

LAPPEENRANNAN TEKNILLINEN YLIOPISTO

LUT School of Energy Systems

LUT Kone

BK10A0401 Kandidaatintyö ja seminaari

SUURLUJUUSTERÄSTEN HITS AUSLIITOKSEN MUUTOSVYÖHYKKEEN
METALLURGIS ET MUUTOKSET

METALLURGICAL CHANGES IN HEAT-AFFECTED ZONE OF HIGH-STRENGTH
STEELS

Lappeenrannassa 2.4.2016

Pekka Gröhn

Tarkastaja Professori Jukka Martikainen

TIIVISTELMÄ

Lappeenrannan teknillinen yliopisto
LUT Energiajärjestelmät
LUT Kone

Pekka Gröhn

Suurlujuusterästen hitsausliitoksen muutosvyöhykkeen metallurgiset muutokset

Kandidaatintyö

2016

45 sivua, 28 kuvaa ja 3 taulukkoa

Tarkastaja: Professori Jukka Martikainen

Hakusanat: suurlujuusteräkset, hitsaus, muutosvyöhyke

Tässä kandidaatintyössä käsitellään suurlujuusteräksiä ja niiden hitsausta, keskittyen varsinkin hitsauksessa perusaineeseen syntyvään muutosvyöhykkeeseen. Työn alkuosio on suoritettu kirjallisuustutkimuksena ja siinä käydään läpi yleisesti suurlujuusterästen määrittelyä, valmistustapoja, hitsausta ja hitsaukseen liittyviä erityisnäkökohtia. Työn loppuosassa on tutustuttu suurlujuusteräksiä hitsattaessa syntyvään muutosvyöhykkeeseen koehitsien avulla.

Suurlujuusteräksille ei ole luotu yleistä standardisoitua määrittelyasteikkoa, mutta teräksiä aletaan usein pitämään suurlujuusteräksinä kun niiden myötöraja ylittää 460–550 MPa. Tällaisia teräksiä voidaan valmistaa pääasiassa joko nuorruttamalla, termomekaanisesti valssaamalla tai suorakarkaisemalla. Valmistustavalla on suuri vaikutus teräksen hitsattavuuteen.

Nuorrutetuille teräksille hitsattaessa muodostuvan muutosvyöhykkeen karkearakeisen osion raekoko voi kasvaa huomattavasti varsinkin suurempia lämmöntuonteja käytettäessä ja täten aiheuttaa merkittävääkin kovuuden kasvua, kuten myös tämän kandidaatintyön koehitseissä havaittiin. Termomekaanisesti valmistetuilla teräksillä ei vastaavanlaista kovuuden kasvua yleensä ilmene. Valmistustavasta riippumatta suurlujuusterästen mekaaniset ominaisuudet vaikuttaisivat heikentyvän kyseisellä vyöhykkeellä suurempia lämmöntuonteja käytettäessä. Suurlujuusterästen hitsausliitosten laatua pyritäänkin parantamaan jatkuvasti esimerkiksi kehittämällä materiaaleista paremmin hitsattavia ja hitsausprosesseista paremmin suurlujuusteräksien erityistarpeita huomioivia.

ABSTRACT

Lappeenranta University of Technology
LUT School of Energy Systems
LUT Mechanical Engineering

Pekka Gröhn

Metallurgical changes in heat-affected zone of high-strength steels

Bachelor's thesis

2016

45 pages, 28 figures and 3 tables

Examiner: Professor Jukka Martikainen

Keywords: high-strength steels, welding, heat-affected zone

This bachelor's thesis is a study on high-strength steels (HSS) and their welding, concentrating especially on the metallurgy of the heat-affected zone (HAZ). The first part of this thesis introduces general definitions of HSS and their manufacturing methods. This is followed by a literacy review on HSS welding and the special requirements involved. In the latter part of this thesis test welds are used to examine HAZ of HSS.

There is no standardized definition for HSS, but steels are commonly considered to qualify when their yield strength is over 460–550 MPa. There are three main methods of manufacturing HSS, namely QT (quenched and tempered), TMPC (thermomechanical controlled process) and DQ (direct quenching). The manufacturing method of HSS has a significant impact on its weldability.

The grain size in the coarse-grain heat affected zone (CGHAZ) formed in QT steels during welding can grow significantly, especially when higher heat inputs are used. This causes increased hardness in those regions as can be seen in test welds included in this thesis. In TMPC steels this phenomenon is usually not present. The mechanical properties of HSS seem to weaken in CGHAZ when higher heat inputs are used regardless of the manufacturing method.

The quality of HSS welds is under continuous development as research continues on materials with better weldability and welding processes suited to the particular needs of HSS welding.

SISÄLLYSLUETTELO

TIIVISTELMÄ

ABSTRACT

SISÄLLYSLUETTELO

SYMBOLI- JA LYHENNELUETTELO

1	JOHDANTO	8
2	METODIT	10
3	SUURLUJUUSTERÄKSET	11
3.1	Suurlujuusterästen määrittely ja eri tyyppejä.....	11
3.2	Suurlujuusterästen valmistustavat ja mikrorakenne	12
3.3	Suurlujuusterästen seosaineet	14
4	SUURLUJUUSTERÄSTEN HITSAAUS	17
4.1	Muutosvyöhykkeen mikrorakenne	17
4.2	Muutosvyöhykkeen sitkeys ja kovuus	20
4.3	Lämmöntuonti ja jäähtymisnopeus	21
4.4	Lisäaineen valinta	27
5	KOKEELLINEN OSUUS	29
5.1	Koejärjestelyt	29
5.2	Koehitsaukset ja hieet	31
5.3	Tulokset	34
6	JOHTOPÄÄTÖKSET JA POHDINTA	42
	LÄHTEET	43

SYMBOLI- JA LYHENNELUETTELO

σ_{BM}	perusaineen myötölujuus (MPa)
σ_{WM}	lisäaineen myötölujuus (MPa)
Ac_3	lämpötilaraja, jonka saavutettuaan kuumennettaessa ferriitin muutos austeniitiksi päättyy tai vaihtoehtoisesti jäähdytettäessä austeniitista alkaa erkautua ferriittiä
AHSS	advanced high-strength steel
Al	alumiini
Ar	argon
BH	bake hardenable
C	hiili
CET	hiiliekvivalentti
CEV	carbon equivalent value eli hiiliekvivalentti
CGHAZ	coarse-grain heat affected zone eli hitsin muutosvyöhykkeen karkearakeinen vyöhyke
CMn	carbon-manganese
CO_2	hiilidioksidi
CP	complex phase
Cr	kromi
Cu	kupari
DP	dual phase
DQ	direct quenching eli suorakarkaisu
DQT	direct quenching and tempering eli suorakarkaisu ja päästö
d	työkappaleen aineenpaksuus
E	hitausenergia (kJ/mm)
FB	ferritic-bainitic
FGHAZ	fine-grain heat affected zone eli hitsin muutosvyöhykkeen hienorakeinen vyöhyke
F_2	liitosmuotokerroin kaksidimensionaalisessa lämmönjohtumisessa

F_3	liitosmuotokerroin kolmidimensionaalisessa lämmönjohtumisessa
HAZ	heat-affected zone eli hitsin muutosvyöhyke
HF	hot-forming
HNO_3	typpihappo
HSLA	high-strength low-alloy
HSS	high-strength steel eli suurlujuusteräs
HV	Vickers hardness eli kovuusarvo Vickersin asteikolla
I	hitsausvirta (kJ/mm)
IF	interstitial-free
IIW	International Institute of Welding
k	hitsausprosessin terminen hyötysuhde
M	lisä- ja perusaineen lujuusominaisuuksien suhdetta kuvaava vertailuluku
MAG	metal active gas (welding)
Mn	mangaani
Mo	molybdeeni
MS	martensitic steel
Nb	niobi
NGW	narrow-gap welding eli kapearailohitsaus
Ni	nikkeli
P	fosfori
P_{cm}	hiiliekvivalentti
Q	lämmöntuonti
QT	quenching and tempering eli nuorrutus
S	rikki
Si	pii
Ti	titaani
TMCP	thermomechanical controlled process eli termomekaanisesti hallittu prosessi
TRIP	transformation-induced plasticity
TWIP	twinning-induced plasticity
T_o	työlämpötila (°C)

$T_{5/8}$	jäähtymisaika välillä 800–500 °C (s)
U	kaarijännite (V)
V	vanadiini
v	hitsausnopeus (mm/min)

1 JOHDANTO

Hitsaus on tänä päivänä teollisuudessa yleisin tapa liittää teräksisiä rakenteita toisiinsa. Liitoskohtien ollessa kestävyyskannalta usein kriittisimpiä rakenteiden kohtia, on niiden rakenteeseen ja ominaisuuksiin syytä kiinnittää erityistä huomiota. Hitsauksen saralla yhä kasvavien laatuvaatimusten täyttämisen, niin monimutkaisempiin ja haastavampiin rakenteisiin kuin vaativiin ympäristöoloihinkin, lisäksi uusia haasteita tuo jatkuva hitsattavien materiaalien kehittyminen.

Suurlujuusterästen käsite on ollut olemassa jo pitkään, mutta sen merkitys on elänyt hyvin paljon vuosien mittaan. Siinä missä aikaisemmin suurlujuuksisina saatettiin pitää esimerkiksi nykyisin yleisesti käytössä olevia 355 MPa myötölujuuden rakenneteräksiä, nykypäivänä suurlujuuksisiksi määriteltävien alaraja on noussut jo 500 MPa myötölujuuden ympäristöön. Terästen lujuuksien noustessa vielä kyseisestä tasosta ylöspäin aletaan usein puhumaan ultralujista teräksistä ja kaikkein lujimmat laadut tänä päivänä omaavatkin jo reilusti yli 1000 MPa myötölujuuden.

Teräksiä hitsattaessa hitsauksen tuoma lämpömäärä aiheuttaa muutoksia teräksen rakenteessa muutosvyöhykkeellä (engl. heat-affected zone, HAZ) lisäaineen ja muuttumattomana pysyneen perusaineen välissä. Suurlujuusterästen, joiden lujuus on saatu aikaan muokkaus- ja lämpökäsittelyjen avulla, mikrorakenne muuttuu kyseisellä vyöhykkeellä ja saattaa aiheuttaa haurastumista, lujuusominaisuuksien menettämistä ja muita vastaavia ongelmia, jotka pahimmillaan vaarantavat koko ympärillä olevan rakenteen kestävyyskannan.

Tässä kandidaatintyössä onkin keskitytty kyseiseen vyöhykkeeseen, sen ominaisuuksiin ja metallurgiaan. Tämä työ voidaan jakaa karkeasti kahteen osaan. Ensimmäisessä osassa pyrittiin luomaan yleiskuvaa suurlujuusteräksistä ja niiden hitsaamisesta kirjallisuuskatsauksen avulla. Jälkimmäisessä osassa näitä tietoja hyödyntäen suoritettiin käytännön kokeita, joissa hitsattiin MAG-hitsausprosessilla (engl. metal active gas) mekanisoidusti pystyasennossa nuorutettua suurlujuusterästä, ja näin eri lämmöntuonneilla

syntyvien hitsien muutosvyöhykkeitä tutkittiin makro- ja mikrokuvia tarkastelemalla ja kovuusmittauksin.

Kirjallisuustutkimuksen ja käytännön kokeiden tulosten perusteella pyrittiin vastaamaan tutkimuksen tärkeimpiin tutkimuskysymyksiin, kuten millaiset kovuus- ja sitkeysominaisuudet suurlujuusterästen hitsausliitoksen muutosvyöhykkeellä vallitsevat, millainen on muutosvyöhykkeen mikrorakenne ja miten eri lämmöntuonneilla hitsaaminen niihin vaikuttaa.

2 METODIT

Tämän työn tutkimusmenetelmät voidaan jakaa kahteen osaan. Tutkimuksen ensimmäinen osa on toteutettu toteavana kirjallisuustutkimuksena. Kirjallisuustutkimuksessa on pyritty käyttämään mahdollisimman tuoreita tieteellisiä lähteitä ja näistä tietoja yhdistellen ja vertaillen luotettavan ajantasaisen tiedon takaamiseksi, sillä aiheen tiimoilta tapahtuu uutta tutkimusta ja kehitystä jatkuvasti.

Tiedonhaku kirjallisuustutkimuksellisessa osiossa on toteutettu useiden eri tietokantojen kautta, kuten Scopus, Elsevier ja Springer. Näissä tietokantahauissa on käytetty moninaista joukkoa hakusanoja aiheen tiimoilta, tärkeimpinä mm. "high-strength steel" tai "HSS", "welding", "heat-affected zone" tai "HAZ", "heat input" ja "microstructure". Suorien hakuosumien lisäksi näiden osumien lähdeluetteloita hyödyntämällä päästiin käsiksi lisäinformaatioon. Verkon tietokantojen lisäksi tiedonhakuja suoritettiin myös Lappeenrannan Tiedekirjaston kokoelmien kautta käyttämällä samoja hakusanoja ja tutustumalla alan tunnettujen tekijöiden julkaisuihin, kuten esimerkiksi Rautaruukin oppaisiin.

Tutkimuksen kokeellisessa osiossa tutustuttiin työn aiheeseen koehitsauksien kautta. Koehitsauksia suoritettiin kaksi eri lämmöntuonneilla ja niiden tarkastelua varten niistä valmistettiin hieet. Hieistä otettiin makro- ja mikrokuvia sekä niille suoritettiin kovuuskokeet.

