavvik, 2205 legering

Seksjon	Gjennomsnittlig poreandel i %	Standardavvik poreandel i %	Totalt areal analysert, avrundet (mm <sup>2</sup> )
Topp, prøve 3	0,240	0,074	103
Midt, prøve H-E og 6	0,799	0,908	133
Bunn, prøve 11	1,245	0,916	117
Samlet resultat fra alle prøver	<b>0,815</b>	<b>0,867</b>	<b>353</b>



Figur 4.16 Bilder av porer, to ulike områder på prøve 11, legering 2205

#### 4.7.3 Porer, 2209

Legering 2209 viste motsatt trend, med høyest porøsitet i topp, og en nedadgående trend mot bunn av materialblokken. Standardavviket av gjennomsnittsverdien er lavere enn for legering 2205, men fortsatt høyt slik at det også i denne materialblokken varierer veldig etter hvor det observeres.

Tabell 16 Poreandel gjennomsnitt og standardavvik, 2209 legering

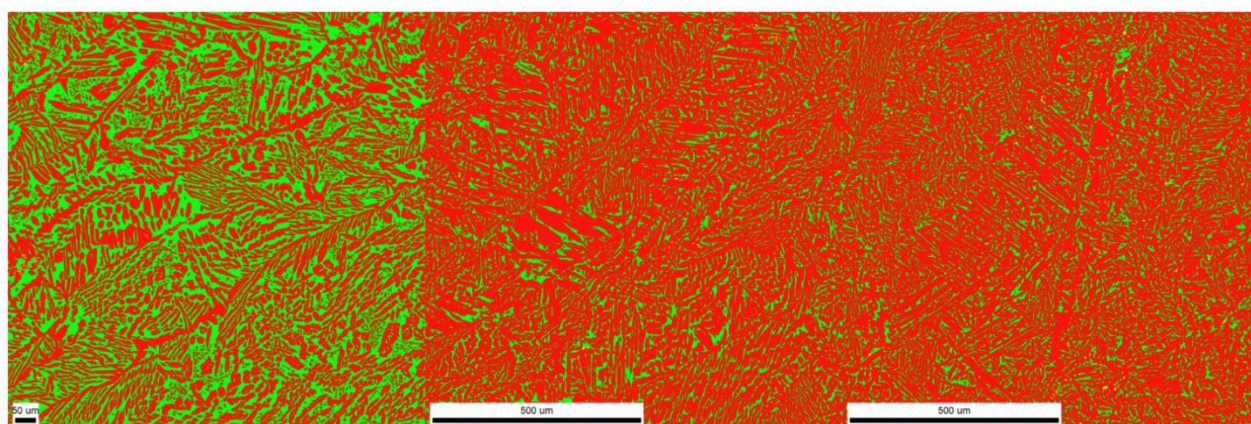
Seksjon	Gjennomsnittlig poreandel i %	Standardavvik poreandel i %	Totalt areal analysert, avrundet (mm <sup>2</sup> )
<b>Topp, prøve 3</b>	0,943	0,625	107
<b>Midt, prøve H-E og 6</b>	0,897	0,393	127
<b>Bunn, prøve 11</b>	0,206	0,180	100
<b>Samlet resultat fra alle prøver</b>	<b>0,715</b>	<b>0,505</b>	<b>334</b>

#### 4.7.4 Faseandeler, legering 2205

Blokk 2205 hadde høy andel austenitt i bunn og midtparti av materialblokken. Toppseksjon hadde en fordeling på omtrent 45/55% ferritt/austenitt (Tabell 17).

Tabell 17 Faseandeler av EBSD analyse, 2205 legering

Seksjon	Ferritt andel i %	Austenitt andel i %	Sigma andel i %
<b>Topp, 3 2205</b>	45,2	54,7	0,1
<b>Midt, H-E 2205</b>	22,4	77,4	0,2
<b>Bunn, 11 2205</b>	21,9	77,8	0,2



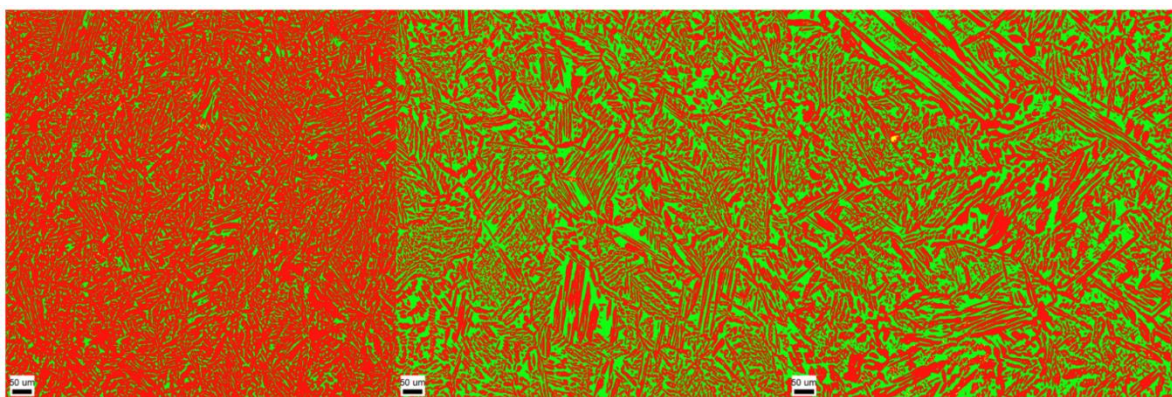
Figur 4.17 Faseanalyse, 2205 legering, fra venstre: Topp (prøve 3), Midt(prøve HE), Bunn(prøve 11)

#### 4.7.5 Faseandeler, legering 2209

Blokk 2209 ga et motsatt bilde av faseandelene enn 2205 blokken. Prøve HE(midt) og 11(bunn) viste en nærmere 45/55-fordeling, mens topp-prøven(3) viste nesten 80% austenitt. To ekstra analyser ble utført der begge de nye prøvene, henholdsvis prøve 2 og 10, viste nærmere 75-80% austenitt.

Tabell 18 Faseandeler, 2209 legering

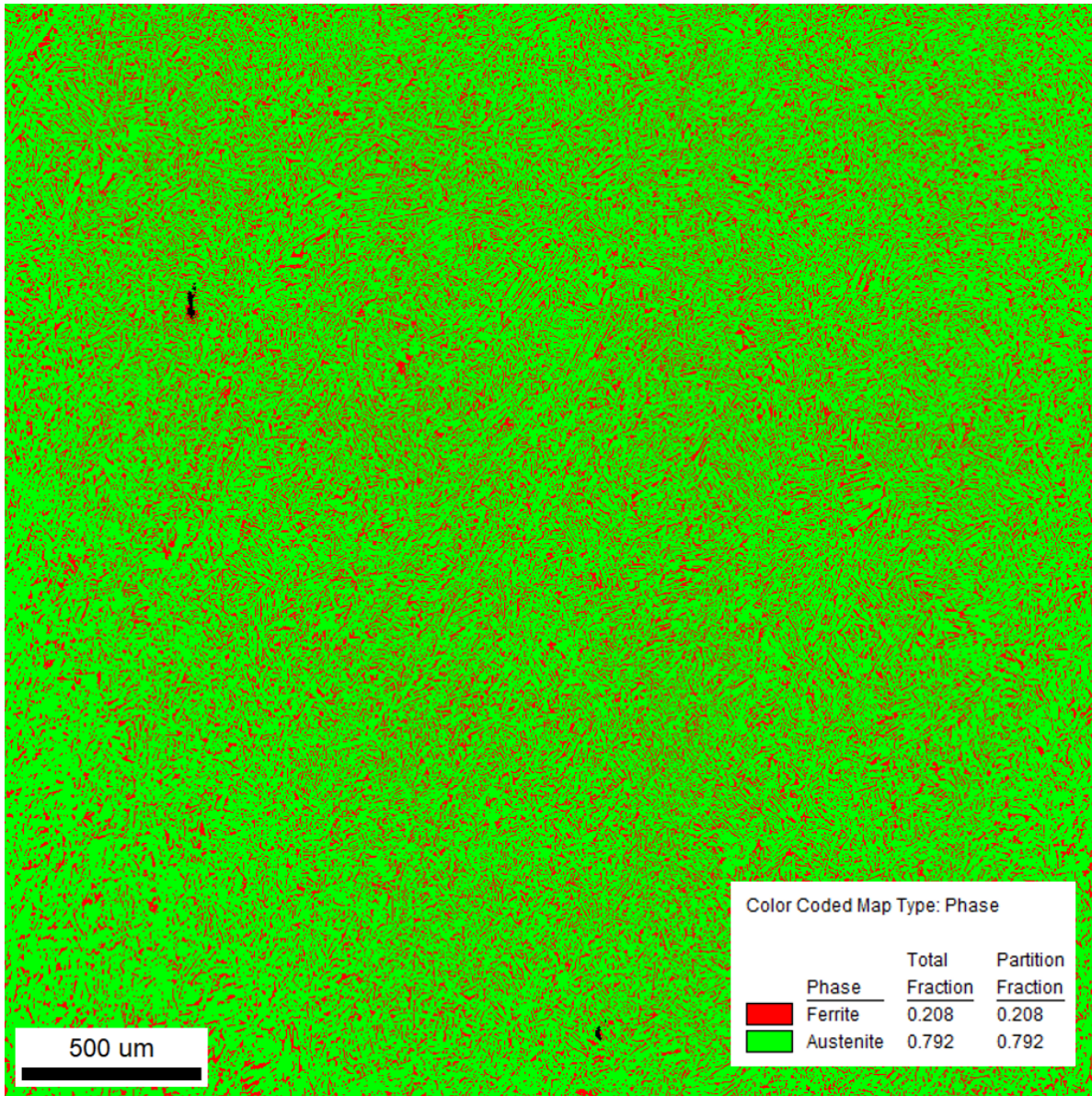
Seksjon	Ferritt andel i %	Austenitt andel i %	Sigma andel i %
Topp, 2 2209	23,8	76,2	-
Topp, 3 2209	22,8	77,1	0,1
Midt, H-E 2209	44,7	53,3	1,9
Bunn, 10 2209	24,5	75,5	-
Bunn, 11 2209	44,2	55,5	0,4



Figur 4.18 Faseanalyse, 2209 legering, fra venstre: Topp(prøve 3), Midt(prøve H-E), Bunn(prøve 11)

Prøve 3 ble også undersøkt på nytt, med et område på 3×3 millimeter (Figur 4.19). Formålet var å utforske om resultater kan skyldes store lokale forskjeller i prøvene, og for å undersøke om et større område ville gi en annen fasefordeling.

Undersøkelsen ga en høyere andel austenitt enn den første EBSD-sveipen på 1×1 millimeter.



Figur 4.19 Fase analyse, 2209 legering, prøve 3, 3×3 mm område, inkludert faseandel i prosent



#### 4.7.6 Kornstørrelser

EBSD-analyse fra prøve 3, HE og 11 fra hver materialblokk oppga gjennomsnittlig kornstørrelse per prøve. Kornstørrelsene representerer et 1×1 mm stort område på hver respektiv prøve.

Areal av ferrittkorn i topp av legering 2205 er betraktelig mye større enn bunn- og midtseksjon. Dette samsvarer med faseanalyser utført med EBSD. Alle arealene har høye standardavvik (Tabell 19 og 20).

Tabell 19 Gjennomsnittlig korn areal, 2205 legering

Seksjon	Ferritt gjennomsnittlig kornstørrelse ( $\mu\text{m}^2$ )	Austenitt gjennomsnittlig kornstørrelse ( $\mu\text{m}^2$ )
<b>Topp,3 2205</b>	250,458	29,211
<b>Midt,H-E 2205</b>	13,364	55,452
<b>Bunn 11 2205</b>	9,486	40,322

Tabell 20 Standardavvik korn areal, 2205 legering

Seksjon	Ferritt kornstørrelse ( $\mu\text{m}^2$ ), standardavvik	Austenitt kornstørrelse ( $\mu\text{m}^2$ ), standardavvik
<b>Topp, 3 2205</b>	129,346	23,173
<b>Midt, H-E 2205</b>	8,695	50,812
<b>Bunn, 11 2205</b>	5,5255	35,411

Legering 2209 viser som ved faseanalysene et motsatt bilde enn 2205. Ferrittkorn i bunn viser mindre størrelse og standardavvik sammenlignet med 2205 (Tabell 21 og 22).

