

Magnus Johansen Anderson

# Styrketapsreduksjon ved sveising av 6082 aluminiumlegeringer

Masteroppgave i Materialteknologi

Veileder: Trond Furu

Medveileder: Ole Runar Myhr, Bjørn Holmedal

Juni 2022



Magnus Johansen Anderson

# **Styrketapsreduksjon ved sveising av 6082 aluminiumlegeringer**

Masteroppgave i Materialteknologi

Veileder: Trond Furu

Medveileder: Ole Runar Myhr, Bjørn Holmedal

Juni 2022

Norges teknisk-naturvitenskapelige universitet

Fakultet for naturvitenskap

Institutt for materialteknologi



Kunnskap for en bedre verden



## Forord

Denne masteroppgaven setter punktum for et integrert femårig masterstudium i materialteknologi ved NTNU. Oppgaven er knyttet til arbeidet ved NAPIC-senteret (NTNU Aluminium Product Innovation Center). Senteret er et samarbeid mellom Fakultet for Ingeniørvitenskap, Fakultet for Naturvitenskap og Fakultet for Arkitektur og Design og har som mål å fremme utvidet bruk av aluminium i nye anvendelser, særlig i konstruksjonsøyemed.

Oppgaven er skrevet med veiledning fra Professor Trond Furu og Professor Ole Runar Myhr fra Hydro og Professor Bjørn Holmedal ved NTNU. En stor takk rettes også til overingeniør Pål Skaret ved institutt for materialteknologi og Ingvild Runningen, stipendiat ved SFI Physmet for hjelp og rådgivning i laboratoriet. For sveising og hjelp med gjennomføring av laserforsøk, gis en stor takk til Morten Høgseth Danielsen, seniortechnikker ved Sintef Industri.

# Sammendrag

Sveising av utfellingsherdede aluminiumlegeringer er forbundet med et betraktelig styrketap i materialet rundt sveiselinjen. Det viktigste herdebidraget i disse legeringene utgjøres av termodynamisk ustabile utfellinger. Når disse legeringene sveises i sin sterkeste tilstand, vil en bløt sone oppstå der temperaturen setter de herdende utfellingene i en overledet tilstand. Å minimere innflytelsen sveising har på grunnmaterialets lastbærende kapasitet er viktig for å kunne nyttiggjøre aluminiumslegeringers ellers fordelaktige egenskaper som konstruksjonsmateriale. I dette arbeidet ble det gjort praktiske forsøk og simuleringer for å undersøke to ulike metoder for bedre sveiseresponen i en 6082.53-legering.

Den ene metoden er foreslått av Østhus et. al. [1] og går ut på å endre den varmpåvirkede sonens geometri. Datasimuleringer tilsier at den endrede spenning-tøyningsfordelingen rundt forbindelsen kan gi en betraktelig styrkegevinnning. Å oppnå de nødvendige mikrostrukturelle endringene lokalt og unngå smelting har i praksis vist seg vanskelig. I dette arbeidet testes statisk og bevegelig laserbehandling som lokal oppvarmingsmetode. Temperaturmålinger viste at maksimalt  $\approx 200^{\circ}\text{C}$  ble nådd uten smelting. I kombinasjon med Abaqus-simuleringer ble en virkningsgrad på 0.21 tilnærmet dersom smelting ikke forekom. Ved 920W brutto effekt ble  $500^{\circ}\text{C}$ , nok til å oppnå innherding nådd med lokal smelting. NaMo-simuleringer indikerte at holdetiden på 30 sekunder ved  $\approx 200^{\circ}\text{C}$  ikke var tilstrekkelig for å påvirke T6-presipitatstrukturen. Alle forsøkene med bevegelig laser resulterte i lokal smelting, men også lokal innherding. Til dette ble det brukt et lasersystem i samarbeid med Sintef Industri. Lysmikroskopi, hardhetsmålinger og modelleringsverktøyet NaMo ble brukt sammen med temperaturmålinger og simulerte temperaturforløp i Abaqus for å evaluere de mikrostrukturelle konsekvensene av den lokale varmebehandlingen.

Den andre metoden som undersøkes er å sveise arbeidsstykkene med legeringselementene i fast løsning. Hypotesen er at man ved dette kan unngå overledning i den varmpåvirkede sonen. En 6082.53-legering ble innherdet og sveist med en hybridmetode mellom laser- og CMT-sveising hos Sintef Industri Trondheim. Hardhetsprofiler på tvers av sveiselinjen ble innhentet. Disse ble supplert med strekktester for å undersøke innvirkningen mellomagring før sveising og ettervarming hadde på de mekaniske egenskapene. Forsøkene ga svært lovende resultater med den høyeste styrkereduksjonsfaktoren for flytspenning ( $\rho_o$ ) beregnet til 0.83. Denne forbindelsen ble innherdet seks dager før sveising og ettervarmet ved  $220^{\circ}\text{C}$  i 30 minutter, 24 timer etter sveising.

# Abstract

Welding of precipitation hardened aluminium alloys is associated with a considerable loss of strength in the area adjacent to the weld. Thermodynamically unstable phases represent the main hardening contribution in precipitation hardened aluminium. When these alloys are welded in their strongest state, the heat input from welding puts the precipitates in an overaged state. Minimizing the degree to which precipitation hardened alloys are affected by welding is pivotal in making use of the otherwise favourable properties of these alloys for use in constructions. In this thesis, practical experiments along with simulations investigated two means of minimizing the strength loss associated with welding a 6082.53 aluminium alloy.

One of the two methods is presented by Østhus et. al. [1] and is based on altering the geometry of the heat affected zone through local heat treatments. Computer simulations in different programmes are used iteratively to come up with optimized patterns for strength increase in the welded joint. To achieve the necessary local solutionizing has proved to be difficult in practice. In this work, experimentation with stationary and moving laser as the heat source for this local heat treatment is done. Temperature measurements, hardness profiles and optical microscopy was used to assess this method in practice. Simulation tools Abaqus and NaMo were also used to assess the possibilities of local heat treatments. The stationary heat source reached a maximum of  $\approx 200^\circ\text{C}$  without melting the work piece. In conjunction with Abaqus simulations, heat transfer from laser to workpiece was estimated to have an efficiency rate of 0.21 given that no melting occurred. At 920W gross power, solutionizing temperatures were reached,  $500^\circ\text{C}$ , with some local melting. NaMo simulations indicated that no effect on the T6-precipitate structure was achieved with a temperature of  $200^\circ\text{C}$  for 30 seconds. All attempts to use a moving laser resulted in melting as the power was increased to compensate for shorter holding time. Local solutionizing was however achieved close to the melted region.

The other method is a novel technique of welding the workpieces in the solutionized state. The idea behind this is to avoid creating the overaged, weakest part of the heat affected zone which has limited capability to regain strength through post weld heat treatment. A solutionized 6082.53-alloy was welded at Sintef Industri using a hybrid laser and CMT-welding method. Hardness profiles and tensile tests indicated that increased storage time at room temperature between the solutionizing and post weld heat treatment give very satisfactory results with regard to reduction in yield strength. A strength reduction factor of 0.83 was achieved for the workpiece which had a storage time of six days between solutionizing and post weld heat treatment at  $220^\circ\text{C}$  for 30 minutes, 24 hours after welding.

# Innhold

<b>1</b>	<b>Introduksjon</b>	<b>1</b>
1.1	Bakgrunn og motivasjon . . . . .	1
1.2	Målsetting . . . . .	2
<b>2</b>	<b>Teori</b>	<b>3</b>
2.1	Termisk prosessering og utharding . . . . .	3
2.2	Herdemekanismer og mekaniske egenskaper . . . . .	7
2.3	Den varmepåvirkede sonen . . . . .	10
2.3.1	Etterbehandling av sveis (PWHT) . . . . .	11
2.3.2	Styrkegjenvinningsmetoder for sveiste forbindelser . . . . .	12
2.4	Friksjonssveising . . . . .	13
2.5	Laser hybridsveising . . . . .	14
2.6	Sveising og lastbærende kapasitet . . . . .	15
2.7	Varmeoverføring . . . . .	16
2.8	Modellering av varmekilde i bevegelse . . . . .	18
2.9	NaMo . . . . .	19
<b>3</b>	<b>Eksperimentelt</b>	<b>23</b>
3.1	Grunnmateriale . . . . .	23
3.1.1	Friksjonssveising . . . . .	24
3.2	Lokal varmebehandling . . . . .	25
3.2.1	Stasjonær laser . . . . .	25
3.2.2	Bevegelig laser . . . . .	26
3.3	Sveising i innherdet tilstand . . . . .	27
3.3.1	Immherding . . . . .	27
3.3.2	Hybridsveising . . . . .	27



3.3.3	PWHT . . . . .	28
3.3.4	Strekktesting og DIC (Digital Image Correlation) . . . . .	29
3.3.5	Hardhetsmåling . . . . .	31
3.4	Lysmikroskopi . . . . .	32
<b>4</b>	<b>Modellering</b>	<b>33</b>
4.1	Stasjonær varmebehandling i Abaqus . . . . .	33
4.2	Temperaturforløp bevegelig varmekilde . . . . .	34
4.3	Lokal varmebehandling i NaMo . . . . .	36
<b>5</b>	<b>Resultater</b>	<b>38</b>
5.1	Lokal varmebehandling . . . . .	38
5.1.1	Stasjonær laser . . . . .	38
5.1.2	Bevegelig laser . . . . .	39
5.2	Sveising i innherdet tilstand . . . . .	41
5.2.1	Sveising og mikrostruktur . . . . .	41
5.2.2	Utherding . . . . .	43
5.2.3	PWHT og mekaniske egenskaper . . . . .	44
5.3	Modellering . . . . .	47
5.3.1	Stasjonær laser . . . . .	47
5.3.2	Bevegelig laser . . . . .	49
5.3.3	Utherding ved 220°C . . . . .	50
<b>6</b>	<b>Diskusjon</b>	<b>51</b>
6.1	Lokal varmebehandling . . . . .	51
6.1.1	Stasjonær laser - praktiske forsøk og modellering . . . . .	51
6.1.2	Bevegelig laser - praktiske forsøk og modellering . . . . .	54
6.2	Sveising i innherdet tilstand . . . . .	56

6.2.1	Innherding . . . . .	56
6.2.2	Utherding . . . . .	59
6.2.3	Sveising og styrkeegenskaper . . . . .	60
6.3	Modellering og målte verdier . . . . .	64
6.4	Praktisk anvendelse . . . . .	65
6.4.1	Sveising i innherdet tilstand og lokal varmebehandling . . . . .	65
6.4.2	Bruk av laser til styrt presipitat- og arbeidsherding . . . . .	66
<b>7</b>	<b>Konklusjon</b>	<b>67</b>
<b>8</b>	<b>Videre arbeid</b>	<b>68</b>
<b>A</b>	<b>NaMo inndata</b>	<b>73</b>

# Figurer

2.1	Pseudobinært likevektsfasediagram Al og $Mg_2Si$ . Kopiert fra [2]. Diagrammet er veiledende. Solvuslinjen vil variere noe med legeringssammensetning. . . . .	4
2.2	Figuren viser presipitatutviklingen fra herding til lagring etter sveising. Det øverste diagrammet viser temperaturforløpet. Her ser vi at ekstrudering og innherding skjer samtidig. Figurene på den midtre linjen viser presipitatutviklingen før, under og etter sveising. Den nedre raden av figurer viser hvordan presipitatutviklingen gir tre ulike styrkesoner. Figur kopiert fra [1]. . . . .	10
2.3	Inndeling av områder i den varmpåvirkede sonen avhengig av hvilken temperatur sveising utsatte dem for. Tilpasset fra [3]. . . . .	11
2.4	Ved lokale varmebehandlinger vil en ny innherdet sone (gul) kunne dannes med en tilhørende overeldet sone (rød) rundt seg. Dette vil endre geometrien til den varmpåvirkede sonen og dermed endre lastfordelingen i materialet. Figur kopiert fra [1]. . . . .	12
2.5	Temperaturforløp for konsept med sveising i innherdet tilstand med påfølgende ettervarming av den sveiste forbindelsen. . . . .	13
2.6	Lysmikroskopisk bilde av en 6060-legering påvirket av friksjonsveising [4] . . . . .	13
2.7	Inndeling av sveisesoner i hybridsveist arbeidsstykke. Figur tilpasset fra [5]. . . . .	15
2.8	De imaginære varmespeilene er fordelt med avstand $\pm 2_i d$ fra punktvarmekilden $2q_0$ . Bilde kopiert fra [1]. . . . .	18
2.9	Figuren viser hvor de ulike komponentene i NaMo opererer på spenning-tøyningskurven og at presipiteringsmodellen danner grunnlaget for de to andre komponentene. Kopiert fra [6]. . . . .	21
3.1	Tverrsnitt av ekstrusjonsprofil sett parallelt med ekstruderingsretningen. . . . .	23
3.2	Temperaturforløp for grunnmateriale i T6-tilstand. Figuren er ment som illustrasjon, skaleringen er ikke korrekt. . . . .	24
3.3	Robotarm med påmontert lasersystem og sveiseapparat. Lasersystemet ble brukt til forsøkene med lokal varmebehandling. Lasersystemet sammen med sveiseapparatet ble brukt sammen til hybridsveising av arbeidsstykker i innherdet tilstand. A - Robotarm. B - Lasersystem og sveiseapparat. C - Dekkgass (Ar) til sveising. . . . .	24
3.4	Defokusering ble gjort ved å endre aluminiumprofilens avstand fra fokuspunktet. Positiv og negativ defokusering betyr at laserstrålen treffer arbeidsstykket henholdsvis til høyre og venstre for fokuspunktet. Figuren er kun ment som illustrasjon og skala er ikke korrekt. . . . .	25

3.5	Lasersystemet brukt i forsøkene med lokal varmebehandling og hybridsveising. A - Argon ble sendt over varmebehandlingsområdet for å begrense interaksjon med omgivelsene. B - lasersystemet. C - MIG sveiseapparat. D - Arbeidsstykke . . . . .	26
3.6	Materialflyt i forsøkene med sveising i innherdet tilstand. Tidsanvisningen på varmebehandlingene henviser til total oppholdstid fra innlegging av romtemperert arbeidsstykke i forvarmet ovn til bråkjøling i vannbad. . . . .	27
3.7	Maskintegning for vannkutting av strekkstaver. Rød linje representerer sveiselinjen og lengder angitt i millimeter. Tegning kopiert fra [5]. Pilens retning angir sveise- og ekstruderingsretning. Prøvene beholdt den opprinnelige platetykkelsen på 3.8mm. . .	29
3.8	Oppsett for strekktesting med kamera og lyssetting for DIC. A - strekkstav, B - gripemekanisme, C - kamera, D - kobling fra kamera til PC og E - LED lyskilde. . .	30
3.9	Strekkprøve sett fra siden. Ingen maskinering ble gjort av sveisen før strekktesting. .	30
3.10	Mesh og vektor i eCorr programvaren. Vektoren erstatter analogt ekstensometer Prøvestav lakert hvit med sorte prikker for å gjøre bildekorreasjon mulig. . . . .	30
3.11	Vickers hardhetsavtrykk med diagonalmålinger (10x forstørring). . . . .	31
4.1	Prøvestykke for simulering av lokal, stasjonær varmebehandling. . . . .	33
4.2	Eksempel på inn- og utdata i Weld Thermal Cycle Program. Generiske sveiseparametre ble brukt til å illustrere hvordan man kan hente ut temperaturforløp på et bestemt punkt i forhold til platens tykkelse og avstand fra sveiselinje. . . . .	34
4.3	Det lineære forholdet mellom strøm [A] og maksimal temperatur direkte under varmekilden. Temperaturverdiene er hentet ut fra Weld Cycle Program. . . . .	35
4.4	Eksempel på inndata i NaMo. Legeringssammensetning og temperaturforløp i eksempelet er som beskrevet for grunnmaterialet brukt i dette arbeidet. Temperature T7-T12 kan brukes til å simulere lokale varmebehandlinger eller påvirkning ved sveising.	36
4.5	Tilnærming av Abaqus-simulert lokal laserbehandling midt i platens tykkelse (1.5mm), direkte under fluksens treffpunkt. . . . .	37
4.6	NaMo-tilnærming til varmekforløp fra bevegelig varmekilde. Den sorte, stiplede linjen viser tilnærmingen til den rosa linjen som er hentet ut fra Weld Cycle Program. . . .	37
5.1	Temperaturmålinger stasjonær laser. Stiplet linje er målt 15mm fra laserens treffpunkt. Heltrukken linje er temperaturmålingene gjort direkte under laserens treffpunkt. Alle målinger ble gjort midt i platetykkelsen på 3.8mm. Brutto effekt angitt i forklaringsfelt. . . . .	38

5.2	Lysmikroskopier av smeltet område i overflate der laserstråle traff. Bildene er av prøvene utsatt for lavest (a) og høyest (b) effekt og er tatt av prøvene bestrålt med oksidsjikt intakt. Bildene ble tatt med 5x forstørring. . . . .	39
5.3	Hardhetsprofiler målt vertikalt i platens tykkelse fra laserbehandlet overflate og gjen- nom. Målinger gjort parallelt med ekstruderings- og sveiseretning. . . . .	39
5.4	Sammenlikning av varmpåvirkning fra bevegelig laser-varmebehandling og varmpå- virkning fra ubehandlet varmpåvirket sone fra friksjonssveis (FSW). 6082.53-legering sveist i T6-tilstand, hardheter innhentet parallelt med sveise- og ekstruderingsretning midt i platens tykkelse. . . . .	40
5.5	Sammenlikning av hardhetsprofil i den varmpåvirkede sonen etter friksjonssveising (FSW) og hybridsveising av 6082.53-legering i T6-tilstand med platetykkelse 3.8mm. . . . .	41
5.6	Mikroskopier hentet ut fra ulike områder i en hybridsveist forbindelse. Grunnmateriale 6082.53 i T6-tilstand, trådmateriale var en 5183-legering. . . . .	42
5.7	Porer i sveisemetallet i hybridsveis med 5183-legering som tilsatsmateriale. . . . .	42
5.8	Utherdingsforløp ved romtemperatur for 6082.53-legering (gjennomsnittsverdier av fem målinger, konfidensintervall 90%). . . . .	43
5.9	Utherdingsforløp ved varmutherding (220°C) for 6082.53-legering ved ulike mellom- lagringer (gjennomsnittsverdier av fem målinger, konfidensintervall 90%). . . . .	43
5.10	Hardhetsprofiler målt 20mm fra hver side av sveiselinjen, med og uten PWHT. Alle forbindelsene er hybridsveiste arbeidsstykker i 6082.53-legering med 5183-trådlegering. . . . .	44
5.11	Sammenlikning av tøyingsfordeling ved ulike tidspunkter i strekktest utført på prøve av typen A1. Områdene med høy tøyingsintensitet er på hver sin side av sveisen som ligger vertikalt i midten av disse figurene. . . . .	45
5.12	Strekkprøver av prøvestykker sveist med varierende mellomlagringstid uten PWHT. Hver mellomlagringstid testet i fire paralleller foruten (c) hvor en prøve gikk tapt. Alle forbindelsene er hybridsveiste arbeidsstykker i 6082.53-legering med 5183-trådlegering. . . . .	46
5.13	Strekkprøver av prøvestykker sveist med varierende mellomlagringstid med påføl- gende PWHT. Hver mellomlagringstid testet i to paralleller. Alle forbindelsene er hybridsveiste arbeidsstykker i 6082.53-legering med 5183-trådlegering. Ettervarming (PWHT) ved 220°C i 30 minutter (+ 15 minutter oppvarming). . . . .	46
5.14	Visualisering av temperaturfordeling ved simulering av lokal, stasjonær varmeffluks ( $4.5 \cdot 10^7 [W/mm^2]$ eller 405W) i Abaqus. Temperaturer angitt i °C. . . . .	47
5.15	Simulerte temperaturforløp som funksjon av tid ved ulike avstander fra fluksens treff- punkt. Lokal varmeffluks på $4.5 \cdot 10^7 [W/mm^2]$ i Abaqus. . . . .	48

5.16	Simulerte maksimaltemperaturer som funksjon avstand fra fluksens treffpunkt. Lokal varmekraft på $4.5 \cdot 10^7 [W/mm^2]$ i Abaqus. . . . .	48
5.17	Simulert flytspenning umiddelbart etter varmebehandling på en 6082.53-legering i T6-tilstand i NaMo som funksjon av avstand fra varmekraft ved Abaqus-simulert lokal varmebehandling. Lokal varmekraft på $4.5 \cdot 10^7 [W/mm^2]$ i Abaqus. Simulert PWHT ved $220^\circ C$ i 30 minutter. . . . .	48
5.18	Simulerte hardhetsprofiler for bevegelig laser med maksimaltemperatur basert på målte hardhetsverdier. . . . .	49
5.19	Simulerte utherdingsforløp ved $220^\circ C$ . Utherdingsforløp med avkjølingstid fra innherdningstemperatur ( $540^\circ C$ ) 1, 5 og 10 sekunder ble simulert i NaMo. . . . .	50
6.1	Sammenlikning av simulert og målt temperaturforløp ved stasjonær, lokal varmebehandling. Simuleringen antar en konduktivitet $k$ lik $237 Jm^{-1}C^{-1}$ . . . . .	52
6.2	Simulerte temperaturforløp viser sammenhengen mellom konduktivitet og differanse mellom målt maksimaltemperatur ved målepunkter rett under og 15mm fra varmekraftens treffpunkt ved stasjonær laser-varmebehandling. . . . .	53
6.3	Lysmikroskopier (5x) tatt av grunnmaterialet før og etter gjeninnherding. . . . .	56
6.4	Temperaturforløp for arbeidsstykke ved innherding i konveksjonsovn forvarmet til $540^\circ C$ tilnærmet ved Ligning 2.12. . . . .	57
6.5	Bruddpunktene posisjon ved strekkprøving av sveiste prøver. . . . .	60
6.6	Flytspenninger i varmepåvirket sone omregnet fra HV (Ligning 2.6. . . . .	62
6.7	Sammenlikning av målte verdier og NaMo-simulerte utherdingsforløp ved $220^\circ C$ . 1, 5 og 10 sekunder i forklaringsfeltet viser til simulert nedkjølingstid ved innherding. . . . .	64
6.8	Sammenlikning av måle (heltrukne linjer) og simulerte (stiplede linjer) hardhetprofiler av T6-materiale påvirket av bevegelig laser-varmebehandling. . . . .	64
6.9	Forslag for å unngå å PWHT av store, ferdigsveiste strukturer. Grønn farge indikerer T6 styrke, gul markerer innherdet område på hver side av sveiselinjen. Røde områder markerer hvor overelding vil oppstå uten kreative tiltak. Figur ment som illustrasjon og forhold mellom dimensjoner er ikke korrekte. . . . .	65
6.10	Det innherdede området (gult) kan muligens delvis utherdes ved bruk av laser - bevegelig eller stasjonær (oransje). Dette kan ved påfølgende ettervarming av forbindelsen føre til inhomogene styrke- og arbeidsherdingssegenskaper. . . . .	66
A.1	Namo-inndata for å fremstille hardheten målt i den ekstruderte 6082.53-legeringen slik den var levert i T6-tilstand. Viktig å merke seg her er at dispersoide-tettheten er endret til $5 \cdot 10^{19} m^{-3}$ . . . . .	73

A.2	Eksempel på lokal, stasjonær varmebehandling på grunnmateriale i 6082.53-legering i T6-tilstand. Eksempel her er temperaturforløpet midt i platen, direkte under varmekraftens treffpunkt i Abaqussimulering med fluks lik $4.5 \cdot 10^7 [W/mm^2]$ . Viktig å merke seg her er at dispersoide-tettheten er endret til $5 \cdot 10^{19} m^{-3}$ . . . . .	74
A.3	Eksempel på simulert påvirkning av lokal, bevegelig varmebehandling på grunnmateriale 6082.53-legering i T6-tilstand. Temperaturforløp på lokal varmebehandling er her basert på målt temperatur midt i platens tykkelse i praktiske forsøk med 2.27kW brutto lasereffekt og hastighet 10mm/s. . . . .	75
A.4	Eksempel på simulert påvirkning av lokal, bevegelig varmebehandling på grunnmateriale 6082.53-legering i T6-tilstand. Temperaturforløp på lokal varmebehandling er her basert på målt hardhet fra praktiske forsøk. . . . .	76

## Tabeller

2.1	Temperaturintervaller hvor de ulike fasene i Al-Mg-Si-systemet felles ut [7]. . . . .	7
2.2	Eurocode 9 verdier for 6082-T6 Al plater tynnere enn 6mm. . . . .	16
3.1	Legeringssammensetning 6082.53 angitt i vektprosent. Resterende vekt antas å være ren aluminium. . . . .	23
3.2	Eksperimentell matrise stasjonær laser. Hvert forsøk ble gjort én gang men en holdetid på 30 sekunder. . . . .	25
3.3	Sveiseparametre laser hybrid-sveising. . . . .	28
3.4	Legeringssammensetning 5183 sveisetråd i vektprosent. Hentet fra leverandørs nettside (Safra). . . . .	28
3.5	Navn på sveiste prøver. Bokstav angir mellomlagringstid, tall angir om sveisen ble ettervarmet (PWHT) eller ikke. . . . .	30
4.1	Varmetransportegenskaper aluminium . . . . .	34
5.1	Makstemperatur $T_{max}$ ved lasertester målt midt i platens tykkelse. . . . .	40
5.2	Flytspenning ( $f_o$ ), maksimal styrke ( $f_u$ ) og duktilitet representert ved tøyingsprosent ved brudd ( $e_f$ ) i sveiste forbindelser med og uten PWHT. . . . .	45
5.3	Maksimaltemperaturer midt i platen, direkte under bestrålingsbanen til bevegelig laser for ulike effekter og overflatebeskaffenheter basert på målte hardheter. $q_0$ som definert i Ligning 2.15 . . . . .	49
6.1	Styrkereduksjonsfaktor for sveiste strekkprøver. $\rho_o$ beskriver tap av flytstyrke, $\rho_u$ beskriver tap av maksimal styrke. $\Delta\rho_o$ og $\Delta\rho_u$ beskriver økningen PWHT gir i styrkereduksjonsfaktorene. Styrkereduksjonsfaktorene til prøvene sveist i innherdet tilstand er basert på styrken til grunnmateriale i T6. . . . .	61



# 1 Introduksjon

## 1.1 Bakgrunn og motivasjon

Forholdet mellom styrke og vekt, formbarhet og korrosjonsbestandighet er blant egenskapene som gjør aluminium til et attraktivt konstruksjonsmateriale [8]. Den lave vekten gir fordeler i alle stadier av et byggeprosjekt og øker spillerommet i konstruksjonens utforming. Lavere vekt betyr mer energi-effektive kjøretøy. Den gode formbarheten øker også passasjersikkerhet ved ulykker ved at energi kan tas opp i plastisk deformasjon på en fordelaktig måte [9]. De gode korrosjonsegenskapene gjør at aluminiumskonstruksjoner krever langt mindre vedlikehold og korrosjonsbeskyttelse enn om de skulle vært bygget i stål. Dette er noen av egenskapene til aluminium som gjør det verdt å lære mer om hvordan det kan anvendes.

Rent aluminium er et svakt og mykt materiale. Det finnes imidlertid ulike metoder som gir betraktelig økt styrke. Den viktigste herdemekanismen for utherdbare legeringer som de i 6xxx-serien er presipiteringsherding. Små, jevnt fordelte utfellingene av metastabile intermetalliske faser gjør det mer energikrevende å deformere legeringen. Varmen som tilføres ved sveising gir disse utfellingene drivkraften til å utvikle seg mot mer stabile, men mindre herdende faser [7].

Reduksjonen i strekkfasthet etter sveising gjør altså at den lokale, og dermed den globale, motstanden mot deformasjon av en konstruksjon avtar. Ved å utforske mulighetene for å minske denne effekten, kan styrke-vekt-forholdet til aluminium utnyttes i enda større grad. Dette ved at en kan dimensjonere for et mindre styrketap og dermed sitte igjen med en lettere konstruksjon enn en ville hatt dersom dimensjoneringen måtte hensynta et betraktelig styrketap som følge av et nødvendig produksjonssteg [10].

I et konsept utviklet av Myhr et. al. [1] benyttes lokale varmebehandlinger til å endre geometrien på den svekkede sonen. Simuleringer tilsier at den endrede geometrien skal minske styrketapet ved å fordele spenninger og tøyninger på en mer fordelaktig måte. I [1] presenteres det resultater som indikerer potensial for å gjenvinne 20% av styrken på denne måten. Å finne en metode for å gjøre dette i praksis har vist seg å være utfordrende. At temperaturen nødvendig for oppløsning av utfellingene ligger nær smeltetemperaturen til aluminium gjør at metoden må være presis samtidig som den er industrielt anvendelig. Laserstråling er et mulig verktøy for å oppnå slik lokal oppvarming. Tidligere arbeider [11, 5] har vist at ufordelaktig smelting er vanskelig å unngå. I dette arbeidet vil praktiske forsøk og simuleringer brukes til å undersøke denne muligheten videre.

Det har de siste årene blitt gjort flere forsøk på å teste konseptet med lokale varmebehandlinger i det sveisepåvirkede området i praksis. Flere masteroppgaver ved NTNU har satt seg fore å teste dette på ulike måter. Bugten [3] forsøkte å utføre de lokale varmebehandlingene ved induksjonsoppvarming. Det viste seg imidlertid vanskelig å oppnå tilstrekkelig raske oppvarmingsrater til å unngå for store varmpåvirkede soner. Hamarsnes [5] sammenliknet global varmebehandling av sveiste forbindelser med ulike former for lokal varmebehandling, laser inkludert. Her ble små forbedringer i bruddstyrke og duktilitet observert ved lokal laserbehandling i enkle mønstre. Den største forbedringen ble imidlertid observert for global varmebehandling. Gjertsen [11] observerte

styrketap ved lokal laser-varmebehandling som følge av lokal smelting. Forskjellen mellom [5] og [11] var geometrien på den varmepåvirkede sonen.

Et tilpasset termisk prosesseringsforløp vil også undersøkes som metode for å bedre den sveiste forbindelsens egenskaper. Tilpassingen gjøres ved at kunstig elding ikke gjøres før sveising - altså at sveising gjøres i innherdet tilstand. Hypotesen går ut på at dersom legeringselementene er i fast løsning ved sveising, vil en unngå overelding i den varmepåvirkede sonen. Det har ikke lyktes å finne artikler som beskriver denne metoden. I en omfattende oversiktsartikkel om metoder for forbedring av styrketap ved sveising av utherdbare aluminiumlegeringer fra 2021 [7] ble ikke metoden nevnt. Bedre tilgang på legeringselementer i fast løsning vil gi muligheten til å danne herdende  $\beta''$ -partikler ved varmebehandling etter sveising. For å undersøke dette, vil en 6082.53-legering i T6 tilstand innherdes på nytt og sveises i innherdet tilstand med varierende lagringstid mellom innherding og sveising.

## 1.2 Målsetting

Gjennomførbarheten av lokal varmebehandling ved bruk av laser vil evalueres gjennom simuleringer og praktiske forsøk. Sammenstilling av simulerte lokale varmebehandlinger og de simulerte konsekvensene den tilførte varmen har på legeringens mikrostruktur vil brukes for å undersøke den teoretiske gjennomførbarheten. Her vil verktøyene Abaqus og NaMo brukes til de respektive formålene. Praktiske forsøk med stasjonær og bevegelig laser vil brukes til å undersøke den praktiske gjennomførbarheten til denne typen varmebehandling. Motivasjonen bak disse forsøkene er å teste hvorvidt varmebehandling med laser er en praktisk metode å bruke for å realisere konseptet presentert i [1].