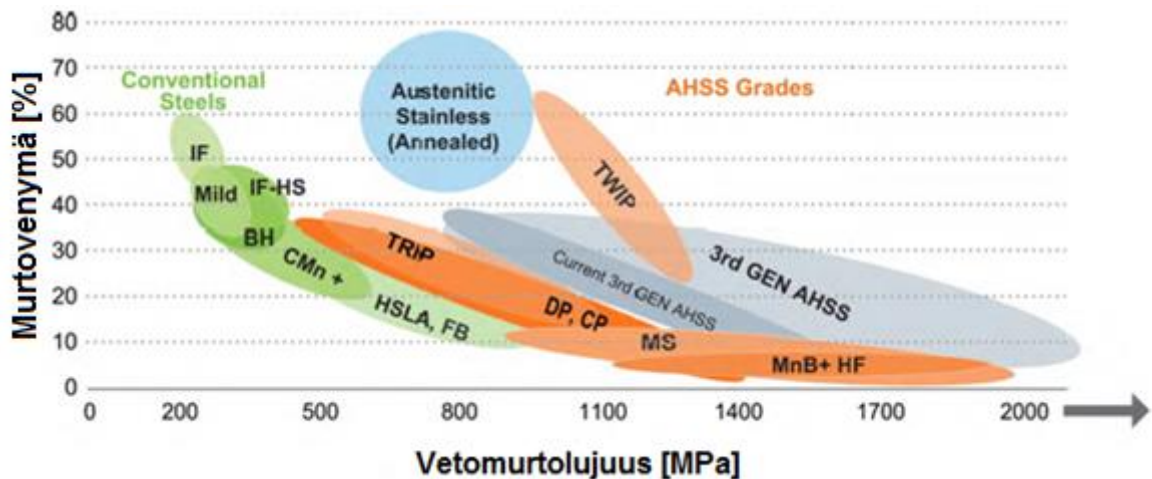
3 SUURLUJUUSTERÄKSET

Tässä osiossa tarkastellaan aluksi suurlujuusterästen määrittelyä ja eri tyyppejä. Tämän jälkeen käydään läpi niiden valmistustapoja ja mikrorakennetta, sekä lopuksi summataan niissä usein käytettyjä seosaineita ja niiden vaikutuksia.

3.1 Suurlujuusterästen määrittely ja eri tyyppejä

Suurlujuusteräksille (engl. high-strength steels, HSS) ei ole luotu yleistä standardisoitua määrittelyasteikkoa, mutta lähteestä riippuen tänä päivänä suurlujuuksisina voidaan pitää esimerkiksi teräksiä, joiden myötöraja ylittää 460 MPa tai 550 MPa. Ultralujiksi kutsutaan teräksiä, joiden myötöraja ylittää lähteestä riippuen 690 MPa tai 780 MPa. (Wang et al., 2014, s. 245–246; Pirinen et al., 2015a, s. 301–302; Chiew, Zhao & Lee, 2014, s. 12–13; World Auto Steel 2014.)

Kuvassa 1 on vertailtuna eri terästyyppejä niiden vetomurtolujuuden ja murtovenymän suhteen. Näistä alhaisen lujuuden teräksiä ovat IF-teräkset (engl. interstitial-free) ja vähäseosteiset ferriittiset perusrakenneteräkset (engl. mild steels). Niin kutsuttuja tavallisia suurlujuusteräksiä (HSS) ovat hiili-mangaani teräkset (engl. carbon-manganese, CMn), BH-teräkset (engl. bake hardenable) ja HSLA-teräkset (engl. high-strength low-alloy). Kehittyneiksi suurlujuusteräksiksi (engl. advanced high-strength steels, AHSS) luetaan DP-teräkset (engl. dual phase), TRIP-teräkset (engl. transformation-induced plasticity), TWIP-teräkset (engl. twinning-induced plasticity), ferriittis-bainiittiset teräkset (engl. ferritic-bainitic, FB), CP-teräkset (engl. complex phase) ja martensiittiset teräkset (engl. martensitic steels, MS). Näiden lisäksi kuvassa on esitetty myös autoteollisuudessa käytettävä kuumamuovattujen terästen (engl. hot-forming, HF) luokka. (World Auto Steel 2014.)



Kuva 1. Eri terästyyppejä vertailtuna vetomurtolujuuden ja murtovenymän suhteen (conventional steels = tavalliset teräkset, grades = luokat, austenitic stainless (annealed) = austeniittiset ruostumattomat (päästetyt)) (mukaillen World Auto Steel 2014).

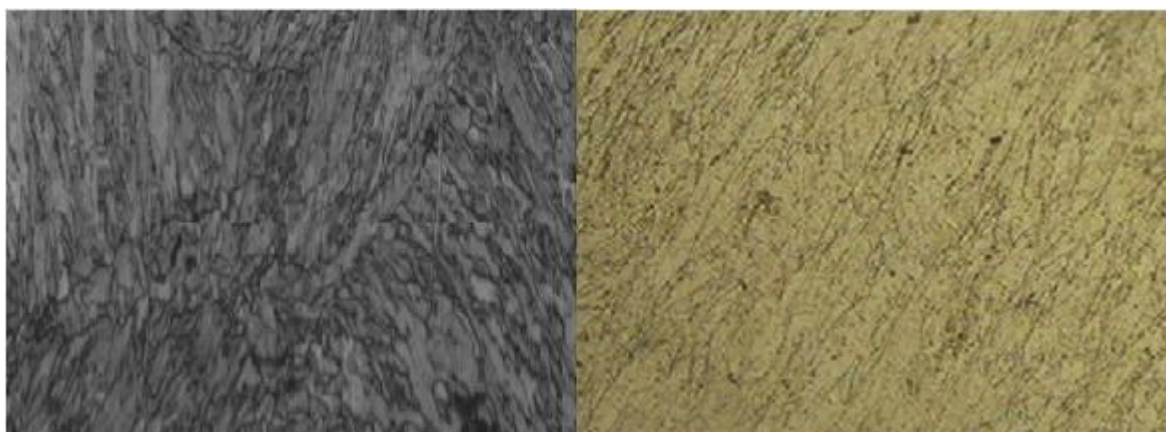
3.2 Suurlujuusterästen valmistustavat ja mikrorakenne

Teräksiä lujitetaan yleensä joko seostamalla ja/ tai lämpökäsittelemällä. Lämpökäsittelyjen terästen etuna runsasseosteisiin on se, että niillä voidaan saavuttaa suuria lujuuksia heikentämättä huomattavissa määrin hitsattavuutta. Joidenkin tutkimusten mukaan tällaisilla teräksillä kuitenkin näyttäisi olevan taipumus menettää lujuusominaisuuksiaan korotetuissa lämpötiloissa (yli 400 °C) lämpökäsittelemättömiä laatuja enemmän. (Chiew et al., 2014, s. 12–13, 17–18.)

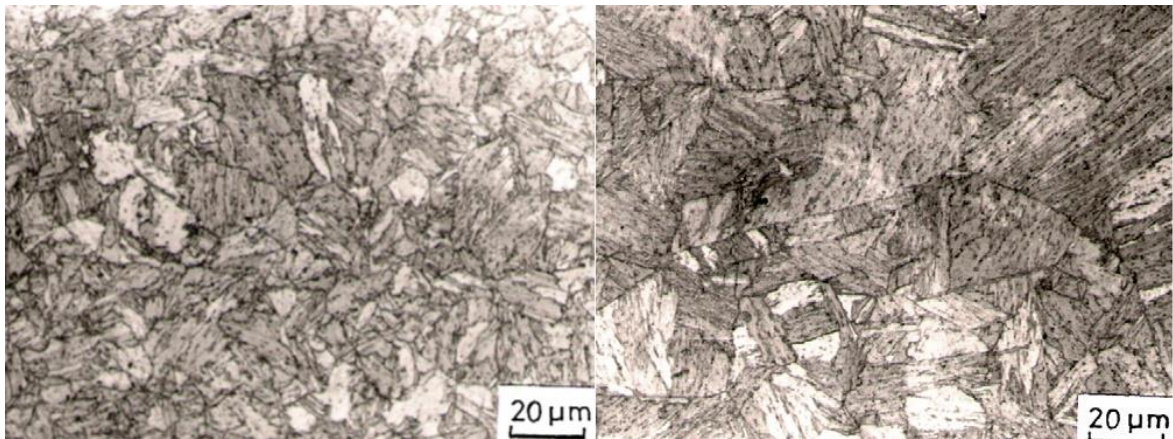
Suurlujuusteräksiä voidaan valmistaa joko nuorruttamalla (engl. quenching and tempering, QT), termomekaanisesti valssaamalla (engl. thermomechanical controlled process, TMCP) tai suorakarkaisulla (engl. direct quenching, DQ). Nuorruttamalla tai suorakarkaisulla aikaan saatu mikrorakenne on pääasiassa bainiittinen ja/ tai martensiittinen. Termomekaanisesti valmistetuilla teräksillä voi esiintyä edellä mainittujen lisäksi myös ferriittis-bainiittista mikrorakennetta. Lämpökäsittelyjen lisäksi terästä seostetaan mm. niobilla (Nb), titaanilla (Ti) ja vanadiinilla (V) hienorakeisen mikrorakenteen saavuttamiseksi. (Pirinen, 2013, s. 14–16; Xie et al., 2014, s. 586.)

Nuorrutuksessa päästömartensiittinen mikrorakenne on saavutettu teräksen muovauksen jälkeisellä uudelleenlämmityksellä ja veden avulla tapahtuvalla nopealla jäähtytyksellä A_{c_3} lämpötilasta, joka ehkäisee ferriitin ja perliitin muodostumista. Tämän jälkeen teräs päästetään sisäisten jännityksien purkamiseksi ja täten parempien mekaanisten ominaisuuksien saavuttamiseksi. Pääasiassa näin parannetaan iskusitkeyttä, sillä alun perin muodostuva martensiittinen rakenne on varsin haurasta. (Pirinen et al., 2015a, s. 301–302; World Auto Steel 2014.)

Nuoruttamisen karkaisuvaihe voidaan myös suorittaa suorakarkaisun avulla, jolloin voidaan välttää normaalissa karkaisussa tapahtuva teräksen uudelleenlämmitysvaihe. Tämä voidaan toteuttaa esimerkiksi liittämällä vesijäähdetyksikkö suoraan linjastolle kuumamuovausvaiheen perään. Kuvassa 2 on esitettyä suorakarkaistun ja päästetyn (engl. direct quenching and tempering, DQT) YP960 suurlujuusteräksen bainiittista mikrorakennetta. Kuvassa 3 on vertailtuna samaa HSLA suurlujuusterästä, joista toisen valmistamisessa on käytetty suorakarkaisua ja päästöä ja toisen perinteistä uudelleenlämmityksen avulla toteutettua karkaisua ja päästöä. Molempien teräksien mikrorakenne on pääasiassa päästömartensiittia, mutta suorakarkaistu versio omaa hieman korkeammat myötölujuus ja iskusitkeys arvot. (Xie et al., 2014, s. 586; Dhua & Sen, 2010, s.6356–6363.)



Kuva 2. Kuvassa kahdella eri tavalla valmistettujen suurlujuusterästen bainiittista mikrorakennetta. Vasemmanpuoleinen teräs on suorakarkaistua ja päästettyä YP960 (mukaiillen Xie et al., 2014, s. 594) ja oikealla oleva termomekaanisesti valssattua SM570-TMC. (Mukaiillen Lee et al., 2012, s.138.)



Kuva 3. Kuvassa kahta eri nuorutettua HSLA suurlujuusterästä, jotka poikkeavat toisistaan vain karkaisuvaiheen osalta. Vasemmalla oleva on perinteisesti karkaistua ja oikeanpuoleinen suorakarkaistua. (Mukaiillen Dhua et al., 2010, s.6359.)

Termomekaanisella valssauksella tähdätään hyvin hienorakeiseen mikrorakenteeseen muovausvaiheen parametrien huolellisella hallitsemisella. Näissä parametreissa tulee ottaa huomioon tuotteen dimensiot ja kemiallinen koostumus. Näin lämpötilaa ja muovausta tarkasti kontrolloimalla voidaan saavuttaa hienorakeinen mikrorakenne, jolla on myös hyvät kovuusominaisuudet alhaisesta hiilipitoisuudesta huolimatta. Alhaisempi hiiliekvivalentti (engl. carbon equivalent value, CEV) verrattuna muihin saman lujuusluokan teräksiin tekee termomekaanisesti valmistetuista teräksistä hyvin hitsattavia ja esimerkiksi tarjoaa paremman suojan vetyhalkeilulta ja vähentää esilämmityksen tarvetta. Kuvassa 2 on esitettyä termomekaanisesti valssatun SM570-TMC suurlujuusteräksen bainiittista mikrorakennetta. (Pirinen et al., 2015a, s. 301–302; Lee, Shin & Park, 2012, s. 134, 138.)

3.3 Suurlujuusterästen seosaineet

Teräksen ominaisuuksia pyritään parantamaan lisäämällä siihen seosaineita. Seosaineilla voidaan vaikuttaa esimerkiksi teräksen rakeenkasvuun tai korroosionkestävyyteen. Erinäisten seosaineiden vaikutusta hitsattavuuteen joidenkin ominaisuuksien osalta voidaan kuvata hiiliekvivalentilla, joka on esiteltyä tämän osion lopussa. Alla on esitelty lyhyesti yleisimpiä suurlujuusteräksissä käytettäviä seosaineita.

Alumiini (Al) sitoo teräksessä olevaa typpeä ja happea täten yleensä parantaen sen vanhenemiskestävyyttä ja iskutheyttä, tosin joissakin tapauksissa liian suurina määrinä se voi laskea jälkimmäistä. Se myös hillitsee austeniitin rakeenkasvua, joka on hitsattaessa

muutosvyöhykkeen lujuuden ja sitkeyden kannalta oleellista. Lisäksi alumiini parantaa teräksen korroosionkesto ominaisuuksia. (Vähäkainu, 2003, s. 17; Zhang, Wu & Li, 2012, s. 45–46; Pirinen, 2013, s. 22–23.)

Hiili (C) on hyvin oleellinen tekijä teräksen mekaanisten ominaisuuksien kannalta. Se lisää teräksen karkenevuutta, lujuutta ja varsinkin kovuutta. Hiili tosin myös aiheuttaa teräksen haurautta ja on hyvin ongelmallinen aine hitsattavuuden kannalta. (Vähäkainu, 2003, s. 17; World Auto Steel 2014; Kim et al., 2001, s. 908.)