Tabell 21 Gjennomsnittlig korn areal, legering 2209

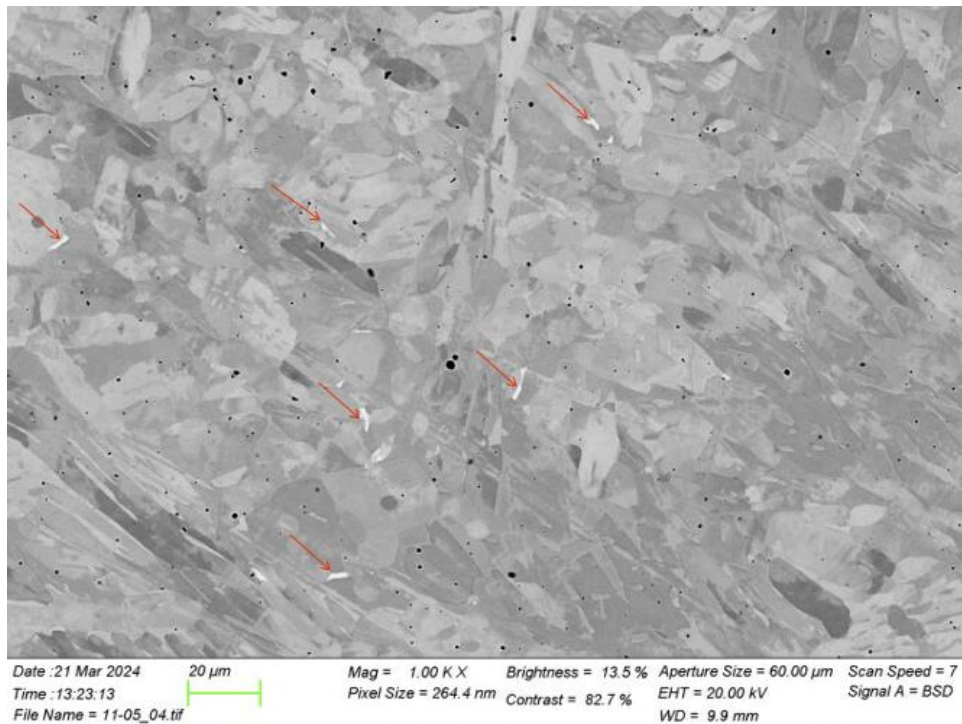
Seksjon	Ferritt gjennomsnittlig kornstørrelse ( $\mu\text{m}^2$ )	Austenitt gjennomsnittlig kornstørrelse ( $\mu\text{m}^2$ )
<b>Topp, 3 2209</b>	10,566	37,458
<b>Midt, H-E 2209</b>	60,422	23,074
<b>Bunn, 11 2209</b>	96,745	33,084

Tabell 22 Standardavvik korn areal, legering 2209

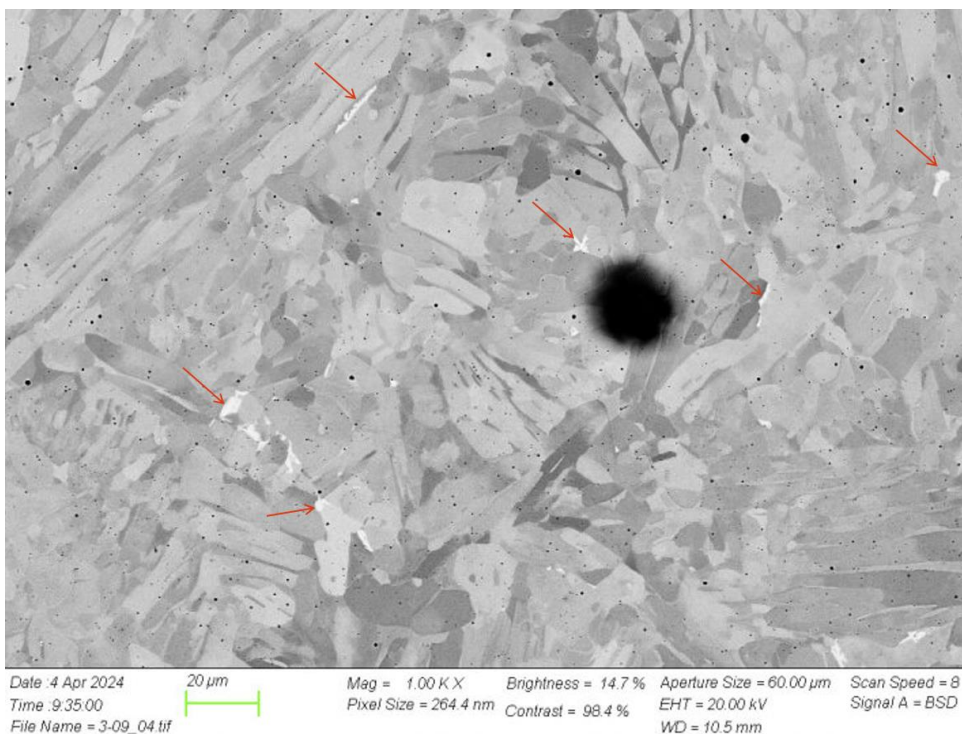
Seksjon	Ferritt kornstørrelse ( $\mu\text{m}^2$ ), standardavvik	Austenitt kornstørrelse ( $\mu\text{m}^2$ ), standardavvik
<b>Topp, 3 2209</b>	6,455	24,542
<b>Midt, H-E 2209</b>	35,739	15,151
<b>Bunn, 11 2209</b>	61,088	27,704

#### 4.7.7 Defekter

Prøve 3 og 6 fra legering 2209, samt prøve 11, 6 og HE fra 2205 ble undersøkt nærmere i elektronmikroskop. Alle prøver inneholdt Sigma-faser (Figur 4.20 og 4.21). Se Tabell 17 og 18 for prosentandel. Sigma-partiklene som ble funnet på Figur 4.20 og 4.21 rangerer fra rundt 4-10 mikrometer.

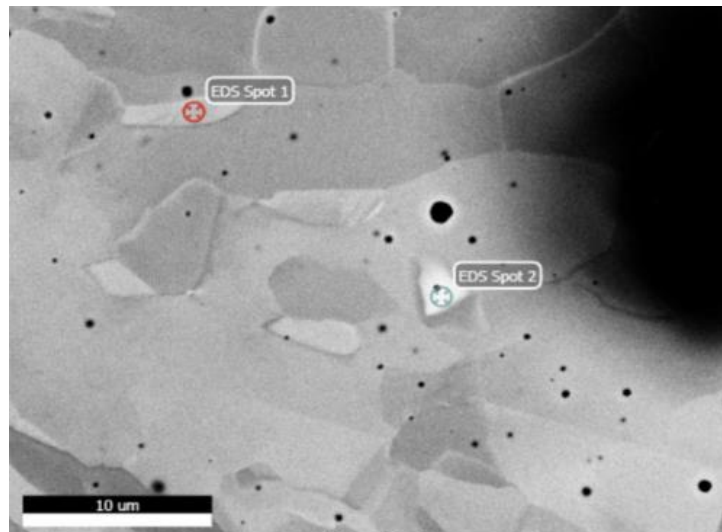


Figur 4.20 Sigma-fase, 2205 legering, prøve 11(bunn). Røde piler viser fasen.

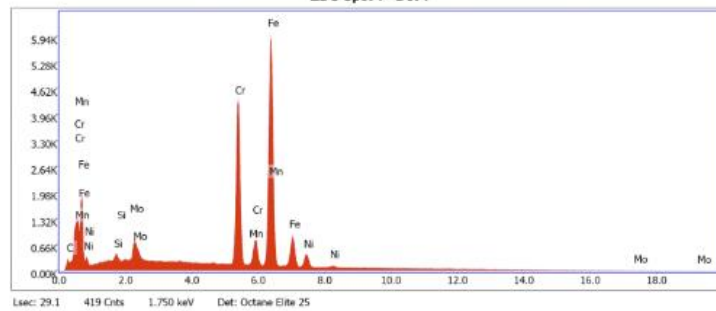


Figur 4.21 Sigma-fase, 2209 legering, prøve 3(topp). Røde piler viser fasen.

Kjemisk analyse ble utført for å bekrefte at observasjonene var Sigma-fasen. Analysen viste at disse områdene hadde høye innhold av krom (29wt%).



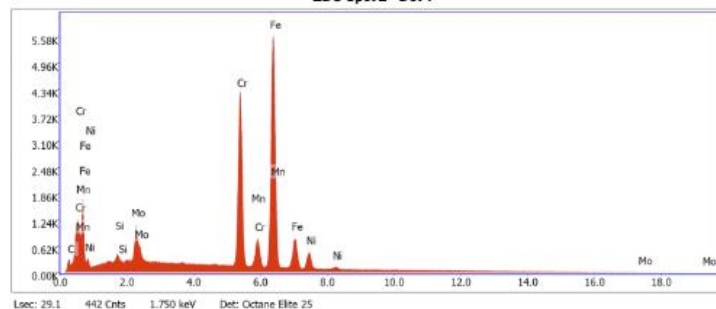
EDS Spot 1 - Det 1



eZAF Smart Quant Results

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	A	F
C K	1.20	5.30	40.00	22.89	0.0035	1.3181	0.2208	1.0000
Si K	0.36	0.69	78.31	19.45	0.0021	1.1656	0.4886	1.0033
Mo L	3.29	1.82	398.75	6.06	0.0256	0.8942	0.8682	1.0020
Cr K	29.07	29.55	4177.84	2.13	0.3058	1.0003	0.9876	1.0650
Mn K	1.70	1.64	208.55	10.26	0.0172	0.9806	0.9877	1.0435
Fe K	59.48	56.49	6086.01	2.24	0.5861	0.9975	0.9467	1.0078
Ni K	4.90	4.42	375.18	6.33	0.0449	1.0107	0.9006	1.0076

EDS Spot 2 - Det 1

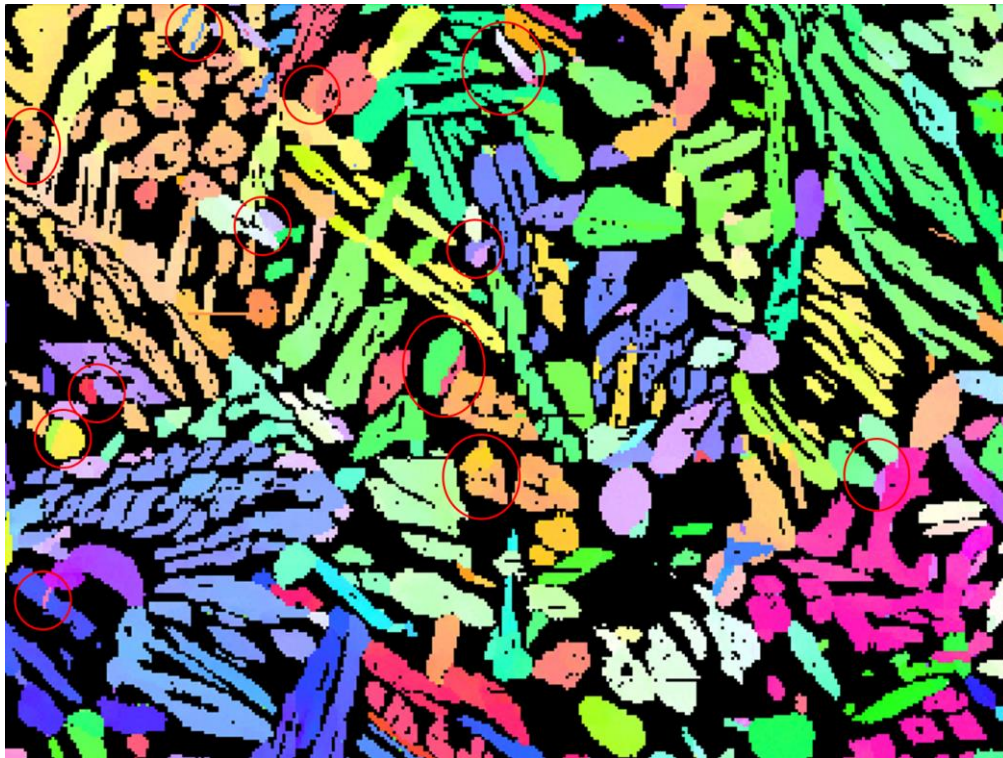


eZAF Smart Quant Results

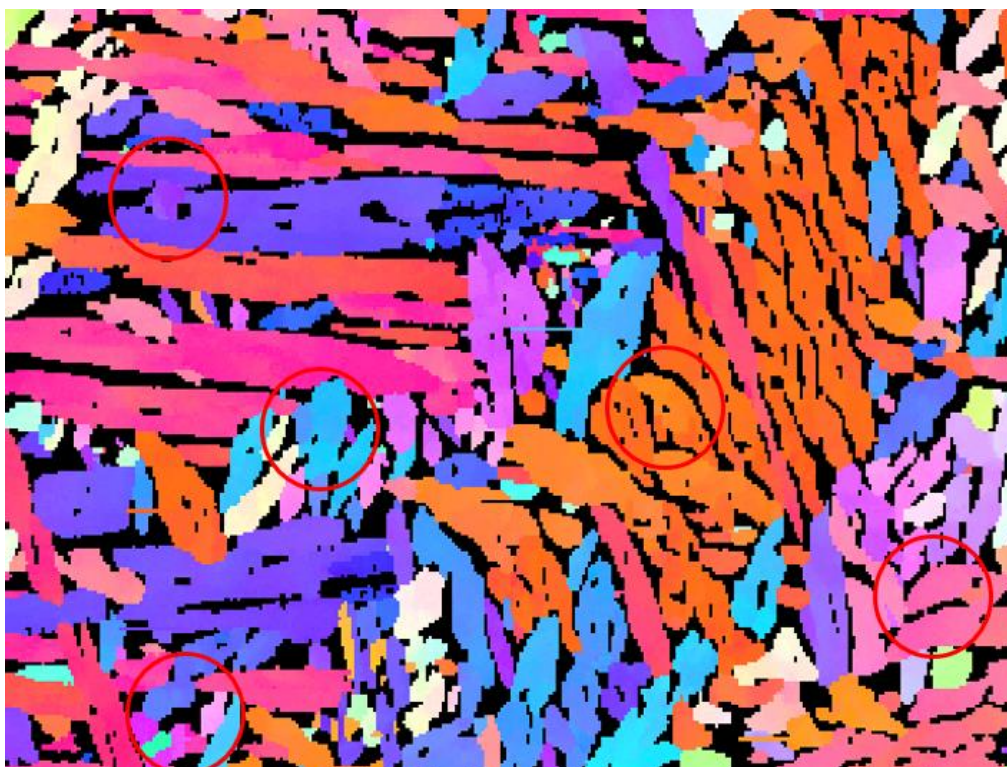
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	A	F
C K	1.42	6.27	46.39	21.04	0.0041	1.3188	0.2191	1.0000
Si K	0.37	0.69	78.32	19.28	0.0021	1.1661	0.4908	1.0034
Mo L	4.58	2.53	548.91	5.68	0.0357	0.8946	0.8702	1.0019
Cr K	29.10	29.61	4109.51	2.14	0.3054	1.0009	0.9857	1.0635
Mn K	1.83	1.76	221.20	9.36	0.0185	0.9812	0.9862	1.0429
Fe K	57.08	54.07	5757.34	2.27	0.5436	0.9982	0.9455	1.0091
Ni K	5.62	5.06	425.63	5.67	0.0517	1.0114	0.9024	1.0081

Figur 4.22 Kjemisk analyse av Sigma-fase, 2209 legering, prøve 3

Tvilling-grenser ble også observert på alle undersøkte prøver, det vil si i prøve 3, H-E og 11 for legering 2205 og 2209. Tvilling-grenser ble observert i austenittfasen (Figur 4.23 og 4.24).