Det andre hovedmålet med arbeidet er å undersøke hvordan 6082.53-legeringen responderer på sveising når dette gjennomføres i innherdet tilstand. Hypotesen går ut på at forbindelsens lastbærende kapasitet blir bedre ved sveising når legeringselementer ligger i fast løsning ved at man unngår overelding. Dette sammenliknes med den mer normale sveisingen av 6xxx-legeringer hvor legeringselementene er samlet i herdende utfellinger (T6-tilstand).

Arbeidets overordnede mål er å undersøke metoder for å forbedre sveiste aluminiumforbindelsers lastbærende kapasitet.

## 2 Teori

Aluminiumlegeringer deles inn etter hvordan de herdes og formes. Avhenging av legeringselementenes løselighet, vil utfelling av intermetalliske, metastabile faser bestående av Al og legeringselementene kunne gi herdebidrag i utherdbare legeringer [2]. Hos ikke-utherdbare legeringer oppnås økt styrke ved arbeidsherding og fast løsningsherding. Noen legeringer er mer formbare enn andre og egner seg bedre til eksempelvis ekstrudering. Disse kalles smilegeringer. Andre legeringer er velegnet til støping men egner seg dårlig til anvendelser som innebærer mekanisk prosessering, herunder eksempelvis valsing og ekstrudering [8].

Den magnesium (Mg) og silisium (Si)- baserte 6xxx-serien av aluminiumlegeringer er en utherdbar smilegering. Det vil si at den lastbærende kapasiteten kan økes både ved mekanisk og termisk prosessering [12]. Når legeringen har nådd sitt utherdingspotensiale, altså sin maksimalt oppnåelige styrke, sier vi at den er i T6-tilstand. T6-betegnelsen brukes om varmutherding, mens T4 betegner det tilsvarende for kaldutherding [12]. Kaldutherding betyr i praksis lagring ved romtemperatur, mens varmutherding foregår normal i området rundt 170°C [13].

Dette kapitlet tar for seg hvordan 6xxx-legeringer styrkes og hvordan deres lastbærende kapasitet påvirkes ved sveising. Kapitlet har som mål å beskrive hvordan prosesser som foregår på nanometernivå påvirkes av håndfaste og sentrale industrielle prosesser og motsatt. Vi skal starte med den termiske prosesseringen som styrker den kommersielt viktige 6xxx-legeringsserien.

### 2.1 Termisk prosessering og utherdning

Den termomekaniske prosesseringen av utherdbare smilegeringer fra utstøpning til formet og herdet produkt følger oftest forløpet: homogenisering, forvarming og ekstrudering, innherding og utherdning. Innherdingen skjer som oftest ved bråkjøling fra ekstruderingstemperaturen.

#### Homogenisering

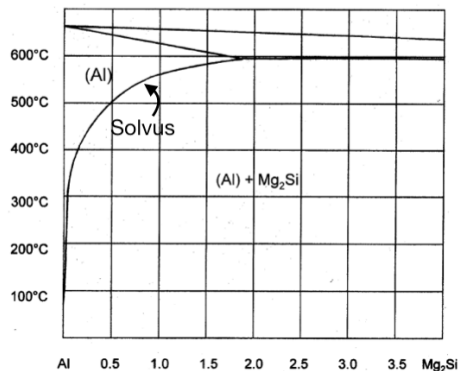
Prosesseringen begynner med at utstøpt materiale homogeniseres. Dette prosesseringssteget legger grunnlaget for legeringens egenskaper videre i prosesseringen. En industriell homogeniseringsprosess består av oppvarming, holding ved ønsket temperatur og kjøling. Homogenisering av 6082.53-legeringen har fire hovedformål: Utfelling av mangan (Mn)- og krom (Cr)-dispersoider, oppløsning av likevektsfasen  $Mg_2Si$ , transformasjon av  $\beta$ -AlFeSi til  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si og utlikning av konsentrasjonsforskjeller i mikrostrukturen [14, 15].

En homogeniseringsprosess foregår oftest ved temperaturer  $>500^{\circ}\text{C}$  i flere timer. Høy temperatur vil effektivt oppløse store  $Mg_2Si$ -utfellinger som ble dannet ved utstøpning. For høy temperatur vil imidlertid føre til vekst av Mn- og Cr-dispersoidene som dannes ved oppvarming til holdetemperaturen. Dette virker negativt på deres hindring av rekrytallisering [14] ettersom den kornvekstbremsende effekten er avhengig av et høyt antall dispersoider. Avkjølingsrate er et annet viktig aspekt ved avslutning av den isothermiske homogeniseringen. En ønsker utfelling av små, jevnt fordelte  $Mg_2Si$  som løses raskt opp ved forvarming og ekstrudering. For rask avkjøling vil beholde for mye Mg og Si i fast løsning, mens treg avkjøling vil gi for store  $Mg_2Si$  - utfellinger [14]. Disse og  $\beta$ -AlFeSi kan gi uønsket lokal smelting ved ekstrudering og dårlig overflateegenskaper på den ekstrudertre profilen [15].

## Innherding

Innherding gjøres ofte ved å bråkjøle profilen som kommer ut av ekstruderingsverktøyet. Ved innherding er målet å holde så mange legeringselementer og vakanser som mulig ved romtemperatur. Rask avkjøling til romtemperatur er svært viktig for å kunne danne  $\beta''$ , som gir det største herdebidraget av de intermetalliske utfellingene i denne Al-Mg-Si-legeringer [16]. For treg avkjøling gir tid til å felle ut grovere  $\beta'$  og  $\beta$ -faser. Dette vil gi redusert utherdingspotensiale fordi legeringselementene bindes opp i likevektsfasen som gir lite herdebidrag sammenliknet  $\beta''$ -presipitater. Færre av disse presipitatene vil dannes ved saktere avkjøling hvor en også fanger færre vakanser i gitteret [17]. Hvor sensitivt utherdingspotensialet er for avkjølingshastighet avhenger også av hvor mange dispersoider som ble dannet ved homogenisering. Dispersoidene utgjør nukleeringspunkter for ikke-herdende  $\beta'$ -partikler [18]. Det er en forutsetning at løseligheten av legeringselementer avtar med temperaturen for at en legering skal kunne herdes ved inn- og utherdning [19].

Hvordan løseligheten av Mg og Si i aluminiumgitteret avtar med fallende temperatur vises i det pseudobinære fasediagrammet i Figur 2.1. Figuren viser at løseligheten er opp mot 1.5 vektprosent når temperaturen nærmer seg  $600^{\circ}\text{C}$ . Ved romtemperatur er derimot løseligheten nærmest lik null ved likevektstilstand [2]. En ser at løseligheten avtar raskere ved lavere temperaturer. Dette understreker viktigheten av rask avkjølingshastighet.



**Figur 2.1:** Pseudobinært likevektsfasediagram Al og  $Mg_2Si$ . Kopiert fra [2]. Diagrammet er veiledende. Solvuslinjen vil variere noe med legeringssammensetning.

## Mellomlagring

Det forekommer normalt en lagringsperiode mellom inn- og utharding vi i det følgende vil omtale som mellomlagring. Den generelt sett negative effekten denne mellomlagringen har på styrken som kan oppnås ved påfølgende varmutharding har blitt studert mye de siste årene.

Banhart et. al. [20] fant at mellomlagring har negativ innvirkning på utharding fra første stund på Al-Mg-Si-legeringer uten nevneverdig konsentrasjon av andre legeringselementer. Som nevnt er forutsetningene for utfelling av herdende presipitater overmetning av legeringselementer (Mg og Si) og vakansene som dannes ved innherding. Under mellomlagringen avtar overmetningen av legeringselementer og konsentrasjonen av vakanser ved dannelsen av “clustere” (Ligning 2.1) som holder på vakansene og gjør varmutharding mindre effektivt.

Pogatscher og kolleger [21] fant imidlertid at den negative effekten av mellomlagring kan motvirkes ved å øke uthardingstemperaturen fra det normale området rundt 170°C til området rundt 210°C. Kimdanning og vekst av de herdende  $\beta''$ -partiklene er en diffusjonsavhengig prosess og ved å øke temperaturen, kan en dermed kompensere for lavere overmetning samt vakans-assistert diffusjon. [21] undersøkte en 6061-legering. Deres konklusjon var i likhet med [20] at vakanser, som er svært viktig for uthardingskinetikken, fanges opp ved cluster-dannelse under mellomlagring. Disse vakansene gjøres i følge deres konklusjon tilgjengelig igjen ved å øke temperaturen til >210°C. Dermed minskes den negative effekten av mellomlagring.

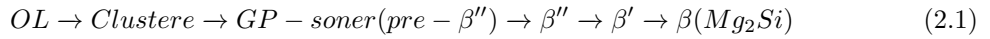
Cui et. al. [22] fant ved å sammenlikne effekten av mellomlagring på varmuthardingspotensial på to legeringer med ulik mengde mangan (Mn) (0.5 og 0.7 vektprosent) at lavere Mn-innhold gir mindre negativ effekt av mellomlagring. De konkluderte med at dette kommer av at færre Mn-atomer i legeringen danner færre  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si-dispersoider ved homogenisering. Dette gir bedre tilgang på Si-atomer og større potensiale til å danne mange herdende  $\beta''$ -utfellinger som har en sammensetning hvor  $\text{Si/Mg} > 1$  [23].

## Utharding

Begrepet utharding henspiller på at herdende partikler utfelles som følge av at bråkjølingen har satt materialet i en ikke-likevektstilstand hvor aluminiumgitteret er overmettet på legeringselementer. Med tiden vil materialet søke mot likevekt, som innebærer utfelling av herdende faser [23]. Vakanser diffunderer lett i gitteret, og utfellingsforløpet starter med at disse søker mot hverandre. Deres diffusjon fasiliterer for legeringselementenes diffusjon. Følgen av dette er dannelsen av “clustere” og deretter Guinier Preston-soner (GP-soner). Størrelsesforskjellen mellom Al- Mg- og Si-atomer gjør at disse ansamlingene gir elastiske spenninger i Al-gitteret. Dette gir fast løsningsherding fordi dislokasjoner har vanskeligere for å gli gjennom spenningsfeltene [19]. Herdemekanismer vil beskrives nærmere i neste delkapittel.

Utherding kan foregå ved romtemperatur eller i området rundt 170°C. Her brukes begrepene kaldutherding og varmutherding respektivt. Ved kaldutherding nås maksimal styrke etter måneder, til sammenligning med varmutherding hvor maksimal styrke nås etter timer [24]. I den diffusjonsstyrte utherdingsprosessen, vil høyere temperatur øke legeringselementenes bevegelse i gitteret og dermed vil styrkepotensialet nås raskere. Temperaturforløpet vises i temperatur versus tid-plottet øverst i Figur 2.2. Ved varmutherding må et kompromiss mellom temperatur og tid gjøres. Kompromisset innebærer at lavere utherdingsstemperatur gir størrelsesmessig mindre presipitater som har større herdebidrag enn de grovere presipitatene [19]. Dette kommer av at færre legeringsatomer bindes opp per utfelling slik at flere kan dannes. Går man til en høyere temperatur, vil diffusjonen drives raskere slik at herdepotensialet nås raskere. Dette vil imidlertid gi større presipitater som gir mindre herdebidrag sammenliknet med de som produseres ved lavere utherdingsstemperatur. Den maksimale styrken for en gitt legeringssammensetning oppnås altså dersom den perfekte balansen mellom utherdingsstemperatur og -tid benyttes. Her spiller også hensyn til effektivitet og energiforbruk inn i balansen.

Likning 2.1 viser det generelle utherdingsforløpet hos Al-Mg-Si-legeringer [25]. 6xxx-serien har en mengde ulike og komplekse utfellingsforløp, men for praktiske og modelleringsmessige formål antas forløpet presentert under å være tilstrekkelig.



Med OL, menes overmettet løsning. GP-sonene er koherente langs  $\langle 100 \rangle$  - retningen i Al-matriksen. Det er også de påfølgende  $\beta''$ -presipitatene. Koherensen mot høyre i Ligning 2.1. Når semikoherente  $\beta'$ - og koherente  $\beta$ -utfellinger dannes regnes materialet som overeldet [13]. At presipitater er koherente vil si at det ved overgangen fra matriks til presipitat ikke medfører en drastisk endring i gitterparameteren [7]. Gitterparameter er avstanden mellom planene matriksen består av. Den støkiometriske sammensetningen til presipitatene har vært diskutert lenge. Konsensus var lenge at sammensetningen til  $\beta''$  er  $Mg_5Si_6$  understøttet av røntgendiffraksjonsundersøkelser. Nyere beregninger og undersøkelser utført av Ninive et. al. [23] tilsier imidlertid at  $Mg_4Al_3Si_4$  er en sannsynlig sammensetning.

Det mest sentrale i denne sammenhengen er imidlertid at  $\beta''$ -utfellingene gir et kritisk styrkebidrag som dominerer de andre herdemekanismene. Utfellingenes metastabilitet innebærer at ved å tilføre varme, vil en akselerere forløpet mot mindre herdende faser i prosessen omtalt som overelding. Denne varmen kan eksempelvis komme fra sveising. Figur 2.2 viser sammenhengen mellom temperaturforløp og presipitatstruktur. Temperaturintervaller hvor de ulike fasene i Ligning 2.1 er stabile oppsummeres i Tabell 2.1 [7]. Sammenhengen mellom sveising og presipitatstruktur vil beskrives videre i kapittelet om den varmpåvirkede sonen.

**Tabell 2.1:** Temperaturintervaller hvor de ulike fasene i Al-Mg-Si-systemet felles ut [7].

Fase	Temperaturintervall [°C]
GP-soner	90-150
$\beta''$	150-240
$\beta'$	240-380
$\beta$	380-480

## 2.2 Herdemekanismer og mekaniske egenskaper

Spennings-tøyningskurven gir verdifull informasjon om materialets mekaniske egenskaper. Ved lav tøying, vil kurven være lineær, og deformasjonen elastisk. Dersom lasten fjernes fra prøven vil den altså gå tilbake til sin opprinnelige form. Ved videre tøying, vil kurvens stigning avta og materialet deformeres plastisk [26]. Dette betyr at dislokasjoner har blitt satt i bevegelse og materialet er varig deformert. Selv om materialet deformeres på denne måten, fortsetter styrken å tilta på grunn av arbeidsharding. All plastisk deformasjon innebærer forflytning av dislokasjoner [19]. Legeringssammensetninger og termomekanisk prosessering endrer metallens mekaniske egenskaper ved å på ulike måter vanskeliggjøre at materialet deformeres videre eller heve terskelen for at plastisk deformasjon i det hele tatt forekommer. Spenningen som må til for å gi plastisk deformasjon, flytspenningen, avhenger av kraften som hindrer dislokasjoner fra å settes i bevegelse. Videre følger en beskrivelse av hva dislokasjoner er og ulike mekanismer for å hindre deres forflytning.

### Dislokasjoner og glidesystemer

Et metallisk materiale deformeres plastisk ved at dislokasjoner glir gjennom dets krystallstruktur ved hjelp av en ekstern kraft [27]. En dislokasjon er en form for feil i krystallstrukturen, eller gitteret, som vil brukes som jevnbyrdig begrep. Når materialet utsettes for krefter, vil disse kreftene kunne flytte på dislokasjoner og nye dislokasjoner vil kunne oppstå [28]. Denne forflytningen skjer lettest langs definerte glideplan som er plan hvor den aktuelle krystallstrukturen er tettpakket. Sammen med en glideretning definerer et slikt plan et glidesystem. Glidesystemer oppstår langs i de mest tettpakkede retningene fordi det kreves mindre energi for dislokasjonene å forflytte seg langs en slik retning [29]. En slik retning kalles Burgers vektor. Aluminium har en kubisk flatesentrert krystallstruktur (FCC- face centered cubic) som har færre glidesystemer enn romsentrert kubiske (BCC- body centered cubic) metaller som for eksempel jern. Glidesystemene som finnes i aluminium skrives som  $\{111\}\langle 110 \rangle$ . Dette betyr at de mest tettpakkede planene er av typen  $\{111\}$  og at hver av disse fire planene har tre tettpakkede retninger av typen  $\langle 110 \rangle$ .

Når en skal styrke et materiale, gjelder det å gjøre det vanskeligere for dislokasjonene å gli. Dette kan gjøres på ulike måter. Felles for disse metodene er at de introduserer uregelmessigheter i matriksen som gjør at det krever mer energi å flytte dislokasjonen gjennom spenningsfeltet i matriksen introdusert av uregelmessigheten [19].

## Fast løsningsherding

Interstitielt eller substitusjonelt løste legeringselementer vil alltid ha en viss grad av mistilpasning til matriksen de er løst i. Instertitielt løste elementer ligger mellom matriksatomer på sin naturlige gitterplass, mens et substitusjonelt har tatt over en slik plass. Det er den relative størrelsen som avgjør hvordan legeringselementer løses [26]. Magnesium (Mg) og Silisium (Si)-atomene ligger nærme Al-atomet i størrelse og vil dermed løses substitusjonelt. Begrepet fast løsning brukes om legeringselementer som ligger fritt i matriksen og ikke har dannet sekundære intermetalliske faser. I utherdbare legeringer som 6xxx-serien er legeringselementene i fast løsning etter innherding, før naturlig- eller varmtherding har samlet atomene i “clustere”, dannet GP-soner eller felt ut sekundære faser.

Den lille forskjellen i atomstørrelse gjør at før de herdende presipitatene er utfelt, gir legeringselementene et herdebidrag. Mg-atomet er noe større enn Al-atomet. Mg-atomet må altså “presses inn” i matriksen, noe som medfører at gitteret i området rundt settes i spenn. Tilsvarende, men motsatt, effekt vil oppnås ved det motsatte tilfellet med Si-atomet som er noe mindre enn Al-atomet. De elastiske spenningene vil også stive av gitteret slik at flytspenningen økes. Dette er i prinsippet fast løsningsherding. G. E. Substitusjonelt løste legeringselementer har mindre styrkende effekt per konsentrasjonsenhet enn interstitielt løste legeringselementer [28]. Spenningsfeltene i gitteret som omgir de løste atomene er krever mer energi for dislokasjoner å gli forbi [29].

## Presipitatherding

Presipitatherding er den dominerende herdemekanismen i utherdbare legeringer [19], som for eksempel 6082.53 som undersøkes i dette arbeidet. For at en legering skal kunne herdes med denne mekanismen, må løseligheten til legeringselementene avta ved nedkjøling [28]. Dette for å oppnå termodynamisk drivkraft for å felle ut styrkende presipitater når bråkjøling har satt legeringen i en overmettet tilstand. Begrepene presipitat og utfelling brukes om hverandre, og betegner samme fenomen.

Små utfellinger er koherente og deformerbare, dette gjelder utfellinger mindre enn en kritisk radius  $r^*$  [19]. Dislokasjonen passerer dem ved å skjære gjennom dem og deres styrkende effekt avhenger av styrken i den utfelte fasen. Større utfellinger er inkoherente og dislokasjonene passerer dem ved å bøye seg rundt dem. Sistnevnte mekanisme etterlater seg såkalte Orowan-løkker. Disse løkkene omslutter partikkelen etter at dislokasjonen har passert, noe som forsterker arbeidsherdningen. Styrkebidraget er størst for partikler med radiusen som skiller disse to størrelsesområdene ( $r^*$ ) [19].

Koherente presipitater introduserer elastiske spenninger i gitteret på grunn av en mistilpasningen mellom krystallstrukturen til presipitatet og gitteret rundt. Dette gjør at det koster mer energi enn det ellers ville gjort å få en dislokasjon til å gli forbi et område dersom det er påvirket av en utfelling. Den herdende effekten avhenger av grad av koherens og den utfelte fasens styrke. Koherente utfellinger kuttet av en glidende dislokasjon [19].



Om presipitatene vokser forbi den kritiske radiusen  $r^*$ , vil koherensen avta, og som nevnt vil måten dislokasjonen passerer de utfelte hindrene på endres. Ettersom mengden legeringselement holdes konstant, vil nødvendigvis større presipitater bety færre. Den økte avstanden mellom dem, gjør at det kreves mindre kraft for å sette dislokasjoner i bevegelse. Dermed avtar flytspenningen [19].

## Dispersoider

$\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si-dispersoidene som dannes under homogenisering vil også danne hindringer for dislokasjoner på tilsvarende måte som  $\beta''$ - og  $\beta'$ -utfellingene. Dispersoidene er i motsetning til Al-Mg-Si-utfellingene stabile ved høyere temperaturer [30]. Dette gjør at de vil kunne beholde sitt herdebidrag i større grad ved sveising. I 6xxx-legeringer er som regel ikke innholdet av dispersoiddannende legeringselementer særlig høyt sammenliknet med eksempelvis 3xxx-serien [31]. 6082.53-legeringen her har imidlertid et høyt innhold av Mn og Cr sammenliknet med andre, mer lavlegerte 6xxx-legeringer (Tabell 3.1).

$\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si-dispersoidene dannes mellom 350 og 400 °C [32] ved homogenisering. Li et al. [32] fant at disse holder seg stabile i over en måned ved 300 °C og gir et betraktelig styrkebidrag ved høy-temperaturanvendelser. Dispersoidene felles ut på korngrensene og hindrer dermed rekrystalliserte, ikke-deformerte korn i å vokse på bekostning av mindre og deformerte korn. At dispersoidene som dannes ved homogenisering er stabile ved høye temperaturer er svært viktig for å hindre rekrystallisering [33].

## Kornstørrelse og rekrystallisering

Som tidligere diskutert, fungerer irregulariteter i krystallstrukturen som hindere for dislokasjoners glidning. De fleste kommersielle metaller er polykrystalline. Det vil si at materialet har en struktur som består av avgrensede områder med ulike krystallografiske orienteringer. Disse områdene kalles korn og deres viktigste egenskaper er størrelse og avvik i krystallografisk retning med nabokornet [29]. Styrke er invers-proporsjonal med roten av kornstørrelsen slik at økt kornstørrelse gir mindre styrke. Dette forholdet ble beskrevet av Hall og Petch [26]. Denne effekten er svakere for aluminiumslegeringer enn andre metaller, men verdt å nevne.

Zener-Holomon parameteren ( $Z$ ) brukes for å korrelere deformasjon ved høy temperatur med rekrystallisering [33]. Rekrystallisering skjer ved at økt temperatur tillater energien lagret i materialet ved plastisk deformasjon i form av dislokasjoner å overkomme en energibarriere ( $Q$  [kJ/mol]). Dersom  $Z$  blir lav nok, vil deformerte korn rekrystallisere.  $Z$  er beskrevet i Ligning 2.2, der  $\dot{\epsilon}$  [ $s^{-1}$ ] er deformasjonsrate,  $T$  og  $R$  er temperatur [K] og gasskonstanten [J/Kmol] [33].

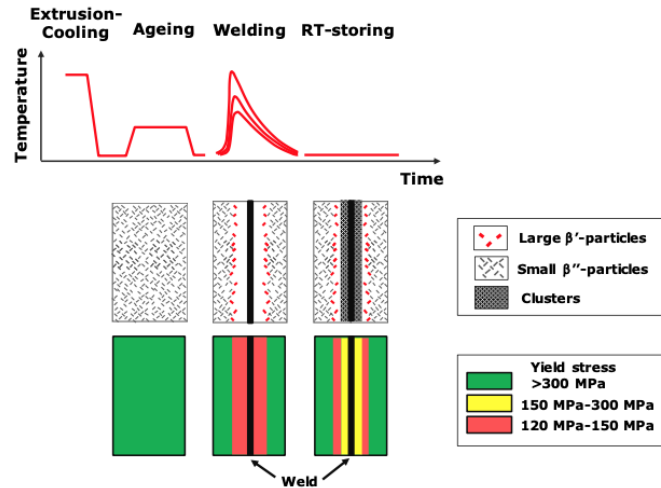
$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.2)$$

Det vil si at nye, ikke-deformerte, korn dannes. Dersom det finnes få nukleeringspunkter for disse nye kornene og temperaturen er tilstrekkelig høy til å drive veksten, vil materialets styrke avta [26].

### 2.3 Den varmpåvirkede sonen

Ved sveising tilføres materialet store mengder energi i form av varme. Dette medfører at området rundt sveiselinjen svekkes. Det svekkede området rundt sveiselinjen omtales i engelsk litteratur som “heat affected zone”- HAZ. En har for vane å bruke denne forkortelsen også på norsk. De herdende  $\beta''$ -partiklene er termodynamisk ustabile, og vil ved tilførsel av varme gå videre i presipiteringssekvensen (Ligning 2.1) og vokse til større, semikoherente  $\beta'$  og inkoherente  $\beta$ -utfellinger [25].

Når en utherdet 6xxx-legering sveises, vil området nærmest sveiselinjen som utsettes for høyest temperatur innherdes. Når temperaturen faller igjen, vil de herdende  $\beta''$ -partiklene være fullstendig oppløst og legeringselementene vil foreligge i overmettet fast løsning. Nærmest sveiselinjen er temperaturen høy nok til at det introduseres vakanser i matriksen. Disse vakansene vil som beskrevet i kapittelet om utherdning bidra til at det på nytt vil kunne dannes herdende utfellinger og området nærmest sveiselinjen vil kunne gjenvinne noe av sin styrke gjennom fast løsningsherding og naturlig elding [1]. Dette forutsetter imidlertid av temperaturen overstiger solvustemperaturen for den gjeldende legeringssammensetningen og at den holdes der lenge nok til at utfellingene løses. Økt mengde løste legeringselementer gir økt potensiale for gjenvinning av styrke [13].



**Figur 2.2:** Figuren viser presipitatutviklingen fra herding til lagring etter sveising. Det øverste diagrammet viser temperaturforløpet. Her ser vi at ekstrudering og innherding skjer samtidig. Figurene på den midtre linjen viser presipitatutviklingen før, under og etter sveising. Den nedre raden av figurer viser hvordan presipitatutviklingen gir tre ulike styrkesoner. Figur kopiert fra [1].

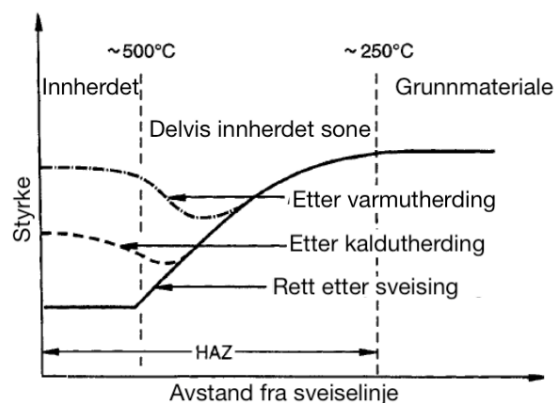
I området som ikke når tilstrekkelig temperatur for innherding, vil små  $\beta''$ - utfellinger oppløses og større utfellinger vokse tilsvarende. Området vil etter sveising befinne seg i overeldet tilstand hvor  $\beta''$ -utfellingene har vokst til  $\beta'$ . Dette betyr at den ideelle tilstanden med små, koherente og jevnt fordelte utfellinger ikke lenger foreligger [7]. Siden legeringselementer her i større grad er bundet opp i store, inkoherente utfellinger som gir mindre herdebidrag, vil dette området være svakere etter sveising enn området nærmest sveiselinjen [1]. Presipitativ utvikling ved sveising og inndeling i styrkesoner oppsummeres i Figur 2.2. Inndelingen nederst i figuren kan brukes som en forenkling i forbindelse med modellering. I virkeligheten er naturlig nok en glidende overgang mellom det innherdede området innerst mot smeltesonen, det overeldede området og grunnmaterialet.

Sato et. al. [34] fant ved å kombinere TEM-undersøkelser (transmisjonselektronmikroskop) og hardhetsprofiler at det friksjonssveiste området på utherdbare aluminiumlegeringer domineres av presipitatstrukturen og ikke kornstørrelse. Det vil si at på tross av den fine kornstørrelsen i senter av friksjonssveisen vil en forvente å finne et anseelig styrketap her sammenliknet med grunnmaterialet på tross at finere kornstørrelse der presipitatene ble oppløst.

### 2.3.1 Etterbehandling av sveis (PWHT)

Ved benytte seg av varmutherding, kan en relativt raskt gjenvinne styrke i en sveist forbindelse [35]. En konvensjonell PWHT (post weld heat treatment) gjøres ved å varmebehandle hele den sveiste forbindelsen ved temperatur typisk for utharding. Prinsippene som gjelder for utviklingen av mikrostruktur her er de samme som beskrevet om utharding i kapittelet om termisk prosessering. Dersom materialet upåvirket av sveising (grunnmaterialet) er i T6-tilstand, vil denne typen etterbehandling kunne gi en viss svekking som følge av overelding [12].

Den varmepåvirkede sonen rundt en sveis er delt inn i ulike metallurgiske soner avhengig av hvor høy temperaturen har vært. Figur 2.3 viser til hvilken grad de ulike sonene kan gjenvinne styrke ved varm- og kaldutherding. Utherdingspotensialet som funksjon av avstand fra sveisen bestemmes av graden av innherding [36].

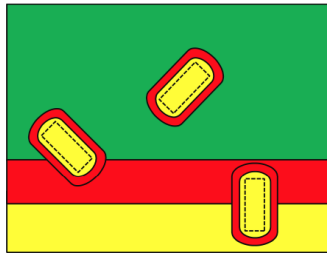


**Figur 2.3:** Inndeling av områder i den varmepåvirkede sonen avhengig av hvilken temperatur sveising utsatte dem for. Tilpasset fra [3].

Mengden legeringselementer i fast løsning og antall vakanser vil bestemme potensialet for styrkegjenvinning ved ettervarming [21]. Andre viktige faktorer er hvor lenge etter sveising og ved hvilken temperatur varmebehandlingen gjøres. En forhøyet temperatur sammenliknet med vanlige varmebehandlingstemperaturer kan bidra til å minske den negative effekten av mellomagring. Pogatscher et. al. [13] fant at utherdingskinetikken ble negativt påvirket av mellomagring dersom utharding foregikk under 210°C. Hvis utharding ble gjort over denne temperaturen, ga mellomagring positiv effekt på utharding.

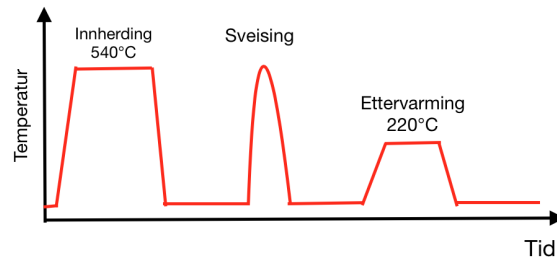
### 2.3.2 Styrkegjenvinningsmetoder for sveiste forbindelser

I et konsept foreslått av Østhus et. al. [1] vil den sveiste forbindelsen kunne styrkes ved å endre geometrien på HAZ. I [1], vises det til simuleringer hvor den endrede geometrien gir en 20% økning i den lastbærende kapasiteten til en forbindelse sveist i T6-tilstand. Dette gjøres ved å anvende lokale varmebehandlinger som etterlater seg en lokal innherding omgitt av en overeldet sone. Som vist i Figur 2.2 kan materialet deles inn i tre styrkesoner etter sveising. Det gule området gjenvinner styrke fordi temperaturen her har vært høy nok til å oppnå innherding. Med tiden vil da denne sonen naturlig eldes og gjenvinne noe av sin styrke [37]. Styrkefordelingen etter en tenkt lokal varmebehandling er illustrert i Figur 2.4. For å oppnå en slik varmebehandling må en balansegang finnes. Smelting vil innebære ytterligere svekking og dårligere overflateegenskaper [11]. En ønsker å varmepåvirke mikrostrukturen lokalt, men unngå smelting.



**Figur 2.4:** Ved lokale varmebehandlinger vil en ny innherdet sone (gul) kunne dannes med en tilhørende overeldet sone (rød) rundt seg. Dette vil endre geometrien til den varmepåvirkede sonen og dermed endre lastfordelingen i materialet. Figur kopiert fra [1].

