

LAPPEENRANNAN TEKNILLINEN YLIOPISTO
Teknillinen tiedekunta
LUT Metalli
Hitsaustekniikan ja lasertyöstön laboratorio

Joonas Pekkarinen

**LASERHITSAUSPARAMETRIEN VAIKUTUS RUOSTUMATTOMIEN
TERÄSTEN HITSIN MIKRORAKENTEeseen**

Työn tarkastajat: Professori Veli Kujanpää
 Professori Antti Salminen
Työn ohjaaja: Professori Veli Kujanpää

TIIVISTELMÄ

Tekijä:	Joonas Pekkarinen
Nimi:	Laserhitsausparametrien vaikutus ruostumattomien terästen hitsin mikrorakenteeseen
Osasto:	LUT Metalli
Vuosi:	2009
Paikka	Lappeenranta
Diplomityö. Lappeenrannan teknillinen yliopisto. 106 sivua, 25 kuvaa, 8 taulukkoa ja 2 liitettä	
Työn ohjaaja:	Professori, TkT Veli Kujanpää
Työn tarkastajat:	Professori, TkT Veli Kujanpää Professori, TkT Antti Salminen
Hakusanat	laserhitsaus, ruostumatonta teräs, 201, 301LN, 316L, 254 SMO, 2205, 2101 LDX, 430, 1.4003, metallurgia, mikrorakenne
<p>Työn teoriaosassa käsitellään ruostumattomia teräksiä ja terästen metallurgiaan vaikuttavia tekijöitä yleisesti, sekä terästen hitsattavuutta. Hitsauksesta teoriassa käydään läpi laser- ja kaasukaarihitsausta ja hitsin metallurgiaan vaikuttavia tekijöitä.</p> <p>Kokeellisessa osassa paneudutaan kahdeksan eri ruostumattoman teräksen hitsien metallurgiaan ja metallurgiassa tapahtuviin muutoksiin hitsausparametrien mukaan. Koemateriaaleina on neljä austeniittista ruostumatonta terästä, 201, 301LN, 316L ja 254 SMO, kaksi austeniittis-ferriittistä ruostumatonta terästä, 2101 LDX ja 2205, sekä kaksi ferriittistä ruostumatonta terästä, 430 ja 1.4003. Hitsien mikrorakenteen tutkimisessa käytettiin sekä valomikroskooppia sekä joissain tapauksissa pyyhkäisyelektronimikroskooppia. Lisäksi työn kokeellisessa osassa paneuduttiin hitsien metallogfisiin syövytystekniikoihin.</p> <p>Kokeiden perusteella voidaan sanoa, että hitsin metallurgia riippuu hitsauksen aikaisesta lämpösyklistä ja hitsausparametreilla voidaan vaikuttaa tämän lämpösyklin muotoon. Austeniittis-ferriittisillä teräksillä hitsauksen aikaisesta lämpösyklistä riippuu pitkälti hitsin austeniitti-ferriitti-suhde. Ferriittisillä teräksillä lämpösyklin muoto vaikuttaa hitsiin muodostuvan martensiitin kovuuteen ja määrään sekä rakenteen hienojakoisuuteen. Austeniittisillä teräksillä lämpösyklin muodon vaikutus riippuu pitkälti teräksen seostusasteesta ja seosaineista. Austeniittisillä teräksillä kokeissa havaittuja muutoksia, parametrien muutosten mukaan oli muun muassa suotautumisen voimakkuuden muuttuminen, 254 SMO, jähmettymisjärjestyksen muuttuminen, 201 ja 316L, ja rakenteen hienojakoisuuden muuttuminen</p>	

ABSTRACT

Author:	Joonas Pekkarinen
Title:	Effect of laser welding parameters on weld metal microstructure of stainless steels
Department:	LUT Mechanical
Year:	2009
Place:	Lappeenranta
Master of Science Thesis. Lappeenranta University of Technology 106 pages, 25 figures, 8 tables and 2 appendices.	
Keywords:	laser welding, stainless steels, 201, 301LN, 316L, 254 SMO, 2205, 2101 LDX, 430, 1.4003, metallurgy, microstructure
Supervisor:	Prof., Dr. Tech. Veli Kujanpää
Examiners:	Prof., Dr. Tech. Veli Kujanpää Prof., Dr. Tech. Antti Salminen
<p>Theory part of this work covers basics of stainless steels, welding metallurgy and weldability of stainless steels. Theory of welding includes theory of laser and arc welding and how welding parameters can effect in welding metallurgy.</p> <p>Welding experiments were done using three different welding methods: keyhole laser welding, conduction laser welding and TIG welding. Varying welding parameters we got different heat input to weld and could determine how welding parameters effect on weld microstructure. Welding experiment was done to eight different stainless steels in three different stainless steel groups: austenitic stainless steels: 201, 301LN, 316L and 254 SMO, duplex stainless steels: 2205 and 2101 LDX, and ferrite stainless steels: 430 and 1.4003. To study welds microstructure we used standard light microscope and scanning electron microscope.</p> <p>As a conclusion of welding experiment can be said that welds metallurgy is dependent of welding parameters. For duplex stainless steels welding parameters determine how much austenite is going to form in the weld. For ferrite stainless steels welding parameters determine how hard potentially forming martensite is going to be and how coarse the microstructure is going to be. Effect of welding parameters to microstructure of austenitic stainless steel is dependent on how steel is alloyed. For example in our study we found that welding parameters effect on micro segregation of alloying elements, 254 SMO, solidification mode, 201 and 316L, and also how coarse the microstructure is going to be.</p>	

ALKUSANAT

Tämä työ on Lappeenrannan teknillisessä yliopistossa LUT Metallin laitoksen hitsaustekniikan ja lasertyöstön laboratoriossa, Tulevaisuuden Tehtaalla. Työ on tehty osana Tekesin rahoittamaa LASERLÄMPÖ-projektia, jossa tutkittiin laser- ja hybridihitsauksen lämmöntuontia.

Haluan kiittää koko Tulevaisuuden Tehtaan henkilökuntaa kannustavan työilmapiirin luomisesta, jossa on ollut ilo työskennellä. Erityisesti haluan kiittää työn ohjaajaa prof. Veli Kujanpäättä, jonka apu mikrorakenteiden tulkitsemisessä on ollut korvaamaton ja toista työn tarkastajaa prof. Antti Salmista työn loppuvaiheesta saamastani rakentavasta kritiikistä, joka oli tärkeää hyvän lopputuloksen aikaan saamiseksi. Lisäksi haluan kiittää metalliopin laboratorion erikoislaboratoriomestari Antti Heikkistä hänen avustaan metallografisten syövytysten tekemisessä.

Lappeenrannassa 15.10.2009

Joonas Pekkarinen

SISÄLLYSLUETTELO

1 Johdanto.....	5
1.1 Tehtävän anto.....	6
2 Laser.....	7
2.1 Absorptio.....	8
2.1.1 Aallonpituuden vaikutus	9
2.1.2 Lämpötilan vaikutus absorptioon	10
2.1.3 Avaimenreiän vaikutus.....	11
2.1.4 Absorptioarvot kirjallisuudesta.....	12
3 Ruostumattomat teräkset ja niiden hitsattavuus.....	14
3.1 Austeniittinen ruostumaton teräs	15
3.2 Ferriittinen ruostumaton teräs	15
3.3 Austeniittis-ferriittinen ruostumaton teräs	16
3.4 Martensiittinen ruostumaton teräs	17
3.5 Seosaineiden vaikutus ruostumattoman teräksen mikrorakenteeseen	17
3.6 Terästen hitsattavuus	21
3.6.1 Austeniittisten terästen hitsattavuus.....	21
3.6.2 Austeniittis-ferriittisten terästen hitsattavuus	23
3.6.3 Ferriittisten terästen hitsattavuus	23
4 Hitsaus	25
4.1 Hitsaaminen avaimenreikää käyttäen	25
4.2 Sulattava laserhitsaus.....	27
4.3 TIG-hitsaus.....	28
4.4 Hitsausparametrit – laserhitsaus	29
4.4.1 Laserparametrit.....	30
4.4.2 Prosessiparametrit.....	32
4.5 Hitsausparametrit – TIG-hitsaus.....	35
4.6 Lämmöntuonti.....	37
4.6.1 Lämmönjohtuminen hitsisulassa	38
4.7 Jäähdytysnopeus	39
5 Hitsausmetallurgia	42
5.1 Ruostumattoman teräksen keskeiset faasit.....	42
5.2 Hitsin vyöhykkeet.....	43
5.3 Hitsin jähmettyminen	44
5.3.1 Likvidus- ja soliduslämpötilat	45
5.3.2 Alijäähtyminen ja lakimääräinen alijäähtyminen	45
5.3.3 Sulan jähmettymisjärjestys	47
5.3.4 Hitsin ferriittipitoisuus	51
5.3.5 Hitsisulan jähmettyminen	52
5.4 Mikrosuotautuminen.....	55
5.5 Hitsauksen aiheuttamat muutokset seosaineissa.....	57

6 Suoritetut kokeet	60
6.1 Kokeissa käytetyt materiaalit	60
6.2 Hitsauskokeiden suoritus.....	63
6.2.1 Koekappaleet	64
6.2.2 Hitsaus parametrit.....	64
6.3 Metallografiset tutkimukset	66
6.3.1 Näytteiden valmistus	67
6.3.2 Metallografiset syövytykset.....	67
6.3.3 Valomikroskopia	69
6.3.4 Pyyhkäisyelektronimikroskopia	70
7 Tulokset ja niiden tarkastelu.....	71
7.1 Hitsien ferriittipitoisuudet	72
7.2 Hitsien kovuudet	74
7.3 Ferriittiset ruostumattomat teräkset	75
7.3.1 1.4003-teräs.....	75
7.3.2 430-teräs.....	76
7.4 Austeniittis-ferriittiset ruostumattomat teräkset	79
7.4.1 2101 LDX-teräs	79
7.4.2 2205-teräs.....	80
7.5 Austeniittiset ruostumattomat teräkset	81
7.5.1 201-teräs.....	82
7.5.2 301LN-teräs	84
7.5.3 316L-teräs	85
7.5.4 254 SMO-teräs.....	86
8 Tulosten tarkastelu ja johtopäätökset.....	89
8.1 Austeniittis-ferriittiset teräkset.....	90
8.2 Ferriittiset ruostumattomat teräkset	92
8.3 Austeniittiset ruostumattomat teräkset	94
8.3.1 201-teräs.....	94
8.3.2 254 SMO-teräs.....	96
8.3.3 301LN- ja 316L-teräkset.....	98
9 Yhteenveto.....	99
Lähdeluettelo	101

KAYTETYT LYHENTEET JA SYMBOLIT

γ	austeniitti
δ	delta-ferriitti
α	alfa-ferriitti
λ	aallonpituus
Ni_{ekv}	nikkeliekvivalentti
Cr_{ekv}	kromiekvivalentti
Cr_{ekv}/Ni_{ekv}	kromi-nikkeli-ekvivalenttisuhte
v	hitsausnopeus, m/min
P	laserteho, W
d_{foc}	polttopisteen halkaisija
f	polttoväli
D	raakasäteen halkaisija
K	säteenlaatua kuvaava K-luku
A	absorptio
Q	lämmöntuonti, J/mm
k	kaarihitsauksen terminen hyötysuhde
U	jännite, V
I	virta, A
R	jähmettymisnopeus, mm/s
G	lämpötilagradientti, K/mm
GR	jäähtymisnopeus, K/s
pkk	pintakeskinen kuutiollinen hilarakenne
tkk	tilakeskinen kuutiollinen hilarakenne
Tyyppi A	täysin austeniittinen jähmettyminen
Tyyppi A-F	austeniittis-ferriittinen jähmettyminen
Tyyppi F-A-F	ferriittis-austeniittis-ferriittinen jähmettyminen
Tyyppi F-A	ferriittis-austeniittinen jähmettyminen
Tyyppi F	täysin ferriittinen jähmettyminen
F/MA	massiivimuutos
MA	massiivirakenne

t	aika, s
SEM	elektronimikroskooppi pyyhkäisyelektronimikroskooppi
EDA	elektronimikroskoopin energiadiispersiinen viiva-analyysi

1 Johdanto

Hitsaaminen on tärkein terästen liittämismenetelmä, niin niukkaseosteisten kuin ruostumattomien terästen. Hitsi edustaa aina teräksen rakenteessa epäjatkuvuuskohtaa. Samalla hitsin kestävyys ratkaisee usein koko hitsatun rakenteen niin mekaanisen kuin korroosionkeston. Hitsin mekaaniset ja korroosio-ominaisuudet ovat riippuvaisia hitsin mikrorakenteesta. Täten on erittäin tärkeää tuntea mikrorakenteeseen vaikuttavat tekijät mahdollisimman hyvin. Hitsin mikrorakenne riippuu niin hitsattavan materiaalin seostuksesta kuin käytettävistä hitsausparametreista sekä mahdollisesta hitsauslisäaineen koostumuksesta.

Hitsattavan materiaalin koostumuksella on hyvin määräävä vaikutus hitsin metallurgiaan. Ilman lisäainetta tapahtuvassa hitsaamisessa perusaineen seosaineista riippuu, millä tavalla hitsi jähmettyy ja minkälaisia muutoksia hitsin jäähtymisen yhteydessä tapahtuu. Hitsin jähmettymisen ja jäähtymisen aikana hitsissä tapahtuu metallurgisia muutoksia joita teräksessä käytetyt seosaineet ohjaavat. Seosaine pitoisuudet määräävät pitkälti esimerkiksi hitsin jähmettymisjärjestyksen, jolla on suuri merkitys hitsin metallurgisiin ominaisuuksiin.

Vaikka materiaalin seostusaste vaikuttaa hitsin mikrorakenteeseen, niin valituilla hitsausparametreilla voidaan vaikuttaa suuresti hitsiin muodostuvaan mikrorakenteeseen. Ruostumattomien terästen hitsin mikrorakennetta on tutkittu paljon, mutta laserhitsaus tuo omat erityispiirteet ruostumattoman teräksen hitsaukseen ja metallurgian hallintaan. Laserhitsauksella voidaan päästä erittäin suuriin hitsausnopeuksiin, jolloin hitsissä tapahtuu erittäin nopeita lämpötilan muutoksia. Erityisesti suuresta hitsausnopeudesta johtuva hitsin nopea jäähtyminen voi saada aikaan yllättäviä muutoksia hitsin jähmettymisessä, kuten tämän työn loppupuolella voidaan havaita. Toisaalta laserhitsaus mahdollistaa lämmöntonin hallinnan parametreja säätämällä siten, että hitsin metallurgiaa voidaan niin sanotusti hienosäätää halutunlaisiksi. Mutta tämä vaatii tuntemusta materiaalin käyttäytymisestä hitsausparametrien mukaan.

1.1 Tehtävän anto

Tämän työn tavoite on löytää tietoa eri tekijöiden vaikutuksista ruostumattomien terästen hitsien mikrorakenteeseen. Tässä työssä keskitytään pääasiallisesti hitsausparametrien vaikutukseen, mutta joitain päätelmiä myös materiaalien koostumuksen vaikutuksesta voidaan tehdä. Hitsauskokeissa käytetään yhteensä kahdeksaa eri materiaalia, kolmesta ruostumattomien terästen ryhmästä. Austeniittisia ruostumattomia teräksiä on yhteensä neljä, 201, 301LN, 316L ja 254 SMO, austeniittis-ferriittisiä teräksiä kaksi, 2101 LDX ja 2205 sekä ferriittisiä teräksiä edustavat 1.4003 ja 430 teräkset. Kokeissa käytetyt teräkset ovat Outokumpu Oyj:n valmistamia. Koehitsaukset suoritetaan ilman lisäaineita, jolloin muutokset hitsien mikrorakenteissa riippuvat vain teräksen omasta seostuksesta ja hitsausparametreista. Työssä keskitytään puhtaasti hitsin metallurgiaan, eikä siten oteta kantaa niin sanotulla lämpövaikutusvyöhykkeellä tapahtuviin metallurgisiin muutoksiin.

Kokeellisen osan hitsauskokeitten pääpaino on laserhitsauksessa, mutta vertailukohtana toimii TIG-hitsauksella tehtävät koehitsit. Laserhitsauksia tehdään sekä niin sanotulla avaimenreikähitsauksella että sulattavana laserhitsauksena. Laserhitsauskokeet hitsataan kuitulaserilla, minkä hyvä säteenlaatu mahdollistaa suuret hitsausnopeudet. Tällöin pystytään selvittämään suuren jäähtymisnopeuden vaikutusta hitsin metallurgiaan.

Toissijaisena työn tarkoituksena on lisätä tietoa mikrorakenteen paljastamisessa käytettävistä tekniikoista. Näihin kuuluu eri syövytysmenetelmien tutkiminen, jotta löydettäisiin hyvät syövytystavat valomikroskopian tutkimuksia ja dokumentointia varten.

2 Laser

Laservalolla tarkoitetaan valoa jota on vahvistettu stimuloitun emission kautta. Laservalo on aina monokromaattista, koherenttia ja kollimoitua. Näiden ominaisuuksien ansiosta laservalolla on kyky tuottaa hyvin keskittyntä, kirkasta ja kapeaa valoa, josta optiikan avulla on mahdollista saada aikaan polttopiste, jolla on suuri tehotehiys. Suuri tehotehiys mahdollistaa teollisen materiaalin prosessoinnin, kuten leikkaamisen, pintakäsittelyn ja hitsaamisen. (Kujanpää et al. 2005, 33)

Koska lasersäde synnytetään stimuloitun emission kautta, niin kaikki laserit ovat täten optisia vahvistimia. Itse laser koostuu kolmesta komponentista: a) kahdesta peilistä, joiden välissä sijaitsee b) laseroiva väliaine sekä c) laseroivaan väliaineeseen pumppausenergiaa tuottavasta komponentista. Pumppausenergiaa tarvitaan virittämään laseroivan väliaineen atomien/molekyylien elektronit korkeammalle energiatasolle, josta elektroni palatessaan alemmalle energiatasolle emittoi vakioaallonpituuksista valoa. Laserointi tapahtuu kahden peilin välissä, jotka on sijoitettu laserin optiselle akselille vastakkain. Peilien tarkoitus on heijastaa laservaloa laserissa edestakaisin, mikä vahvistaa laseroivassa väliaineessa tapahtuvaa stimuloitua emissiota. Peileistä toisen täytyy olla osittain läpäisevä jotta laserista saadaan itse säde ulos. (Kujanpää et al. 2005, 33) (Steen 2003, 11)

Laseroiva väliaine määrää, millä aallonpituudella laser tuottaa valoa. Laseroivana väliaineena voi toimia kaasu, neste tai kiinteä aine. Tässä työssä keskitytään kuitulaseriin, jonka laseroivana väliaineena toimii optisen kuidun ytimeen seostettu laseroiva väliaine. Suuritehoisissa kuitulasereissa tyypillinen laseroiva väliaine on ytterbium (Yb). Ytterbiumseostuksella kuitulaserista saadaan 1070 nm:in aallonpituudella toimiva lasersäde. (Steen 2003, 16) Kujanpää et al. 2005, 33) (Lou & Zhou 2007, 420)

2.1 Absorptio

Materiaalin lasertyöstämisen onnistumisen edellytys on riittävä absorptio. Mikäli materiaali ei absorboi lasersäteen aallonpituutta, ei materiaaliin siirry työstön vaatimaa energiaa ja lasertyöstö ei onnistu. Absorptio on siten merkittävä tekijä laserhitsauksessa.

Valolla, kuten sähkömagneettisella säteilyllä yleensä, on kolme vaihtoehtoa kohdatessaan materiaalin. Se voi heijastua materiaalin rajapinnasta, kulkea materiaalin läpi tai absorboitua materiaaliin. Absorptiossa materiaali ottaa vastaan valon kuljettaman energian. Absorptiolle voidaan johtaa edellisestä seuraavanlainen kaava:

$$\text{absorptio} = 100 \% - (\text{heijastuva osuus} + \text{löpäisevä osuus}) \quad [1]$$

Metalliset materiaalit ovat laservalolle läpinäkymättömiä, joten metallien lasertyöstössä läpikulkeutuva osuus on nolla. (Kujanpää et al. 2005,44)

Laservalo absorboituu materiaalissa atomien elektroneihin. Tämä johtuu valon elektromagneettisesta olemuksesta. Koska sähköiset ja magneettiset kentät reagoivat vain varatun materian kanssa, niin valo absorboituu negatiivisesti varattuihin elektroneihin. Tällöin säteen valokvantin, fotonin, energia absorboituu atomin elektroniin ja virittää sen korkeampaan energiatilaan. Virittynyt elektroni voi palata takaisin alemmalle elektronitasolle ja emitoida uuden valokvantin. Vaihtoehtoisesti virittynyt elektroni voi reagoida atomirakenteen kanssa ja luovuttaa sille viritysendergiansa joka tällöin muuttuu atomien värähtelyenergiaksi, eli lämmöksi. Tällöin elektroni törmää materiaalin atomi rakenteeseen ja törmäyksessä energia siirtyy elektronista atomirakenteeseen. (Callister & William 2003, 712) (Bergström 2008, 4)

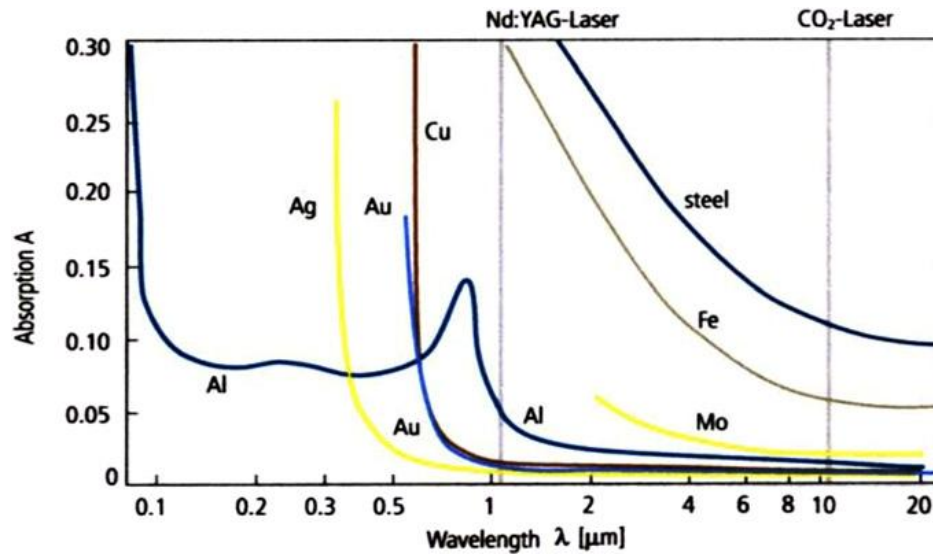
Metallisilla materiaaleilla atomeja sitoo toisiinsa metallisidos. Tällöin metalliatomeilla on yhteisiä valenssielektroneja jotka muodostavat metallirakenteeseen niin sanotunelektronipilven. Elektronipilvessä elektronit pystyvät liikkumaan vapaasti sitoen samalla metalliatomien ytimet kiinni toisiinsa. (Callister & William 2003, 24) Elektronipilven johdosta valo ei pysty tunkeutumaan kovinkaan merkittävään syvyyteen

metallirakenteen sisällä, korkeintaan yhden tai kahden atomin halkaisijan syvyyteen. Tästä johtuu metallien läpinäkymättömyys laservalolle (Steen 2003, 70)

Absorptioasteeseen vaikuttaa useita tekijöitä. Tärkeimpiä näistä ovat laserin aallonpituus, materiaali ja lämpötila. (Kujanpää et al. 2005, 44) Näistä aallonpituus ja materiaali ovat kytköksissä voimakkaasti toisiinsa. Materiaaleilla on yksilölliset ominaisuudet absorboida tiettyä aallonpituutta. Tämä vaikuttaa merkittävästi siihen, kuinka eri materiaalien lasertyöstö onnistuu. (Bergström 2008)

2.1.1 Aallonpituuden vaikutus

Absorptio edellyttää, että fotonin energia on riittävän suuri, jotta elektroni voi virittyä korkeammalle energiatasolle (Callister & William 2003, 715). Täten pääsääntöisesti absorptio paranee metallisilla materiaaleilla, kun siirytään lyhyempää aallonpituutta kohden. Tämä selittyy sillä, että pienemmällä aallonpituudella fotoneilla on enemmän energiaa, jolloin ne voivat absorboitua elektronipilven valenssielektronien lisäksi myös atomien omiin alemman tason sidoselektroneihin. (Bergström et al. 2007) (Steen 2003, 70) Kuvassa 1 on esitetty aallonpituuden vaikutus eri metallisten materiaalien absorptioon.



Kuva 1. Metallisten materiaalien absorptio lasersäteen aallonpituuden mukaan. Absorptio on kuvaajassa ilmoitettu tasaiselle pinnalle huoneen lämpötilassa. (Cleemann 1987)

Kuvasta 1 voidaan havaita, että 1,06 μm :n aallonpituuden omaavan säteen, Nd:YAG-laserin, absorptio on teräksellä huomattavasti parempi kuin esimerkiksi 10,6 μm aallonpituuden omaavan säteen, CO₂-laser. Tällä on suora vaikutus kyseisen materiaalin työstettävyyteen, erityisesti silloin kun työstöprosessissa ei käytetä avaimenreikää hyväksi. Absorptio vaikuttaa myös merkittävästi käytettävissä olevaan parametrialueeseen. Kuitulaser toimii lähes samalla aallonpituudella kuin Nd:YAG laser. Siten sen absorptioarvot ovat lähes samat Nd:YAG laserin kanssa. (Kujanpää et al. 2005, 44)

2.1.2 Lämpötilan vaikutus absorptioon

Lämpö on atomien tai molekyylien värähtelyliikettä. Täten lämpötilan kasvu lisää atomien värähtelyä aineen hilassa. Hilan värähtelyliikkeestä puhuttaessa käytetään kvanttimekaniikassa yleisesti termiä fononi. Foneista voidaan puhua kuin ne olisivat hiukkasia, vaikkakin niillä todellisuudessa tarkoitetaan hilan värähtelytiloja. Hilan lämpöenergia voidaan käsittää täten moodissa olevien fononien lukumääränä. (Thuneberg 2009, 11)

Lämpötilan kasvu lisää tyypillisesti absorptiota. Tämä johtuu elektronien liike-energian kasvusta, kun fononilukumäärä kasvaa lämpötilan mukaan ja siten fononi-elektronitörmäysten taajuus kasvaa. Tällöin valokvantin absorboinut virittynyt elektroni reagoi todennäköisemmin värähtelevän atomirakenteen kanssa kuin emittoi uuden valokvantin. Fononien lukumäärän selittää näin absorption muutoksen lämpötilan mukaan. (Steen 2003, 71) (Bergström et al. 2007)

Laservalon aallonpituudella on kuitenkin oma vaikutuksensa absorptioon lämpötilan muuttuessa. Jokaisella metallilla on oma tietty aallonpituus / aallonpituusalue jossa lämpötilan vaikutus absorptioon vaihtaa merkkiä, niin sanottu X-piste. Tämän alueen ympäristössä on aallonpituusalue, jossa lämpötila ei vaikuta enää absorptioon. Monilla metalleilla, kuten rautapohjaisilla metalliseoksilla, $1\mu\text{m}$:n aallonpituus ja sen ympäristö ovat kyseisellä alueella, jolloin lämpötilan kasvu ei enää suurennakaan absorptiota. Esimerkiksi Yb^{3+} -seostetua ydintä käyttävät kuitulaserit lähettävät lähellä $1\mu\text{m}$ olevaa aallonpituutta, $1.070\mu\text{m}$ (Bergström et al. 2007). Vastaavasti pidemmällä aallonpituuksilla, esimerkiksi CO_2 -laserin $10,6\mu\text{m}$ aallonpituus, lämpötilan nousu nostaa merkittävästi absorptiota. (Steen, 1991)

2.1.3 Avaimenreiän vaikutus

Avaimenreikä toimii lasersäteilyä vangitsevana aukkona, josta seuraa merkittävä absorption kasvu. Absorption kasvu johtuu moninkertaisista heijastuksista avaimenreiän sisällä, jolloin joka kerta kun lasersäde kohtaa avaimenreikää ympäröivän sulan siitä absorboituu sulaan sulan absorptiokertoimen verran energiaa ja loput säteestä heijastuu muualle avaimenreikään. Tämän mekanismin ansiosta avaimenreikä nostaa absorptiota erittäin merkittävästi. Absorptio on voi olla avaimenreikää käytettäessä jopa 90 %. (Xiangzhong 2008) (Mackwood & Crafer 2005)

Avaimenreikä kaareutuu alaosastaan pois päin hitsaussuunnasta. Tästä geometriasta johtuen, suuri osa lasersäteestä kohtaa ensin avaimenreiän etureunan, josta lasersäde heijastuu sitten muualle avaimenreikään. Tästä johtuen avaimenreiän etureuna absorboi

suurimman osan lasersäteestä ja vastaavasti avaimenreiän takaseinään absorboituu vain vähän lasersäteestä. Xiangzhong totesi omassa tutkimuksessaan että etuseinään absorboituvan lasersäteen osuus on noin kaksi kertaa suurempi kuin avaimenreiän takaseinään absorboituvan. (Xiangzhong 2008)

Avaimenreiässä tapahtuu lasersäteen absorptiota myös avaimenreikää auki pitävään höyryyn ja plasmaan. Plasmaa muodostuu suurilla tehotiheyksillä jolloin kaasuuntunut perusmateriaali on tarpeeksi kuumaa jotta se voi ionisoitua. Hiilidioksidilaserilla höyryn lämpötila on huomattavasti korkeampi, 6000–10000 °C, kuin Nd:YAG-laserilla ja Yb³⁺ - seostetulla kuitulaserilla, noin 2000 °C. Tämän seurauksena hiilidioksidilaserilla muodostuu todennäköisemmin plasmaa avaimenreikään. Absorptio riippuu myös tässäkin tapauksessa aallonpituudesta. Hiilidioksidilaserin aallonpituus, 10,6 µm, absorboituu huomattavasti paremmin höyryyn ja plasmaan kuin mitä Nd:YAG:n ja Yb³⁺ - seostetun kuitulaserin, 1,07 µm, aallonpituus. Lämpö siirtyy höyrystä ja mahdollisesta plasmasta avaimenreikää ympäröivään sulaan johtumalla (Kujanpää et al. 2005, 50, 159) (Steen 2003, 165) (Mackwood & Crafer 2005) (Semak et al. 2000)

2.1.4 Absorptioarvot kirjallisuudesta

Kirjallisuudessa on esitetty absorptiolle lukuisia eri arvoja niin aallonpituuden, materiaalin kuin lämpötilan mukaan. Tässäkin työssä käytettävän kuitulaserin aallonpituudelle, 1,07 µm, on kirjallisuudessa annettu absorptiokertoimen arvoksi ruostumattomille teräksille huoneen lämmössä 37–56%. Alempi 37 %:n arvo on kylmävalssatuille ja harjatuille ruostumattomille teräksille ja ylempi 56 % arvo on kuumavalssatulle teräkselle. Ero absorptiokertoimissa selittyy pinnanlaadulla. Huono pinnanlaatu mahdollistaa lasersäteen useat heijastukset metallin pinnan koloissa hieman avaimenreiän kaltaisesti, jonka seurauksena absorptio nousee. (Bergström et al. 2007)

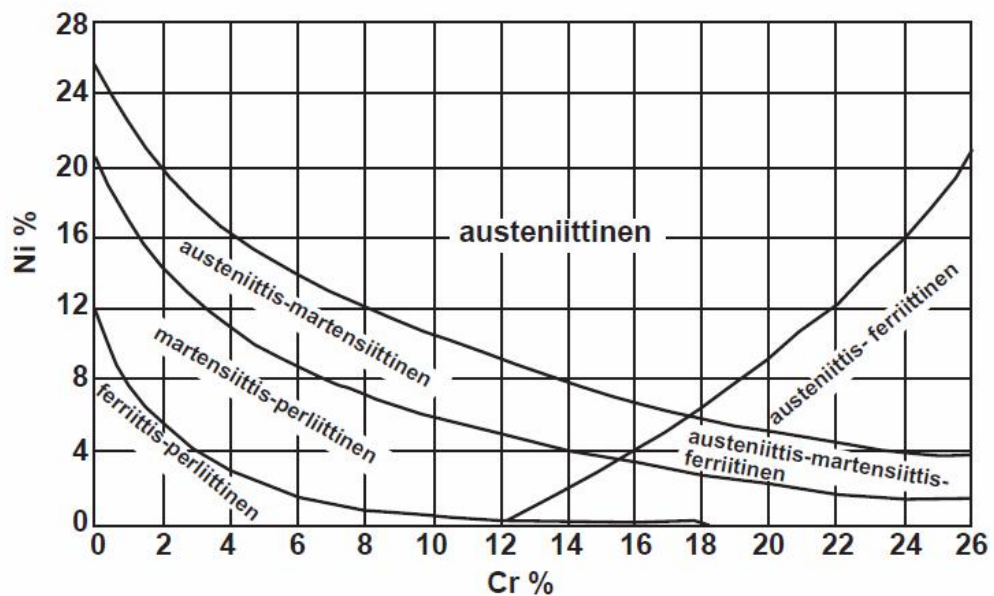
Lämpötilan kasvaessa absorptiokerroin ei juuri muutu teräksellä kuitulaserin aallonpituudella 1,07 µm. Sulan teräksen absorptio 1,07 µm:n aallonpituudelle on 40–50% välillä. Avaimenreikähitsauksessa lasersäteen absorptio nousee noin 90 %:iin

avaimenreiässä tapahtuvan moninkertaisen heijastuksen ansiosta. (Fuerschbach & Eisler 2002)

3 Ruostumattomat teräkset ja niiden hitsattavuus

Jotta teräs voidaan määritellä ruostumattomaksi teräkseksi, tulee sen sisältää kromia (Cr) vähintään 10,5 %. Kromin ansiosta teräkseen ulkopinnalle muodostuu ohut, muutamia kymmeniä mikrometrejä paksu tiivis oksidikalvo, joka suojaa terästä ulkoiselta korroosiolta.

Ruostumattomat teräkset voidaan jakaa neljään eri pääryhmään, ferriittiset, austeniittis-ferriittiset, austeniittiset ja martensiittiset ruostumattomat teräkset. Nimityksillä viitataan kyseisen ryhmän teräksen mikrorakenteeseen. Muodostuva mikrorakenne on riippuvainen teräksessä käytetyistä seosainepitoisuuksista, pääasiallisesti kromista ja nikkelistä, kuva 2. (Kyröläinen & Lukkari 2002,10) (Outokumpu 2001, 6)



Kuva 2. Kromi- ja nikkelseosteisten terästen mikrorakenne huoneenlämpötilassa. (Nichtrostende Stähle 1989)

3.1 Austeniittinen ruostumaton teräs

Austeniittisten terästen pääasialliset seosaineet ovat kromi ja nikkeli. Riittävän nikkelseostuksen ansiosta teräkselle muodostuu austeniittinen mikrorakenne huoneenlämpötilassa. Nikkelin seostuksen ohella austeniittista mikrorakennetta suosivat mangaani, typpi ja hiili. (Kyröläinen & Lukkari 2002,15) (Outokumpu 2001, 7)

Austeniittisten ruostumattomien terästen perusta on Fe-Cr-Ni systeemi, jossa kromipitoisuus vaihtelee tyypillisesti 16–26% ja nikkelpitoisuus 6-22 % välillä. Vaikka nikkeli parantaa korroosionkestävyyttä heikosti hapettavissa olosuhteissa, tuottaa kromi edelleenkin teräksen korroosionkeston. Nikkelin pääasiallinen tehtävä seosaineena on tuottaa teräkselle austeniittinen mikrorakenne. (Miekk-oja 1986, 455)

Austeniittisistä vakioteräksistä on olemassa niin sanottuja matalahiilipitoisia ($C \leq 0,03$ %) versioita. Matala hiilipitoisuus ehkäisee hitsauksen aikaista herkistymistä eli kromikarbidien erkautumista raerajoille. Toinen tapa ehkäistä herkistymistä on teräksen seostaminen titaanilla tai niobilla. Tätä kutsutaan stabiloinniksi. (Kyröläinen & Lukkari 2002,15)

Molybdeeniseostus lisää korroosionkestoa. Tällöin joudutaan kuitenkin, molybdeenin ferriittä stabiloivasta vaikutuksesta johtuen, nostamaan nikkelpitoisuutta. Tyypiseostuksella saavutetaan parantunut korroosionkesto ja lisäksi kasvanut lujuus. (Kyröläinen & Lukkari 2002,16)

3.2 Ferriittinen ruostumaton teräs

Ferriittisissä ruostumattomissa teräksissä seosaineena käytetään pääasiassa kromia ja molybdeenia. Nikkelpitoisuudet jäävät puolestaan näillä teräksillä yleensä alle 0,5 %. Kromia on tyypillisesti seosaineena 11–30%. Teräs on huoneenlämmössä ferriittinen, mutta voi sisältää kymmeniä prosentteja austeniittia korkeissa lämpötiloissa (yli 900 °C), ja näin

ollen osa ferriittisistä ruostumattomista teräksistä on karkenevia. Titaanilla on ferriittiä stabiloiva vaikutus korkeissa lämpötiloissa. Tällöin korkeissa lämpötiloissa ei muodostu ferriitin sekaan austeniittia. (Kyröläinen & Lukkari 2002,17)

Matala hiilipitoisuus on erityisen hyödyllinen ferriittisillä ruostumattomilla teräksillä, joiden kromipitoisuus on 10,5–12,5 % ja joita ei ole titaanistabiloitu. Tämänlainen ruostumaton teräs muuttuu korkeissa lämpötiloissa osittain tai kokonaan austeniittiseksi ja nopean jäähtymisen seurauksena teräs saa osittain tai kokonaan martensiittisen mikrorakenteen. Matalan hiilipitoisuuden ansiosta tällainen teräs säilyttää kuitenkin hyvät lujuus- ja sitkeysominaisuudet, karkenemisestä huolimatta. Tämä on etu erityisesti sädehitaussuussa, jossa jäähtyminen tapahtuu tyypillisesti erittäin nopeasti. (Kyröläinen & Lukkari 2002,17)

3.3 Austeniittis-ferriittinen ruostumaton teräs

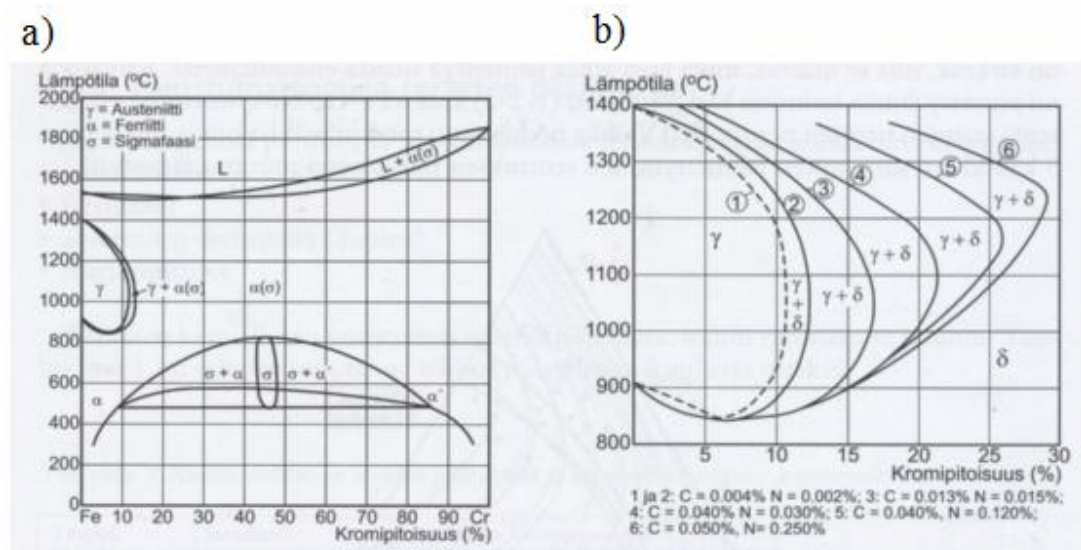
Austeniittis-ferriittiset eli niin sanotut duplex-teräkset ovat Fe-Cr-Ni- ja Fe-Cr-Ni-Mo-teräksiä. Näiden seosaineiden suhteet on tasapainotettu siten, että teräs saa mikrorakenteeseen huoneenlämpötilassa sekä austeniittia että ferriittiä, yleensä suhteessa noin 50/50 %. Duplex-teräksillä käytetään myös yleisesti typpiseostusta (0,1–0,2 %), joka edesauttaa teräksen kestoja pistekorrosiota vastaan ja stabiloi austeniittia. Molybdeeni parantaa teräksessä sekä yleistä korroosion että pistekorrosion kestoja. Typpellä ja molybdeenilla seostettuja teräksiä kutsutaan niin sanotuiksi super-duplex-teräksiksi. Austeniittis-ferriittisistä teräksistä voidaan yksinkertaistetusti sanoa, että ferriitti antaa teräkselle jännityskorroosionkestävyyden, austeniitti pistekorrosion keston ja sitkeyden ja kaksifaasisuus lujuuden. (Westin 2008, 3) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 18)