Figur 4.23 Bilde av tvilling-grenser, 2209 legering, prøve H-E, utklipp fra IPF kart over austenittfasen.



Figur 4.24 Bilde av tvilling-grenser, 2205 legering, prøve H-E, utklipp fra IPF kart over austenittfasen

Legering 2205 hadde høyere andel tvilling-grenser i bunn av materialblokk, og en litt høyere andel gjennomgående sammenlignet med 2209. Legering 2209 hadde høyere andel tvilling-grenser i toppseksjon (se Tabell 23).

Tabell 23 Andel tvilling-grenser i prosent

Seksjon	Andel tvilling-grenser (%) av areal (1×1 mm)	
	Legering 2205	Legering 2209
<b>Topp, 3</b>	2,6	3
<b>Midt, H-E</b>	2,6	2,2
<b>Bunn, 11</b>	3,4	2,7
<b>Gjennomsnitt</b>	2,87 ± 0,46	2,63 ± 0,40

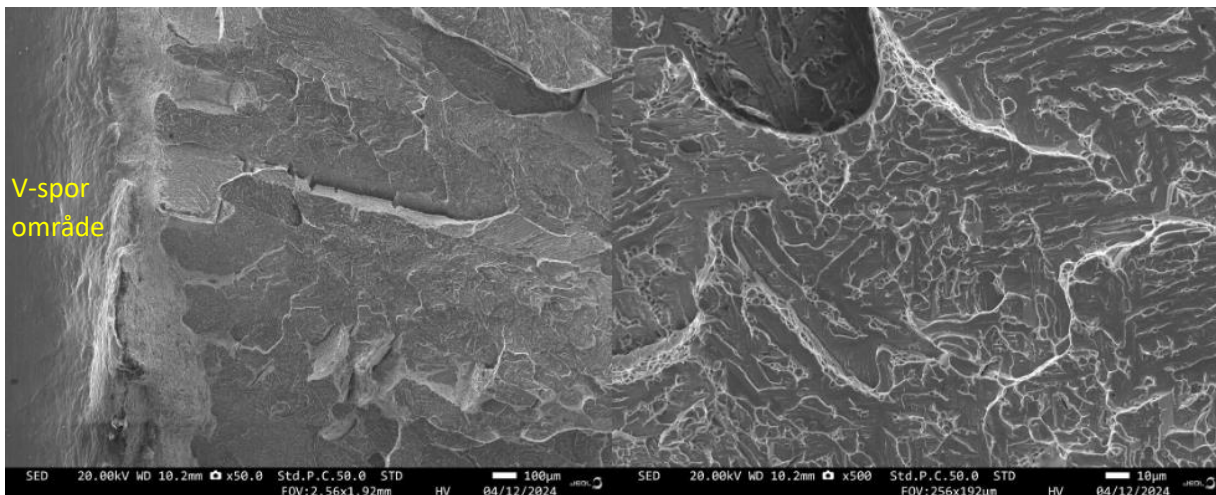
#### 4.7.8 Skårslagsprøver, bruddoverflater, legering 2205

Bruddoverflaten til prøve nummer 3, G og L ble nærmere undersøkt i SEM. Prøve nummer 3 var plassert normalt på byggehøyde, topp av materialblokk. Denne ble valgt for nærmere observasjon fordi den hadde en annen bruddoverflate enn G og L (Figur 4.25). Prøve G og L var plassert parallelt med byggehøyde, der G var nærmere midtseksjon av materialblokken, og prøve L var på ytterkant. Disse ble valgt for nærmere undersøkelse som en følge av høyeste og laveste verdi i skårslagstesten. Prøve G (79,7 J) og L (16,1 J) hadde lignende overflater uten bruk av forstørrelse.



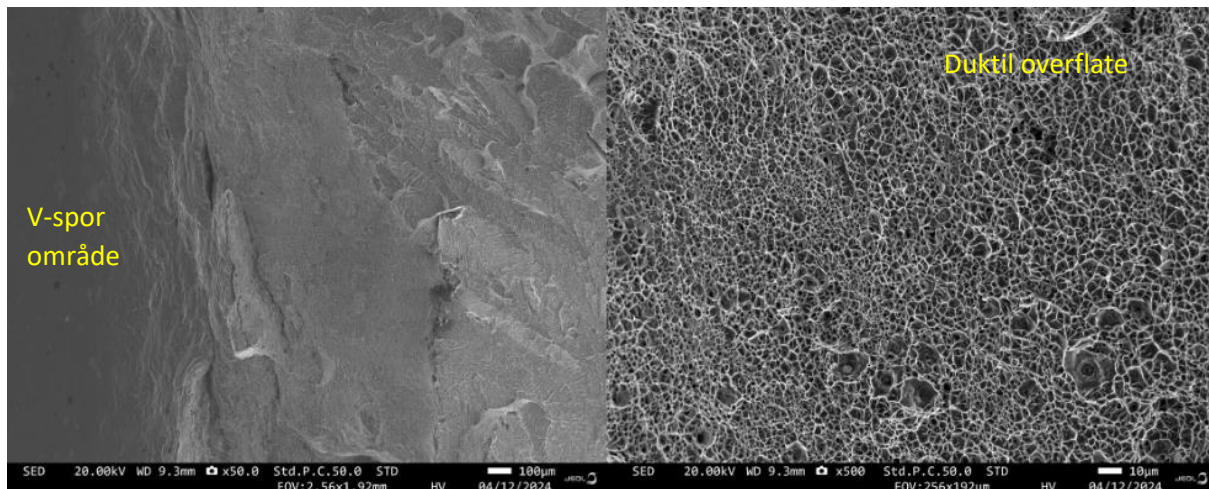
Figur 4.25 Bilder av skårslagsprøver, 2205 legering, fra venstre prøve: 3, G og L, for å illustrere ulike bruddoverflater uten forstørrelse

Prøve 3 hadde en absorberingsenergi på 56.5 J, som var høyere enn gjennomsnittet for legering 2205 på 41J. Ved observasjon i SEM viste bruddoverflaten en kombinasjon av små porer (dimpler) og lengre sprekker, som indikerer en kombinasjon av duktilt og sprøtt brudd.



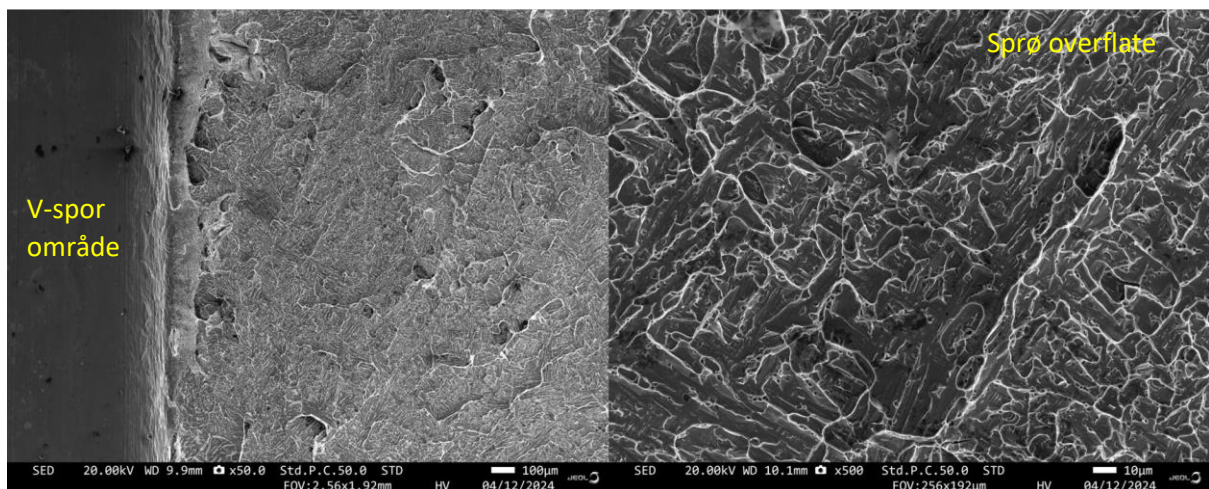
Figur 4.26 Bruddflate av skårslagsprøve 3, 2205 legering, venstre: forstørrelse x50, høyre: forstørrelse x500

Prøve G viste et duktilt brudd, med enkelte sprø områder på venstre bilde i Figur 4.27 (lyst område). Det forstørrede bildet i Figur 4.27 viser en duktil bruddoverflate med krater lignede dimpler, med noen enkelte større porer.



Figur 4.27 Bruddflate av skårslagsprøve G, 2205 legering, venstre: forstørrelse x50, høyre: forstørrelse x500

Figur 4.28 viser bruddoverflaten til prøve L (2205), som hadde en verdi på 16.1 J. På figuren blir det observert store og lange bruddlinjer som indikerer sprøtt brudd. Det vises også irregulær geometri i tomrommene på venstre del av Figur 4.28.



Figur 4.28 Bruddflate av skårslagsprøve L, 2205 legering, venstre: forstørrelse x50, høyre: forstørrelse x500

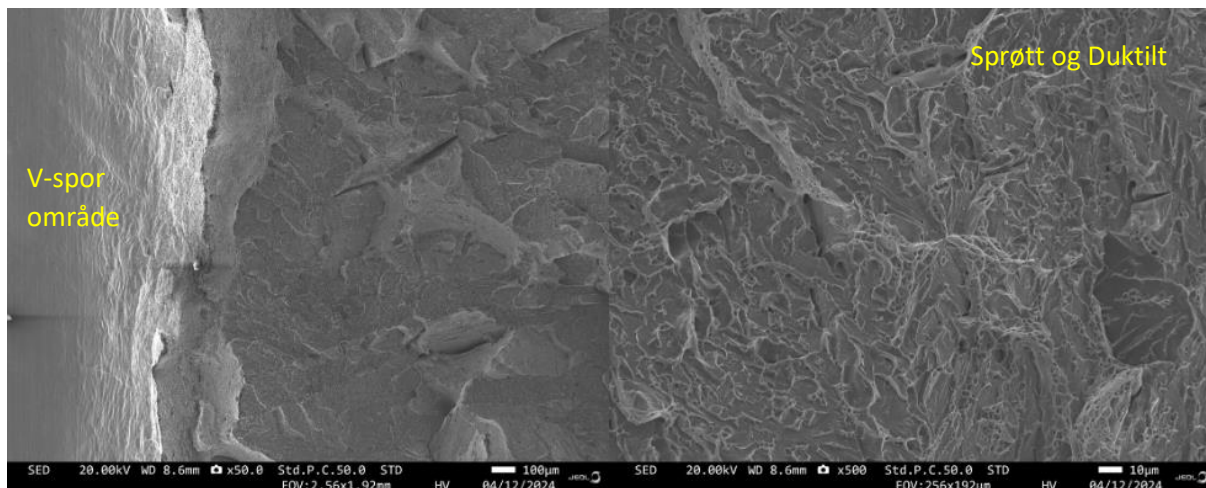
#### 4.7.9 Skårslagsprøver, bruddoverflater, legering 2209

Prøve nummer 11,12 og I ble nærmere undersøkt i SEM. Prøve 11 (normalt på byggehøyde, bunnseksjon) ble nærmere undersøkt fordi det var den eneste prøven i denne legeringen med annerledes synlig bruddoverflate enn de andre prøvestykkene. Bruddoverflaten fremsto mer blank sammenlignet med de matte overflatene til de resterende prøvestykkene. Prøve I hadde aller høyeste verdi (94J) i skårslagstest av denne legeringen, og prøve 12 hadde laveste verdi (55J).