Kromi (Cr) on teräksen tärkein korroosionkesto-ominaisuuksia tuova seosaine ja se myös joissakin määrin parantaa sen mekaanisia ominaisuuksia. Nk. ruostumattomat teräkset ovatkin yleensä teräksiä, joiden kromipitoisuus ylittää tietyn asetetun rajan. (Zhang et al., 2012, s. 45–46; Townsend, 2000, s. 501; Hänninen et al., 2014, s. 14.)

Mangaani (Mn) sitoo teräksessä olevaa happea ja rikkiä. Se myös yleensä parantaa teräksen lujuutta sekä iskusitkeyttä, mutta tarpeeksi suurina pitoisuuksina heikentää jälkimmäistä. (Vähäkainu, 2003, s. 17; Kim et al., 2001, s. 908.)

Molybdeeni (Mo) parantaa teräksen karkenevuutta ja täten sen mekaanisia ominaisuuksia kuten lujuutta ja kovuutta. Molybdeenilla on myös havaittu olevan myönteisiä vaikutuksia teräksen haponkeston. (Kim et al., 2001, s. 908; Zhang et al., 2012, s. 46; Townsend, 2000, s. 501.)

Nikkelillä (Ni) pyritään pääasiassa parantamaan teräksen iskusitkeyttä aiheuttamatta ongelmia muille ominaisuuksille. Tämän lisäksi nikkelin on havaittu vaikuttavan positiivisesti teräksen karkenevuuteen ja korroosionkeston. (Vähäkainu, 2003, s. 17; Kim et al., 2001, s. 908; Townsend, 2000, s. 501.)

Niobi (Nb) ei niinkään itsessään vaikuta teräksen ominaisuuksiin, vaan toimii yhdessä muiden seosaineiden kanssa (kuten titaanin ja vanadiinin). Hitsattaessa niobin vaikutus riippuu lämmöntuonnista. Matalilla lämmöntuonneilla se nostaa iskusitkeyttä, kun taas korkeilla laskee sitä. Niobin on myös havaittu joissakin määrin nostavan teräksen myötölujuutta. (Pirinen, 2013, s. 23–24 ja s. 109; Chen et al., 2013, s. 53.)

Pii (Si) toimii teräksessä happea sitovana seosaineena ja täten laskee sen transitiolämpötilaa, jolloin haurasmurtumien vaara laskee, sillä tällöin teräs alkaa käyttäytymään pääasiallisesti hauraasti vasta entistä alhaisemmissa lämpötiloissa. Lisäksi se parantaa teräksen korroosionkestoa, hitsattavuutta ja murtovenymää. (Vähäkainu, 2003, s. 17; Zhang et al., 2012, s. 45–46; Townsend, 2000, s. 501.)

Titaani (Ti) on tärkeä rakeenkasvun hillitsijä suurlujuusteräksissä. Hitsattaessa se parantaa muutosvyöhykkeen sitkeyttä ja lujuutta varsinkin hillitsemällä rakeenkasvua usein ongelmallisella karkearakeisella vyöhykkeellä. Titaani myös sitoo teräksen tyyppiä parantaen sen vanhenemisenkestävyyttä. (Vähäkainu, 2003, s. 17; Pirinen, 2013, s. 25–26.)

Vanadiini (V) parantaa teräksen karkenevuutta, mutta aiheuttaa suurempaa raekokoa martensiittisessä rakenteessa ja täten se voi nostaa teräksen lujuutta, mutta laskea sen sitkeyttä. (World Auto Steel 2014; Pirinen, 2013, s. 24–25.)

Hiiliekvivalentilla pyritään arvioimaan teräksen kemiallisen koostumuksen vaikutuksia sen hitsattavuuteen, kuten kylmähalkeiluriskiä ja karkenevuutta. Kyseisen arvon laskemiseen on useita eri tunnuksia ja kaavoja, mutta yleisin käytössä oleva on IIW:n (engl. International Institute of Welding) julkistama CEV, jonka laskenta on esitettyä kaavassa 1. Kylmähalkeilun kannalta teräs on yleisesti ottaen hyvin hitsattavaa kun $CEV < 0,41$. Muita yleisesti käytössä olevia hiiliekvivalentteja ovat myös CET ja P_{cm} , joiden laskentakaavat ovat 2 ja 3. (Rautaruukki, 2014, s.5; SFS-EN 10025-1, 2004, s. 16.)

$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (1)$$

$$CET = C + \frac{Mn}{10} + \frac{Mo}{10} + \frac{Cr}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{40} \quad (2)$$

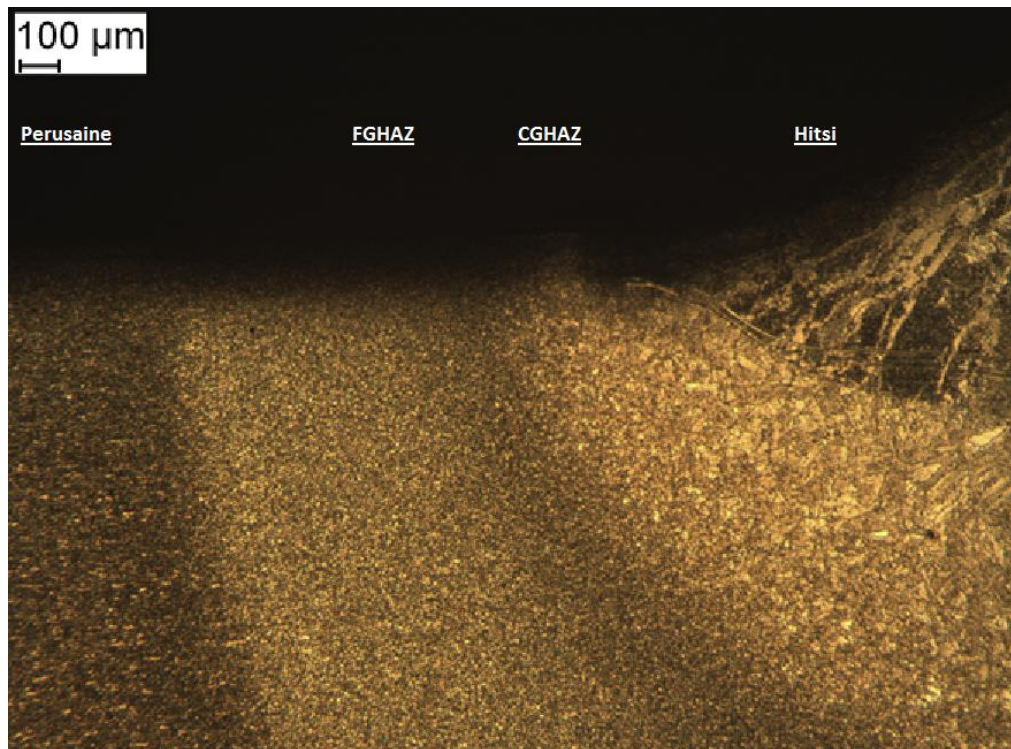
$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (3)$$

4 SUURLUJUUSTERÄSTEN HITSAUS

Tässä osiossa tarkastellaan suurlujuusterästen hitsausta aluksi muutosvyöhykkeen mikrorakenteen ja sen ominaisuuksien kautta, sekä tämän jälkeen lämmöntonnin, jäähtymisnopeuden ja hitsauksen lisäaineen vaikutuksia niihin.

4.1 Muutosvyöhykkeen mikrorakenne

Terästä hitsattaessa voidaan syntyvä muutosvyöhyke yleensä jakaa seuraavanlaisiin osioihin. Hitsisulasta kohti perusainetta lähettäessä ensimmäisenä vastaan tulee sularaja (engl. fusion line), jossa sulanut lisäaine ja perusaine ovat päässeet sekoittumaan keskenään. Tämän jälkeen tulee perusaineen suurimman lämpökuorman kokenut alue, johon tämän seurauksena on alkanut muodostumaan suurempirakeista mikrorakennetta. Tätä aluetta kutsutaankin karkearakeiseksi vyöhykkeeksi (engl. coarse-grain heat affected zone, CGHAZ) ja sen suurista lämpötilamuutoksista seurannut haurastuminen on usein hitsausliitoksen ongelmallisimpia kohtia. Seuraavaksi vastaan tulee hienorakeinen vyöhyke (engl. fine-grain heat affected zone, FGHAZ), jossa karkearakeista vyöhykettä alhaisemman lämpötilan vaikutuksesta austeniitilla ei ole ollut aikaa kasvaa huomattavasti ja rakenne on säilynyt varsin hienorakeisena. Tämän jälkeen voidaan tapauksesta riippuen vielä ennen perusainetta löytää osittain austenoitunut vyöhyke ja karbidien palloutumisvyöhyke. Vyöhykkeitä on havainnollistettu kuvissa 4 ja 5. (Vähäkainu, 2003, s.17; Pirinen et al., 2015a, s. 301–303; Yan et al., 2014, s. 355.)

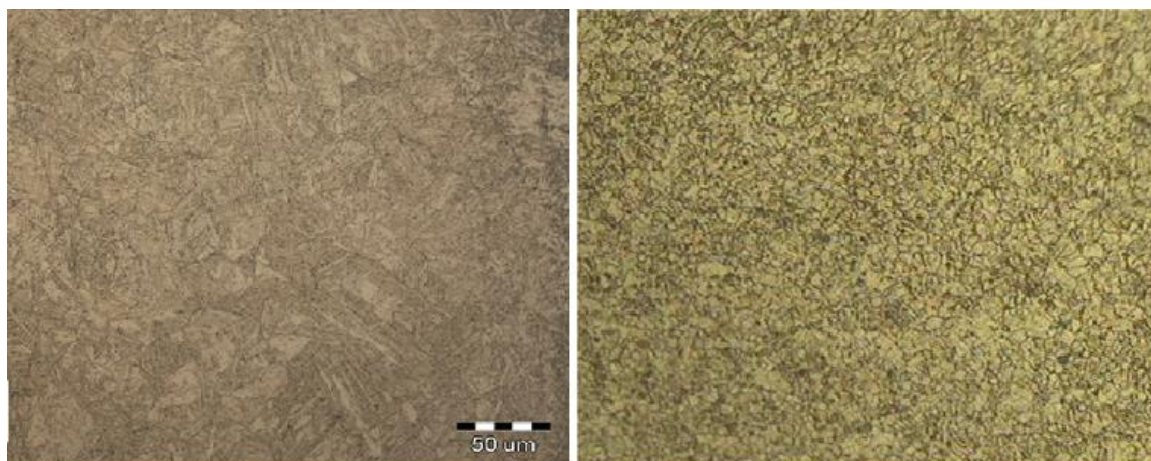


Kuva 4. Mikrokuvassa havainnollistettuna muutosvyöhykkeen karkearakeinen ja hienorakeinen vyöhyke hitsin ja perusaineen välissä. Kuvassa oleva teräs on termomekaanisesti valmistettu OPTIM 700MC ja hitsausprosessina on ollut MAG-hitsaus.



Kuva 5. Makrokuvaa samasta hitsistä kuin kuvassa 4.

Suurlujuusteräksissä hitsin muutosvyöhykkeen mikrorakenne riippuu hyvin paljon teräksen valmistustavasta. Nuorrutusteräksissä perusaineen mikrorakenne on pääasiassa päästömartensiittia ja/ tai bainiittia. Hitsattaessa tähän rakenteeseen voi muodostua muutosvyöhykkeen uloimmalle vyöhykkeelle karbidien palloutumisvyöhyke, jonka sementtiittiset kasaumat voivat olla helposti tunnistettavissa. Osittain austenoituneella vyöhykkeellä voi ilmetä niin päästömartensiittia, bainiittia kuin perliittiäkin erinäisin pitoisuuksin sekaisin. Hienorakeisella vyöhykkeelle muodostuu joko bainiittis-martensiittinen tai bainiittis-ferriittinen mikrorakenne. Karkearakeiselle vyöhykkeelle voi muodostua suurehkojakin martensiittisiä rakeita. Tämän vyöhykkeen mikrorakenne on yleensä bainiittis-martensiittista, jollaisesta on esitettyä erimerkki kuvassa 6. (Pirinen et al., 2015a, s. 301–304; Xu et al., 2014, s. 1441–1442; Pirinen, 2013, s. 95–102.)



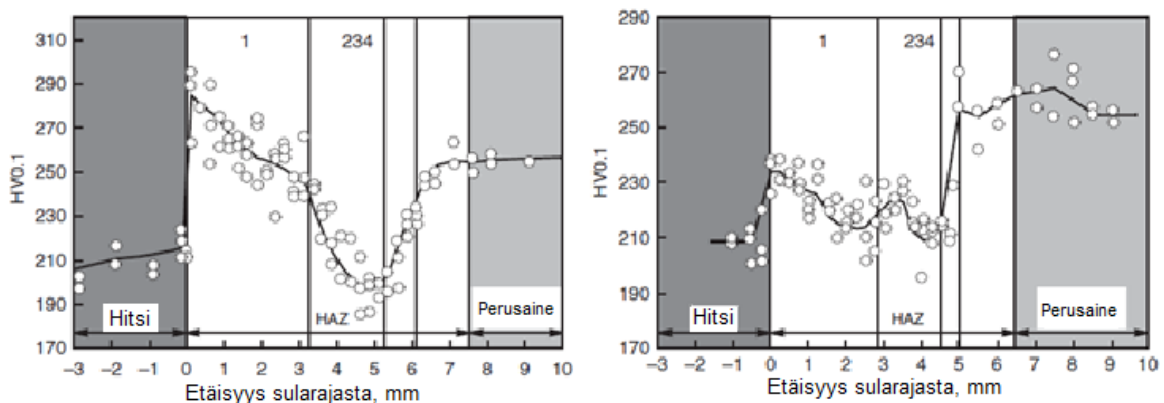
Kuva 6. Vasemmalla nuorrutusteräksen muutosvyöhykkeen bainiittis-martensiittista mikrorakennetta (mukaillen Xu et al., 2014, s. 1442) ja oikealla termomekaanisesti valssatun teräksen ferriittis-bainiittista mikrorakennetta (mukaillen Lee et al., 2012, s. 138).