3.4 Martensiittinen ruostumaton teräs

Martensiittinen ruostumaton teräs on seostettu tyypillisesti 12–18 % kromilla ja nikkeliä voi olla aina 4 % saakka. Näissä teräksissä voi martensiitin rinnalla esiintyä myös ferriittiä ja austeniittia. Martensiittiset teräkset on tarkoitettu karkaistaviksi joten ne sisältävät ferriittisiä teräksiä enemmän hiiltä. (Kyröläinen & Lukkari 1999, 18)

3.5 Seosaineiden vaikutus ruostumattoman teräksen mikrorakenteeseen

Ruostumattomien teräksien tärkeimmät seosaineet ovat kromi ja nikkeli. Kyseiset seosaineet vaikuttavat pitkälti siihen, minkälaisen faasirakenteen teräs saa huoneenlämpötilassa. Seosaineena kromi raudan kanssa tuottaa ferriittisen rakenteen huoneenlämpötilassa. Toisaalta kromiseostettuun teräkseen muodostuu ferriitin rinnalle austeniittia korkeammissa lämpötiloissa, noin 850–1400°C:ssa. Puhtaassa Fe-Cr-seoksessa austeniittia muodostuu 12 % kromipitoisuuteen saakka. Teräksillä on tyypillisesti seosaineena myös hiiltä ja typpeä, jolloin austeniittia muodostuu myös suuremmilla kromipitoisuuksilla. Esimerkiksi teräksillä tyypillisillä hiili-typin seostuksen tasolla, C=0,04 % ja N=0,03 %, austeniittia esiintyy jopa 20 % kromia sisältävässä Fe-Cr-seoksessa. Austeniitin muodostumisen johdosta on mahdollista, että nopean jäähtymisen seurauksena teräkseen voi muodostua martensiittia. Austeniitin muodostuminen voidaan kuitenkin estää lisäämällä ferriittia stabiloivaa seosainetta, esimerkiksi 0,4 % titaania (Ti), tällöin teräs on korkeissakin lämpötiloissa ferriittinen. Alla olevassa kuvassa 3 on esitetty Fe-Cr-faasipiirroksat. Faasipiirroksista huomataan, että kromipitoisuus vaikuttaa teräksen muodostuviin faaseihin eri lämpötiloissa ja kuinka hiili ja typpi auttavat austeniitin muodostumista kromiseostettuun teräkseen. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 12, 17)

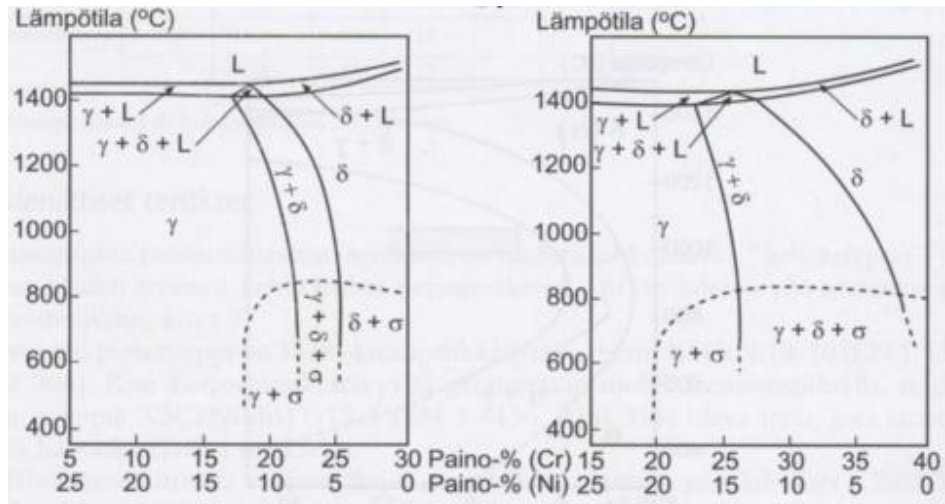


Kuva 3. Fe-Cr-faasipiirroksat. Pelkän raudan ja kromin seoksen faasipiirros on a) ja hiilen ja typen vaikutusta austeniitti silmukkaan kuvaa b). (a. Kubsschewski, 1982, b. Baerlacken et al. 1958)

Sigmafaasi (σ) on rauta-kromi-seoksen tasapaino faasi. Sigmafaasia syntyy pääasiassa kromi pitoisuuksilla 20–70% lämpötilavälillä 500–800°C. Koska sigma on kova ja hauras faasi, niin ei ole toivottavaa että sitä muodostuisi hitsauksen aikana. Onneksi sigma faasin erkautuminen muusta faasirakenteesta vie tyypillisesti useita tunteja, johtuen matalasta lämpötila-alueesta jossa sitä muodostuu. Molybdeeni, nikkeli, pii ja mangaani saa kuitenkin sigma faasin muodostumaan korkeammassa lämpötiloissa, jolloin sen muodostuminen on huomattavasti nopeampaa. Erityisesti Cr-Mo-Fe-seoksissa σ voi muodostua hyvinkin nopeasti. (Lippold & Kotecki 2005, 9, 97,130) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 13)

Nikkeliä käytetään ruostumattomissa teräksissä sen voimakkaan austeniittia stabiloivan vaikutuksen vuoksi. Tästä johtuen ruostumattomaan teräkseen kromin ohella seostettu nikkeli mahdollistaa austeniittisen faasirakenteen normaalissa huonelämpötilassa. (Westin 2008, 3) Tällöin austeniitti on yleensä teräksessä metastabiili faasi. Tämä tarkoittaa sitä, että faasi pysyvä, mutta ei tasapainon mukainen. Esimerkiksi kromilla ja nikkelillä seostettu ruostumaton teräs, jossa on kromia 18 %, saavuttaa tasapainon mukaisen austeniittisen faasin vasta 30 %:n nikkeliseostuksen jälkeen. Kuitenkin mikrorakenne jää huoneen lämpötilassa austeniittiseksi jo 6 %:n nikkeliseostuksella. Alla olevassa kuvassa 4 on esitetty teräkseen muodostuva mikrorakenne eri kromi ja nikkeliseostusasteilla.

Katkoviiva kuvaa kuvassa lämpötilaa jonka alapuolella austeniitti on metastabiili faasi. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 13)



Kuva 4. Rauta-kromi-nikkeli-seosten faasipiirroksia. Vasemman puoleisen faasipiirroksen raudan osuus 70 % ja oikeanpuoleisen 60 %. (Brooks & Thompson, 1991)

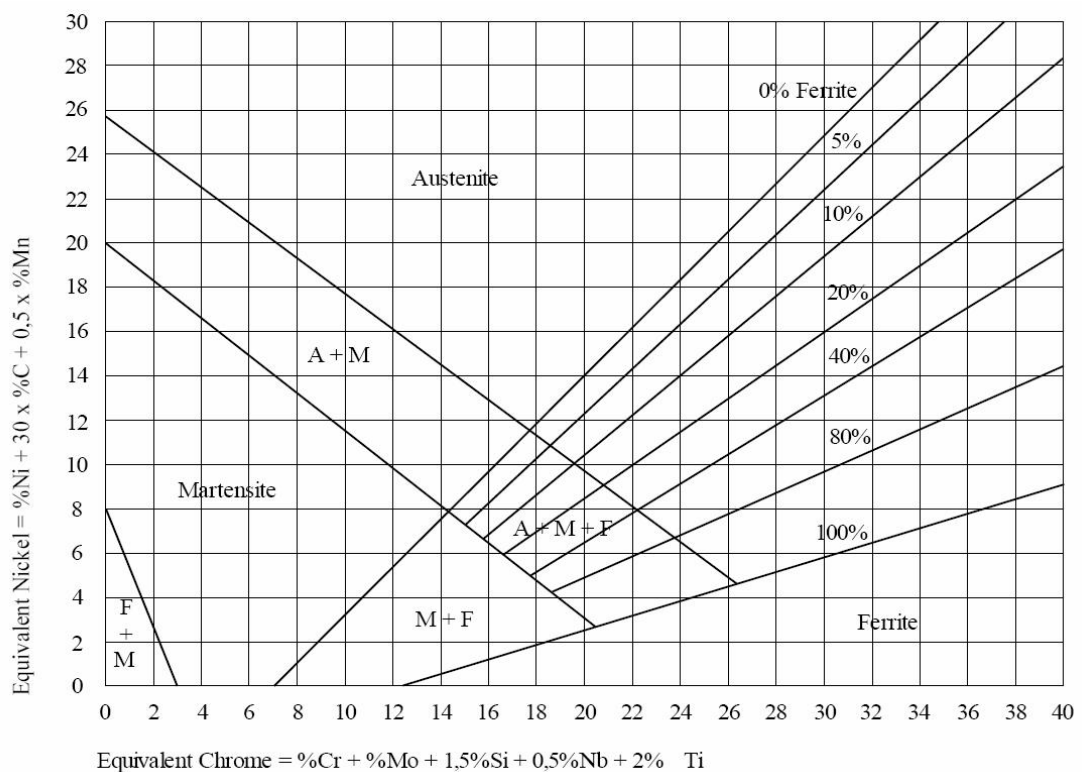
Kromin ja nikkelin lisäksi ruostumattomien terästen seosaineina käytetään typpiä, mangaania ja molybdeenia. Kaikilla kolmella seosaineilla on omat ominaisuutensa, jotka vaikuttavat teräksen mikrorakenteeseen muodostuviin faaseihin. Mangaani toimii teräksessä nikkelin tavoin, eli sillä on austeniittista faasia stabiloiva vaikutus, mutta korkeissa lämpötiloissa mangaani toimii ferriittia stabiloivana seosaineena. Tämä mangaanin kaksijakoinen käytös on hyvä tiedostaa etenkin hitsauksessa. Mangaanilla voidaan korvata ruostumattomassa teräksessä osa nikkelistä ja silti saavuttaa austeniittinen mikrorakenne. Myös typpellä on voimakas austeniittia stabiloiva vaikutus. Voimakkaan austeniittia stabiloivan vaikutuksen ansiosta typpiseostus mahdollistaa austeniitin muodostumisen korkeammissa lämpötiloissa hitsin jäähtymissyklin aikana. Tämä on erityisesti hyödyllistä duplex-terästen hitsauksessa, jossa nopean jäähtymisen seurauksena voi hitsistä tulla liian ferriittipitoinen. Vastaavasti molybdeenillä on ferriittistä mikrorakennetta stabiloiva vaikutus (Westin 2008, 3). Alla olevassa kuvassa 5 on esitetty Schaefflerin-diagrammi, jonka avulla voidaan ennustaa hitsiin muodostuvaa mikrorakennetta. Seosaineiden vaikutus muodostuvaan mikrorakenteeseen voidaan havaita kromi- ja nikkeli-ekvivalenttien kaavoista. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 53) (Lippold

2009) Schaeffler-diagrammi ei ota huomioon typen vaikutusta hitsin mikrorakenteeseen. Tästä syystä, mikäli teräksessä käytetty tyyppiä seosaineena tulisi hitsin ferriitin määrän arvioimiseksi käyttää esimerkiksi Scaeffler-Delong-diagrammia tai uudempaa WRC-diagrammia, jotka ottavat myös typen huomioon. (Kujanpää 2009)

Schaeffler-diagrammin mukaiset ekvivalentit

$$Ni_{ekv} = \% Ni + 30x \% C + 0,5x \% Mn$$

$$Cr_{ekv} = \% Cr + \% Mo + 1,5x \% Si + 0,5x \% Nb$$



Kuva 5. Scaheffler-diagrammi (Schaeffler, 1949)

3.6 Terästen hitsattavuus

Teräksen hitsattavuus on tärkeä materiaaliominaisuus, joka täytyy ottaa aina huomioon kun valitaan konstruktioaaleja ja hitsausprosessia tai -arvoja. Teräksen hitsattavuudella ilmaistaan hitsausliitoksen onnistumisen helppoutta niin, etteivät hitsattavan materiaalin ominaisuudet liiallisesti huonone ja että muodostuva hitsi on metallurgisesti pätevä. Sanastostandardi SFS 3050 määrittelee hitsattavuuden ”materiaaliominaisuudeksi, joka ilmoittaa, missä määrin se soveltuu hitsattavaksi”. Ruostumattomilla teräksillä hitsattavuuteen liittyy myös materiaalin korroosionkeston säilyttäminen. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 141)

Tässä työssä hitsattavuudella tarkoitetaan perusaineen hitsattavuutta. Perusaineen hitsattavuuden lisäksi on olemassa myös sekä rakenteellinen että valmistuksellinen hitsattavuuskäsite, mutta näihin ei tämän työn puitteissa oteta millään lailla kantaa.

3.6.1 Austeniittisten terästen hitsattavuus

Austeniittisten ruostumattomien terästen hitsattavuudesta voidaan pääsääntöisesti sanoa, että ne ovat erittäin hyvin hitsattavia. Nykyaikaisilla austeniittisilla ruostumattomilla teräksillä on pieni hiilipitoisuus, normaalisti alle 0,05 % ja matalahiilillä L-laaduilla alle 0,03 %, jolloin ei ole vaaraa karbidien muodostumisesta raerajoille. Koska austeniittisilla teräksillä on huoneenlämpötilassa austeniittinen mikrorakenne, ne eivät ole myöskään karkenevia ja täten hitsauksen aiheuttamasta haurastumisesta ei ole vaaraa. Tällöin ei ole myöskään vaaraa vety- tai kylmähalkeamisesta. Austeniittisilla teräksillä ei myöskään ole vaaraa rakeenkasvun aiheuttamasta haurastumisesta, joka on esimerkiksi ferriittisillä teräksillä hitsattavuutta haittaava tekijä. . (Kyröläinen & Lukkari 2002, 158, 161, 168)

Austeniittisten terästen suurin hitsattavuutta haittaava tekijä on mahdollinen kuumahalkeama-alttius. Mikäli hitsiin ei muodostu riittävää määrää ferriittiä jähmettymisen yhteydessä, kuten on esimerkiksi primäärisesti austeniittisen jähmettymisen yhteydessä,

niin on mahdollista että hitsiin voi muodostua kuumahalkeama. Hitsin jähmettyessä austeniittisena epäpuhtaudet kertyvät sulaan, koska austeniitti kykenee sitomaan epäpuhtauksia vain vähän. Sulan jähmettyessä hitsin reunoilta keskelle päin, kulkeutuvat tällöin myös epäpuhtaudet hitsin keskiosaan. Jähmettymisen loppuvaiheessa hitsin keskellä on vain pieni määrä sulaa, jossa voi olla rikastuneena merkittävä määrä epäpuhtauksia. Epäpuhtaudet, kuten rikki ja fosfori, sekä jotkin seosaineet, kuten pii, titaani ja niobi, muodostavat yhdisteitä joiden sulamispiste on alempi kuin hitsiaineen. Kun tähän yhdistetään hitsin jäähtymisestä aiheutuva hitsin kutistuma, joka puolestaan aiheuttaa hitsiin poikittaisen vetojännityksen, voi muodostua kuumahalkeama. Ferriitti estää kuumahalkeamaa liuottamalla itseensä näitä kyseisiä epäpuhtauksia. Kuumahalkeama-alttius kasvaa ilman lisäainetta hitsattaessa siksi, että austeniittisten terästen hitsaamisessa käytetään ferriittisemmin seostettuja lisäaineita ja lisäainetta hitsattaessa ferriittiä muodostuu vähemmän. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 102, 158, 161, 168)

Ferriitillä on muitakin vaikutuksia austeniittisen ruostumattoman teräksen hitsiin kuin pelkästään hitsin kuumahalkeamisen estäminen. Ferriitin määrä vaikuttaa hitsin korroosio-ominaisuuksiin. Ferriitti saattaa syöpyä selektiivisesti hitsistä. Lisäksi ferriitti vaikuttaa hitsin mekaanisiin ominaisuuksiin. Liian korkea ferriittipitoisuus hitsissä alentaa hitsin sitkeyttä matalissa lämpötiloissa ja puolestaan korkeissa lämpötiloissa voi aiheuttaa hitsin haurastumista. Austeniittisten ruostumattomien terästen ferriittipitoisuuden alaraja määräytyy kuumahalkeamisen estämisestä ja yläraja hitsin korroosio ja mekaanisten ominaisuuksien säilyttämisestä riittävällä tasolla. Täten teräksen taipumus ferriitin muodostukseen tulee ottaa huomioon hitsattavuuteen. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 78)

3.6.2 Austeniittis-ferriittisten terästen hitsattavuus

Austeniittis-ferriittisten terästen hitsaaminen on vaativampaa kuin austeniittisten terästen, koska hitsin ominaisuudet riippuvat austeniitin ja ferriitin suhteesta, joten hitsiin tulee saada oikea austeniittis-ferriittinen mikrorakenne ja samalla välttää haitallisten yhdisteiden muodostuminen. Ferriitin osuus hitsissä tulisi olla 35–65 %, kuitenkin yleisesti ottaen paras ferriitin pitoisuus on 50 %, eli sama kuin perusaineella. Duplex-terästen hitsattavuuden vaikeus aiheutuu ferriittipitoisuuden hallinnasta, joka on puolestaan riippuvainen pitkälti lämmöntonnoista. Liian pienellä lämmöntonnoilla, eli suurella hitsin jäähtymisnopeudella, ferriitin osuus hitsissä kasvaa. Ferriittipitoisuuden kasvu johtaa myös helposti nitridierkaumien muodostumiseen, kun ferriitti ei kykene sitomaan kaikkea teräksessä olevaa typpiä. Liian suuri lämmöntonno, hidas jäähtymisnopeus, puolestaan johtaa austeniitin määrän liialliseen kasvuun, sekä hauraiden metallisen välisten yhdisteiden muodostumiseen. Duplex-teräksillä käytetään yleensä nikkelillä yliseostettuja hitsauslisäaineita. Tällöin mahdollistetaan riittävä austeniitin muodostuminen hitsin nopeasta jäähtymisestä huolimatta. (Westin 2008, 7) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 201, 210,211, 218)

3.6.3 Ferriittisten terästen hitsattavuus

Yleisesti ottaen ferriittiset ruostumattomat teräkset ovat hankalampia hitsata kuin austeniittiset tai austeniittis-ferriittiset ruostumattomat teräkset. Kuitenkin ferriittisten ruostumattomien terästen hitsattavuus riippuu hyvin pitkälti teräksen laadusta. Ferriittiset ruostumattomat teräkset voidaan jakaa kolmeen ryhmään: stabiloimattomat, stabiloidut ferriittiset ja niukkahiiliset ferriittis-martensiittiset ruostumattomat teräkset. Stabiloimattomat ferriittiset teräkset ovat näistä kolmesta huonoiten hitsattavissa. Näillä teräksillä ongelman muodostaa korkeissa lämpötiloissa (yli 850 °C) muodostuva austeniitti ja yli 900 °C:ssa tapahtuva rakeenkasvu. Austeniitin muodostuminen mahdollistaa hauraan martensiitin muodostumisen jäähtymisen yhteydessä ja kun tähän lisätään korkeissa lämpötiloissa tapahtuva rakeenkasvu, niin muodostuvasta martensiitista tulee isorakeista.

Tämä tekee hitsistä hauraan. Lisäksi tämän ryhmän teräksillä on taipumus muodostaa hitsauksen aikana kromikarbideja raerajoille. Tapahtumaa kutsutaan herkistymiseksi. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 225)

Stabiloitujen terästen hitsattavuus on huomattavasti parempi kuin stabiloimattomien. Näillä teräslaaduilla seosaineena on käytetty mikrorakennetta stabiloivia alkuaineita, esimerkiksi titaania (Ti) tai niobia (Nb). Tällöin teräs pysyy ferriittisenä kaikissa lämpötiloissa ja stabiloivat aineet sitovat hiilen ja typen stabiileiksi karbonitrideiksi. Stabiloinnin seurauksena teräkseen ei pääse muodostumaan martensiittia, eikä herkistymistä aiheuttavia karbideja tai nitridejä. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 226)

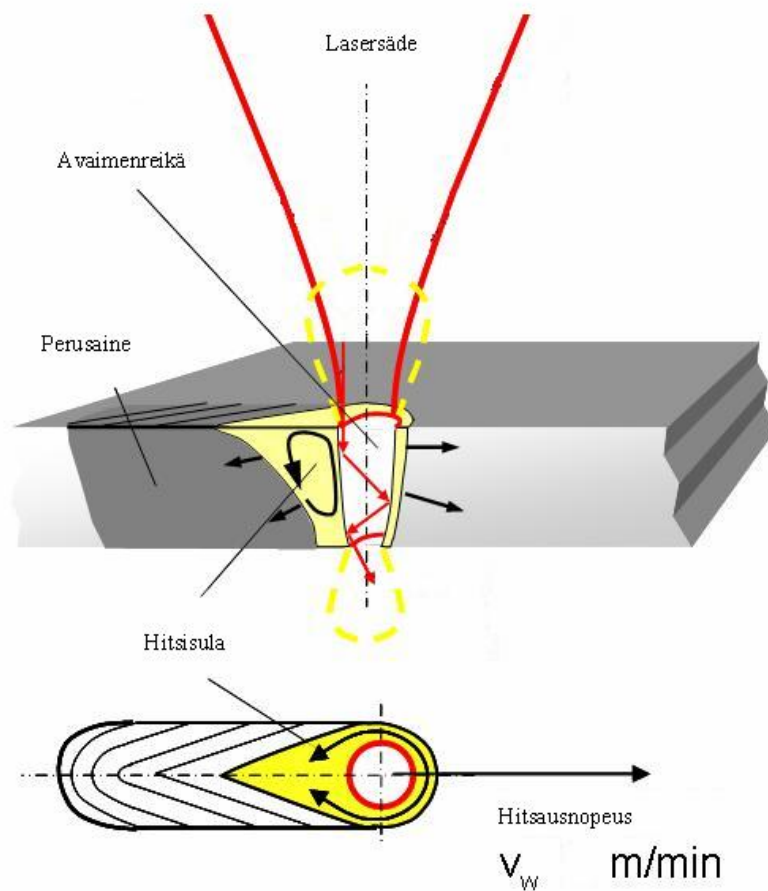
Niukkahiilisten ferriittis-martensiittisten terästen hitsattavuus on hyvä. Tämän ryhmän terästen mikrorakenne muuttuu korkeassa lämpötilassa austeniittiseksi, samoin kuin stabiloimattomien ferriittisten terästen, ja nopean jäähtymisen yhteydessä hitsistä tulee osittain tai kokonaan martensiittinen. Niukkahiilisyyden ansiosta martensiittin muodostuminen ei ole kuitenkaan ongelma hitsattavuuden kannalta. Tämä johtuu muodostuvan martensiitin luonteesta, niukkahiilisyyden ansiosta muodostuva martensiitti on niukkahiilistä sälemartensiittia joka omaa hyvän sitkeyden. Lisäksi niukkahiilisyyden vuoksi tämän ryhmän teräksillä ei ole samanlaista herkistymisvaaraa kuin stabiloimattomilla teräksillä. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 227)

4 Hitsaus

Hitsaamisella tarkoitetaan osien yhteenliittämismenetelmää, joka suoritetaan hyväksikäyttäen lämpöä ja/tai puristusta, siten, että osat muodostavat jatkuvan yhteyden. Hitsaus on yleisin ja tärkein terästen ja useiden ei-rautapohjaisten metallien liittämismenetelmä. Hitsaaminen tyypillisesti suoritetaan tuomalla liitospinnoille energiaa niin paljon, että pinnat sulavat ja jähmettyessään muodostavat jatkuvan yhteyden. Hitsaus energia voidaan tuoda liitoskohtaan useilla eri menetelmillä, kuten valokaaren, kitkan tai lasersäteen avulla. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 50)

4.1 Hitsaaminen avaimenreikää käyttäen

Laserhitsauksen yksi muoto on hitsaaminen avaimenreikää hyväksikäyttäen. Tällöin suuren tehotiheyden omaava lasersäde fokusoidaan työkappaleen pinnalle tai noin 25 % ainepaksuuden alapuolelle. Tällöin lasersäde lämmittelee materiaalin pintaa, johon muodostuu ensin matala sula-allas. Kun tähän sula-altaaseen tuodaan lasersäteellä lisää energiaa, alkaa sula höyrystyä. Tällöin höyrystyvän materiaalin aikaansaama kasvanut kaasun paine alkaa työntää sulaa materiaalia sula-altaan keskipisteestä pois päin. Täten materiaaliin muodostuu höyryn täyttämä ja sulan materiaalin ympäröimä reikä, jota kutsutaan avaimenreiäksi. Avaimenreiän muodostuminen on erittäin nopeaa ja voidaankin sanoa, että se tapahtuu silmänräpäyksessä. Avaimenreikähitsauksen periaate on esitetty kuvassa 6. Terästä hitsatessa avaimenreiän aikaansaamiseksi tarvittava tehotiheys kappaleen pinnalla on oltava vähintään 10^6W/cm^2 . (Ion 2005, 396) (Kujanpää et al. 2005, 158) (Rai et al. 2007) (Zhang et al. 2003) (Kujanpää 2009)



Kuva 6. Avaimenreikähitsauksen periaate. (Demar 2005)

Hitsaaminen avaimenreikää käyttäen tapahtuu kuljettamalla lasersädettä, ja siten avaimenreikää, liitoksen suuntaisesti. Tällöin lasersäde sulattaa materiaalia avaimenreiän edestä säteen kuljetussuuntaan nähden. Säteen kulkiessa eteenpäin sula materiaali kulkeutuu avaimenreiän reunoja pitkin avaimenreiän taakse. Sula materiaali sulkee ohi kulkeneen avaimenreiän sulan hydrostaattisen paineen ja pintajännityksen ansiosta. Kun lasersäde ei tuo enää kyseiseen kohtaan energiaa, niin sulaan sitoutunut lämpöenergia johtuu työkappaleeseen ja sula jähmettyy muodostaen hitsin. Sulan jähmettyminen tapahtuu välittömästi säteen ja avaimenreiän ohikulkemisen jälkeen. (Kujanpää et al. 2005, 159) (Ion 2005, 397)

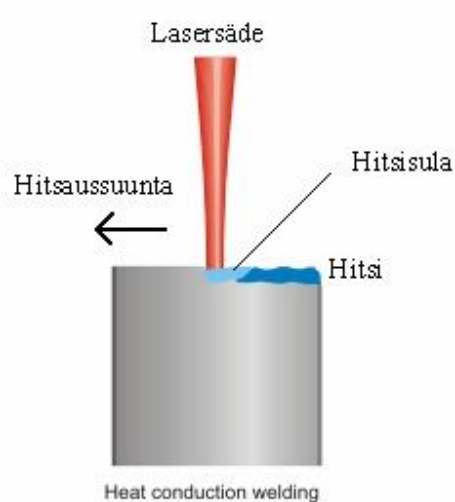
Avaimenreiän muodostuminen ja koossapysyminen asettaa säteen kuljetusnopeudelle sekä ylä- että alaraja-arvot. Hitsausnopeuden alarajan määrää avaimenreiän auki pysyminen. Liian pientä hitsausnopeutta käytettäessä sulan määrä kasvaa liian suureksi avaimenreikää

yllä pitäviin voimiin nähden, jolloin avaimen reikä luhistuu gravitaation vaikutuksesta. Hitsausnopeuden ylärajana voidaan pitää halutun tunkeuman aikaansaamista. (Steen 2003, 174)

4.2 Sulattava laserhitsaus

Toinen yleisesti käytetty laserhitsausmenetelmä on sulattava laserhitsaus. Tällöin lasersäteen tehotiheys ei ole tarpeeksi korkea, jotta se saisi materiaalin höyrystymään, mutta kuitenkin säde saa materiaalin sulamaan. Tämä tarkoittaa sitä, että säteen tehotiheyden on jätävä teräksillä alle 10^6W/cm^2 työkappaleen pinnalla. Hitsaus suoritetaan tällöin käyttämällä pientä lasertehoa ja/tai suurta polttopistettä. (Kujanpää et al. 2005, 159) (Tanriver et al. 2002, 27)

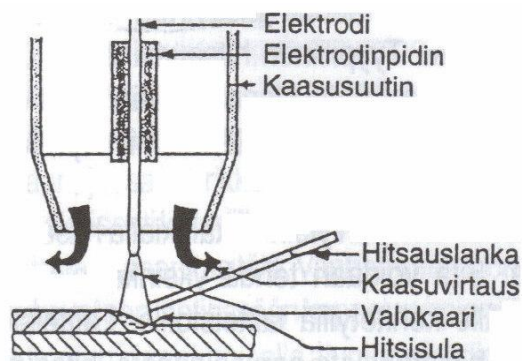
Sulattava hitsaus muistuttaa periaatteeltaan suuresti normaalia kaasukaarihitsausta, kuva 7. Lasersäde lämmittää kappaleen pintaa ja saa sen sulamaan. Lämpö kulkeutuu materiaalissa johtumisen ja sulan sekoittumisen avulla. Tällä mekanismilla saatava hitsi on avaimenreikähitsiä huomattavasti matalampi ja leveämpi. Leveämpi hitsi mahdollistaa suuremmat railotoleranssit, mutta toisaalta matala hitsin syvyys rajoittaa sulattavan laserhitsauksen ohuiden ainepaksuuksien hitsaamiseen. (Kujanpää et al. 2005, 159) (Tanriver et al. 2002, 27)



Kuva 7. Sulattavan laserhitsauksen periaate. (Rofin 2009)

4.3 TIG-hitsaus

TIG-hitsaus on kaasukaarihitsausprosessi. Hitsauksen tarvitsema energia tuodaan valokaaren avulla, joka palaa sulamattoman volframielektrodin ja työkappaleen välillä. Kuvassa 8 on esitelty lisäaineellisen TIG-hitsauksen periaate. TIG-hitsauksessa valokaaren lämpötila vaihtelee 10 000–30 000 °C asteen välillä, riippuen käytössä olevista hitsausparametreista. (Lukkari 1997, 67, 249) (Lepola & Makkonen 1998, 197) Valokaaresta lämpö siirtyy työkappaleeseen johtumisen ja elektronien absorption kautta työkappaleeseen muodostaen hitsisulan. Sulassa lämpö johtuu sulan sekoittumisen ja johtumisen avulla työkappaleeseen. (Tanaka et al. 2002)



Kuva 8. TIG-hitsauksen periaate (Lukkari 1997, s. 249).

Hitsauselektrodia ja hitsisulaa suojaa aina inerti suojakaasu. Suojakaasuna käytetään tyypillisesti heliumia tai argonia. Hitsaaminen voidaan suorittaa sekä ilman lisäainetta että lisäaineellisesti (Esab 2006). TIG-hitsaus on tyypillisesti käsin hitsausta, jolloin hitsainta kuljetetaan toisella kädellä ja mahdollinen lisäainelanka syötetään toisella kädellä valokaareen. Hitsausprosessi voidaan tosin helposti mekanisoida asettamalla hitsain kuljetuslaitteeseen ja lisäämällä tarvittaessa langansyöttölaite hitsaimen kuljettimeen. (Lukkari 1997, 249)

4.4 Hitsausparametrit – laserhitsaus

Laserhitsauksessa hitsausparametrit voidaan jaotella kahteen osaan. Laserparametrit, jotka ovat sidoksissa käytettävään lasertyyppiin ja hitsaussysteemiin ja prosessiparametrit, joita säätämällä vaikutetaan hitsausprosessin sujuvuuteen.

4.4.1 Laserparametrit

Laserparametrit ovat riippuvaisia laserin resonaattorin rakenteesta ja käytettävästä laseroivasta väliaineesta. Koska nämä parametrit ovat lasersysteemikohtaisia, niin niitä ei voi muuttaa hitsauksen aikana. Laserparametrit vaikuttavat kuitenkin suuresti hitsauksen onnistumiseen, koska niistä on kiinni paljon säteen fokuositavuus ja absorptio. Hyvälaatuisella säteellä voidaan saavuttaa jopa kaksi kertaa suurempi tunkeuma kuin mitä huonolaatuisella säteellä on mahdollista saada aikaan. (Kujanpää et al. 2005, 164)

Polarisaatio

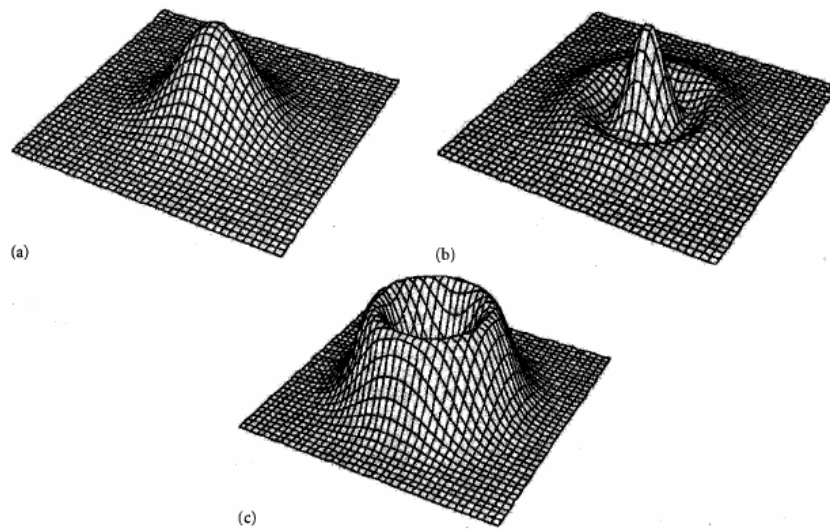
Lasersäteellä on kolme eri polarisaatio tyyppiä: taso-, ympyrä- ja satunnaispolarisaatio. Lasersäteen polarisaatio riippuu käytettävästä laserhitsaussysteemistä. Polarisaatioon vaikuttaa resonaattorin rakenne ja säteen kuljetukseen käytettävä optiikka. Tasopolarisaatiossa säteellä saavutetaan suurempi tunkeuma hitsattaessa polarisaation suuntaan, kuin mitä saavutettaisiin polarisaatioon nähden kohti suoraan. Ympyräpolarisaatio saavuttaa samanlaisen tunkeuman ja työstöjäljen hitsaus suunnasta riippumatta. Tämä johtuu siitä, että ympyräpolarisoitu säde on symmetrinen optiseen akseliin nähden. Satunnaispolarisaatio saadaan käyttäessä kuituoptiikkaa. Tämän kaltaisella säteellä ominaisuudet ovat hyvin lähellä ympyräpolarisoidun säteen ominaisuuksia. Kuitulaserit tuottavat satunnaispolarisoitunutta lasersädettä ja CO₂-laserit puolestaan tuottavat lineaaripolarisoitunutta sädettä, joka muutetaan optisilla komponenteilla ympyräpolarisoiduksi.. (Kujanpää et al. 2005, 164)

Aallonpituus

Aallonpituus riippuu laserin resonaattorissa käytetystä laseroivasta väliaineesta. Aallonpituus vaikuttaa merkittävästi absorptioon ja fokusoitavuuteen. Absorptio on erityisen merkitsevää silloin, kun hitsataan sulattavalla laserhitsausprosessilla, koska absorptiosta riippuu kuinka paljon säteestä heijastuu kappaleen pinnasta pois. Avaimenreikähitsauksessa aallonpituudella ei ole yhtä suurta merkitystä, johtuen avaimenreiän kyvystä absorboida valoa monikertaisten heijastusten avulla avaimenreiän sisällä. (Steen 2003, 172)

Moodi

Tehon jakaumaa lasersäteen sisällä kutsutaan moodiksi. Moodia kuvataan ns. TEM-luvulla (Transverse Electric Mode), jonka alaiset indeksit ilmoittavat tehohippujen lukumäärät ja symmetrisyyden, kuva 9. TEM₀₀-tyyppisellä moodilla saavutetaan suurin hitsausnopeus ja tunkeuma, johtuen tehon keskittymisestä säteen poikkileikkauksen keskelle. Kyseisellä moodilla on myös hyvä fokusoitavuus. Optinen kuitu vaikuttaa lasersäteen moodiin siten, että kuidun päästä tulee aina ns. top-hat-tehotiheyden omaava säde, jonka tehojakauma on varsin tasainen. (Kujanpää et al. 2005, 36, 164)



Kuva 9. Lasersäteen tehojakaumia eli moodeja. a)TEM₀₀ b)TEM₁₀ c)TEM₀₁ (Ion 2005, 59)

4.4.2 Prosessiparametrit

Prosessiparametrejä voidaan muuttaa hitsauksen aikana ja ne ovat riippumattomia käytetystä laserlaitteistosta tiettyyn rajaan asti, esimerkiksi laserteholla on aina jokin yläraja. Hitsauksen onnistumisen kannalta on erityisen tärkeää, että hitsaus suoritetaan oikeita prosessiparametrejä käyttäen.

Teho

Käytetty laserteho määrää pitkälti fokuspisteen koon ohella, minkälainen tehotiheys kappaleen pinnalla saavutetaan ja sitä kautta, tapahtuuko hitsaus sulattavana vai avaimenreikähitsauksena. Tehoa suurentamalla saadaan kasvatettua hitsin tunkeumaa kummallakin edellä mainitulla hitsausprosessilla. Avaimenreikähitsauksessa tehon kasvattamisen ylärajana voidaan pitää avaimenreiän romahtamista kyseisellä hitsausnopeudella. Vuorostaan sulattavan hitsauksen kohdalla tehon kasvattamisen ylärajan

on 10^6W/cm^2 :n tehotiheyden ylittäminen ja sitä kautta avaimenreiän muodostuminen. Molemmilla hitsausprosesseilla tehon alarajana voidaan pitää halutun tunkeuman aikaansaamista kyseisellä hitsausnopeudella. (Kujanpää et al. 2005, 159) (Steen 2003, 166) (De & Debroy 2006) Teho vaikuttaa myös osaltaan muodostuvan hitsin leveyteen. Lasertehon nostaminen hitsausnopeuden pysyessä vakiona leventää hieman muodostuvaa hitsiä. (Manonmani et al. 2007)

Hitsausnopeus

Käytetty hitsausnopeus vaikuttaa merkittävästi saavutettavaan hitsin tunkeumaan ja leveyteen. Käytettäessä vakiotehoa hitsausnopeuden kasvaessa laserhitsin tunkeuma pienenee. Vastaavasti kasvanut hitsausnopeus kaventaa syntyvää hitsiä. Näin tapahtuu siitä syystä, että lasersäteelle altistumisaika pituusyksikköä kohden pienenee. (Manonmani et al. 2007) (Steen 2003, 166)

Hitsausnopeus ja laserteho muodostavat parametriparin, jolla vaikutetaan muodostuvan hitsin tunkeumaan ja leveyteen. Hitsausnopeuden alarajan asettaa avaimenreikähitsauksessa avaimenreiän auki pysyminen. Liian pienellä hitsausnopeudella sulan määrä kasvaa liian suureksi suhteessa sulaa koossa pitävään pintajännitykseen, jolloin on vaarana, että sula romahtaa joko avaimenreiän sisään tai ulos hitsistä, gravitaation vaikutuksesta. Tämä luo aina hitsiin epäjatkuvuuskohdan. Hitsausnopeudelle ylärajan asettaa halutun tunkeuman tai hitsin leveyden saaminen. Tämä koskee niin avaimenreikä- kuin sulattavaa hitsausta. Hitsattaessa liian suurta hitsausnopeutta käyttäen sula ei ennätä kasvaa riittävän suureksi, jotta haluttu tunkeuma tai hitsin leveys saavutettaisiin. Näiden karkeiden ääri rajojen välistä voidaan valita tapauskohtaisesti parhaiten liitokselle sopivat hitsausarvot. (Kujanpää et al. 2005, 166) (Steen 2003, 174)

Polttopisteen koko

Polttopisteenpisteen koko määrää lasertehon kanssa lasersäteen intensiteetin työkappaleen pinnalla. Suurella polttopisteellä lasersäteen tehotiheys jää 10^6W/cm^2 :n rajan alle ja avaimenreikää ei tällöin muodostu. Tällöin luonnollisesti hitsaus tapahtuisi sulattavanahitsauksena. Tehotiheyden kautta polttopisteen koko vaikuttaa muodostuvan hitsin geometriaan eli tunkeumaan ja hitsin leveyteen. (Kujanpää et al. 2005, 167)

Polttopisteen kokoon voidaan vaikuttaa kahdella mekanismilla, säteen fokusoinnilla ja fokuuspisteen asemalla. Polttopisteen koon minimiä rajoittaa säteen fokusoitavuus, aallonpituus, optiikan virheettömyys, raakasäteen halkaisija ja käytettävän optiikan polttoväli. Nykyaikaisilla laserhitsauslaitteistoilla saavutettava pienin fokuuspisteen halkaisija on tyypillisesti luokkaa n. 0,1mm. Fokusoivan optiikan polttoväli vaikuttaa huomattavasti pienimpään saavutettavaan fokuuspisteen kokoon. Polttovälin kasvattaminen kasvattaa polttopisteen kokoa ja vastaavasti myös sen syvyysterävyyttä. Yleisesti pyritään käyttämään mahdollisimman lyhyttä polttoväliä, jotta päästään nauttimaan pienemmän fokuuspisteen mahdollistamista suuremmista työstönopeuksista. Pidemmällä polttovälillä on toisaalta se etu, että sillä pystytään suuremman työstöetäisyyden ansiosta ulottumaan ahtaisiin paikkoihin. Polttovälin ja laserin aallonpituuden yhteys polttopisteen kokoon selviää seuraavasta kaavasta (Kujanpää et al. 2005, 167)

$$d_{\text{foc}} = \frac{4f\lambda}{D\pi K} \quad [2]$$

Jossa d_{foc} on fokuuspisteen halkaisija, f fokusoivan optiikan polttoväli, λ säteen aallonpituus, D raakasäteen halkaisija ja K on säteen laatua kuvaava yksikkö.