Figur 4.29 Bilder av skårslagsprøver, 2209 legering, fra venstre prøve: 11, 12 og I, for å illustrere ulike bruddoverflater uten forstørrelse

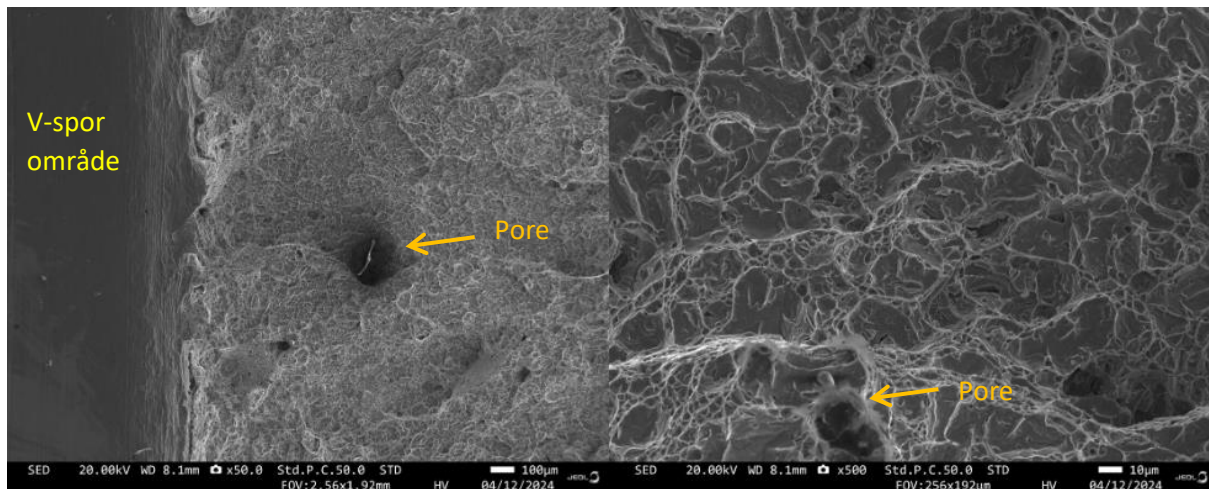
Prøve 11 hadde en absorberingsenergi på 62J som var lavere enn gjennomsnittet for denne legeringen (74J). Ved begge forstørrelser (Figur 4.30) kan det observeres lange sprekker og harde kanter med små groper innimellom seg. Venstre side av figur viser sprekker som indikerer sprø bruddområder, mens økende forstørrelse viser flere små porer som indikerer noe duktilitet. Sammenlagt viser bildene til en kombinasjon av sprøtt/duktilt brudd.



Figur 4.30 Bruddflate av skårslagsprøve 11, 2209 legering, venstre: forstørrelse x50, høyre: forstørrelse x500

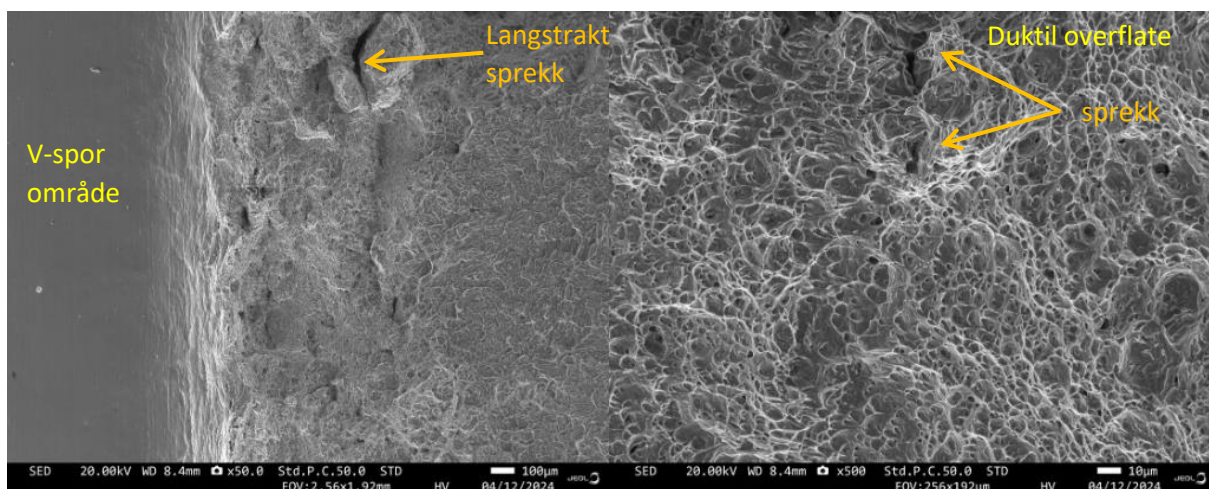


Prøve 12 hadde den laveste bruddseigheten (54,7 J) i legering 2209. Bruddoverflaten til prøve 12 viser lange sprekker, med noen større porer og defekter. Ved økende forstørrelse observeres det konsentrasjoner av kraterdannelser(dimpler). Dette viser til både duktilt og sprøtt brudd (Figur 4.31).



Figur 4.31 Bruddflate av skårslagsprøve 12, 2209 legering, venstre: forstørrelse x50, høyre: forstørrelse x500

Prøve 1 var prøven med høyest bruddseighet (93.7J) i 2209. Overflaten viser en kraterlignende bruddoverflate med mye små porer og dimpler, som indikerer duktilt brudd. Det vises også noen sprekker og porer ved lavere forstørrelse som viser til noen sprø områder (Figur 4.32).



Figur 4.32 Bruddflate av skårslagsprøve, 2209 legering, venstre: forstørrelse x50, høyre: forstørrelse x500

## 5 Diskusjon

### 5.1 Legering 2205

De mekaniske egenskapene målt gjennom strekkprøvene viser noe høyere strekkfasthet normalt på byggehøyden sammenlignet med parallelt. Selv om de fleste strekkprøvene møtte kvalitetskriteriene fra Kongsberg Maritime, kan det diskuteres hvor pålitelig disse verdiene er når bruddoverflatene hadde synlige porer og defekter, og det opprinnelige tverrsnittet har ikke vært reelt under strekkforsøket. I tillegg var det utfordringer med strekktester der maskinen stoppet før prøvene var strukket til brudd. Porene og defektene i strekkprøvene ser ut til å ha utløst innstillingene på strekkmaskinen som signaliserer brudd. På graf (Figur 4.1) er det tydelig at flere prøver stoppet ved å synke fra rundt 800 Mpa til 70 Mpa i spenning. Siden prøve C ennå hang sammen viser dette til en seighet i materialet. Prøve B mistet over 40% spenning på under 0,1 sekunder, selv om prøven ikke var separert. Denne prøven hadde også store defekter i bruddoverflaten, som kan ha gitt den raske nedgangen i spenning når det defekte området har sprukket opp før prøven var blitt helt separert.

Hardhetsverdiene var jevnere i midtseksjonen, både i midt- og ytterside av materialblokken. Hardhetsverdiene viste en økning i topp og bunn på utsiden av materialblokken. Denne trenden ser ut til å samsvare med resultater fra skårslagsprøvene, der prøver sentrert i materialblokken hadde høyere absorberingsenergi sammenlignet med prøver mer mot utkanten. EBSD-analyse av faseandelene viste en 45/55 prosentfordeling ferritt/austenitt i topp, med rundt 22/78 prosent fordeling i bunn- og midtseksjon. Dette samsvarer med resultater fra hardhetstesting og skårslagsprøver som indikerer en mer duktil kjerne sammenlignet med utsiden av materialblokken.

Måling av massetetthet viste at toppseksjon hadde lavest tetthet, og i G48-testen var det også toppseksjonen som mistet mest vekt etter test. Det samme gjelder bunn- og midtseksjon, der midtseksjonen viste høyest tetthet og minst tap av vekt. Det kan se ut som en sammenheng mellom porøsitet og materialets evne til å motstå gropkorrosjon.

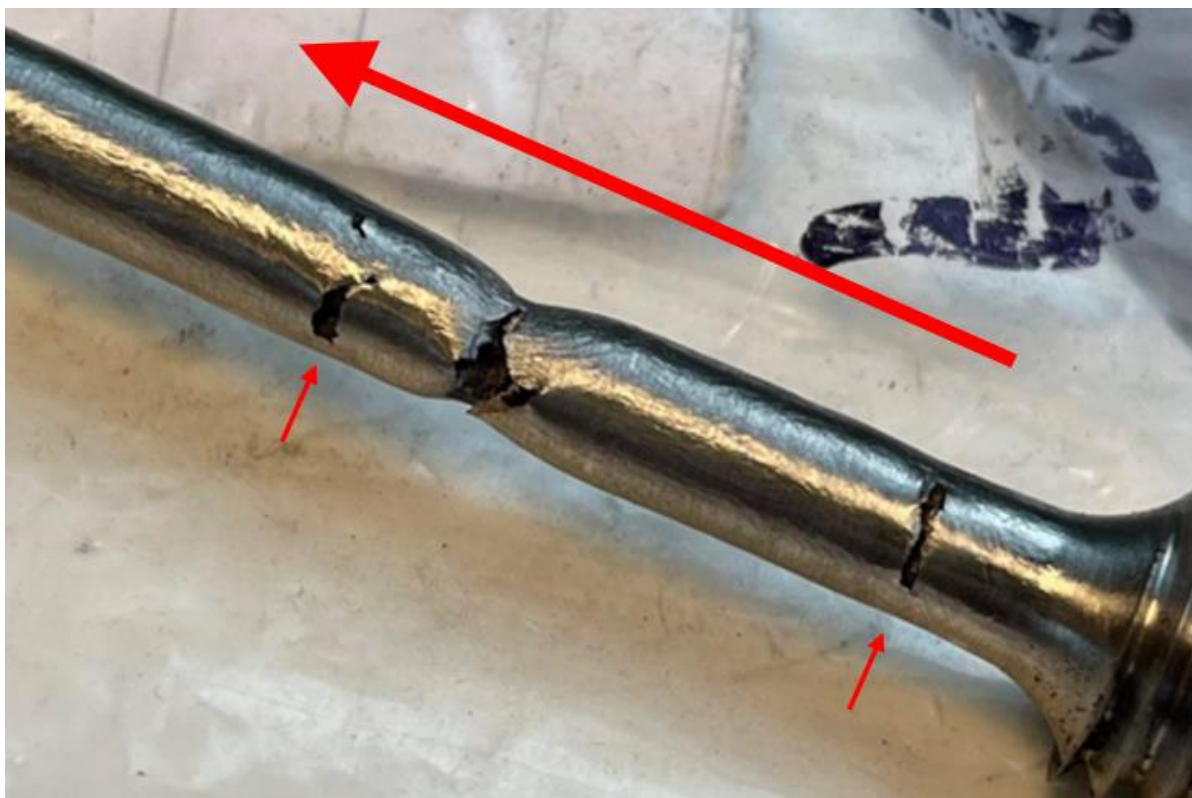
Poretellingen utført av programvaren på lysmikroskopet gir et annet bilde av tettheten i materialblokken. Resultatene indikerer at toppseksjonen har den laveste andelen porer, mens bunnen har den høyeste. Under lysmikroskopien var det synlig stor forskjell på poreandel avhengig av området som ble undersøkt, og det var også utfordrende å oppnå tilstrekkelig kontrast i de lysoptiske bildene. Disse parameterne gjør resultatene fra poretellingen mer usikker. Flere bilder av andre prøver og områder kan gi et mer representativt resultat som støtter dataene fra G48-testen og massetetthetsmålingen.

Defekter funnet i legeringen peker mot flere utfordringer i tilvirkningsprosessen. Mangel på sammenføyning (lack of fusion) viser til problemer under tilvirkning av materialblokken som kan være tilknyttet sveiseparameterne og/eller dekk-gass. Parametere som lysbue-avstand og matingshastighet, samt type og mengde dekk-gass brukt under produksjonen kan være skylden i defektene.

Sigma-faser og variasjoner i fasefordelingen indikerer ugunstig varmebehandlingsprosess og/eller avkjølingen av materialblokken. Det er mulig at varmebehandlingen ikke ble gjennomført lenge nok, eller at den ikke var uniform over hele blokken. Sigma-faser peker mot at avkjølingen har vært for langsom. En sammenligning av fasefordelingene i topp-, midt- og bunnseksjonen tyder på at avkjølingen ikke har vært uniform, hvor både midten og bunnen ser ut til å ha hatt en langsommere avkjølingsrate sammenlignet med toppen.

## 5.2 Legering 2209

Strekprøvene for legering 2209 hadde samme utfordringer med strekkmaskinen som legering 2205. Strekkprøvene parallelt med byggehøyde hadde stor variasjon i strekkfasthet og forlengelse, fra 490 MPa til 832 MPa (RM), og 10% til 37%. Dette indikere større utfordringer med sammenføring (lack of fusion) i denne legeringen sammenlignet med 2205. Nesten alle strekkprøver parallelt med byggehøyden hadde synlige porer/defekter på bruddoverflaten kombinert med de store variasjonene i testresultatene. I tillegg var det prøver som opplevde brudd på flere steder (Figur 5.1)



Figur 5.1 Strekkprøve E, 2209 legering, ufullstendig brudd med synlige sprekker flere steder. Stor rød pil indikerer byggehøyde, små piler markerer sprekker utenom bruddområde.