Termomekaanisesti valmistetut teräkset poikkeavat suuresti kemialliselta koostumukseltaan nuorrutetuista ja varsinkin niiden alhaisemmalla hiilipitoisuudella on huomattava vaikutus niiden muutosvyöhykkeen mikrorakenteen erilaisuuteen. Termomekaanisesti valmistetuille teräksille ei useinkaan muodostu selkeitä ulompia vyöhykkeitä. Niiden hienorakeinen vyöhyke koostuu pääasiassa joko ferriitistä ja perliitistä tai ferriitistä ja bainiitista. Karkearakeisella vyöhykkeellä voi ilmetä useampia eri bainiitin muotoja ja joitakin määriä ferriittiä ja/ tai martensiittia, joista jälkimmäisen osuuden on havaittu kasvavan lämmöntuontia nostettaessa. Kuvassa 6 on esitettyä termomekaanisesti valmistetun

SM570-TMC suurlujuusteräksen muutosvyöhykkeen ferriittis-bainiittista mikrorakennetta. (Pirinen et al., 2015a, s. 301–304; Lee et al., 2012, s. 138; Chen et al., 2013, s. 56; Pirinen, 2013, s. 95–102.)

4.2 Muutosvyöhykkeen sitkeys ja kovuus

Suurlujuusterästen valmistustavan vaikuttaessa hyvin paljon niihin hitsauksessa muodostuviin muutosvyöhykkeisiin niin myös niiden ominaisuudet ovat tästä hyvin riippuvaisia. Kuvassa 7 on esitetty saman lujuusluokan, mutta eri kemiallisen koostumuksen ja valmistustavan, omaavien terästen muutosvyöhykkeiden kovuusjakaumat (vasemmalla nuorrutetun teräksen ja oikealla termomekaanisesti valssatun). Karkearakeista vyöhykettä on merkitty kuvaajissa numerolla 1 ja hienorakeista numerolla 2. Molemmat hitsit oli suoritettu samoilla arvoilla kaasukaarihitsauksella. (Pirinen et al., 2015a, s. 301, 305.)



Kuva 7. Vasemmalla nuorrutetun suurlujuusteräksen ja oikealla termomekaanisesti valmistetun suurlujuusteräksen muutosvyöhykkeiden kovuusjakaumat (mukailten Pirinen et al., 2015a, s. 305).

Nuorrutetuille ja suorakarkaistuille teräksille on tyypillistä huomattava kovuuden kasvu niiden muutosvyöhykkeen karkearakeisella vyöhykkeellä, joka on nähtävissä myös kuvan 7 vasemmanpuoleisessa kuvaajassa. Tämä vyöhyke yleensä myös on muutosvyöhykkeen haurain osa kasvaneen raekoon takia ja suurin osa murtumista saa alkunsa sen alueelta kylmähalkeilun muodossa. Tätä seuraavalla pehmenemisvyöhykkeellä kovuus käy jopa perusaineen alapuolella. (Pirinen et al., 2015a, s. 305; Chen et al., 2013, s. 58; Pirinen et al., 2015b, s. 14–15; Shi & Han, 2008, s. 30; Pirinen, 2013, s. 153.)

Termomekaanisesti valssatun teräksen muutosvyöhykkeellä ei puolestaan yleensä huomattavaa kovuuden nousua tapahdu, joka on havaittavissa myös kuvan 7 kuvaajasta. Tämä johtuu mm. kyseisten terästen alhaisemmista hiilipitoisuuksista. Tosin myös termomekaanisten terästen muutosvyöhykkeen sitkeysominaisuudet laskevat perusaineeseen verrattuna, varsinkin sularajan ja karkearakeisen vyöhykkeen alueella ja varsinkin suuremmilla lämmöntuonneilla. (Pirinen et al., 2015a, s. 305; Chen et al., 2013, s. 56; Pirinen et al, 2015b, s. 14–15.)

4.3 Lämmöntuonti ja jäähtymisnopeus

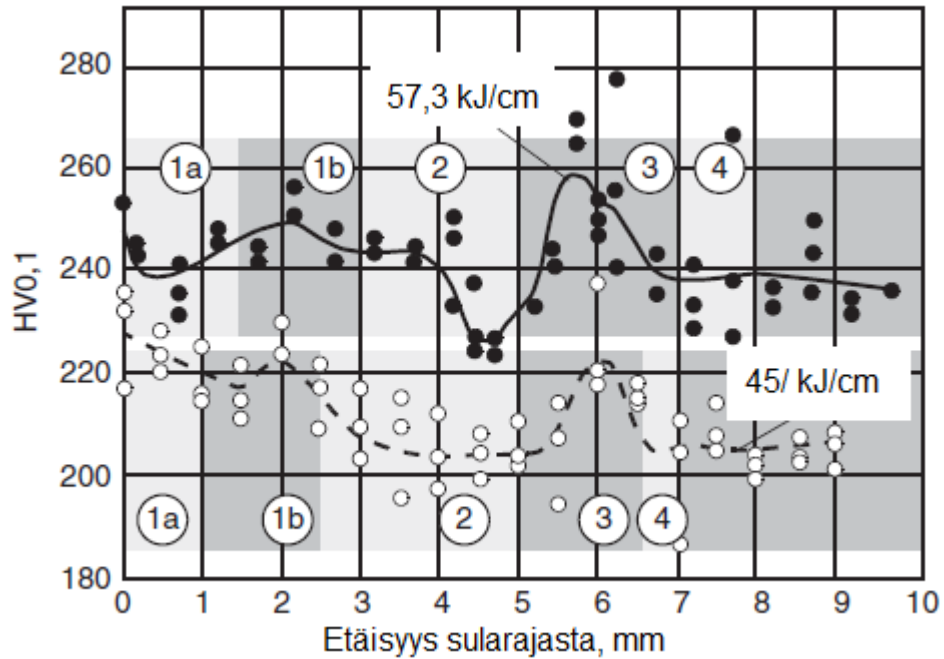
Hitsatessa suurlujuusteräksiä lämmöntuonin tulisi olla varsin pieni (mielellään ei ylitse 1,0 kJ/mm). Varsinkin nuorrutettujen suurlujuusterästen bainiittis-martensiittinen rakenne johtaa korkeammilla lämmöntuonneilla suurempirakeiseen rakenteeseen karkearakeisella vyöhykkeellä ja tätä heikentää sen kestävyyttä. Aiemmassa tutkimuksessa on esimerkiksi osoitettu, että hitsattaessa HSLA-100 terästä 1 kJ/mm lämmöntuonnilla karkearakeisen vyöhykkeen raekooksi muodostui 80 µm, kun taas 4 kJ/mm lämmöntuonnilla raekoko olikin jo 130µm. (Xu et al., 2014, s. 1439; Pirinen, 2013, s. 153–155)

Korkeampi lämmöntuonti myös pidentää jäähtymisaikaa, jonka puolestaan on havaittu heikentävän liitoksen iskusitkeyttä, ja aiheuttavan laajemman pehmenemisvyöhykkeen. Suurlujuusteräksiä hitsattaessa onkin pyritty pienentämään lämmöntuontia esimerkiksi käyttämällä kapearailohitsausta (engl. narrow-gap welding, NGW), joka mahdollistaa hyvän tuottavuuden alhaisillakin lämmöntuonneilla. Kuvassa 8 on esitettyä kapearailohitsauksella saatu hitsi ja sen muutosvyöhykkeen vyöhykkeitä. Hitsausprosessina kyseisessä tapauksessa oli MAG-hitsaus ja materiaalina nuorrutettu HSLA-teräs. (Xu et al., 2014, s. 1439–1442; Hänninen et al., 2014, s. 15; Shi & Han, 2008, s. 38; Lan et al, 2012, s. 567–568.)



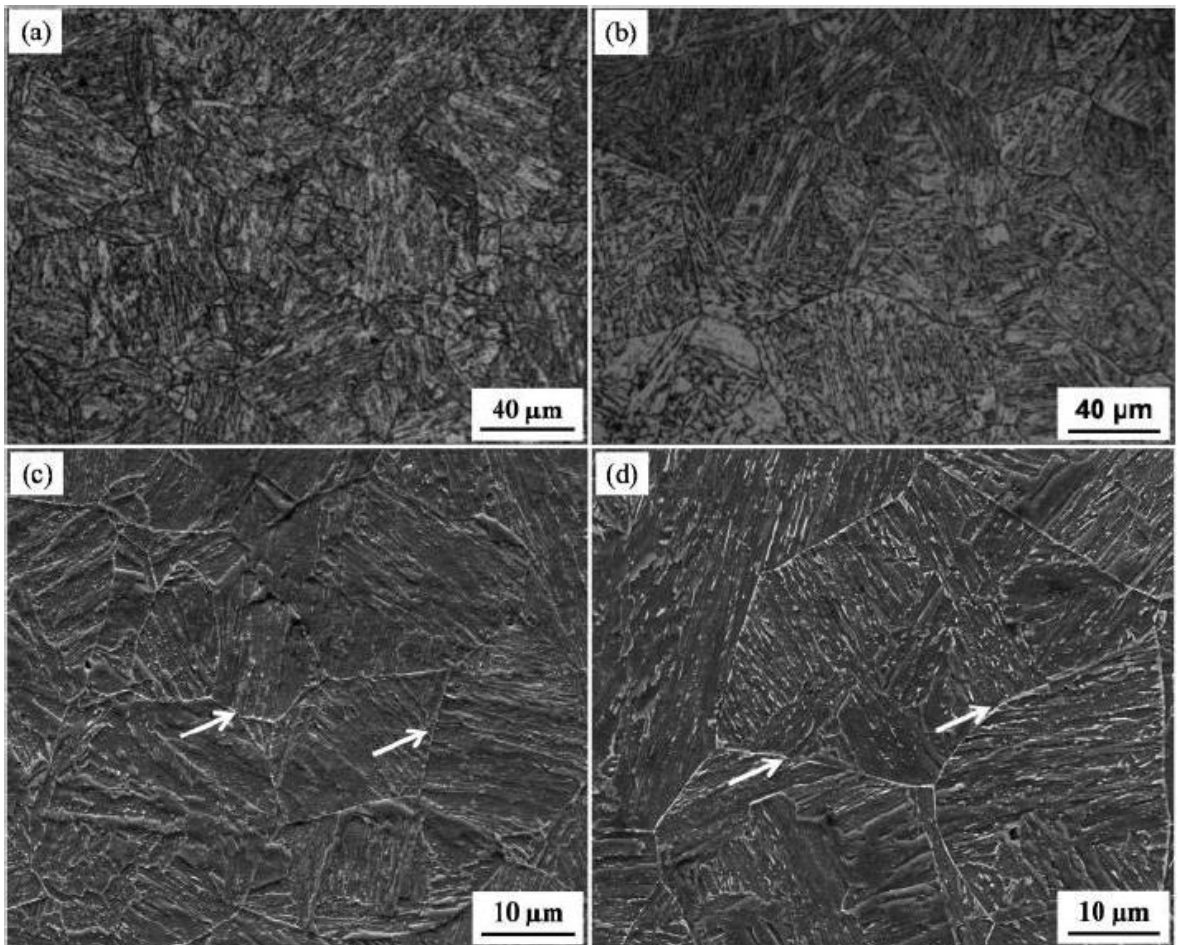
Kuva 8. Kapearailohitsi ja sen muutosvyöhyke (Weld metal = hitsin lisäaine, Coarse grained region = karkearakeinen vyöhyke, Full quenched zone = täysin karennut vyöhyke, Partially quenched zone = osittain karennut vyöhyke ja Base metal = perusaine) (mukaiillen Xu et al., 2014, s. 1442).

Kuvassa 9 on esiteltyä kahdella eri lämmöntonilla saatuja kovuusarvoja suurlujuista K65 putkiterästä hitsattaessa jauhekaarhitsauksella. Numerot 1-4 havainnollistavat muutosvyöhykkeen kohtia. 1a ja 1b viittaavat karkearakeiseen vyöhykkeeseen, jolla lämmöntonin korotus aiheutti suurempirakeisen bainiittisen rakenteen muodostumista. 2 viittaa osittain ja 3 täysin rekristallisoituneeseen alueeseen. Näillä alueilla ilmenee ferriittis-bainiittista rakennetta, mutta matalammalla lämmöntonilla jälkimmäisen vähäinen ferriittisyys aiheuttaa sen vähäisempää pehmenemistä. 4 viittaa päästettyyn alueeseen muutosvyöhykkeessä. Kuten kuvaajasta voidaan huomata, matalammalla lämmöntonilla hitsattaessa kovuusarvot ovat alhaisempia ja tasaisemmin jakautuneita. (Velichko et al., 2015, s. 2–3.)

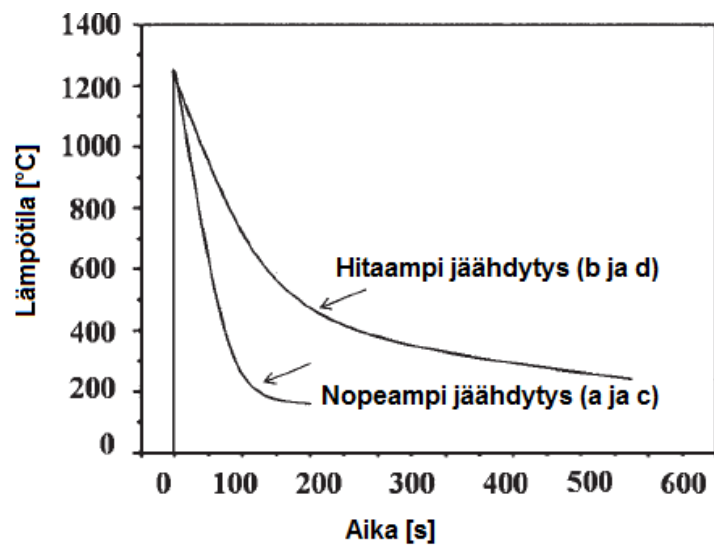


Kuva 9. Kovuusjakaumat kahdella eri lämmöntuonnilla suurlujuista putkiterästä hitsattaessa (mukaiillen Velichko et al., 2015, s. 3).