Polttopisteen asemalla voidaan vaikuttaa huomattavasti työkappaleen pinnalle muodostuvaan tehotiheyteen. Polttopisteen aseman oletusarvona on yleisesti 0 mm, jolloin polttopiste on työkappaleen pinnalla. Mikäli halutaan hitsata tehotiheydellä joka on pienempi kuin polttopisteen nollassossa, kyseisellä polttovälillä, onnistuu se poikkeuttamalla fokuuspistettä nollassosta. Tällöin säteen koko kappaleen pinnalla kasvaa. Polttopisteen paikkaa muuttamalla onnistuu samalla laserteholla ja hitsausoptiikalla sekä

avaimenreikä- että sulattava hitsaus. Tämä jouheva muutos eri prosessien välillä on mahdollista 1000 nm:n aallonpituutta lähellä olevilla lasersäteillä, joiden absorptio on hyvä myös huoneenlämpötilassa kuten esim. diodilaserilla. Hiilidioksidilaserilla avaimenreikähitsauksessa fokuksipisteen asema on kriittinen sillä tehotehden on yllettävä sille tasolle, että metalli höyrystyy. Pienemmällä tehotehdeillä siirrytään yhtäkkiä sulattavaan hitsaukseen, joka on tällä aallonpituudella varsin tehoton prosessi. Käytettäessä suurempaa polttoväliä fokuksipisteen paikoitustoleranssi lievenee pintaan nähden avaimenreikähitsauksessa. Lisäksi riittävällä laserteholla kasvanut polttoväli lisää hitsin tunkeumaa. (Kujanpää et al. 2005, 168)

4.5 Hitsausparametrit – TIG-hitsaus

Terästen TIG-hitsauksessa hitsin muoto ja lämmöntuonti riippuu pääasiallisesti neljästä asiasta. Hitsausvirta, kaarijännite ja hitsausnopeus määräävät lämmöntuonnin suuruuden. Hitsausvirta vaikuttaa tunkeumaan ja kaarijännite hitsin leveyteen. Hitsausnopeus taas vaikuttaa siihen kuinka paljon energiaa tulee mittayksikköä kohden. Kaarihitsauksen terminen hyötysuhde on verrattavissa laserhitsauksen absorptioon.

Hitsausvirta & kaarijännite

Hitsausvirran suuruus vaikuttaa kaarihitsauksessa perusaineen sulamissyvyyteen eli hitsin tunkeumaan. Hitsausvirta säädetään perusaineen pakisuuden mukaan. Kaarijännitteen kasvu puolestaan vaikuttaa hitsin geometriaan hitsiä leventävästi. Nämä kaksi edellä mainittua parametria määräävät hitsausnopeuden kanssa hitsauksen lämmöntuonnin. (Lepola & Makkonen 1998, 224) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 52)

TIG-hitsauksessa kaarijännitettä ei pystytä säätämään erikseen. Jännite määräytyy hitsauksen aikana valokaaren pituuden ja hitsausvirtalähteen ominaiskäyrän mukaan. TIG-hitsauksessa kaarijännite on aina kohtalaisen pieni, koska valokaaren riittävän kaasusuojauksen takaamiseksi on valokaari pidettävä lyhyenä. Kaarenjännite muuttuu sitä mukaa kun valokaaren pituus muuttuu. Valokaaren pidentyessä kasvaa myös kaarijännite,

tällöin tunkeuma pienenee ja hitsi levenee, kun valokaaren energia pääsee leviämään sivusuuntaisesti. (Lepola & Makkonen 1998, 224)

Hitsausnopeus

Hitsausnopeus vaikuttaa hitsauksen aikaiseen lämmöntuontiin. Koska lämmöntuonti ilmaistaan hitsauksessa energiana pituusyksikköä kohden, niin hitsausnopeus vaikuttaa käänteisesti lämmöntuontiin. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 52) Hitsausnopeudella vaikutetaan siihen kuinka suureksi sula kasvaa. Liian suurella hitsausnopeudella hitsin sula ei pääse muodostumaan riittävän suureksi, jotta riittävä tunkeuma tai hitsin leveys muodostuisi. Vastaavasti liian pienellä hitsausnopeudella lämmöntuonti kasvaa tarpeettoman suureksi, jolloin tarpeeton kiderakenteen kasvu on todennäköistä. (Lepola & Makkonen 1998, 225)

Kaarihitsauksen terminen hyötysuhde

Kaarihitsauksessa absorptioon verrattava tekijä on terminen hyötysuhde. Terminen hyötysuhde kuvaa sitä osuutta valokaaren energiasta mikä siirtyy valokaaresta työkappaleeseen hitsauksen aikana. Kaarihitsauksessa on omat energia häviönsä, joiden johdosta kaaren koko kaarienergia ei ole hitsauksen aikana hyötykäytössä. Tällaisia häviöitä syntyy muun muassa roiskeista, valokaaren säteilystä ja lämpötilan johtumisesta perusaineessa. TIG-hitsauksessa terminen hyötysuhde, standardin EN 1011:n mukaan, on 0,60. (Kyröläinen & Lukkari 2002,52)

4.6 Lämmöntuonti

Hitsauksessa perusaineen ja mahdollisen lisäaineen sulattamiseen tarvittava energia tuodaan valokaaren tai lasersäteen avulla tai jollain muulla menetelmällä riippuen hitsausprosessista. Lämmöntuonti riippuu täysin hitsauksessa käytettävistä hitsausparametreista ja hitsausmenetelmän absorptiosta (laserhitsaus) tai termisestä hyötysuhteesta (kaarihitaus). Lämmöntuontia mitataan tyypillisesti energiana pituusyksikköä kohden. Täten kaarihitsauksessa lämmöntuonti riippuu kaarijännitteestä, hitsausvirrasta ja hitsausnopeudesta, sekä termisestä hyötysuhteesta. Kaarihitsauksen lämmöntuonti saadaan laskettua kaavasta:

$$Q = k \frac{UI}{v} \quad [3]$$

Q merkitsee lämmöntuontia (J/mm), k termistä hyötysuhdetta, U kaarijännitettä (V), I hitsausvirtaa (A) ja v hitsausnopeutta (mm/s). (Kyröläinen & Lukkari 2002, 52) Vastaavasti laserhitsauksen lämmöntuonti riippuu lasertehosta ja hitsausnopeudesta, sekä absorptiosta. Laserhitsaukselle hitsauksen lämmöntuonti saadaan laskettua kaavasta:

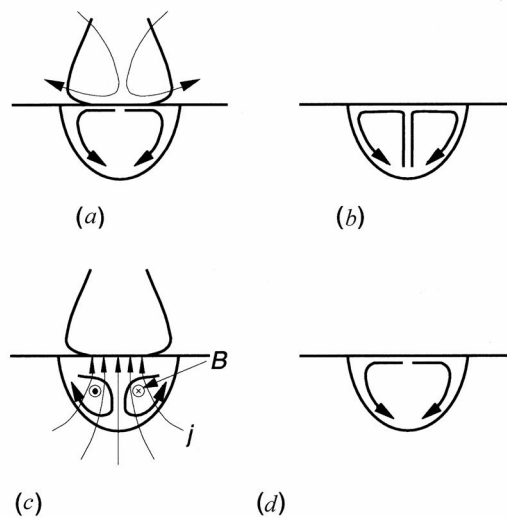
$$Q = A \frac{P}{v} \quad [4]$$

jossa A merkitsee absorptiokerrointa ja P lasertehoa (W). (Väisänen 2008, 11) (Kujanpää et al. 2005, 44)

Lämmöntuonti vaikuttaa suoraan hitsin jäähtymisnopeuteen. Lämmöntuonnin kasvu hidastaa luonnollisesti hitsin jäähtymisnopeutta. Jäähtymisnopeus taas vaikuttaa merkittävästi hitsiin ja lämpövaikutusvyöhykkeelle muodostuvaan mikrorakenteeseen. (Vähäkainu 1997,17 & 67)

4.6.1 Lämmönjohtuminen hitsisulassa

Kaarihitsauksessa lämpö siirtyy valokaaresta hitsisulan pinnan kautta sulan pohjaosiin. Lämmön siirtyminen tapahtuu pääasiassa sulan virtauksen, konvektion, vaikutuksesta. Sulan virtaus johtuu neljän eri voiman vaikutuksesta: valokaaren plasman aiheuttama aerodynaaminen virtaus sulaan, lämpötilaeron aiheuttama noste, sähkövirran aiheuttamasta elektromagneettisesta voimasta ja sulan pintajännityksen voimasta. Kuvassa 10 on esitetty sulan virtaukseen vaikuttavat voimat. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 53) (Tanaka et al. 2002)



Kuva 10. Virtaukseen vaikuttavat voimat: (a) plasman aiheuttama aerodynaaminen virtaus, (b) lämpötilaerojen aiheuttama noste, (c) elektromagneettinen voima ja (d) sulan pintajännitys. (Tanaka et al. 2002)

Laserhitsauksessa, avaimenreikää käytettäessä, lasersäde absorboituu tasaisesti avaimenreiän reunoihin koko avaimenreiän pituudelta. Tällöin hitsausenergiaa tuodaan koko hitsattavalta paksuudelta suoraan hitsisulan sisään, toisin kuin kaarihitsauksessa. Tämä ero perinteisiin hitsausprosesseihin mahdollistaa syvän ja kapean hitsin pienellä lämmöntuonnilla. (Kujanpää et al. 2005, 173) Avaimenreikää ympäröivässä sulassa lämpö siirtyy pääasiassa sulan virtauksen seurauksena avaimenreiän etureunasta sula-altaan reunalle ja siitä johtumisen seurauksena työkappaleeseen. Lämmön johtumista ei sulassa juurikaan tapahdu. Tämä johtuu avaimenreikälaserhitsaukselle tyypillisestä suuresta

hitsausnopeudesta jolloin johtumista ei sulassa ennäätä tapahtumaan. (Rai et al. 2007) (Steen 2003, 203)

Sulattavassa laserhitsauksessa hitsausprosessi on samantapaista kuin kaarihitsauksessa. Lasersäde absorboituu työkappaleen pintaan josta lämpö siirtyy hitsisulan pohjaa kohden. Sulattavassa laserhitsauksessa lämpö siirtyy sulassa johtumisen ja sulan sekoittumisen avulla. Lämmön siirtymisen pääasiallinen mekanismi on sulan sekoittuminen sulan pintajännityksen ja lämpötilaerojen aiheuttaman nosteen vaikutuksesta. Lämmön siirtymistä johtumisen avulla tapahtuu hieman, mutta se ei ole kuitenkaan pääasiallinen lämmönsiirto muoto. (Paul & DebRoy 1988) (Kujanpää et al. 2005, 159)

4.7 Jäähdytysnopeus

Hitsausliitoksen ominaisuudet riippuvat pitkälti hitsauksen aikaansaamasta lämpösyklistä, hitsauksen aiheuttamasta nopeasta kuumentumisesta ja sitä seuraavasta nopeasta jäähtymisestä. Hitsin jäähtymisnopeuteen vaikuttaa hitsausparametrit ja materiaalin lämmönjohtavuus. Merkittävimmät hitsin jäähtymisnopeuteen vaikuttavat tekijät edellä mainituista ovat hitsausparametrit ja sitä kautta lämmöntuonti. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 57) Jäähtymisnopeus on hitsin jähmettymisnopeuden (R , [mm/s]) ja lämpötilagradientin (G , [K/mm]) tulo. Jähmettymisnopeus ja lämpötilagradientti puolestaan riippuvat edellä mainituista tekijöistä. (Rai et al. 2008)

Hitsausnopeus vaikuttaa hitsin jähmettymisrintaman etenemisnopeuteen, eli jähmettymisnopeuteen. Hitsauksessa hitsin jähmettymisnopeuden riippuvuus hitsausnopeudesta on seuraavanlainen:

$$R = v \cos \beta \quad [5]$$

missä β on hitsaus suunnan ja sula-kiinteä-rajän normaalin välinen kulma ja v on hitsausnopeus. (Gilath et al. 1994)

Lämpötilagradientin suuruus riippuu hitsausnopeudesta, lasertehosta, tehottiheydestä ja materiaalin lämmönjohtavuudesta. Lasertehon lisääminen kasvattaa sekä sula-altaan pituutta että hitsisulan määrää yleisesti sula-altaassa, mikäli hitsausnopeus pidetään vakiona. Tällöin matka, jolla lämpötila laskee materiaalin kiehumispisteen lämpötilasta soliduslämpötilaan, kasvaa. Tämän johdosta sula-altaan koon kasvaessa sulan keskimääräinen lämpötilagradientti pienenee. Hitsausnopeus puolestaan vaikuttaa lämpötilagradienttiin kahden mekanismin kautta. Ensinnäkin hitsausnopeuden kasvu pienentää tulevaa lasertehoa mittayksikköä kohden, jolloin hitsisulan määrä pienenee ja lämpötilagradientti kasvaa. Toiseksi kasvanut hitsausnopeus muuttaa sulan geometriaa pitkäksi ja kapeaksi jolloin keskimääräinen lämpötilagradientti pienenee. (Rai et al. 2008) Lämmönjohtavuus vaikuttaa lämpötilagradientin suuruuteen, varsinkin hitsin pituussuunnassa. Lämmön johtavuuden kasvaminen kasvattaa myös lämpötilagradienttia. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 60) Koska jäähtymisnopeus, GR , on riippuvainen lämpötilagradientin suuruudesta, niin jäähtymisnopeus kasvaa hitsausnopeuden kasvaessa ja pienenee lasertehon kasvaessa. Hitsausnopeuden vaikutus jäähtymisnopeuteen on huomattavasti suurempi kuin lasertehon. (Rai et al. 2008)

Hitsin jäähtymisnopeus vaikuttaa merkittävästi hitsiin muodostuvaan mikrorakenteeseen. Suuri hitsin jäähtymisnopeus tuottaa hienorakeisemman hitsin mikrorakenteen kuin pienempi jäähtymisnopeus. Hitsiin muodostuva mikrorakenne on siten suuresti riippuvainen materiaalin lämmönjohtavuudesta ja erityisesti hitsausparametreista eli lämmöntuonnista. Hitsausparametreista erityisesti hitsausnopeus vaikuttaa merkittävästi hitsin mikrorakenteeseen. Rai et al. on todennut tutkimuksissaan, että suuri lämpötilagradientti hitsin jättöreunassa johtaa suurempaan jäähtymisnopeuteen koko hitsissä. Lämpötilagradientin suuruus hitsin jättöreunalla on taas suuresti riippuvainen hitsausnopeudesta. (Rai et al. 2008) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 63)

TIG-hitsauksessa hitsin jäähtymisnopeus riippuu samoin hitsauksen lämmöntuonnista kuin laserhitsauksessa. TIG-hitsauksen lämmöntuonnin määrä riippuu käytetystä kaarijännitteestä, hitsausvirrasta ja hitsausnopeudesta. Laserhitsaukseen verrattuna TIG-hitsauksessa lämmöntuonti on tyypillisesti suurempi ja täten hitsi saa karkeamman mikrorakenteen. Sulattava laserhitsaus on lämmöntuonnin ja jäähtymisnopeuden suhteen

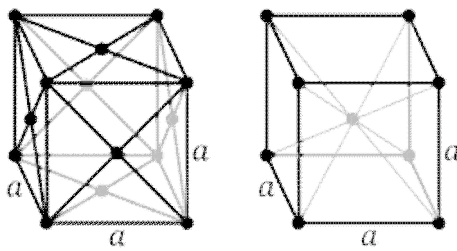
näiden kahden välissä. (Kujanpää et al. 2005, 177) (Farzadi et al. 2007) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 52)

5 Hitsausmetallurgia

Hitsin metallurgia määrää hitsin metallurgiset ja mekaaniset ominaisuudet. Hitsin metallurgiset ominaisuudet riippuvat useista eri tekijöistä. Näistä tärkeimpiä ovat hitsattavan materiaalin koostumus ja hitsauksen aikainen lämpösykli. Tässä luvussa käsitellään ruostumattoman teräksen metallurgisia faaseja ja hitsin jähmettymistä ja sen vaikutusta yleisesti hitsissä tapahtuviin muutoksiin.

5.1 Ruostumattoman teräksen keskeiset faasit

Ruostumattomalla teräksellä on pääasiassa kolme metallurgista faasia, austeniittinen (γ), ferriittinen (α tai δ) ja martensiittinen (α'). Kussakin faasissa metalliatomit ovat järjestäytyneet faasille ominaiseen järjestykseen, hilaan. Austeniitissa atomit ovat järjestäytyneet niin sanottuun pintakeskiseen kuutiolliseen hilarakenteeseen. Tällöin atomeja on pakkaantunut mahdollisimman paljon Millerin indeksin $\{111\}$ – tasolle, niin sanotulle tiivispakkaustasolle. Ferriittisessä faasirakenteessa metalliatomit ovat puolestaan järjestäytyneet tilakeskiseen kuutiolliseen rakenteeseen. Ferriittisen hilarakenteen tihein pakkaustaso on $\{110\}$, täten ferriitillä ei ole tiivispakkauksellista tasoa, mutta kuitenkin tiivispakkauksellinen suunta. Kuvassa 11 on esitelty ferriitin ja austeniitin hilarakenteitten yksikkökopilliset hila-mallit. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 12) Martensiitilla on sama tilakeskeinen kuutiollinen hilarakenne kuin ferriitillä. Martensiitti on seosaineylikylläiseksi jäänyttä ferriittiä, joka on muodostunut austeniitista leikkaantumalla nopean jäähtymisen seurauksena. (Miekk-oja 1986, 285)

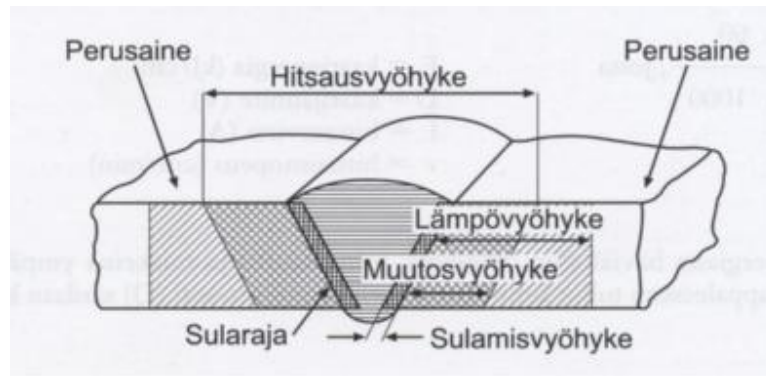


Kuva 11. Austeniitin ja ferriitin hilarakenne. Vasemmalla austeniitin pintakeskinen kuutiollinen hilarakenne (pkk) ja oikealla ferriitin tilakeskinen kuutiollinen hilarakenne (tkk) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 12)

5.2 Hitsin vyöhykkeet

Hitsauksen aikana lämpötila vaihtelee työkappaleessa huomattavasti hyvin kapealla alueella. Hyvin suuret lämpötilaerot kapealla alueella on erityisesti tyypillistä laserilla tapahtuvassa avaimenreikähitsauksessa. Tällöin lämpötila vaihtelee työkappaleessa yli materiaalin höyrystymislämpötilan, avaimenreiän sisällä ja perusaineen lämpötilan välillä. (Steen 2003, 162) (Rautaruukki 1998, 17)

Lämpötilan nousu hitsauksen aikana vaikuttaa metalleilla samaan tapaan kuin materiaalille tehty lämpökäsittely. Koska hitsauksen yhteydessä työkappaleen materiaali käy eri lämpötiloissa eri pisteissä, niin hitsiin ja hitsin ympärille muodostuu vyöhykkeitä joiden mikrorakenteet eroavat perusaineesta. Vyöhykkeiden koko ja mikrorakenne riippuvat suuresti lämmöntonnuista ja perusaineen materiaaliominaisuuksista. Kuvassa 12 on esitetty hitsauksessa syntyvät hitsausliitoksen vyöhykkeet. (Rautaruukki 1998, 17) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 54)



Kuva 12. Hitsin vyöhykkeet. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 51)

Hitsin sisimmäinen osa on itse hitsi. Tämä alue on ollut hitsauksen aikana sulassa tilassa. Avaimenreikähitsauksessa hitsin keskellä on kulkenut avaimenreikä, jota on hallinnut höyrystynyt materiaali. Itse hitsi voi koostua pelkästä perusaineesta lisäaineettomassa hitsaamisessa, tai lisäaineen ja perusaineen sekoituksesta lisäaineellisessa hitsauksessa. Sularaja kulkee hitsin ja sulamattoman perusaineen välissä. Sularajalla lämpötila on käynyt perusaineen likviduslämpötilassa. Sularajan jälkeen perusaineen puolella tulee muutosvyöhyke (HAZ, Heat Affected Zone). Kyseinen vyöhyke koostuu perusaineesta, jonka lämpötila on kohonnut riittävän korkeaksi, jotta mikrorakenne muutoksia on vyöhykkeellä päässyt tapahtumaan. Nämä kolme yhdessä muodostavat hitsausvyöhykkeen. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 51)

5.3 Hitsin jäähmettyminen

Hitsin jäähmettyminen alkaminen on ensimmäinen hitsin metallurgian määräävä askel. Jäähmettyminen alkaa hitsin sularajalta ja etenee kohden hitsin keskipistettä, hitsille ominaisessa jäähmettymisjärjestyksessä, joka on riippuvainen sulan seosainekoostumuksesta ja jäähtymisnopeudesta. Hitsin jäähmettymisjärjestyksellä on oma ja erittäin tärkeä rooli hitsin metallurgiassa.

5.3.1 Likvidus- ja soliduslämpötilat

Metalliseosten jähmettyminen tapahtuu lämpötila-alueella joka on likvidus- ja soliduslämpötilojen välillä. Metalliseoksen sulan jähmettyminen alkaa likviduslämpötilassa, jolloin sulasta muodostuu ensimmäiset ytimet, joista kiteen kasvu voi alkaa. Soliduslämpötilassa sulan jähmettyminen loppuu ja viimeinenkin sula metalliseos dendriittien välissä jähmettyy. Taulukossa 1 on esimerkkinä esitetty eri terästyypin likvidus- ja soliduslämpötilat. Teräksen seostus vaikuttaa merkittävästi kyseisiin lämpötiloihin. Mitä seostetumpaa teräs on, sitä matalampia likvidus- ja soliduslämpötilat ovat. Jähmettymisalueella kuvataan sitä lämpötila-aluetta, jolla metalliseos jähmettyy. Likvidus- ja soliduslämpötilat riippuvat myös jäähtymisnopeudesta. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 51)

Taulukko 1. Ruostumattomien terästen likvidus- ja solidus lämpötiloja sekä jähmettymisalue jäähtymisnopeudella 2.0 °C/s (Jernkontoret 1979)

Terästyyppi	EN	AISI	Likvidus [°C]	Solidus [°C]	Jähmettymisalue [°C]
Ferriittinen ruostumaton teräs	1.4000	410S	1497	1435	65
Austeniittis-ferriittinen ruostumaton teräs	1.4460	329	1465	1390	75
Austeniittinen ruostumaton teräs	1.4401	316	1419	1330	85

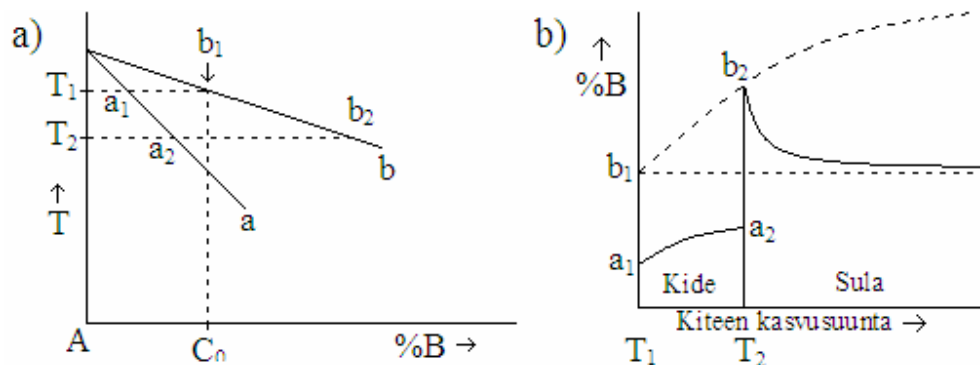
5.3.2 Alijäähtyminen ja lakimääräinen alijäähtyminen

Alijäähtymisen aikana sulan lämpötila laskee metallin likviduslämpötilan alle. Alijäähtyminen on tärkeä mekanismi metallin jähmettymisessä siitä syystä, että metalliseoksen lämpötilan täytyy olla jähmettymisrintaman edessä alle likviduslämpötilan, jotta jähmettyminen on mahdollista. Jähmettymisrintaman edessä olevan sulan

alijäähtyminen riippuu sulan lämpötilagradientista (G) ja likviduslämpötila-profiilista. Likviduslämpötilan profiilin määrää jähmettymisrintaman edessä olevan sulan koostumus, eli seosaineiden kuten kromin, nikkelin jne. konsentraatio. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 51) (Valorinta 1983, 23)

Lakimääräistä alijäähtymistä tapahtuu metalliseoksessa kiteen kasvun yhteydessä. Tällöin metallin seos- ja perusaine, merkitään seosainetta B:llä ja perusainetta A:lla, jakautuvat uudelleen molempien faasien kesken jähmettymisen aikana. Tämä aineiden jatkuva jakautuminen faasien kesken johtaa metalliseoksen valikoivaan jähmettymiseen. (Miekk-oja 1986, 233)

Metalliseos jähmettyessään sitoo sulasta seosaineita, teräksillä esimerkiksi nikkeliä, kromia jne. Kide ei kuitenkaan pysty sitomaan kaikkea sulan seosainemolekyylejä jolloin jähmettymisrintaman edessä oleva sula on yliseostunutta muuhun sulaan verrattuna. Suurin osa seosainemolekyyleistä, jotka kide hylkää, jää kiteen lähituntumaan. Kuvassa 13a on esitetty lakimääräisen alijäähtymisen seurauksena tulevan kiteen ja sulan seosainepitoisuuden muutokset lämpötilan mukaan. Käyrä a esittää kiteen seosaine B:n pitoisuutta lämpötilan funktiona perusaineessa A ja käyrä b sulan vastaavaa. (Miekk-oja 1986, 233)



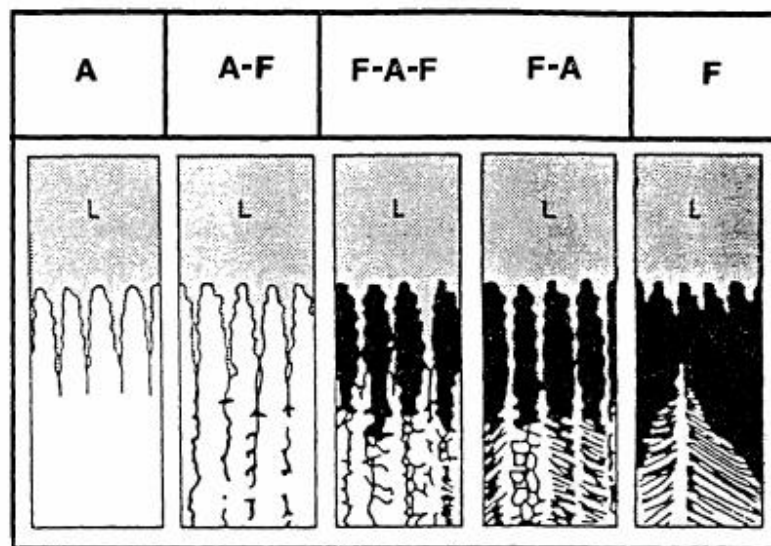
Kuva 13. Lakimääräinen alijäähtyminen. (Miekk-oja 1986, 233)

Nopean lämpötilan muutoksen tapahtuessa on muistettava että kide ja sula ovat tasapainossa vain kosketuskohdassaan. Tällöin Lämpötilassa T_2 on kiteen pinnan koostumus a_2 :sta vastaava konsentraatio ja vastaavasti sulan koostumus vastaa b_2 :ta. Sularajasta pois päin mentäessä seosaine B:n konsentraatio pienenee, kuva 13b. Koska seosainepitoisuudet vaikuttavat solidus- ja likviduslämpötiloihin, niin sulan rajapinnassa

seosaineen kasvaneen konsentraation myötä. Sulatteen sulamispiste tippuu lähellä kiteen pintaa, mutta kohoaa kuljettaessa pois päin sulasta. Tämän seurauksena sulassa tapahtuu alijäähtymistä ja näin kide pääsee kasvamaan. Tätä metalliseoksen jähmettymistä valikoivan mekanismin kautta kutsutaan lakimääräiseksi alijäähtymiseksi. (Miekk-oja 1986, 234)

5.3.3 Sulan jähmettymisjärjestys

Hitsisula voi Fe-Cr-Ni-seostetuilla ruostumattomilla teräksillä, austeniittiset ja austeniittis-ferritiset teräkset, jähmettyä viidellä eri mekanismilla, täysin austeniittisena, austeniittis-ferritisenä, ferritiss-austeniittis-ferritisenä, ferritiss-austeniittisena tai ferritisenä, kuva 14. Jähmettymisjärjestys riippuu pitkälti perusaineen seostuksesta ja jäähtymisnopeudesta. Pääsääntöisesti voidaan sanoa, että nikkelirikkaasti seostettu ruostumaton teräs jähmettyy täysin austeniittisena ja vastaavasti kromirikkaasti seostettu ruostumaton teräs täysin ferritisenä. Näiden karkeiden linjojen väliin jää suuri joukko erilaisia perusaineen seostusasteita joihin tehdyt hitsit jähmettyvät näiden ääripäiden väliltä. (Kou 2003, 218) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 66)



Kuva 14. Austeniittisen perusaineen hitsin jähmettymisjärjestykset. (Suutala 1982)

Tyyppi A: Sula jähmettyy täysin austeniittisena ja säilyy austeniittisena huoneen lämpötilaan saakka

Tyyppi A-F: Jähmettyminen alkaa austeniittina ja deltaferriittiä muodostuu austeniittidendriittien väliin seosaineista (Cr, Mo, Si) rikastuneesta jäännössulasta.

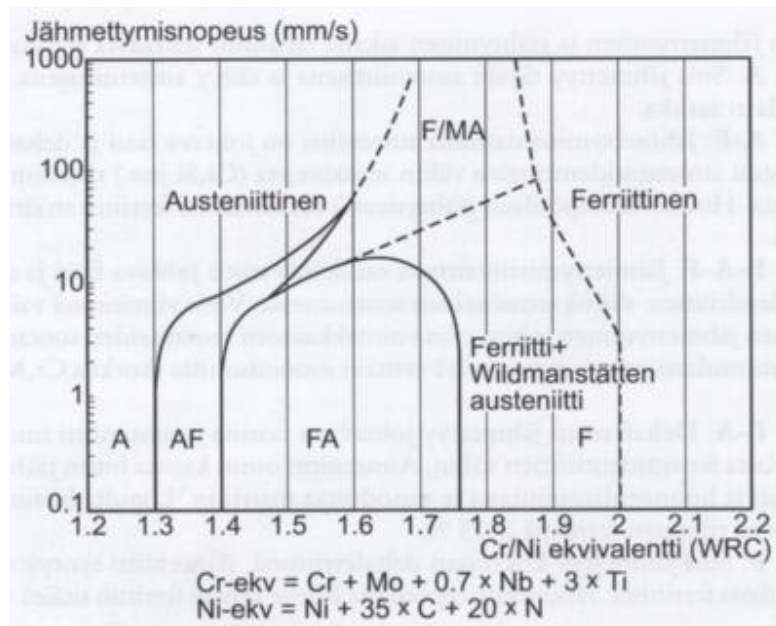
Tyyppi F-A-F: Jähmettyminen alkaa deltaferriittinä, jonka jälkeen austeniittia syntyy dendriittien väliin seosaineiden suotautuessa. Austeniitin jähmettyminen johtaa voimakkaaseen kromin, molybdeenin ja piin suotautumiseen jäännössulassa, jolloin jäännössulasta syntyy pieni määrä ferriittiä. Tätä kutsutaan myös sekundääriseksi tai eutektiseksi ferriitiksi. Jäähdytymisen edetessä austeniitin osuus kasvaa voimakkaasti, ferriitin muuttuessa austeniitiksi, ja austeniitti muodostaa matriisin huoneenlämpötilassa.

Tyyppi F-A: Jähmettyminen alkaa deltaferriitin muodostumisena ja austeniittia muodostuu loppusulasta ferriittidendriittien väliin. Austeniitin osuus kasvaa jäähdytymisen edetessä voimakkaasti ja muodostaa matriisin huoneenlämpötilassa.

Tyyppi F: Sula jähmettyy kokonaan deltaferriittinä. Austeniittia syntyy vasta jähmettyneessä tilassa ferriitistä.