SEM-bilder av bruddoverflater fra skårslagstestene illustrerte også svært store ulikheter. Det var vanskelig å se et tydelig mønster mellom testverdiene og de ulike plasseringene i materialblokken. Flere av bruddene viste en kombinasjon av sprøtt/duktilt brudd på 50x forstørrelse, noe som kan skyldes sveisedefektene og Sigma-fasene, gjerne i en kombinasjon.

Massetettheten og G48 korrosjonstesten ser også ut til å samsvare her, med den laveste tettheten i midtprøven (Tabell 12, prøve G), der midtpartiet også opplevde høyest vekttap.

Poretellingen viste en høyere poreandel i toppen og lavest i bunnen, som ikke helt samsvarer med forventningene basert på tetthetsmålingene. Her gjelder det samme som for legering 2205, der et for lite areal er blitt undersøkt kombinert med vanskeligheter for god kontrast i lysmikroskopet. Ytterligere undersøkelser av flere prøver vil kunne gi et mer realistisk resultat som kan støtte opp resultatene som samsvarer for massetettheten og korrosjonstesten.

Faseanalysene viste rundt 80/20 prosentfordeling av austenitt/ferritt i topp (prøve 3), med en nærmere 50/50 fordeling i midt- og bunnseksjon. Prøvene fra legering 2205 ble analysert først, og når en diskusjon rundt den legeringen hadde blitt utført i forkant, førte disse resultatene til forvirringer.

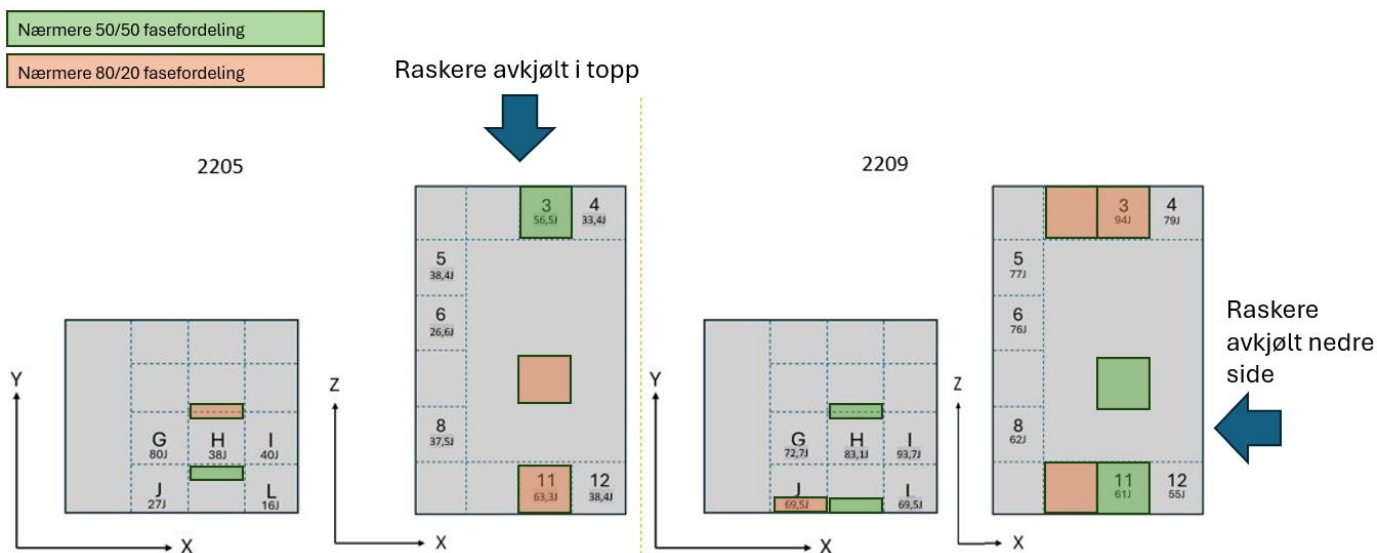
Fasefordelingene resulterte i diskusjon om det kan ha blitt blandet prøver under prøvepreparering. For å kunne basere funnene på mer data, og for å kunne avskrive menneskelig feil, ble det preparert to nye prøver i topp og bunn (prøve 2 og 10). Det ble også besluttet å undersøke et større område på opprinnelig prøve i topp (prøve 3), for å se om prøven hadde store lokale forskjeller.

Når prøve 2 og 10 viste en nærmere 80/20 prosentfordeling fra både topp og bunn, indikerer dette store lokale forskjeller i materialblokken, avhengig av hvilket bestemt område som analyseres. De store variasjonene i testresultater fra både strekk- og skårslagsprøvene samsvarer med dette, og peker også her mot en ikke-uniform avkjølingsprosess.

Det har ikke blitt mottatt mer informasjon om avkjølingsprosessen enn at den var «rapid-gas cooling». Hvordan dette har blitt utført i praksis ser ut til å ha påvirket faserandelene i denne legeringen også. Dersom avkjøling har blitt utført manuelt, kan dette forklare hvorfor de ulike legeringene viser ulike faseandeler i forskjellige områder.

### 5.3 Sammenligning av legering 2205 og 2209

I kapittel 5.1 og 5.2 diskuteres det hvordan ulik avkjøling kan være årsaken til de ulike faseandelene i de to legeringene. Legering 2209 kan se ut til å ha blitt kjølt raskere ned på den ene siden av blokken, sammenlignet med legering 2205. Figur 5.1 illustrerer diskutert teori.



Figur 5.2 Illustrasjon av avkjølingsforløp, med skårslagsprøver inkl. verdier, samt faseandeler

I strekktestene viste 2209 høyere gjennomsnittlig strekksfasthet enn 2205 for prøver normalt på byggehøyden. På den andre siden så det ut til at prøver parallelt med byggehøyden hadde større problemer med sveisedefekter enn 2205. Dette resulterte i større variasjon i testverdier. Basert på Kongsberg Maritimes erfaringer med bedre sveisbarhet med 2209 var dette uventet, men det ble også registrert høyere andel Sigma-faser i 2209. Dette kan være utslagsgivende for den varierte tøyningen til noen av strekktestene.

I skårslagstestene viste legering 2209 høyere gjennomsnittlig bruddseighet enn 2205, noe som kan være i forbindelse med ulik legeringssammensetning (Tabell 2 og 3). Legering 2209 har en høyere prosentandel nikkel i seg, som er austenittstabiliserende og videre bidrar til økt seighet.

Selv om det er små marginer, opplevde legering 2205 et større vekttap i korrosjonstesten enn legering 2209. Dette samsvarer med at 2209 har litt høyere krominnhold, og dermed også en høyere  $PRE_n$ -verdi.

## 6 Konklusjon

Denne oppgaven har avdekket betydelige utfordringer med begge legeringene gjennom omfattende undersøkelser. Til tross for legeringenes mulige styrke og korrosjonsmotstand, indikerer resultatene at en kombinasjon av sveiseparametere, varmebehandlingsprosessen og avkjølingshastigheter kan ha resultert i materialeegenskaper som ikke møter kravene for bruksområdet.

Selv om strekkfasthet, duktilitet og flytegrense på flere prøver møtte kravene satt av Kongsberg Maritime for begge materialblokkene, viser også resultatene en så stor variasjon at materialene ikke kan anses som pålitelige. Mekaniske tester, i tillegg til mikroskopi og faseanalyser, bekrefter de varierende egenskapene innad i materialene. Her ble det oppdaget forskjell i verdier basert på retningen av belastningen og plasseringen av prøvene innad i materialblokkene.

Sveisedefektene, som inkluderer mangel på sammenføyning og porøsitet, understreker betydningen av nøye kontrollerte sveiseprosesser. Spesielt tyder mangel på sammenføyning på ugunstige sveiseparametere og/eller sammensetning av dekk-gass.

Ulike avkjølingshastigheter i materialblokkene etter varmebehandling kan ha ført til ulike fasefordelinger på tvers av høyde og plassering. Dette bidrar til varierende mekaniske egenskaper ulike steder i materialene. Spesielt svekker observerte Sigma-partikler korrosjonsmotstanden.

G48-testene indikerer at materialets langtidsholdbarhet i korrosive miljøer kan være svekket.

Basert på disse funnene konkluderes det med at de nåværende materialeegenskapene for begge legeringer, som er betydelig påvirket av sveiseparametere og varmebehandlingsprosessen, ikke tilfredsstiller de nødvendige kravene for produksjon av vannjet-impellere. Fremtidig forskning bør legge vekt på optimalisering av produksjons- og varmebehandlingsprosessen.

## 7 Videre undersøkelser

Under arbeidet med denne oppgaven oppsto det flere områder som burde utforskes videre, men begrenset tid tillot dessverre ikke dette. Prosessen med maskinering av prøvestykker fra materialer av høy hardhet tok lengre tid enn forventet. Delvis på grunn av utfordringer med skjæreverktøy i fres og dreiebenk som måtte byttes ofte, og delvis fordi store deler av maskineringsarbeidet ble utført på egenhånd. Tidlig i prosessen ble det lagt vekt på å lage mange prøvestykker for de mekaniske testene for å ha rikelig med data å basere resultatene på.

I ettertid viser det seg imidlertid at produksjon av færre prøver kunne frigjort mer tid til mikroskopi og videre analyser av spennende funn underveis. Dette kapittelet presenterer en oppsummering av ytterligere undersøkelser som anbefales for å oppnå en mer helhetlig representasjon av de to legeringene.

### 7.1 Porøsitet

Rundt 350 mm<sup>2</sup> av hver blokk ble undersøkt i lysmikroskop med programvare for poreanalyse. Et mer representativt og troverdig resultat kan oppnås ved å ta flere bilder av flere ulike prøver fra blokkene.

### 7.2 Fasefordeling

Tre prøver ble undersøkt for fasefordeling i blokk 2205, og fem prøver for blokk 2209. Med tanke på de uventede resultatene, ville det vært verdifullt å undersøke flere prøver for å danne et mer helhetlig bilde av blokkene og samle mer data for å styrke hypotesen om en treg avkjølingshastighet i blokkens midtparti sammenlignet med ytterkantene for legering 2205.

Det ville også vært nyttig å innhente mer informasjon fra leverandøren om den totale produksjonsprosessen, samt detaljer om varmebehandlings- og avkjølingsprosessen, for å kunne gi en bedre forklaring på de uventede resultatene fra materialblokk 2209.

### 7.3 Sigma-faser, videre kartlegging

Sigma-partikler ble observert i begge materialblokkene, men det var ikke tid til å gjennomføre en grundigere undersøkelser for å fastslå om disse fasene finnes gjennomgående i hver blokk. Dette gjelder både i topp og bunn, samt i kjernen sammenlignet med sidekantene. Med flere indikasjoner som peker mot en langsom avkjølingsprosess etter varmebehandling, ville det vært av interesse å utforske nærmere ulike deler av blokkene for å kartlegge nøyaktig hvor Sigma-fasene befinner seg, og hvilken prosentandel Sigma-partikler som finnes gjennom hele materialet.

### 7.4 G48 korrosjonstest

Ved G48-korrosjonstest forteller standarden at prøvestykkene kan undersøkes nærmere, inkludert målinger av eventuell gropkorrosjon som har oppstått. På grunn av begrenset tid, ble det ikke mulig å gjennomføre flere undersøkelser her. Det kunne imidlertid være av interesse å utforske nærmere i hvilken grad begge legeringene ble påvirket av denne testen.

## 7.5 Varmebehandling og avkjølingshastigheter

Det kunne vært interessant å sammenligne prøver før og etter ved å teste ulike varme- og avkjølingsbehandlinger på legeringene, for å prøve å optimalisere faseandelene og unngå utfelling av intermetalliske faser, som har blitt oppdaget i legeringenes nåværende tilstand.

## 7.6 Hardhetstester

Med mer tid ville det vært mulig å gjennomføre flere mikrohardhet- og mikrostrukturundersøkelser av alle områdene der hardhetsprøver er utført. Materialet viser anisotropiske egenskaper, og det er vanskelig å fastslå hvordan diamanten vil trenge inn i overflaten av materialet på grunn av lokale forskjeller.



## 8 Gyldighet til resultat

Under fresing og dreining ble det oppdaget ulik varmgang i materialet, som ble redusert ved manuell påføring av kjølevæske. Variasjoner i påføring av kjølevæske kan føre til endringer i materialeegenskapene og dermed påvirke testresultatene.

Etter CNC-maskinering ble noen strekkprøver målt utenfor toleranse, som var  $\pm 0,02$  mm. Disse ble målt med mikrometer. Se Tabell 24 for dimensjoner, der lys oransje ruter indikerer mål utenfor toleranse.

V-spor på skårslagsprøver ble ikke kontrollmålt, noe som kan føre til unøyaktighet i testresultatene.