Jäähtymisnopeuden vaikutusta muutosvyöhykkeen raekokoon on havainnollistettu kuvassa 10, jossa on verrattuna kahdella eri jäähtymisnopeudella saavutettu hitsin karkearakeinen muutosvyöhyke ja kuvassa 11 kyseiset jäähtymisnopeudet kuvaajan muodossa. Hitsattu teräs kyseisessä tapauksessa oli E690 suurlujuusteräs, hitsaus oli toteutettu jauhekaarihitsauksella ja käytetty lämmöntuonti oli 5 kJ/mm. Raekooksi nopeammalla jäähtytyksellä muodostui n. 25 μm (kohdat a ja c) ja normaalilla jäähtytyksellä n. 40 μm (kohdat b ja d). Vaikka molemmat mikrorakenteet ovatkin bainiittisia, huomattiin iskukokeiden avulla hienompirakeisella olevan jopa kaksinkertaiset iskusitkeysominaisuudet suurempirakeiseen verrattuna. (Yan et al., 2014, s. 356–358)



Kuva 10. Hitsin muutosvyöhykkeen karkearakeisen vyöhykkeen raekokojen vertailu eri jäähtymisnopeuksilla. Kohdissa a ja c on käytetty nopeutettua jäähdytystä ja raekooksi muodostui n. 25 μm , kun taas kohdissa b ja d on käytetty normaalia jäähdytystä ja raekooksi muodostui n. 40 μm . (Yan et al., 2014, s. 357.)



Kuva 11. Jäähtymisnopeudet (mukaillen Yan et al., 2014, s. 357).

Lämmöntuonnin (Q) laskemista varten on ensin selvitettävä hitsausenergia (E) eli pituusyksikköä kohden käytetty energiamäärä hitsauksessa. Tämä voidaan laskea kaavasta 4. Tämän jälkeen hitsausprosessin termistä hyötysuhdetta, jonka arvot erinäisille hitsausprosesseille on esitettyä kuvassa 12, hyödyntäen voidaan lämmöntuonti laskea kaavasta 5. (Rautaruukki, 2014, s.7–8.)

$$E = \frac{60 \cdot U \cdot I}{1000 \cdot v} \quad (4)$$

jossa

E = hitsausenergia (kJ/mm)

U = käärijännite (V)

I = hitsausvirta (A)

v = hitsausnopeus (mm/min)

(Rautaruukki, 2014, s.7–8.)

$$Q = k \cdot E \quad (5)$$

jossa

k = hitsausprosessin termien hyötysuhde

(Rautaruukki, 2014, s.7–8.)

Prosessi	k
Jauhekaari	1
Puikko	0,8
MIG / MAG	0,8
Täytelankahitsaus	0,8
TIG	0,6

Kuva 12. Termisiä hyötysuhteita eri hitsausprosesseille (Rautaruukki, 2014, s.7–8).

Jäähdytysnopeutta kuvataan usein ajalla, joka kestää kappaleen lämpötilan laskemiseen 800 °C:sta 500 °C:n. Tällä lämpötilavälillä nimittäin tapahtuu suurin osa liitoksen kannalta kriittisistä mikrorakennemuutoksista. Tämän jäähdytysajan ($T_{5/8}$) laskemiseen voidaan käyttää kahta eri kaavaa tapauksesta riippuen. Kaksidimensionaalisessa lämmönjohtumisessa, eli ohuita levyjä hitsattaessa, käytetään kaavaa 6 ja kolmidimensionaalisessa lämmönjohtumisessa, eli paksuja levyjä hitsattaessa, käytetään

kaavaa 7. Edellisten laskentayhtälöt merkitsemällä yhtä suuriksi ja ratkaisemalla aineenpaksuuden suhteen voidaan määrittää kaksi- ja kolmidimensionaalisten tapauksien rajalevynpaksuus. Toisaalta tapauksissa, joissa on epäselvää kumpaa lämmönjohtumistapaa tulisi käyttää, voidaan myös ratkaista molemmat yhtälöt ja huomioida suurempi tulos, sillä se on kyseiseen tapaukseen sovellettava. (Rautaruukki, 2014, s.7–8.)

$$T_{5/8} = (4300 - 4,3 * T_0) * 10^5 * \frac{k^2 * E^2}{d^2} * \left[\left(\frac{1}{500 - T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800 - T_0} \right)^2 \right] * F_2 \quad (6)$$

jossa

$T_{5/8}$ = jäähtymisaika välillä 800–500 °C (s)

T_0 = työlämpötila (°C)

d = työkappaleen aineenpaksuus (mm)

F_2 = liitosmuotokerroin kaksidimensionaalisessa lämmönjohtumisessa

(Rautaruukki, 2014, s.7–8.)

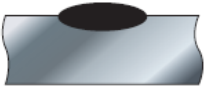



$$T_{5/8} = (6700 - 5 * T_0) * k * E * \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) * F_3 \quad (7)$$

jossa

F_3 = liitosmuotokerroin kolmidimensionaalisessa lämmönjohtumisessa

(Rautaruukki, 2014, s.7–8.)

Kuvassa 13 on esitettyjä jäähtymisnopeuskaavoissa käytettyjä liitosmuotokertoimia lämmönjohtumisessa.

Liitosmuoto		F ₂ kaksulottelinen lämmönjohtuminen	F ₃ kolmiulottelinen lämmönjohtuminen
Päällehitsattu palko		1	1
Välipalot päittäisliitoksessa		0,9	0,9
Yksipalkkopienahitsi nurkkaliitoksessa		0,9 – 0,67	0,67
Yksipalkkopienahitsi T-liitoksessa		0,45 – 0,67	0,67

Kuva 13. Kaksi- ja kolmidimensionaalisissa lämmönjohtumisissa käytettyjä liitosmuotokertoimia eri liitosmuodoille (Rautaruukki, 2014, s.7–8).

4.4 Lisäaineen valinta

Hitsattaessa suurlujuusteräksiä voidaan käyttää joko alilujaa, tasalujaa tai ylilujaa lisäainetta eli lisäaineen lujuusominaisuudet ovat joko alemmat, yhtä suuret tai suuremmat kuin perusaineella. Kyseistä suhdetta voidaan kuvata vertailuluvulla M , joka saadaan alla olevasta kaavasta 8.

$$M = \frac{\sigma_{WM}}{\sigma_{BM}} \quad (8)$$

jossa

M = lisä- ja perusaineen lujuusominaisuuksien suhdetta kuvaava vertailuluku

σ_{WM} = lisäaineen myötölujuus (MPa)

σ_{BM} = perusaineen myötölujuus (MPa)

(Hänninen et al., 2014, s. 16–17.)

Ylilujia lisäaineita ($M > 1,1$) on käytetty perinteisesti usein, sillä niiden avulla vähennetään todennäköisyyttä, että mahdolliset halkeamat lähtevät liikkeelle hitsistä, koska käyttämällä ylilujaa lisäainetta parannetaan hitsin lujuusominaisuuksia suhteessa perusaineeseen. Täten suuremman lujuuden omaava hitsi ohjaa mahdolliset myödöt perusaineen puolelle, joka on yleensä hitsiä sitkeämpää. Suurlujuusterästen kohdalla ylilujan lisäaineen käyttö on

kuitenkin vähäistä, sillä näissä tapauksissa sen käytöllä ei saavuteta lisäetuja ja perusaineiden ominaisuuksien kasvaessa on yhä vaikeampaa ylipäättään löytää tarpeeksi hyvät lujuus- ja sitkeys ominaisuudet omaavia lisäaineita. (Hänninen et al., 2014, s. 16–18; Pirinen, 2013, s. 37–38.)

Aiemmissä tutkimuksissa onkin osoitettu, että alilujalla ($M < 0,9$) lisäaineella hitsattu hitsi voi saavuttaa lähes saman murtolujuuden kuin perusaine. Alilujan lisäaineen käyttö voi tosin johtaa myötöjen keskittymisen hitsatulle alueelle ja täten pienentää koko rakenteen murtovenymää. Termomekaanisesti valmistettuja teräksiä hitsattaessa aliluja lisäaine voi myös johtaa muutosvyöhykkeen pehmenemiseen, joka puolestaan voi heikentää koko hitsattua rakennetta. (Pirinen, 2013, s. 154–155.)

5 KOKEELLINEN OSUUS

Tässä osiossa käsitellään työhön liittyviä koehitsauksia. Aluksi käydään läpi koejärjestelyjä, käytettyjä välineitä ja lisäaineita sekä hitsauksen parametreja. Tämän jälkeen käydään läpi saatuja tuloksia ja niiden analysointia.

5.1 Koejärjestelyt

Työhön liittyvät hitsaukset suoritettiin Lappeenrannan teknillisen yliopiston Hitsaustekniikan laboratorioissa. Hitsattavana materiaalina oli nuorrutettu suurlujuusteräs F500W ja hitsauksen lisäaineena käytettiin tasalujaa (470 MPa) niukkaseosteista Ø 1,0 mm OK AristoRod 13.26-lankaa. Kyseisten materiaalien kemialliset koostumukset löytyvät taulukosta 1. Lisäksi perusaineena toimivan teräksen hiiliekvivalentti (CEV) laskettuna kaavalla (1) on 0,362. Suojakaasuna käytettiin SK-18, jossa on 18 % hiilidioksidia (CO₂) ja loput Argonia (Ar).

Taulukko 1. Käytetyn teräksen ja lisäaineen kemialliset koostumukset.

Seosaine	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]
F500W	0,25	0,24	0,65	0,006	0,002
AristoRod 13.26	0,08 ...0,11	0,70...0,90	1,25...1,55	< 0,025	< 0,025
Seosaine	Ni [%]	Cu [%]	Al [%]	Nb [%]	V [%]
F500W	-	-	0,02	0,029	0,02
AristoRod 13.26	0,70...0,90	0,25...0,60	-	-	-

Hitsaukset suoritettiin MAG-hitsausprosessilla päällehitsauksena mekanisoidusti pystyasennossa hitsaten. Mekanisointi suoritettiin tube-O-matic kiskokuljettimella ja virtalähteenä oli Kempin FastMig MSF 55 (kuva 14). Koekappaleet tuettiin takapuolelta metallilevyllä, joka oli hitsattu pöytään kiinni, ja asemoitiin haluttuun kohtaan toisella puristimen avulla kiinnitetyllä levyllä. Kuvissa 15 ja 16 on esitettyä hitsausjärjestelyt.



Kuva 14. Virtalähteenä käytetty Kempin FastMig MSF 55.



Kuva 15. Hitsausjärjestelyt. Hitsaus tapahtui pystyasennossa alhaalta ylöspäin.



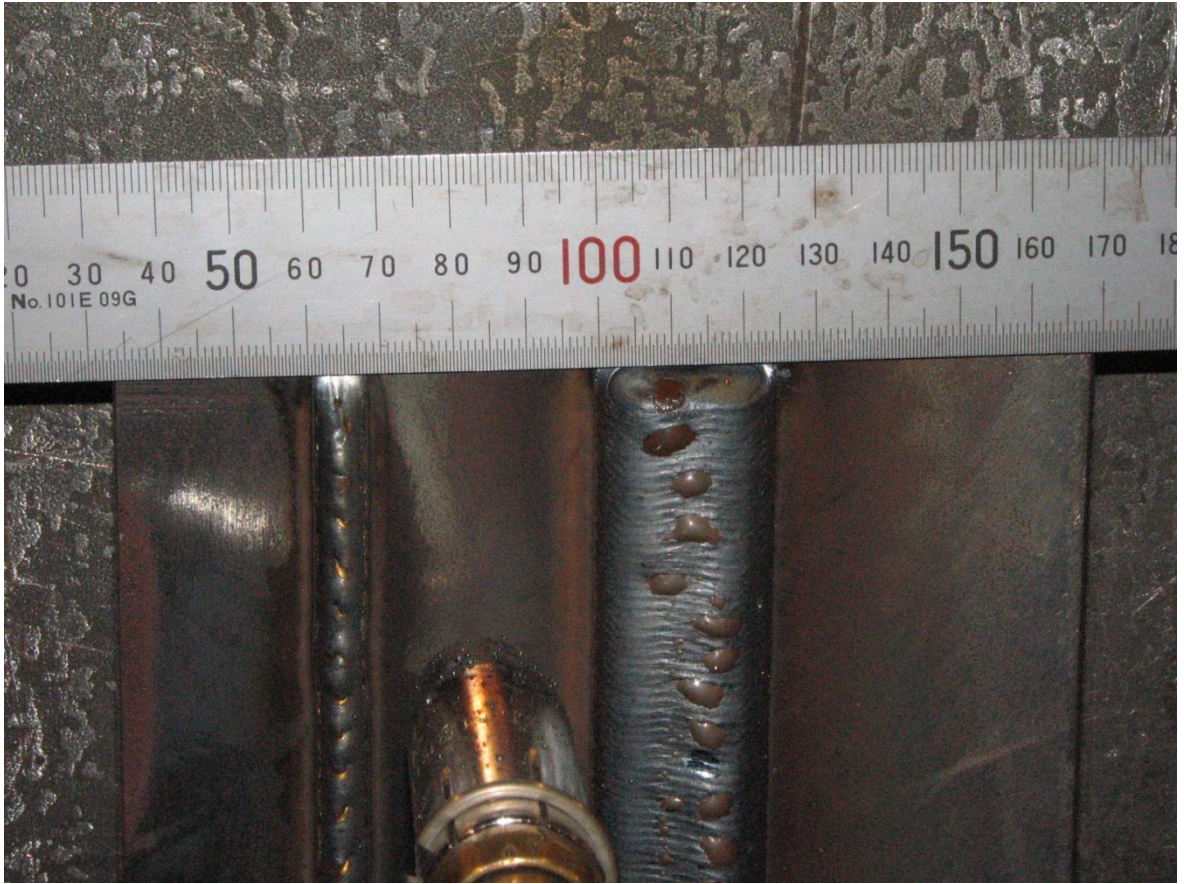
Kuva 16. Lähempi kuva käytetystä kuljettimesta ja hitsauspistoolin kiinnityksestä siihen.