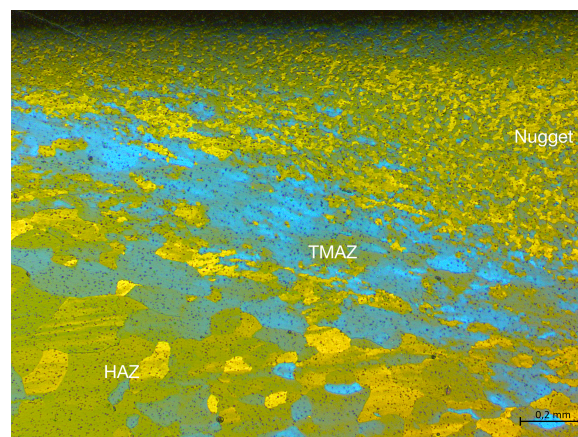
En annen metode kan være å unnlate varmutherdning før sveising som illustrert i Figur 2.5. I innherdet tilstand ligger legeringselementene i fast løsning og det er høy konsentrasjon av vakanser [24]. Som tidligere diskutert er mellomlagringperioden viktig for utherdingspotensialet [21]. Tiden som går mellom innherding og sveising er altså viktig for hvordan presipitatstrukturen responderer på sveisingen. Den viktigste forskjellen er imidlertid at fraværet av  $\beta''$  kan hindre den overeldede, svakeste sonen i HAZ. Veksten av disse store, mindre herdende utfellingene binder opp legeringselementer som kunne gi større herdebidrag om de ikke ble bundet opp [38].



**Figur 2.5:** Temperaturforløp for konsept med sveising i innherdet tilstand med påfølgende ettervarming av den sveiste forbindelsen.

## 2.4 Friksjonssveising

Friksjonssveising er en relativt ny sammenføyningssteknikk som ble oppfunnet og tatt i bruk i industriell skala på 1990-tallet. Arbeidsstykkene sammenføres uten smelting, dekk-gass eller sveisetråd. Fordelene er mange ved bruk av denne teknikken. Metallurgiske fordeler er blant annet finkornet mikrostruktur, lite sprekkdannelse og lite restspenninger. Teknikken er også mer klima- og miljøvennlig med lavere energibruk og mindre materialbruk enn tradisjonelle sveisemetoder [39].



**Figur 2.6:** Lysmikroskopisk bilde av en 6060-legering påvirket av friksjonssveising [4]

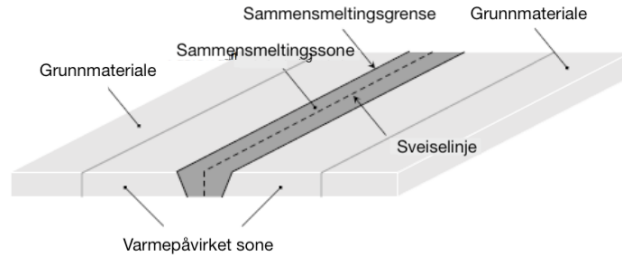
Sammenføyningen gjøres ved hjelp av et roterende verktøy. Rotasjonen varmer opp arbeidsstykkene slik at de lettere kan røres sammen til ett stykke ved plastisk deformasjon. At sammenføyningen skjer på denne måten, uten smelting, gjør at man unngår defekter som ofte oppstår ved bruk av tradisjonelle sveisemetoder [7]. Den plastiske deformasjonen skjer ved at materiale fremfor verktøyet i bevegelsesretningen flyttes bakover i forhold til bevegelsesretningen ettersom verktøyet forflytter seg. De to viktigste parametrene er altså rotasjons hastighet og sveisehastighet - hastigheten verktøyet beveger seg bortover arbeidsstykket. Andre viktige parametre er vinkel mellom verktøy og sveiseretning samt hvor dypt verktøyet er boret ned i arbeidsstykket [39].

Området påvirket av friksjonssveisingen deles inn i tre soner: nugget, termomekanisk påvirket sone (thermo- mechanically affected zone - TMAZ) og varmpåvirket sone (heat affected zone - HAZ) (Figur 2.6). I nugget rekrystalliseres materialet av den høye temperaturen og plastiske deformasjonen. Dette dannes en finkornet struktur sammenliknet med grunnmaterialet. TMAZ er preget av svært deformerte, men ikke rekrystalliserte korn. Temperaturen som nås under sveiseprosessen er den viktigste parameteren for å si noe om presipitatstrukturen omkring sammenføyningen. Å få nøyaktige temperaturmålinger er utfordrende, men studier av den resulterende mikrostrukturen tilsier at maksimaltemperaturen er mellom 400 og 500 °C [34]. Som tidligere nevnt, er temperaturen som skal til for å begynne oppløsning og vekst av  $\beta''$ -utfellinger til  $\beta'$  omtrent 240°C [7].

## 2.5 Laser hybridsveising

Laser hybridsveising er en kombinasjon av lasersveising og lysbuesveising. Hovedprinsippet i denne metoden er at laserens smelter grunnmaterialet lokalt, tett fulgt av et MIG-sveiseapparat som deponerer sveisetråd. Sveising med laser alene stiller høye krav til toleranser og forarbeid. Porøsitet er også et kjent problem ved lasersveising. Fordelen med lasersveising er at den raske smeltingen gir en smalere varmpåvirket sone enn tradisjonelle lysbue-metoder. Ettersom laserens beveger seg bortover arbeidsstykket, dannes det som omtales som et “nøkkelhull”. Dette bidrar til å overføre varme mer effektivt [40]. Ved å kombinere lasersveising med en lysbue-metode, vil deponeringen av sveisetråd hjelpe til med å kompensere for de negative effektene ved lasersveising [41]. Et mulig oppsett for hybridsveising i Figur 3.5.

Ved å bruke en lysbue-metode med lavest mulig varmetilførsel, vil en kunne dra større nytte av laserens raske smelting. “Cold Metal Transfer” (CMT) er en moderne sveisemetode utviklet tidlig på 2000-tallet. Sveisetråden trekkes tilbake når den kommer i kontakt med sveisebassenget slik at en dråpe av sveisetråden deponeres på en kontrollert måte. Dette begrenser varmetilførselen slik at de metallurgiske konsekvensene minimeres. Den minskede varmetilførselen og kontrollerte sveisetråd-deponeringen har også positive konsekvenser med hensyn til rest-spenninger og sveisekvalitet [42]. Zhang et. al. fant at CMT kombinert med laser, kan øke forbindelsens lastbærende kapasitet med 10% sammenliknet med tradisjonelle lysbue-metoder på en 6061-legering [43]. Arbeidsstykker sveist med hybridmetoden vil få samme inndeling av sveisesoner som tradisjonelle lysbue-metoder. Denne inndelingen vises i Figur 2.7.



**Figur 2.7:** Inndeling av sveisesoner i hybridsveist arbeidsstykke. Figur tilpasset fra [5].

## 2.6 Sveising og lastbærende kapasitet

Den lastbærende kapasiteten ( $f$ ) til en komponent beregnes som kraft ( $F$ ) per areal ( $A$ ) vinkelrett på kraftens retning [26]. Gitt en materialspesifikk styrke, dimensjoneres lastbærende komponenter slik at deres tverrsnittareal er stort nok til å bære lasten de er dimensjonert for i tillegg til en sikkerhetsfaktor. Den materialspesifikke styrken springer ut fra fysikalsk metallurgiske mekanismer som påvirkes ved sveising.

Ved å strekke en materialprøve og loggføre prøvens deformasjon, vil en kunne fremstille en spenning-tøyningskurve. Nominell spenning ( $f$ ) [MPa] (Ligning 2.3) og tøyning ( $e$ ) [-] beregnes ut fra prøvens opprinnelige dimensjoner som vist i Ligning 2.4:

$$f = \frac{F}{A_0} \quad (2.3)$$

$$e = \frac{L_0 + (L - L_0)}{L_0} \quad (2.4)$$

der  $F$  er kraften prøven utsettes for [N],  $A_0$  er prøvens opprinnelige tverrsnittsareal [ $mm^2$ ],  $L_0$  er prøvens eller ekstensometerets opprinnelige lengde [mm] og  $L$  er prøvens nye lengde.

I Eurocode 9 [10] defineres en styrkereduksjonsfaktor,  $\rho$ , som beregnes som forholdet mellom styrken i HAZ og grunnmaterialet (Ligning 2.5):

$$\rho = \frac{f_{o,HAZ}}{f_o} \quad (2.5)$$

Tabell 2.2 viser relevante verdier fra Eurocode 9 [10].

**Tabell 2.2:** Eurocode 9 verdier for 6082-T6 Al plater tynnere enn 6mm.

$f_o$ [MPa]	$f_u$ [MPa]	$\rho_o$	$\rho_u$
260	310	0.48	0.60

Empiriske sammenhenger gjør det mulig å omregne Vickers hardhet til lastbærende kapasitet. Ved å bruke disse sammenhengene, kan en estimere styrken til en sveist forbindelse, basert på dens hardhet. Sammenhengene for flytspenning ( $f_o$ ) og maksimal styrke ( $f_u$ ) vises i Ligning 2.6 og 2.7 å være [36]:

$$f_o = 3HV - 48.1 \quad (2.6)$$

$$f_u = 2.6HV - 39.8 \quad (2.7)$$

## 2.7 Varmeoverføring

Varmeoverføring kan foregå ved tre ulike mekanismer: konduksjon, konveksjon og stråling [44]. Grunnleggende for dem alle er termodynamikkens andre setning; at energi overføres fra områder med høyere energi til områder med lavere energi [45]. Konduksjon er varmeoverføring mellom partikler i samme medium. Et eksempel på dette er varme som brer seg i en aluminiumprofil. Fouriers konduksjonslov (Ligning 2.8) beskriver varmeoverføring ved konduksjon.  $k$  [ $Wm^{-1}K^{-1}$ ] er den materialspesifikke konduktiviteten,  $\dot{Q}_{kond}/A$  [ $Wm^{-2}$ ] er varmefluks,  $dT/dx$  er temperaturgradienten i materialet.

$$\frac{\dot{Q}_{kond}}{A} = -k \frac{dT}{dx} \quad (2.8)$$

Konveksjon er overføring av energi fra fast stoff til et fluid stoff. Legger vi vår varme aluminiumsprofil i romtemperatur, vil den overføre sin varme til omgivelsene ved konveksjon. Partiklene i luften vil varmes opp ved konduksjon, den tilførte energien gjør at disse stiger og slipper til ny og relativt kjølig luft. Dermed oppstår naturlig konveksjon. Newtons avkjølingslov 2.9 beskriver hvordan et legeme avkjøles i kaldere omgivelser.  $h$  [ $-$ ] er varmeoverføringskoeffisienten som avhenger av omgivelsenes konveksjon. Denne øker med økende konveksjon.  $\dot{Q}_{konv}/A_s$  [ $Wm^{-2}$ ] er varmefluksen over arealet som eksponeres for omgivelsene.  $T_s - T_\infty$  er temperaturdifferansen mellom legemet og omgivelsene [44].



$$\frac{\dot{Q}_{konv}}{A_s} = h(T_s - T_\infty) \quad (2.9)$$

Varmeoverføring ved stråling forutsetter kun en temperaturgradient og ikke et transporterende medium som ved konveksjon. Strålingsvarme overføres til omgivelsene ved at det varme legemet emitterer elektromagnetisk stråling. Legemets evne til å gjøre dette kvantifiseres av emmissiviteten  $\epsilon$  som kan ta verdier mellom 0 og 1.  $\dot{Q}_{str}/A_s$  [ $W/m^2$ ] er varmekraften per areal eksponert for omgivelsene.  $\sigma$  er Boltzmanns konstant:  $5.67 \cdot 10^{-8}$  [ $Wm^{-2}K^{-4}$ ] [44].

$$\frac{\dot{Q}_{str}}{A_s} = \epsilon\sigma T_s^4 \quad (2.10)$$

Det er kun under idealiserte betingelser at disse varmeoverføringsmekanismene opererer alene. I praktiske situasjoner, vil varme overføres ved et samspill mellom alle varmeoverføringsmekanismene. I visse situasjoner vil den totale varmeoverføringen  $\dot{Q}_{tot}$  domineres av en eller flere av bidragene slik at andre kan neglisjeres for å bygge mer effektive, men samtidig tilstrekkelig presise modeller. Ligning 2.11 viser hvordan de ulike mekanismene for varmetransport beskrevet i ligningene over kan summeres for å beskrive netto varmetransport i et gitt system.

$$\dot{Q}_{tot} = \dot{Q}_{kond} + \dot{Q}_{konv} + \dot{Q}_{str} \quad (2.11)$$

En varmeoverføringsrelatert problemstilling som gjør seg gjeldende ved varmebehandling i konveksjonsovnen er at en må ta høyde for at komponenten en ønsker å varmebehandle trenger tid for å komme seg opp til temperaturen den isotermske behandlingen skal være. Under antakelsen om at varmeoverføring ved konveksjon er den dominerende transportmekanismen ved oppvarming av materialet, kan en utlede følgende formel basert på Ligning 2.9 [46]:

$$T = T_0 + (T_s - T_0) \exp\left(\frac{-t}{\tau}\right), \quad (2.12)$$

der  $T$  er profilens temperatur ved tiden  $t$ .  $T_0$  og  $T_s$  er henholdsvis temperaturen i konveksjonsovnen og materialets starttemperatur.  $\tau$  er:

$$\tau = \frac{\rho C_p B_0}{2h}, \quad (2.13)$$

der  $\rho$  er materialets tetthet,  $C_p$  er materialets spesifikke varmekapasitet og  $B_0$  er profilens tykkelse.  $h$  er i varmeoverføringskoeffisienten som for tvungen konveksjon er  $\approx 20$   $W/m^2K$ . Høyere konveksjon gir høyere  $h$  og dermed raskere varmeoverføring [44].

De termiske egenskapene til aluminium endres drastisk ved smelting. Tettheten avtar brått og til omtrent halvparten av hva den er ved romtemperatur, varmekapasiteten stiger drastisk og konduktiviteten til ulegert aluminium blir halvert [40].

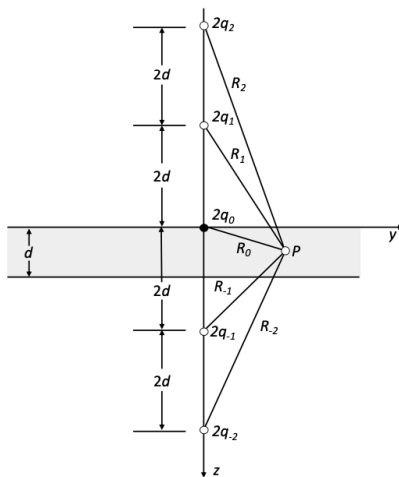
## 2.8 Modellering av varmekilde i bevegelse

Å kunne modellere et temperaturforløp i et vilkårlig punkt rundt en varmekilde i bevegelse er et viktig verktøy når en skal studere sveising av utherdbare aluminiumlegeringer. Som beskrevet tidligere, er egenskapene til denne typen legeringer svært påvirkelig av temperatur. Dette gjør seg spesielt gjeldende ved sveising, som vist i Figur 2.3.

Ved modellering av sveising er arbeidsstykkets tykkelse og termiske egenskaper sentralt. Antakelsen om et uendelig tykt arbeidsstykke som i Rosenthals løsning for tykke plater gjør seg ikke gjeldende ved sveising av tynne aluminiumprofiler. Sammen med den høye termiske konduktiviteten til aluminium, setter den endelige tykkelsen  $d$  grensebetingelsene for løsningen av ligningen for tidsavhengig, tredimensjonal varmetransport [47]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{k}{\rho C_p} \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right), \quad (2.14)$$

der  $T$  er temperatur,  $t$  er tid,  $x, y$ , og  $z$  er retningene i kartesiske koordinater,  $k$  er termisk konduktivitet [ $\text{W}/\text{m} \text{ } ^\circ\text{C}$ ]  $\rho$  er materialets tetthet [ $\text{kg}/\text{m}^3$ ] og  $C_p$  er varmekapasitet [ $\text{J}/\text{kg} \text{ } ^\circ\text{C}$ ]. Dersom en antar ved løsning av Ligning 2.14 at materialets termiske egenskaper er uavhengige av temperatur og retning (isotropi) og at ingen varme overføres til omgivelsene gjennom arbeidsstykkets overflater. Varmetransportbidragene fra Ligningene 2.9 og 2.10 er altså lik null. For å kunne hensynta dette i løsningen av Ligning 2.14, bruker man imaginære varmespeil symmetrisk fordelt om varmekilden som vist i Figur 2.8 som sørger for at netto varmeffluks over arbeidsstykkets overflater er lik null [1].



**Figur 2.8:** De imaginære varmespeilene er fordelt med avstand  $\pm 2_id$  fra punktvarmekilden  $2q_0$ . Bilde kopiert fra [1].

Figur 2.8 viser  $x, y$  og  $z$ -koordinatene brukt i Ligning 2.14. Ved å inkludere bidragene fra de imaginære varmespeilene og grensebetingelsen, blir løsningen av Ligning 2.14 [1]:

$$T - T_0 = \frac{q_0}{2\pi k} \exp\left(-\frac{vx}{2a}\right) \left( \sum_{i=-\infty}^{i=+\infty} \left(\frac{1}{R_i}\right) \exp\left(-\frac{v}{2a} R_i\right) \right), \quad (2.15)$$

der  $T$  er temperatur,  $T_0$  er starttemperatur,  $v$  er sveisehastighet [mm/s],  $a$  er beskrevet i Ligning 2.16,  $R_i$  er beskrevet i Ligning 2.17.  $q_0 = \eta UI$  er netto sveiseeffekt [W].  $\eta$  er en virkningsgradsfaktor,  $U$  og  $I$  er spenning [V] og strøm [A] brukt ved sveising.

$$a = \frac{k}{\rho C_p} \quad (2.16)$$

$$R_i = \sqrt{x^2 + y^2 + (z - 2id)^2} \quad (2.17)$$

Løsningen i Ligning 2.15 er en mellomløsning mellom Rosenthals opprinnelige løsninger for tykke og tynne plater. Her er antakelsene de samme som beskrevet over. Tilleggsantagelsene er at platetykkelsen er henholdsvis semi-uendelig og av en bestemt tykkelse. For punkter langt unna i Ligning 2.15, konvergerer løsningen mot løsningen for tynn plate. For punkter nærmere varmekilden, konvergerer løsningen mot Rosenthals løsning for tykk plate.

## 2.9 NaMo

Modelleringsverktøyet NaMo [6, 38, 48, 49] består av tre hoveddeler; en presipiteringsmodell, en arbeidsherdingsmodell og en flytspenningsmodell. Det er spesialisert for den Mg-Si-baserte 6xxx Al-legeringsserien. Nedenfor vil det gis en beskrivelse av hver av de tre hovedkomponentene i modellen. Utfellingsforløpet i 6xxx-legeringsserien er svært komplekst. Derfor gjøres nødvendigvis forenklinger i modelleringen. Modellen har imidlertid vist seg å stemme godt med eksperimentelle observasjoner. Bugten og Hamarsnes observert i sine respektive arbeider [3, 5] at NaMo gir en litt for drastisk prediksjon av styrketap ved sveising. Den varmepåvirkede sonens posisjon virker dog å kunne predikeres noenlunde nøyaktig.

### Presipiteringsmodellen

Selve kjernen i NaMo er presipiteringsmodellen. Denne danner grunnlaget for de to andre komponentene [6]. Modellen består av en ligning for kimdannelse (Ligning 2.18), en likning for vekst- eller oppløsningsrate for presipitater (Ligning 2.19) og til slutt en kontinuitetsligning som holder styr på legeringsinnholdet i matriksen (Ligning 2.20). Ligning 2.18 bruker NaMo til å beregne antall stabile kim som dannes per tidssteg [6].

$$j = j_0 \exp\left(-\left(\frac{A_0}{RT}\right)^3 \left(\frac{1}{\ln(\bar{C}/C_e)}\right)^2\right) \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (2.18)$$

Den første eksponenten i ligning 2.18 beskriver kimdanningsbarrieren  $\Delta G_{het}^*$ . Denne energi-barrieren må forseres for at kimdanning skal forekomme. Dette avhenger av konsentrasjonsgradienten mellom matriks og likevektskonsentrasjonen på grenseflaten der matriks møter presipitat samt temperatur [49]. Vi ser altså at tilgangen på legeringselementer i matriks er en forutsetning for kimdanning.

$$\frac{dr}{dt} = \frac{\bar{C} - C_i}{C_p - C_i} \frac{D}{r} \quad (2.19)$$

Neste steg i den klassiske beskrivelsen av et utfellingsforløp er vekst. Ligning 2.19 beskriver denne endringen i utfellingens radius  $r$ .  $C_i$  er den faktiske konsentrasjonen på grenseflaten mellom utfelling og matriks. Forholdet mellom  $C_i$  og  $C_e$  beskrives av Gibbs-Thompson ligning [49]. Settes denne og Ligning 2.19 sammen, kommer en frem til en kritisk utfellingsstørrelse  $r^*$ . Er partikkelen større enn denne, vil den vokse. Er den mindre, vil den løses opp [49].

$$\bar{C} = C_0 - (C_p - \bar{C}) \sum_1 \frac{4}{3} \pi r_i^3 N_i \quad (2.20)$$

Ligning 2.20 beregner den gjennomsnittlige konsentrasjonen av legeringselementer fritt løst i matriks på hvert tidssteg [6]. Setter vi ligningene 2.18, 2.19 og 2.20 sammen, får vi en presipiteringsmodell som ved en gitt legeringssammensetning gir oversikt over legeringens presipitatstruktur. Dette er svært sentralt da herdebidraget fra presipitater er det viktigste bidraget i utherdbare legeringer som 6xxx-serien. Figur 2.9 viser presipiteringsmodellens posisjon i NaMo og hvordan den danner grunnlaget for de andre modellkomponentene.

## Arbeidsherdingsmodellen

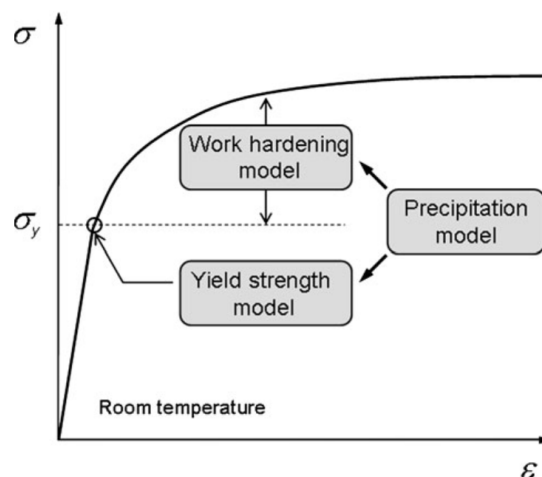
Plastisk deformasjon øker legeringens styrke som følge av økt dislokasjonstetthet. Dette kalles arbeidsherding. NaMo medregner bidragene fra fast løste legeringselementer, deformerbare-, og ikke deformerbare utfellinger [6]. I artikkelen [6] vises det til eksperimentelle resultater som tilsier at fast løste legeringselementer og små, ikke-deformerbare utfellinger kan betraktes under ett. Dette forsvarer ved at arbeidsherdingsoppførselen har blitt observert å være lik for naturlig eldede (T4)-legeringer og legeringer i bråkjølt tilstand.

Ashby [50] foreslår et skille mellom geometrisk nødvendige dislokasjoner og statistisk lagrede dislokasjoner. Behovet for denne diskretiseringen melder seg når en skal analysere plastisk deformasjon i flerfase-legeringer som eldede 6082-legeringer. De utfelte fasene og Al-matriksen har ulik tilbøyelighet til deformasjon. Dette medfører at graden av plastisk deformasjon varierer i legeringens mikrostruktur. For å muliggjøre dette, innfører Ashby geometrisk nødvendige dislokasjoner hvis tetthet skrives som  $\rho_g$ . Statistisk lagrede dislokasjoner,  $\rho_s$ , er typen dislokasjoner som gir arbeidsharding i enkrystaller. Den totale dislokasjonstettheten er summen av bidragene fra disse to typene:  $\rho_t = \rho_g + \rho_s$ .

Bidraget fra  $\rho_s$  neglisjeres dersom  $\lambda_g$  er mindre enn  $\lambda_s$  og  $\rho_g$  kan neglisjeres i det motsatte tilfellet [50].  $\lambda_g$  er distansen en geometrisk nødvendig dislokasjon reiser før den lagres i for eksempel en Orowanløkke. Denne distansen avhenger av legeringens mikrostruktur og utfellingstetthet.  $\lambda_s$  kan måles som distansen mellom glidelinjene som viser seg ved strekking av en polert enkrystalprøve. Små, deformerbare partikler påvirker  $\rho_s$  og større, ikke-deformerbare Orowanpartikler påvirker  $\rho_g$  [6]. Bidragene til dislokasjonstettheten er altså avhengig av presipitatstrukturen. Dette viser hvordan arbeidshardingsmodellen avhenger av presipiteringsmodellen som vist i Figur 2.9. Ligning 2.21 viser arbeidshardingsbidraget  $\sigma_d$  i Ligning 2.22:

$$\sigma_d = \alpha M \mu b \sqrt{\rho_g + \rho_s} \quad (2.21)$$

I ligningen er  $\alpha$  en enhetsløs konstant tilnærmet lik 0.3.  $\mu$  er skjærmodulen hvis temperaturavhengighet medregnes i NaMo [38].  $M$  er den teksturbeskrivende, enhetsløse Taylorfaktoren og  $b$  er størrelsen på Burgers vektor som også er avstanden mellom to atomposisjoner i matriksen [26]. Endringen i  $\rho_g$  og  $\rho_s$  beskrives som funksjon av plastisk deformasjon. Disse funksjonene avhenger av material- og mikrostrukturavhengige konstanter som finnes eksperimentelt [38]. Felles for dem begge er at endringen i  $\rho$  er nettoeffekten av dislokasjoner som blir lagret (+) og dislokasjoner som annihileres.



**Figur 2.9:** Figuren viser hvor de ulike komponentene i NaMo opererer på spenning-tøyningskurven og at presipiteringsmodellen danner grunnlaget for de to andre komponentene. Kopiert fra [6].

## Flytspenningsmodellen

NaMo bruker presipitatstrukturen beregnet av presipiteringsmodellen til å beregne flytspenningen ved romtemperatur. Herdebidragene som tas med i beregningen er presipitatherdingen ( $\sigma_p$ ), fast løsningsherding ( $\sigma_{ss}$ ) og arbeidsherdingsbidraget beskrevet i Ligning 2.21. Herdebidraget fra elementer i fast løsning kommer i hovedsak fra de substitusjonelt løste elementene Mg, Si og Cu. I NaMo summeres herdebidragene som i ligning 2.22 [38]. Som empirisk har vist seg å være en god tilnærming.  $\sigma_i$  er flytspenningen i ren aluminium og kan generelt anslås til å være omtrent 100 MPa[8]. Ved at presipitatstrukturen oppdateres for hvert tidssteg, vil en også kunne beregne styrkeutviklingen som funksjon av tid. Dette gir god innsikt i eldingsforløpet som med rimelig sikkerhet kan predikeres for en gitt Al-Mg-Si-legering.

$$\sigma_y = \sigma_i + \sigma_{ss} + \sigma_p + \sigma_d \quad (2.22)$$

Bidraget fra elementer i fast løsning beregnes som summen av bidragene fra hvert ulike element:

$$\sigma_{ss} = \sum_{i=0} k_i C_i^{2/3}, \quad (2.23)$$

der  $k_i$  er en elementspesifikk konstant og  $C_i$  er konsentrasjon og hentes gjennom koblingen mellom presipiteringsmodellen og flytspenningsmodellen. Partikkelherdingsbidraget,  $\sigma_p$ , beregnes som summen av bidrag fra deformerbare ( $< r^*$ ) og ikke-deformerbare ( $> r^*$ ) partikler. Her hentes også konsentrasjonen av disse fra presipiteringsmodellen [38].

## 3 Eksperimentelt

### 3.1 Grunnmateriale

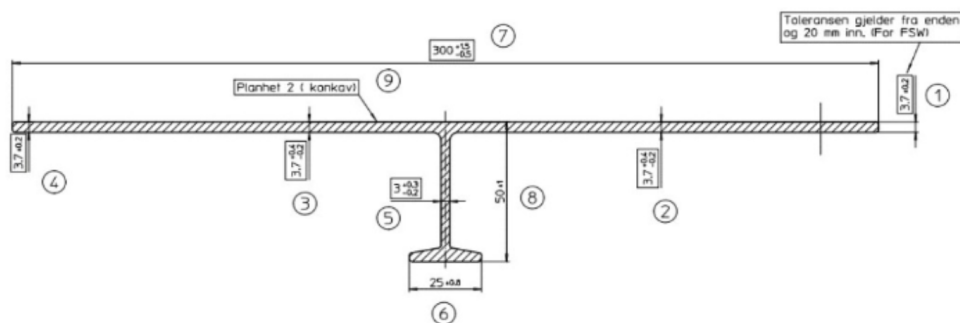
Materialet som ble brukt i alle de praktiske forsøkene i dette arbeidet var en ekstrudert plateprofil i 6082.53-legering fra Hydro Sunndalsøra. Legeringssammensetning finnes i Tabell 3.1.

**Tabell 3.1:** Legeringssammensetning 6082.53 angitt i vektprosent. Resterende vekt antas å være ren aluminium.

Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Cr
1.01	0.80	0.19	0.06	0.54	0.15

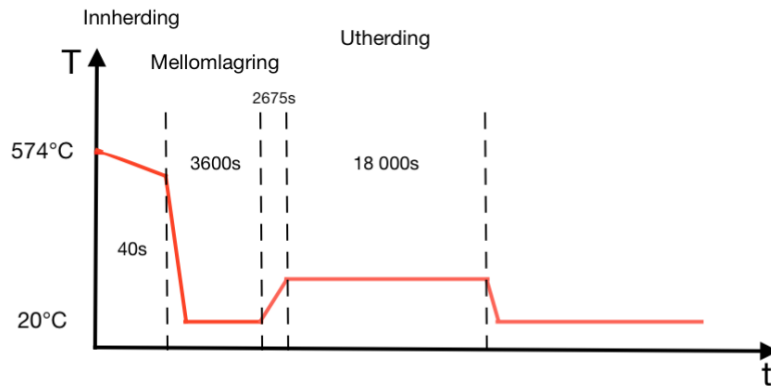
Etter utstøpning ble legeringen homogenisert ved 555°C i fire timer. Før ekstrudering hos Hydal Aluminium Profiler AS ble legeringen forvarmet til  $\approx 490^\circ\text{C}$ . Den ekstruderte profilens tverrsnitt kan sees i Figur 3.1. Profilen er prosessert på samme måte og legeringen er den samme som 6082.53-legeringen brukt i [3] og [4]. Beskrivelsen av grunnmaterialet er hentet derfra.

Etter ekstrudering ble profilen kjølt med vannspray. Denne traff profilen fire meter etter at profilen hadde kommet ut av ekstruderingsverktøyet. Gitt en hastighet på 6,1m/min [3], ble profilen kjølt i luft ved romtemperatur i 40 sekunder. Gitt en temperatur på  $\approx 574^\circ\text{C}$  ut av ekstruderingsverktøyet [3], kan en finne ved Ligning 2.12 og verdiene i Tabell 4.1 at temperaturen ved begynnelsen av vannkjølingen var  $\approx 505^\circ\text{C}$ . Ved tilnærming i NaMo, kan en anslå at det tok 13 sekunder for profilen å nå romtemperatur ( $20^\circ\text{C}$ ). Dette diskuteres videre i kapittelet om modellering. Etter bråkjølingen var legeringen i innherdet tilstand og hadde sine legeringselementer og vakanser i fast løsning.