Tabell 24 Mål på skårslagsprøver, oransje ruter representerer mål utenfor toleranser

Prøvenavn	Mål 1 (side) (mm)	Mål 2 (ca. midten) (mm)	Mål 3 (andre side) (mm)
2205, A	5,00	5,01	4,99
2205, B	5,02	5,03	5,04
2205, C	5,12	5,12	5,11
2205, D	5,01	5,02	5,01
2205, E	5,02	5,01	5,01
2205, F	5,02	5,01	5,02
2205, K	5,01	5,04	5,03
2205, 1	4,98	5,00	4,99
2205, 2	4,98	4,99	4,97
2205, 7	4,98	4,97	4,96
2205, 9	4,97	4,98	4,98
2205, 10	4,99	5,02	5,01
2209, A	5,01	5,03	5,02
2209, B	5,02	5,03	5,02
2209, C	5,02	5,04	5,02
2209, D	5,01	5,03	5,02
2209, E	5,01	5,01	5,02
2209, F	5,01	5,02	5,02
2209, K	5,01	5,03	5,02
2209, 1	5,00	4,99	4,97
2209, 2	5,01	4,98	4,97
2209, 7	5,03	5,04	5,01
2209, 9	4,99	4,99	4,99
2209, 10	5,03	5,03	5,02

Det er manglende informasjon om service- og kalibreringsrutiner for strekkmaskinen, og mangelfull informasjon om vedlikeholdsrutiner for resterende maskiner. Ekstensiometer tilhørende strekkmaskinen er ikke tilpasset for små prøver som ble brukt i denne oppgaven, og kan i den forbindelse skli under strekkforsøket. Dette resulterer i at verdier for E-modul og flytegrense kan være unøyaktig.

I EBSD-analyser av Sigma-fasen ble det undersøkt områder på 1x1 mm. Dette området kan ha vært søkt med for stor steglengde, siden fasen hadde kombinasjon av store og små korn. Dette kan ha ført til et underslag av faseandelen, og betyr at Sigma prosentandel i materialblokkene kan være større enn Tabell 17 og 18 tilsier.

## 9 Kilder

- [1] M. Lokna Nedreberg, *personlig kommunikasjon*, 29.02.2024-14.05.2024
- [2] B. R. Skeie, H Hove. «3D-printingteknologi» [www.ndla.no](http://www.ndla.no) Hentet fra: <https://ndla.no/nb/subject:551850e9-5b0b-4d99-b664-ea19256e1101/topic:6b653cab-9bc1-4486-b05f-ad05b6e4ab63/resource:36813874-cb0a-4003-ad5b-b1e1e32396be> (Lastet ned: 15.03.24).
- [3] V. Brøtan, E. Andreassen “Additiv tilvirkning (3D-printing)”, [www.sintef.no](http://www.sintef.no), 19.10.2023. Hentet fra: <https://www.sintef.no/fagomrader/additiv-tilvirkning-3d-printing/> (Lastet ned: 04.05.2024).
- [4] V. Brøtan, K. M. Boivie. «Hva er 3D-printing?» [www.sintef.no](http://www.sintef.no) Hentet fra: <https://www.sintef.no/fagomrader/additiv-tilvirkning-3d-printing/hva-er-3d-printing/> (Lastet ned: 15.03.24).
- [5] F. Gilardi. «what is WAAM?», 2024, [www.mx3d.com](http://www.mx3d.com) Hentet fra: <https://mx3d.com/what-is-waam/> (Lastet ned: 15.03.24).
- [6] N. Kumar et al., “Wire Arc Additive Manufacturing – A revolutionary method in additive manufacturing,” *Materials Chemistry and Physics*, vol. 285, p. 126144, Jun. 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2022.126144>.
- [7] Linde «MIG/MAG-sveising» [www.linde-gas.no](http://www.linde-gas.no) Hentet fra: [https://www.linde-gas.no/no/processes\\_ren/welding/mig\\_mag\\_welding/index.html](https://www.linde-gas.no/no/processes_ren/welding/mig_mag_welding/index.html) (Lastet ned: 15.03.24).
- [8] D. W. Callister Jr., D. G. Rethwisch, *Callister’s Materials Science and Engineering*, 10. Utgave, Wiley, 2020. (side 50-54), (side 276-309)
- [9] D. W. Callister Jr., D. G. Rethwisch, *Materials Science and Engineering*, 9. Utgave, Wiley, 2014. (side 75-77), (side 51-65), (side 258), (side 158-169), (side 127), (side 231)
- [10] *Metalliske materialer*, A. Næss, *Metalliske materialer*, 4. utgave, Tapir Akademisk Forlag, 2003. (side 18), (side 76), (side 148-152)
- [11] J. Jansen. «eventyr i mekanikkens verden» [www.tsbengineering.com](http://www.tsbengineering.com) Hentet fra: <https://www.tsbengineering.com/jorgen/2019/3/27/stl-krystaller-og-mikrostrukturer> (Lastet ned: 15.03.24).
- [12] J. Charles, *Super duplex stainless steels: structure and properties*, *Proceedings of Duplex Stainless Steels '91*, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, p. 3, 1991.
- [13] AG. Caesar, “Iron carbon phase diagram”, 27.02.2019, [en.m.wikipedia.org](http://en.m.wikipedia.org), Hentet fra: [https://en.m.wikipedia.org/wiki/File:Iron\\_carbon\\_phase\\_diagram.svg](https://en.m.wikipedia.org/wiki/File:Iron_carbon_phase_diagram.svg) (Lastet ned: 01.03.24).
- [14] J. K. Solberg. «Ferritt» [www.snl.no](http://www.snl.no), Hentet fra: [https://snl.no/ferritt\\_-\\_metallurgi](https://snl.no/ferritt_-_metallurgi), (Lastet ned: 15.03.24).
- [15] J. K. Solberg. «deltaferritt» [www.snl.no](http://www.snl.no) Hentet fra: <https://snl.no/deltaferritt> (Lastet ned: 15.03.24).
- [16] J. K. Solberg. «Austenitt» [www.snl.no](http://www.snl.no), Hentet fra: <https://snl.no/austenitt> (Lastet ned: 15.03.24).
- [17] Langley Alloys «What is sigma phase in duplex stainless steel? » [www.langleyalloys.com](http://www.langleyalloys.com) Hentet fra: <https://www.langleyalloys.com/knowledge-advice/what-is-sigma-phase-in-duplex-stainless-steel/> (Lastet ned: 15.03.24).
- [18] Magnetic Analysis Corporation «Detecting sigma phase» [www.mac-ndt.com](http://www.mac-ndt.com) Hentet fra: <https://www.mac-ndt.com/detecting-sigma-phase/> (Lastet ned: 15.03.24).

- [19] C.-C. Hsieh and W. Wu, "Overview of Intermetallic Sigma ( $\sigma$ ) Phase Precipitation in Stainless Steels," *ISRN Metallurgy*, vol. 2012, pp. 1–16, 2012, doi: <https://doi.org/10.5402/2012/732471>.
- [20] N. Christensen, O. Lohne «Varmebehandling» [www.snl.no](http://www.snl.no) Hentet fra: [https://snl.no/varmebehandling\\_-\\_metallurgi](https://snl.no/varmebehandling_-_metallurgi) (Lastet ned: 15.03.24).
- [21] R.N. Gunn, *Duplex Stainless Steels: Microstructure, properties and applications*, Woodhead Publishing, 1997. (side 2-21), (side 73), (side 92-93), (side 110-114), (side 124-125)
- [22] T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang, «Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties», *ScienceDirect*, vol. 92, pp. 112–224, mars 2018, doi: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0079642517301172>. (kap. 2.9.2)
- [23] S. Kou, *Welding Metallurgy*, 3. utgave, John Willey, 2020. (side 547)
- [24] F. Marefat, A. Kapil, S. A. Banaee, P. Van Rymenant, and A. Sharma, "Evaluating shielding gas-filler wire interaction in bi-metallic wire arc additive manufacturing (WAAM) of creep resistant steel-stainless steel for improved process stability and build quality," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 88, pp. 110–124, Feb. 2023, doi: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1526612523000646>. (kap. 3.3.2)
- [25] K. Reiersen, *Sveiseboka. Universitetsforlaget*, 1995. Lastet ned: Mai 01, 2024. [Online]. Hentet fra: [http://urn.nb.no/URN:NBN:no-nb\\_digibok\\_2009060400090](http://urn.nb.no/URN:NBN:no-nb_digibok_2009060400090)
- [26] E. Bardal, *Corrosion and protection*, Springer, 2004. (side 122-124), (side 131,156)
- [27] J.C.M. Farrar, *The Alloy Tree: A Guide to Low-Alloy Steels, Stainless Steels and Nickel-base Alloys*, Woodhead Publishing, 2004. (side 57)
- [28] G. F. Schrader, A. K. Elshennawy, L.E Doyle, *Manufacturing Process and Materials. Society of Manufacturing Engineers*, 4. utgave, Dearborn, Michigan, USA, 2000. (side 75)
- [29] P. J. Cuna, "Alloying Elements in Stainless Steel and Other Chromium-Containing Alloys", [www.citeseerx.ist.psu.edu](http://www.citeseerx.ist.psu.edu) Hentet fra: <https://citeseerx.ist.psu.edu/document?repid=rep1&type=pdf&doi=61980d558c652aa8d33faf4b5a4f7d5b7ed6c729>. (side 6), (side 20)
- [30] TMR Stainless "Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels", 3. Utgave, The International Molybdenum Association (IMO), 2014. (side 8-9)
- [31] *Metalliske materialer Charpy-skårslagprøving Del 1: Prøvningsmetode, ISO 148-1:2016*, 2016
- [32] *Metalliske materialer Strekkprøving Del1: Metode for prøving ved romtemperatur, NS-EN 6892-1:2019*, 2019
- [33] *Metalliske materialer Vickershardhetsmåling Del 1: Prøvningsmetode, NS-EN ISO 6507-01:2023*, 2023.
- [34] *Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution, ASTM-G48-11-2020-e1*, 2020.
- [35] A. F. Molland, *The maritime engineering reference book*, United Kingdom: Elsevier Science & Technology, 2008. (side 759)
- [36] N. Sayyar, V. Hansen, W. M. Tucho, and M. Wettrhus Minde, "Directed laser deposition of super duplex stainless steel: Microstructure, texture evolution, and mechanical properties," *Heliyon*, vol. 9, no. 4, s. 3, Apr. 2023, doi: <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e15144>. (side 3)

[37] Hjelen, J. (1989). *Scanning elektron-mikroskopi*. Metallurgisk institutt, NTH.  
<https://www.nb.no/nbsok/nb/4103cf534b134a2f8edceb208f901e0d?index=1#5> (side 2)

[38] Swapp, S. "Scanning Electron Microscopy (SEM)." *Geochemical Instrumentation and Analysis*, 26 Mai 2017, lest 14.04.2024  
[serc.carleton.edu/research\\_education/geochemsheets/techniques/SEM.html](http://serc.carleton.edu/research_education/geochemsheets/techniques/SEM.html)

[39] *Standard guide for examination and evaluation of Pitting Corrosion Steels and Related Alloys* by, ASTM-G46-21, Mai 05,2024. [online]. Hentet fra: [ASTM G46-21 - ASTM G46-21 \(iteh.ai\)](https://www.astm.org/standards/G46-21)

[40] *Additive manufacturing of metallic parts*, DNV-ST-B203, 2022

## 10 Appendiks

### 10.1 Appendiks- Skårslagsprøver

Material 2209	Bruddseighet [J]		Overfalte
Prøve	Digitalt	Analogt	
3	56,5	59	Krystall/blank
4	33,4	36	Krystall/blank
5	38,4	40	Krystall/blank
6	26,6	29	krystall/blank
8	37,5	40	Krystall/blank
11	63,3	65	Matt
12	38,4	40	Krystall/blank
G	79,7	82	Krystall/matt
H	37,8	40	Krystall/blank
I	39,8	42	Krystall/blank
J	26,7	29	Mellom
L	16,1	18	Mellom
Gjennomsnitt	41,18	43,35	
Standardavvik	17,48	17,48	

Material 2209	Bruddseighet [J]		Overfalte
Prøve	Digitalt	Analogt	
3	93,9	96	Matt
4	78,8	81	Matt
5	77,4	80	Matt
6	75,7	78	Matt
8	61,7	64	Matt
11	60,8	63	Krystall/blank
12	54,7	57	Matt
G	72,7	75	Matt
H	83,1	85	Matt
I	93,7	96	Matt
J	69,5	72	Matt
L	69,5	68	Matt
Gjennomsnitt	74,29	76,25	
Standardavvik	12,22	12,35	