Seostuksen ohella jäähdytysnopeus vaikuttaa jähmettymisjärjestykseen. Varsinkin suuri jäähdytysnopeus vaikuttaa hitsin jähmettymisjärjestykseen. Jäähdytysnopeuden kasvaminen vähentää ferriitin osuutta hitsissä pienellä Cr-Ni-suhteella (Cr_{ekv}/Ni_{ekv}) ja vastaavasti korkeammilla Cr-Ni-suhteilla jäähdytysnopeuden kasvaminen kasvattaa ferriitin määrää hitsissä. Tämä johtuu siitä, että teräs jolla on pieni Cr-Ni-suhdeluku,

jähmettyy primäärisesti austeniittisena, jolloin hitsin nopea jäähtyminen estää ferriitin muodostumista austeniitista tai jäännössulasta. Vastaavasti suuren Cr-Ni-suhdeluvun omaava teräs jähmettyy primäärisesti ferriittisenä. Täten suuri jäähtymisnopeus vaikeuttaa austeniitin muodostumista ferriitistä, jolloin ferriittipitoisuus hitsissä kasvaa. Toisin sanoen jäähtymisnopeuden vaikutus hitsin metallurgiaan riippuu pitkälti hitsattavan materiaalin koostumuksesta, kuva 15. (Kou 2003, 227)



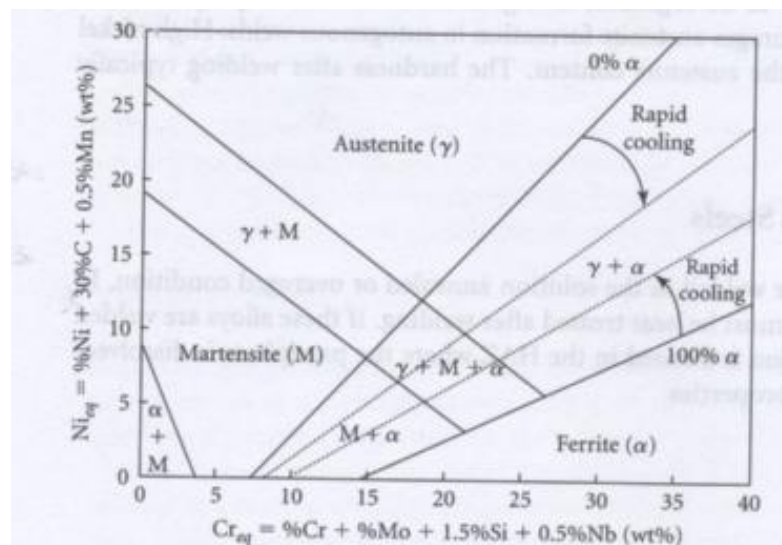
Kuva 15. Jähmettymisnopeuden vaikutus jähmettymisjärjestykseen. (Lippold, 1994)

Suurella jäähtymisnopeudella jähmettymisjärjestys pystyy muuttumaan primäärisesti ferriittisestä austeniittiseksi. Nopean jäähtymisen aikana dendriitin kärjen alijäähtyminen kasvaa. Tällöin austeniittisestä kiderakenteesta tulee stabiilimpi ferriittiseen kiderakenteeseen verrattuna. Tästä johtuu jähmettymisjärjestyksen muuttuminen. Jähmettymisjärjestyksen muuttuminen on riippuvainen kromi/nikkeli-ekvivalentti suhteesta ja jäähtymisnopeudesta, kuten kuvasta 15 saatetaan huomata. (Lippold & Kotecki 2005,182)

Toinen suuren jäähtymisnopeuden aiheuttama muutos jähmettymisjärjestyksessä on niin sanottu massiivimuutos (F/MA). Hitsi, jonka jähmettymisjärjestys on tavallisesti F-A, jähmettyykin suuren jähmettymisnopeuden takia täysin ferriittisesti. Vasta hitsin ollessa kiinteässä olotilassa ferriitti muuttuu austeniitiksi. Tämän muutoksen oletetaan tapahtuvan

täysin ilman diffuusiota, koska hitsiin ei jää ferriittiä. Ferriitin korvaa tällöin niin sanottu massiiviausteniitti rakenne (MA). (Lippold & Kotecki 2005,184)

Hitsiin muodostuvaa ferriittipitoisuutta ja mikrorakennetta voidaan arvioida käyttämällä hyväkseen Schaeffler-diagrammia, kuva 5. Tällöin laskemalla nikkeli- ja kromiekvivalentit voidaan diagrammista ennustaa hitsiin muodostuva mikrorakenne (Kyröläinen & Lukkari 2002, 66). Kuitenkin Schaeffler-diagrammi ei ota huomioon sädehitsauksen suurta hitsin jäähtymisnopeutta, joka omalta osaltaan vaikuttaa hitsin mikrorakenteeseen. Sädehitsauksen yhteydessä joudutaan ottamaan huomioon kuvan 16 mukaiset korjaukset Schaefflerin-diagrammiin, jotta mikrorakenteen ennustaminen olisi mahdollisimman tarkkaa. Kuvan 16 korjaus myös kuvastaa hyvin jäähtymisnopeuden vaikutusta ruostumattomien terästen hitsien mikrorakenteeseen. (Ion 2005, 425) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 79)

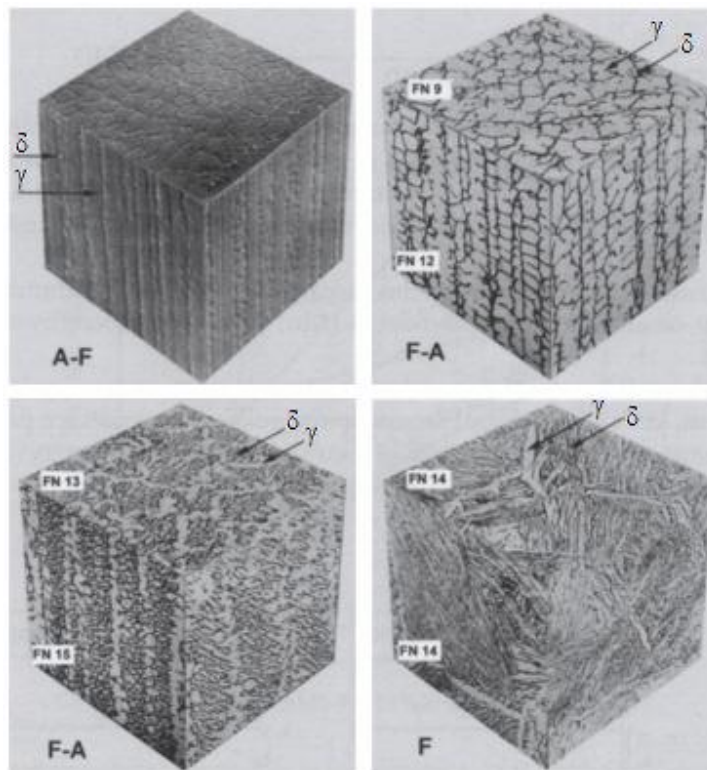


Kuva 16. Periaate kuva nopean jäähtymisen vaikutuksesta hitsin ferriittipitoisuuteen. (Ion 2005, 425)

5.3.4 Hitsin ferriittipitoisuus

On erityisen tärkeää hitsauksen onnistumisen kannalta, että hitsiin muodostuu oikea määrä ferriittiä niin austeniittisilla, kuin duplex-teräksillä. Austeniittisilla teräksillä liiallinen ferriitin muodostuminen ($\geq 10\%$) heikentää hitsin sitkeyttä ja muokattavuutta, sekä alentaa korroosionkestävyyttä. Liian alhainen ferriittipitoisuus ($< 5\%$) puolestaan altistaa hitsin kuumahalkeamisille. (Kou 2003, 216) Duplex-teräksillä ferriitti pitoisuus tulisi hitsissä olla 35–65%, koska tätä korkeampi ferriitti pitoisuus alentaa liaksi hitsin kovuutta ja pistekorroosion kestoja, ja alle 35 %:n ferriittipitoisuus puolestaan heikentää jännityskorroosiokestävyyttä hitsissä. (Westin 2008, 7)

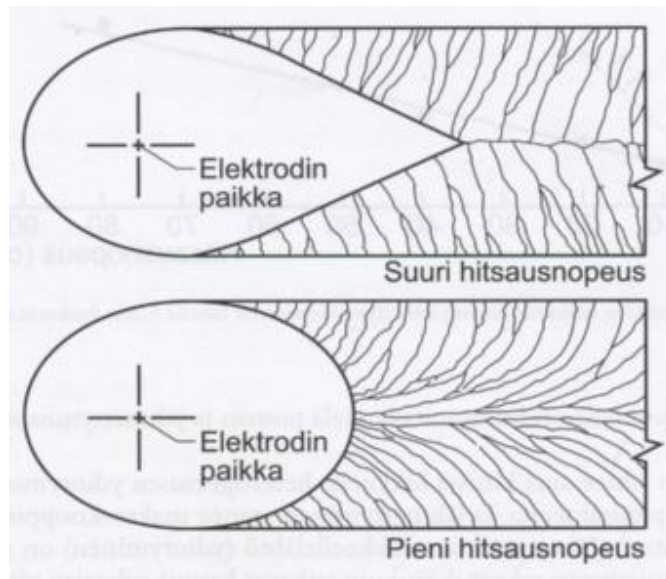
Jähmettymisjärjestys vaikuttaa huoneenlämpötilassa hitsiin syntyvään mikrorakenteeseen. F-A-jähmettymisessä syntyvästä deltaferriitistä osa muuttuu hitsin jäähtyessä kiinteässä tilassa austeniitiksi ferriitti-austeniitti-faasimuutoksen seurauksena. Faasimuutoksen luonteesta riippuu miltei ”jäännösferriitti” hitsissä näyttää. Mikäli jähmettyminen tapahtuu miltei kokonaan deltaferriittinä, muuttuu ferriitti austeniitiksi hitsin ollessa jähmeässä olomuodossa, jolloin syntyvä austeniitti on muodoltaan liuskamaista. Vuorostaan A-F-jähmettymisen seurauksena syntyvä deltaferriitti on loppusulasta austeniitti dendriittien väliin voimakkaan suotautumisen seurauksena syntyvää ferriittiä. Eri tyyppien jähmettymisjärjestysten aikaan saamia mikrorakenteita on esitetty kuvassa 17 (Kyröläinen & Lukkari 2002, 68)



Kuva 17. Mikrokuvia eri jähmettymisjärjestyksellä jähmettyneistä hitseistä. (David, 1981)

5.3.5 Hitsisulan jähmettyminen

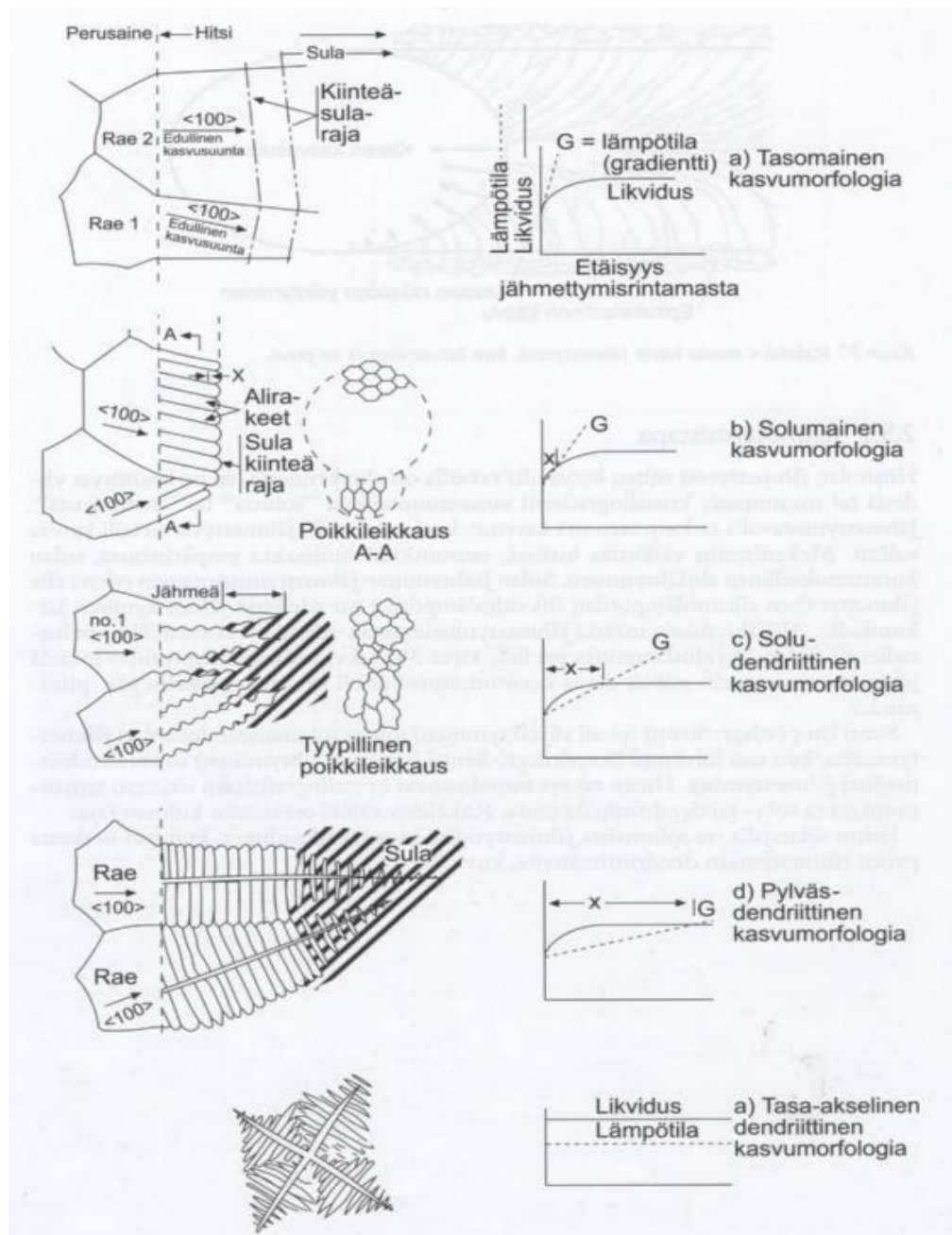
Hitsisulan jähmettyminen alkaa kohtisuorasti hitsin sula-kiinteä-rajaa vastaan, kuva 18, (Kyröläinen & Lukkari 2002, 61) ja tällöin jähmettyminen alkaa heterogeenisenä tai epitaksiaalisena ytimenmuodostumisena. Syynä heterogeeniseen ytimenmuodostukseen on se, että ydintyminen ole tällöin umpimähkäistä, vaan ytimet muodostuvat kohtiin, joissa ytimien muodostuminen vaatii vain vähäisen lisäenergian tarpeen. (Valorinta 1983, 24)



Kuva 18. Hitsausnopeuden vaikutus sulan muotoon. (Hrubeck, 1967)

Ytimenmuodostumisen jälkeen sulan jähmettyminen jatkuu ytimistä muodostuvien kiteiden kasvulla. Tämä tapahtuu siten, että kiteeseen pinoutuu atomeja ympäröivästä sulasta. Kideopillisesti kiteenkasvu valitsee aina sen $\langle 100 \rangle$ -suunnan, joka on kohtisuorassa hitsin sula-jähmeä-rajaa. Tämä sen takia, että niillä kiteillä on aina parhaat mahdollisuudet kasvaa, jotka ovat edullisimmin suuntautuneet. Kasvavien kiteiden rajapinnasta vapautuu lämpöä, joka täytyy johtua pois, jotta kiteiden kasvu voisi jatkua. Hitsauksessa jähmettymisestä vapautuva lämpö johtuu kasvavia kiteitä pitkin perusaineeseen. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 62) (Miekk-oja 1986, 229)

Hitsisulan jähmettyessä sulasta kasvaa rakenteita jotka koostuvat yhdestä tai useammasta kristallografisesti samansuuntaisesta ”solusta” tai ”dendriitistä”. Jähmettymismekanismi on riippuvainen hitsisulan alijäähtymisestä. Koska jähmettyminen ei voi alkaa, ellei sula jähmettymisrintaman edessä jäähy alle likviduslämpötilan. Alijäähtymisen asteen vuorostaan määrää jähmettymisrintaman edessä oleva sulan lämpötilagradientti (G) ja likviduslämpötilan-profiili, kuva 19. Likviduslämpötilaprofiili riippuu jähmettymisrintaman edessä olevan sulan koostumuksesta eli kromin, nikkelin ja muiden seosaineiden pitoisuuksista. Suuri lämpötilagradientti, pieni alijäähtyminen, johtaa solumaiseen jähmettymisrakenteeseen, kun vuorostaan pieni lämpötilagradientti, suuri alijäähtyminen, tuottaa dendriittimäisen jähmettymisrakenteen. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 63)



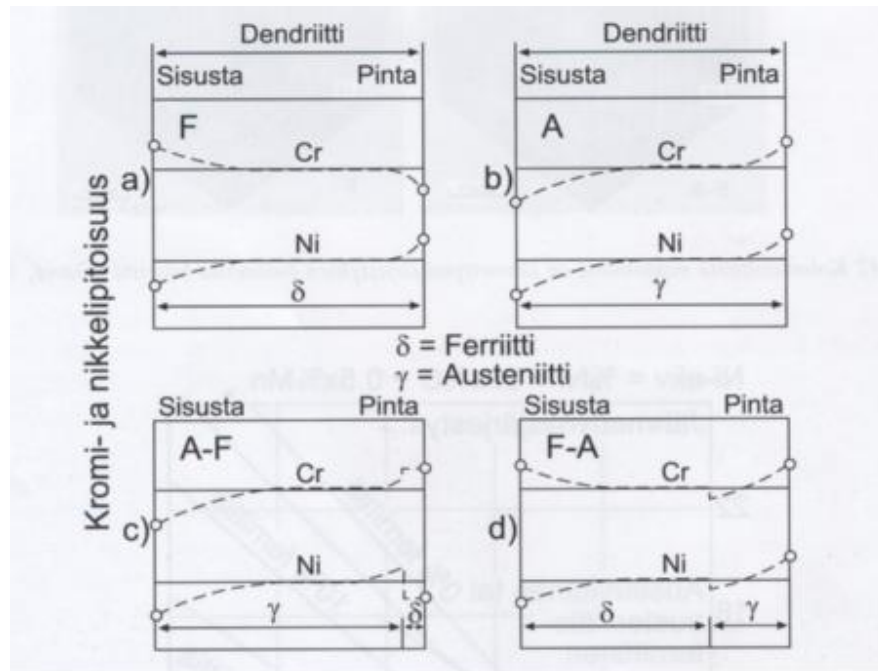
Kuva 19. Hitsin alijäähtymisen vaikutus hitsin kasvumorfologiaan. (Savage & Lundin 1967)

5.4 Mikrosuotautuminen

Jotta sulan jähmettyminen valikoivan jähmettymismekanismin kautta (ks. Alijäähtyminen ja lakimääräinen alijäähtyminen) johtaisi homogeeniseen rakenteeseen, täytyisi sulan jähmettymisen tapahtua äärettömän hitaasti. Vain tällöin diffuusiolla olisi aikaa tasoittaa sekä kiteissä että sulassa muodostuvat konsentraatioerot. Hitsauksessa sula jähmettyy varsin nopeasti, jolloin hitsiin muodostuu paikallisia konsentraatioeroja seosaineiden suhteen, suotaumia, kun diffuusio ei ennätä tasoittaa näitä eroja jähmettymisen yhteydessä. Suotautuminen on tyypillisesti sitä voimakkaampaa, mitä laajempi on solidus- ja likviduslämpötilan välinen ero. (Miekk-oja 1986, 181) (Valorinta 1983, 33)

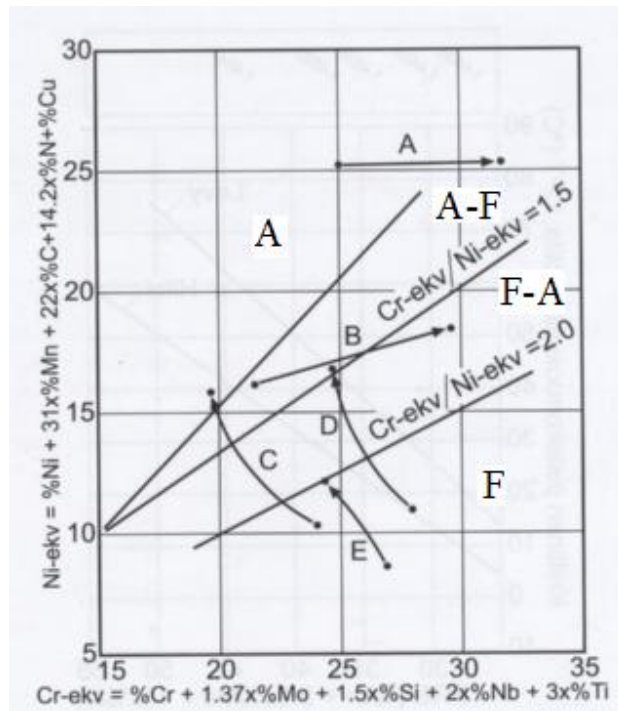
Kuvassa 13a esitetyt sulan jähmettymisen yhteydessä muodostuvat seosaineiden konsentraatioerot kiinteän aineen ja sulan välillä johtavat suotautumien muodostumiseen. Tällöin suotautuma voi muodostua dendriittien väliin. (Kou 2003,161) Mikrosuotautumista tapahtuu myös itse dendriittien sisällä. Tällöin dendriittien sisällä seosainepitoisuus on eri kuin mitä se on dendriitin pinnassa. Tämäkin johtuu nopean lämpötilan laskun seurauksena, koska tällöin diffuusio ei ennätä tasoittamaan pitoisuuseroja dendriitissä. (Miekk-oja 1986, 181)

Sulan jähmettymisjärjestys vaikuttaa siihen, kuinka seosaineet jakautuvat sulan ja kiinteän faasin kesken. Myös itse alkuaineet vaikuttavat jakaantumiskertoimeen ($\%_{\text{sula}} / \%_{\text{kiinteä}}$). Kromin ja nikkelin suotautumisen riippuvuus jähmettymisjärjestyksestä dendriitin keskustan ja pinnan välillä on esitetty kuvassa 20. Tämän perusteella voidaan huomata, että suotautumaprofiileissa on jähmettymisjärjestyksestä johtuen oleellisia eroja. Muista seosaineista esimerkiksi molybdeeni ja pii suotautuvat samalla tavalla kuin kromi. Molybdeenin suotautuminen on tyypillisesti erittäin voimakasta. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 70) (Kujanpää 2009)



Kuva 20. Nikkelin ja kromin suotautuminen eri jähmettymisjärjestyksillä. (Cieslak et al. 1982)

Sulan primäärinen jähmettyminen vaikuttaa suoraan seosaineiden suotautumiseen. Kuvassa 21 on esitetty primäärisen jähmettymisjärjestyksen vaikutusta seosaineiden suotautumiseen hitsissä eri teräksen koostumuksilla. Primäärisesti ferriittinen jähmettyminen (C,D & E) johtaa voimakkaaseen nikkelin suotautumiseen ja vuorostaan primäärisesti austeniittinen (A & B) johtaa voimakkaaseen nikkelin suotautumiseen. (Kyröläinen & Lukkari 2002, 70)



Kuva 21. Hitsin koostumuksen muuttuminen suotautumisen johdosta eri jähmettymisjärjestysten mukaan. (Hammar & Svensson 1979) (Suutala, 1982)

5.5 Hitsauksen aiheuttamat muutokset seosaineissa

Hitsauksen aiheuttama lämpösykli aiheuttaa hitsattavassa materiaalissa muutoksia sekä seosainepitoisuuksissa että seosaineiden kemiassa. Seosaineiden pitoisuuksien muutokset hitsauksen aikana ovat osa avaimenreikähitsausta. (Jandaghi et al. 2008) Hitsaus voi aiheuttaa myös kemiallisten yhdisteiden, kuten krominitridien, kromikarbidien ja titaaninitridien muodostumista. Näitä yhdisteitä esiintyy pääasiassa ferriittisillä ja austeniittis-ferriittisillä teräksillä. (Westin 2008, 8)

Ilman lisäainetta tapahtuva avaimenreikähitsaus saa aikaan muutoksia hitsin seosainesuhteissa, kun verrataan hitsin koostumusta perusaineen koostumukseen. Muutokset johtuvat hitsauksen aikana tapahtuvasta materiaalin höyrystymisestä. Koska teräs on useamman alkuaineen muodostama rautapohjainen seos ja alkuaineilla on eri höyrystyslämpötilat, niin tämä johtaa lievään valikoivaan höyrystymiseen

avaimenreiässä. Jandaghi et al. 2008 on tutkinut seosaine muutoksia avaimenreikähitsauksessa. Heidän tutkimuksen mukaan hitsin rauta- ja nikkelpitoisuudet nousevat, kun vastaavasti kromin ja mangaanin pitoisuudet laskevat hitsissä, verrattuna perusaineeseen. Vaikkakin kaikkia näitä alkuaineita häviää hitsauksen aikana, on kromin ja mangaanin hävikki muita suurempi. Muutokset, mitä tutkimuksessa todettiin suurimmilla lämmöntuonneilla, eivät olleet kuitenkaan merkittävän suuria, noin 0,28–0,46 prosenttiyksikön luokkaa (muutokset Fe +0,46; Cr -0,38; Mn -0,38 & Ni +0,28). (Jandaghi et al. 2008)

Jäähtymisen aikana voi lämpötilaalueella 700–900°C teräkseen muodostua krominitridiä (Cr_2N), joka heikentää hitsin korroosionkestokykyä. Krominitridiä voi muodostua primäärisesti ferriittisen jähmettymisen yhteydessä. Yhdisteen muodostuminen johtuu ferriitin huonosta kyvystä liuottaa typpeä, jolloin typpi muodostaa kromin kanssa nitridimolekyylin. Austeniitilla on puolestaan huomattavasti parempi kyky liuottaa typpeä, joten mitä enemmän austeniittia syntyy korkeissa lämpötiloissa, niin sitä vähemmän on vaaraa, että syntyy krominitridejä. Koska nopea jäähtyminen kasvattaa primäärisesti ferriittisessä jähmettymisessä ferriitin osuutta hitsissä, niin nopea jähmettyminen edesauttaa myös titaaninitridien muodostumista. Teräksen seostus vaikuttaa toisaalta merkittävästi austeniitin muodostumiseen. Nikkeli- ja typpiseostus edesauttaa austeniitin syntyä korkeammissa lämpötiloissa jolloin vuorostaan vaara titaaninitridien syntymisestä pienenee. (Westin 2008, 9) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 210)

Titaaninitridejä saattaa löytyä ferriittikiteiden sisältä, jotka sijaitsevat alueella jossa esiintyy krominitridejä. Titaaninitridien muodostuminen estää omalla osallaan krominitridien muodostumista. Tämä johtuu ferriittifaasin kromipitoisuuden köyhtymisestä nitridien muodostumisen yhteydessä. Koska edellä mainitut nitridit muodostuvat jo sulassa, niiden muodostumiseen jäähtymisnopeus ei vaikuta. (Westin 2008, 10)

Kromikarbideja (Cr_2C_6) esiintyy lähinnä kiteiden raerajoilla, tosin nykyaikaisten terästen matalan hiilipitoisuuden ansiosta kromikarbidiin muodostus on yleisesti ottaen vähäistä. Suuremmilla hiilipitoisuuksilla kromikarbidiin muodostuksella on merkitystä jo teräksen korroosionkestokykyyn. Kromikarbidiin muodostuminen on riippuvaista myös hitsin

jäähtymisnopeudesta. Mitä suurempi on hitsin jäähtymisnopeus, sitä vähemmän kromikarbeja muodostuu. (Westin 2008, 11)

6 Suoritetut kokeet

Tämän työn kokeet voidaan jakaa kahteen osaan: hitsauskokeisiin ja hitsien metallurgian selvittämiseksi suoritettuihin kokeisiin. Hitsauskokeita suoritettiin kolmella eri hitsausmenetelmällä, sulattava ja avaimenreikälasershitsaus sekä TIG-hitsaus. Hitsausmenetelmiä ja – parametreja muuttamalla pyrittiin saavuttamaan erilaisia hitsauksen aikaisia lämpösyklejä, jotta hitsausparametrien vaikutusta hitsin mikrorakenteeseen pystyttäisiin selvittämään.

Hitsien metallurgian selvittämisen ensi askel on oikean syövytteen ja syövytysarvojen etsiminen kullekin materiaalille. Tämän jälkeen hitsien metallurgian selvittäminen tapahtui optisen metallografian, elektronimikroskopian tai muiden tarvittavien kokeiden avulla.

6.1 Kokeissa käytetyt materiaalit

Koemateriaalit valittiin siten, että ne edustaisivat koostumuksellista läpileikkausta yleisimmin käytetyistä ruostumattomista teräksistä. Tällöin voidaan saada jonkinlainen käsitys, miten koostumusvaihtelut vaikuttavat hitsin mikrorakenteeseen hitsausparametrien kanssa. Kahdeksasta materiaalista neljä oli austeniittista, kaksi austeniittis-ferriittistä ja kaksi ferriittistä ruostumatonta terästä. Materiaalit olivat toimitustilassaan kylmävalssattuja 3 mm:n ainepaksuuksisia levyjä, paitsi 254 SMO, jonka levyn paksuus oli 2 mm. Kokeissa käytetyt teräkset olivat Outokumpu Oyj:n toimittamia. Taulukossa 2 on esitelty käytettyjen materiaalien kemialliset koostumukset. Koostumukset ovat materiaalien ainetodistuksista, paitsi 254 SMO-teräksellä, jolle kyseistä todistusta ei ollut saatavissa. 254 SMO teräkselle on esitetty Outokumpu Oyj:n ilmoittama teräksen tyypillinen koostumus.

Materiaaleista 201 on matalasti nikkelseostettu austeniittinen ruostumaton teräs, jossa nikkeliä on korvattu mangaani- ja typpiseostuksella ja näin taattu austeniittinen mikrorakenne. Kyseisellä seostuksella päästään korroosiokestävyydessä lähelle perinteisen austeniittisen ruostumattoman teräksen 304 tasoa. 201 soveltuu pääasiallisesti samoihin

käyttökohteisiin kuin 304-teräs, eli ruostumattomaksi yleisteräkseksi. 301LN-teräs on taas puolestaan tyypiseostettu ja matalan hiilipitoisuuden omaava austeniittinen ruostumaton teräs. Materiaalia käytetään ruostumattomana rakenneteräkseenä. 316L on matalahiilinen austeniittinen, niin sanottu haponkestävä teräs. Tämän teräksen korroosion sietokyky on parempi kuin kahden edellisen teräksen. 254 SMO on tyypellä ja molybdeenilla seostettu austeniittinen ruostumaton teräs. Teräksen typpi- ja molybdeeniseostus antaa sille hyvän korroosionkeston kloridiolosuhteita vastaan ja tämän takia 254 SMO on hyvin soveltuva esimerkiksi vaativiin merivesisovellutuksiin. (Outokumpu Oyj 2006) (Outokumpu Oyj 2007) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 182) (Outokumpu Oyj 2009)

2205 on austeniittis-ferriittinen ruostumaton teräs, joka on yksi yleisimmin käytetyistä duplex-teräksistä. Kyseinen materiaali soveltuu käyttötarkoituksiin, joissa tarvitaan suurta lujuutta ja hyvää korroosionkestoa, kuten offshore-rakentaminen. 2101 LDX on toinen austeniittis-ferriittinen ruostumaton teräs, jota tutkittiin hitsauskokeissa. Materiaali on korroosionkestävyydeltään 2205-laatua heikompi. 2101 LDX-laatua voidaan verrata korroosionkeston kannalta 316-laadun teräkseen. Korroosion kostoltaan 2101 LDX on vähintään yhtä hyvä ja joissain tapauksissa parempi kuin 316 ja näin se soveltuu samoihin käyttökohteisiin kuin 316. (Outokumpu 2007) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 199)

Ferriittisiin ruostumattomiin teräksiin kuuluivat 430- ja 1.4003-laadut. Näistä 430 kuuluu niin sanottuihin stabiloimattomien ferriittisten terästen ryhmään ja on yksi tämän ryhmän tunnetuimmista edustajista. Tätä terästä pidetään yleisesti ottaen huonosti hitsattavana rakeenkasvun ja karkenevuuden takia. Kyseisen laadun teräksiä käytetään tyypillisesti ohutlevytuotteissa joissa tarvitaan lievää yleiskorroosion kestoa, kuten tiskialtaat, työtasot tai suurtalouskeittiön kalusteet. 1.4003-laadun teräs kuuluu niukkahiilisten ferriittis-martensiittisten terästen ryhmään ja on myös yksi oman ryhmänsä tunnetuimmista teräksistä. Tämä teräs on tarkoitettu käytettäväksi kohteissa joissa vaaditaan sekä rakenneteräksille ominaisia lujuusominaisuuksia että kohtuullista korroosionkestoa. Voidaankin sanoa että 1.4003-laadun ruostumaton teräs on ruostumaton rakenneteräs. (Outokumpu Oyj 2007) (Outokumpu Oyj 2008) (Kyröläinen & Lukkari 2002, 226)

Taulukko 2. Koemateriaalien kemialliset koostumukset.

Materiaali	Kemiallinen koostumus (%)								
	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	Muut
201	0,05	0,229	17,4	4,5	-	6,57	0,4	0,33	0,003S
301LN	0,02	0,14	17,7	6,5	-	1,27	0,41	0,032	0,002S
316L	0,018	0,0235	16,78	10,18	2,1	1,12	0,45	-	-
254 SMO	0,2	0,18	19,5	17,5	6	-	-	-	0,5Cu
2101 LDX	0,029	0,22	21,4	1,6	0,28	5,02	0,7	0,02	0,001S
2205	0,018	0,163	22,4	5,7	3,21	1,43	0,4	0,02	0,001S
430	0,05	0,2	16,2	-	-	0,48	0,26	0,028	0,002S
1.4003	0,01	0,011	11,2	0,4	-	1,38	0,26	0,026	<0,001S

Terästen hitsien jähmettymisjärjestystä ja mikrorakennetta pystytään arvioimaan ennakolta, kun tiedetään materiaalien kemialliset koostumukset. Jähmettymisjärjestyksen arvioinnissa voidaan käyttää apuna WRC-1998:n sekä Hammar & Svenssonin mukaisia kromi- ja nikkeli-ekvivalentteja ja kuvia 15 ja 21. Tällöin kuvien 15 ja 21 mukaisesti austeniittisista teräksistä kaikkien muiden paitsi 254 SMO:n pitäisi jähmettyä pääasiassa ferriittis-austeniittisesti. Kuvan 15 kukaan 254 SMO jähmettyy puolestaan puhtaasti austeniittisesti, kun taas kuvan 21 mukaisesti 254 SMO:n tulisi jähmettyä A-F järjestyksellä. Molemmat austeniittis-ferriittisistä teräksistä jähmettyvät primäärisesti ferriittisinä, samoin kun ferriittiset ruostumattomat teräkset. Taulukossa 3 on esitetty materiaalien WRC-1988:n että Schaefflerin diagrammien mukaiset kromi- ja nikkeli-ekvivalentit.

Taulukko 3 Materiaalien WRC-1988:n, Schaefflerin ja Hammar & Svenssonin diagrammien mukaiset kromi- ja nikkeli-ekvivalentit.

	WRC - 1988			Schaeffler		Hammar & Svensson		
	Cr _{ekv}	Ni _{ekv}	Cr _{ekv} / Ni _{ekv}	Cr _{ekv}	Ni _{ekv}	Cr _{ekv}	Ni _{ekv}	Cr _{ekv} / Ni _{ekv}
201	17,4	10,8	1,61	18	9,3	18	10,9	1,65
301	17,7	10	1,8	17,7	7,1	18,3	9,3	1,97
316L	18,9	11,3	1,67	18,9	11,3	20,3	1,77	1,77
254 SMO	25,5	28,1	0,91	25,5	23,5	27,7	25,0	1,1
2101 LDX	21,7	7,0	3,10	22,7	12,8	22,8	6,9	3,3
2205	25,6	9,6	2,67	26,2	11,8	27,4	8,9	3,1
430	16,2	5,7	2,84	16,6	1,7	16,6	4,1	4,0
1.4003	11,2	0,97	11,5	11,6	1,4	11,6	0,8	14,5

Koemateriaaleista käytetään tässä työssä niitä nimityksiä, joilla materiaalit yleisessä insinööritoiminnassa tunnetaan. Tämä tarkoittaa sitä, että osasta materiaaleista käytetään ASTM-standardin mukaisia nimityksiä, osasta EN-standardin ja osasta Outokumpu Oyj:n kauppanimikkeitä.

6.2 Hitsauskokeiden suoritus

Hitsauskokeet suoritettiin Lappeenrannan teknillisessä yliopistossa LUT Metallin Hitsaustekniikan ja lasertyöstön laboratoriossa. Koehitsejä tehtiin sekä laser- että TIG hitsausprosesseilla. Kaikki koehitsaukset suoritettiin jalkoasennossa päällehitsauksena ilman lisäainetta. Tällä koejärjestelyllä saavutetaan hitsin metallurgisia tutkimuksia varten riittävät hitsit.

Laserhitsauskokeet tehtiin IPG Photonicsin valmistamalla YLR-5000-S kuitulaserilla, jonka suurin nimellinen ulostuloteho on 5000W. Säteen kuljetus järjestettiin kiinnittämällä hitsauspää portaalirobottiin. Käytetty portaalirobotti on Lappeenrannan teknillisen yliopiston omaa tuotantoa ja robotin ohjaimena käytettiin Siemensin SINUMERIK 840D-ohjainta.

TIG-hitsaukset suoritettiin puolestaan Kempin valmistamalla MasterTig MLS 3500-hitsausvirtalähteellä. Hitsauspistoolin kuljetus toteutettiin robotilla, jotta hitsit olisivat mahdollisimman tasalaatuisia. Hitsausrobotina käytettiin Pemamek Oy:n valmistamaa Pema 3x3 hitsauspuomia.

6.2.1 Koekappaleet

Hitsauskokeissa käytetyt koekappaleet olivat kaikilla materiaaleilla kooltaan 50x150mm, paitsi 316L ja 2205. Näillä hitsit suoritettiin isompiin levyihin. Koekappaleiden dimensioissa oli vaihteluita, jotka kuitenkin eivät olleet merkittäviä kappaleen tai hitsien jäähtymisen kannalta

6.2.2 Hitsaus parametrit

Laserhitsausjärjestelmässä käytettiin 150 µm:n valokuitua ja 150 mm polttovälillä olevaa kollimaattoria. Hitsauspään fokusointilinssin polttoväli oli 250mm. Kyseisillä koejärjestelyillä pystyttiin tekemään sekä avaimenreikä että sulattavat laserhitsaukset. Muutokset lämmöntonissa saatiin aikaiseksi muuttamalla hitsausnopeutta. Taulukossa 4 on esitetty käytetyt laserhitsausparametrit. Laserhitsaukset suoritettiin ilman suojakaasua, jotta voitiin minimoida muuttujien määrä. Lämmöntonin laskemisessa absorptioarvoina käytettiin avaimenreikähitsaukselle 90 % ja sulattavalle hitsaukselle 45 %. Täytyy kuitenkin muistaa, että käytetyt absorptioarvot ovat kirjallisuudesta hankittuja, eivätkä mitattuja ja täten ne ovat täten lähinnä ohjeellisia. Tällöin myös lasketut lämmöntonit ovat lähinnä suuntaa-antavia. Todellinen laserteho todennettiin käyttämällä Primesin valmistamaa CPM-F mallista lasertehomittaria.

Taulukko 4 Laserhitsauksen hitsausarvot. ⁽¹⁾ 254 SMO materiaalilla käytettiin +25mm fokuspisteen asemaa johtuen materiaalin pienemmästä ainepaksuudesta. Tällöin fokuspisteen koko on ⁽²⁾ 0,36mm.

Hitsaus menetelmä	Teho (kW)	Hitsausnopeus (m/min)	Polttopisteen asema (mm)	Polttopisteen koko (mm)	Lämmöntuonti (J/mm)
Avaimenreikä	4,6	1	+15 ⁽¹⁾	0,32 ⁽²⁾	248
Avaimenreikä	4,6	5	0	0,25	49,6
Avaimenreikä	4,6	10	0	0,25	24,8
Sulattava	2,3	0,3	+100	0,69	207

Polttopisteen asemaa jouduttiin nostamaan pois polttopisteen nollassa avaimenreikä laserhitsauksella hitsausnopeudessa 1m/min, koska kyseisellä hitsausnopeudella sulassa tapahtui niin paljon höyrystymistä, että hitsin pintaan muodostui ura. Polttopisteen poikkeutus nollassa poisti höyrystymisongelman. Sulattavassa hitsauksessa polttopisteen paikan vaihdolla tavoiteltiin riittävän suurta polttopisteen kokoa, jotta avaimenreikää ei muodostuisi.

TIG-hitsien tehtävä oli toimia laserhitseille vertailukohtana. TIG-koehitsauksia suoritettiin jokaiselle materiaalille yksi kappale. Taulukossa 5 on esitetty TIG-hitsausarvot materiaaleittain. Hitsauksessa käytettiin 2,4 mm:n elektrodi ja 1,5 mm:n elektrodin etäisyyttä työkappaleesta. Suojakaasuna hitsauksessa käytettiin argonia. Lämmöntuonnin osalta laskuissa käytettiin standardin EN 1011 mukaista termisen hyötysuhteen kerrointa 0,6.

Taulukko 5. TIG-hitsien hitsausarvot materiaaleittain.

	Virta (A)	Jännite (V)	Hitsausnopeus (m/min)	Lämmöntuonti (J/mm)
316L	150	11,2	0,25	242
2205	150	11,2	0,25	242
254 SMO	140	9,4	0,25	189
201	140	9,2	0,25	185
430	140	9,2	0,25	185
1.4003	140	9	0,25	181
2101 LDX	140	9,5	0,25	192
301LN	140	9,6	0,25	194

6.3 Metallografiset tutkimukset

Metallografisia tutkimuksia käytettiin hitsien mikrorakenteen paljastamiseen ja dokumentoimiseen. Metallografisia tutkimuksia varten koehitseistä leikattiin koepalat joille kiillotuksen jälkeen tehtiin metallografiset syövytykset, hitsin mikrorakenteen paljastamiseksi. Varsinainen metallografinen tutkiminen suoritettiin tämän jälkeen valomikroskoopilla ja tarvittaessa pyyhkäisyelektronimikroskoopilla. Metallografiset tutkimukset suoritettiin Lappeenrannan teknillisessä yliopistossa LUT Metallin metalliopin laboratoriossa, pois lukien pyyhkäisyelektronimikroskoopilla tehdyt tutkimukset. Pyyhkäisyelektronimikroskoopi kuvaukset tehtiin puolestaan LUT Kemian laitoksella.

6.3.1 Näytteiden valmistus

Metallografisten näytteiden valmistus alkoi leikkaamalla irti koehitseistä 20x30 mm:n kokoinen koepala. Koepala leikattiin hitsin keskeltä siten, että kappaleesta voitiin tehdä hie hitsin poikkileikkaustutkimuksia varten. Hieen valmistuksessa käytettiin Struersin valmistamaa automaattista hieenkiillotuslaitteistoa. Laitteisto koostui TegraPol-31 näytteen hionta ja kiillotusyksiköstä ja TegraForce-5 näytteen automaattikäsittelijästä. Näytteen hionnan ja kiillotuksen koneellistaminen takasi näytteiden tasalaatuisuuden.

Hieen valmistus aloitettiin mekaanisella märkähionnalla, jotta näytteen pinta saatiin tasaiseksi. Tämän jälkeen suoritettiin kiillotus karkearakeisella timanttitahnalla, jota seurasi varsinainen hieen pinnan kiillotus hienompirakeisella timanttitahnalla. Kiillotuksen jälkeen suoritettiin näytteiden pesu saippualla ja etanolilla. Tämän jälkeen näytteet olivat valmiita metallografisiin syövytyksiin.

6.3.2 Metallografiset syövytykset

Metallografisten syövytysten tekeminen oli tämän työn tärkein yksittäinen osa hitsin metallurgian tutkimisessa. Tämä siksi, että ilman onnistuneita syövytyksiä hitsin metallurgian tutkiminen metallografisin keinoin ei onnistu. Syövytyksiä varten etsittiin jokaiselle teräkselle sopivin syövyte ja syövytysarvot kokeilemalla. Syövytysarvot on esitetty taulukossa 6. Syövytteen valinnassa lähdettiin liikkeelle materiaalin ominaisesta mikrorakenteesta, sekä materiaalin yleisestä korroosionkestävyydestä.

Typpihappo ilmeni hyväksi syövytteeksi austeniittisten ja austeniittis-ferriittisten terästen mikrorakenteen tutkimiselle. Syövytteellä saadaan erotettua pääasiassa austeniitin raerajat ja lisäksi ferriitti syöpyy hieman. Austeniittis-ferriittisille teräksille suoritettiin typpihapposyövytyksen jälkeen vielä natriumhydroksidilla ferriitin värjäys. Tällöin saatiin austeniitin ja ferriitin välille parempi kontrasti.

Oksaalihappo toimi hyvänä yleissyövyteenä melko lailla kaikille austeniittisille ja austeniittis-ferritiittisille materiaaleille. Tällä syövytteellä saatiin erotettua sekä ferritiittiä että austeniitin raerajat. Oksaalihapon etuna oli sen hyvä hallittavuus virran avulla. Kalling's reagent puolestaan sopi hyvin ferritiittisten ruostumattomien terästen ja 2101 LDX austeniittis-ferritiittisen ruostumattoman teräksen syövyttämiseen sen ferritiittiä voimakkaasti syövyttävän ominaisuuden ansiosta. Kalling's reagent oli ainut syövyte jolla ei syövytetty elektrolyytisesti.

Taulukko 6. Käytetyt syövytysarvot. Alaindeksit slt ja plt tarkoittava hitsauksen suurta ja pientä lämmöntuontia.