**Figur 3.1:** Tverrsnitt av ekstrusjonsprofil sett parallelt med ekstruderingsretningen.

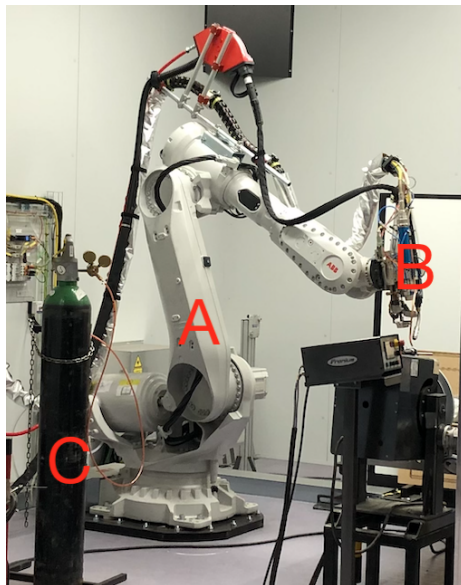
Deretter ble legeringen kunstig eldet ved Hydal Aluminium Profiler AS ved  $185^\circ\text{C}$  i fem timer til T6-tilstand [3]. Her gjøres en antakelse ved modellering om mellomlagring på en time mellom inn- og utharding. Oppvarmingshastigheten til varmuthardingstemperatur var  $3,7^\circ\text{C}/\text{min}$ . Temperaturforløpet for grunnmaterialet i T6-tilstand vises i Figur 3.2. Det antas at profilen ble kjølt raskt slik at den etter varmutharding var tilbake ved romtemperatur etter 10 sekunder.



**Figur 3.2:** Temperaturforløp for grunnmateriale i T6-tilstand. Figuren er ment som illustrasjon, skaleringen er ikke korrekt.

### 3.1.1 Friksjonssveising

Friksjonssveisingen ble gjort hos Marine Aluminium AS. Beskrivelsen er hentet fra [3] hvor samme type materiale ble brukt. To profiler med tverrsnittet som i Figur 3.1 ble friksjonssveist sammen slik at symmetriaksen gikk vertikalt på høyre ende av figuren. Før sveising ble endene som skulle sammenføres renset med etanol. Det ble benyttet en sveisehastighet på 3m/min og sveisingen tilførte en varme på 0.22kJ/mm.



**Figur 3.3:** Robotarm med påmontert lasersystem og sveiseapparat. Lasersystemet ble brukt til forsøkene med lokal varmebehandling. Lasersystemet sammen med sveiseapparatet ble brukt sammen til hybridsveising av arbeidsstykker i innherdet tilstand. A - Robotarm, B - Lasersystem og sveiseapparat, C - Dekkgass (Ar) til sveising.



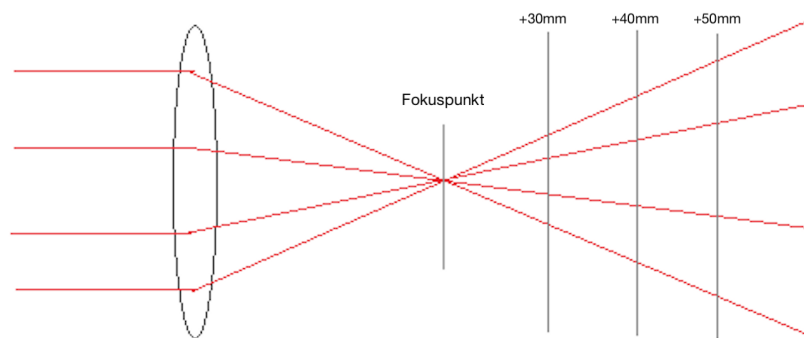
## 3.2 Lokal varmebehandling

Et av de to målene i dette arbeidet var å teste hvorvidt lokal påvirkning av presipitatstrukturen i arbeidsstykket var mulig å påvirke ved bruk av laser. Det ble gjort forsøk med stasjonær laser og laser i rettlinjjet bevegelse. I alle forsøkene ble det brukt et lasersystem fra Permanova AB med 16kW kapasitet montert på en ABB robotarm (Figur 3.3). Alle praktiske forsøk gjort med lokal laser-varmebehandling ble gjort på 6082.53-legeringen i T6-tilstand.

### 3.2.1 Stasjonær laser

Tre ulike effekter ble testet ved tre ulike grader av defokusering, alle med en holdetid på 30 sekunder. I Tabell 3.2 vises den eksperimentelle matrisen for forsøkene med stasjonær laser. Den viser at det totalt ble utført ni forsøk. I alle forsøkene ble laserens vinkel konstant holdt 9° moturs fra prøvestykkets normalplan. I hvert forsøk ble temperaturen målt med en frekvens på 1Hz ved to punkter midt i platetykkelsen. Ett punkt rett under laserens treffpunkt og ett punkt 15mm fra laserens treffpunkt. Her er det viktig å sikre god mekanisk kontakt mellom profil og termoelement for å oppnå nøyaktige og presise målinger.

Med defokusering menes avstand fra laserstrålens fokuspunkt til laserens treffpunkt på arbeidsstykket. Som vist i Figur 3.4 angis positiv defokusering bortenfor fokuspunktet sett fra linsen. Negativ defokusering vil bety at laseren treffer prøvestykket før fokuspunktet. Forsøkene ble gjort på 3.8mm tykke ekstruderte plater i 6082.53-legering (Tabell 3.1) i T6-tilstand. Før hvert forsøk ble oksidsjiktet på arbeidsstykkets overflate fjernet med stålbørste der laseren skulle treffe og overflaten vasket med acetone.



**Figur 3.4:** Defokusering ble gjort ved å endre aluminiumprofilens avstand fra fokuspunktet. Positiv og negativ defokusering betyr at laserstrålen treffer arbeidsstykket henholdsvis til høyre og venstre for fokuspunktet. Figuren er kun ment som illustrasjon og skala er ikke korrekt.

**Tabell 3.2:** Eksperimentell matrise stasjonær laser. Hvert forsøk ble gjort én gang men en holdetid på 30 sekunder.

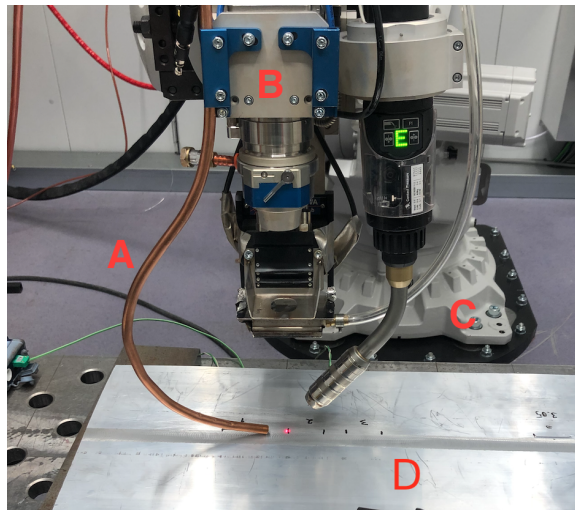
Effekt	Defokusering	+30mm	+40mm	+50mm
570W		30 sek.	30 sek.	30 sek.
720W		30 sek.	30 sek.	30 sek.
920W		30 sek.	30 sek.	30 sek.

### 3.2.2 Bevegelig laser

Forsøkene med bevelig laser undersøker om en kan kompensere for den forkortede holdtiden en lokal varmebehandling på et arbeidsstykke i bevegelse innebærer ved å skru opp laserens effekt.

Seks tester med bevegelig laser ble gjennomført. Alle forsøkene ble gjort med samme grad av defokusering (-27mm) (Figur 3.4). Dette ga et bestrålt punkt med  $\approx 3\text{mm}$  diameter. Tre ulike effekter: 2,27kW, 2,66kW og 3,05kW ble prøvd. Valget av disse baserte seg på tidligere arbeider [5, 11]. Disse tre effektene ble brukt ved bestråling av overflate med og uten oksidsjikt rett utenfor den varmepåvirkede sonen på en friksjonssveist plate i 6082.53-legering. Oksidsjikt ble fjernet rett før hvert forsøk med stålbørste. Før alle forsøk ble arbeidsstykkets overflate vasket med aceton.

Et termoelement ble festet i hull boret halvveis inn i platens tykkelse på motsatt side av laserens treffpunkt. For å få termoelementet til å sitte fast i hullet og for å sikre kontakt mellom det og aluminiumprofilen ble materialet rundt hullene deformert rundt termoelementets ledninger ved hjelp av hammer og meisel. Temperaturmålingene ble gjort med en frekvens på 1Hz. Laseren bestrålte en stripe hvor termoelementet var festet midt på. Bestrålingen skjedde med  $12^\circ$  vinkel fra platens normalplan og med en hastighet på 10mm/s. Figur 3.5 viser robotarmen med påmontert laser som ble brukt i forsøkene.

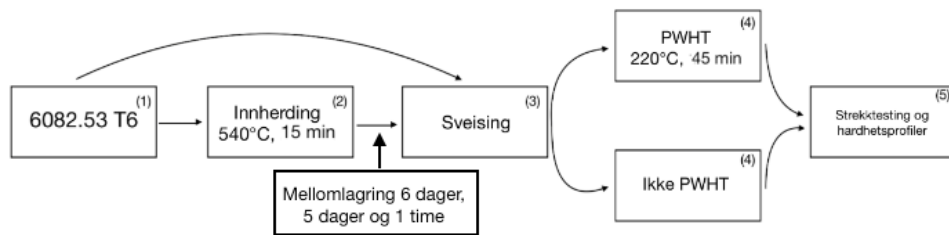


**Figur 3.5:** Lasersystemet brukt i forsøkene med lokal varmebehandling og hybridsveising. A - Argon ble sendt over varmebehandlingsområdet for å begrense interaksjon med omgivelsene. B - lasersystemet. C - MIG sveiseapparat. D - Arbeidsstykke

Det ble deretter målt hardhetsprofiler i midten av platens tykkelse på tvers av sveiselinjen for å sammenlikne laserbehandlet materiale og HAZ upåvirket av laser. Hardhetsprofiler ble også samlet vertikalt fra laserens treffpunkt i platens overflate til motsatt ende i profilens tykkelsesretning. Dette resulterte i 11 målepunkter jevnt fordelt i platens tykkelse. Hardhetsprofiler av sveis med og uten laserbehandling ble målt  $\pm 15\text{mm}$  fra sveiselinjen med en måling per millimeter.

### 3.3 Sveising i innherdet tilstand

Diagrammet i Figur 3.6 viser materialflyten i forsøkene. Plater (300mmx150mm) kuttet fra venstre side av flensen i Figur 3.1 ble innherdet og sveiset med hybridmetoden beskrevet under med varierende lagringstid mellom innherding og sveising. Det er dette oppholdet som omtaltes som mellomlagring i det følgende. Oppholdet mellom sveising og ettervarming (PWHT) er å anse som likt for alle prøvene. Halvparten av de sammensveiste platene gjennomgikk en varmebehandling etter sveising (PWHT) slik at effekten mellomlagring hadde på PWHT kunne undersøkes. Til slutt ble hardhetsprofiler og strekktester utført som beskrevet i egne delkapitler. Figur 3.6 viser at noe materiale gikk til sveising i T6-tilstand.



**Figur 3.6:** Materialflyt i forsøkene med sveising i innherdet tilstand. Tidsanvisningen på varmebehandlingene henviser til total oppholdstid fra innlegging av romtemperert arbeidsstykke i forvarmet ovn til bråkjøling i vannbad.

#### 3.3.1 Innherding

For å undersøke effekten av å sveise legeringen i innherdet tilstand, ble 6082.53-legeringen som var i T6-tilstand innherdet på nytt. Dette ble gjort i forvarmet konveksjonsovn ved 540°C i 15 minutter etterfulgt av bråkjøling i vann. Viften i konveksjonsovnen sørget for mer effektiv og homogen oppvarming av materialet. Arbeidsstykkene på 30cmx15cmx0.38cm ble lagt inn i forvarmet ovn og innherdet en etter en.

#### 3.3.2 Hybridsveising

Oppsettet brukt ved sveisingen vises i Figur 3.5. Sveiseparametrene brukt oppsummeres i Tabell 3.3. Overflatene som skulle sveises mot hverandre ble maskinert slik at de ble plane og parallelle. Deretter ble de punktsveist sammen i hver ende og i midten av den planlagte sveiselinjen. I forhold til arbeidsstykkenes normalplan hadde laserstrålen en vinkel på 13,5 grader moturs og CMT-apparatet en vinkel på 30 grader medurs. Øvrige vinkler antas å være av neglisjerbar praktisk betydning. Normalplanet brukt som referanse her er det som står vinkelrett på sveiseretningen.

CMT-apparatet fulgte 1cm bak laserens treffpunkt. Laserstrålen traff arbeidsstykkets overflate 1 mm før fokuspunktet (Figur 3.4). Sveisingen ble utført på plater med fem og seks dager lagringstid mellom innherding og sveising samt på materiale innherdet en time før sveising. Sveistråden som ble brukt var av 5183-aluminiumlegering (Safra AlMg4,5Mn). Legeringssammensetning for sveistråden vises i Tabell 3.4. Leverandøren oppga en flytspenning ( $f_o$ ) på 130MPa, en maksimal styrke ( $f_u$ ) på 275MPa for legeringen i sveist tilstand. Sveisingen ble utført ved Sintef.

**Tabell 3.3:** Sveiseparametre laser hybrid-sveising.

Strøm [A] (CMT)	Spenning [V] (CMT)	Sveisehastighet [mm/s]	Effekt (laser) [W]
137	19.5	16.66	2950

**Tabell 3.4:** Legeringssammensetning 5183 sveistråd i vektprosent. Hentet fra leverandørs nettside (Safra).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0.40	0.40	0.10	0.50-1.0	4.30-5.20	0.05-0.25	0.25	0.15

### 3.3.3 PWHT

PWHT (post weld heat treatment) ble utført ved at romtempererte, sveiste prøvestykker ble lagt inn i konveksjonsovn forvarmet til 220°C. Ferdige strekkstaver (Figur 3.7) ble varmebehandlet i sin helhet.

For å finne hvor lang tid disse skulle ligge i ovnen, ble varmutherdingsforløp i saltbad ved 220°C dokumentert, og tiden det tok å varme opp prøvestykkene til 220°C i konveksjonsovn beregnet ved Ligning 2.12. Løses denne for  $t$ , gir det Ligning 3.1. Med verdier fra Tabell 4.1,  $\tau = 229s$ ,  $T = 220^\circ C$ ,  $T_s = 25^\circ C$  og  $T_0 = 225^\circ C$  gir dette en oppvarmingstid på 15 minutter.

$$t = -\tau \ln \left( \frac{T - T_0}{T_s - T_0} \right) \quad (3.1)$$

Det ble utført forsøk som dokumenterte 6082.53-legeringens utherdingsforløp, både ved varm- og kaldutherdings. Kaldutherdingsforløpet ble dokumentert ved å la et innherdet prøvestykke ligge i romtemperatur. Målinger ble tatt av denne etter en time, et døgn, en uke, og en måned. Varmutherdingsforløpet ble dokumentert ved å innherde prøvestykker i konveksjonsovn forvarmet til 540 °C i 15 min. Med en time og en måneds mellomlagring ble to serier varmuthertet i saltbad som holdt 220 °C. Ulike prøver ble tatt ut av saltbadet og bråkjølt i vann etter logaritmisk fordelte tidsopphold. Gjennomsnittet av fem målinger ved hver måletid med tilhørende 90% konfidensintervall ble brukt for å dokumentere forløpene. Forløpene ble brukt til å finne den styrkeutviklingsmessig optimale oppholdstiden ved PWHT-temperaturen for den sveiste forbindelsen.

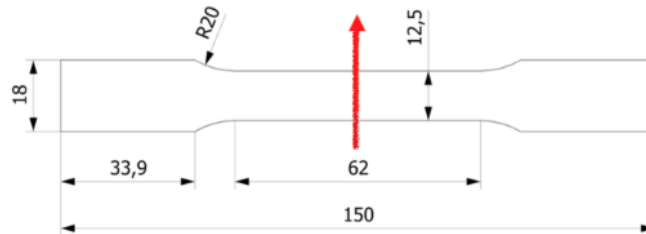
Disse hensynene ga en total tid for prøvestykkene i konveksjonsovnen på 45 minutter. Her ble det antatt at isothermisk varmebehandling ved 220°C foregikk de siste 30 minuttene av oppholdet i konveksjonsovnen.

### 3.3.4 Strekktesting og DIC (Digital Image Correlation)

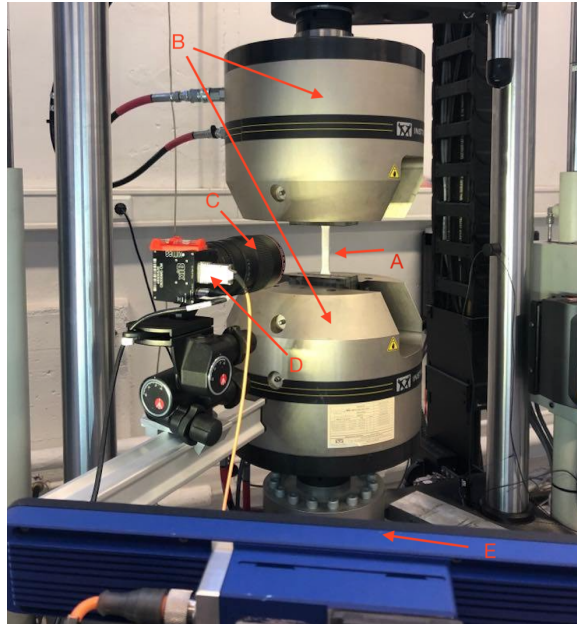
Strekkstaver ble vannkuttet på tvers av sveisen (Figur 3.7). Ingen maskinering ble gjort av sveisen før strekktesting, slik at sveisemetallet ble liggende på som vist i Figur 3.9. Dette gjorde at prøvestavene hadde en fortykning på den ene siden. På den andre siden var prøvene til sammenlikning plane. Med unntak av sveisen, beholdt prøvene den opprinnelige platetykkelsen på 3.8mm.

Den ferdige prøvestaven ble spraylakkert hvit med sorte prikker før strekktesten ble utført. Lakkeringen ble gjort for å gi en homogen bakgrunn (hvit) med et vilkårlig mønster (sorte prikker). DIC-programvare ble brukt til å beregne de sorte prikkenes bevegelse ettersom prøven ble deformert. En kunne dermed følge deformasjonsforløpet gjennom strekktesten. Oppsettet for strekktesting og DIC kan sees i Figur 3.8. Det hydrauliske strekktest-apparatet fra Instron hadde en kapasitet på 250kN. Strekktestene ble kjørt med en strekk-hastighet på 1mm per minutt til brudd oppsto i prøven. Den kunstige lyssettingen sørget for at lysforholdene holdt seg mest mulig konstante. Dette var viktig for at kameraet skulle fange opp bilder som kunne la seg analysere av DIC (digital image correlation)-programvaren.

DIC-programvaren brukt her er den NTNU-utviklede programvaren eCorr. Det ble lagret fem bilder per sekund. Etter innhenting av disse, ble det i eCorr generert et 50 x 50 pixler mesh som dekket prøvestavens innsnevrede område som vist i Figur 3.10. Vektoren vist på figuren ble brukt som et virtuelt ekstensometer. Ved å beregne antall pixler per millimeter for bildene tatt av hver prøve, ble vektorens lengde satt til å være 50mm før deformasjon inntraff ( $L_0$ ). Nominell spenning-tøyningskurve kunne dermed fremstilles. De sveiste strekkstavene er navngitt som vist i Tabell 3.5.



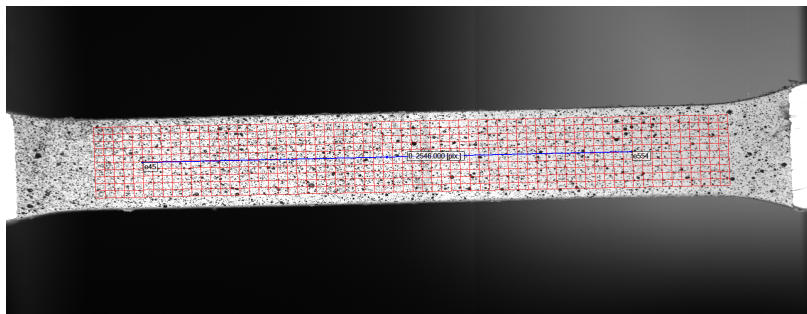
**Figur 3.7:** Maskintegning for vannkutting av strekkstaver. Rød linje representerer sveiselinjen og lengder angitt i millimeter. Tegning kopiert fra [5]. Pilens retning angir sveise- og ekstruderingsretning. Prøvene beholdt den opprinnelige platetykkelsen på 3.8mm.



**Figur 3.8:** Oppsett for strekktesting med kamera og lyssetting for DIC. A - strekkstavn, B - gripemekanisme, C - kamera, D - kobling fra kamera til PC og E - LED lyskilde.



**Figur 3.9:** Strekkprøve sett fra siden. Ingen maskinering ble gjort av sveisen før strekktesting.



**Figur 3.10:** Mesh og vektor i eCorr programvaren. Vektoren erstatter analogt ekstensometer. Prøvestav lakert hvit med sorte prikker for å gjøre bildekorrasjon mulig.

**Tabell 3.5:** Navn på sveiste prøver. Bokstav angir mellomlagringstid, tall angir om sveisen ble ettervarmet (PWHT) eller ikke.

Prøvenavn	Beskrivelse
A1	Sveist i T6-tilstand
A2	Sveist i T6-tilstand, PWHT
B1	Mellomlagring en time
B2	Mellomlagring en time, PWHT
C1	Mellomlagring fem dager
C2	Mellomlagring fem dager, PWHT
D1	Mellomlagring seks dager
D2	Mellomlagring seks dager, PWHT

### 3.3.5 Hardhetsmåling

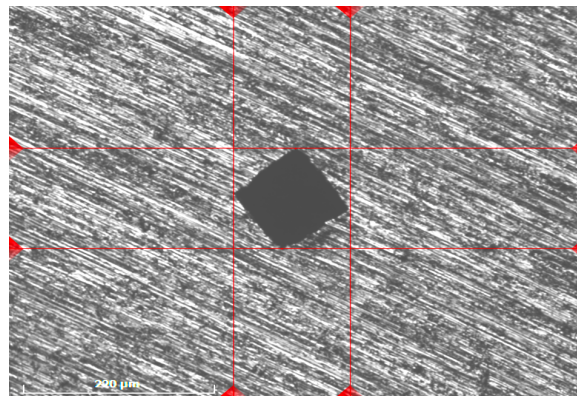
Alle hardhetsmålinger i dette arbeidet ble gjort parallelt med sveise- og ekstruderingsretningen.

Vickers hardhetstest utføres ved at et kvadratisk avtrykk gjøres i materialet. Gjennomsnittslengden av de to diagonalene i dette avtrykket brukes til å beregne materialets hardhet som funksjon av den påtrykte lasten. På moderne hardhetsmålerapparater måles diagonalene digitalt på forstørrede bilder av avtrykket. I henhold til EN ISO 6507 blir hardhet beregnet etter formelen:

$$HV = \textit{konstant} \cdot \frac{F}{d^2}, \quad (3.2)$$

der  $d^2$  er den gjennomsnittlige diagonalavstanden og  $F$  den påtrykte lasten.

Alle hardhetsmålinger i dette arbeidet ble utført under en last på 1kg med en holdetid på ti sekunder. Prøvene ble planslipt med SiC-pussepapir. Målingene ble gjort på en Struers Duramin-40 hvor målemønstre ble programmert inn slik at hardhetsprofiler av de varmepåvirkede sonene ble målt mer effektivt og med mer regelmessig avstand mellom målepunktene. Figur 3.11 viser et eksempel på et avtrykk med diagonalmålinger. Prøvene det ble innhentet hardhetsprofiler av tilsvarer de det ble gjort strekkprøver av og navnene brukt er vist i Tabell 3.5. Samme fremgangsmåte som beskrevet her ble også benyttet ved dokumentasjon av utherdingsforløp.



**Figur 3.11:** Vickers hardhetsavtrykk med diagonalmålinger (10x forstørring).

### 3.4 Lysmikroskopi

Lysmikroskopi ble brukt for å undersøke mikrostrukturene til ulike prøver. Prøveprepareringen var felles for alle og besto av innstøping i epoxy, plansliping, polering og anodisering.

For å gjøres mer håndterbare, ble prøvene støpt inn i en to-komponent epoxy-herdeplast. Denne herdet over natten i avtrekkskap før neste steg i prøveprepareringen. Neste steg var plansliping hvor gradvis mer finkornet silisiumkarbid-disker ble brukt. Prøvene ble slipt vinkelrett på forrige slipesteg for å kontrollere at det finere steget hadde fjernet ripene fra det foregående steget.

Etter sliping ble prøvene polert med diamantsuspensjon på spesialiserte poleringsdisker. Før første poleringssteg og mellom hvert poleringssteg ble prøvene rensert i et ultralyd-bad for å unngå at forurensninger påvirket poleringsresultatet. Her ble det brukt diamantsuspensjoner med  $3\mu\text{m}$  og  $1\mu\text{m}$  store partikler i den rekkefølgen. Et kompromiss ble gjort mellom poleringstid og påtrykt kraft slik at poleringspartikler i minst mulig grad forurenses prøven.

Etter polering ble prøvene anodisert ved 20V i en 5%  $\text{HBF}_4$ -løsning (Bakers løsning) i 90 sekunder. Anodiseringen gjorde at korn kunne skilles fra hverandre under polarisert lys med kryssede polarisatorer i lysmikroskopet. Til mikroskopering ble Zeiss Axio Vert. A1 brukt.

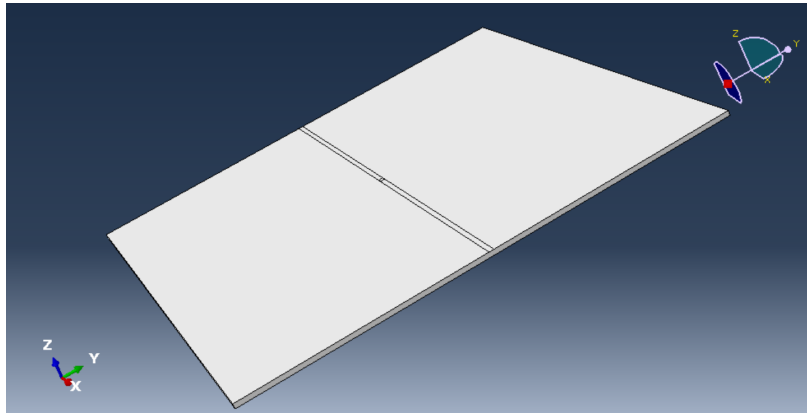


## 4 Modellering

Modelleringer ble gjort i endelig element-analyseverktøyet Abaqus og i det Hydro-utviklede mikrostruktur-modelleringsverktøyet NaMo. Målet med disse var å simulere lokale varmebehandlinger og hvordan temperaturforløpene påvirket legeringens styrke.

### 4.1 Stasjonær varmebehandling i Abaqus

For å supplere og generalisere funnene gjort i de praktiske forsøkene, ble en standard eksplisitt varmeoverføringsmodell laget i Abaqus. Denne modellen ble brukt sammen med eksperimentelle data til å finne virkningsgraden for varmeoverføring fra laserstrålen til aluminiumprofilen. Abaqus-modellen besto av en kvadratisk  $0.3\text{m} \times 0.3\text{m} \times 0.003\text{m}$  ekstrusjon (lengde x bredde x tykkelse). Platen ble delt opp i  $0.0015\text{m} \times 0.0015\text{m} \times 0.0005\text{m}$  ( $l \times b \times t$ ) store elementer (mesh). Figur 4.1 viser det kvadratiske prøvestykket i Abaqus.



**Figur 4.1:** Prøvestykke for simulering av lokal, stasjonær varmebehandling.

Tabell 4.1 oppsummerer materialkonstantene brukt i i simuleringene. Interaksjon med omgivelsene ble tatt høyde for ved å definere de nødvendige konstanter for at de tre varmeovertransportmekanismene beskrevet av Ligningene 2.8, 2.9 og 2.10. Det absolutte nullpunkt ble satt til  $-273,15$  slik at temperaturskalaen ble  $^{\circ}\text{C}$ . Omgivelsenes temperatur ble satt til  $25^{\circ}\text{C}$ .

I midten av denne platens overflate ble en varmekilde påført et kvadratisk område på  $9\text{mm}^2$  i 30 sekunder. Samme holdetid som laseren i de praktiske forsøkene. For å finne virkningsgraden, ble det gjennom prøving og feiling funnet varmekilder som ga samme maksimaltemperatur i midten av platens tykkelse som målt i de praktiske forsøkene. Omregnet fra flux ( $\text{W}/\text{mm}^2$ ) til effekt ( $\text{W}$ ), er den simulerte effekten å regne som nettoeffekten av laserstrålingen etter luft-metall-overgangen.

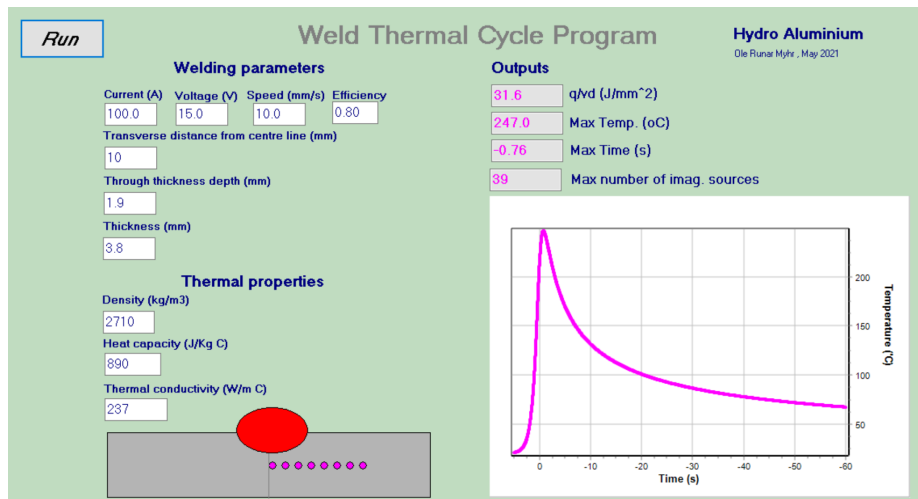
For å undersøke størrelsen på den varmepåvirkede sonen ved en lokal varmebehandling som ga lokal innherding, ble en tilstrekkelig netto-effekt simulert og temperatur-tid-data hentet ut fra noder radielt ut fra den påførte varmekilden. Disse dataene kunne brukes i NaMo for å kartlegge de mikrostrukturelle endringene den simulerte varmebehandlingen medførte.

Tabell 4.1: Varmetransportegenskaper aluminium

Parameter	Verdi
$k$	$237 \text{ W m}^{-1} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ [40]
$h$	$20 \text{ W/m}^2 \text{ K}$ (Tvungen konveksjon)
$\epsilon$ (emmisivitet)	0.1
$C_p$	$890 \text{ J kg}^{-1} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$
$\rho$	$2710 \text{ kg m}^{-3}$

## 4.2 Temperaturforløp bevegelig varmekilde

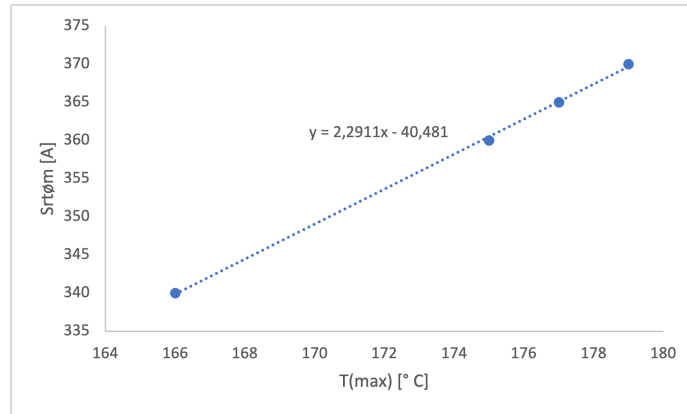
Ligning 2.15 kan som beskrevet brukes til å modellere temperaturforløpet ved et vilkårlig punkt innenfor ligningens gyldighetsområde. Er punktet for nært inntil eller fjernt fra varmekilden, vil løsningen på Ligning 2.14 konvergere til andre løsninger enn den som er brukt her. Ligning 2.15 er implementert med grafisk brukergrensesnitt av O.R. Myhr. Denne implementasjonen brukes i dette arbeidet sammen med NaMo for å predikere hardhetsprofilene etter sveising av 6082.53-legeringen (Tabell 3.1) i ulike tilstander. Et eksempel på bruk av programvaren vises i Figur 4.2:



Figur 4.2: Eksempel på inn- og utdata i Weld Thermal Cycle Program. Generiske sveiseparametre ble brukt til å illustrere hvordan man kan hente ut temperaturforløp på et bestemt punkt i forhold til platens tykkelse og avstand fra sveiselinje.