## 10.2 Appendiks- Strekkprøver

Prøvenavn	E [GPa]	Rp0.2[MPa]	Rm [MPa]	Ag[%]	A[%]	Z [%]
2209_C	152,21	351,88	494,54	1,43	10,30	8,94
2205_C	190,39	485,14	739,17	8,99	16,59	24,61
2205_A	147,63	503,86	767,53	21,67	38,96	62,55
2209_E	-----	-----	-----	-----	-----	-----
2205_D	190,44	531,67	786,76	20,69	38,43	71,62
2205_F	186,17	479,45	772,40	20,63	36,38	56,21
2209_A	179,99	404,16	725,63	14,74	20,09	51,87
2205_K	189,99	463,01	758,53	22,44	42,14	63,91
2205_B	200,53	484,78	756,41	20,32	34,97	73,87
2209_K	208,09	615,86	832,94	16,27	23,29	53,37
2209_D	194,40	435,81	788,68	19,03	24,12	37,14
2209_B	195,11	418,75	667,78	7,03	13,62	35,87
2205_E	192,55	503,23	788,99	18,04	26,36	57,68
2209_F	186,13	416,40	793,61	24,13	36,65	53,86
2205_1	191,47	497,00	801,38	20,69	36,79	71,25
2209_1	198,56	435,26	812,86	23,70	38,30	67,56
2209_2	192,99	446,97	806,43	17,85	25,54	26,72
2205_2	202,01	609,57	816,23	15,53	28,91	37,19
2209_7	190,51	434,13	809,55	23,05	32,91	45,51
2205_7	196,80	528,54	790,09	20,82	34,91	59,19
2205_9	196,87	483,64	790,36	21,19	35,96	60,21
2209_9	231,34	434,76	813,45	21,33	29,25	18,68
2209_10	187,44	453,01	806,75	21,00	32,23	55,38
2205_10	223,43	523,86	790,72	20,47	38,48	58,25

### 10.3 Appendiks- Hardhetsmålinger

2205

Område innvendig

i1	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	251,3	256,1	256,6	269,3	273,1	265
2	253,2	260,6	265,2	268,5	262	278,1
3	262,8	264,5	263,2	261,8	260,3	269,1

i2	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	250,9	249,6	252,5	251	257,4	261,8
2	267,3	254,2	246,6	254,9	260	246,8
3	264,7	245,8	247,9	250	252,6	255,2

i3	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	253	250,4	250,3	254,1	252,1	247,7
2	262	256,2	256,5	253,4	252,3	253
3	260	251,6	244,3	259,4	250,9	253,1

i4	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	265,4	257,9	258,5	252,8	268,7	259,9
2	253,6	251,9	249,4	257,3	247,6	258,2
3	253,3	248,7	249	252,8	250,6	253,8

i5	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	253,7	246,9	247	250	257,3	259,7
2	252,3	243,7	237,6	247,2	257,3	249,4
3	236,9	244,3	247,3	247,7	246,3	256,6

Område utvendig

u1	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	296	305,5	305,6	306,2	313,4	317,4
2	308,4	308,6	326,2	313,3	327,4	310,8
3	296,2	316,6	318,8	319,4	301,4	302,7

u2	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	263,3	287,2	305,6	306,6	296,8	323,7
2	296,5	297,7	312,2	332	340,5	320,4
3	298,8	312,2	316,1	317,1	336,4	348,4



		linje 1	linje 2	linje 3
topp	50	251	249	245
	49	252	257	250
	48	257	257	253
	47	244	245	250
	46	245	257	254
	45	260	255	250
	44	249	251	260
	43	247	256	249
	42	242	252	253
	41	248	253	255
	40	245	254	260
	39	257	265	264
	38	258	256	262
	37	248	256	259
	36	256	258	256
	35	255	260	252
	34	262	253	257
	33	254	254	247
	32	254	252	244
	31	252	258	257
	30	260	258	256
	29	248	256	263
	28	259	264	264
	27	259	253	254
	26	256	254	254
	25	267	260	256
	24	254	260	257
	23	263	252	262
	22	261	262	263
	21	243	260	261
	20	248	257	264
	19	257	264	256
	18	251	260	254
	17	250	262	256
	16	253	263	269
	15	264	269	247
	14	256	265	262
	13	246	259	257
	12	249	257	251
	11	254	260	258
	10	270	264	257
	9	259	257	262
	8	273	264	264
	7	247	263	259
	6	254	249	249
	5	254	255	258
	4	250	255	256
	3	250	251	248
	2	248	252	249
bunn	1	242,00	247,00	252,00

2209

Område innvendig

i1	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	234,8	243,5	239,2	242,3	239,4	243
2	239,9	233,6	235,7	231,3	244,3	247,7
3	237	236,4	245,2	240,8	248,9	240,4

i2	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	260,9	245,2	268	285,3	275,5	281,2
2	261,5	256,8	252,5	271,8	269,1	273,2
3	249,9	245,7	259,5	263,1	258,7	259,7

i3	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	242	240	245	255	254	249
2	246	241	234	250	257	262
3	239	237	243	245	248	249

i4	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	243	242	247	240	249	249
2	236	242	241	246	253	246
3	239	248	250	253	254	247

i5	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	250,6	253,4	248,1	250,9	240	244,8
2	251,5	256,6	250	254,7	252,9	241,4
3	244,7	242,9	250,1	245,1	251	238,8

Område utvendig

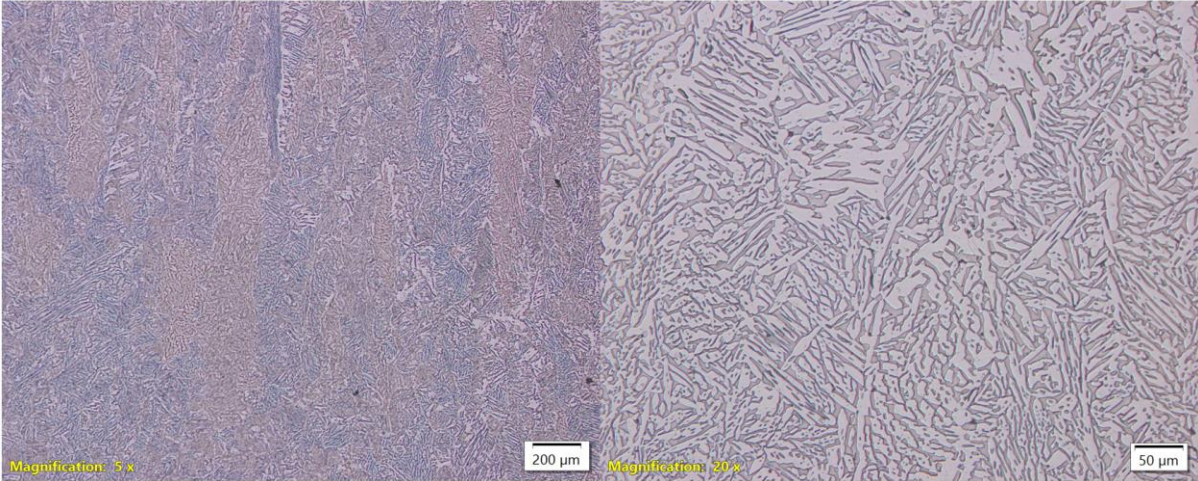
u1	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	322,3	354,8	377,9	353,7	366,7	369,2
2	362,5	364,8	356,5	382,9	366,4	377,8
3	353	367	366,8	356,4	359,9	377,2

u2	Punkt					
Rad	1	2	3	4	5	6
1	350,8	370,2	364,6	256,3	253,3	356
2	322,4	311,2	354	256,3	367,3	370,5
3	285,3	259,4	285,8	292	296,2	310,1

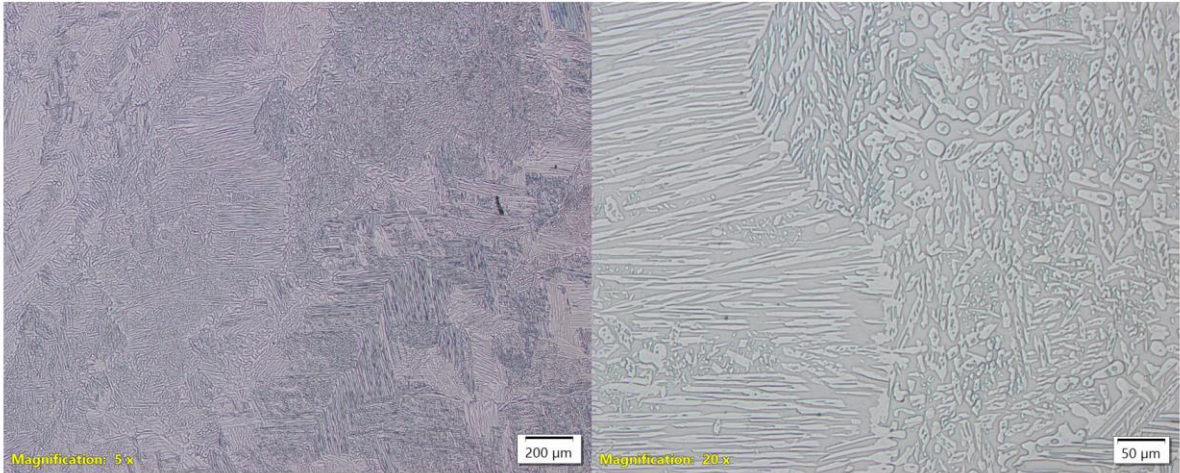
		linje 1	linje 2	linje 3
topp	50	245,00	242,00	249,00
	49	247,00	246,00	239,00
	48	247,00	260,00	242,00
	47	254,00	255,00	239,00
	46	261,00	252,00	262,00
	45	254,00	255,00	247,00
	44	250,00	252,00	252,00
	43	236,00	249,00	258,00
	42	251,00	249,00	250,00
	41	255,00	260,00	262,00
	40	240,00	245,00	254,00
	39	249,00	252,00	248,00
	38	253,00	253,00	238,00
	37	231,00	260,00	254,00
	36	240,00	251,00	257,00
	35	253,00	259,00	247,00
	34	252,00	261,00	267,00
	33	254,00	257,00	260,00
	32	254,00	268,00	269,00
	31	252,00	257,00	269,00
	30	226,00	258,00	263,00
	29	258,00	267,00	263,00
	28	259,00	259,00	252,00
	27	252,00	259,00	258,00
	26	255,00	259,00	260,00
	25	260,00	268,00	266,00
	24	262,00	257,00	260,00
	23	260,00	264,00	262,00
	22	260,00	266,00	266,00
	21	262,00	262,00	270,00
	20	266,00	267,00	265,00
	19	244,00	264,00	269,00
	18	248,00	261,00	245,00
	17	250,00	249,00	252,00
	16	249,00	254,00	248,00
	15	263,00	247,00	236,00
	14	250,00	245,00	247,00
	13	251,00	243,00	249,00
	12	246,00	241,00	245,00
	11	239,00	251,00	234,00
	10	237,00	242,00	247,00
	9	229,00	248,00	251,00
	8	233,00	239,00	247,00
	7	239,00	245,00	243,00
	6	233,00	241,00	241,00
	5	244,00	228,00	243,00
	4	233,00	235,00	248,00
	3	238,00	242,00	245,00
	2	238,00	242,00	244,00
bunn	1	234,00	224,00	239,00