Syövyte	Materiaali	Syövytysarvot	Syöpyminen
HNO ₃ : 75ml etanoli 25ml HNO ₃	301	U = 3V t = 60s	Paljastaa austeniitin raerajat ja ferritiitin
	316L	U = 3V t = 60s	
HNO ₃ + NaOH HNO ₃ :75ml etanoli 25ml HNO ₃ NaOH: 40g NaOH 100ml H ₂ O	LDX 2101	U _{HNO3} = 3V t _{HNO3} = 8-10s U _{NaOH} = 3V t _{NaOH} = 2s	HNO ₃ : Syövyttää austeniitin raerajat NaOH: Syövyttää ferritiittiä
	2205	U _{HNO3} = 3V t _{HNO3} = 5-6s U _{NaOH} = 3V t _{NaOH} = 1,5s	
Kalling's reagent: 40ml H ₂ O 2g CuCl ₂ 40ml HCl 40ml etanoli	430	t = 25s	Ferritiitti syöpyy voimakkaasti, austeniitti hieman
	1.4003	t = 20s	
	LDX 2101	t = 12 t = 20s	
Oksaalihappo: 10g oksaalihappo 100ml H ₂ O	201	U = 7,5V t _{plt} = 45s t _{slt} = 60s	Syövyttää voimakkaasti ferritiittiä, austeniitti ei syövy.
	301	U = 7,5V t _{plt} = 60 t _{slt} = 75s	
	316L	U _{slt} = 7,5V t _{slt} = 60s U _{plt} = 1V t _{plt} = 240s	
	254 SMO	U = 1V t = 15s	
	2205	U = 2V t = 30s	

Joillekin materiaaleille jouduttiin käyttämään useampaa syövytettä tai syövytysarvoja kahdesta eri syystä. Ensinnäkin materiaalin dokumentointi ja kuvan ottaminen vaati eri arvot kuin mitä itse mikrorakenteen tutkiminen mikroskoopin avulla. Toisekseen lämmöntuonnin pientyminen, toisin sanoen hitsausnopeuden kasvattaminen, muutti mikrorakennetta hienommaksi, jolloin syövytysarvoja jouduttiin muuttamaan, jotta hitsin rakenne saatiin mahdollisimman selvästi esille.

6.3.3 Valomikroskopia

Pääosa metallografisesta tutkimuksesta tehtiin Carl Zeiss -yhtiön valmistamaa valomikroskooppia hyväksikäyttäen. Valomikroskooppia käytettiin kahteen tarkoitukseen, sekä tutkimusvälineenä että hitsin mikrorakenteen dokumentointiin. Dokumentoinnissa käytettiin vuorostaan mikroskooppiin liitettyä digitaalikameraa, Lumenera infinity lite, josta oli yhteys tietokoneeseen. Tällä järjestelyllä otetut kuvat saatiin näkymään saman tien tietokoneen näytöllä, jolloin sekä kuvien hallinta että kuvien laadun tarkistaminen helpottui.

Suurimmassa osassa koemateriaaleista valomikroskoopin suurennosalue riitti tutkimusten tekemiseen. Valomikroskoopilla tutkittiin sekä hitsin mikrorakenteen yleistä rakennetta, esimerkiksi jähmettymisjärjestys, että hitsiin muodostuvia yksityiskohtia, esimerkiksi austeniitti- ja ferriittikiteiden välistä faasirajaa duplex-teräksillä. Yksityiskohtien, joiden tarkasteluun valomikroskoopin erottelu ei riittänyt, käytettiin pyyhkäisyelektronimikroskooppia.

Dokumentointia varten mikroskooppiin liitettyllä kameralla pystyttiin ottamaan kahdella eri suurennoksella. Kuvia pystyttiin myös käyttämään muun muassa austeniittis-ferriittisten terästen austeniittipitoisuuden määrittämiseen pelkän dokumentoinnin lisäksi.

6.3.4 Pyyhkäisyelektronimikroskopia

Pyyhkäisyelektronimikroskooppia (SEM) käytettiin metallurgian tutkimisessa kahteen tarkoitukseen. Ensimmäinen ja tärkein oli 254 SMO teräksen seosaineiden suotautumisen tutkiminen ja toinen oli tuottaa kuvia hitsien metallurgian yksityiskohdista, joiden erottamiseen valomikroskoopin erottelukyky ei riittänyt.

Seosaineiden suotautumista tutkittiin elektronimikroskoopin energiadiispersiivisellä viiva-analyysillä (EDA) toiminolla. Tällä toiminnolla saadaan näytteestä mitattua alkuaineiden jakauma ennalta määritettyä viivaa pitkin. Mittaukset tehtiin siten, että mittauslinja meni dendriittien läpi. Tällöin saatiin selvitettyä kuinka teräksen seosaineet suotautuvat jähmettymisen yhteydessä ja kuinka hitsauksen lämmöntuonti vaikuttaa suotaumisen voimakkuuteen. Liitteessä 2 on esitetty kuvaajat 254 SMO-hitsien seosaineiden suotautumien kuvaajista.

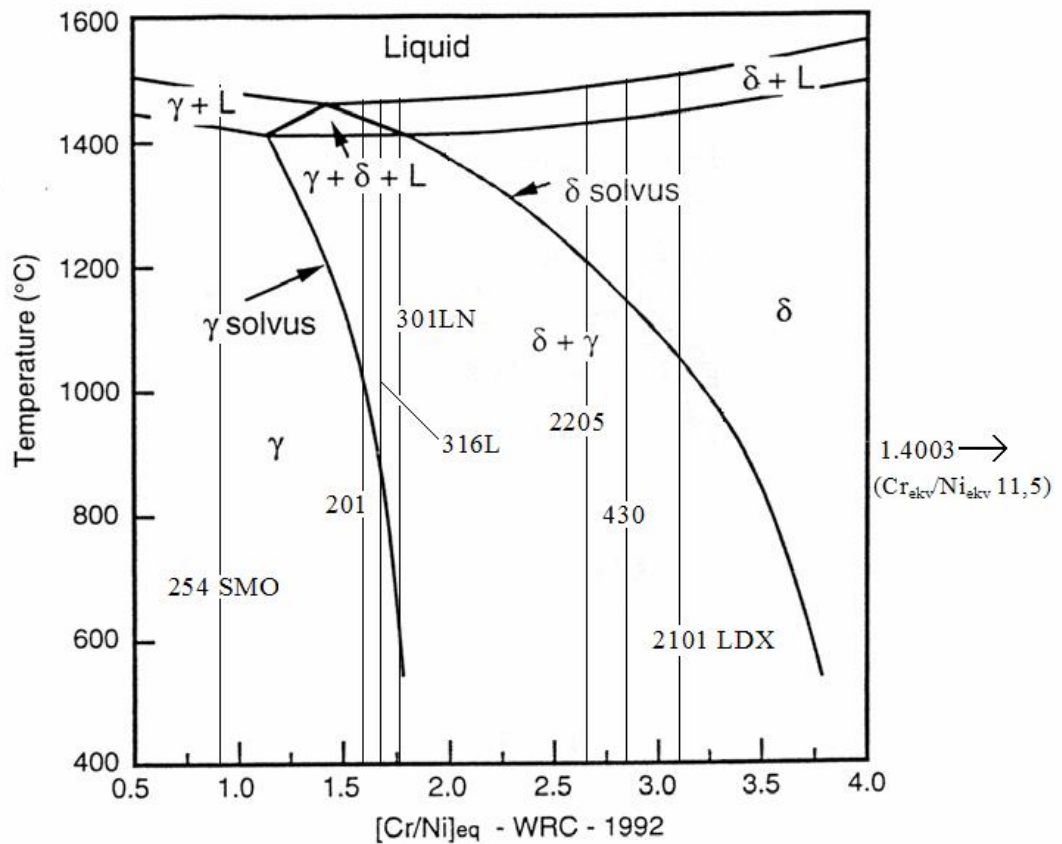
Elektronimikroskoopilla pystytään ottamaan kuvia joiden erottelukyky on huomattavasti valomikroskoopin erottelukykystä parempi. Tästä syystä elektronimikroskoopilla pystyttiin ottamaan kuvia esimerkiksi 254 SMO-teräksen suotaumista ja 430-teräksen ferriittirakeiden välisestä martensiitista. Elektronimikroskoopin kuvat toimivat täten eräänlaisena tukena muilla tutkimusmenetelmillä tehdyille havainnoille.

7 Tulokset ja niiden tarkastelu

Hitsauksen aikana työkappaleessa tapahtuu metallurgisia muutoksia hitsauksen lämmöntuonnin vaikutusalueella. Metallurgiset muutokset liittyvät hitsiin sulavan teräksen uudelleen jähmettymisestä. Hitsin jähmettyessä tapahtuvat muutokset mikrorakenteessa ovat riippuvaisia sekä metallin seostuksesta että hitsausparametreista. Erityisesti ilman lisäainetta tapahtuvassa hitsauksessa materiaalin oma seostusaste ratkaisee kuinka hitsi jähmettyy. Hitsausparametreja muuttamalla voidaan vaikuttaa hitsin metallurgiaan jossain määrin. Nämä parametrien aiheuttamat muutokset hitsin mikrorakenteeseen ovat seurausta hitsin jähmettymis- ja jäähtymisnopeudessa tapahtuvista muutoksista.

Hitsin jähmettymisen ja jäähtymisen aikaiset tasapainon mukaiset muutokset mikrorakenteessa selvivät kuvaajasta 22. Kuitenkin tämä kuvaaja ilmoittaa vain tasapainon mukaiset muutokset hitsin mikrorakenteessa. Hitsi jähmettyessään, kuten edellä jo mainittiin, ei välttämättä käyttäydy siten kuin tasapaino edellyttäisi. Nopea jäähtyminen voi aiheuttaa esimerkiksi hitsin jäähtymisen pelkästään ferriittisenä vaikka tasapainon mukaan hitsiin tulisi muodostua austeniittia. Tämä on mahdollista esimerkiksi austeniittis-ferriittisillä teräksillä, tai muuttaa hitsin jähmettymisjärjestystä, kuva 15.

Tämän luvun mikrorakenteiden analyysit perustuvat hitsien mikrorakenteista tehtyihin optisiin havaintoihin sekä mittaustuloksiin. Tämän työn liitteissä on esitelty kokeissa hitsattujen hitsien mikrorakenteista otetut kuvat, liite 1, sekä elektronimikroskopiassa saadut viiva-analyysien tulokset, liite 2.



Kuva 22. Hitsiin muodostuvat faasit eri lämpötiloissa WRC – 1992 ekvivalenttien mukaan. Kokeissa käytetyt materiaalit on sijoitettu kuvaajaan omille paikoilleen ekvivalenttien mukaan. (Sieurin 2006, 22)

7.1 Hitsien ferriittipitoisuudet

Hitsin ferriittipitoisuuden tietäminen on erityisen tärkeää austeniittis-ferriittisillä ruostumattomilla teräksillä. Tämä sen takia, että hitsin korroosio- ja mekaaniset ominaisuudet ovat riippuvaisia hitsin austeniitti-ferriitti-suhteesta. Täten hitsin ferriittipitoisuuden selvittäminen on yksi hitsauksen onnistumisen arvioinnin kriteereistä. Austeniittis-ferriittisten terästen ferriittipitoisuuden määrittäminen suoritettiin tässä työssä manuaalisesti mikroskooppikuvasta verkkoanalyysiä käyttäen. Taulukossa 7 on esitelty metallografisista mittauksista saadut ferriittipitoisuudet.

Taulukko 7. Austeniittis-ferrittisten ruostumattomien terästen hitsien ferritipitoisuudet. * ferritipitoisuus on arvio.

Teräs	Hitsaustapa	Hitsausnopeus (m/min)	Lämmöntuonti (J/mm)	Ferritipitoisuus (%)
2101 LDX	Avaimenreikä	1	248	74
2101 LDX	Avaimenreikä	5	49,6	87
2101 LDX	Avaimenreikä	10	24,8	89
2101 LDX	Sulattava laser	0,3	207	61
2101 LDX	TIG	0,25	192	72
2205	Avaimenreikä	1	248	85
2205	Avaimenreikä	5	49,6	96-97*
2205	Avaimenreikä	10	24,8	>98*
2205	Sulattava laser	0,3	207	71
2205	TIG	0,25	242	78

Austeniittipitoisuuden mittaaminen vaatii metallografisilta kuvilta riittävää tarkkuutta, jotta ferritipitoisuus voidaan riittävällä varmuudella määrittää. Mikäli hitsiin muodostuu austeniittia hyvin vähän, tulee ferritipitoisuuden tarkasta määrittämisestä hankalaa. Tämä siitä syystä, että austeniitin erottaminen raerajojen välistä on erityisen hankalaa ja tämä aiheuttaa mittausvirheitä. Tästä syystä kahdelle 2205 laadun teräkselle esitetyt arvot taulukossa 7 ovat lähinnä arvioita. Austeniittisille ruostumattomille teräksille ei ferritipitoisuuden määrittämistä suoritettu, koska austeniittisilla teräksillä ferritipitoisuuden määrittäminen on huomattavasti vaativampaa johtuen hitsiin muodostuvan ferritin hienommasta rakenteesta.

7.2 Hitsien kovuudet

Hitsin kovuuden mittaamista käytettiin tässä työssä mikrorakenteen tulkintaa avustavana työkaluna. Kovuutta mitattiin vain 1.4003 ferriittisen ruostumattoman teräksen hitseistä. Tämä sen takia, että hitsin mikrorakenteen hienojakoisuuden takia metallografisista kuvista ei pystytty varmuudella päättämään mitä hitsiin muodostuva faasi mahdollisesti on. Asiaa pyrittiin selvittämään vertaamalla hitsien kovuuksia perusaineen kovuuksiin.

Kovuusmittaus suoritettiin Lappeenrannan teknillisen yliopiston LUT Metallin metalliopin laboratoriossa. Kovuuksien mittaamisessa käytettiin Vickersin kovuuskoetta HV3-menetelmällä, eli mittaaminen suoritettiin painamalla mittakärkeä 3 kg-painolla mittaushetkeen. Normaalisti teräksillä käytetään suurempaa painoa mittauksessa, mutta osa laserhitseistä oli niin kapeita, että luotettavan mittaustarkkuuden saavuttamiseksi vuoksi oli parempi käyttää pienempää painoa. Taulukossa 8 on esitetty 1.4003-teräksen hitsien kovuudet hitsausnopeuksittain. Kovuuden mittaamisessa mitattiin hitsistä kolme pistettä joista laskettiin keskiarvo.

Taulukko 8. Hitsien kovuudet 1.4003 ferriittisellä ruostumattomalla teräksellä.

Hitsausprosessi ja -nopeus	Lämmöntuonti (J/mm)	Kovuus HV3
Avaimenreikä 10m/min	24,8	356
Avaimenreikä 5m/min	49,6	332
Avaimenreikä 1m/min	248	326
Sulattava 0,3m/min	207	316
TIG 0,25m/min	181	294
Perusaine	-	142

Kuten taulukosta 8 voidaan huomata, hitsin kovuus on huomattavasti korkeampi kaikilla hitsausarvoilla ja prosesseilla, kuin perusaineen. Tämä viittaa siihen että hitsiin on syntynyt martensiittinen rakenne hitsin jäähtymisen yhteydessä.

7.3 Ferriittiset ruostumattomat teräkset

Hitsauksen aiheuttamat muutokset ferriittisillä ruostumattomilla teräksillä liittyvät pitkälti ferriitin raekoon kasvuun ja mahdolliseen martensiitin muodostumiseen. Molemmista näistä mikrorakenteen muutoksista löydettiin merkkejä tehdyissä koehitsauksessa. Molempiin näihin mikrorakenteen muutoksiin vaikuttaa hitsauksen lämmöntuonti ja siten myös hitsausparametrit.

7.3.1 1.4003-teräs

Kyseinen teräs kuuluu niukkahiilisten ferriittis-martensiittisten ruostumattomien terästen ryhmään ja jähmettyy ferriittisesti. Teorian mukaan teräs on seostettu siten, että hitsin jähmettymisen jälkeen hitsin kiderakenne muuttuu ferriittisestä austeniittiseksi osittain tai kokonaan. Hitsin jäähtymisen jatkuessa austeniitti muuttuu matalan hiilipitoisuuden ansiosta hienorakeiseksi martensiitiksi. Kuvassa 3b on esitetty tasapainopiirros, jonka mukaan materiaalin käytöstä korkeissa lämpötiloissa voidaan arvioida. Kuvassa 3b käyrä 3 vastaa lähimpänä kyseisen materiaalin seostusta.

Hitsien metallografisissa kuvissa, liite 1/3 ja 1/4, ja optisen mikroskopian tutkimuksissa oli havaittavissa, että hitsien mikrorakenteeseen on muodostunut martensiittisiä piirteitä. Kun tähän lisätään tieto hitsin kovuuden merkittävästä kasvamisesta verrattuna perusaineen kovuuteen, voidaan päätellä, että hitsit todellakin saavat vähintään osittain martensiittisen mikrorakenteen hitsin jäähtymisen yhteydessä. Mikrorakenteen muutos martensiittiseksi puolestaan vahvistaa käsityksen siitä, että hitsi jäähtyessään käy vähintään osittain austeniittisenä.

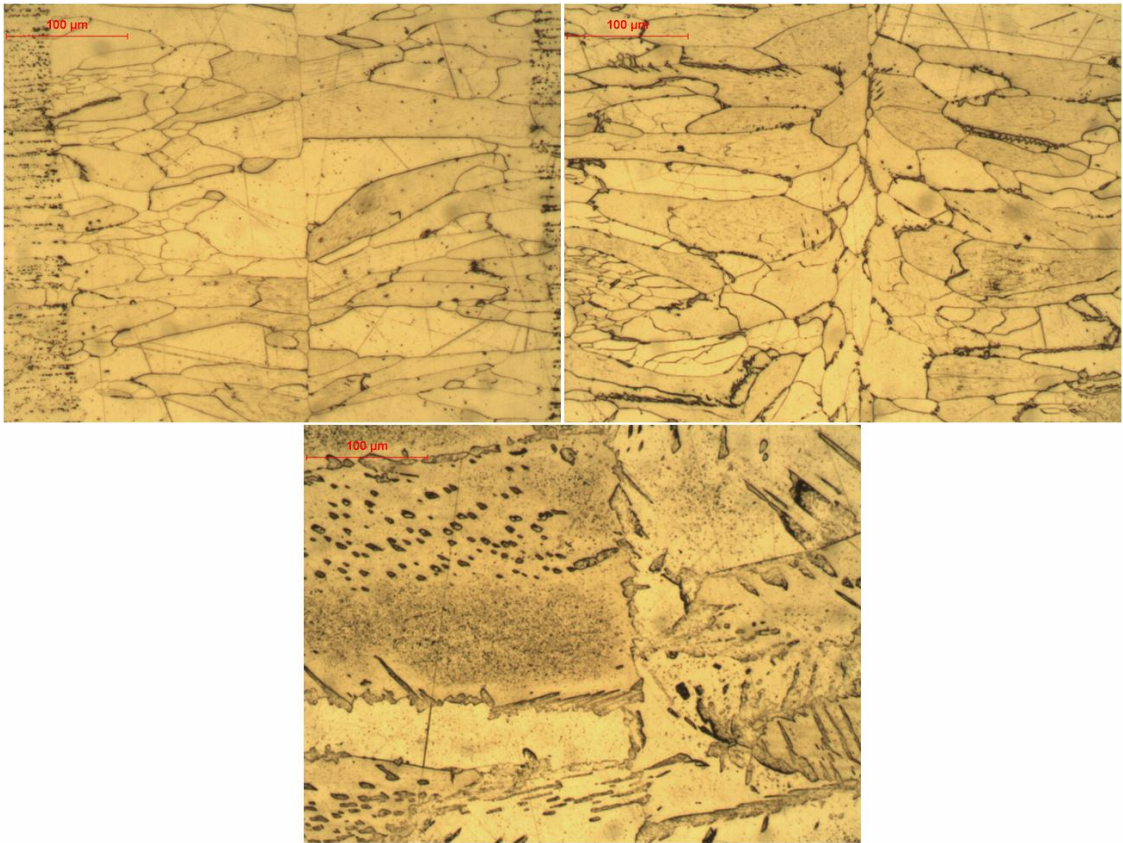
Mikrorakenteen hienojakoisuus puolestaan muuttuu lämmöntonin mukaan. Avaimenreikähitseissä on havaittavissa mikrorakenteen muuttuminen hienojakoisemmaksi hitsauksen aikaisen lämmöntonin pienentyessä. Sulattavissa hitseissä mikrorakenteesta on helpompi havaita martensiittirakenteen linssimäisiä kiteitä. Kun verrataan sulattavaa laserhitsiä ja TIG-hitsiä, on havaittavissa että sulattava laserhitsi rakenteeltaan karkeampi.

7.3.2 430-teräs

Teräs kuuluu stabiloimattomien ferriittisten terästen ryhmään ja jähmettyy ferriittisesti.

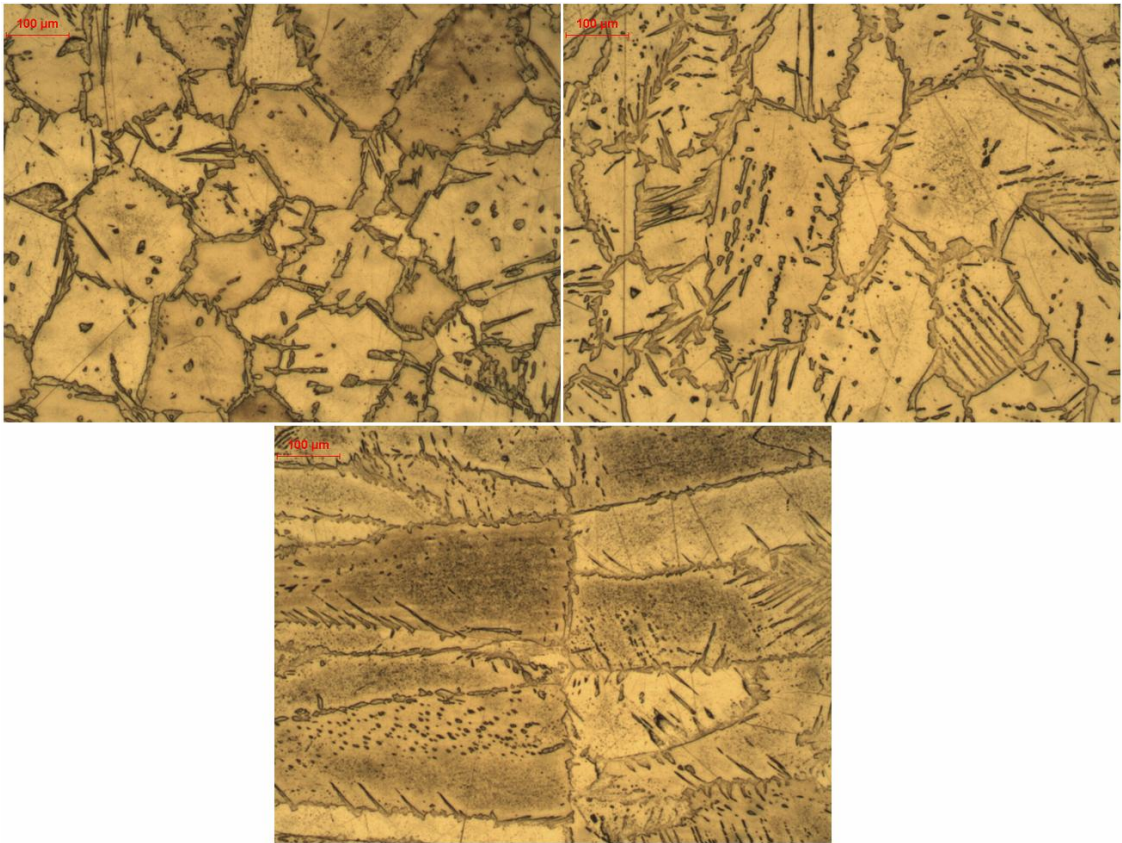
Teoreettisesti teräksen mikrorakenteen pitäisi muuttua ferriitistä austeniitiksi osittain tai kokonaan hitsin jäähtymisen aikana. Kuvan 3b tasapainopiirroksen mukaan teräkseen pitäisi saada ainakin osittain austeniittinen rakenne alle 1400 °C lämpötilassa. 430-teräs käyttäytyy käyrän 6 mukaisesti. Hitsin nopean jäähtymisen seurauksena austeniitin tulisi vuorostaan muuttua martensiitiksi. Lisäksi ferriittisille teräksille tyypilliseen tapaan 430-teräksen tulisi kärsiä rakeen kasvusta.

Helpoiten huomattava ero eri hitsien välillä on hitsin raekoon kasvu lämmöntuonnin kasvun mukana. Tämä on helppo huomata kun verrataan eri nopeuksilla hitsattuja avaimenreikä-hitsejä, kuva 23 ja liite 1/1. Sulattavassa laserhitsauksen ja TIG-hitsauksen hitseissä on huomattavissa merkittävää rakeenkasvua, verrattuna nopeimpiin, 5m/min ja 10m/min, avaimenreikähitseihin.



Kuva 23. Hitsien mikrorakenne 430 ruostumattoman teräksen hitin keskilinjalta. Kuva ylävasemmalla hitsauksen lämmöntuonti noin 25 J/mm, yläoikealla hitsauksen lämmöntuonti noin 50 J/mm ja alhaalla noin 250 J/mm.

Toinen merkillepantava huomio on suurimmilla lämmöntuonneilla, tässä tapauksessa avaimenreikähitsi 1m/min, sulattava laserhitsi ja TIG hitsi, ferriittirakeiden väliin muodostuva faasi, kuva 24 ja liite 1/1 sekä 1/2. Kyseessä on mitä todennäköisimmin martensiitti, koska optisen mikroskopian tutkimuksissa oli havaittavissa martensiitille tyypillisiä linssimäisiä rakenteita, joita löytyi myös elektronimikroskooppikuvista. Toinen mahdollisuus on myös, että ferriitti kiteiden väliin on jäänyt jäännösausteniittia, mutta linssimäiset kiteet viittaavat siihen, että ferriitin välissä oleva faasi on ainakin osittain martensiittia. Martensiitin muodostuminen tarkoittaa puolestaan sitä, että hitsiin on muodostunut raerajoille austeniittia jäähtymisen aikana.



Kuva 24. Martensiittia havaittavissa ferriitti kiteiden välissä. Hitsi ylhäällä vasemmalla sulattava laserhitsi, lämmöntuonti 207 J/mm, hitsi ylhäällä oikealla TIG hitsi, lämmöntuonti 185 J/mm ja alhaalla 1 m/min avaimenreikä hitsi, lämmöntuonti 250 J/mm.

Ferriittikiteiden väliin muodostuvaa faasia on muodostunut eniten TIG:llä hitsattuun hitsiin ja toiseksi eniten sitä löytyy sulattavan laserhitsin hitsistä. Vähiten kyseistä faasia löytyy hitsausnopeudella 1 m/min hitsatusta avaimenreikähitsistä. Oli myös havaittavissa että samaa faasia löytyisi vähäisiä määriä myös hitsausnopeudella 5 m/min hitsatusta avaimenreikähitsistä, mutta tätä ei pystytä varmuudella sanomaan, faasialueen kapeuden vuoksi.

7.4 Austeniittis-ferriittiset ruostumattomat teräkset

Hitsauksen kannalta austeniittis-ferriittisillä teräksillä austeniitin muodostuminen on kriittinen. Liian suuri ferriittipitoisuus johtaa hitsin sitkeyden heikkenemiseen ja korroosiokestävyyden huononemiseen. Lämmöntuonti on austeniitin muodostumisen kannalta erittäin tärkeä tekijä materiaalin seostusasteen ohella. Austeniittis-ferriittisten ruostumattomien terästen hitsauksessa pieni lämmöntuonti on aina oma ongelmansa, varsinkin lisäainetta tapahtuvassa hitsauksessa, kuten tässä työssä koehitsaukset suoritettiin. Ongelmat johtuvat siitä, että pientä lämmöntuontia seuraava nopea jäähtyminen suosii hitsin pysymistä ferriittisenä. Tätä tyypillisesti pyritään kompensoimaan hitsauslisäaineen austeniittia suosivien lisäaineiden yliseostuksella.

7.4.1 2101 LDX-teräs

Tämä kyseinen teräs jähmettyy primäärisesti ferriittisenä ja austeniittia syntyy vasta jähmeässä tilassa ferriitistä. Austeniitin muodostumista tällä teräksessä on helpottamassa suuri tyypiseostus. Typpi helpottaa osaltaan austeniitin muodostumista korkeammissa lämpötiloissa. Lämmöntuonnin vaikutus hitsin mikrorakenteeseen on hyvin havaittavissa tarkasteltaessa. 2101 LDX-teräkseen hitsattujen hitsien ferriitti pitoisuus vaihteli välillä 61–89 %, taulukko 7. Koska hitsauksessa ei käytetty lisäainetta, niin ferriittipitoisuuden vaihteluiden takana on vain lämmöntuonti ja sitä kautta hitsin jäähtymisnopeuden vaikutus hitsin mikrorakenteeseen.

Austeniittia muodostuu kaikilla lämmöntuonneilla sekä ferriittirakeiden väliin että ferriitti rakeiden sisään ”saarekkeina”, liite 1/5 ja 1/6. Lämmöntuonnista riippuu pitkälti, kuinka suuriksi austeniittikiteet pystyvät kasvamaan. Suuremmilla lämmöntuonneilla austeniittia muodostuu enemmän sekä ferriittirakeiden väliin että eritoten ferriitti rakeiden sisälle. Lämmöntuonnin kasvaessa hitsin jäähtymisnopeus on hitaampi, jolloin austeniitin muodostumiseen jää enemmän aikaa.

Austeniittipitoisuuden muutoksen lisäksi on havaittavissa lämmöntonin kasvamisen yhteydessä ferriitin rakeenkasvu. Lämmöntonin kasvaminen hidastaa hitsin jäähtymistä, jolloin ferriittikiteet pääsevät kasvamaan suuremmiksi. Toisaalta hidastunut hitsin jäähtyminen antaa austeniitille mahdollisuuden kasvaa suurempia austeniittirakeita ferriitin sisälle.

7.4.2 2205-teräs

Laadun 2205 teräs käyttäytyy hitsauksessa pääasiallisesti samoin kuin 2101 LDX-teräs liite 1/7 ja 1/8. Ero näiden kahden austeniittis-ferriittiseen teräkseen tehtyjen hitsien mikrorakenteessa löytyy austeniitin määrässä. 2205teräkseen ei muodostu samoilla lämmöntonneilla niin paljoa austeniittia kun 2101 LDX-teräkseen. Hitsien ferriittipitoisuus vaihteli 72–98%:n välillä, taulukko 7. Samoilla lämmöntonneilla näiden kahden teräksen ferriittipitoisuudet eroavat noin kymmenen prosenttiyksikköä. Koska hitsauksessa ei ole käytetty lisäainetta ja koehitsaukset on suoritettu samoilla lämmöntonneilla, voidaan ferriittipitoisuuden ero selittää vain terästen seosaine-eroilla.

Austeniittia muodostuu kolmessa hitsissä: avaimenreikähitsaus hitsausnopeudella 1m/min, sulattava laserhitsi ja TIG-hitsi, sekä ferriittirakeiden sisään että ferriitin raerajoille. Austeniittia muodostuu eniten ferriitin sisään sulattavassa laserhitsauksessa ja TIG hitsauksessa. Avaimenreikä hitsiin hitsausnopeudella 1m/min austeniittia muodostuu pääasiassa ferriitin raerajoille ja ferriitti rakeiden sisälle muodostuu lähinnä vain pieniä austeniittikiteitä.

Kahdelle jäljelle jäävistä avaimenreikähitseistä, hitsausnopeudet 5 m/min ja 10 m/min, austeniittia ei muodostunut kuin hyvin vähäisiä määriä ferriitin raerajoille. Austeniitti on näillä hitseillä hyvin kapeina ”kaistaleina” ferriittirakeiden välissä. Hitsausnopeudella 5 m/min austeniittia muodostuu lähes kaikkien ferriittirakeiden väliin, kun taas hitsausnopeudella 10 m/min austeniittia ei enää muodostu kuin harvojen ferriittirakeiden väliin.

Samoin kuin 2101 LDX-teräksellä 2205-teräksellä tapahtuu ferriittikiderakenteen kasvamista lämmöntonin kasvamisen yhteydessä. Tässäkin tapauksessa hitsin rakeenkasvu on luonnollista johtuen hitsin hitaammasta jäähtymisestä, jolloin ferriittirakeet pääsevät kasvamaan suuremmiksi.

Avaimenreikähitseissä, erityisesti hitsausnopeudella 1m/min, on havaittavissa ferriittikiteiden sisällä mustia ”pisteitä”. Näiden pisteiden todellista koostumusta ei pystytä varmuudella tunnistamaan. Elektronimikroskoopin pisteanalyysitutkimuksissa voitiin havaita, että näiden pisteiden koostumus ei eronnut ympäröivän materiaalin koostumuksesta. Elektronimikroskoopin kuvassa kyseiset pisteet näyttävät hyvin pieniltä austeniittikiteiltä, mutta pisteitä ei pystytä täydellisellä varmuudella näillä tutkimuksilla sanomaan austeniitiksi. Toinen vaihtoehto on että pisteet ovat krominitridejä. Tähän viittaisi puolestaan se että kyseisiä pisteitä ei voida havaita aivan austeniittifaasien läheisyydessä. Austeniitti sitoo tyypeä jolloin nitridejä ei pääse muodostumaan. Lisäksi tätä teoriaa tukee se, ettei kyseisiä pisteitä ole havaittavissa sulattavan laserhitsin hitsissä eikä TIG-hitsissä, joissa austeniittipitoisuus on suurempi. Kuitenkaan myöskään krominitrideiksi näitä pisteitä ei voida varmuudella osoittaa, eikä tätä teoriaa tukevia tieteellisiä näyttöjä ei ole.

7.5 Austeniittiset ruostumattomat teräkset

Austeniittisilla ruostumattomilla teräksillä havaittiin monenlaisia muutoksia hitsausparametrien muuttuessa. Näitä muutoksia olivat merkittävät muutokset seosaineiden suotautumisessa lämmöntonin muuttuessa, mikrorakenteen muuttuminen karkeampijakoiseksi lämmöntonin kasvaessa sekä jähmettymisjärjestyksessä tapahtuvat muutokset hitsausnopeuden kasvaessa.

7.5.1 201-teräs

201-laadun austeniittinen teräs on seostettu siten, että sen tulisi jähmettyä F-A-jähmettymisjärjestyksellä. Primäärisesti ferriittinen jähmettyminen onkin todettavissa hitsien mikrorakenne kuvista, liite 1/9 ja 1/10. Varsinkin sulattavan laserhitsauksen, TIG-hitsauksen ja hitsausnopeudella 1 m/min avaimenreikälaserhitsauksen hitsit saavat primäärisesti ferriittisen jähmettymiselle tyypillisen lonkerorakenteen. Kahden muun avaimenreikähitsin, hitsausnopeudet 5 m/min ja 10 m/min, hitsien mikrorakenne eroaa hyvin pitkälti perinteisestä F-A-jähmettymisen mikrorakenteesta. Nopeilla hitsausnopeuksilla hitsattujen avaimenreikähitsien mikrorakenteissa on havaittavissa merkkejä jähmettymisjärjestyksen muuttumisesta. Hitsausnopeudella 5 m/min hitsatussa avaimenreikähitsissä on jälkiä sekä primäärisesti austeniittisestä että primäärisesti ferriittisestä jähmettymisestä. Puolestaan hitsausnopeudella 10 m/min hitsatussa avaimenreikähitsissä on pääosin havaittavissa vain primäärisesti austeniittisesti jähmettyviä alueita ja vain hyvin pieniä alueita missä on muodostunut F-A-jähmettymiselle tyypillistä lonkerorakennetta.

Primäärisesti ferriittisen jähmettymisen yhteydessä hitsiin muodostuu austeniitin keskelle ”täpliä”. Nämä ”täplät” on analyysissä tulkittu sekundääriseksi ferriitiksi. Tämän tulkinnan tueksi pyydettiin arviota Osakan yliopiston professori Kazutoshi Nishimotolta ja Ohio State yliopiston professori John Lippoldilta, jotka vahvistivat alkuperäisen johtopäätöksen. Tällöin hitsauksen jähmettymisjärjestys on selvemmin F-A-F kuin perinteinen F-A. Sekundäärinen ferriitti syntyy hitsin jähmettymisen loppuvaiheessa austeniitin sisälle loppusulasta. Sekundääristä ferriittiä löytyi kaikista hitseistä, mitkä olivat jähmettyneet primäärisesti ferriittisesti. Kuitenkin muodostuvan sekundäärisen ferriitin koko vaihtelee lämmöntuonnin mukaan. Hitseissä joissa lämmöntuonti tapahtuu johtamalla, eli sulattava laserhitsaus ja TIG-hitsaus, muodostuva sekundäärinen ferriitti on merkittävästi suurempaa kuin hitsausnopeudella 1 m/min hitsatussa avaimenreikähitsissä. Hitsausnopeudella 5 m/min hitsatussa avaimenreikähitsissä primäärisesti ferriittisenä jähmettyvistä kohdista löytyi myös sekundääristä ferriittiä, joka oli rakenteeltaan erittäin hienojakoista. Sekundäärisen ferriitin raekoko onkin sidoksissa hitsin yleiseen mikrorakenteen hienojakoisuuteen. Mitä hienompi on hitsin mikrorakenne, sitä hienommaksi muodostuva sekundäärinen ferriittikin muodostuu.

Tällä teräksellä jähmettymisjärjestyksessä näyttäisi tapahtuvan muutos, kun hitsausnopeus kasvaa riittävän suureksi. Avaimenreikähitsauksella jo hitsausnopeudella 5 m/min on havaittavissa, että hitsi jähmettyy osittain primäärisesti austeniittisena. Hitsistä löytyy F-A järjestyksessä jähmettyneitä alueita pääasiassa hitsin pinnan läheisyydestä, jossa hitsisulan määrä on ollut suurimmillaan. Sulan määrän kasvaessa hitsin jäähtymisnopeus alenee. Hitsausnopeudella 10 m/min hitsissä oli havaittavissa vai pieniä alueita, missä oli viitteitä F-A-jähmettymisjärjestykseen, muuten hitsi vaikuttaisi jähmettyvän primäärisesti austeniittisesti. Molemmilla hitseillä oli primäärisesti austeniittisen jähmettymisen yhteydessä havaittavissa hyvin vähäisiä määriä ferriittiä. Tällöin ferriitti oli muodostunut pistemäisiksi. Tämä viittaa siihen, että hitsi jähmettyisi näiltä osin A-F-järjestyksessä. Näiden havaintojen tekemisessä on kuitenkin pieni varaus johtuen molempien hitsien erittäin hienojakoisesta mikrorakenteesta, jonka takia yksityiskohtien hahmottaminen oli hankalaa. Kuitenkin hitsien alueilla, jotka nimettiin jähmettyneen primäärisesti austeniittisesti, oli havaittavissa samanlaista rakennetta kuin 254 SMO-teräksen hitseistä, jotka tiedetään jähmettyvän primäärisesti austeniittisesti.

7.5.2 301LN-teräs

Tämän teräksen jähmettymisjärjestys on F-A, eli sula jähmettyy primäärisesti ferriittisenä ja austeniittia muodostuu vasta loppusulasta ferriittidendriittien väliin ja austeniitin osuus kasvaa hitsin jäätyessä voimakkaasti. Kokeissa käytetty 301LN-teräs on Cr/Ni-ekvivalenttisuhteen, 1,77, puolesta hyvin lähellä F tyyppin jähmettymisjärjestystä, kuva 15. Hitsauksen aikainen lämmöntonin vaihtelu ei juuri vaikuta 301LN-teräksen jähmettymisjärjestykseen. Ainoa poikkeus tähän on hitsausnopeudella 10m/min hitsattu avaimenreikähitsi, jossa on havaittavissa hienoisia viitteitä tyyppin F jähmettymisestä hitsin keskellä. Hitsin reunat ovat tässäkin tapauksessa jähmettyneet F-A-järjestyksessä.

Hitsien mikrorakenne muuttuu huomattavasti karkeammaksi lämmöntonin muuttuessa, liite 1/11 ja 1/12. Suurien lämmöntonien joukkoon kuuluvat avaimenreikähitsi 1 m/min, sulattava laserhitsi ja TIG-hitsi, joiden mikrorakenteet ovat huomattavasti karkearakeisempia kuin jäljelle jäävien kahden avaimenreikähitsin mikrorakenteet. Kolmen suurimmalla lämmöntonilla hitsattujen hitsien mikrorakenne on hyvin lähellä toisiaan niin austeniittirakeiden koon kuin ferriitin määrän suhteen. Puolestaan hitsausnopeuksilla 5 m/min ja 10 m/min hitsattujen avaimenreikähitsien mikrorakenne on huomattavasti hienompi kuin kolmen edellisen hitsin.