Påvirkningen den lokale varmebehandlingen utført med bevegelig laser hadde på presipitastrukturen kan modelleres ved å bruke temperaturmålingene i de praktiske forsøkene til å kalibrere inndata i Weld Cycle Program. Dermed kan tilnærminger til temperaturforløp flere punkter vekk fra det ene målepunktet direkte under laserens trefflinje simuleres. Disse kan brukes til å modellere mikrostrukturpåvirkningen i NaMo.

For å kalibrere inndata for dette formålet, ble målingene i Tabell 5.1 brukt. I Weld Cycle Program ble spenning [V] satt lik 1, hastighet [mm/s] satt lik 10 og virkningsgrad ( $\eta$ ) antatt til 0.8. Strøm [A] ble variert og  $T_{max}$ -verdier ble innhentet for ulike verdier av  $q_0$  ( $q_0 = \eta UI$ ). Lineær regresjon ble utført i MS Excel for å finne strøm [A] som funksjon av  $T_{max}$ . Regresjonslinjen med tilhørende funksjonsuttrykk vises i Figur 4.3. For å etterprøve denne ble målte  $T_{max}$ -verdier satt inn i funksjonsuttrykket og strøm-verdien fra dette ble satt inn i Weld Cycle Program. Modellen effektiviserte letingen etter passende strøm-verdier for å tilnærme de målte temperaturene i Weld Cycle Program.



**Figur 4.3:** Det lineære forholdet mellom strøm [A] og maksimal temperatur direkte under varmekilden. Temperaturverdiene er hentet ut fra Weld Cycle Program.

En alternativ fremgangsmåte er å først bruke NaMo og hardhetsmålingene presentert i Figur 5.4 til å finne temperaturen som ga hardhetsprofilen i midten av laserstrålens trefflinje. Når dette er gjort, kan en bruke fremgangsmåten over til å kalibrere inndata i Weld Cycle Program som gir den antatte temperaturen i midten. Deretter kan temperaturdata fra punkter vekk fra midten hentes fra Weld Cycle Program og settes inn i NaMo.

### 4.3 Lokal varmebehandling i NaMo

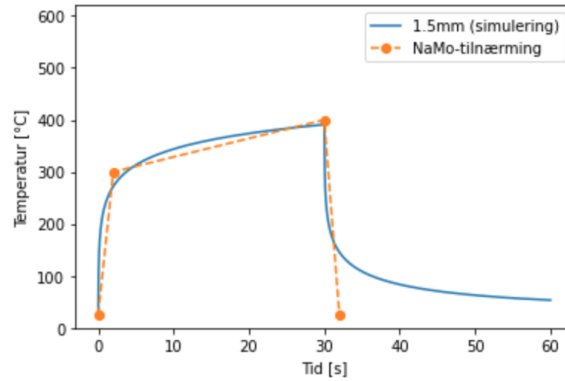
I dette arbeidet ble NaMo versjon 3.8 (september 2021) brukt. Grunnmaterialets tilstand før lokal varmebehandling ble tilnærmet som vist i Figur 3.2. Her er avkjølingen i luft fra 574°C til 505 °C utelatt ettersom dette skjedde over temperaturen for innherding (Figur 2.3). Dispersoidene i 6082.53-legeringen gjør utherdingspotensialet spesielt sensitivt for nedkjøling fra innherdingstemperatur. Det ble i alle NaMo-simuleringer spesifisert en dispersoide-tetthet på  $5 \cdot 10^{19}m^{-3}$ . Deretter ble nedkjølingshastigheten fra 505°C til 20 °C tilpasset slik at hardheten ble  $\approx 103HV$  og forløpet ga hardheten til materialet brukt i oppgaven. En nedkjølingstid på 13 sekunder viste seg å være passelig for den antatte dispersoidetettheten.

Temperatur-tid-data i ulike punkter for lokale varmebehandlinger ble hentet ut fra Abaqus-modellen. Basert på disse dataene, ble NaMo brukt til å kartlegge størrelsen på den varmepåvirkede sonen omkring den simulerte lokale varmebehandlingen (Figur 2.4). Som inndata i NaMo ble det spesifisert legeringssammensetning (Tabell 3.1) og temperaturforløp. Tolv temperaturpunkter med tidsintervall mellom seg kan spesifiseres. Det ble derfor gjort forenklinger slik at den lokale varmebehandlingen kunne utføres på en legering med mikrostruktur så virkelighetsnær som mulig. Prinsippet i forenklingen illustreres i Figur 4.5.

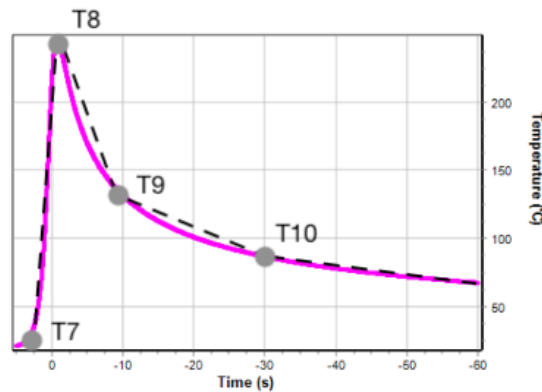
Alloys		Temperature-Time			
Alloys		T1 (°C)			
0.8	Mg (wt%)	505			
1.01	Si (wt%)	T2 (°C)	Time T1-T2 (s)	# time steps	Plastic strain (%)
0.19	Fe (wt%)	20	13	500	0
0.54	Mn (wt%)	T3 (°C)	Time T2-T3 (s)	# time steps	Plastic strain (%)
0.06	Cu (wt%)	20	3600	500	0
0.15	Cr (wt%)	T4 (°C)	Time T3-T4 (s)	# time steps	Plastic strain (%)
		185	2675	500	0
		T5 (°C)	Time T4-T5 (s)	# time steps	Plastic strain (%)
		185	18000	500	0
		T6 (°C)	Time T5-T6 (s)	# time steps	Plastic strain (%)
		20	10	500	0
		T7 (°C)	Time T6-T7 (s)	# time steps	Plastic strain (%)
		185	0	500	0
		T8 (°C)	Time T7-T8 (s)	# time steps	Plastic strain (%)
		185	0	500	0
		T9 (°C)	Time T8-T9 (s)	# time steps	Plastic strain (%)
		185	0	500	0
		T10 (°C)	Time T9-T10 (s)	# time steps	Plastic strain (%)
		185	0	500	0
		T11 (°C)	Time T10-T11 (s)	# time steps	Plastic strain (%)
		185	0	500	0
		T12 (°C)	Time T11-T12 (s)	# time steps	Plastic strain (%)
		185	0	500	0

**Figur 4.4:** Eksempel på inndata i NaMo. Legeringssammensetning og temperaturforløp i eksempelet er som beskrevet for grunnmaterialet brukt i dette arbeidet. Temperaturene T7-T12 kan brukes til å simulere lokale varmebehandlinger eller påvirkning ved sveising.

Den 30 sekunder lange lokale laser-varmebehandlingen ble tilnærmet med ett temperatursteg opp til temperaturen der oppvarmingshastigheten avtar (Figur 5.15) og ett opp til maksimal temperatur. Det siste steget ned til romtemperatur ble tilnærmet til å ta 10 sekunder slik målingene presentert i Figur 3.2 antyder. Temperaturdata fra bevegelig laser-varmebehandling og sveising ble tilnærmet som beskrevet i Figur 4.6.



**Figur 4.5:** Tilnærming av Abaqus-simulert lokal laserbehandling midt i platens tykkelse (1.5mm), direkte under fluksens treffpunkt.



**Figur 4.6:** NaMo-tilnærming til varmekjølning fra bevegelig varmekilde. Den sorte, stiplede linjen viser tilnærmingen til den rosa linjen som er hentet ut fra Weld Cycle Program.

For å undersøke hvorvidt mellomlagring mellom innherding og varmutherding innvirket på utherdingspotensialet, ble T2-T3 i Figur 4.4 variert mellom 60, 3600 og 36000 sekunder. Alle andre parametre ble holdt konstant. Den resulterende styrken i materialet lot seg ikke påvirke av denne mellomlagringsperioden. Mellomlagring vil på grunnlag av dette bli holdt konstant ved 3600s i alle NaMo-simuleringer hvor varmepåvirkning av grunnmateriale i T6-tilstand undersøkes.

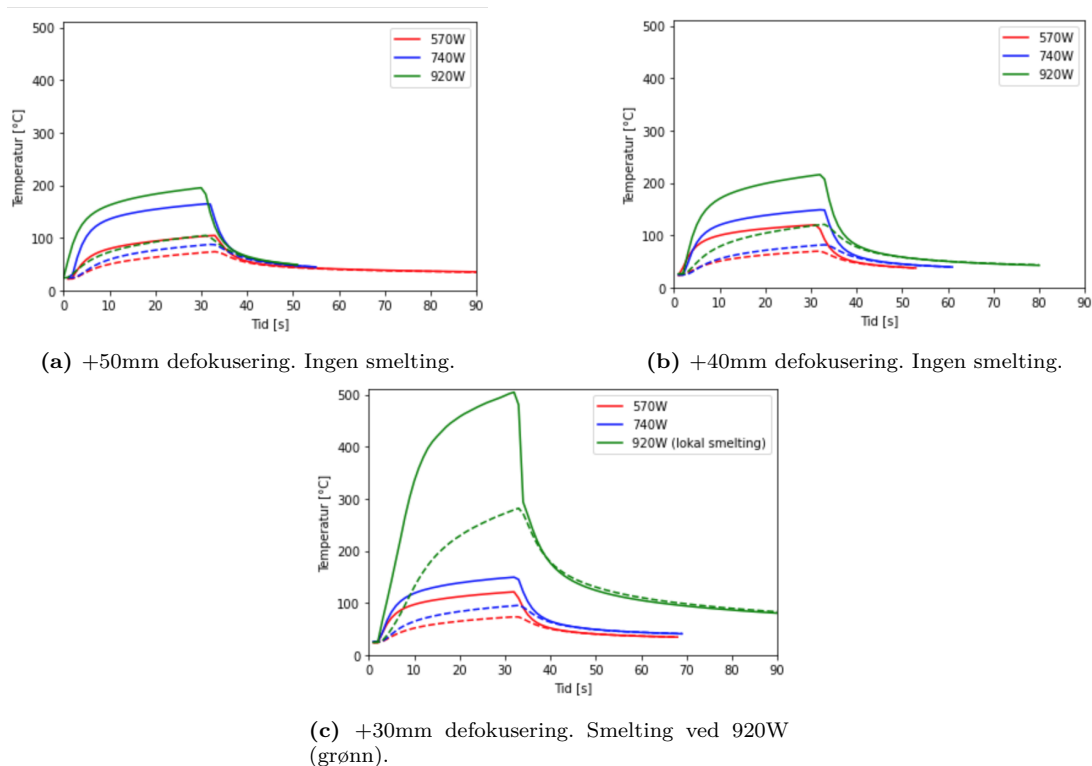
## 5 Resultater

### 5.1 Lokal varmebehandling

Det ble utført tester av praktisk gjennomførbarhet av lokale varmebehandlinger ved bruk av laser. De praktiske forsøkene supplerte simuleringer som kombinerte varmeoverføringsanalyse i endelig element-analyseverktøyet Abaqus og simuleringer i av de mikrostrukturelle konsekvensene i NaMo. Under presenteres resultater fra forsøk gjort med bestråling fra stasjonær laser og fra laser i bevegelse.

#### 5.1.1 Stasjonær laser

Figur 5.1 viser temperaturmålinger gjort i midten av platens tykkelse. Heltrukne linjer er målinger gjort direkte under laserens treffpunkt. De stiplede linjene viser målinger gjort 15mm fra laserens treffpunkt. Differansen mellom makstemperaturene til de to punktene ble observert til å være avtagende med økende defokusering og økende med økende effekt. Av målingene presentert i Figur 5.1 var det kun ved 920W og 30mm defokusering smelting forekom. Alle forsøk ble gjort med positiv defokusering (Figur 3.4).

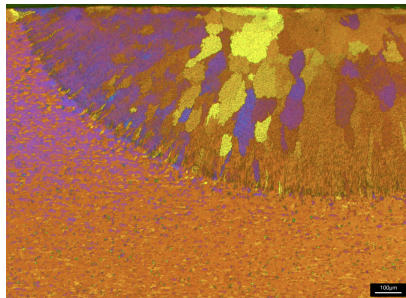


**Figur 5.1:** Temperaturmålinger stasjonær laser. Stiplet linje er målt 15mm fra laserens treffpunkt. Heltrukken linje er temperaturmålingene gjort direkte under laserens treffpunkt. Alle målinger ble gjort midt i platetykkelsen på 3.8mm. Brutto effekt angitt i forklaringsfelt.

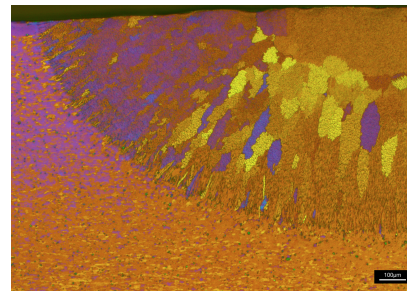
### 5.1.2 Bevegelig laser

Forsøkene med bevegelig laser ble gjort ved betraktelig høyere effekt enn stasjonær laser. Dette resulterte i smelting på overflaten som vist i Figur 5.2. Hardhetsmålingene presentert i Figur 5.3 viser et anselig tap av hardhet i det smeltede området, men at kun den høyeste effekten påvirket hardheten hele veien gjennom platens tykkelse. Målingene ved  $\approx 0.1\text{mm}$  fra laserbestrålt overflate i Figur 5.3 er av det smeltede materialet.

Lysmikroskopiene i Figur 5.2 viser området smeltingen forekom. Dybden av den smeltede sonen målt fra overflaten var  $550\text{--}800\ \mu\text{m}$ . Den smeltede sonen har en typisk struktur med ekviaksede korn mot senter og mer avlange korn mot overgangen til ikke-smeltet materiale der størkningshastigheten var raskere.

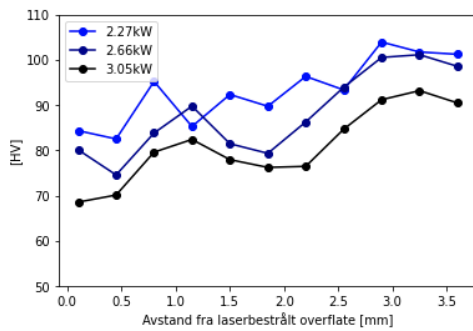


(a) 2.27kW

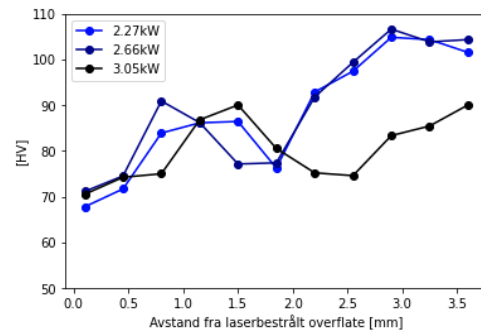


(b) 3.05kW

**Figur 5.2:** Lysmikroskopier av smeltet område i overflate der laserstråle traff. Bildene er av prøvene utsatt for lavest (a) og høyest (b) effekt og er tatt av prøvene bestrålt med oksidsjikt intakt. Bildene ble tatt med 5x forstørring.



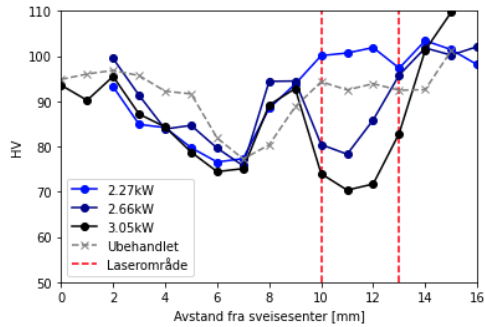
(a) Hardhetsprofiler uten oksidsjikt.



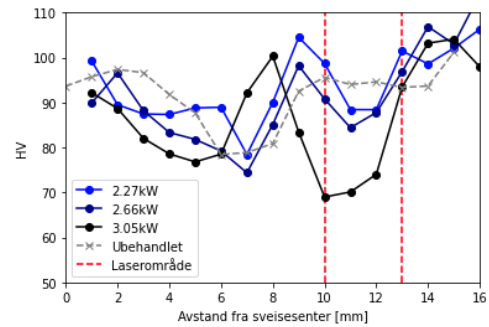
(b) Hardhetsprofiler med oksidsjikt.

**Figur 5.3:** Hardhetsprofiler målt vertikalt i platens tykkelse fra laserbehandlet overflate og gjennom. Målinger gjort parallelt med ekstruderings- og sveiseretning.

Figur 5.4 viser hvordan lokale varmebehandlinger gjort med bevegelig laser påvirker materialets hardhet sammenliknet med friksjonssveising av en 6082.53-plate i T6 tilstand. Profilene antyder at fjerning av oksidsjikt gjør at behandlingen kan påvirke presipitatstrukturen ved lavere effekter enn dersom sjiktet beholdes inntakt. For høyere lasereffekter, spiller oksidsjiktet en mindre rolle og varmpåvirkningen er målt til å være i samme område som den overleddede delen av HAZ fra friksjonssveising.



(a) Varmepåvirket sone med oksidsjikt.



(b) Varmepåvirket sone uten oksidsjikt.

**Figur 5.4:** Sammenlikning av varmpåvirkning fra bevegelig laser-varmebehandling og varmpåvirkning fra ubehandlet varmpåvirket sone fra friksjonssveis (FSW). 6082.53-legering sveist i T6-tilstand, hardheter innhentet parallelt med sveise- og ekstruderingsretning midt i platens tykkelse.

Temperatur ble, som for forsøkene med stasjonær laser målt midt i platens tykkelse. Makstemperaturene målt er presentert i Tabell 5.1. En kan se at fjerning av oksidsjikt gir en betraktelig økning i  $T_{max}$  og at denne effekten forsterkes ved høyere lasereffekter.

**Tabell 5.1:** Makstemperatur  $T_{max}$  ved lasertester målt midt i platens tykkelse.

Effekt [kW]	Oksidsjikt	$T_{max}$ [°C]
2.27	Ja	179.20
2.27	Nei	228.60
2.66	Ja	231.20
2.66	Nei	259.10
3.05	Ja	250.20
3.05	Nei	308.30

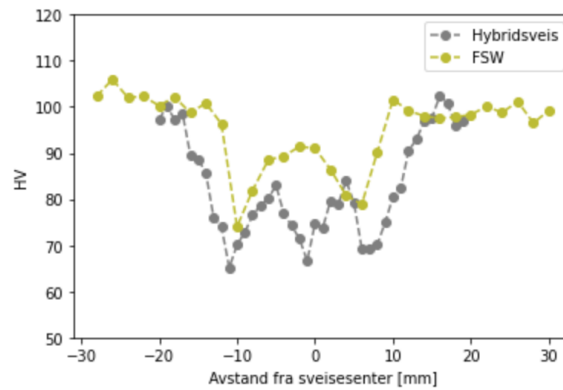


## 5.2 Sveising i innherdet tilstand

### 5.2.1 Sveising og mikrostruktur

I Figur 5.5 presenteres hardhetsprofiler for 6082.53-legering i T6-tilstand med samme platetykkelse sveist med friksjonssveising og hybridsveising. De to varmepåvirkede sonene er tilnærmet like brede. Den svakeste sonen etter hybridsveisingen er dog noe svakere enn den etter friksjonssveising. Hovedforskjellen er at friksjonssveising får en sterkere sone i senter av sammenføyningen.

Figur 5.6 viser de ulike sonene i laser-hybridsveisen utført med parametre som vist i Tabell 3.3. Hvordan de ulike sonene av det sveisepåvirkede området er inndelt er likt som for andre lysbue-metoder. Alle mikroskopiene er gjort på prøver anodisert i Bakers løsning (5%  $HBF_4$ ). De fargede mikroskopiene er tatt med polarisert lys, de i svart-hvitt er tatt under ikke-polarisert lys. Som indikert, strekker den varmepåvirkede sonen seg 15mm ut til hver side fra sveiselinjen. Dette gjelder for materiale sveist i T6-tilstand (Figur 5.10).

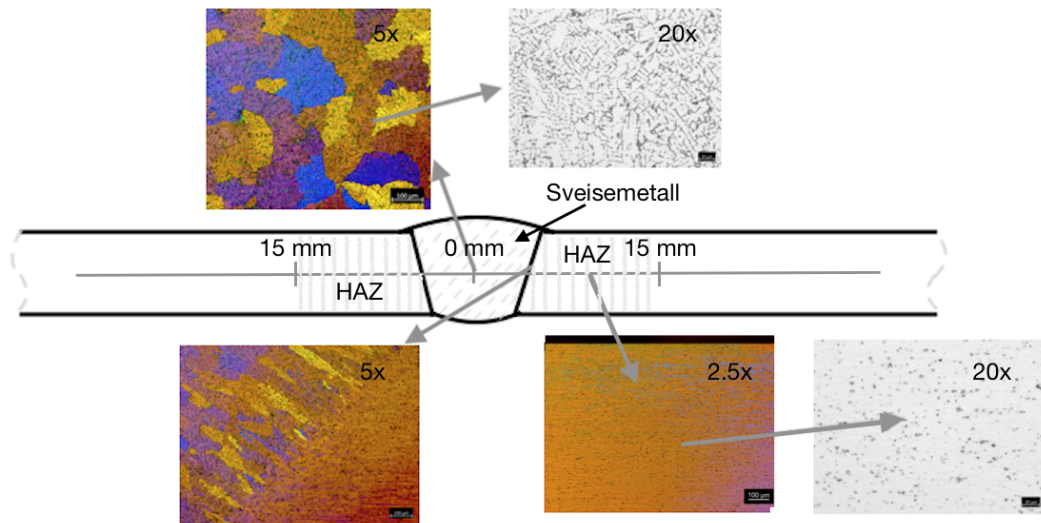


**Figur 5.5:** Sammenlikning av hardhetsprofil i den varmepåvirkede sonen etter friksjonssveising (FSW) og hybridsveising av 6082.53-legering i T6-tilstand med platetykkelse 3.8mm.

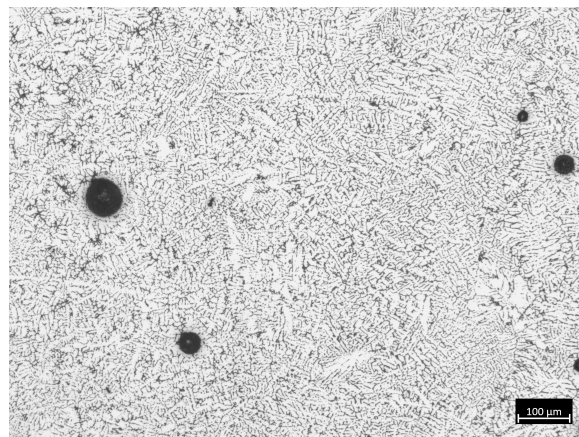
I midten finnes sveisemetallet. Dette området har en ekviakset kornstruktur med store korn sammenliknet med det ekstruderte grunnmaterialet. Mikrostrukturen er dendrittisk, som er en typisk mikrostruktur for materiale som er utstøpt og ikke videre prosessert. En kan se at de lyse dendrittene (Figur 5.7) er omgitt av mørke, sekundære faser. Disse sekundære fasene består av legeringselementer. Denne inhomogene fordelingen kommer av at smelten som omgir størkningsfronten har høyere løselighet for legeringselementer enn størknet Al.

Overgangen mellom sveisemetall og arbeidsstykket, sammensmeltingsgrensen, er vist under polarisert lys nederst til venstre i Figur 5.6. Kornstrukturen her er preget av rask størkning, som vist ved de karakteristiske avlange kornene. På tross av at hybridmetoden kombinerer en lysbuet metode med lasersveising for blant annet å hindre poredannelse, vil noen dannes. Eksempler på dette vises i Figur 5.7. De observerte porenes størrelse varierer mellom  $\approx 10\text{-}80\mu\text{m}$ .<sup>22</sup>

Mikro- og kornstrukturen i arbeidsstykkenes grunnmateriale er ikke synlig påvirket av sveisingen. Kornstrukturen er som vist i Figur 5.6 preget av fibrøse korn. Disse rekrystalliserte ikke ved ekstrudering og ga grunnmaterialet en finkornet struktur.



**Figur 5.6:** Mikroskopier hentet ut fra ulike områder i en hybridsveist forbindelse. Grunnmateriale 6082.53 i T6-tilstand, trådmateriale var en 5183-legering.

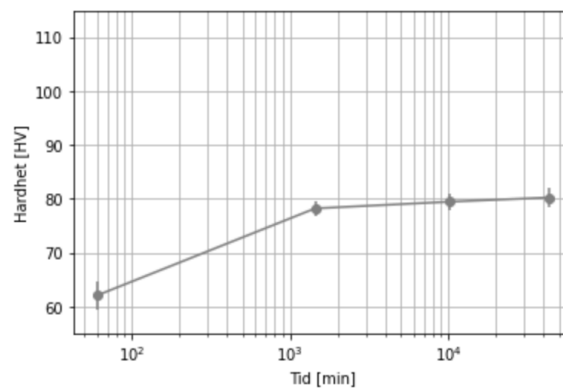


**Figur 5.7:** Porer i sveisemetallet i hybridsveis med 5183-legering som tilsatsmateriale.

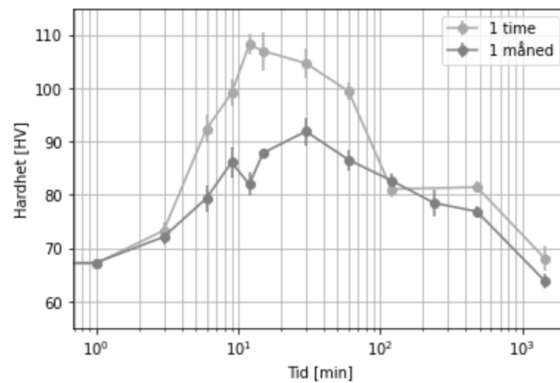
## 5.2.2 Utherding

Ekstruderte plateprofiler (Figur 3.1) i T6-tilstand ble brakt tilbake til innherdet tilstand. Etter innherdingen ble det gjort hardhetsmålinger for å dokumentere den naturlige eldingen. Disse målingene er presentert i Figur 5.8. En ser at på en måned, vil hardheten gå fra omkring 63HV til 80HV.

For å dokumentere varmutherdingspotensialet for 6082.53-legeringen, ble utherdingsforløpene i Figur 5.9 innhentet. Disse viser at en måned mellomagring mellom inn- og utherdings har markant negativ effekt på utherdingspotensialet ved en utherdingsstemperatur på 220°C. Figur 5.9 indikerer også at mellomagringen øker tiden det tar før legeringen når sitt utherdingspotensiale. Vi kan se at prøven med kort mellomagring når sitt potensiale etter 15 minutter. Prøven med lang mellomagring når til sammenlikning sitt utherdingspotensiale etter 30 minutter. Etter 24 timer ved 220°C var begge prøveseriene tilbake til hardheten i innherdet tilstand.



**Figur 5.8:** Utherdingsforløp ved romtemperatur for 6082.53-legering (gjennomsnittsverdier av fem målinger, konfidensintervall 90%).

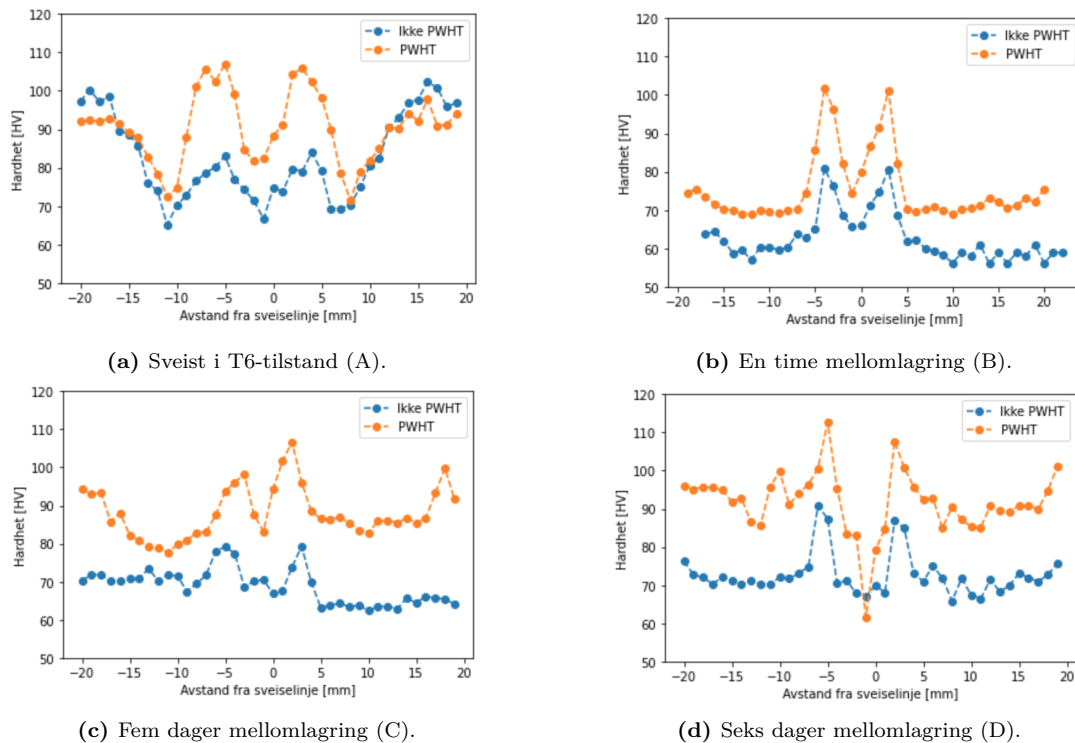


**Figur 5.9:** Utherdingsforløp ved varmutherding (220°C) for 6082.53-legering ved ulike mellomagring (gjennomsnittsverdier av fem målinger, konfidensintervall 90%).