5.2 Koehitsaukset ja hieet

Lopullisia koehitsauksia suoritettiin kaksi kappaletta eri lämmötuonneilla. Molemmissa tapauksissa vapaalangan pituus oli 15 mm ja kuljetuskulma kohtisuora. Suuremman lämmötuonnin hitsissä käytettiin levitystä sulan valumisen estämiseksi. Loput parametrit on esitetty taulukossa 2, jossa esitetyt lämmötuonnit (Q) ja jäähtymisajat ($T_{5/8}$) on saatu kaavoja 4...7 käyttäen. Kuvassa 17 on esitettyä koehitsit vierekkäin.

Taulukko 2. Hitsauksien parametrit.

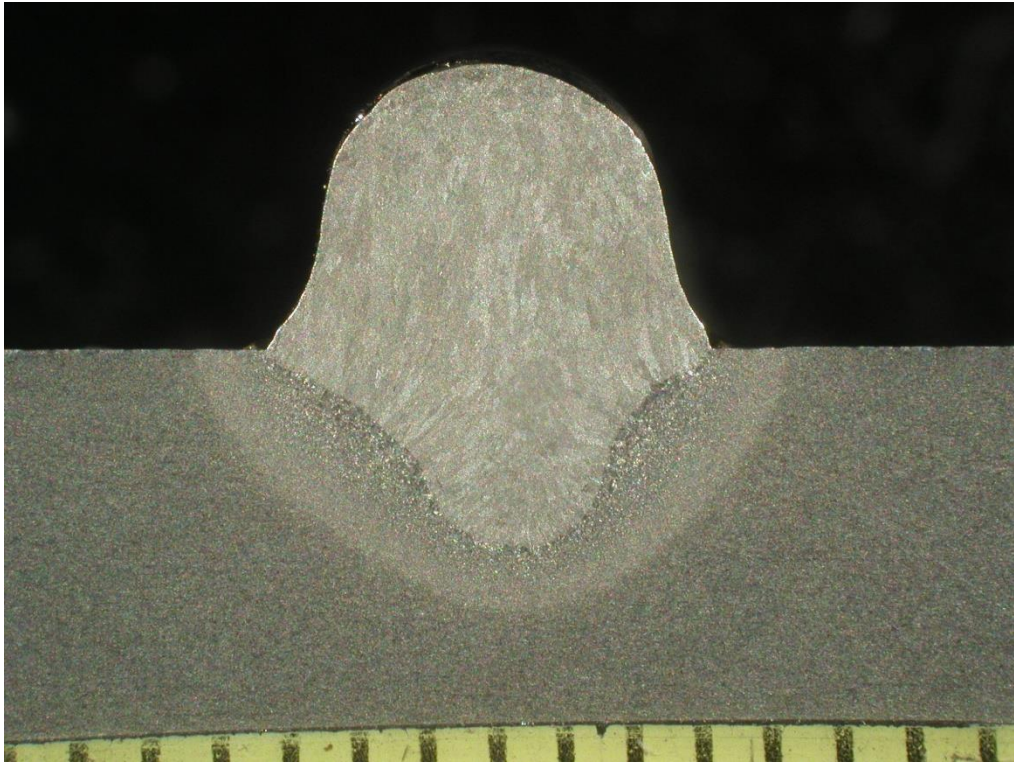
	Q [kJ/mm]	I [A]	U [V]	v [mm/min]	$T_{5/8}$ [s]
1.	0,60	145	19,2	223,4	2,54
2.	3,14	147	19,2	43,2	13,28



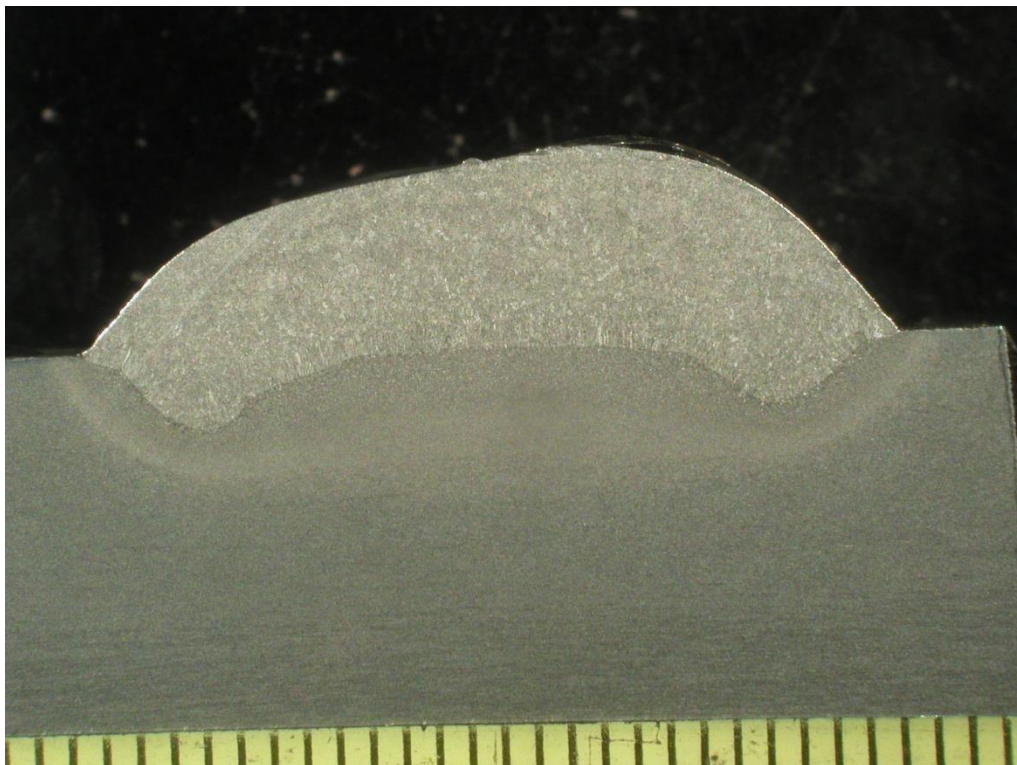
Kuva 17. Saavutetut koehitsit. Vasemmalla 0,60 kJ/mm lämmöntuonnilla ja oikealla 3,14 kJ/mm lämmöntuonnilla suoritettut hitsaukset.

Hitsatusta kappaleesta leikattiin kaksi palaa hitsien keskiosan alueelta hieiden valmistusta varten. Paloille suoritettiin perus- ja hienohionta sekä kiillotus koneistetusti Struersin TegraForce-5 ja TegraPol-31 avulla. Tämän jälkeen hieet syövytettiin käyttäen syövytysaineena 4 % Nitalia (typpihapon (HNO_3) ja etanolin seos) ja 15s syövytysajalla.

Valmiista hieistä otettiin aluksi makrokuvat, jotka ovat esitettynä kuvissa 18 ja 19. Makrokuvauksen jälkeen suoritettiin hitsauksen muodostamien vyöhykkeiden mikrokuvaus. Lopuksi hieille suoritettiin kovuusmittaukset koneistetusti Struersin DuraScan: in avulla käyttäen Vickersin HV5-kovuusasteikkoa (engl. Vickers hardness).



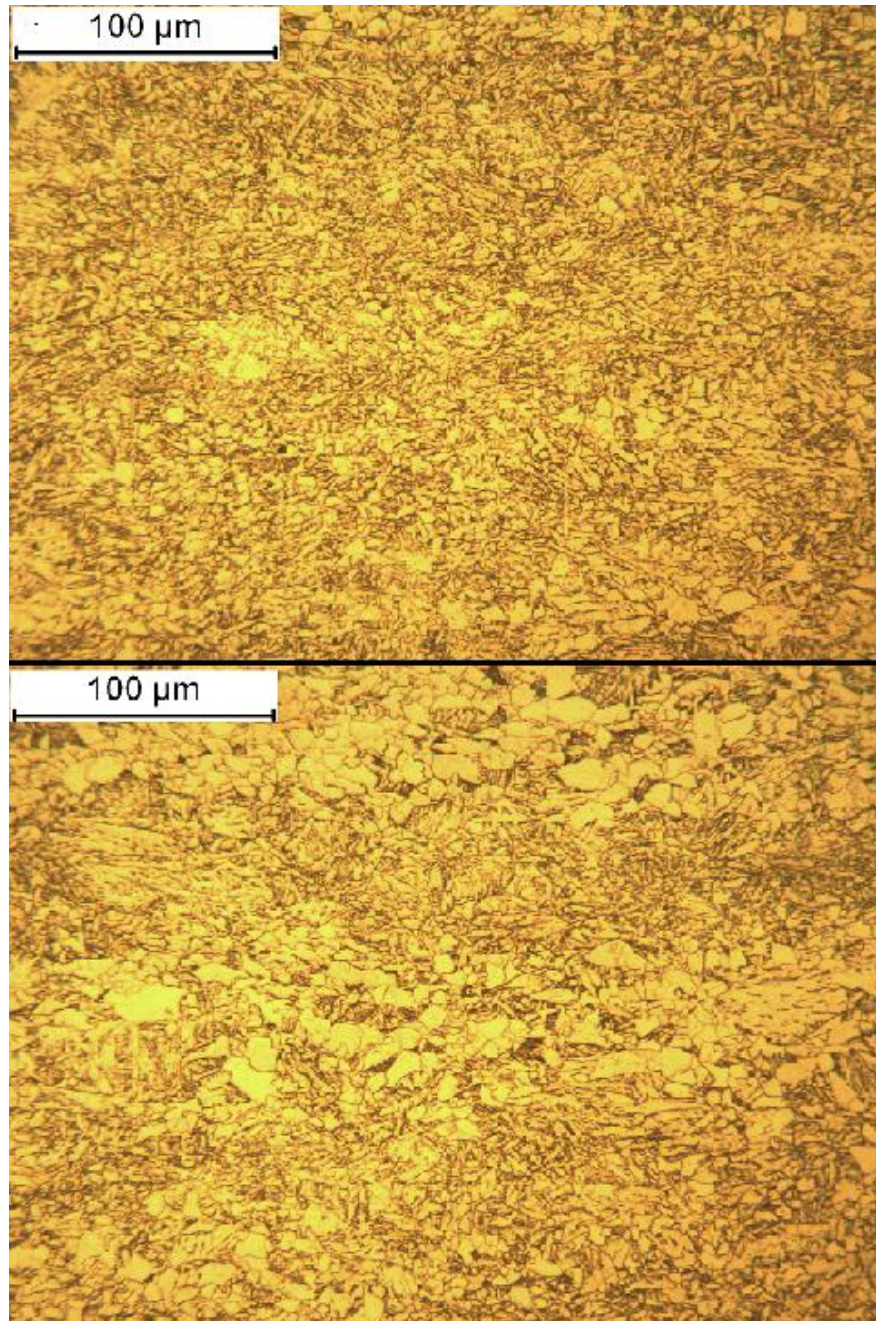
Kuva 18. Pienemmällä lämmöntuonnilla (0,60 kJ/mm) hitsatun hitsin makrokuva (alareunassa oleva mitta-asteikko millimetreinä).



Kuva 19. Suuremmalla lämmöntuonnilla (3,14 kJ/mm) hitsatun hitsin makrokuva (alareunassa oleva mitta-asteikko millimetreinä).

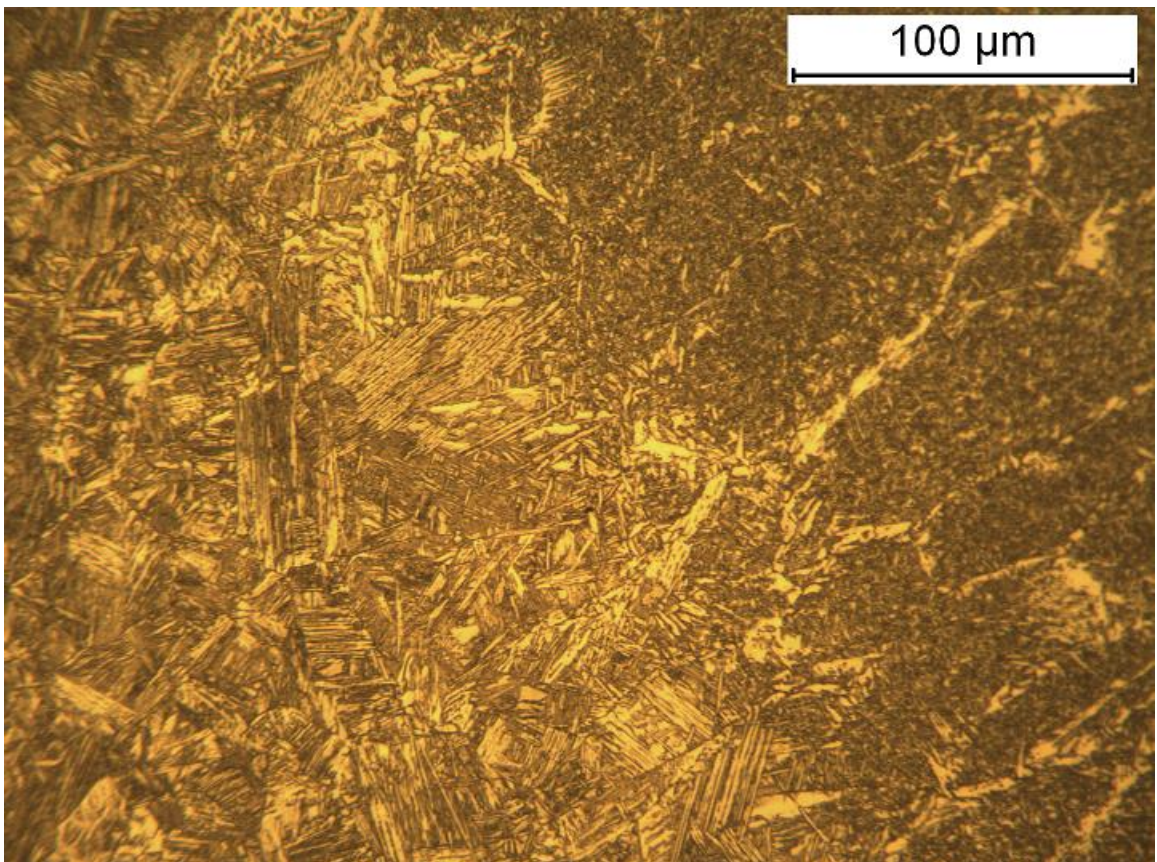
5.3 Tulokset

Kuten makrokuvista voidaan huomata, muodostui molempiin hitseistä varsin selkeät lämpövaikutusvyöhykkeet ja sularaja. Kuvassa 20 on esitettyä perusaineen pääasiassa päästömartensiittisesta mikrorakenteesta otettuja mikrokuvia.