Nopeimmin hitsatussa avaimenreikähitsissä, 10 m/min, austeniitti on hyvin liuskamaista hitsin keskiosassa. Kyseinen rakenne on F-tyypin jähmettymiselle ominaista. Samanlaista rakennetta on havaittavissa myös avaimenreikähitsauksessa 5m/min, mutta austeniitin liuskamainen rakenne tässä hitsissä on hajanaista.

7.5.3 316L-teräs

316L-teräs on yleisesti käytetty niin sanottu haponkestävä teräs, jota käytetään hitsatuissa rakenteissa. Tämä teräs on seostukseltaan sellainen, että se jähmettyy ilman lisäainetta tapahtuvassa hitsauksessa F-A-jähmettymisjärjestyksellä ja sen WRC-1988 Cr/Ni-ekvivalenttisuhde on 1,67. Suurilla jäähtymisnopeuksilla hitsi voi jähmettyä myös F/MA-jähmettymisjärjestyksellä sekä muuttaa kokonaan jähmettymisjärjestyksen primäärisesti ferriittisestä primäärisesti austeniittiseen. Koehitseissä kaikki jähmettyivät F-A tyyppin järjestyksessä. Ainoastaan avaimenreikähitsauksessa hitsausnopeudella 10 m/min oli havaittavissa joitain viitteitä primäärisesti austeniittisestä jähmettymisestä.

Helpoiten havaittava muutos hitsin mikrorakenteessa, liite 1/13 ja 1/14, lämmöntonin ja jäähtymisnopeuden muuttuessa on hitsin ferriittirakenteen muutos. Sulattavalla laserhitsillä ja TIG-hitsillä ferriitti on muodostanut niin sanotun lonkerorakenteen austeniitin väliin. Vuorostaan suurimmalla hitsausnopeudella 10 m/min hitsatussa avaimenreikähitsissä ferriittistä muodostuu pitkiä ja ohuita liuskamaisia rakenteita. Hitsausnopeudella 5 m/min hitsatusta avaimenreikähitsistä löytyy molempia edellä mainituista ferriitin rakenteista. Osittain ferriitti on muodostanut tässä hitsissä lonkerorakennetta ja toisaalla ferriitti on saanut pitkän ja ohuen liuskarakenteen. Hitsausnopeudella 1 m/min hitsatussa avaimenreikähitsissä ferriitti on muodostanut lonkerorakenteen, mutta verrattuna sulattavaan laserhittiin ja TIG hitsiin ferriitti on halkaisijaltaan huomattavasti kapeampaa ja ferriitin rakenne hienojakoisempi. Samalla ferriitin väliin jäävän austeniitin raekoko on jäänyt pienemmäksi. Ferriitin rakenne on kaikissa avaimenreikähitseissä huomattavasti hienompi mitä sulattavassa laserhitsissä ja TIG-hitsissä, riippumatta ferriitin rakenteesta.

Hitsausnopeudella 10 m/min hitsiin muodostui primäärisesti ferriittisen jähmettymisen rinnalle alueita, mitkä näyttävät olevan jähmettyneet primäärisesti austeniittisesti. Näillä alueilla ei ollut syövytyksen jälkeen havaittavissa joko ollenkaan ferriittiä tai ferriitti oli muodoltaan pistemäistä. Alueet, joissa ei havaittu ferriittiä, sijaitsivat hitsin keskikohdassa. F-A-jähmettymisjärjestyksessä jähmettyneet alueet sijaitsivat puolestaan sekä hitsin, yläettä alapinnoissa, missä sulan määrä on teorian mukaan suhteellisesti suurimmillaan johtuen avaimenreiän kaartumisesta.

7.5.4 254 SMO-teräs

254 SMO teräs kuuluu niin sanottujen superausteniittisten terästen ryhmään. Teräs eroaa muista kokeissa käytetyistä teräksistä korkean molybdeeni- ja nikkelseostusasteen puolesta. Teorian mukaan, kuva 15, hitsi jähmettyy täysin austeniittisena ja säilyy austeniittisena aina huoneenlämpötilaan saakka, joten hitsin jähmettymisen tai jäähtymisen yhteydessä faasimuutoksia ei esiinny. Toisaalta Hammar & Svenssonin ekvivalenttien ja kuvan 21 mukaan 254 SMO-teräksen tulisi jähmettyä A-F-jähmettymisjärjestyksessä, jolloin sekundääristä ferriittiä jähmettymisen loppuvaiheessa muodostuisi. Hitsien mikrorakennekuvat, liite 1/15 ja 1/16, viittaavatkin primäärisesti austeniittiseen jähmettymiseen ja vuorostaan hitseistä tehdyissä viiva-analyysikokeissa, liite 2, on viitteitä A-F jähmettymisestä. Tämä käy ilmi, kun tutkitaan nikkelin suotautumista kohti dendriitin pintaa mentäessä. A tyyppin jähmettymisessä nikkeliipitoisuuden tulisi nousta siirryttäessä dendriitin pintaa kohden. Kuitenkin hitseissä nikkeliipitoisuus laskee merkittävästi mikä viittaa puolestaan A-F tyyppin jähmettymiseen.

Suotautuminen on tietyllä tapaa 254 SMO-teräkselle-hitsauksen kannalta ongelmakohta. Koska tämä teräs jähmettyy primäärisesti austeniittisena, niin ferriittiä suosivat seosaineet, tässä tapauksessa kromi ja molybdeeni, suotautuvat dendriittien pintaa kohden, kuva 21. Tämä onkin käytännössä huomattavissa suotautumista tutkivista viiva-analyysikokeista, liite 2, analyysien tulokset esitetty graafisessa muodossa liitteissä. Toisaalta suotautumisen voimakkuus näyttää riippuvan hyvin pitkälti hitsin hitsausnopeudesta ja lämmöntuonnista ja tällä tapaa hitsin jäähtymisnopeudesta.

Viiva-analyysitesteissä oli havaittavissa molybdeenin voimakas suotautuminen erityisesti TIG-hitsauksessa ja sulattavassa laserhitsauksessa. Molemmilla prosesseilla molybdeenin osuus nousi dendriittien väliin siirryttäessä parhaimmillaan jopa noin 20 %:iin, kun molybdeenin osuus teräksessä on keskimäärin 6 %. Molybdeeni käyttäytyy samoin hitsissä joka on hitsattu avaimenreikähitsauksena 1m/min, mutta suotautuminen ei ole aivan niin voimakasta. Tällöin mitattu molybdeenihiippu yltää noin 15 %:iin, mutta suurimmassa osassa dendriittien väliä molybdeenin määrä jää noin 12–13%:n. Molybdeenin suotautuminen muissa avaimenreikä hitseissä, 5 m/min ja 10 m/min, ei ole aivan näin radikaalia. Vaikkakin hitsausnopeudella 5m/min hitsatussa hitsissä on parhaimmillaan

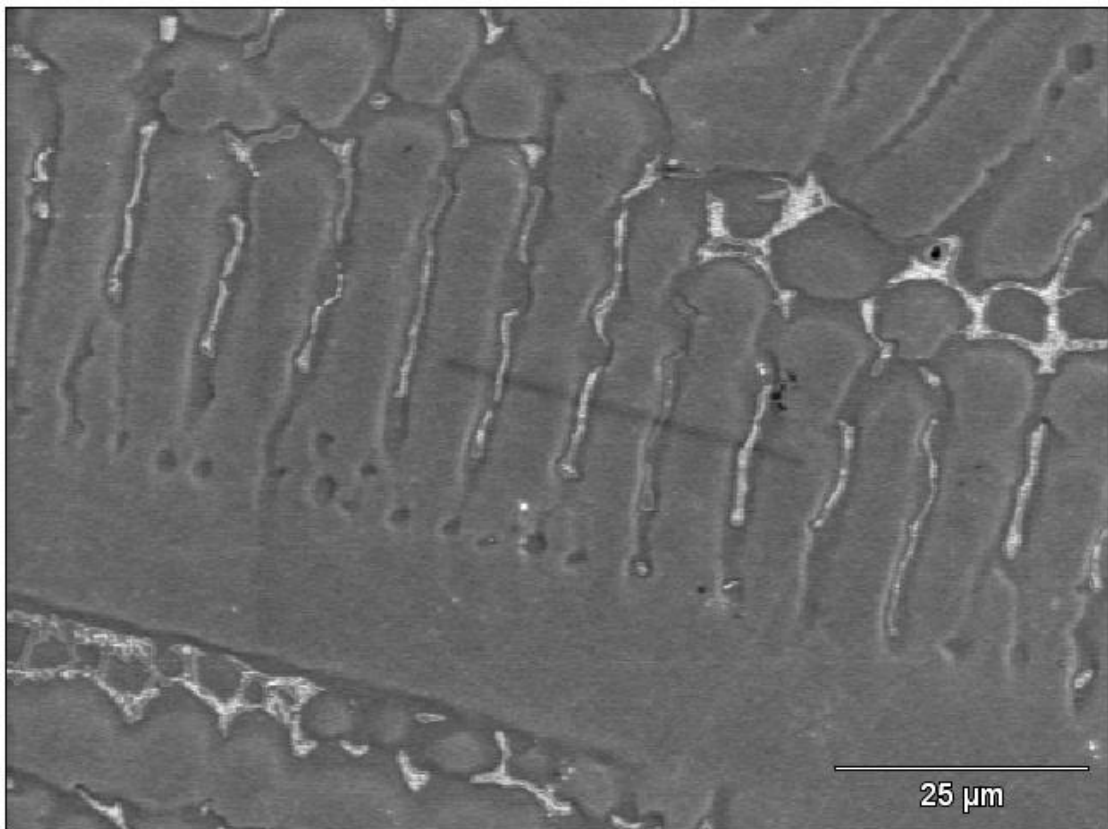
havaittavissa jopa 10 %:n molybdeenisuotaumahuippuja. Toisaalta samasta hitsistä löytyi kohtia jossa molybdeenipitoisuudessa ei tapahdu merkittäviä muutoksia. Kaikkein suurimmalla hitsausnopeudella, eli 10 m/min, hitsatusta hitsistä molybdeenipitoisuuden muutokset ovat suurimmillaan muutaman prosenttiyksikön luokkaa.

Kromin ja nikkelin suotautuminen on huomattavasti vähäisempää kuin molybdeenin. Kuitenkin on havaittavissa, että näidenkin alkuaineiden suotautuminen on riippuvainen hitsin lämmöntonnoista ja sitä kautta jäähtymisnopeudesta. Kromi suotautuu samoin kuin molybdeeni, tosin suotautuminen ei ole niin voimakasta. Toisin sanoen siirryttäessä kohti dendriitin väliä kromin pitoisuus nousee. Lämmöntonnoista riippuen kromi pitoisuus nousi suurimmillaan 26 %:n, sulattavassa laserhitsauksessa, ja pienimmillään suotaumahuipussa kromipitoisuus oli noin 22 %. Muiden hitsien kromipitoisuus oli näiden välissä, keskimäärin noin 24 %. Vuorostaan nikkelin suotautuminen tapahtuu A-F-jähmettymismallin mukaisesti, eli dendriitin väliä lähestyttäessä nikkelin osuus hieman nousee, mutta dendriitin välissä nikkelin pitoisuus vuorostaan laskee. Nikkelin suotautuminen hitsissä on hieman voimakkaampaa kuin kromin. Pienimmillään nikkeli pitoisuus tippuu noin 16 %:iin, avaimenreikälasersuotautuksen hitsausnopeudella 10 m/min, mutta suurimmillaan nikkeli pitoisuus tippuu noin 10 %:iin, sulattavalla laserhitsauksella. 254 SMO-teräksessä on nikkeliä keskimäärin 17,5 %. Siten suurten lämmöntonnojen nikkeli pitoisuuden pieneneminen dendriitin väliä kohden on merkittävää.

Pyyhkäisyelektronimikroskooppikuissa, liite 2, on havaittavissa dendriittien välissä vaaleaa faasia. Kyseistä faasia on havaittavissa kolmessa hitsissä: avaimenreikähitsi 1 m/min, sulattava laserhitsi ja TIG-hitsi. Voimakas kromin ja molybdeenin suotautuminen loppusulaan valikoivan alijäähtymisen seurauksena saa aikaan tilanteen, jossa ferriitti pystyy muodostumaan dendriittien väliin, kuva 25. Hitsin jäähtymisen aikana ferriitti, jonka kromi- ja molybdeenipitoisuus on korkea, muuttuu sigmafaasiksi lämpötila-alueella 500–800°C. Sigmafaasien koossakin oli havaittavissa eroja eri hitsien välillä. Dendriittien välinen sigmafaasi kasvoi kooltaan suurimmaksi TIG- ja sulattavan laserhitsin hitseissä. Avaimenreikähitsauksessa hitsausnopeudella 1 m/min sigmafaasin koko jää huomattavasti pienemmäksi verrattuna kahteen edelliseen hitsiin. Kun hitsausnopeus kasvaa viiteen metriin minuutissa, on pyyhkäisyelektronimikroskoopilla havaittavissa vain hyvin pieniä

määriä sigmafaasia. Avaimenreikähitsissä hitsausnopeudella 10 m/min ei sigmafaasia enää havaittu.

Muiden edellä mainittujen muutosten lisäksi tulee huomata kuinka lämmöntuonti vaikuttaa hitsin mikrorakenteen hienojakoisuuteen ja kasvumorfologiaan. Suurilla hitsausnopeuksilla, avaimenreikähitsaus 10 m/min ja 5 m/min, hitsin kasvumorfologia näyttäisi olevan pääasiassa solumainen, vaikkakin molemmilla hitseillä on havaittavissa hieman dendriittisen kasvun piirteitä. Tällöin hitsi saa hyvin hienorakeisen rakenteen. Lopuilla kolmella hitsillä hitsi näyttäisi kasvavan pylväsdendriittimäisenä. Pienimmän dendriitin koon saa avaimenreikähitsi hitsausnopeudella 1 m/min ja suurimman TIG-hitsi. Sulattavan laserhitsauksen hitsin dendriittien koko jää näiden kahden väliin.



Kuva 25. 254 SMO-teräksen hitsin mikrorakenne elektronimikroskooppikuvassa, suurennos 1000x. Valkoinen faasi dendriittien välissä on sigmafaasia. Mustaviiva kuvassa on elektronimikroskoopin viiva-analyysin jättämä jälki.

8 Tulosten tarkastelu ja johtopäätökset

Hitsien mikrorakenteen kannalta hitsauksen aikainen lämmöntuonti on kriittinen tekijä. Hitsien mikrorakenteita analysoitaessa pystytään huomaamaan, että pelkästä lämmöntuonnin numeerisesta arvosta ei pystytä tekemään suoria johtopäätöksiä hitsin mikrorakenteesta ja hitsin jäähtymisen nopeudesta. Tämä kävi hyvin ilmi analysoitaessa sulattavan laserhitsauksen ja TIG-hitsauksen hitsejä ja vertaamalla niitä hitsausnopeudella 1 m/min hitsattuihin avaimenreikähitseihin. Tällöin voitiin huomata, että vaikka numeroina avaimenreikähitsin lämmöntuonti on suurempi kuin näiden kahden muun hitsin, niin avaimenreikähitsin mikrorakenne oli järjestään raekooltaan pienempi, austeniittia on muodostunut enemmän, ferriitin rakenne oli hienompaa jne. Nämä kaikki edellä mainitut viittaavat nopeampaan jäähtymiseen. Tässä tuleekin huomata, että vaikka lämmöntuonti on laskennallisesti suurempaa, niin avaimenreikähitsauksessa hitsausenergia tuodaan koko avaimenreiän pituudella, kun sulattavalla laserhitsauksella ja TIG hitsauksella energia tulee kappaleen pintaan ja johtuu siitä eteenpäin. Lisäksi hitsausnopeus on avaimenreikähitsauksessa huomattavasti suurempi kuin muissa hitsausprosesseissa, joka omalta osaltaan vaikuttaa hitsin jäähmettymis- ja jäähtymisnopeuteen. Nämä asiat tulee ottaa huomioon, kun vertaillaan hitsien mikrorakenteita keskenään. Lisäksi tulee myös ottaa huomioon, että osa lasersäteen energiasta voi kulkea suoraan avaimenreikään. Tästä syystä eri hitsausprosessien lämmöntuonnin laskennallisten arvojen vertaaminen on vähintäänkin haasteellista, koska tarkan absorption määrittäminen erittäin hankalaa.

Hitsien metallurgioita tutkittaessa oli havaittavissa, että TIG-hitsauksella tehdyt hitsit olivat hyvin lähellä sulattavan laserhitsauksen hitsejä kaikilla materiaaleilla. Tämä on tietysti hyvin luonnollista, kun molempien menetelmien lämmöntuonti oli melkein kaikilla hitseillä lähellä toisiaan, paitsi teräksillä 316L ja 2205, joilla hitsausvirta ja jännite olivat hitsauskokeissa hieman suurempia. Lisäksi lämmöntuontitapa on samantyyppinen eli hitsausenergia tuodaan kappaleen pintaan, josta se johtuu muualle materiaaliin, joten suuria vaihteluita ei ollut odotettavissakaan näiden kahden menetelmän välillä.

8.1 Austeniittis-ferriittiset teräkset

Hitsauksen aikainen lämmöntuonti ja sitä seuraavan hitsin jäähtymisen kontrollointi on austeniittis-ferriittisillä teräksillä kriittinen. Riittävän austeniitin muodostumisen kannalta on hitsille järjestettävä riittävän hidas jäähtyminen. Tähän vaikuttavat luonnollisesti hitsausparametrit. Koehitsauksissa oli havaittavissa, että pelkästään oikean laisilla parametrivalinnoilla on mahdollista päästä laserhitsauksessa kohtalaisen hyviinkin austeniitti-ferriittisuhteisiin.

Hitsausnopeuden vaikutus avaimenreikähitsauksessa austeniitin määrään on merkittävä. Tehdyissä kokeissa ferriittipitoisuus oli alimmillaan avaimenreikähitsauksessa, 74 % ja 85 %. Ferriittipitoisuutta pystyttäisiin laskemaan pienentämällä hitsausnopeutta, joka lisäisi hitsauksen aikaista lämmöntuontia ja hidastaisi hitsin jäähtymistä. Käytännössä hitsausnopeuden pienentämisen yhteydessä jouduttaisiin kasvattamaan polttopisteen kokoa. Hitsausnopeuden alentaminen voi puolestaan johtaa materiaalin liialliseen höyrystymiseen avaimenreiässä, jolloin hitsiin voi muodostua hitsausvirheitä. Hitsausnopeuden pienentäminen ja polttopisteen kasvattaminen lisää myös sulan määrää, joka omalta osaltaan hidastaisi hitsin jäähtymistä. Toisaalta suurilla hitsausnopeuksilla, hitsausnopeus 1 m/min tai enemmän, avaimenreikähitsauksella ei näyttäisi olevan mahdollista saavuttaa riittävää austeniitti-ferriitti-suhdetta ilman lisäaineen käyttöä, ainakaan 5000 W:n kuitulaserilla. Suurempi laserteho mahdollistaa lämmöntonin kasvattamisen jolloin hitsin jäähtyminen hidastuisi ja näin päästäisiin parempaan austeniitti-ferriitti-suhteeseen, jopa ilman lisäainetta.

Sulattavalla laserhitsauksella päästiin koehitsauksissa käytetyillä arvoilla parempiin austeniitti-ferriitti suhteisiin, 39/61 ja 29/71, kuin avaimenreikähitsauksessa. Ohuiden austeniittis-ferriittisten levyjen koehitsaus sulattavalla laserhitsauksella ositti, että hallitulla lämmöntonilla on mahdollista päästä hyväksyttäviin austeniitti-ferriitti-suhteisiin ilman lisäainetta. Vaikkakin ihanteellinen 50/50-austeniitti-ferriittisuhde jäi saavuttamatta, niin 2101 LDX-teräkselle saatu 39/61-suhde on jo hyväksyttävissä rajoissa. Mikrorakenteen puolesta vertailukohtana käytetty TIG-hitsauksen hitsi jäi sulattavan laserhitsauksen ja hitaimman avaimenreikähitsin välimaastoon.

Koska hitsaukset suoritettiin lisäaineetta, voidaan joitain suuntaa-antavia johtopäätöksiä tehdä materiaalien seostuksen vaikutuksesta hitsin austeniitti-ferriittisuhteeseen. Terästen kesken austeniittipitoisuuksissa oli samoilla lämmöntuonneilla noin kymmenen prosenttiyksikön ero. Tämä ero voidaan oikeastaan selittää vain materiaalien seosainepitoisuuksilla. 2101 LDX:ssä, josta siis nämä korkeammat austeniittipitoisuudet löytyivät, löytyy austeniittia suosivana seosaineena enemmän typpeä ja mangaania kuin 2205:sta. Näistä kahdesta tyyppi helpottaa austeniitin muodostumista korkeissa lämpötiloissa, kun taas mangaani on korkeissa lämpötiloissa enemmän ferriittiä stabiloiva seosaine. Lisäksi kun otetaan huomioon, että 2101 LDX:ssä on huomattavasti vähemmän austeniittia stabiloivaa nikkeliä, niin voidaan tehdä johtopäätös, että materiaaliin seostettu tyyppi auttaa merkittävästi austeniitin muodostumista hitsauksen aikana. Toisaalta tulee ottaa huomioon, että 2205-teräksessä on ferriittiä stabiloivan molybdeenin pitoisuus huomattavasti suurempi, joten varmaa johtopäätöstä ei voida tehdä typen osuudesta austeniitin muodostukseen. Muilta osinhan terästen seosainepitoisuudet ovat melko lähellä toisiaan, joten voidaan kuvitella, että muutokset mikrorakenteissa riippuvat pitkälti edellä mainituista seosaineista.

Vaikka tämän työn kokeissa ei päästy ihanteelliseen 50/50 austeniitti-ferriitti-suhteeseen, niin oikeanlaisilla parametrivalinnoilla kyseinen suhde vaikuttaisi olevan mahdollinen saavuttaa ilman lisäaineen käyttöä etenkin 2101 LDX-teräksellä. 2205-terästä voidaan mikrorakenteen puolesta pitää kertaluokkaa vaativampana hitsata ja täten sen hitsaaminen ilman lisäaineen tuomaa austeniitin lisäystä on haasteellista. Kuitenkin yhteenvetona voidaan sanoa, että molemmille kokeissa käytetyille teräksille näyttäisi olevan mahdollista tuottaa laserhitsauksella riittävä austeniitti-ferriitti-suhde hitsausparametreja optimoimalla. Tällöin parametri-ikkuna, jonka puitteissa voidaan toimia, jää todennäköisesti kuitenkin kapeaksi: toisella puolella liiallisen lämmöntuonnin aiheuttamat hitsausvirheet, kuten avaimenreiän romahtaminen tai liialliset hitsaus muodonmuutokset ja toisella puolella liian pienen lämmöntuonnin aiheuttama liian suuri ferriittipitoisuus. Lisäaineen käyttö austeniittis-ferriittisten ruostumattomien terästen laserhitsauksessa kasvattaa tätä parametri-ikkunaa jonka puitteissa voidaan toimia. Lisäksi täytyy huomioida, että kyseiset tulokset ja johtopäätökset koskevat vain ohuita levypaksuuksia. Ainepaksuudeltaan paksumpien

austeniittis-ferriittisten terästen hitsaamiseen ei tästä työstä voida vetää suoria johtopäätöksiä.

8.2 Ferriittiset ruostumattomat teräkset

Kokeissa käytetyt ferriittiset teräkset eroavat toisistaan seostuksen puolesta. Tästä johtuen teräkset käyttäytyvät hitsin jähmettyessä ja jäähtyessä hyvinkin eritavalla. 1.4003-teräksen hitseihin muodostui martensiittia kaikissa hitseissä ja hitsin kovuus kasvoi lämmöntonin pienentyessä. Puolestaan 430-teräksellä martensiittia ei muodostunut kaikilla hitseillä ja martensiitin määrän kasvu liittyi lämmöntonin kasvamiseen.

Kokeissa käytetty 430-teräs on tehtyjen tutkimusten mukaan karkenevaa joissain määrin. Lämmöntonin pienentämällä hitsiin muodostuvaa martensiittin määrää saatiin laskettua. Martensiitin väheneminen lämmöntonin pienentymisen yhteydessä johtuu todennäköisesti nopeasta jäähtymisestä. Nopean jäähtymisen yhteydessä hitsi pysyy ferriittisenä alempaan lämpötilaan saakka, jolloin tasapainon mukainen austeniitin muodostuminen vähenee tai jää kokonaan tapahtumatta. Tämä siis siitä syystä, että kyseinen teräs on austeniittinen vain tietyllä lämpötila-alueella, ja jos nopean jähmettymisen seurauksena tämä lämpötila-alue ohitetaan ferriittisenä, niin austeniittia ei pääse muodostumaan ja siten myös martensiitin muodostuminen on mahdotonta.

430-teräksellä on havaittavissa, että raekoon kasvu on sidoksissa lämmöntonin ja siten myös jäähtymisnopeuteen. Hitsin lämmöntonin alentuessa ja siten jäähtymisnopeuden kasvaessa hitsin mikrorakenteesta tuli hienojakoisempi. On yleisesti tunnettu, että hitsin raekoon kasvu huonontaa hitsin sitkeyttä. Tästä johtuen hitsauksen lämmöntonin pienentäminen on tälle teräkselle eduksi. Kun otetaan huomioon martensiitin muodostumisen poisjääminen ja hitsin raekoon pienentyminen suurella hitsausnopeudella, 5 m/min ja 10 m/min, hitsatuissa avaimenreikähitseissä, voidaan tehdä johtopäätös, että tälle kyseiselle teräkselle hitsaaminen pienellä lämmöntonilla on mekaanisten ominaisuuksien kannalta edullinen tapa.

Toisessa kokeissa käytetyssä ferriittisessä teräksessä, 1.4003, hitsin mikrorakenne muuttui kaikilla lämmöntonin arvoilla martensiittiseksi. Erot hitsien mikrorakenteessa liittyivät pitkälti hitsin kovuuteen. Hitsien kovuuden nouseminen perusaineeseen verrattuna oli merkittävää. Liiallinen kovuuden kasvu voi aiheuttaa hitsin muuttumisen hauraaksi. Tässä työssä ei tutkittu hitsin kovuuden vaikutusta mekaanisiin ominaisuuksiin. Teoriassa tämän materiaalin pieni hiilipitoisuus pitäisi estää hitsin muuttumisen hauraaksi kovuuden nousun yhteydessä, mutta kovuuden kasvaminen suurimmillaan 2,5-kertaiseksi perusaineeseen verrattuna ei voi olla vaikuttamatta jollain tapaa hitsin mekaanisiin ominaisuuksiin. Vähintään kovuuden kasvaminen vaikeuttaa mahdollista hitsaamisen jälkeistä kylmämuovaamista tai koneistusta. Hitsin kovuutta voidaan hallita lämmöntonilla. Kasvattamalla hitsauksen lämmöntonit saadaan hitsin kovuutta pienennettyä.

1.4003-teräksellä on mikrokuvissa havaittava martensiitin koon kasvua, mutta tämän varmistaminen vaatisi läpivalaisumikroskopian käyttämistä, johon tässä työssä ei ollut valitettavasti mahdollisuutta. Samoin kuin hitsin kovuuden kasvun vaikutus hitsin sitkeyteen, martensiitin koon kasvamisen selvittäminen vaatisi jatkotutkimuksia.

8.3 Austeniittiset ruostumattomat teräkset

Kokeissa käytetyt austeniittiset ruostumattomat teräkset olivat seostukseltaan hyvin erilaisia ja siten käyttäytyivät metallurgisesti hieman toisistaan poikkeavasti hitsauksen aikana. Koemateriaaleista kolme, 201, 301LN ja 316L, jähmettyvät koehitsien suurimmilla lämmöntuonneilla primäärisesti ferriittisesti, mutta näistä 201:n ja 316L:n jähmettymisjärjestyksessä tapahtuu muutos primäärisesti austeniittiseen suuntaan kun hitsausnopeus kasvaa ja lämmöntuonti siten putoaa. Primäärisesti austeniittinen jähmettyminen voi altistaa hitsin kuumahalkeamille, kun kuumahalkeamista estävä ferriitti jää muodostumatta hitsin jähmettymisen alkuvaiheessa. 254 SMO-laadun teräkseen kohdistuvia merkittävimpiä huomioita on hitsissä tapahtuva voimakas mikrosuotautuminen ja sen muutos lämmöntuonnin ja hitsausnopeuden mukaan. 301LN-teräksellä ei puolestaan havaittu tapahtuvan mitään merkittävän suuria muutoksia hitsin metallurgiassa hitsausparametrien muuttuessa. Muutokset liittyivät lähinnä hitsin rakenteen hienojakoisuuden muutoksiin.

8.3.1 201-teräs

201-laadun ruostumattoman teräksen hitsaamisessa on hyvä ottaa huomioon muutokset jähmettymisjärjestyksessä, varsinkin kun hitsauksessa käytetään suurta hitsausnopeutta ja pientä lämmöntuontia. Hitsausnopeudella 5 m/min esiintyi jo hyvin paljon primäärisesti austeniittisesti jähmettyneitä alueita. Kun 201-teräksen hitsin käytöstä verrataan 316L-teräksen hitsin käyttäytymiseen, joka on kromi-nikkeli-ekvivalentin suhteen puolesta lähellä 201-laadun terästä, niin ero on huomattava nopeilla hitsausnopeuksilla. Yksi selitys, mikä voi edesauttaa 201-laadun primäärisesti austeniittista jähmettymistä, on teräksen suuri tyypiseostus. Typpi tunnetusti edesauttaa austeniitin muodostumista korkeissa lämpötiloissa. Tämän teorian todistaminen vaatisi kuitenkin lisäkokeita. 316L-teräksellä oli havaittavissa vasta hitsausnopeudella 10 m/min merkkejä primäärisesti austeniittisestä jähmettymisestä.

Nopean jäähtymisen yhteydessä hitsi kasvaa lähes kohtisuorasti sularajasta hitsin keskelle. Tällöin austeniittisen jähmettymisen yhteydessä hitsin keskilinjalle voi muodostua jähmettymisen loppuvaiheessa kapea sula-alue joka koostuu pelkästään epäpuhtauksista tai kuumahalkeamalle altistavista seosaineista. Tällöin on mahdollista että hitsiin muodostuu kuumahalkeama. Hitsauskokeissa ei kuumahalkeamia todettu, mutta toisaalta niitä ei myöskään millään tavalla aktiivisesti etsitty ja toisaalta ohutlevyissä ei kuumahalkeamia juurikaan esiinny. Suurilla hitsausnopeuksilla voisi olla suositeltavaa käyttää ferriittistä jähmettymistä suosivaa lisäainetta, jotta hitsiin muodostuisi jähmettymisen yhteydessä kuumahalkeamia estävää ferriittiä.

Havainnot jähmettymisjärjestyksen muutoksista perustuvat vain valomikroskopian tuloksiin ja johtuen suurten hitsausnopeuksien hitsien hienojakoisuudesta ja valomikroskoopin erottelukyvyn rajoitteista tulosten varmentamisessa olisi hyvä käyttää läpivalaisuelektronimikroskooppia. Tällöin voitaisiin suuremmalla varmuudella tutkia hitsien jähmettymisrakenteista. Valitettavasti tässä työssä tähän ei ollut mahdollisuutta.

Sekundääristä ferriittiä oli havaittavissa ainoastaan 201-laadun teräksellä. Sekundäärisen ferriitin syntyminen viittaa F-A-F-tyypin jähmettymiseen. Sekundääristä ferriittiä syntyy merkittäviä määriä jähmettymisen yhteydessä. Tämä puolestaan nostaa ferriitin määrää hitsissä. Ferriitin määrä on hyvä ottaa huomioon valittaessa sekä hitsausparametreja että mahdollista hitsaus lisäainetta. Liallinen ferriitin muodostuminen ei ole hyväksi hitsin korroosion tai mekaanisen keston kannalta. Tulkintaan sekundääristen ferriittien olemassaolosta liittyy kuitenkin pieni epävarmuustekijä, vaikkakin varmuutta kyseiseen faasiin kysyttiin kahdelta ulkopuoliselta asiantuntijalta. Tästä syystä sekundäärisen ferriitin olemassaolo olisi hyvä tunnistaa varmaksi. Tämän tekeminen olisi paras tehdä läpivalaisuelektronimikroskoopilla suoritettavalla analyysillä, jolloin voitaisiin todeta F-A-F-jähmettymisestä aiheutuvaa suotautumista. Pyyhkäisyelektronimikroskoopilla tehtyjen analyysien tarkkuus ei riittänyt tämän varmentamiseen. Tästä syystä läpivalaisuelektronimikroskoopin analyysi olisi varmempi vaihtoehto, koska sen analyysin tarkkuus on parempi. Tätä analyysiä ei tämän työn puitteissa pystytty tekemään.

8.3.2 254 SMO-teräs

254 SMO-teräksellä on huomattavissa merkittävää suotautumista, mutta samalla lämmöntuonti vaikuttaa merkittävästi havaittavissa olevaan mikrosuotautumiseen. Hitsin korroosionkeston kannalta on aina parasta, että hitsissä ei tapahtuisi merkittävää suotautumista. Lisäksi voimakas molybdeenin ja kromin suotautuminen helpottaa sigmafaasin muodostumista, jolla on puolestaan hitsiä haurastuttava vaikutus. Mikrosuotautumisen voimakkuuteen voitaisiin vaikuttaa hitsausparametrien avulla. Suuri hitsausnopeus ja pieni lämmöntuonti, jonka seurauksena hitsi jäähtyy nopeasti, vaikuttaisi tulosten mukaan tasoittavan hitsin metallurgisia vaihteluja ja siten homogenisoivan hitsin rakennetta. Tämä siitä syystä, että hitsin jäähtymisnopeuden ollessa suuri hitsin rakenne muuttuu hienojakoisemmaksi ja samalla mikrosuotautumisen aiheuttamat muutokset tasoittuvat. Hitsin rakenteen ollessa hienompi tulee dendriittien halkaisijasta pienempi ja muutos seosainepitoisuuksissa dendriitin pinnan ja keskiosan välillä ei pääse täten kasvamaan niin suureksi.

Suotautumisen voimakkuus vaikuttaa myös sigmafaasin muodostumiseen. Kuten analyysissä on huomattu, sigmafaasin koko vaihtelee hitsien mukaan. Niillä hitseillä, joilla viiva-analyysillä oli havaittavissa voimakkainta suotautumista, löydettiin myös eniten sigmafaasia ja faasin alueet olivat myös kooltaan suurimmat. Tämä voidaan osaltaan selittää juuri hitaasta jäähtymisestä johtuvasta rakenteen kasvusta ja siitä johtuvasta suotautumisen voimistumisesta. Tällöin sigmafaasin kasvua helpottavien molybdeenin ja kromin osuus kasvaa kasvavien dendriittien kohtausta kohdassa. Suuri hitsausnopeus ja siten hitsauksen aikaisen lämmöntuonin pienentäminen on täten suotautumisen vähentämisen ja rakenteen homogenisoinnin kannalta järkevää. Samalla, kun suotautuminen vähenee, saadaan sigmafaasin muodostumista estettyä.

254 SMO-teräksen jähmettymisjärjestys vaatii lisätutkimusta. Tämä siksi, että kyseinen teräs on suunniteltu siten, että se jähmettyisi puhtaasti austeniittisesti, jolloin ferriittiä ei muodostuisi ja näin myös sigmafaasia ei pääsisi muodostumaan. Kun otetaan huomioon EDA-analyysien tuloksien nikkelin suotautumisen jakauma, huomataan että hitsin jähmettyminen suotautumisen mukaan on lähempänä A-F-tyyppiä kuin pelkkää A-tyyppiä.

A-F-jähmettymisjärjestyksen saa todennäköisesti aikaan voimakas ferriittiä suosivien seosaineiden, molybdeenin ja kromin, mikrosuotautuminen.

Tämän materiaalin hitsien metallurgian analyysien ja johtopäätösten epävarmuustekijät liittyvät elektronimikroskoopin analyysin resoluutioon ja kuviin sigmafaasista. Läpivalaisuelektronimikroskoopilla saataisiin huomattavasti tarkempi resoluutio analyysin mittauspisteen pienemmästä koon ansiosta ja muutosten havaitseminen olisi tarkempaa. Pyyhkäisyelektronimikroskoopin mittauspisteen koko on noin 1 μ m ja kun parhaimmillaan dendriitin läpimitta on samaa luokkaa, on muutosten havainnointi parhaimmillaankin vain suuntaa-antavaa. Sigmafaasin todentaminen olisi myös varmempaa läpivalaisuelektronimikroskoopilla sen tarkemman resoluution ansiosta. Nämä epävarmuustekijät eivät kuitenkaan tarkoita, että saadut tulokset eivät olisi paikkaansa pitäviä vaan sitä, että läpivalaisuelektronimikroskoopilla pystyttäisiin saavuttamaan tarkempia tuloksia. Kuitenkin voidaan sanoa suurella varmuudella, että hitsausnopeuden kasvaessa mikrosuotautuminen näyttäisi tasoittuvan, eli molybdeenihuiput ovat alhaisempia.

8.3.3 301LN- ja 316L-teräkset

Molemmat näistä teräksistä ovat melko yllätyksettömiä käytökseltään parametrien muuttuessa, verrattuna kahteen edelliseen austeniittiseen ruostumattomaan teräkseen. Molempien terästen hitsit jähmettyivät pääasiallisesti primäärisesti ferriittisesti, mikä olikin odotettavissa. Näin muutokset hitsin rakenteessa ovat lähinnä hitsin rakenteen hienojakoisuuden muutoksia. Molemmilla teräksillä muutoksia on havaittavissa suurilla hitsausnopeuksilla. 301LN-teräs vaikuttaisi muuttavan jähmettymisjärjestystä F-A-tyypistä kohti F-tyyppiä, jolloin vaarana voi olla liallinen ferriitin muodostuminen. Tämä on hyvä tiedostaa kun valitaan esimerkiksi hitsauslisäainetta, jotta ei törmättäisi hitsin liallisen ferriittipitoisuuden aiheuttamiin ongelmiin. Puolestaan 316L-teräksellä hitsin jähmettyminen muuttuu hitsausnopeuden kasvaessa primäärisesti ferriittisestä jähmettymisestä kohden primäärisesti austeniittista jähmettymistä. Tällöin voidaan joutua kohtaamaan puolestaan liian pienen ferriittipitoisuuden aiheuttamaa kuumahalkeamista. Kummankaan teräksen hitsaus pienillä hitsausnopeuksilla ja suuremmilla lämmöntonnoilla ei pitäisi aiheuttaa yllätyksiä, mutta hitsausnopeuksien kasvaessa ja lämmöntonnoin pienentyessä tulisi molemmilla teräksillä ottaa huomioon nopean jäähtymisen aiheuttamat mahdolliset muutokset hitsin mikrorakenteissa.

9 Yhteenveto

Hitsin mikrorakenteeseen voidaan vaikuttaa merkittävästi hallitsemalla hitsauksen aikaista lämpösykliä. Lämpösyklissä erityisen tärkeää on tiedostaa jäähtymisnopeuden vaikutus hitsin metallurgiaan. Koska ruostumattomien terästen sekä mekaaniset että korroosio-ominaisuudet ovat riippuvaisia hitsin metallurgiasta, niin hitsausparametrien oikeanlainen valinta on täten erityisen tärkeää. Lasertekniikan kehittyminen on mahdollistanut entistä suurempitehoisempien ja paremman säteenlaadun lasereiden, kuten kuitulaserien, käyttämisen teollisessa tuotannossa. Tämä mahdollistaa suuremman liikkumavaran parametrien valinnassa. Kun parametrivalinnassa on enemmän liikkumavaraa, voidaan hitsauksen aikainen lämpösykli muokata halutunlaiseksi. Tällöin hitsistä voidaan saada halutunlainen sekä metallurgisesti että mekaanisesti, jopa ilman lisäainetta.