### 5.2.3 PWHT og mekaniske egenskaper

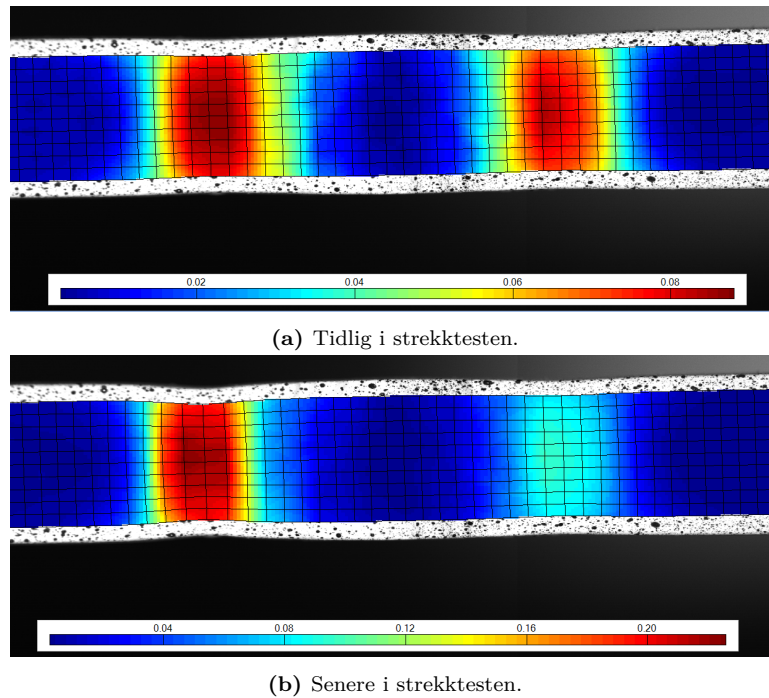
Figur 5.10 viser hardhetsprofilene innhentet på tvers av sveiselinjen, midt i platens tykkelse på forbindelser med og uten PWHT. Alle profilene er hentet fra hybridsveist 6082.53-legering med varierende tid mellom innherding og sveising. Diagrammene sammenlikner hvert mellomlagringsintervall med og uten PWHT. Vi ser at sveising i T6-tilstand gir en bredere varmepåvirket sone enn om arbeidsstykket sveises i innherdet tilstand. Sveising i utherdet tilstand (T6) gir en varmepåvirket sone som strekker seg omtrent 15mm fra sveiselinjen. Felles for arbeidsstykkene sveist i innherdet tilstand er at den varmepåvirkede sonen strekker seg 5mm fra sveiselinjen. Utenfor denne sonen holder hardheten seg konstant, innenfor en viss statistisk spredning.

PWHT påvirker sveisemetallet og den sonen som ble innherdet under sveising i T6-tilstand ( $\pm 5$ mm). En kan også observere at grunnmaterialets styrke avtar noe for A-prøven. Den svakeste sonen påvirkes imidlertid ikke. Felles for arbeidsstykkene sveist i innherdet tilstand er at PWHT øker hardheten både i grunnmaterialet, den varmepåvirkede sonen og sveisemetallet. Arbeidsstykkene sveist etter fem og seks dager nærmer seg T6-hardhet etter PWHT.



**Figur 5.10:** Hardhetsprofiler målt 20mm fra hver side av sveiselinjen, med og uten PWHT. Alle forbindelsene er hybridsveiste arbeidsstykker i 6082.53-legering med 5183-trådlegering.

DIC gjorde det mulig å visualisere hvordan tøyningen fordelte seg ved strekktesting. Figur 5.11 viser det typiske forløpet. Tidlig i testen var tøyningen fordelt likt på hver side av sveisen. Senere ble tøyningen sentrert rundt siden av sveisen som gikk til brudd.

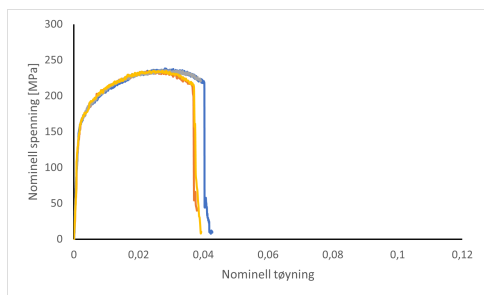


**Figur 5.11:** Sammenlikning av tøyningfordeling ved ulike tidspunkter i strekktest utført på prøve av typen A1. Områdene med høy tøyningsintensitet er på hver sin side av sveisen som ligger vertikalt i midten av disse figurene.

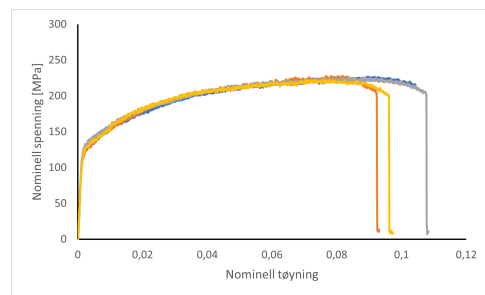
Tabell 5.2 oppsummerer styrkeegenskapene og duktiliteten observert i spenning-tøyningkurvene i Figurene 5.12 og 5.13. Kurvene viser nominell spenning og tøyning. Sveising i innherdet tilstand ser ut til å øke duktiliteten drastisk. PWHT øker styrken men ser ikke ut til å påvirke duktiliteten.

**Tabell 5.2:** Flytspenning ( $f_o$ ), maksimal styrke ( $f_u$ ) og duktilitet representert ved tøyingsprosent ved brudd ( $e_f$ ) i sveiste forbindelser med og uten PWHT.

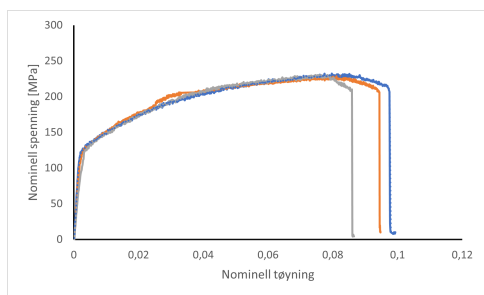
Prøve	$f_o$ [MPa]	$f_u$ [MPa]	$e_f$ [%]
6082.53 (Ikke sveist) [4]	290	315	13.5
A1	175	235	4.0
A2	215	250	3.8
B1	130	225	10.0
B2	190	232	8.0
C1	125	230	9.0
C2	220	250	6.5
D1	155	245	8.0
D2	240	270	5.0



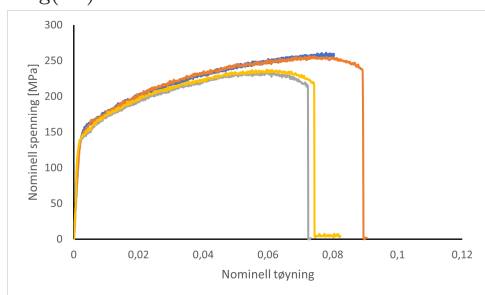
(a) Prøvestykker sveist i T6-tilstand (A1).



(b) Prøvestykker sveist etter en time mellomlagring (B1).

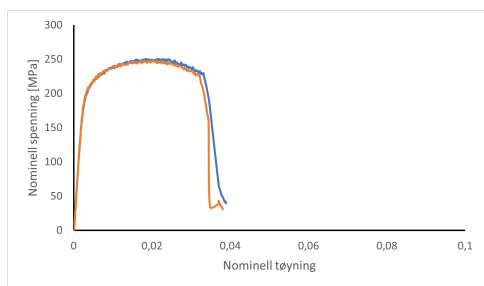


(c) Prøvestykker sveist etter fem dager mellomlagring (C1).

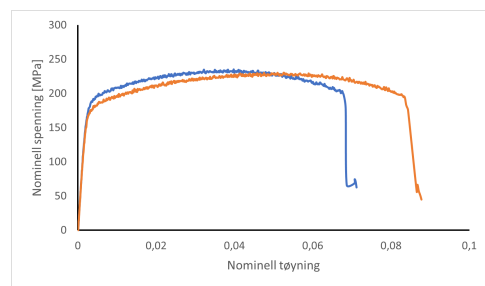


(d) Prøvestykker sveist etter seks dager mellomlagring (D1).

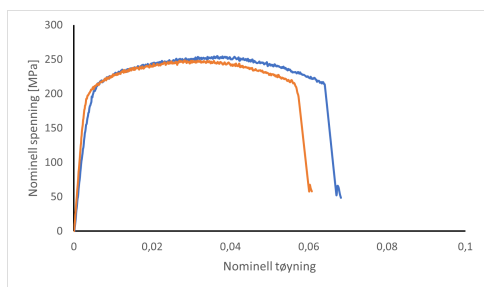
**Figur 5.12:** Strekkprøver av prøvestykker sveist med varierende mellomlagringstid uten PWHT. Hver mellomlagringstid testet i fire paralleller foruten (c) hvor en prøve gikk tapt. Alle forbindelsene er hybridsveiste arbeidsstykker i 6082.53-legering med 5183-trådlegering.



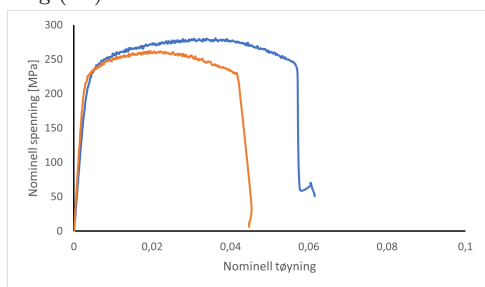
(a) Prøvestykke sveist i T6-tilstand (A2).



(b) Prøvestykke sveist etter en time mellomlagring (B2).



(c) Prøvestykke sveist etter fem dager mellomlagring (C2).



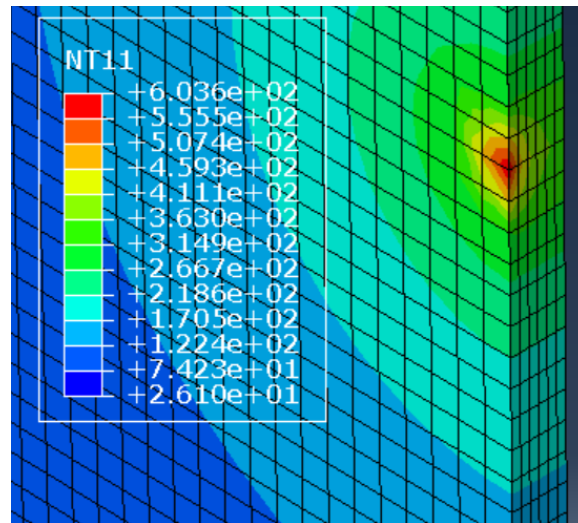
(d) Prøvestykke sveist etter seks dager mellomlagring (D2).

**Figur 5.13:** Strekkprøver av prøvestykker sveist med varierende mellomlagringstid med påfølgende PWHT. Hver mellomlagringstid testet i to paralleller. Alle forbindelsene er hybridsveiste arbeidsstykker i 6082.53-legering med 5183-trådlegering. Ettervarming (PWHT) ved 220°C i 30 minutter (+ 15 minutter oppvarming).

## 5.3 Modelling

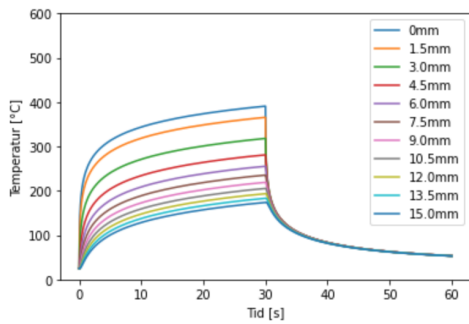
### 5.3.1 Stasjonær laser

Figur 5.14 viser temperaturfordelingen i platen som resultat av en lokal, stasjonær netto varmekraft på 405W etter en holdetid på 30 sekunder. Visualiseringen viser at selv om varmekraften går gjennom et 3mm x 3mm kvadratisk areal, brer varmen seg sirkulært i platen. Figur 5.15 viser temperaturforløp som funksjon av tid med økende avstand fra varmekraftens treffpunkt. Maksimaltemperaturer på temperaturprofilene i Figur 5.15 er oppsummert som funksjon av avstand fra varmekraften i Figur 5.16. Den høyeste temperaturen i Figur (a) tilsvarer avstanden 1.5mm i Figur (b).

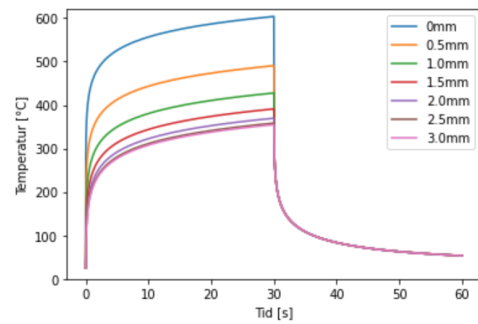


**Figur 5.14:** Visualisering av temperaturfordeling ved simulering av lokal, stasjonær varmekraft ( $4.5 \cdot 10^7 [W/mm^2]$  eller 405W) i Abaqus. Temperaturer angitt i °C.

Disse temperaturforløpene ble hentet ut fra Abaqus og satt inn i NaMo som ga styrkeprofilene i Figur 5.17. Den lokale varmebehandlingen ble simulert på en 6082.53-legering (Tabell 3.1) i T6-tilstand. Figur 5.17 viser at den lokale, simulerte varmebehandlingen påvirker legeringens styrke gjennom hele tykkelsen og  $\approx 4$ mm radielt fra varmekraftens senter midt i platens tykkelse. Figur 5.17 (a) viser en lokal overelding midt i platens tykkelse. Figur 5.17 (b) viser at varmebehandlingen ga innherding nærmest varmekraftens treffpunkt og overelding lenger unna i tykkelsesretningen. I Figur 5.17 vises også styrkeresponsen på en ettervarmebehandling ved 220°C i 30 minutter. En kan se i Figur (a) at den eneste responsen er ytterligere styrketap. I Figur (b), kan en se at punktet nærmest overflaten nådde høyt nok i temperatur (Figur 5.16 (b)) til å oppnå innherding. Her styrkes legeringen betraktelig som resultat av etterbehandlingen.

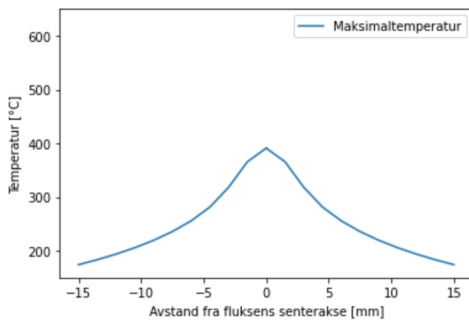


(a) Midt i platens tykkelse med økende avstand fra noden under varmekullens senter.

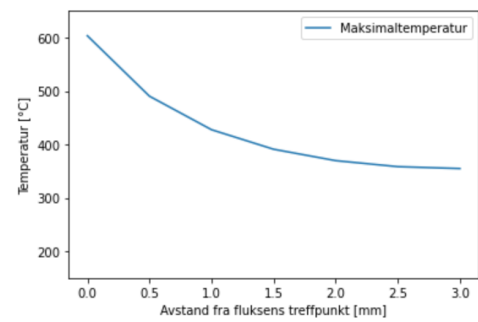


(b) I platens tykkelsesretning med økende avstand fra varmekullens senter.

**Figur 5.15:** Simulerte temperaturforløp som funksjon av tid ved ulike avstander fra fluksens treffpunkt. Lokal varmekull på  $4.5 \cdot 10^7 [W/mm^2]$  i Abaqus.

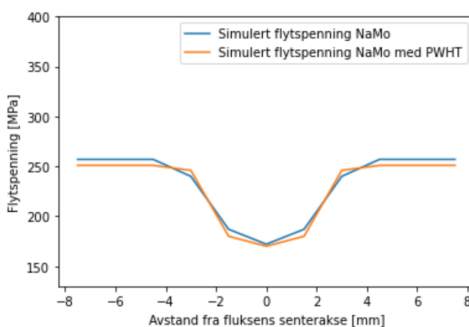


(a) Midt i platens tykkelse, radielt ut fra noden direkte under varmekullens senter.

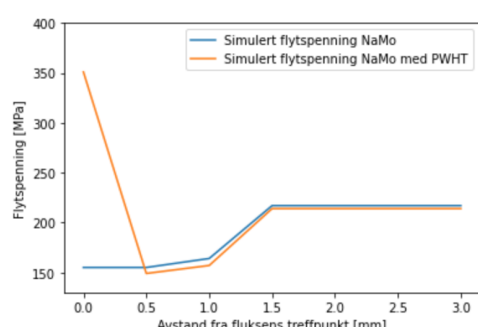


(b) I platens tykkelsesretning vekk fra treffpunkt.

**Figur 5.16:** Simulerte maksimaltemperaturer som funksjon av avstand fra fluksens treffpunkt. Lokal varmekull på  $4.5 \cdot 10^7 [W/mm^2]$  i Abaqus.



(a) Midt i platens tykkelse, radielt ut fra noden direkte under varmekullens senter.



(b) I platens tykkelsesretning vekk fra treffpunkt

**Figur 5.17:** Simulert flytspenning umiddelbart etter varmebehandling på en 6082.53-legering i T6-tilstand i NaMo som funksjon av avstand fra varmekull ved Abaqus-simulert lokal varmebehandling. Lokal varmekull på  $4.5 \cdot 10^7 [W/mm^2]$  i Abaqus. Simulert PWHT ved  $220^\circ C$  i 30 minutter.



### 5.3.2 Bevegelig laser

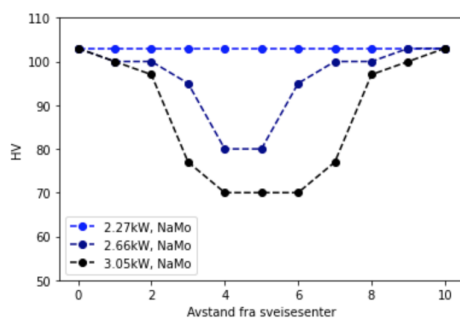
Tabell 5.1 viser de høyeste temperaturene målt midt i platen, direkte under den bevegelige laserens linje i de praktiske forsøkene. Et temperaturforløp tilnærmet som illustrert i Figur 4.6 i NaMo viser at disse temperaturene ikke påvirker T6-strukturen ved at simulering med og uten denne korte varmebehandlingen gir samme hardhet.

Dersom en bruker den alternative metoden hvor man antar at verdiene i Tabell 5.1 ikke stemmer og at hardhetsprofilene i Figur 5.4 dikterer hvilke maksimaltemperaturer som ble nådd, kan prøving og feiling i NaMo gi maksimaltemperaturene i Tabell 5.3.  $q_0$  i denne tabellen er fremstilt ved å sette  $U = 1$  i Weld Cycle Program og anta en virkningsgrad  $\eta = 0.8$ .  $I$  ble så tilpasset til at  $q_0$  ga temperaturen predikert av NaMo.

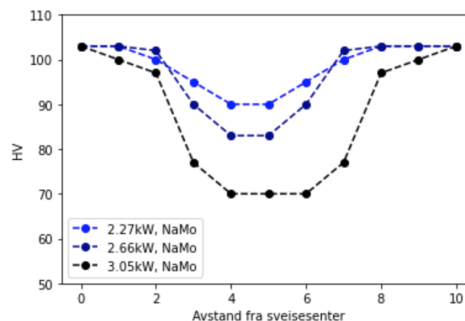
Samme temperatur for 2.27kW med oksidsjikt er oppgitt i Tabell 5.3 som i 5.1 fordi det her ikke ble målt endringer i hardheten. De resulterende hardhetsprofilene ved denne fremgangsmetoden vises i Figur 5.18. Disse hardhetsprofilene viser at varmepåvirkningen blir dypere og bredere med økende effekt.

**Tabell 5.3:** Maksimaltemperaturer midt i platen, direkte under bestrålingsbanen til bevegelig laser for ulike effekter og overflatebeskaffenheter basert på målte hardheter.  $q_0$  som definert i Ligning 2.15

Effekt [kW]	Oksidsjikt	$T_{max}$ [°C]	$q_0 = \eta UI$ [W]
2.27	Ja	179	296
2.27	Nei	325	564
2.66	Ja	340	600
2.66	Nei	330	576
3.05	Ja	450	800
3.05	Nei	450	800



(a) Laserpåvirkning med oksidsjikt.

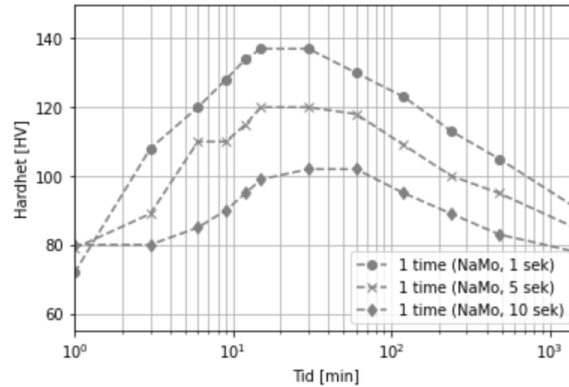


(b) Laserpåvirkning uten oksidsjikt.

**Figur 5.18:** Simulerte hardhetsprofiler for bevegelig laser med maksimaltemperatur basert på målte hardhetsverdier.

### 5.3.3 Utherding ved 220°C

For å undersøke hvilken effekt avkjølingshastighet fra innherdingstemperatur hadde på utherdingspotensial, ble utherdingsforløpene i Figur 5.19 fremstilt i NaMo. Det ble spesifisert en dispersoidtetthet på  $5 \cdot 10^{19} m^{-3}$ . Resultatene viser at raskere avkjøling øker utherdingspotensialet. En avkjølingstid fra 540°C til 20 °C på 1 sekund ga et utherdingspotensiale på 138HV. En tidobling av avkjølingstiden ga 29% reduksjon i utherdingspotensial. Sammenliknet med de to andre forløpene, gir en nedkjølingstid ved innherding på 10 sekunder lengre tid til utherdingspotensialet nås.



**Figur 5.19:** Simulerte utherdingsforløp ved 220°C. Utherdingsforløp med avkjølingstid fra innherdingstemperatur (540 °C) 1, 5 og 10 sekunder ble simulert i NaMo.

## 6 Diskusjon

### 6.1 Lokal varmebehandling

#### 6.1.1 Stasjonær laser - praktiske forsøk og modellering

Det ble observert at den planlagte effekten ble nådd tilnærmet umiddelbart og at denne kunne regnes som konstant gjennom holdetiden på 30 sekunder.

Temperaturmålingene i Figur 5.1 viser at ved +50 og +40mm defokusering, ga ikke de prøvde effektene høyere temperaturer enn  $\approx 200^\circ\text{C}$ . Ved denne temperaturen kan en forvente en overledning av en T6 presipitatstruktur i et sirkulært område rundt laserens treffpunkt (Figur 5.14). For dette kreves imidlertid en lengre holdetid. Simuleringer i NaMo (Figur A.2) hvor grunnmaterialet i T6-tilstand ble utsatt for simulerte, lokale varmebehandlinger ved disse temperaturene i 30 sekunder ga ingen effekt på grunnmaterialets hardhet.

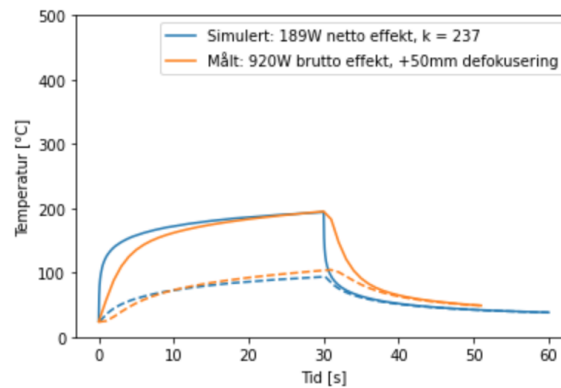
Forsøket som skilte seg ut var 920W ved +30mm defokusering hvor temperaturen nådde  $\approx 280^\circ\text{C}$  (Figur 5.1 (c)) 15mm unna laserens akse. Direkte under laserens treffpunkt nådde temperaturen  $\approx 500^\circ\text{C}$ . Ved denne temperaturen oppnås innherding (Figur 2.3). Dette er det kritiske punktet å nå i konseptet presentert av Østhus et. al. [1]. Når lokal innherding oppnås, vil det omslutes av en overledet sone som illustrert i Figur 2.4. Dermed endres geometrien på den varmepåvirkede sonen. Disse målingene ga et plutselig hopp i temperatur og brøt mønsteret fra forsøkene ved kraftigere defokusering. Årsaken til dette er mest sannsynlig at smeltingen gjorde varmeoverføringen mer effektiv på samme måte som “nøkkelhullet” gjør ved lasersveising.

Innherdingstemperatur ble målt midt i platen. Dette indikerer at lokal innherding i overflaten kan være mulig å oppnå uten smelting. For å undersøke dette, kreves ytterligere prøving og feiling. Dette forsøket ga imidlertid smelting tilsvarende forsøkene med bevegelig laser (Figur 5.2). Basert på den høye temperaturen 15mm unna treffpunktet, kan en se at denne konfigurasjonen hadde en betraktelig større varmepåvirket sone enn de andre kombinasjonene av defokusering og lasereffekt.

Dersom et arbeidsstykke i innherdet tilstand ble utsatt for temperaturforløpene i Figur 5.1, ville dette tilsvart en kortvarig og lokal utharding. Virkningen av PWHT vist i Figur 5.10 indikerer at denne effekten forsterkes av økt mellomlagringstid. Funnene gjort i de praktiske forsøkene indikerer imidlertid at det kan ta noe lengre tid enn 30 sekunder å få utfelt  $\beta''$  på denne måten.

Figur 5.10 (a) viser at PWHT ved en temperatur på 220°C ikke påvirker den overeldede og svakeste delen av den varmpåvirkede sonen. T6-presipitatstrukturen i denne sonen ble ved sveising utsatt for temperaturer som gjorde at  $\beta''$ -partiklene vokste på bekostning av hverandre slik at antallet og dermed den herdende effekten gikk tapt. For å kunne reversere dette og igjen oppnå økt styrke, må en ny og lokal innherding til. Til dette ble ikke tilstrekkelig temperatur nådd i forsøkene med lokal laser-varmebehandling. Det kan imidlertid tenkes at flere forsøk hvor en ved å finstille frihetsgradene defokusering, effekt, treffvinkel og overflatebeskaffenhet kan oppnå en økt virkningsgrad og lokal innherding uten smelting.

I simulerte temperaturforløp i Abaqus kan varmekraften multiplisert med bestrålt areal anses som netto-effekten i et praktisk forsøk. Simulerte temperaturforløp med samme maksimaltemperatur som de praktiske forsøkene kan brukes til å estimere en virkningsgrad for varmeoverføring fra laser til arbeidsstykket. Et eksempel vises i Figur 6.1. I denne sammenlikningen gir den simulerte 189W netto varmekraften samme maksimaltemperatur som brutto 920W lasereffekt. Dette gir en tilnærmet virkningsgrad for hele systemet på 0.21.



**Figur 6.1:** Sammenlikning av simulert og målt temperaturforløp ved stasjonær, lokal varmebehandling. Simuleringen antar en konduktivitet  $k$  lik  $237 \text{ Jm}^{-1}\text{C}^{-1}$ .

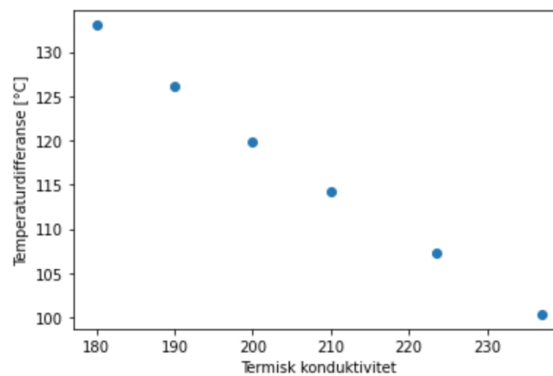
Alle forsøkene med stasjonær laser ble gjort uten oksidsjikt. Som vist i Tabell 5.1, ga fjerning av oksidsjikt med stålbørste høyere maksimaltemperatur i forsøkene med bevegelig laser. Dette indikerer at overflatens beskaffenhet innvirker på hvor effektivt varme kan tilføres arbeidsstykket. Et naturlig dannet oksidsjikt på overflaten til en aluminiumlegering er imidlertid svært tynt. Det kan stilles tvil ved hvorvidt dette innvirker på varmeoverføringen. Det kan også være ripene som oppstår ved bruk av stålbørste til fjerning av sjiktet som gir den økte varmeoverføringen. Ripene vil øke overflaten ( $A_s$  i Ligning 2.9), som bestråles av laser og dermed øke varmekraften [ $\text{W}/\text{mm}^2$ ]. Ripene utgjør også små “daler” i materialets overflate som muligens kan reflektere varme mellom seg og på den måten øke arbeidsstykkets grad av interaksjon med laserstrålen.

Virkningsgraden virker imidlertid ikke å påvirkes av defokusering. Samme virkningsgrad ble funnet for ulike defokuseringer med samme fremgangsmåte som beskrevet over. Andre faktorer i lasersystemet som linser og generelt varmetap kan også innvirke på denne virkningsgraden. Det er imidlertid tvilsomt at disse tapene gjør spesielt utslag sammenliknet med overgangen mellom luft og den reflektive aluminiumsoverflaten.

I Figur 5.14 vises et eksempel på temperaturdistribusjon som resulterte av en simulert netto effekt på 405W. Gitt en virkningsgrad på 0.21, tilsvarer dette en brutto lasereffekt på 1930W. Ved defokuseringene brukt i forsøkene i dette arbeidet, ville denne lasereffekten gitt smelting før innherdingstemperatur var nådd ved målepunktet midt i platens tykkelse. I simuleringene gir nettoeffekten på 405W imidlertid en overflatetemperatur lavere enn smeltepunktet for aluminium. En mulig forklaring er at konduktiviteten brukt i simuleringen i Figur 5.14 var den for ren aluminium [40], mens konduktiviteten til arbeidsstykket i 6082.53-legering var lavere. Dette vil gjøre at nedkjøling ved konduksjon av området som blir bestrålt går mindre effektivt (Ligning 2.8).

I simuleringen med 405W netto effekt, viser NaMo-simuleringene i Figur 5.17 basert på temperaturforløpene i Figur 5.15 at innherding oppnås nær overflaten, mens en lokal svekking oppnås midt i platen. At styrken ikke lar seg gjenvinne av den simulerte ettervarmebehandlingen (PWHT) på 220°C i 30 min, indikerer at styrketapet kommer av overelding ( $\beta'' \rightarrow \beta'$ ). Dette stemmer overens med maksimaltemperaturen i Figur 5.16 (a). Figur 5.16 (b) viser at temperaturen overstiger terskelen for innherding i overflaten. Den raske nedkjølingen fra den lokale varmebehandlingen gjør at PWHT gir høyere styrke enn det opprinnelige T6-grunnmaterialet. Dette kommer at at materialet kjøler det varme området raskere ved konduksjon (Ligning 2.8) enn vannsprayen som ble brukt på det leverte materialet.

En kan se fra Figur 6.1 at differansen mellom målt og simulert maksimaltemperatur er tilnærmet lik null for målepunktet direkte under varmekontakts treffpunkt (heltrukket linje). Den simulerte maksimaltemperaturen for målepunktet 15mm unna treffpunktet er imidlertid imidlertid noe mer avvikende fra den målte. Materialets konduktivitet kan tenkes å innvirke på differansen mellom disse maksimaltemperaturene. Hadde det i Abaqus-simuleringene blitt brukt en målt termisk konduktivitet for det spesifikke arbeidsstykket ville denne differansen mest sannsynlig minket.



**Figur 6.2:** Simulerte temperaturforløp viser sammenhengen mellom konduktivitet og differanse mellom målt maksimaltemperatur ved målepunkter rett under og 15mm fra varmekontakts treffpunkt ved stasjonær laser-varmebehandling.

Abaqus-simuleringer ble brukt for å undersøke hvordan konduktiviteten påvirker differansen mellom to punkter fordelt som over. Simuleringer ble gjort med 189W netto effekt, men ved varierende konduktivitet ( $k$ ). Figur 6.2 viser at differansen mellom to punkter 15mm fra hverandres simulerte maksimaltemperaturer for en gitt varmefluks avtar lineært med økende konduktivitet. Figuren viser at en økning i konduktivitet på 57 W/m°C gir en 35 °C mindre differanse. Differansene i figuren tilsvarer differansen mellom heltrukket og stiplet oransje linje i Figur 6.1.