10.4 Appendiks- Lysmikroskopi, bilder

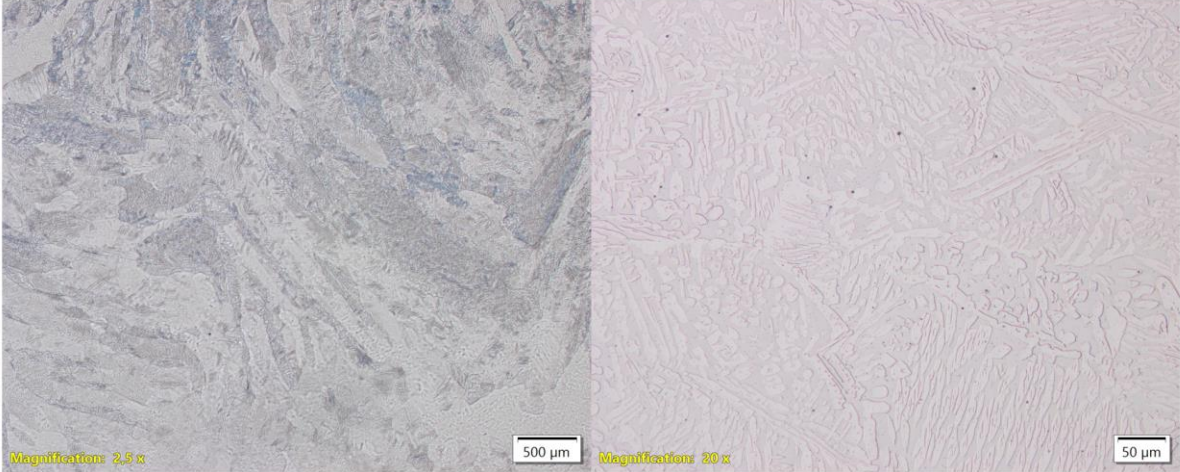
2209 3



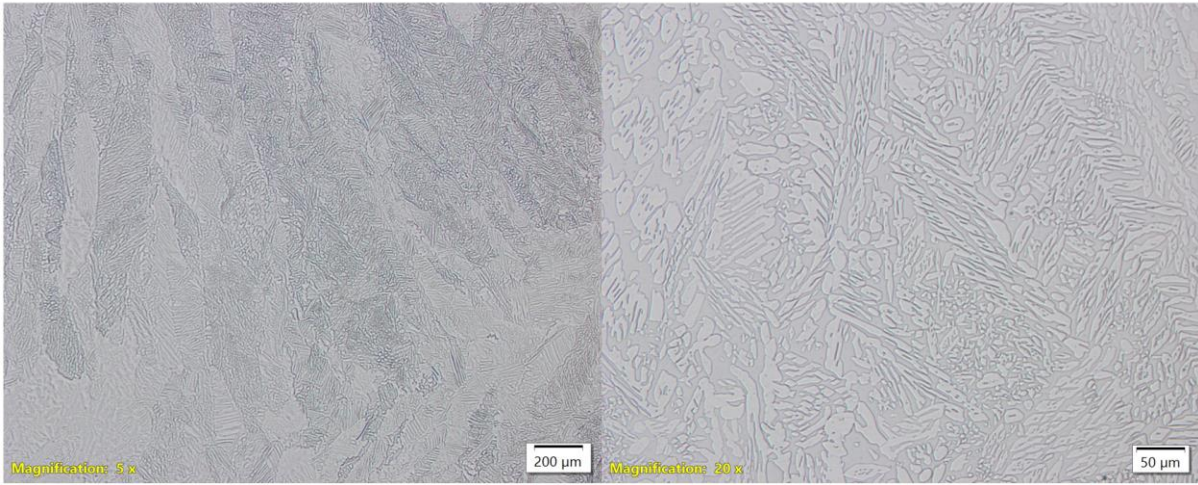
2209 11



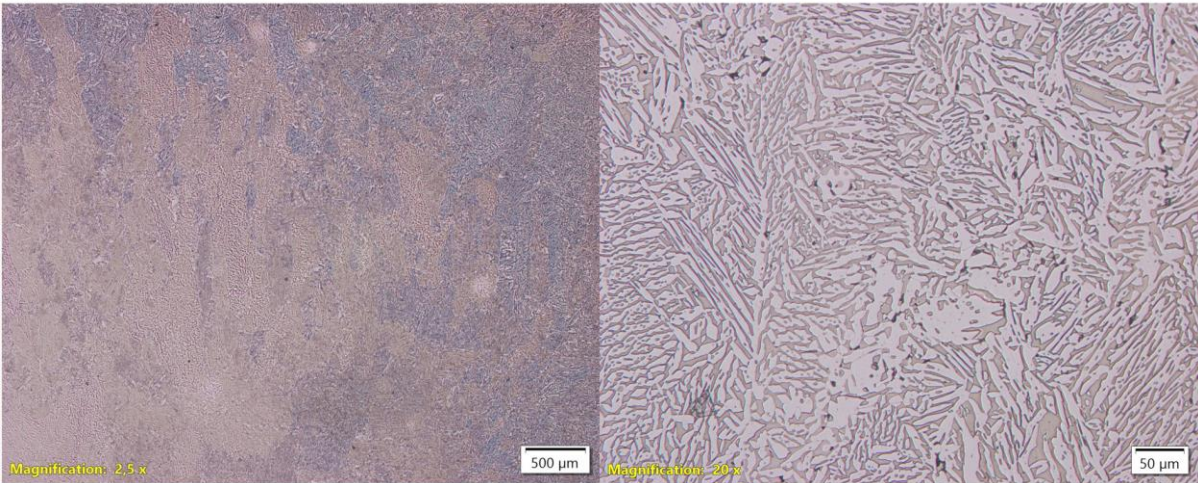
2209 H-E



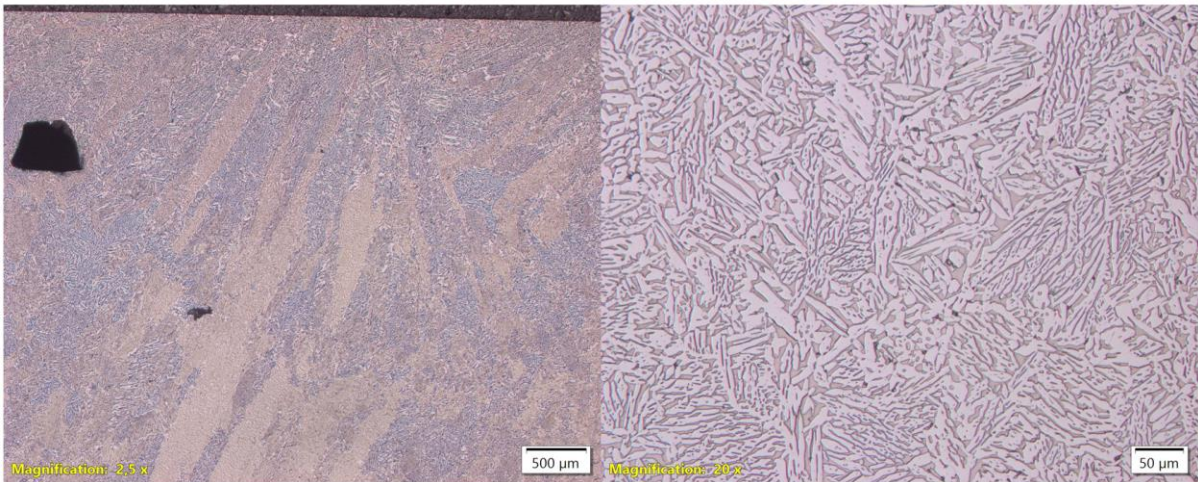
2205 3



2205 11

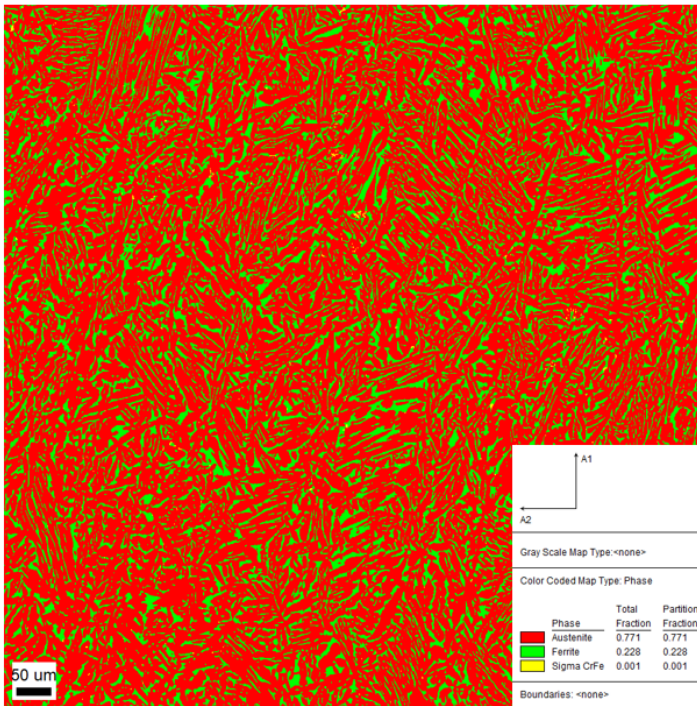


2205 H-E

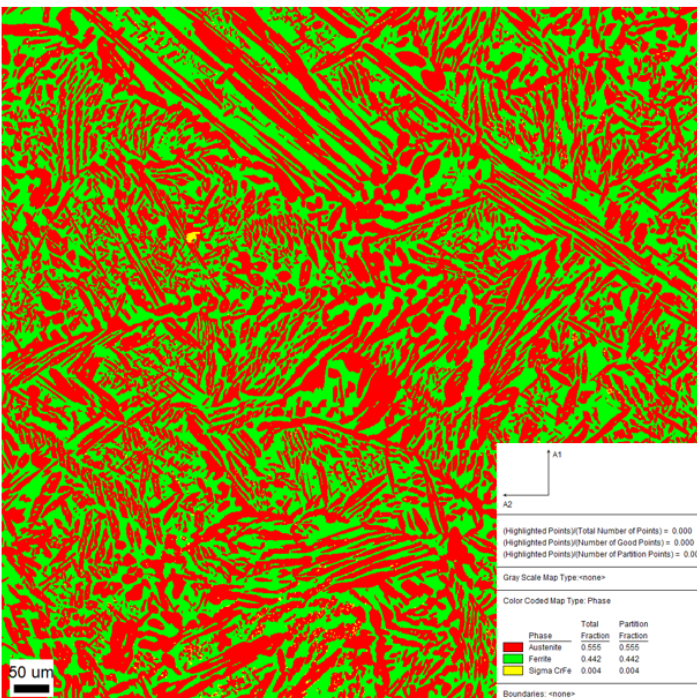


## 10.5 Appendiks- EBSD faseandeler

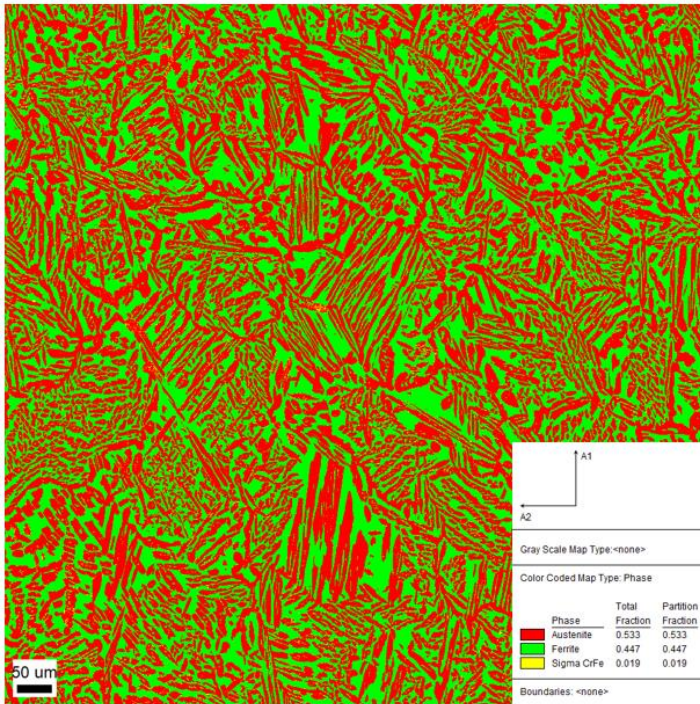
09-3



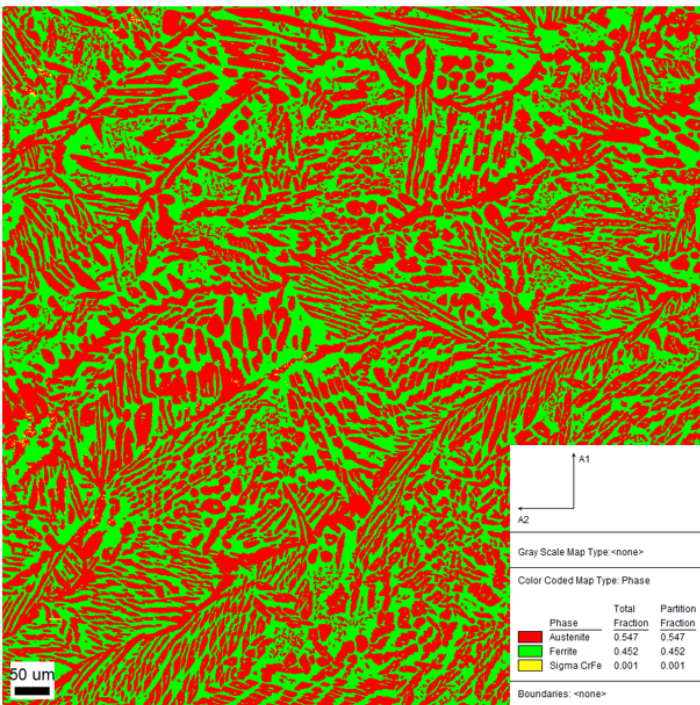
09-11



# 09-HE

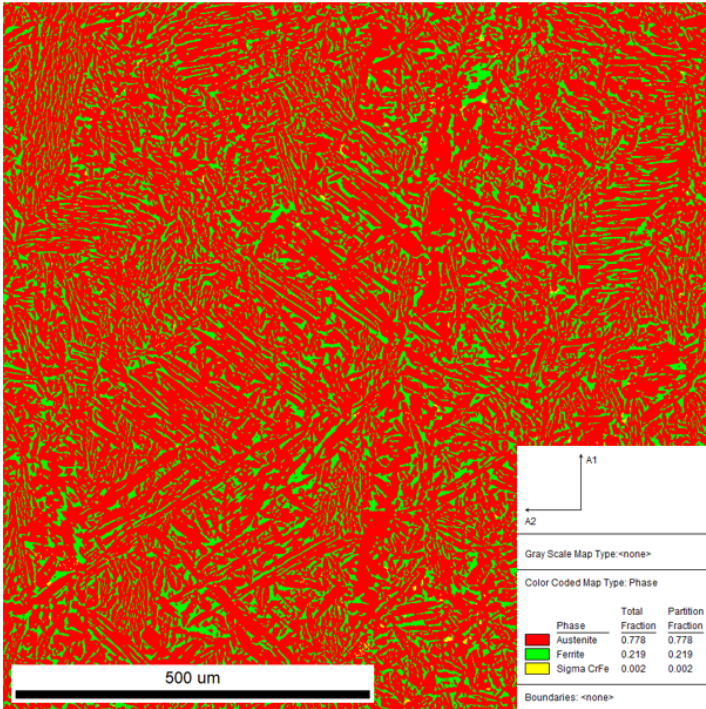


# 05-3





05-11



05- HE