Tämän työn tavoite oli määrittää eri ruostumattomien terästen metallurgisia muutoksia parametrien muuttuessa. Koska materiaalit erosivat seostukseltaan paljon toisistaan, niin yhtä ainutta johtopäätöstä parametrien vaikutuksesta hitsin mikrorakenteeseen ei voida tehdä. Ainut mikä oli yhteneväistä kaikkien materiaalien kesken, oli hitsin rakenteen muuttuminen hienommaksi raekooltaan lämmöntonin pienentyessä. Parametrien vaikutus hitsin mikrorakenteeseen on hyvin pitkälti materiaalin seostuksesta riippuvainen.

Austeniittis-ferriittisillä teräksillä hitsauksen lämpösyklillä voidaan hallita austeniitin muodostumista hitsiin. Hitsin jäähtymisnopeutta hidastamalla saadaan austeniitin muodostumiselle järjestettyä aikaa. Jäähtymisnopeuden hidastaminen voidaan toteuttaa lisäämällä lämmöntonintia. Tämä on tyypillisesti paras toteuttaa hitsausnopeutta pienentämällä, mutta tällöin voidaan joutua muuttamaan myös fokuspuheen paikka, jotta hitsissä ei tapahtuisi liikaa höyrystymistä. Parhaimmassa tapauksessa parametreja säätämällä voitaisiin päästä jopa lisäaineettomaan hitsaamiseen austeniittis-ferriittisillä teräksillä, mutta tämä on hyvin materiaalikohtaista.

Ferriittisillä teräksillä lämpösykliä hallitsemalla voidaan vaikuttaa hitsin rakenteen raekokoon ja mahdollisen martensiitin määrään ja kovuuteen. Hitsin raekoko pienenee lämmöntonin pienentyessä, mutta samalla kasvaa mahdollisen martensiitin kovuus.

Toisaalta nopealla jäähtymisellä voidaan välttää jopa kokonaan martensiitin muodostuminen, kuten esimerkiksi 430-laadun teräksellä.

Austeniittisillä teräksillä parametrien muutos vaikutti pääasiassa jähmettymisjärjestyksessä tapahtuviin muutoksiin ja suotautumisen voimakkuuteen. 201- ja 316L-teräksillä suurilla hitsausnopeuksilla jähmettymisjärjestys muuttui primäärisesti ferriittisestä primäärisesti austeniittiseksi. 301-teräksellä ei merkittäviä muutoksia juurikaan tapahtunut parametrien muuttuessa. Tämä seikka vaikuttaa lähinnä lisäainevalintoihin. 254 SMO-teräksen tärkeimmäksi anniksi jäi molybdeenin suotautumisen voimakkuus ja siitä seuraava sigmafaasin muodostuminen. Molempia pystytään hillitsemään jäähtymisnopeutta kasvattamalla.

Tämän työn tulokset voidaan tiivistää karkeasti muotoon: hitsausparametrien vaikutusta ruostumattoman teräksen hitsin mikrorakenteeseen ei tule aliarvioida. Tiedostamalla parametrien vaikutus hitsin metallurgiaan voidaan ruostumattoman teräksen hitsaamisesta tehdä vähemmän haastavaa. Toisaalta vaikutusten tiedostamatta jättäminen voi tehdä hitsaamisesta vain entistä haastavampaa.

Lähdeluettelo

Baerlacken et al. 1958. Investigations concerning the transformation behavior, notched impact toughness, and susceptibility to intercrystalline corrosion of iron-chromium alloys with chromium contents to 30 %. *Stahl und Eisen* vol. 81 iss 12

Bergström, D. 2008. The Absorption of Laser Light by Rough Metal Surfaces. Väitöskirja. Luleå University of Technology, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering. 226s. 2008:08

Bergström, D. Kaplan, A. & Powell, J. 2007 The absorptance of steels to Nd:YLF and Nd:YAG laser light at room temperature. *Applied surface science* 2007, vol. 253 iss. 11, s.5017–5028

Brooks, J. A & Thompson, A.W. 1991. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel weld. *Int. Met. Rev.* vol. 36 iss. 1 s. 16–44.

Cleemann, L. 1987 *Schweissen mit CO₂-Hochleistungslasern*, Düsseldorf, Technologie Aktuell 4, VDI-Verlag GmbH. 256s.

Cieslak, M. J., Ritter A. M. & Savage W.F. 1982. Solidification Cracking and Analytical Electron Microscopy of Austenitic Stainless Steel Weld Metals. *Welding Journal* iss. 1 s. 1

David, S. A. 1981. Ferrite Morphology and Variations in Ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Welds. *Welding Journal* iss. 60 s. 63–71

De, A & DebRoy, T. 2006. Improving reliability of heat and fluid flow calculation during conduction mode laser spot welding by multivariable optimisation. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2006, vol. 11 iss. 2 s. 143–153.

Demar. 2005. [www-sivu] [viitattu 3.10.2009] Saatavissa :
<http://www.demarlaser.nl/default.asp?taal=en&mid=laser-lassen>

Dobranszky, J. Bernath, A. & Marton, H. 2008. Characterisation of the plasma shape of the TIG welding arc. *Microstructure and Materials Properties*, 2008 vol. 3 no. 1 s.126–140.

Farzadi, A, Serajzadeh, S & Kokabi, A. H. 2007. Modeling of heat transfer and fluid flow during gas tungsten arc welding of commercial pure aluminium. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2008 vol. 38 iss. 3/4 s.258–267.

Fuerschbach, P. W. & Eisler G. R. 2002. Melting and absorption in laser spot welding. *Science and Technology of Welding and Joining* 2002, vol. 7 iss. 4, s. 241-246

Gilath, I. Signamarcheix J. M. Bensussan, P. 1994. A comparison of methods for estimating the weld-metal cooling rate in laser welds. *Journal of Materials Science*, 1994 vol. 29 iss. 12 s. 3358–3362.

Esab. 2006 [www-sivu] [viitattu 23.4.2009] Saatavissa:
<http://www.esab.fi/fi/fi/education/processes-gtaw-tig.cfm>

Hammar, Ö & Svensson U. 1979. *Solidification and Casting of Metals*. The Metals Society, London. s. 401–410

Hrubeck, J. 1967. M.S. Thesis. Rensselaer Polytechnic Institute, Troy, New York.
Savage, W. F. & Lundin C. D. 1967. Summary Technical Report. Rensselaer Polytechnic Institute, Troy, New York.

Ion, J. 2005. *Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application*. Amsterdam, Elsevier. 556s.

Jandaghi, M. Parvin, P. Torkamany, M. J. & Sabbaghzadeh, J. 2008. Alloying element losses in pulsed Nd: YAG laser welding of stainless steel 316. *Journal Of Physics D: Applied Physics*, 2008 vol. 41 iss. 23. 9s.

Jernkontoret. 1979. Korroosiotaulukot: ruostumattomat teräkset. Tornio, Outokumpu Oy. 86s

Kou, S. 2003 Welding Metallurgy. New York, Wiley. 461s.

Kubaschewski, O. 1982 Iron-Binary Phase Diagrams. Berlin-Heidelberg-New York: Springer, Verlag Stahleisn m.b.H., Dusseldorf

Kujanpää, V. 2009. Henkilökohtainen tiedonanto.

Kujanpää, V. Salminen, A. & Vihinen, J. 2005. Lasertyöstö. Helsinki, Teknologianfo Teknova. 373s.

Kyröläinen, A. & Lukkari, J. 2002 Ruostumattomat teräkset ja niiden hitsaus. Helsinki, Metalliteollisuuden Keskusliitto, MET. 252s.

Lepola, P. & Makkonen, M. 1998. Hitsaus ja teräsrakenteet. Helsinki, WSOY. 559s.

Lou, Q & Zhou, J. High power fiber lasers. Frontiers of Physics in China, October 2007, Vol. 2 Num. 4. s. 410-423.

Lippold, J. C. 2009. FW: Stainless 201 microstructure. [Sähköposti] [viitattu 22.9.2009]

Lippold, J. C. 1994. Solidification behavior and cracking susceptibility of pulsed-laser welds in austenitic stainless steels, Welding Journal vol. 73 iss. 6 s.129–139

Lippold, J. C. & Kotecki D. J. 2005. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. New Jersey, John Wiley & Sons Inc. 357s.

Lippold J. C. & Savage W. F. 1979 Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part I- A Proposed Mechanism. Welding Journal 1979, vol. 58 iss. 12 s. 362–374.

Lukkari, J. 1997. Hitsaustekniikka: Perusteet ja kaarihitsaus. Helsinki, Opetushallitus. 292s.

Lukkari, J. 2004. TIG-hitsaus. [Luentokalvo] [viitattu 4.5.09] Saatavissa: https://noppa.tkk.fi/noppa/kurssi/kon-67.4203/luennot/tig_ja_plasmahitsaus.pdf

Mackwood, A. P. & Crafer R. C. 2005. Thermal modelling of laser welding and related processes: a literature review. Optics and Laser Technology 2005, vol. 37, iss. 2, s. 99–115.

Manonmani, K. Murugan, N & Buvanasekaran G. 2007 Effects of process parameters on the bead geometry of laser beam butt welded stainless steel sheets. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2007, vol. 32 iss. 11/12 s. 1125-1133.

Miekk-oja, H. 1986. Uudistettu Miekk-ojan metallioppi. Helsinki, Teknillisten tieteiden akatemia : Otava. 841s.

Nichtrostende Stähle. 1989. Eigensaften-Verarbeitung-Anwendung-Normen. VDEh.

Nishimoto, K. 2009. FW: Stainless 201 microstructure. [Sähköposti] [viitattu 15.10.2009]

Outokumpu. 2001. Ruostumattomat teräkset. Helsinki, Teknologianfo Teknova Oy. 64s.

Outokumpu Oyj. 2006. Standard Cr-Ni-Mo Stainless Steels. [materiaali esite] [viitattu 31.8.2009] Saatavissa: <http://www.outokumpu.com/33393.epibrw>

Outokumpu Oyj. 2006. Standard Cr-Ni Stainless Steels. [materiaali esite] [viitattu 31.8.2009] Saatavissa: <http://www.outokumpu.com/33392.epibrw>

Outokumpu Oyj. 2007. Duplex Stainless Steel. [materiaali esite] [viitattu 31.8.2009] Saatavissa: <http://www.outokumpu.com/36719.epibrw>

Outokumpu Oyj. 2007. Ferritic Stainless Steel 4016. [materiaali esite] [viitattu 31.8.2009]
Saatavissa: <http://www.outokumpu.com/42342.epibrw>

Outokumpu Oyj. 2007. High Performance Austenitic Stainless Steel. [materiaali esite]
[viitattu 31.8.2009] Saatavissa:
http://www.outokumpu.com/applications/upload/pubs_4272642.pdf

Outokumpu Oyj 2008. Ferritic Stainless Steel 4003. [materiaali esite] [viitattu 31.8.2009]
Saatavissa: <http://www.outokumpu.com/42341.epibrw>

Outokumpu Oyj. 2009. EN 1.4372, AISI 201. [materiaali esite] [viitattu 31.8.2009]
Saatavissa: <http://www.outokumpu.com/43398.epibrw>

Paul, A. & DebRoy, T. 1988. Free Surface Flow and Heat Transfer in Conduction Mode
Laser Welding. Metallurgical Transactions B, 1988 vol: 19 iss:6 s.851–858.

Paul, A. & DebRoy, T. 1988. Free Surface Flow and Heat Transfer in Conduction Mode
Laser Welding. Metallurgical Transactions B, 1988 vol: 19 iss:6 s.851–858.

Quintino, L., Costa, A. Miranda, R. Yapp, D. Kumar, V. & Kong, C. J. 2007 Welding with
high power fiber lasers – A preliminary study. Materials and Design 2007, vol.28 iss. 4, s.
1231–1237.

Rai, R., Kelly, S.M. Martukanitz, R.P. & DebRoy, T. 2008 A Convective Heat-Transfer
Model for Partial and Full Penetration Keyhole Mode Laser Welding of a Structural Steel.
Metallurgical and Materials Transactions A, 2008 vol: 39 iss: 1 s.98–112.

Rai, R., Roy, G & DebRoy, T. 2007. A computationally efficient model of convective heat
transfer and solidification characteristics during keyhole mode laser welding. Journal of
applied physics, 2007 vol. 101, iss. 5.

Rofin. 2009. [www-sivu] [viitattu 3.10.2009] Saatavissa:
<http://www.rofin.de/index.php?id=506&L=1>

Schaeffler, A. L. 1949. Constitution diagram for stainless steel weld metals. *Metal Progress* vol. 56 iss. 11.

Semak, V. V. Steele, R. J. Fuerschbach, P. W. & Damkroger, B. K. 2000. Role of beam absorption in plasma during laser welding. *Journal of Physics D: Applied Physics* 2000, vol. 33 iss. 10, s. 1179–1185

Steen, W. 2003. *Laser material processing*. Lontoo, Springer cop. 408s.

Sieurin, H. 2006. Fracture toughness properties of duplex stainless steels. Royal Institute of Technology Stockholm, väitöskirja. 47s.

Suutala, N. 1982. Solidification studies on austenitic stainless steels, Oulun yliopisto, väitöskirja. *Acta Universitatis Ouluensis, Metallurgica*; 3. 40s.

Tanaka, M. Terasaki, H Ushio, M & Lowke, J. 2002. A unified numerical modeling of stationary tungsten-inert-gas welding process. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002 vol: 33 iss:7 s.2043–2052.

Tanriver, U. Longobardi J. Latham, P. & Kar A. Phase change problem and effects of geometrical constants on weld pool geometry in sheet metal laser welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2002 vol. 7 no. 1, s. 27–33.

Thuneberg, E. 2009. Aineen rakenne I. [verkkodokumentti] Oulu: Oulun yliopisto fysikaalisten tieteiden laitos, [viitattu 26.5.2009] Saatavissa:
http://cc.oulu.fi/~tf/tiedostot/pub/aineen_rakenne/luennot/monar.pdf

Valorinta, V. 1983. *Koneenrakentajan metallioppi*. Tampere, Kustannusyhtymä. 261s.

Vähäkainu, O. 1997. *Rautaruukin teräkset - Hitsaajan opas*. Raahen, Rautaruukki Oy. 96s.

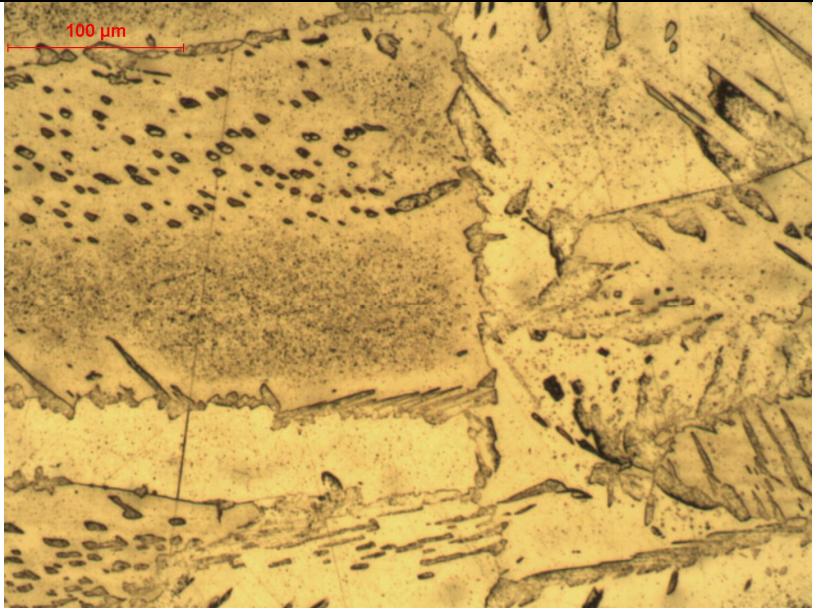
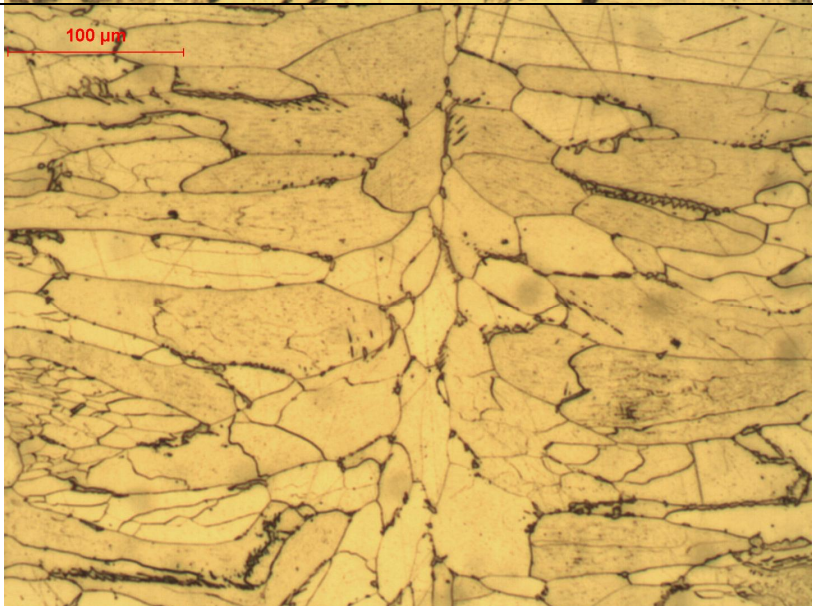
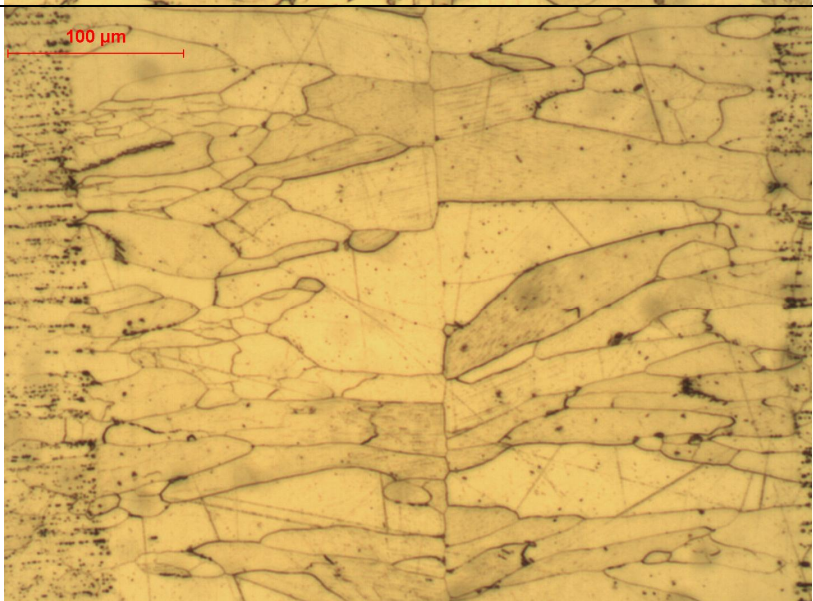
Väisänen, T. 2008. Hybridihitsaus diodilaserin ja kuitulaserin yhdistelmällä. Hämeenlinna, Hämeen ammattikorkeakoulu. 36s. [Verkkodokumentti] [viitattu 13.5..2009] Saatavissa <http://portal.hamk.fi/portal/page/portal/HAMKJulkisetDokumentit/Yleisopalvelut/Julkaisupalvelut/Kirjat/tekniikka_liikenne/Hybridihitsaus_Diodilaserin_Ja_Kuitulaseri_Yhdistelmalla.pdf>


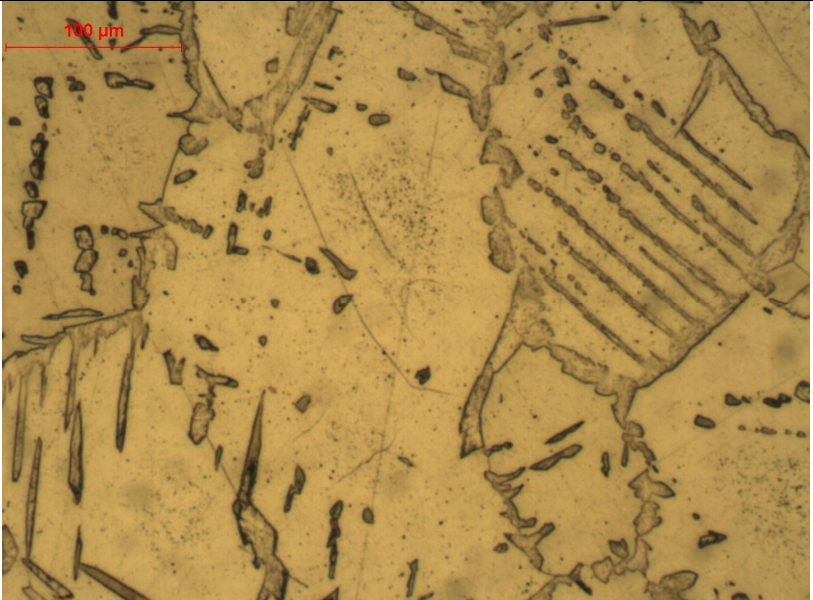
Westin, E. M. 2008. Welds in the lean duplex stainless steels LDX 2101. Licentiate thesis. Royal Institute of Technology, Department of Materials Science and Engineering. Stockholm. 37s.

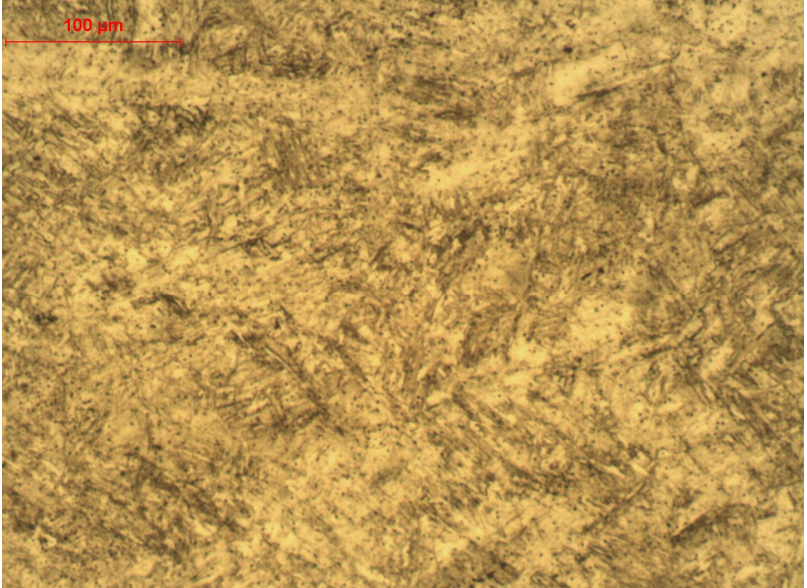
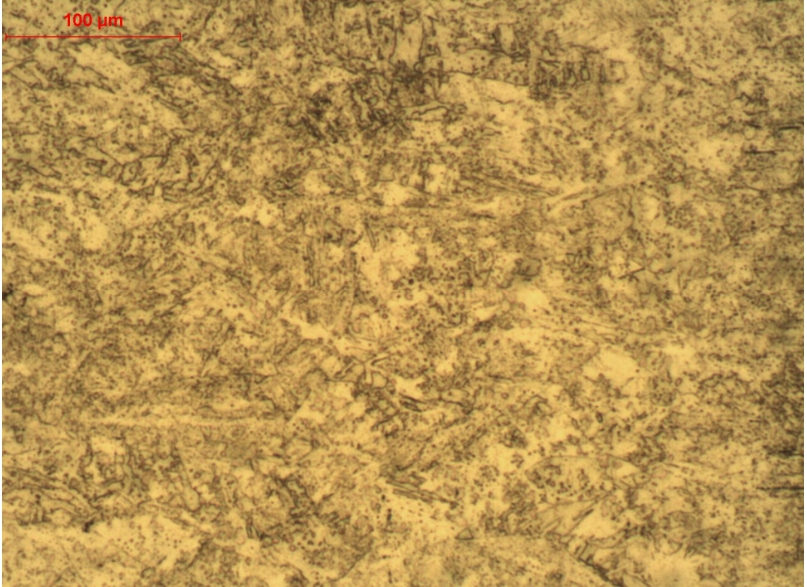
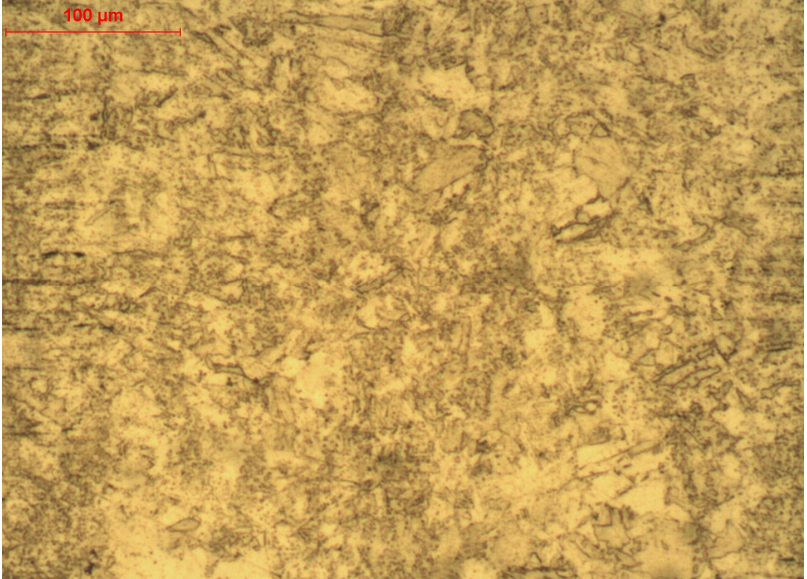
William, D. & Callister Jr. 2003. Material science and engineering an introduction. New York, John Wiley & Sons Inc. 820s.

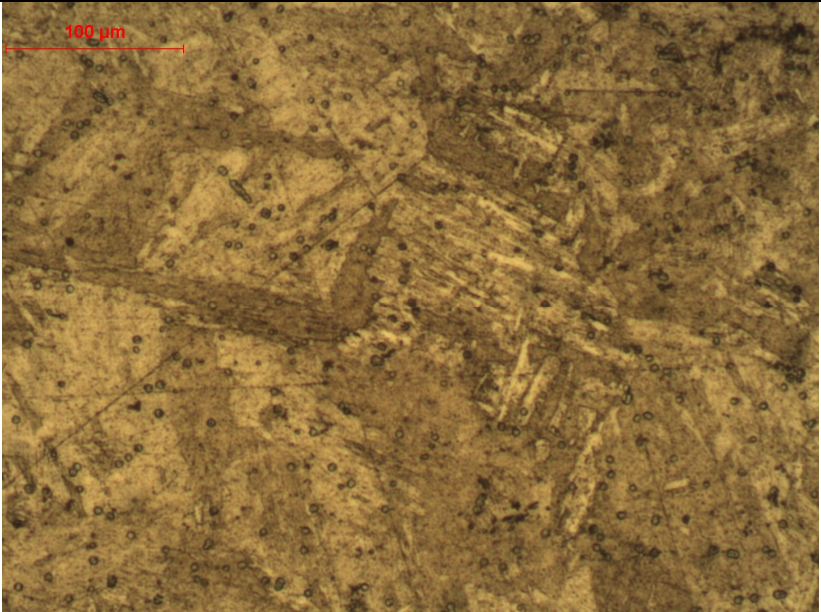
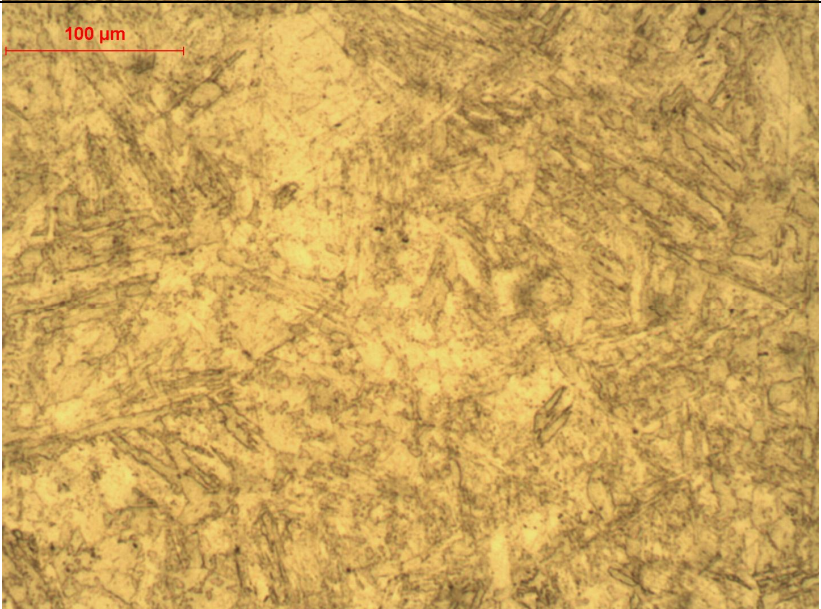
Xiangzhong, J. 2008. A three-dimensional model of multiple reflections for high-speed deep penetration laser welding on an actual keyhole. Optics and Lasers in Engineering 2008, vol. 46, iss.1, s. 83–93

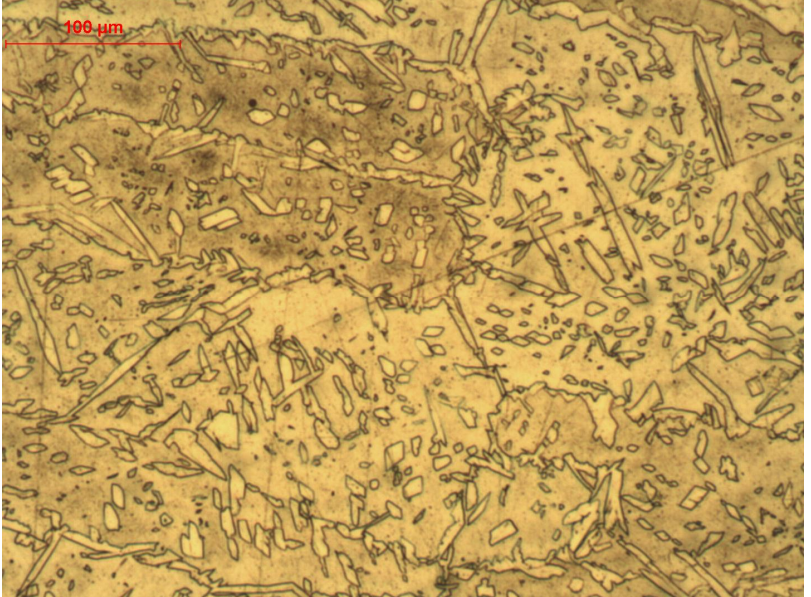
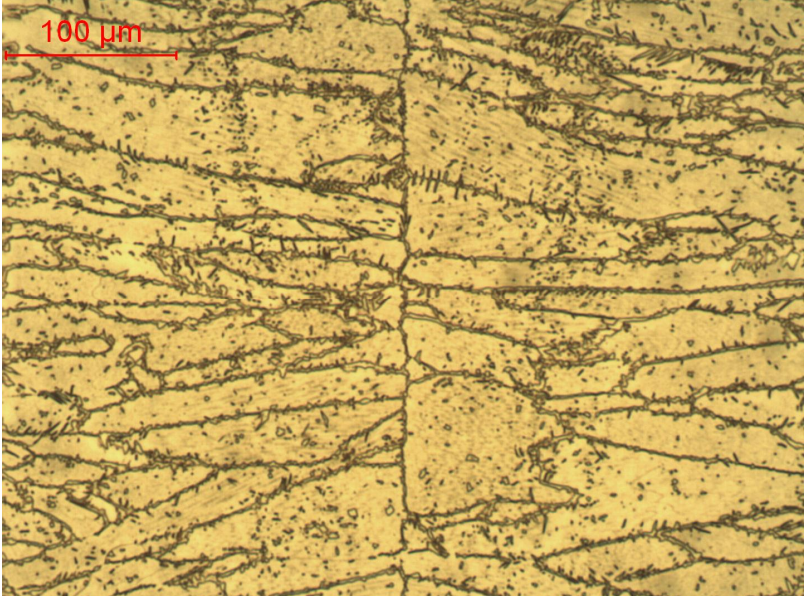
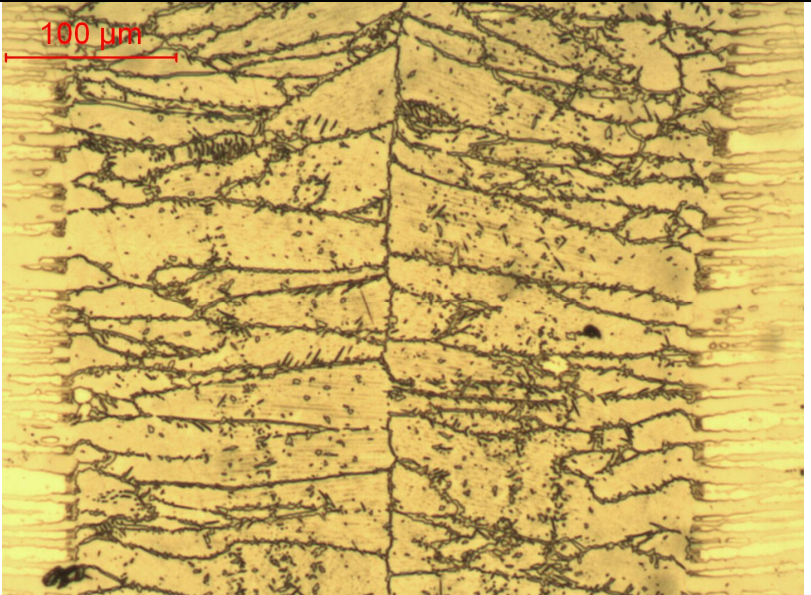
Zhang, W. Zhou, J. & Tsai, H. 2003 Numerical modeling of keyhole dynamics in laser welding. SPIE, Vol. 4831, s. 180-185

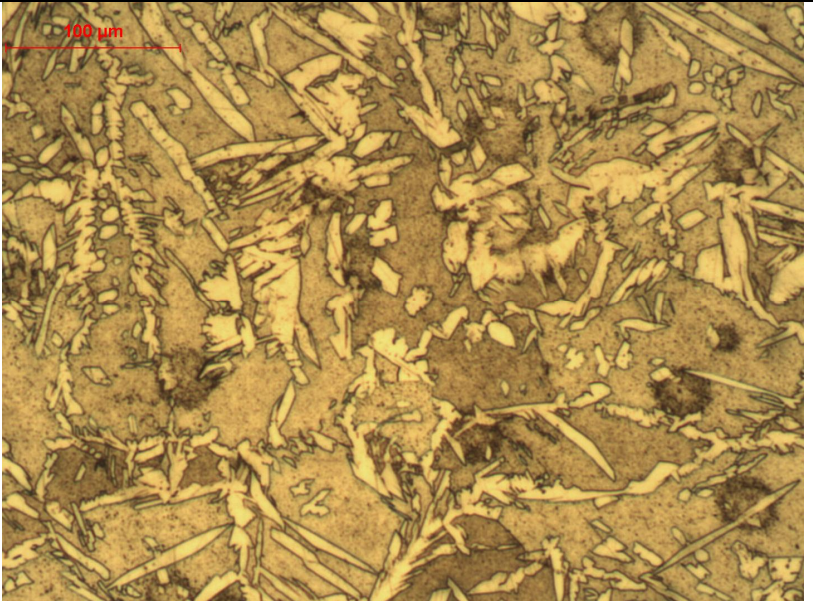
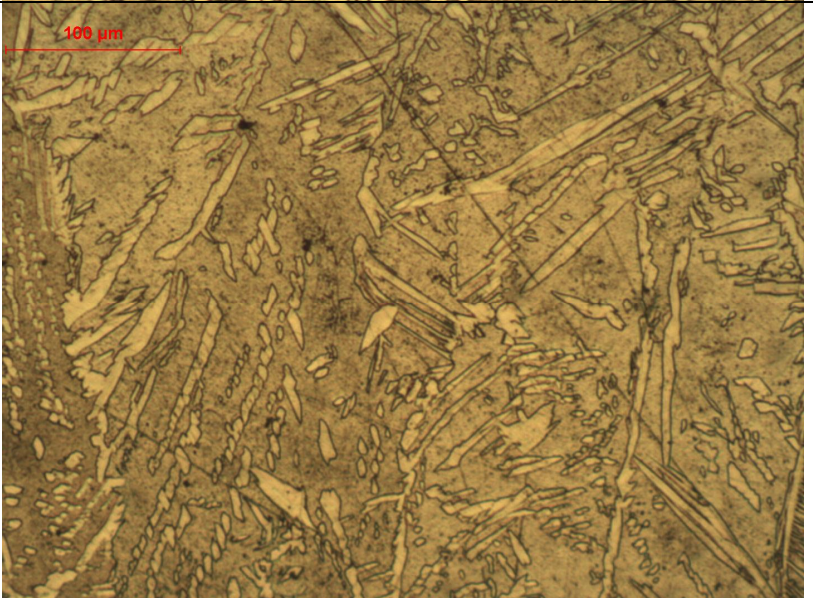
<p>Materiaali: 430 Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 1 m/min Lämmöntuonti: 248 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 430 Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 5 m/min Lämmöntuonti: 49,6 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 430 Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 10 m/min Lämmöntuonti: 24,8 J/mm</p>	

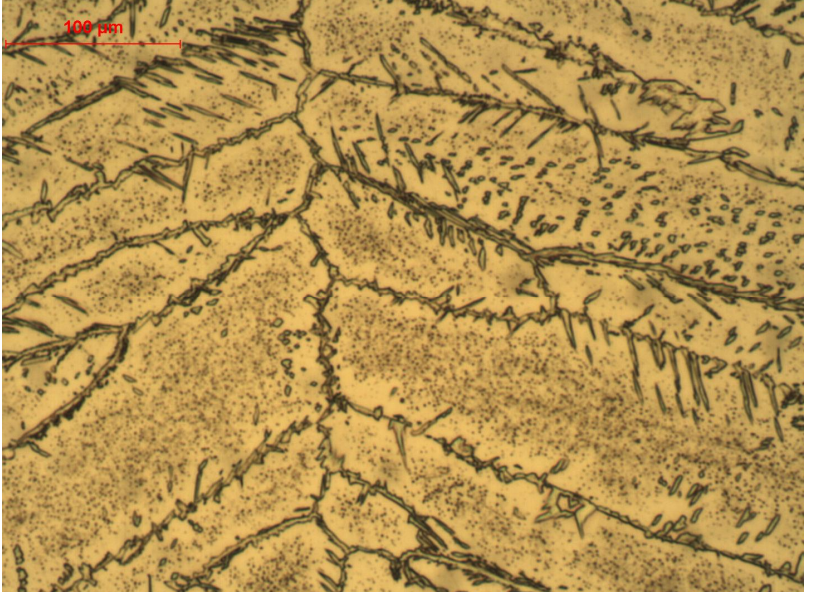
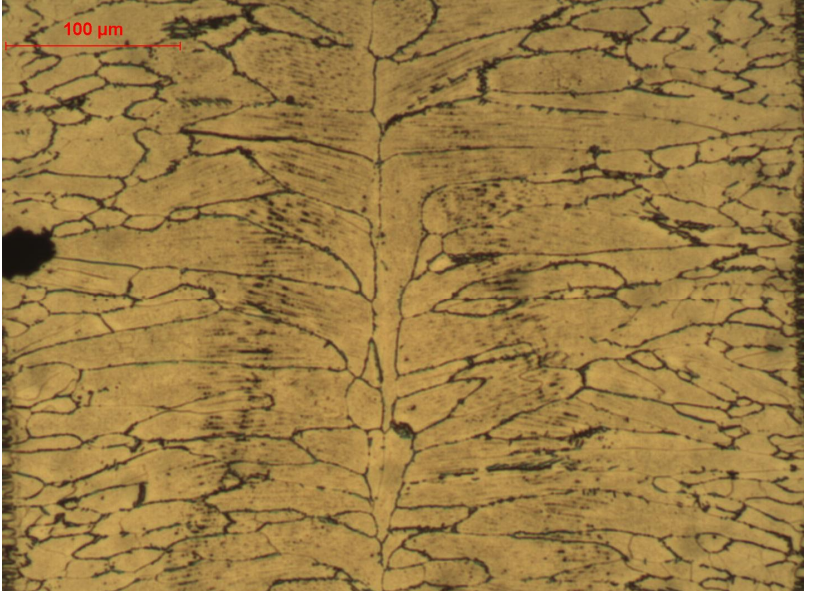
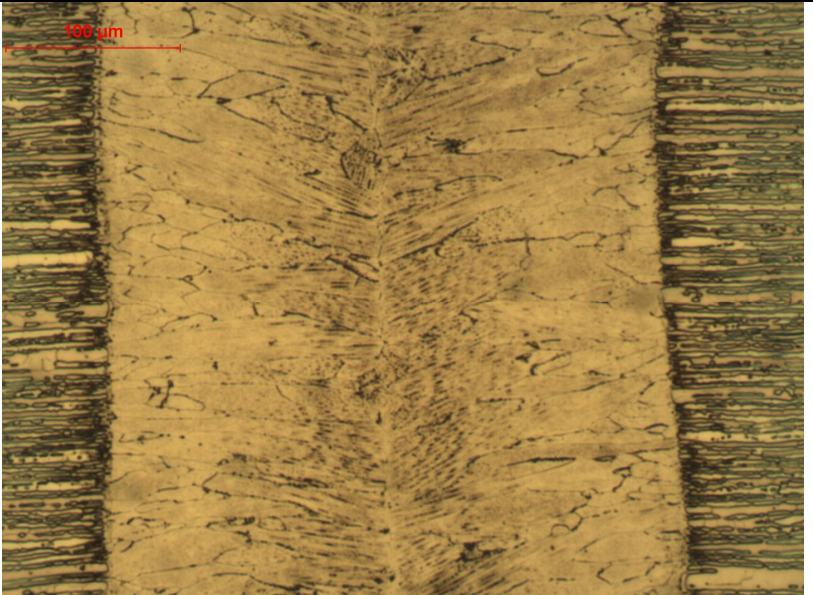
<p>Materiaali: 430 Hitsausmenetelmä: Sulattava laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 2,3kW Hitsausnopeus: 0,3 m/min Lämmöntuonti: 207 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 430 Hitsausmenetelmä: TIG Jähmettymisjärjestys: F Hitsaus virta: 140A Hitsaus jännite: 9,2V Hitsausnopeus: 0,25 m/min Lämmöntuonti: 185 J/mm</p>	