### 6.1.2 Bevegelig laser - praktiske forsøk og modellering

Hamarsnes [5] benyttet samme hastighet og størrelse på bestrålingsområdet i sine forsøk med bevegelig laser. Der ble det funnet ved strekktesting av sveiste prøver med tilsvarende varmebehandling at styrken lå i samme område som referanseprøven uten denne formen for varmebehandling. Dette kan passe med at denne varmebehandlingen (Figur 5.4) ikke ga et ytterligere svekket område sammenliknet med den svakeste delen av den varmpåvirkede sonen som var der før varmebehandlingen (med unntak av 3.05kW i Figur 5.4). Laserbehandlingen ser altså ut til å ha svekket materialet langs den målte linjen midt i platens tykkelse, parallelt med ekstrusjons- og sveiseretningen i tilnærmet samme grad som sveisingen allerede hadde gjort i den overeldede delen av den varmpåvirkede sonen etter friksjonssveising i T6-tilstand.

Figur 5.2 viser representative eksempler på den resulterende mikrostrukturen i arbeidsstykkenes overflater etter at de var utsatt for varmebehandlingen med bevegelig laser. Dybden på det smeltede området syntes ikke å påvirkes nevneverdig med varierende effekt og overflatebeskaffenhet. Dette kan komme av den korte holdetiden. Det kan også tenkes at dybden ville variere mer med et bredere intervall av effekter.

Hardhetsmålingene i Figur 5.3 viser at det smeltede materialet har en hardhet på 70-80HV. Dette er samme hardhetsområdet som den svakeste sonen i den varmpåvirkede sonen hos arbeidsstykkene hybridsveist i T6-tilstand (Figur 5.10). Smeltingen vil dermed ikke medføre noen ytterligere svekkelse, men en utvidelse av det allerede svekkede området. Hardhetsprofilene i Figur 5.3 viser at ikke alle varmebehandlingene påvirket materialet gjennom platetykkelsen. Dette gjør at styrkeegenskapene ikke bare varierer med avstand vinkelrett fra sveiselinjen, men også i platens tykkelsesretning. Dette gjør at geometrien på den varmpåvirkede sonen påvirkes i tre dimensjoner.

Presipitatstrukturen vil også variere gjennom platens tykkelse som resultat av denne typen varmebehandling. Nærmest det smeltede området, vil det sannsynligvis ha skjedd en ny innherding, som gir høyt potensiale for styrkegjenvinning ved ettervarming (ved 220°C). Lenger unna vil det sannsynligvis ligge en overeldet sone som ikke vil kunne gjenvinne styrke. Det vil altså forbli inhomogene styrkeegenskaper gjennom platens tykkelse under laserens trefflinje. Denne variasjonen i egenskaper, er det simuleringene til Østhus et. al. [1] legger til grunn for styrkegjenvinning ved å endre geometrien på den varmpåvirkede sonen etter sveising i T6-tilstand.

Hardhetsprofilene i Figur 5.10 viser at en ved ettervarming av sveisen ved 220°C i 30 min kunne få en viss presipitatherding i trådlegeringen som var en 5183-legering. 5xxx-serien er i utgangspunktet ikke utherdbar, men sammensetningen vist i Tabell 3.4 viser at det finnes elementer i legeringen som kan gi en viss grad av utfellingsherding. Det er dermed sannsynlig at en ettervarming av det smeltede området som ble dannet av den bevegelige laseren i 6082.53-legeringen kan gjenvinne noe styrke. Naturlig elding kan også muligens bidra til å motvirke den negative effekten av smeltingen.

Smeltingen i arbeidsstykkets overflate gir en inhomogenitet. Dette er generelt ansett som en svakhet med hensyn til utmattingsegenskaper og korrosjonsbestandighet. Denne typen varmebehandling er tenkt brukt omkring sveiser hvor disse defektene og endret kornstruktur fra ekstrudert tilstand allerede er tilstede. Kornstrukturen i det smeltede området i Figur 5.2 er rimelig lik den observert i sveiste forbindelser (Figur 5.6) med avlange korn i grenseområdet mot grunnmaterialet der størkningshastigheten har vært høyest og mer ekviaksede korn inn mot midten.

En kan se at 2.27kW effekt ikke hadde noen påvirkning på profilen med oksidsjiktet inntakt. 2.66kW og 3.05kW ga imidlertid en hardhetsreduksjon på henholdsvis 16 og 26% sammenliknet med grunnmaterialets hardhet. Fjerning av sjiktet med stålborste gjorde at en ved 2.27kW effekt oppnådde påvirkning av materialets hardhet målt midt i platetykkelsen. Hardhetsmålinger er imidlertid ofte preget av en relativt høy statistisk usikkerhet, som gjør at små påvirkninger i små prøvepopulasjoner ikke kan brukes til å trekke entydige konklusjoner. En kan dog si at overflatebeskaffenheten til arbeidsstykket er sentralt, for virkningsgraden  $\eta$  og hvor mye energi en kan overføre fra laserstråle til arbeidsstykket. Målingene i Tabell 5.1 understreker dette og potensialet som ligger i å undersøke hvordan en kan manipulere varmeovergangen mellom laser og arbeidsstykke til å oppnå innherdingstemperaturer lokalt.

Figur 5.3 viser at en effekt på 3.05kW gir overelding gjennom hele platetykkelsen ( $\approx 3.8\text{mm}$ ) selv med en hastighet forbi målepunktet på 10mm/s. Dette betyr at presipitatstrukturen er påvirkelig selv ved svært kort holdetid ved temperaturene presentert i Tabell 5.1.

Temperaturene målt midt i platens tykkelse, direkte under laserens bane i Tabell 5.1 gir i følge NaMo ingen påvirkning på 6082.53-legeringens styrke. Dette på tross av hardhetsmålingene i Figur 5.4 indikerer at en påvirkning fant sted. Ved bruk av NaMo, var det mulig å finne temperaturforløp tilsvarende en bevegelig varmekilde som ga den observerte påvirkningen i hardhet. Disse temperaturene finnes i Tabell 5.3. Figur 4.6 viser at temperaturforløpet i et materiale utsatt for en bevegelig varmekilde har en veldig spiss profil. Oppholdet ved maksimal temperatur er svært kort. I de praktiske forsøkene ble temperaturen kun lagret en gang i sekundet (1Hz). Det kan derfor tenkes at måleapparatet "gikk glipp av" den høyeste temperaturen. Temperaturene (Tabell 5.3) basert på de målte hardhetene er plausible da de ble målt  $\approx 1.5\text{mm}$  fra grensen mellom smeltet og ikke-smeltet materiale hvor temperaturen nødvendigvis på ha oversteget smeltepunktet.

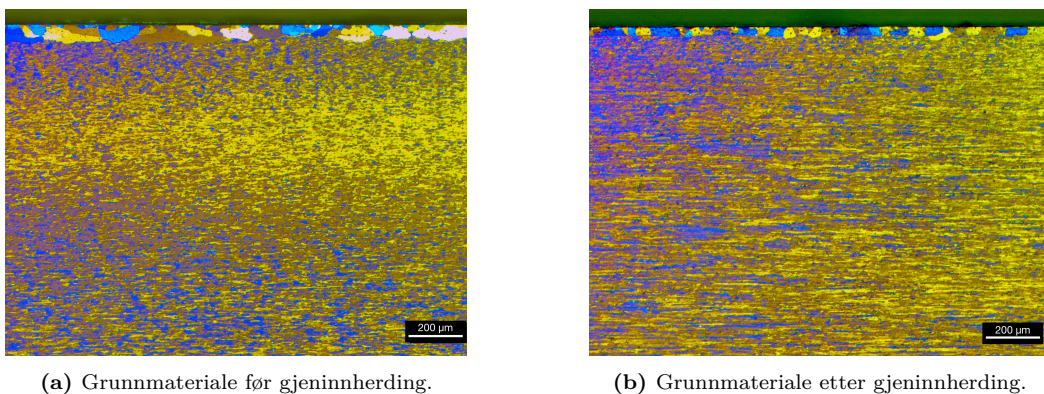
Sannsynligheten for at innherding ble nådd økes også ved at smeltingen gjør varmeoverføringen langt mer effektiv. Dette vises i bruddet i trenden hvor forsøket med stasjonær laser som ga smelting gjorde et byks i maksimaltemperatur sammenliknet med de andre forsøkene (Figur 5.1). Det ble i Weld Cycle Program brukt en antakelse om en virkningsgrad på 0.8. Bruddet i trenden ved smelting observert i forsøkene med stasjonær laser antyder at dette ikke er en helt urimelig antakelse.

I Figur 5.4 (b) kan en se at alle lasereffektene påvirket hardheten i materialet til en viss grad. 2.66 og 3.05kW ga omtrent samme reduksjon, mens 2.27kW uten oksidsjikt ga en reduksjon på 5% sammenliknet med grunnmaterialets hardhet. Den dominerende herdemekanismen i en utherdbar aluminiumlegering i T6-tilstand er presipitatherding. En kan dermed si at uten oksidsjikt, vil lasereffekter mellom 2.27 og 3.05kW med en hastighet på 10mm/s påvirke presipitatstrukturen i en 6082.53-legering.

## 6.2 Sveising i innherdet tilstand

### 6.2.1 Innherding

Ekstruderte plater i T6-tilstand ble innherdet på nytt ved 540°C i 15 minutter. Ved å på nytt innherde en ekstrudert profil risikerer man at utstrakt kornvekst gir et styrketap utover oppløsningen av  $\beta''$ . En slik kornvekst ville også virke negativt på kvaliteten av sammenligningen mellom prøver sveist i innherdet og utherdet tilstand. For å kontrollere om dette forekom ble det utført lysmikroskopi av anodiserte prøver før og etter innherding. Lysoptisk undersøkelse under polarisert lys av anodiserte prøver av gjeninnherdet materiale viste at utstrakt kornvekst ikke hadde funnet sted. Hindringen av rekrytallisering og kornvekst fordrer at  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si-dispersoidene holder seg stabile gjennom innherdingen. Figur 6.3 indikerer at dette var tilfelle. Dispersoidene i 6082.53-legeringen dannes hovedsaklig av krom og mangan som legeringen inneholder mye av sammenliknet med andre legeringer i 6xxx-serien [51].



**Figur 6.3:** Lysmikroskopier (5x) tatt av grunnmaterialet før og etter gjeninnherding.

Innherding innebærer at de herdende  $\beta''$ -utfellingene løses opp og at Mg og Si-atomene som utgjorde dem holdes i fast løsning ved bråkjøling til romtemperatur. Her er det flere ting som kan gå

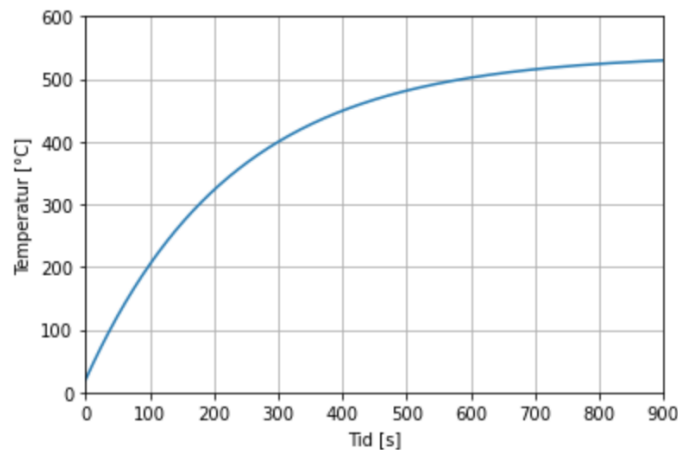


galt. Ved oppvarming kan  $\beta''$  vokse til  $\beta'$  og likevektsfasen  $Mg_2Si$  kan dannes. De to sistnevnte vil ta lenger tid å oppløse enn de mindre  $\beta''$ -utfellingene. Dersom legeringen ikke løser opp tilstrekkelig mange av utfellingene, vil ikke samme utherdingspotensiale finnes etter gjeninnherdingen.

For å bekrefte at utherdingspotensialet var bevart, ble en gjeninnherdet prøve varmutherdet ved  $185^\circ\text{C}$  i fem timer i oljebad. Dette var samme utherdingsprosess som gjort på materialet hos Hydro Sunndalsøra. Gjennomsnittet av fem målinger i midten av platens tykkelse, i ekstruderingsretningen ga et resultat på 103.7 HV. Legeringen hadde altså gjenvunnet sin hardhet og en kan konkludere med at innherdingen var vellykket.

Den opprinnelige innherdingen ble gjort ved nedkjøling fra ekstrudering ( $574^\circ\text{C}$ ). Ved ekstrudering hadde profilen 40 sekunder med luftkjøling før kjøling med vannspray begynte. Denne luftkjølingen før kjøling i vandusj er av begrenset betydning da profilen fremdeles er over innherdingstemperatur når vandusjingen starter. Kjøling med vandusj gir imidlertid en saktere nedkjøling enn det som ble utført i forsøkene gjort her hvor prøven ble tatt ut fra ovnen og bråkjølt i vannbad innen få sekunder. Selve kjølingen gjort i forsøkene skal altså i større grad beholde utherdingspotensialet enn den industrielle kjølingen. Dette forutsetter imidlertid at de to innherdingsprosessene løste opp like stor andel av legeringens intermetalliske faser.

Ved innherding før sveising ble plater med dimensjoner  $150 \times 300 \times 3.8$  (bredde x lengde x tykkelse) lagt inn i konveksjonsovn forvarmet til  $540^\circ\text{C}$ . Der ble de holdt i 15 minutter før bråkjøling i vannbad. Ved bruk av Ligning 2.12 med  $\tau = -229\text{s}$ ,  $T_s = 20^\circ\text{C}$  og  $T_0 = 540^\circ\text{C}$  finner man som vist i Figur 6.4 at arbeidsstykket når  $\approx 500^\circ\text{C}$  etter 8 minutter. Det betyr at arbeidsstykket holdt over  $500^\circ\text{C}$  i 7 minutter. Figur 2.3 viser at en temperatur over  $500^\circ\text{C}$  er tilstrekkelig til å gi innherding ved sveising hvor holdetiden er noen få sekunder.



**Figur 6.4:** Temperaturforløp for arbeidsstykke ved innherding i konveksjonsovn forvarmet til  $540^\circ\text{C}$  tilnærmet ved Ligning 2.12.

Fravær av utstrakt kornvekst og oppnåelse av samme hardhet som tidligere ved samme varmutherdings- temperatur og -tid gjør at innherdingen her er å anse som vellykket. Ved bråkjøling i vann fra innherdingstemperatur er det fare for høye temperaturgradienter ellerlater restspenninger i materialet. Dette utgjorde imidlertid ikke et problem i disse forsøkene. Dette kan komme av

arbeidsstykkenes relativt små dimensjoner.

## 6.2.2 Utherding

Å kjenne til utherdbare legeringers respons på denne mellomlagringen er sentralt. Varmutherdingsforløpene i Figur 5.9 viser at mellomlagringstid senker utherdingspotensialet noe. Materialet med en måneds mellomlagring bruker også lengre tid på å nå sitt utherdingspotensial. Det henholdsvis 15 og 30 minutter å nå utherdingspotensialet for arbeidsstykker med en time og en måneds mellomlagringstid ved 220°C. Utherdingspotensialet til materialet med en time mellomlagring var  $\approx 5\%$  høyere enn det leverte materialet som hadde en T6-hardhet på 103HV. Maksimal oppnådd hardhet for materialet med en måned mellomlagringstid var  $\approx 10\%$  lavere enn det leverte materialets hardhet.

Prøvene med en time mellomlagring viste en noe høyere maksimal hardhet enn T6-hardheten profilen ble levert i. Dette kan komme av at nedkjølingen etter ekstrudering ble gjort med vannspray, noe som gir saktere nedkjøling enn å legge materialet i vannbad. Vannsprayen ble også påført noen sekunder etter at profilen kom ut av ekstruderingsverktøyet. Dette gjorde at profilen hadde en gjennomsnittlig avkjølingshastighet på  $(574-505)^{\circ}\text{C}/0.66\text{min} = 103.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ . Ved denne temperaturen har imidlertid legeringen en relativt høy løselighet av  $\text{Mg}_2\text{Si}$  (Figur 2.1), slik at økningen på 5% hardhet mest sannsynlig skyldes forskjellen i nedkjølingshastighet i de to innherdingsprosessene.

De simulerte utherdingsforløpene i Figur 5.19 viser viktigheten av nedkjølingshastighet. Den høye Mn- og Cr- dispersoidetettheten som dannes ved homogenisering av denne 6082.53-legeringen (Tabell 3.1) gjør at rask nedkjøling fra innherding er spesielt viktig. Ved for sen nedkjøling presipiterer ikke-herdende  $\beta'$ -partikler på dispersoidene. Dette resulterer i et betraktelig lavere utherdingspotensiale, som vist ved simuleringer i Figur 5.19. Her kan en se at med 9 sekunder raskere nedkjøling, økte utherdingspotensialet fra 103 til 138HV. Dette utgjør en økning på 35% som er anselig, spesielt når sikkerhetsmarginer skal medregnes ved dimensjonering.

Utherdingsforløpene i Figur 5.9 gjelder for kunstig elding ved 220°C. T6-tilstanden disse hardhetene ble gjort ved 185°C. Denne temperaturforskjellen har svært stor innvirkning på utherdningstiden da det ved 185 °C tok fem timer å nå utherdingspotensialet. At varmutherdningstiden holdes kort ved PWHT av forbindelser sveist i innherdet tilstand kan være viktig for å unngå overelding av den sterke sonen innerst mot sveisen (Figur 5.10).

Pogatscher et. al. [13] fant at ved en utherdningstemperatur  $>210^{\circ}\text{C}$  går mellomlagring fra å ha negativ til å ha positiv effekt på styrken som kan oppnås ved varmutherdning. Dette stemmer imidlertid ikke overens med funnene presentert i Figur 5.9. Variasjonen sett her er dog såpass liten, og variablene mange, slik at en ved flere forsøk muligens kan observere en trend mer lik den presentert i [13]. Dette er den mest sannsynlige forklaringen på at observasjonen i Figur 5.9 ikke stemmer med temperaturen. Arbeidsstykkene som viste hardhetsprofilene i Figur 5.10 hadde samme temperatur-tid-historie og hadde styrkemessig positivt utbytte av mellomlagringen ved PWHT.

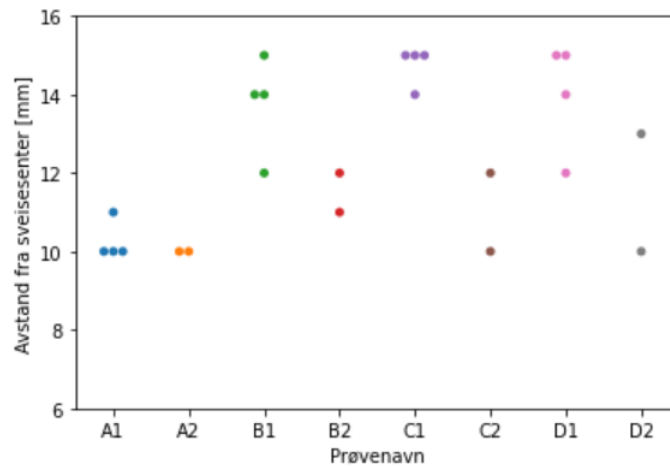
Når en sammenlikner hardhetsprofilene i Figur 5.10, stemmer imidlertid effekten beskrevet i [13] overens med det som ble observert ved PWHT av de sveiste forbindelsene. Relativt kortvarig utherdning sammenliknet med vanlige forløp ved temperaturer  $<200^{\circ}\text{C}$  ga større effekt ved lengre mellomlagring.

### 6.2.3 Sveising og styrkeegenskaper

I Tabell 5.2 oppsummeres styrkeegenskapene fra de innhentede spenning-tøyningskurvene i Figur 5.12 og Figur 5.13. Sveising i T6-tilstand har gitt et betraktelig styrketap som følge av at de herdende  $\beta''$ -partiklene har vokst seg til større, semikohrente og mindre herdende  $\beta'$ -partikler i den varmepåvirkede sonen. Kvantifisering og sammenlikning av disse styrketapene diskuteres videre under. En kan se i Tabell 5.2 at det er større differanse mellom  $f_u$  og  $f_o$  hos de sveiste prøvene. Dette stemmer overens med den økte arbeidsherdningen som følger ved måten dislokasjoner passerer inkohrente presipitater og etterlater seg Orowan-løkker.

Plater ble sveist med ulikt tidsinterval etter innherding. En forlenget mellomlagringsperiode assosieres med minsket utherdingspotensiale ved standard industrielle utherdningstemperaturer ( $<200^\circ\text{C}$ ) [21]. I dette arbeidet ble det imidlertid undersøkt hvordan mellomlagring påvirker effekten av en utherdningstemperatur på  $220^\circ\text{C}$ . Hardhetsprofilene i Figur 5.10 viser at forlenget mellomlagring gir bedre effekt av utherdning. Dette er fordelaktig i industriell sammenheng ved at det gjør prosessen mer fleksibel. Det gjør at det krever mindre planlegging for å dra nytte av den positive effekten av sveising i innherdet tilstand.

Figur 6.5 viser hvor langt fra sveisens midtlinje bruddet skjedde i hver strekkprøve. Alle brudd skjedde mellom 10 og 15mm fra denne linjen. Prøvene sveist i innherdet tilstand uten PWHT har generelt brudd lenger unna sveiselinjen og mer spredt sammenliknet med prøvene sveist i T6-tilstand. De vertikale linjene i Figur 6.6 indikerer hvor brudd inntraff i de fire parallellene uten PWHT og de to parallellene med. For prøvene av typen A, samlet bruddene seg om det svakeste punktet i den varmepåvirkede sonen. På prøvene sveist i innherdet tilstand fordelte bruddene seg mer vilkårlig. Som vist i Figur 6.6, har disse prøvene samme styrke fra  $\approx 5\text{mm}$  og utover fra sveiselinjen.



Figur 6.5: Bruddpunktens posisjon ved strekkprøving av sveiste prøver.

I Figur (d) i 5.10 og 6.6 viser PWHT-profilen et brått styrketap i sveisemetallet. Dette må være en målefeil, sett at styrken her er lavere enn den observert i samme punkt for prøven uten PWHT. Feilen kan ha oppstått ved defekt som eksempelvis en pore i sveisemetallet.

Eurocode 9 [10] benytter en styrkereduksjonsfaktor,  $\rho$ , for å kvantifisere styrketap ved sveising. Denne defineres som forholdet presentert i Ligning 2.5. En høyere styrkereduksjonsfaktor betyr altså mindre styrketap ved sveising sammenliknet med grunnmaterialets styrke. Tabell 6.1 oppsummerer styrkereduksjonsfaktorene for de ulike prøvene. Faktorene er beregnet med utgangspunkt i resultatene presentert i Tabell 5.2. Her kan en observere at  $\rho_u$  generelt har høyere verdier enn  $\rho_o$ . Dette vil si at flytspenning påvirkes i større grad enn maksimal styrke ved sveising. Dette stemmer overens med Eurocode 9. Standarden anslår  $\rho_o$  og  $\rho_u$  til henholdsvis 0.48 og 0.60 for 6082-legering med platetykkelse mindre enn 6mm. Ved sammenlikning mellom disse og observerte verdier må en ta hensyn til standarders tendens mot å være konservative samt at de er mer generelle med hensyn til legeringssammensetning, sveisemetode og termisk prosessering.

Sammenliknet med verdiene i Eurocode 9, er prøvene uten PWHT  $\rho_o$  observert både noe lavere og noe høyere. De observerte  $\rho_u$  er konsekvent noe høyere en  $\rho_u$  i Eurocode 9. For prøvene med PWHT er imidlertid  $\rho_o$  konsekvent høyere. Prøven med lengst mellomlagring, D2, har  $\rho_o$  lik 0.83. Dette er en uvanlig høy verdi. Dette er prøven med lengst lagringstid mellom innherding og sveising, og dermed lengst lagringstid mellom innherding og PWHT. Som tidligere diskutert, gir mellomlagring større potensiale for varmutherding ved temperaturer  $>210^\circ\text{C}$  i 6082-legeringer.

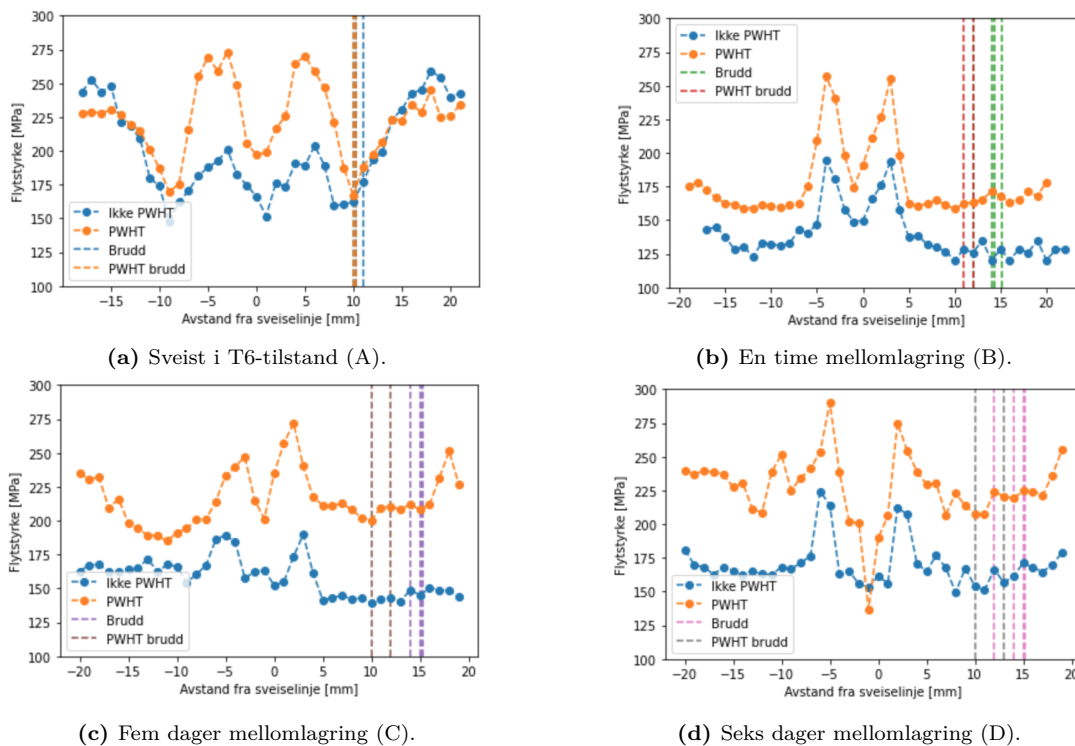
Om en sammenlikner  $\Delta\rho_o$  for B2, C2 og D2 ser en at C- og D-prøvene gjenvant omlag 10 prosentpoeng mer styrke ved PWHT enn B-prøven gjorde. Dette indikerer at økt lagringstid innenfor tidsrammen undersøkt her, gir bedre styrkegjenvinning når PWHT blir gjort ved  $220^\circ\text{C}$  i 30 minutter. Alle prøvene sveist i innherdet tilstand (B, C og D) fikk alle en betraktelig økning i flytspenning ved PWHT sammenliknet med A-prøvene som ble sveist i T6-tilstand. Dette er som forventet, da varmebehandlingen ga en liten overledning av grunnmaterialet, som vist i Figur 5.10.

**Tabell 6.1:** Styrkereduksjonsfaktor for sveiste strekkprøver.  $\rho_o$  beskriver tap av flytstyrke,  $\rho_u$  beskriver tap av maksimal styrke.  $\Delta\rho_o$  og  $\Delta\rho_u$  beskriver økningen PWHT gir i styrkereduksjonsfaktorene. Styrkereduksjonsfaktorene til prøvene sveist i innherdet tilstand er basert på styrken til grunnmateriale i T6.

Prøvenavn	$\rho_o$	$\rho_u$	$\Delta\rho_o$	$\Delta\rho_u$
A1	0.60	0.75		
A2	0.74	0.79	+0.14	+0.04
B1	0.45	0.71		
B2	0.66	0.74	+0.21	+0.03
C1	0.43	0.73		
C2	0.76	0.79	+0.33	+0.06
D1	0.53	0.77		
D2	0.83	0.86	+0.30	+0.09

Styrkereduksjonsfaktorene for alle prøvene ble beregnet basert på styrken i grunnmaterialet i T6-tilstand. Dette for å ha et konstant sammenlikningsgrunnlag mellom prøver sveist i de ulike tilstandene. En styrkereduksjonsfaktor basert på grunnmaterialet i innherdet tilstand ville ikke gitt et konstant sammenlikningsgrunnlag og ville heller ikke gitt mening ettersom bruddet gikk i grunnmaterialet og ikke i den varmpåvirkede sonen.

Verdiene i Tabell 6.1 antyder, som forventet, at PWHT har positiv effekt på styrkereduksjonsfaktoren.  $\rho_o$  påvirkes i større grad enn  $\rho_u$ . Dette kommer mest sannsynlig av at økningen i flytspenning kan tilskrives dannelsen av mindre  $\beta''$ -utfellingene i den innherdede og delvis innherdede sonen (Figur 2.3). Måten dislokasjoner passerer disse på gir mindre arbeidsharding sammenliknet med med Orowan som etterlates rundt utfellingen ved passering av  $\beta'$ . Prøvene sveist i T6-tilstand har en høyere  $\rho_o$  enn de sveist i innherdet tilstand uten PWHT. På tross av at prøvene sveist i T6-tilstand med og uten PWHT gikk til brudd på samme sted i hardhetsprofilen (Figur 6.6), gir PWHT en større  $\rho_o$ -verdi. Dette kan indikere at det i den overeldede sonen, ligger noe Mg og Si i fast løsning som kan bindes opp i nye, herdende presipitater ved PWHT. Denne overeldede sonen karakteriseres ellers ved at de herdende  $\beta''$ -partiklene har vokst på bekostning av hverandre og blitt til færre og større partikler som går på bekostning av presipiteringsherdebidraget.



**Figur 6.6:** Flytspenninger i varmpåvirket sone omregnet fra HV (Ligning 2.6).

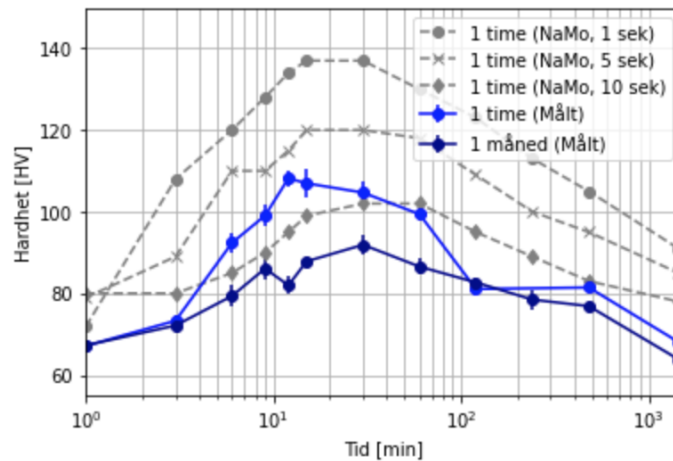
Figur 6.6 viser hardhetsmålingene i Figur 5.10 omgjort til flytspenninger med Likning 2.6. Sammenlikning av flytspenningsverdiene i Tabell 5.2 og de beregnede verdiene der bruddet skjedde (Figur 6.6) viser at likningen er nokså presis. Unntaket er flytspenningsverdien for A2 (sveist i T6, med PWHT). Denne diskrepansen kan komme av upresise hardhetsmålinger. Styrken målt med strekktest er mest sannsynlig den mest presise ettersom den er fremstilt med to paralleller og ikke basert på omregnede verdier fra målinger gjort i én parallell.

Den innherdede sonen som topper seg i styrke  $\pm 5\text{mm}$  fra sveiselinjen i alle profilene i Figur 6.6, utviste godt utherdingspotensiale for alle de ulike prøvene. Her har nedkjøling fra innherdingstemperatur gått raskt, som illustrert i temperatur-tid-kurven i Figur 4.6. Dette gjør at en unngår at ikke-herdende  $\beta'$ -partikler utfelles på de mange dispersoidene i 6082.53-legeringen og at utherdingspotensialet blir høyt.