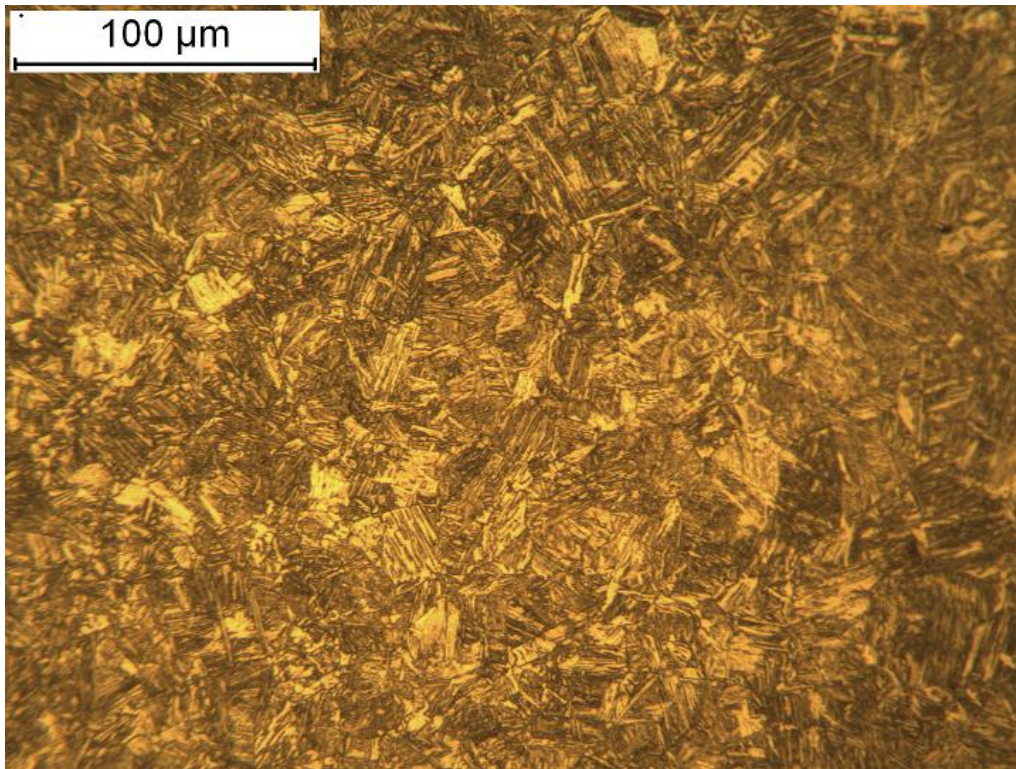


Kuva 20. Hitsauskokeissa käytetyn teräksen (F500W) perusaineen päästömartensiittista mikrorakennetta.

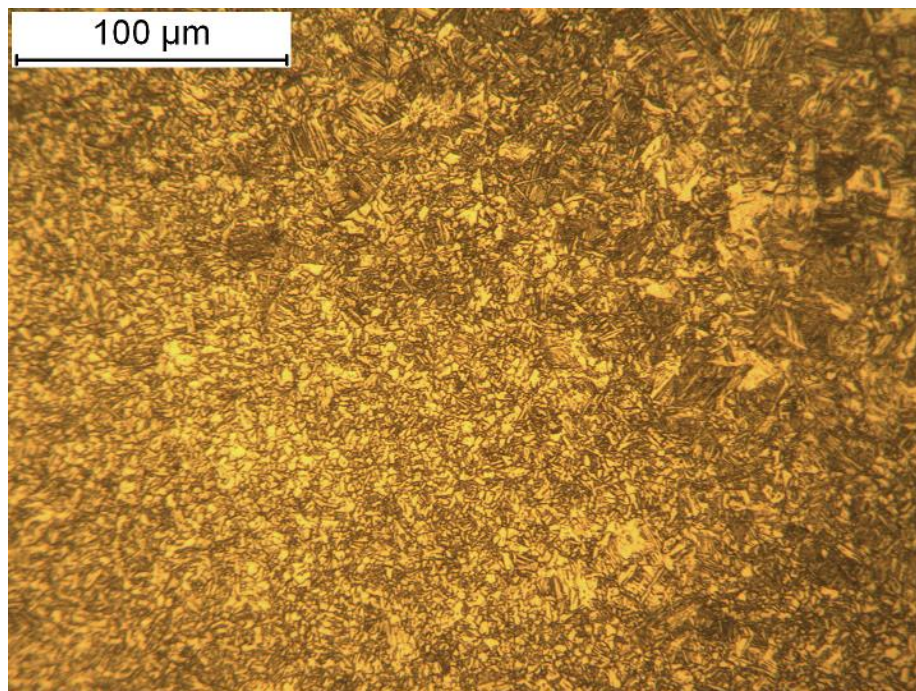
Matalammalla lämmöntonilla hitsatulle hitsille muodostui varsin selkeä sularaja, joka on esitettyä kuvassa 21. Hitsin nopeamman jäähtymisnopeuden ansiosta sen sularajan lähistöllä karkearakeisella vyöhykkeellä voidaan havaita bainiitin lisäksi myös muodostuneen martensiittia (kuva 22). Karkearakeiselta vyöhykkeeltä hienorakeiselle siirryttäessä muutosvyöhykkeen mikrorakenne muuttuu lähes täysin bainiittis-ferriittiseksi ja hyvin pienen raekoon omaavaksi. Kuvassa 23 on esitettyä sekä karkea- että hienorakeista vyöhykettä niiden siirtymäalueella.



Kuva 21. Pienemmällä lämmöntonilla (0,60 kJ/mm) hitsatun hitsin sularaja (hitsi oikealla yläreunassa ja karkearakeinen vyöhyke vasemmalla alareunassa).

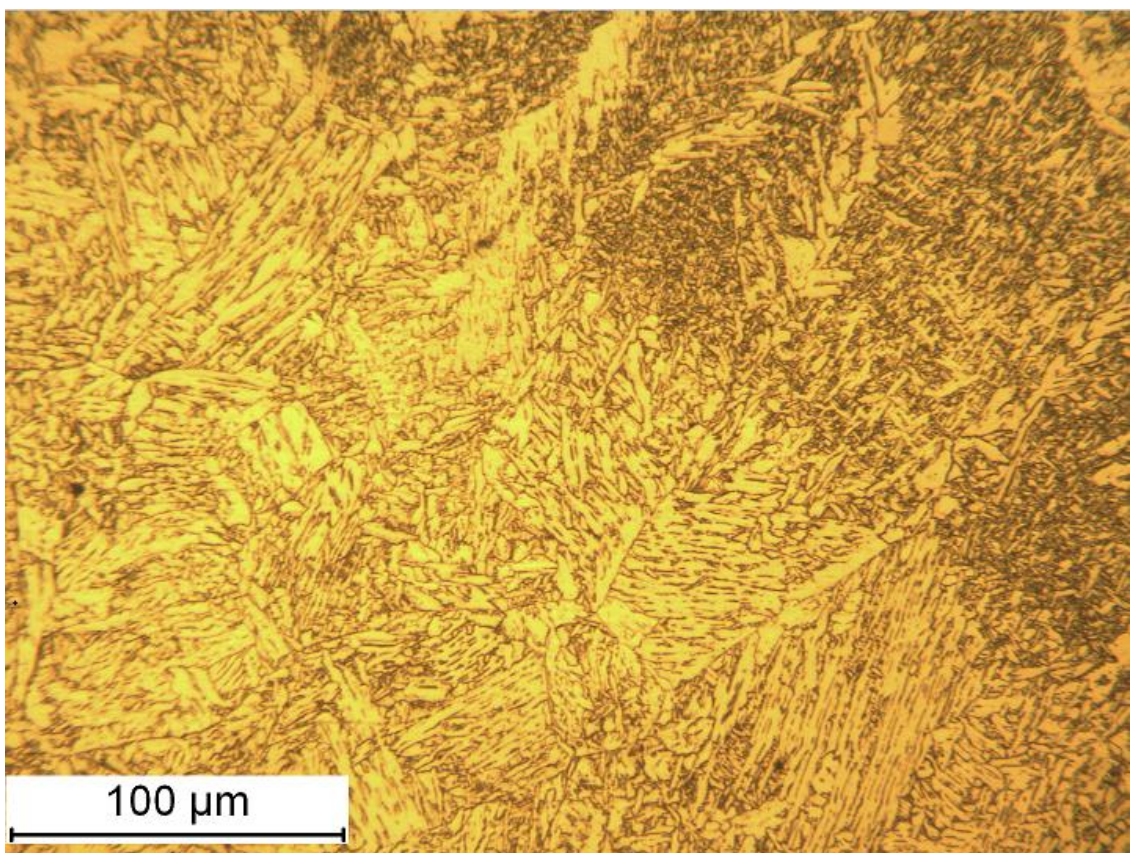


Kuva 22. Pienemmällä lämmöntuonnilla (0,60 kJ/mm) hitsatun hitsin muutosvyöhykkeen karkearakeista aluetta.

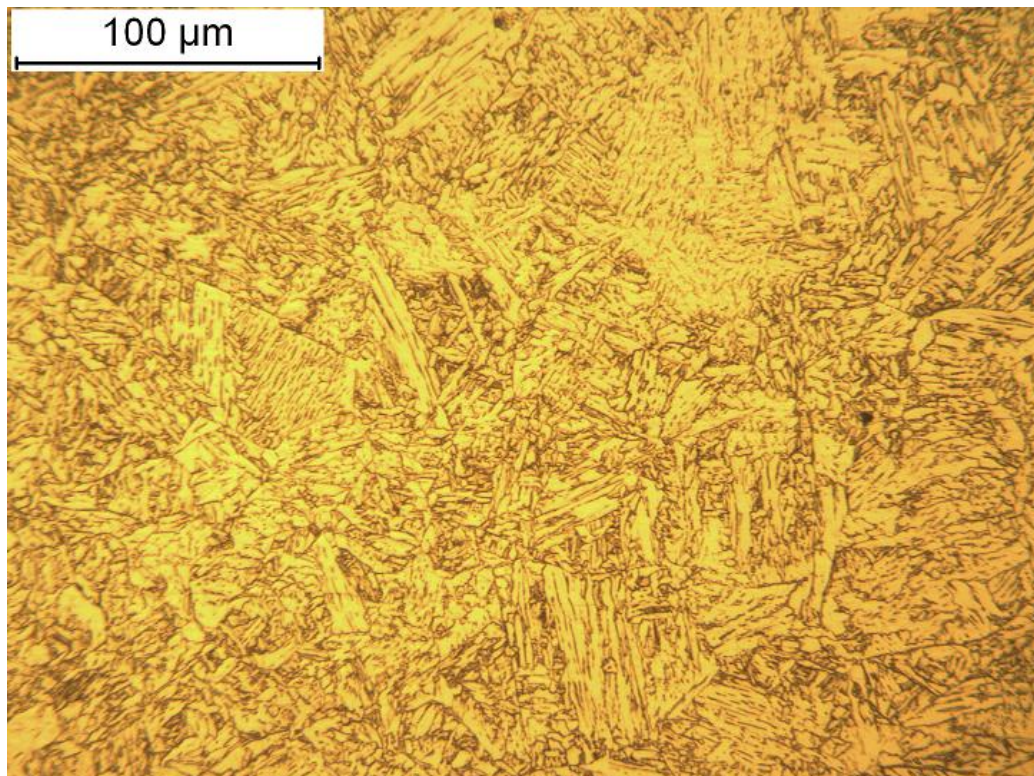


Kuva 23. Pienemmällä lämmöntuonnilla (0,60 kJ/mm) hitsatun hitsin muutosvyöhykkeen aluetta, jossa karkearakeinen vyöhyke vaihtuu hienorakeiseksi oikealta vasemmalle mentäessä.