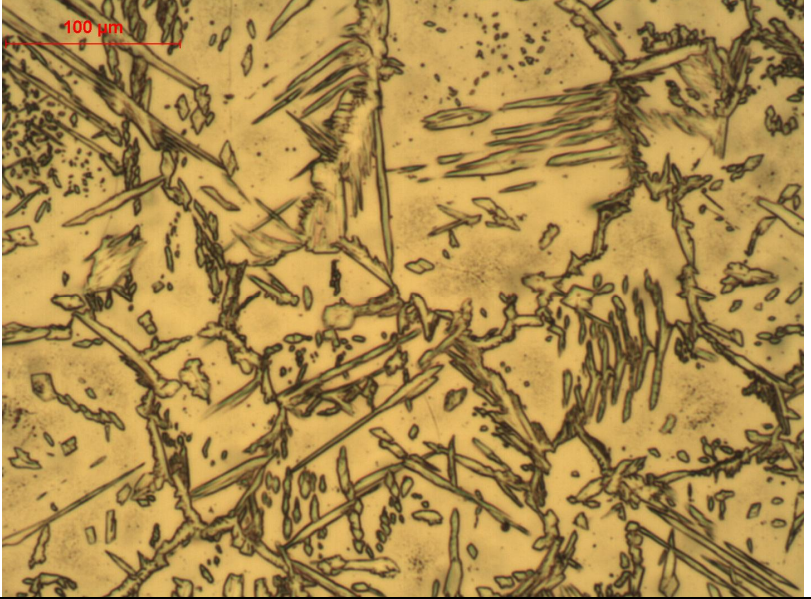
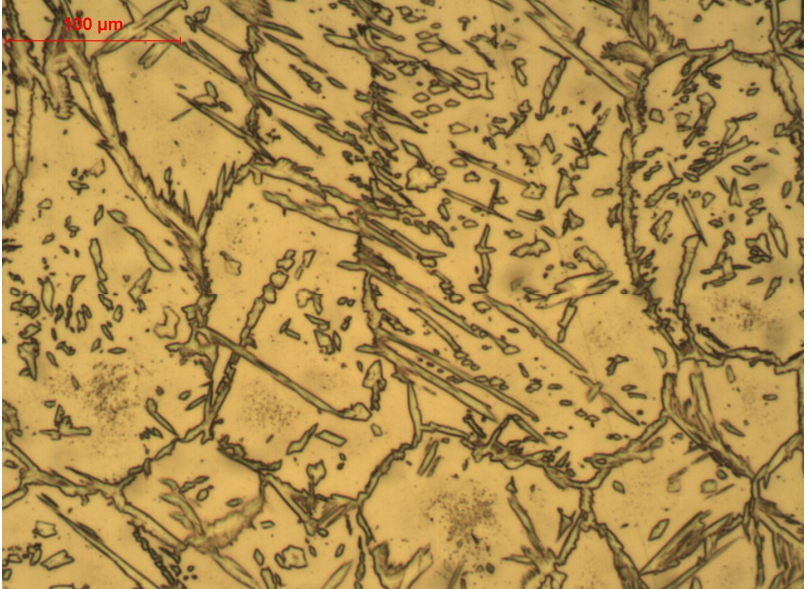
<p>Materiaali: 1.4003 Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 1 m/min Lämmöntuonti: 248 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 1.4003 Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 5 m/min Lämmöntuonti: 49,6 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 1.4003 Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 10 m/min Lämmöntuonti: 24,8 J/mm</p>	

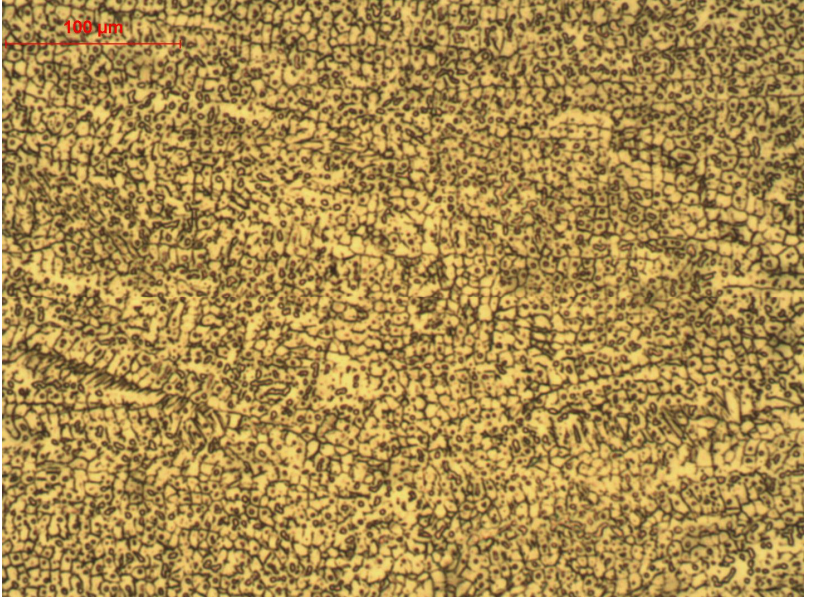
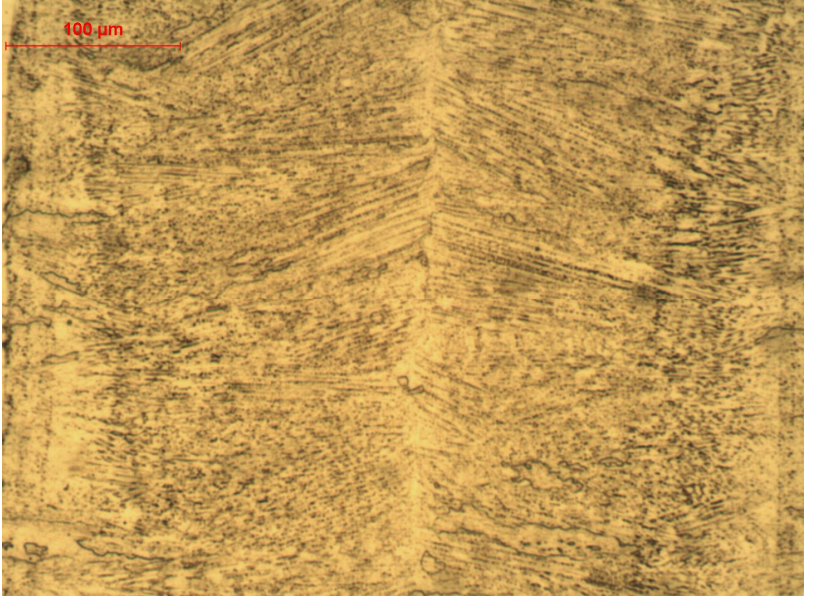
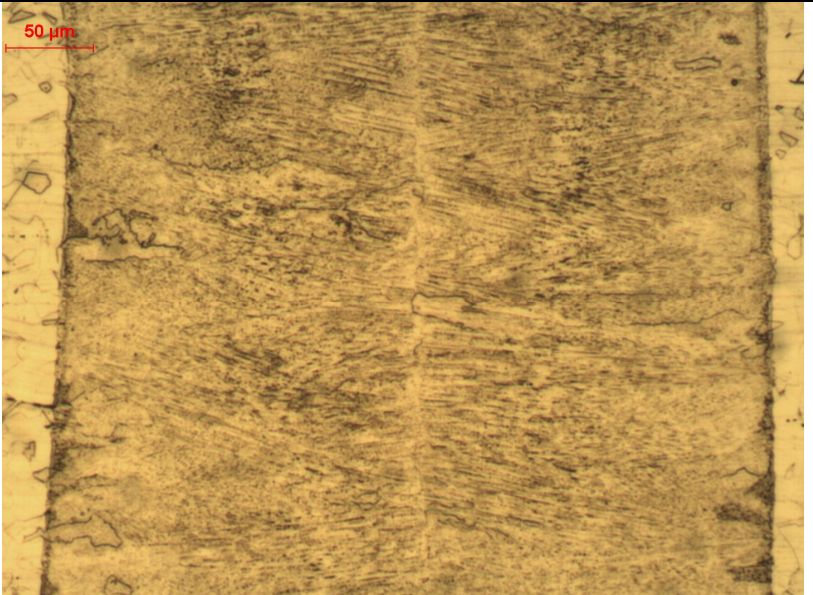
<p>Materiaali: 1.4003 Hitsausmenetelmä: Sulattava laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 2,3 Kw Hitsausnopeus: 0,3 m/min Lämmöntuonti: 207 J/mm</p>	 <p>A micrograph showing the microstructure of 1.4003 steel after laser welding. The structure is characterized by a fine, acicular morphology, likely bainite, with a high density of small, dark, circular features. A red scale bar in the top left corner indicates 100 µm.</p>
<p>Materiaali: 1.4003 Hitsausmenetelmä: TIG Jähmettymisjärjestys: F Hitsaus virta: 140A Hitsaus jännite: 9V Hitsausnopeus: 0,25 m/min Lämmöntuonti: 181 J/mm</p>	 <p>A micrograph showing the microstructure of 1.4003 steel after TIG welding. The structure is characterized by a coarse, lath-like morphology, likely bainite, with a lower density of small, dark, circular features compared to the laser-welded sample. A red scale bar in the top left corner indicates 100 µm.</p>

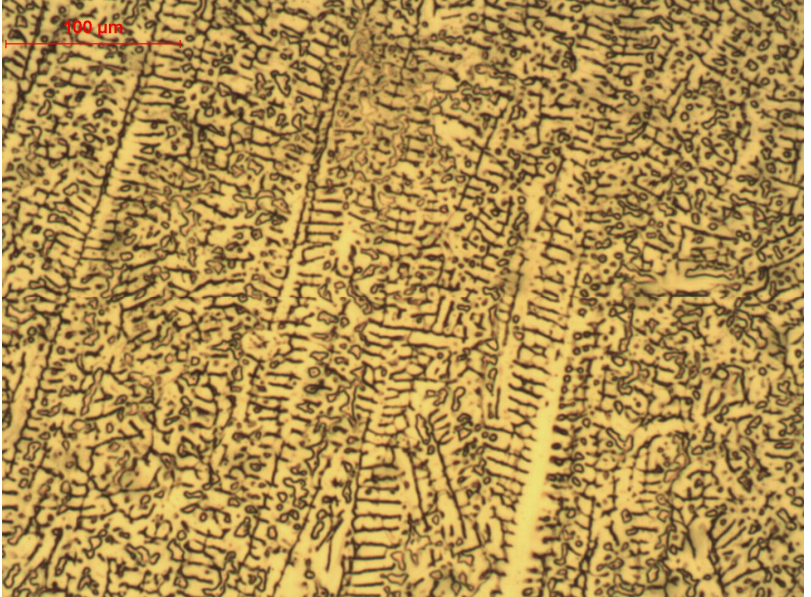
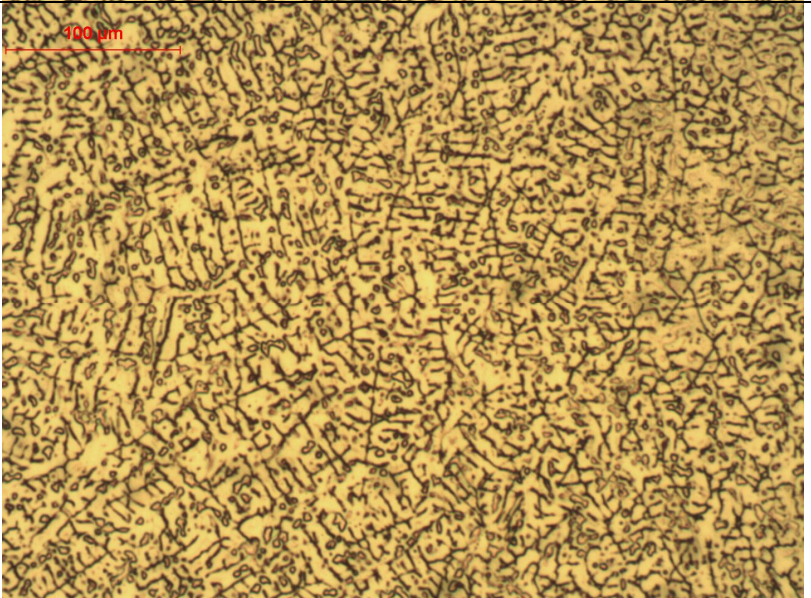
<p>Materiaali: 2101 LDX Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 4,6 Kw Hitsausnopeus: 1 m/min Lämmöntuonti: 248 J/mm</p>	 <p>A micrograph showing the microstructure of a laser-welded joint in 2101 LDX aluminum alloy. The image displays a complex, interlocking pattern of elongated, needle-like structures, likely martensite, which are characteristic of a fast cooling rate. A red scale bar in the top left corner indicates 100 μm.</p>
<p>Materiaali: 2101 LDX Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 4,6 Kw Hitsausnopeus: 5 m/min Lämmöntuonti: 49,6 J/mm</p>	 <p>A micrograph showing the microstructure of a laser-welded joint in 2101 LDX aluminum alloy. The image displays a more organized, layered structure with distinct horizontal bands, suggesting a different cooling rate compared to the first image. A red scale bar in the top left corner indicates 100 μm.</p>
<p>Materiaali: 2101 LDX Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 4,6 Kw Hitsausnopeus: 10 m/min Lämmöntuonti: 24,8 J/mm</p>	 <p>A micrograph showing the microstructure of a laser-welded joint in 2101 LDX aluminum alloy. The image displays a highly organized, layered structure with distinct horizontal bands, similar to the second image but with a different texture. A red scale bar in the top left corner indicates 100 μm.</p>

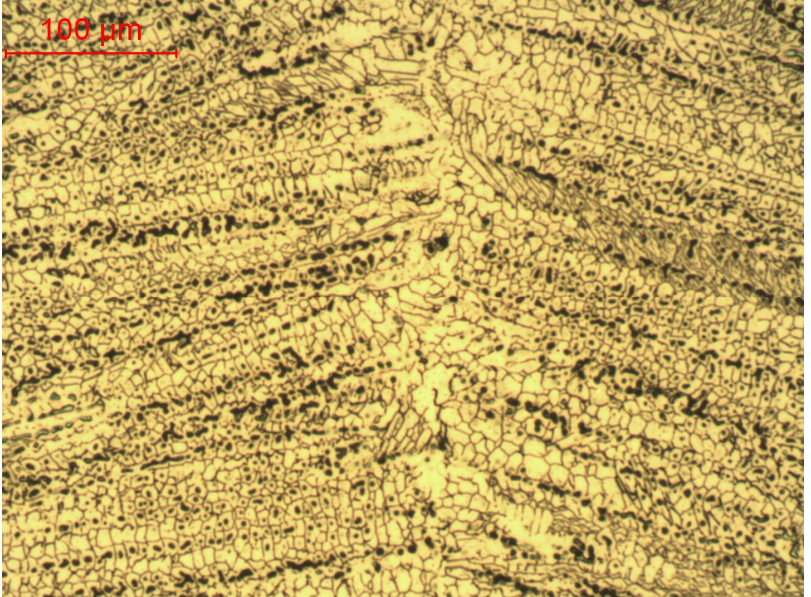
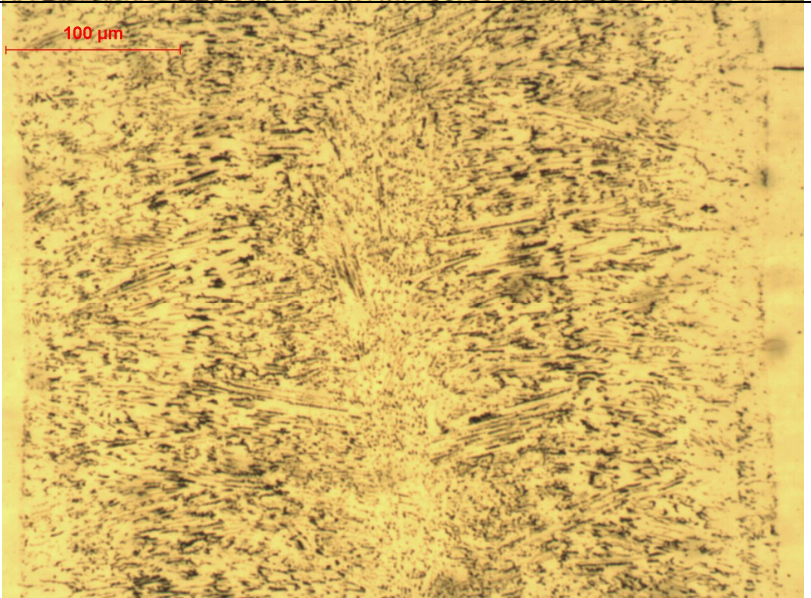
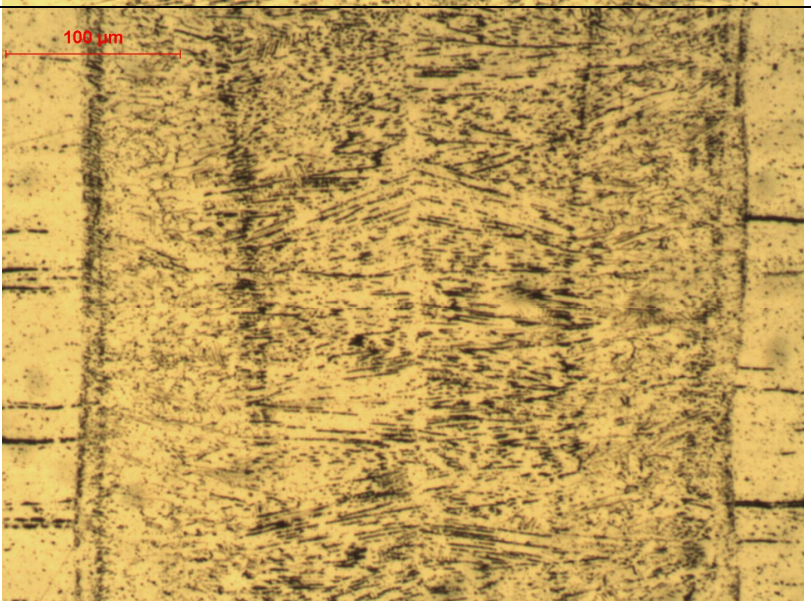
<p>Materiaali: 2101 LDX Hitsausmenetelmä: Sulattava laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 2,3kW Hitsausnopeus: 0,3 m/min Lämmöntuonti: 207 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 2101 LDX Hitsausmenetelmä: TIG Jähmettymisjärjestys: F Hitsaus virta: 140A Hitsaus jännite: 9,5V Hitsausnopeus: 0,25 m/min Lämmöntuonti: 192 J/mm</p>	

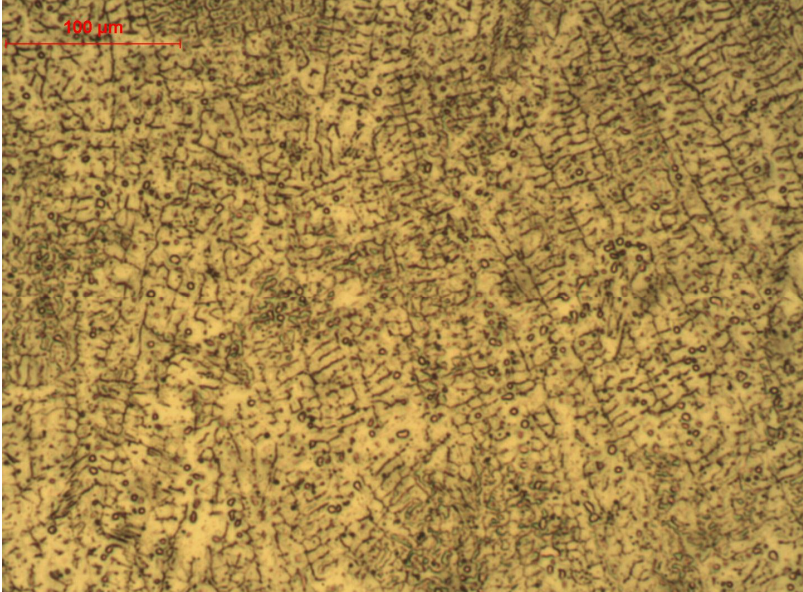
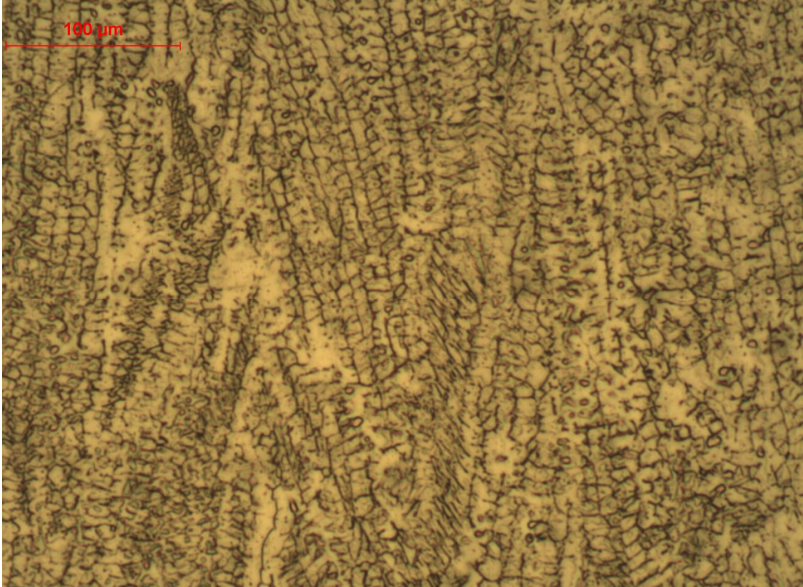
<p>Materiaali: 2205 Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 1 m/min Lämmöntuonti: 248 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 2205 Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 5 m/min Lämmöntuonti: 49,6 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 2205 Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 10 m/min Lämmöntuonti: 24,8 J/mm</p>	

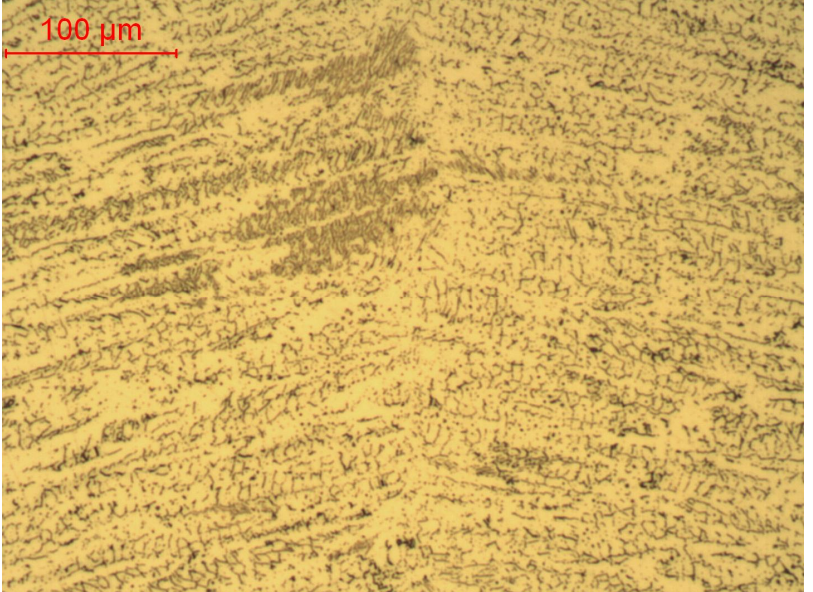
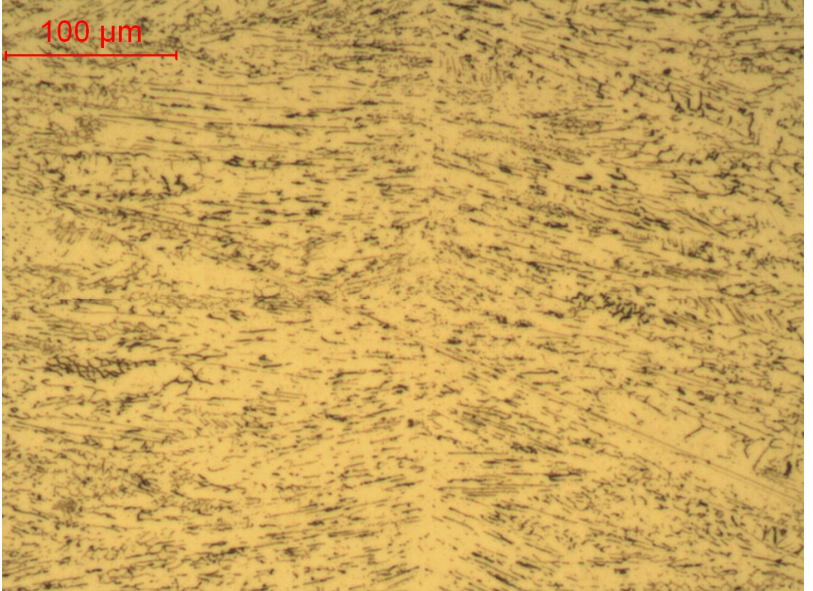
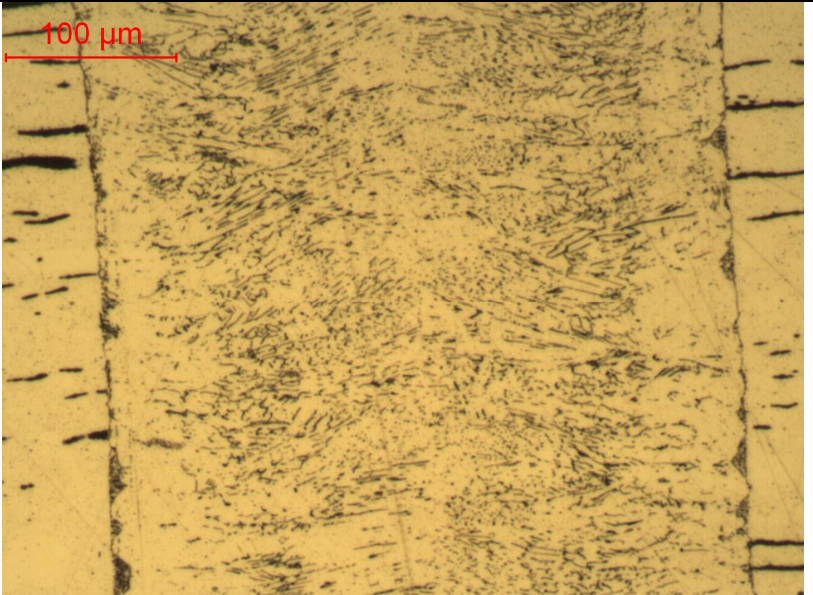
<p>Materiaali: 2205 Hitsausmenetelmä: Sulattava laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F Laserteho: 2,3kW Hitsausnopeus: 0,3 m/min Lämmöntuonti: 207 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 2205 Hitsausmenetelmä: TIG Jähmettymisjärjestys: F Hitsaus virta: 150A Hitsaus jännite: 11,2V Hitsausnopeus: 0,25 m/min Lämmöntuonti: 242 J/mm</p>	

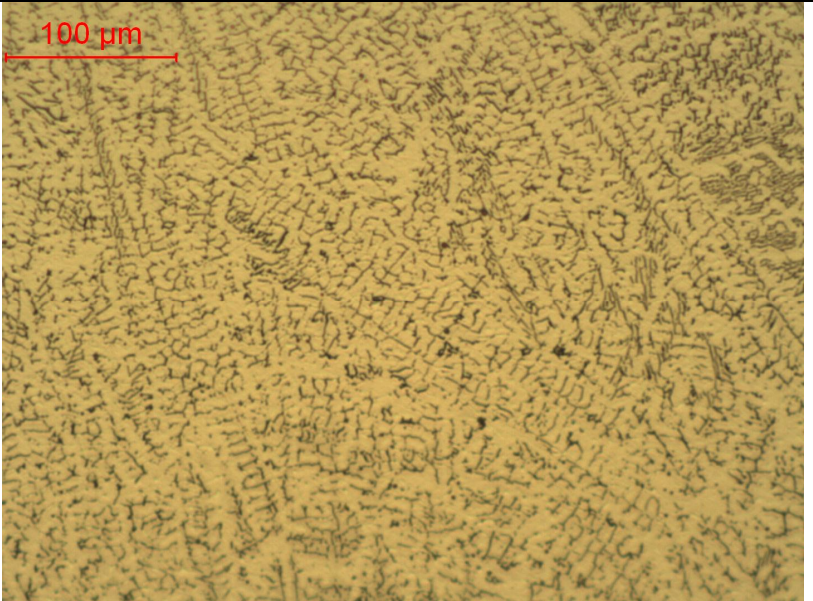
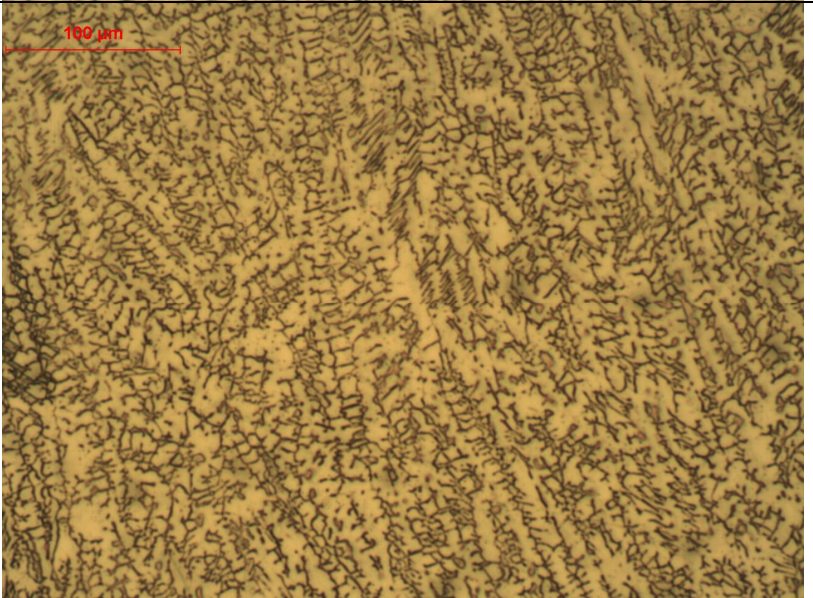
<p>Materiaali: 201 Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F-A-F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 1 m/min Lämmöntuonti: 248 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 201 Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F-A & A-F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 5 m/min Lämmöntuonti: 49,6 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 201 Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: A-F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 10 m/min Lämmöntuonti: 24,8 J/mm</p>	


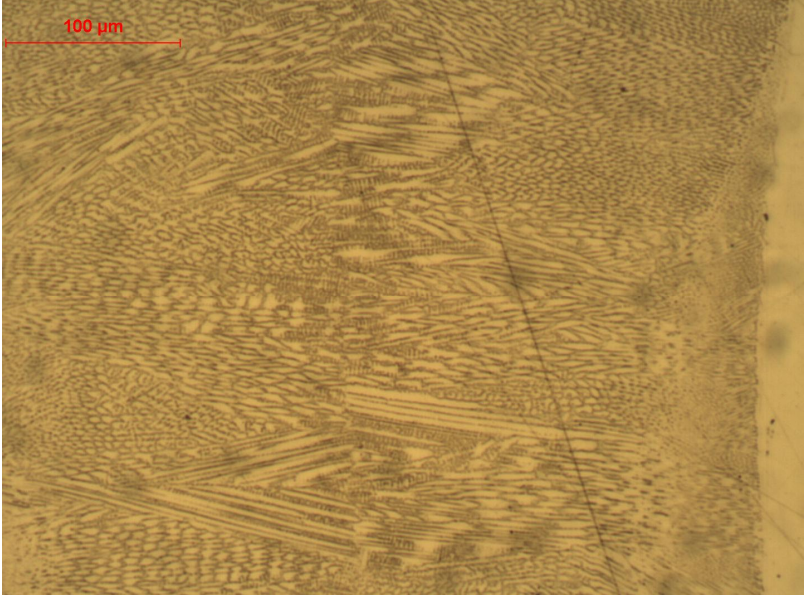
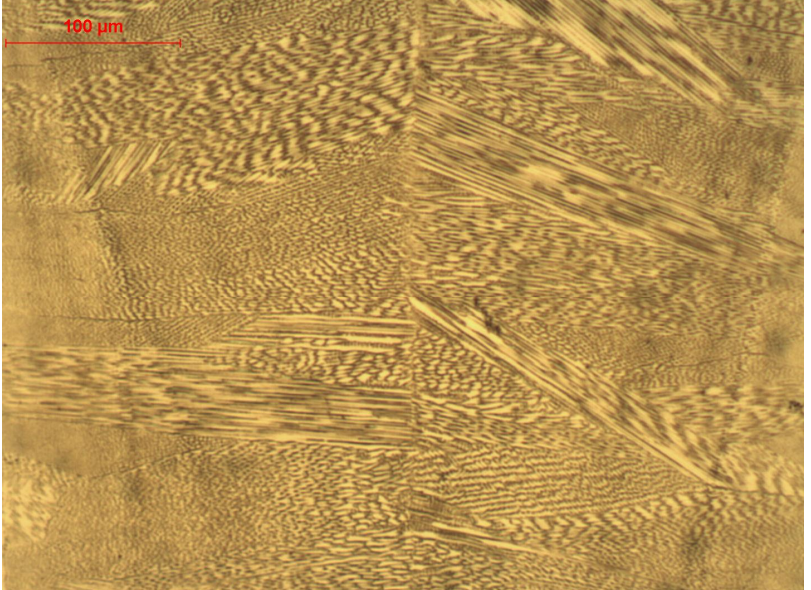
<p>Materiaali: 201 Hitsausmenetelmä: Sulattava laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F-A- F Laserteho: 2,3kW Hitsausnopeus: 0,3 m/min Lämmöntuonti: 207 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 201 Hitsausmenetelmä: TIG Jähmettymisjärjestys: F-A- F Hitsaus virta: 140A Hitsaus jännite: 9,2V Hitsausnopeus: 0,25 m/min Lämmöntuonti: 185 J/mm</p>	

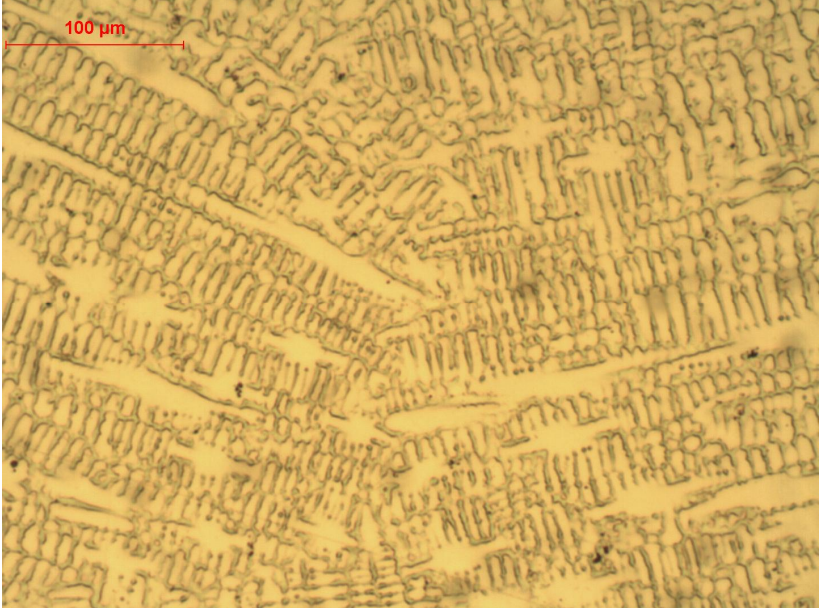

<p>Materiaali: 301LN Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F-A Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 1 m/min Lämmöntuonti: 248 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 301LN Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F-A Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 5 m/min Lämmöntuonti: 49,6 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 301LN Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F & F-A Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 10 m/min Lämmöntuonti: 24,8 J/mm</p>	

<p>Materiaali: 301LN Hitsausmenetelmä: Sulattava laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F-A Laserteho: 2,3kW Hitsausnopeus: 0,3 m/min Lämmöntuonti: 207 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 301LN Hitsausmenetelmä: TIG Jähmettymisjärjestys: F-A Hitsaus virta: 140A Hitsaus jännite: 9,6V Hitsausnopeus: 0,25 m/min Lämmöntuonti: 194 J/mm</p>	

<p>Materiaali: 316L Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F-A Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 1 m/min Lämmöntuonti: 248 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 316L Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F-A Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 5 m/min Lämmöntuonti: 49,6 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 316L Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F-A & A-F Laserteho: 4,6 kW Hitsausnopeus: 10 m/min Lämmöntuonti: 24,8 J/min</p>	

<p>Materiaali: 316L Hitsausmenetelmä: Sulattava laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: F-A Laserteho:2,3kW Hitsausnopeus: 0,3 m/min Lämmöntuonti: 207 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 316L Hitsausmenetelmä: TIG Jähmettymisjärjestys: F-A Hitsaus virta:150A Hitsaus jännite: 11,2V Hitsausnopeus: 0,25 m/min Lämmöntuonti: 242 J/mm</p>	

<p>Materiaali: 254 SMO Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: A-F Laserteho: 4,6 Kw Hitsausnopeus: 1 m/min Lämmöntuonti: 248 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 254 SMO Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: A-F Laserteho:4,6Kw Hitsausnopeus: 5 m/min Lämmöntuonti: 49,6 J/mm</p>	
<p>Materiaali: 254 SMO Hitsausmenetelmä: Avaimenreikä laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: A-F Laserteho:4,6Kw Hitsausnopeus: 10 m/min Lämmöntuonti: 24,8 J/mm</p>	

<p>Materiaali: 254 SMO Hitsausmenetelmä: Sulattava laserhitsaus Jähmettymisjärjestys: A-F Laserteho: 2,3 Kw Hitsausnopeus: 0,3 m/min Lämmöntuonti: 207 J/mm</p>	 <p>A micrograph showing the microstructure of a laser-welded joint in 254 SMO. The image displays a complex, interlocking pattern of elongated, needle-like structures, likely martensite, with some darker regions. A red scale bar in the top left corner indicates 100 μm.</p>
<p>Materiaali: 254 SMO Hitsausmenetelmä: TIG Jähmettymisjärjestys: A-F Hitsaus virta: 140A Hitsaus jännite: 9,2V Hitsausnopeus: 0,25 m/min Lämmöntuonti: 185 J/mm</p>	 <p>A micrograph showing the microstructure of a TIG-welded joint in 254 SMO. The image displays a complex, interlocking pattern of elongated, needle-like structures, likely martensite, with some darker regions. A red scale bar in the top left corner indicates 100 μm.</p>