I området rundt  $\pm 10\text{mm}$  fra sveiselinjen på arbeidsstykkene sveist i T6-tilstand (Figur 6.6 (a)), er temperaturforløpet slik at det dannes  $\beta'$ -utfellinger med lavt herdepotensial. Dette ser imidlertid ut til å være unngått i tilsvarende temperaturområde på arbeidsstykkene sveist i innherdet tilstand. Observasjonen som støtter dette, er at området  $\pm 10\text{mm}$  fra sveiselinjen utherdnes i like stor grad som materialet som er utenfor den varmepåvirkede sonen ( $\pm 15\text{mm}$ ). En forklaring kan være at transformasjonen  $OL \rightarrow \beta''$  går saktere enn  $\beta'' \rightarrow \beta'$  (Ligning 2.1).

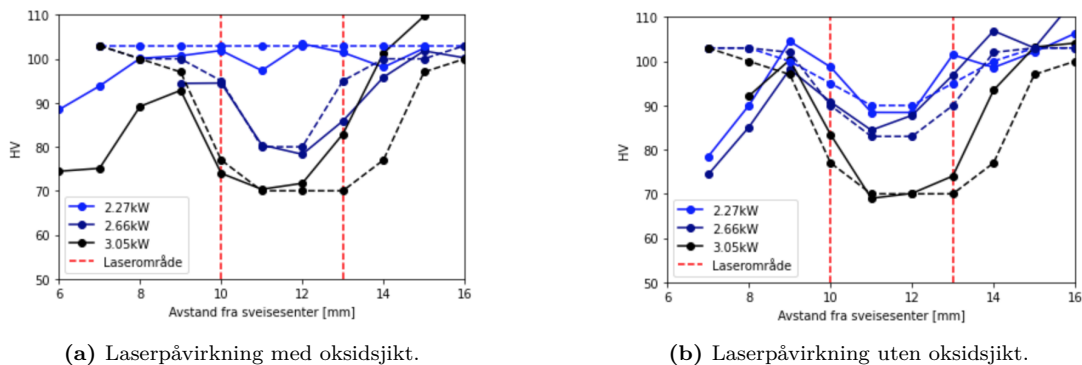
### 6.3 Modelling og målte verdier

Figur 6.7 sammenligner målte utherdingsforløp med NaMo-simulerte. De simulerte forløpene viser sensitiviteten 6082.53-legeringen har for nedkjølingshastighet ved innherding. Dette kommer av at dispersoidene utgjør nukleeringspunkter hvor  $\beta'$  utfelles gitt en tilstrekkelig drivkraft. Simulerte og målte forløp stemmer godt overens med hensyn til hvor lang tid det tar før legeringen når utherdingspotensialet.



**Figur 6.7:** Sammenlikning av målte verdier og NaMo-simulerte utherdingsforløp ved 220°C. 1, 5 og 10 sekunder i forklaringsfeltet viser til simulert nedkjølingstid ved innherding.

Figur 6.8 sammenligner målt og simulert hardhetspåvirkning ved lokal, bevegelig laser-varmebehandling. I Figur 6.8 (a) er simulert og målt påvirkning ved 2.27kW generelt lik. Avvikene kommer sannsynligvis av statistiske variasjoner i målingene av det virkelige materialet. En kan også observere i samme figur at simulert varmpåvirkning er smalere enn målt for 2.66kW og bredere for 3.05kW. Dette gjør det problematisk å utpeke noen annen årsak til avvikene i simulert og målt bredde på varmpåvirket sone enn statistiske variasjoner. I Figur 6.8, simuleres det konsekvent noe bredere varmpåvirkede soner enn det som ble målt. Dette kan komme av at det ble antatt en konduktivitet [40] som var ulik den i legeringen som ble brukt i de praktiske forsøkene.



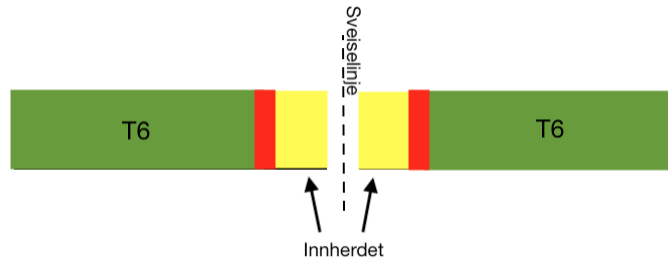
**Figur 6.8:** Sammenlikning av målte (heltrukne linjer) og simulerte (stiplede linjer) hardhetprofiler av T6-materiale påvirket av bevegelig laser-varmebehandling.



## 6.4 Praktisk anvendelse

### 6.4.1 Sveising i innherdet tilstand og lokal varmebehandling

Ettervarming (PWHT) av de sveiste forbindelsene i dette arbeidet ble gjort på hele strekkstaven. Gitt den lave styrken utenom toppene  $\pm 5\text{mm}$  fra sveiselinjen før ettervarming, vil ettervarmingen måtte bli gjort av en ferdig konstruksjon etter sveising også i anvendelser. Dette er generelt sett på som upraktisk, da den sammensveiste konstruksjonen ofte er for stor for mange ovner, salt- eller oljebad. Å varme en så stor mengde av et medium vil også kreve store mengder energi.



**Figur 6.9:** Forslag for å unngå å PWHT av store, ferdigsveiste strukturer. Grønn farge indikerer T6 styrke, gul markerer innherdet område på hver side av sveiselinjen. Røde områder markerer hvor overelding vil oppstå uten kreative tiltak. Figur ment som illustrasjon og forhold mellom dimensjoner er ikke korrekte.

Et alternativ til å bruke arbeidsstykker som er innherdet i sin helhet, kan være at området rundt endene som skal sveises sammen innherdes og resten av arbeidsstykket holdes i T6-tilstand. Forslaget er illustrert i Figur 6.9. Dette vil innebære en ny innherding, som gjort her slik at Cr- og Mn-dispersoider som hemmer rekrytallisering vil være fordelaktig. Denne fremgangsmåten fordrer imidlertid at man finner en metode hvor man unngår overelding i overgangen mellom området som skal innherdes og området som skal holdes i T6-tilstand. Kunstig kjøling i overgangen kan være et alternativ, men høye temperaturgradienter kan gi negative geometriske effekter. Det er imidlertid ikke et stort område som behøver innherding. I dette og flere arbeider ble den varmepåvirkede sonen ved hybridsveising målt til å være 15mm bred på hver side av sveiselinjen. Det vil dog kreves en ettervarming av sveisen for å dra kunne oppnå de høye styrkereduksjonsfaktorene målt i dette arbeidet (Tabell 6.1). Å kunne utføre denne i et område tilsvarende det innherdede representerer et ytterligere produksjonssteg. En mulig metode er å innherde enden av prøvestykket i en induksjonsspole.

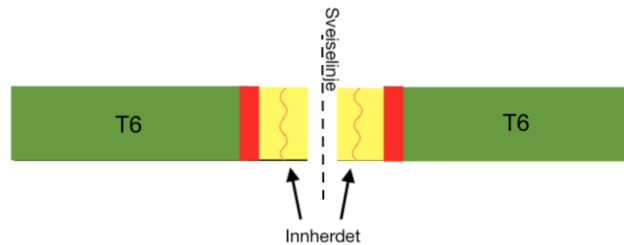
## 6.4.2 Bruk av laser til styrt presipitat- og arbeidsherding

En kan tenke seg at lokal laser-varmebehandling og sveising i innherdet tilstand kan kombineres til å oppnå økt lastbærende kapasitet eller andre fordelaktige egenskaper. En måte dette kan gjøres på er at en benytter seg av laseroppvarming lokalt til å utherde et innherdet arbeidsstykke. Temperaturene nådd i de praktiske forsøkene i dette arbeidet indikerer at tilstrekkelig temperatur kan nås uten negative konsekvenser som for eksempel smelting.

En lokal utharding av materialet før en global ettervarming ved 220°C kan gi geometriske variasjoner i konsentrasjonen av  $\beta''$  og  $\beta'$ -utfellinger. Orowan-mekanismen for dislokasjonsglidning forbi inkoherente utfellinger gjør at en på denne måten kan styre arbeidsherdingen ved deformasjon. Dette vil imidlertid innebære en lokal svekking. Konseptet presentert av Østhus et. al. [1] kan benyttes til å utforme dette mønsteret på en fordelaktig måte. Dermed kan kostnaden for å oppnå denne styrte arbeidsherdingen senkes. Holdetiden kan justeres for å tilpasse graden av utharding.

Ved å ikke holde ettervarmingen til det fulle uthardingspotensialet til det innherdede området er nådd, vil det lokalt varmebehandlede området være sterkere. Dette gitt at ettervarmingen tilpasses slik at området som fikk et forsprang i uthardingsforløpet når sitt potensiale. Dette som følge av forspranget det fikk ved den lokale varmebehandlingen. Dette vil også gi inhomogenitet i styrkefordelingen som kan være interessant med tanke på funnene i [1].

Denne metoden kan i praksis tenkes brukt i kombinasjon med metoden presentert over. Figur 6.10 illustrerer forslaget.



**Figur 6.10:** Det innherdede området (gult) kan muligens delvis utherdes ved bruk av laser - bevegelig eller stasjonær (oransje). Dette kan ved påfølgende ettervarming av forbindelsen føre til inhomogene styrke- og arbeidshardingsegenskaper.

## 7 Konklusjon

Den praktiske gjennomførbarheten ved bruk av stasjonær laser til lokal endring av mikrostrukturen til en 6082.53-legering ble undersøkt i praktiske forsøk og simuleringer. Temperaturmålinger viste at det var mulig å oppnå 200°C midt i platens tykkelse (3.8mm) uten smelting i overflaten. Innherdingstemperatur (500°C) ble målt midt i platen etter 30 sekunder bestråling ved 920W og +30mm defokusering. Her forekom imidlertid smelting i arbeidsstykkets overflate. Forsøkene indikerer at laserbestråling kan være et brukbart verktøy for å oppnå lokal innherding. Til dette kreves imidlertid flere forsøk og eksperimentering med overfaltebehandling som kan øke varmeopptaket i arbeidsstykket.

Å gjøre lokale varmebehandlinger med en bevegelig varmekilde kan være fordelaktig med tanke på produktivitet. Gjennomførbarheten av dette ble undersøkt ved å oppjustere effektene til omtrent tre ganger de brukt i de stasjonære forsøkene. Dette resulterte i smelting i overflaten, innherding rundt det smeltede området og overledning utenfor dette. Om en godtar smelting som en bieffekt, kan denne typen laserbehandling brukes til å endre styrkeegenskapene rundt en sveist forbindelse.

En ekstrudert 6082.53-legering ble innherdet, hybridsveist og ettervarmet med varierende grad av mellomlagring. De sveiste forbindelsenes styrkeegenskaper ble testet gjennom strekktester og innhenting av hardhetsprofiler på tvers av sveisen. Prøver med og uten ettervarming ble undersøkt og sammenliknet. Kombinasjonen av sveising i innherdet tilstand og PWHT ved 220°C ser ut til å gi svært god effekt på styrkereduksjonsfaktoren  $\rho_o$ . Mellomlagring i seks dager før sveising og PWHT ga en  $\rho_o$  på 0.83, som er 35 prosentpoeng mindre styrkereduksjon enn  $\rho_o$ -verdien på 0.48 som brukes på denne typen forbindelser i Eurocode 9. Lagringstid mellom innherding og PWHT ser ut til å virke positivt på utherdingspotensialet ved 220°C til 6082.53-legeringen sveist i innherdet tilstand.

## 8 Videre arbeid

Forsøkene gjort her med bevegelig laser varierte på effekt. Andre frihetsgrader som kan utforskes er laserens hastighet og treffvinkel. Forsøkene med stasjonær laser ble gjort ved betraktelig lavere effekt, noe som også kan prøves med bevegelig laser. Forsøk hvor laseren skrur av og på ved stasjonær bestråling kan undersøke hvorvidt dette kan gi tid til avkjøling av det bestrålte området ved konduksjon. Dette kan være en mulig metode for å oppnå høyere lokale temperaturer uten smelting.

Forsøkene i dette arbeidet undersøkte kun to ulike overflatebeskaffenheter - med og uten oksidsjikt. Det bør utforskes flere metoder for å øke virkningsgraden.

En interessant anvendelse kan være å kombinere sveising i innherdet tilstand med en bevegelig laser som akselerer utherdingen lokalt. Dette kan gi en kombinasjon av de to metodene for styrketapsreduksjon undersøkt i dette arbeidet. Den raske avkjølingshastigheten etter den lokale laser-varmebehandlingen er spesielt viktig i den Mn- og Cr-rike 6082.53-legeringen. Den øker potensialet for å gjenvinne styrke ved ettervarming sammenliknet med den opprinnelige, industrielle innherdings-avkjølingen.

Funnene gjort i dette arbeidet med sveising i innherdet tilstand bør suppleres med forsøk på andre utherdbare legeringer. Respons på mellomlagring var sentralt for den positive effekten av PWHT funnet her. Denne kan variere i ulike legeringssystemer. Andre temperaturer for ettervarming kan også utforskes.

Friksjonssveising i innherdet tilstand kan være meget interessant ettersom arbeidsstykket vil være mye svakere enn i T6-tilstand. Dette kan muligens gi mer fleksibilitet i sveiseparametre og andre aspekter i produksjonen. Friksjonssveising gir også en mer finkornet sone langs sveiselinjen enn man får ved eksempelvis hybridsveising kan gjøre at en får en enda høyere styrkereduksjonsfaktor.

Til slutt bør det presiseres at antallet prøver og paralleller i dette arbeidet er begrenset. Det oppfordres derfor til at resultatene ikke tolkes som annet enn veiledende i videre arbeid.

---

## Referanser

- [1] R. Østhus, O. Myhr, A. Nesse, A. Hamarsnes, M. Idberg, and T. Furu, “The use of artificial intelligence for improving structural properties of welded aluminum extrusions,” *Unpublished*.
- [2] M. N. Amado and F. Daroqui, “Revision of the solvus limit of  $al - mg_2si$  pseudo binary phase diagram,” *Procedia materials science*, vol. 8, pp. 1079–1088, 2015.
- [3] A. Bugten, “The possibility of improving the structural properties of welded al-mg- si alloys through automated local induction heat treatments, *Masteroppgave*,” 2021.
- [4] M. Anderson, “Load bearing capacity of four commercial al-mg-si alloys welded with four different techniques, *Prosjektoppgave, NTNU, 2021*,”
- [5] A. Hamarsnes, “Mechanical properties of a welded 6082 aluminium alloy with local heat treatments, *Masteroppgave*,” 2019.
- [6] O. Myhr, Grong, and K. Pedersen, “A combined precipitation, yield strength, and work hardening model for al-mg-si alloys,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 41, no. 9, pp. 2276 – 2289, 2010.
- [7] J. Cheng, G. Song, X. Zhang, C. Liu, and L. Liu, “Review of techniques for improvement of softening behavior of age-hardening aluminum alloy welded joints,” *Materials*, vol. 14, no. 19, 2021.
- [8] C. Vargel, *Corrosion of Aluminium*. Oxford, England: Elsevier, 1 ed., 2004.
- [9] J. Zhou, G. Y. Wang, Y. Li, and X. M. Wan, “Influence of heat treatment parameters on mechanical properties and crashworthiness of aluminum crash box,” *Advanced Materials Research*, vol. 912-914, pp. 194–199, 2014.
- [10] E. committee for standardization, “Eurocode 9: Design of aluminium structures - part 1-1: General structural rules,”
- [11] S. Gjertsen, “Mechanical properties after welding and post weld heat treatment of a 6082 aluminium alloy, *Masteroppgave*,” 2018.
- [12] J. Solberg, *Teknologiske metaller og legeringer*, ch. 3. Trondheim: Institutt for materialteknologi, 1 ed., 2014.
- [13] S. Pogatscher, H. Antrekowitsch, H. Leitner, T. Ebner, and P. Uggowitzer, “Mechanisms controlling the artificial aging of al-mg-si alloys,” *Acta Materialia*, vol. 59, no. 9, pp. 3352–3363, 2011.
- [14] A. Woznicki, D. Lesniak, G. Wloch, B. Leszczynska, and A. Wojtyna, “The effect og homogenization conditions on the structure and properties av 6082 alloy billets,” *Archives og Metallurgy and Materials*, vol. 60, no. 3, pp. 1764–1771, 2015.

- [15] N. Bayat, T. Carlberg, and M. Cieslar, “In-situ study of phase transformations during homogenization of 6005 and 6082 al alloys,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 725.
- [16] C. Mariora, S. Andersen, J. Jansen, and H. Zandbergen, “The influence of temperature and storage time at rt on nucleation of the  $\beta''$  phase in a 6082 al–mg–si alloy,” *Acta Materialia*, vol. 51, pp. 789–796, 2003.
- [17] T. Saito, C. Mariora, J. Røyset, K. Marthinsen, and R. Holmestad, “The effects of quench rate and pre-deformation on precipitation hardening in al–mg–si alloys with different cu amounts,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 609, pp. 72–79, 2014.
- [18] P. Rometsch, S. Wang, A. Harriss, P. Gregson, and M. Starink, “The effect of homogenizing on the quench sensitivity of 6082,” *Materials Science Forum*, vol. 369–402, p. 655.660, 2002.
- [19] R. Smallman and A. Ngan, *Modern Physical Metallurgy*. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-098204-5.00020-1>: Butterworth-Heinemann, 8 ed., 2014.
- [20] J. Banhart, C. S. T. Chang, Z. Liang, N. Wanderka, M. Lay, and A. J. Hill, “Natural aging in al–mg–si alloys – a process of unexpected complexity,” *Advanced Engineering Materials*, vol. 12, pp. 559–571, 2010.
- [21] S. Pogatscher, H. Antrekowitsch, H. Leitner, T. Ebner, and P. Uggowitzer, “Mechanisms controlling the artificial aging of al–mg–si alloys,” *Acta Materialia*, vol. 59, pp. 3352–3363, 2011.
- [22] Z. Cui, H. Jiang, D. Zhang, Y. Song, D. Yan, and L. Rong, “Influence of mn on the negative natural aging effect in 6082 al alloy,” vol. 793, p. 139874, 2020.
- [23] P. H. Ninive, A. Strandlie, S. Gulbrandsen-Dahl, W. Lefebvre, C. D. Marioara, S. J. Andersen, J. Friis, R. Holmestad, and O. M. Løvvik, “Detailed atomistic insight into the  $\beta''$  phase in al–mg–si alloys,” *Acta Materialia*, vol. 69, pp. 126–134, 2014.
- [24] Z. Yang and J. Banhart, “Natural and artificial ageing in aluminium alloys – the role of excess vacancies,” *Acta Materialia*, vol. 215, p. 117014, 2021.
- [25] H. S. Hasting, A. G. Frøseth, S. J. Andersen, R. Vissers, J. C. Walmsley, C. D. Marioara, F. Danoix, W. Lefebvre, and R. Holmestad, “Composition of precipitates in al–mg–si alloys by atom probe tomography and first principles calculations,” *Journal of Applied physics*, vol. 106, p. 123527, 2009.
- [26] W. Callister and D. Rethwisch, *Materials Science and Engineering*. Hoboken, New Jersey: Wiley, 9 ed., 2015.
- [27] W. Hosford, *Physical Metallurgy*. Taylor Francis, 2 ed., 2010.
- [28] G. E. Dieter, *Mechanical metallurgy*. London: McGraw-Hill, si metric ed. ed., 1988.
- [29] H. Bhadeshia and R. Honeycombe, *Steels: Microstructure and Properties*. Elsevier, 4 ed., 2017.
- [30] F. Qian, S. Jin, G. Sha, and Y. Li, “Enhanced dispersoid precipitation and dispersion strengthening in an al alloy by microalloying with cd,” *Acta Materialia*, vol. 157, pp. 114–125, 2018.

- [31] J. Rakhmonov, K. Liu, P. Rometsch, N. Parson, and X.-G. Chen, “Improving the mechanical response of al–mg–si 6082 structural alloys during high-temperature exposure through dispersoid strengthening,” *Materials*, vol. 13, no. 22, pp. 1–13, 2020.
- [32] C. Li, K. Liu, and X. G. Chen, “Improvement of elevated-temperature strength and recrystallization resistance via mn-containing dispersoid strengthening in al-mg-si 6082 alloys,” *Journal of Materials Science and Technology*, vol. 39, pp. 135–143, 2020.
- [33] H. Lin, “Dynamic recrystallization behavior of 6082 aluminum alloy during hot deformation,” *Advances in Mechanical Engineering*, vol. 13, pp. 1–10, 2021.
- [34] Y. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, and S. Jogan, “Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction- stir welding,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30A, no. 1, pp. 2429–2437, 1999.
- [35] C. C. Menzemer, E. Hilty, S. Morrison, R. Minor, and T. Srivatsan, “Influence of post weld heat treatment on strength of three aluminum alloys used in light poles,” *Metals*, vol. 6, p. 52, 2016.
- [36] Grong, *Metallurgical Modelling of Welding of Aluminium Alloys*. London: Institute of Materials, 2nd ed. ed., 1997.
- [37] G.A.Edwards, K.Stiller, G.L.Dunlop, and M.J.Couper, “The precipitation sequence in al–mg–si alloys,” *Acta Materialia*, vol. 46, no. 11, pp. 3893–3904, 1998.
- [38] O. Myhr, Grong, and T. Børvik, “A combined precipitation, yield stress, and work hardening model for al-mg-si alloys incorporating the effects of strain rate and temperature,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 49A, no. 1, p. 3592–3609, 2018.
- [39] R. Mishra and Z. Ma, “Friction stir welding and processing,” *Materials science and Engineering*, vol. 50, no. 1, pp. 1–78, 2005.
- [40] I. Bunaziv, O. Akselsen, X. Ren, B. Nyhus, and M. Eriksson, “Laser beam and laser-arc hybrid welding of aluminium alloys,” *Metals*, vol. 11, p. 1150, 2021.
- [41] C. Cai, S. He, H. Chen, and W. Zhang, “The influences of ar-he shielding gas mixture on welding characteristics of fiber laser-mig hybrid welding of aluminum alloy,” *Optics Laser Technology*, vol. 113, no. 1, pp. 37–45, 2019.
- [42] S. Selvi, A. Vishvakshenan, and E. Rajasekar, “Cold metal transfer (cmt) technology - an overview,” *Defence Technology*, vol. 14, no. 1, pp. 28–44, 2018.
- [43] C. Zhang, G. Li, M. Gao, J. Yan, and X. Y. Zeng, “Microstructure and process characterization of laser-cold metal transfer hybrid welding of aa6061 aluminum alloy,” *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 68, no. 1, pp. 1253–1260, 2013.
- [44] Y. Cengel and A. Ghajar, *Heat and Mass Transfer Fundamentals and Applications*. Avenue of the Americas, New York: McGraw-Hill, 4 ed., 2011.
- [45] M. Helbæk and S. Kjelstrup, *Fysikalsk kjemi*. Fagbokforlaget, 2009.

- [46] O. Myhr, T. Furu, O. Emmerhoff, I. Skauvik, and O. Engler, “Through- process modelling (tpm) of grain structure evolution in6xxx series alu- minium extrusions,” *Tenth International Aluminum Extrusion Technology Seminar and Exposition*, 2012.
- [47] I. B. Ivanovi, A. S. Sedmak, M. V. Milos, A. B. Zivkovi, and M. M. Lazi, “Numerical study of transient three-dimensional heat conduction problem with a moving heat source,” *Thermal Science*, vol. 15, no. 1, pp. 257–266, 2011.
- [48] O. Myhr, Grong, and C. Schäfer, “An extended age-hardening model for al-mg-si alloys incorporating the room-temperature storage and cold deformation process stages,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 46A, no. 48, pp. 6018–6082, 2010.
- [49] O. Myhr and Grong, “Modelling of non-isothermal transformations in alloys containing a particle distribution,” *Acta materialia*, vol. 48, no. 1, pp. 1605–1615, 2000.
- [50] M. F. Ashby, “The deformation of plastically non-homogeneous materials,” *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, vol. 21, pp. 399–424, 1970.
- [51] X. He, Q. Pan, H. Li, Z. Huang, S. Liu, K. Li, and X. Li, “Improving the mechanical response of al–mg–si 6082 structural alloys during high-temperature exposure through dispersoid strengthening,” *Materials*, vol. 13, pp. 1–13, 2020.



## A NaMo inndata

Alloys		Temperature-Time			
<input style="background-color: #ffffcc;" type="text" value="Alloys"/>		<b>T1 (°C)</b>			
<input type="text" value="0.8"/>	<b>Mg (wt%)</b>	<input type="text" value="505"/>			
<input type="text" value="1.01"/>	<b>Si (wt%)</b>	<b>T2 (°C)</b>	<b>Time T1-T2 (s)</b>	<b># time steps</b>	<b>Plastic strain (%)</b>
<input type="text" value="0.19"/>	<b>Fe (wt%)</b>	<input type="text" value="20"/>	<input type="text" value="13"/>	<input type="text" value="500"/>	<input type="text" value="0"/>
<input type="text" value="0.54"/>	<b>Mn (wt%)</b>	<b>T3 (°C)</b>	<b>Time T2-T3 (s)</b>	<b># time steps</b>	<b>Plastic strain (%)</b>
<input type="text" value="0.06"/>	<b>Cu (wt%)</b>	<input type="text" value="20"/>	<input type="text" value="3600"/>	<input type="text" value="500"/>	<input type="text" value="0"/>
<input type="text" value="0.15"/>	<b>Cr (wt%)</b>	<b>T4 (°C)</b>	<b>Time T3-T4 (s)</b>	<b># time steps</b>	<b>Plastic strain (%)</b>
		<input type="text" value="185"/>	<input type="text" value="2675"/>	<input type="text" value="500"/>	<input type="text" value="0"/>
		<b>T5 (°C)</b>	<b>Time T4-T5 (s)</b>	<b># time steps</b>	<b>Plastic strain (%)</b>
		<input type="text" value="185"/>	<input type="text" value="18000"/>	<input type="text" value="500"/>	<input type="text" value="0"/>
		<b>T6 (°C)</b>	<b>Time T5-T6 (s)</b>	<b># time steps</b>	<b>Plastic strain (%)</b>
		<input type="text" value="20"/>	<input type="text" value="10"/>	<input type="text" value="500"/>	<input type="text" value="0"/>
		<b>T7 (°C)</b>	<b>Time T6-T7 (s)</b>	<b># time steps</b>	<b>Plastic strain (%)</b>
		<input type="text" value="185"/>	<input type="text" value="0"/>	<input type="text" value="500"/>	<input type="text" value="0"/>
		<b>T8 (°C)</b>	<b>Time T7-T8 (s)</b>	<b># time steps</b>	<b>Plastic strain (%)</b>
		<input type="text" value="185"/>	<input type="text" value="0"/>	<input type="text" value="500"/>	<input type="text" value="0"/>
		<b>T9 (°C)</b>	<b>Time T8-T9 (s)</b>	<b># time steps</b>	<b>Plastic strain (%)</b>
		<input type="text" value="185"/>	<input type="text" value="0"/>	<input type="text" value="500"/>	<input type="text" value="0"/>
		<b>T10 (°C)</b>	<b>Time T9-T10 (s)</b>	<b># time steps</b>	<b>Plastic strain (%)</b>
		<input type="text" value="185"/>	<input type="text" value="0"/>	<input type="text" value="500"/>	<input type="text" value="0"/>
		<b>T11 (°C)</b>	<b>Time T10-T11 (s)</b>	<b># time steps</b>	<b>Plastic strain (%)</b>
		<input type="text" value="185"/>	<input type="text" value="0"/>	<input type="text" value="500"/>	<input type="text" value="0"/>
		<b>T12 (°C)</b>	<b>Time T11-T12 (s)</b>	<b># time steps</b>	<b>Plastic strain (%)</b>
		<input type="text" value="185"/>	<input type="text" value="0"/>	<input type="text" value="500"/>	<input type="text" value="0"/>

**Figur A.1:** Namo-inndata for å fremstille hardheten målt i den ekstruderte 6082.53-legeringen slik den var levert i T6-tilstand. Viktig å merke seg her er at dispersoide-tettheten er endret til  $5 \cdot 10^{19} m^{-3}$ .

## Alloys

Alloys	▼
0.8	Mg (wt%)
1.01	Si (wt%)
0.19	Fe (wt%)
0.54	Mn (wt%)
0.06	Cu (wt%)
0.15	Cr (wt%)

## Temperature-Time

T1 (°C)	505		
T2 (°C)	20	Time T1-T2 (s)	10
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T3 (°C)	20	Time T2-T3 (s)	3600
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T4 (°C)	185	Time T3-T4 (s)	2675
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T5 (°C)	185	Time T4-T5 (s)	18000
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T6 (°C)	20	Time T5-T6 (s)	10
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T7 (°C)	20	Time T6-T7 (s)	3600
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T8 (°C)	300	Time T7-T8 (s)	1
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T9 (°C)	390	Time T8-T9 (s)	29
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T10 (°C)	100	Time T9-T10 (s)	1
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T11 (°C)	20	Time T10-T11 (s)	10
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T12 (°C)	185	Time T11-T12 (s)	0
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0

**Figur A.2:** Eksempel på lokal, stasjonær varmebehandling på grunnmateriale i 6082.53-legering i T6-tilstand. Eksempellet her er temperaturforløpet midt i platen, direkte under varmefluksens treffpunkt i Abaqussimulering med fluks lik  $4.5 \cdot 10^7 [W/mm^2]$ . Viktig å merke seg her er at dispersoide-tettheten er endret til  $5 \cdot 10^{19} m^{-3}$ .

## Alloys

Alloys	
0.8	Mg (wt%)
1.01	Si (wt%)
0.19	Fe (wt%)
0.54	Mn (wt%)
0.06	Cu (wt%)
0.15	Cr (wt%)

## Temperature-Time

T1 (°C)	T2 (°C)	Time T1-T2 (s)	# time steps	Plastic strain (%)
505				
20	13		500	0
20	3600		500	0
185	2675		500	0
185	18000		500	0
20	10		500	0
20	3600		500	0
180	1		500	0
90	9		500	0
37	20		500	0
20	20		500	0
185	0		500	0

**Figur A.3:** Eksempel på simulert påvirkning av lokal, bevegelig varmebehandling på grunnmateriale 6082.53-legering i T6-tilstand. Temperaturforløp på lokal varmebehandling er her basert på målt temperatur midt i platens tykkelse i praktiske forsøk med 2.27kW brutto lasereffekt og hastighet 10mm/s.

## Alloys

Alloys	▼
0.8	Mg (wt%)
1.01	Si (wt%)
0.19	Fe (wt%)
0.54	Mn (wt%)
0.06	Cu (wt%)
0.15	Cr (wt%)

## Temperature-Time

T1 (°C)	505		
T2 (°C)	20	Time T1-T2 (s)	13
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T3 (°C)	20	Time T2-T3 (s)	3600
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T4 (°C)	185	Time T3-T4 (s)	2675
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T5 (°C)	185	Time T4-T5 (s)	18000
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T6 (°C)	20	Time T5-T6 (s)	10
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T7 (°C)	20	Time T6-T7 (s)	3600
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T8 (°C)	450	Time T7-T8 (s)	1
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T9 (°C)	350	Time T8-T9 (s)	3
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T10 (°C)	20	Time T9-T10 (s)	5
		# time steps	500
		Plastic strain (%)	0
T11 (°C)	185	Time T10-T11 (s)	0
		# time steps	0
		Plastic strain (%)	0
T12 (°C)	185	Time T11-T12 (s)	0
		# time steps	0
		Plastic strain (%)	0

**Figur A.4:** Eksempel på simulert påvirkning av lokal, bevegelig varmebehandling på grunnmateriale 6082.53-legering i T6-tilstand. Temperaturforløp på lokal varmebehandling er her basert på målt hardhet fra praktiske forsøk.