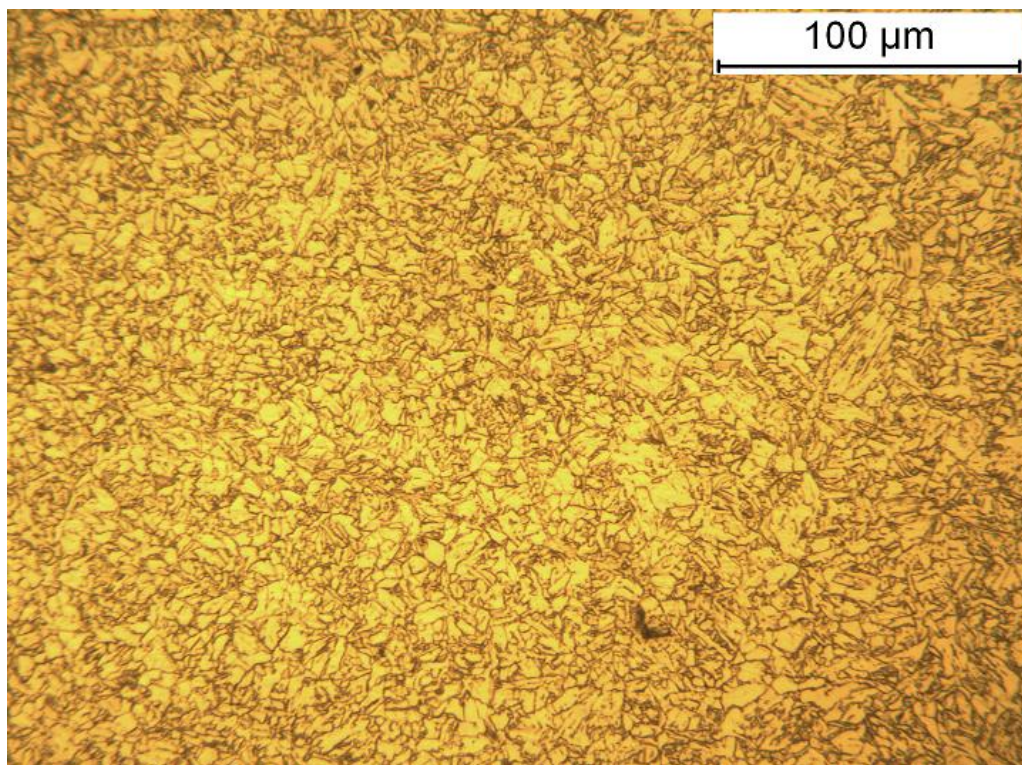
Korkeammalla lämmöntuonnilla (3,14 kJ/mm) hitsatun hitsin sularaja on myös varsin selkeästi havaittavissa, vaikka siinä onkin tapahtunut hieman enemmän perus- ja lisäaineen sekoittumista (kuva 24). Kyseisen hitsin karkearakeinen vyöhyke vaikuttaisi koostuvan pääasiassa bainiitista ja ferriitistä ja siinä on tapahtunut suuremman jäähtymisajan takia huomattavasti suurempaa rakeenkasvua kuin matalammalla lämmöntuonnilla hitsatussa (kuva 25). Myös kyseisen hitsin hienorakeinen vyöhyke omaa vertailukohtaansa suuremman raekoon ferriittis-bainiittisessa rakenteessaan (kuva 26).



Kuva 24. Suuremmalla lämmöntuonnilla (3,14 kJ/mm) hitsatun hitsin sularaja (hitsi oikealla yläreunassa ja karkearakeinen vyöhyke vasemmalla alareunassa)



Kuva 25. Suuremmalla lämmöntuonnilla (3,14 kJ/mm) hitsatun hitsin muutosvyöhykkeen karkearakeista aluetta.

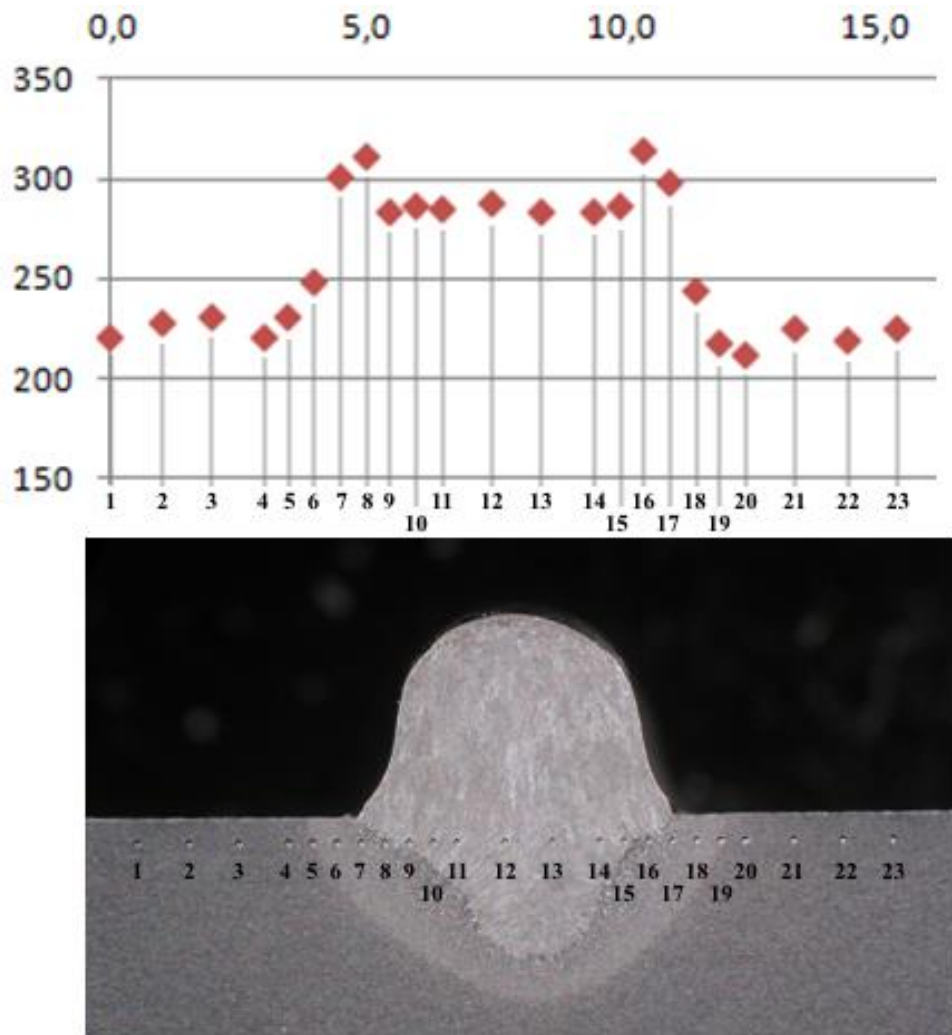


Kuva 26. Suuremmalla lämmöntuonnilla (3,14 kJ/mm) hitsatun hitsin muutosvyöhykkeen hienorakeista aluetta.

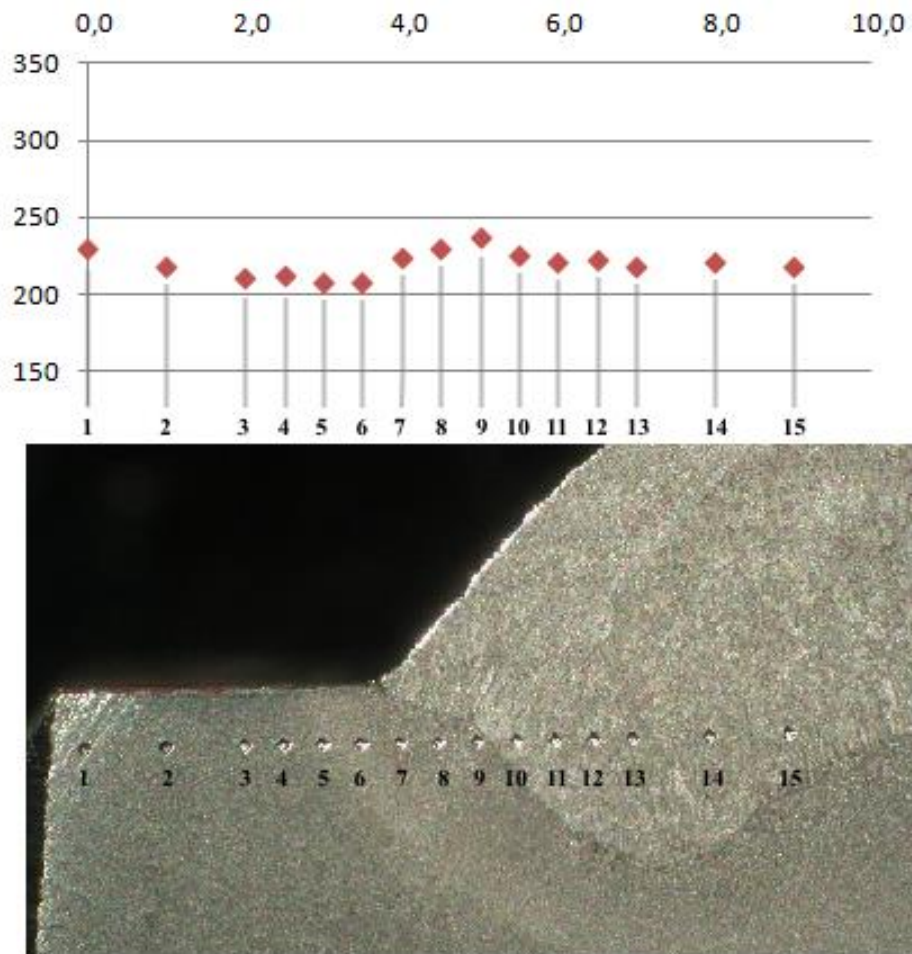
Kovuuskokeissa saadut tulokset on esitetty taulukossa 3 ja kuvissa 27 ja 28 diagrammina yhdistettynä hieistä kovuuskokeiden jälkeen otettuihin makrokuviin, joissa näkyvät kovuuskokeiden mittauspisteet. Pienemmällä lämmöntuonnilla saavutetulla hitsillä voidaan huomata selkeätä kovuuden kasvua muutosvyöhykkeen karkearakeisella vyöhykkeellä. Suuremman lämmöntuonnin hitsillä ei vastaavanlaista yhtä huomattavaa kasvua ole havaittavissa. Molemmilla hitseillä voidaan huomata hieman perusainetta matalamman kovuuden omaava pehmenemisvyöhyke muutosvyöhykkeen ulommissa osissa.

Taulukko 3. Kovuuskokeiden tulokset taulukkomuodossa. Vasemmanpuoleiset tulokset ovat pienemmällä lämmöntuonnilla (0,60 kJ/mm) saadun hitsin ja oikeanpuoleiset suuremmalla lämmöntuonnilla (3,14 kJ/mm). Perusaineen kovuus siihen osuvien mittauspisteiden keskiarvona laskettuna noin 225 HV5.

Mittauspiste	Etäisyys aloituspaikkaan [mm]	Kovuus [HV 5]	Mittauspiste	Etäisyys aloituspaikkaan [mm]	Kovuus [HV 5]
1	0	222	1	0	231
2	1	228	2	1	219
3	2	232	3	2	211
4	3	221	4	2,5	213
5	3,5	231	5	3	209
6	4	249	6	3,5	209
7	4,5	301	7	4	224
8	5	312	8	4,5	231
9	5,5	284	9	5	237
10	6	287	10	5,5	226
11	6,5	285	11	6	222
12	7,5	289	12	6,5	223
13	8,5	284	13	7	219
14	9,5	284	14	8	221
15	10	287	15	9	219
16	10,5	314			
17	11	299			
18	11,5	245			
19	12	218			
20	12,5	212			
21	13,5	226			
22	14,5	220			
23	15,5	225			



Kuva 27. Pienemmällä lämmöntonilla (0,60 kJ/mm) suoritettun hitsin taulukossa 3 esitetyt kovuuskoetulokset diagrammimuodossa yhdistettynä makrokuvaan (pystyakselilla kovuus [HV 5] ja vaaka-akselilla etäisyys ensimmäisestä mittauspisteestä [mm]).



Kuva 28. Suuremmalla lämmöntonilla (3,14 kJ/mm) suoritettun hitsin taulukossa 3 esitetyt kovuuskoetulokset diagrammimuodossa yhdistettynä makrokuvaan (pystyakselilla kovuus [HV 5] ja vaaka-akselilla etäisyys ensimmäisestä mittauspisteestä [mm]).

6 JOHTOPÄÄTÖKSET JA POHDINTA

Suurlujuusteräksiä käytetään yhä enemmän hitsattavissa rakenteissa ja niiden hitsaukseen liittyvää tutkimusta tehdään jatkuvasti lisää. Monien tuoreiden tutkimuksien mukaan suurlujuusteräksiä hitsattaessa tarvitsee kiinnittää erityistä huomiota hitsauksen lämmöntuontiin ja jäähtymisnopeuteen. Näiden tutkimuksien perusteella lämmöntuonnin tulisi olla varsin alhainen (mielellään jopa alle 1,0 kJ/mm), sillä varsinkin nuorrutettujen terästen bainiittis-martensiittisen rakenteen on huomattu muodostavan suuremmilla lämmöntuonneilla leveämmän ja suurempirakeisen hitsin muutosvyöhykkeen. Tällaisilla muutosvyöhykkeillä on havaittu olevan heikommat mekaaniset ominaisuudet ja niiden alttius varsinkin kylmähalkeilulle on suurempi.

Suuremmasta lämmöntuonnista myös aiheutuu pidempiä jäähtymisaikoja, joilla on havaittu olevan negatiivisia vaikutuksia liitoksen iskusitkeyteen ja aiheuttavan laajempia pehmenemisvyöhykkeitä muutosvyöhykkeeseen. Samansuuntaisia tuloksia näyttäisi tarjoavan tämän kandidaatintyön kokeellinen osio, jossa suuremmalla lämmöntuonnilla (3,14 kJ/mm), ja täten pitemmällä jäähtymisajalla, saavutetun hitsin raekoko oli huomattavasti suurempi kuin alhaisemmalla lämmöntuonnilla (0,6 kJ/mm) saavutetun hitsin. Suuremmalla lämmöntuonnilla hitsatun hitsin muutosvyöhykkeen kovuusarvot myös kävivät jonkin verran vertailukohtaansa matalammalla.

Lämmöntuonnin aiheuttamia ei-toivottuja vaikutuksia onkin pyritty vähentämään kehittämällä uusia tapoja hitsata matalammilla lämmöntuonneilla. Esimerkiksi kapearailohitsauksella pystytään saavuttamaan varsin hyvä tuottavuus matalammilla lämmöntuonneilla ja sitä sovelletaankin jo useissa suurlujuusteräksiä käyttävissä kohteissa. Myös keinotekoisesti hitsin jäähtymistä nopeuttamalla on saatu hyviä tuloksia liitoksien mekaanisten ominaisuuksien suhteen. Toisaalta myös teräksiä itsessään ja hitsauksessa käytettäviä lisäaineita kehitetään yhä paremmin hitsaukseen soveltuviksi.

LÄHTEET

Chen, X. Liao, B. Qiao, G. Gu, Y. Wang, X. & Xiao F. 2013. Effect of Nb on Mechanical Properties of HAZ for High-Nb X80 Pipeline Steels. *Journal of Iron and Steel Research, International*, Vol. 20, Iss. 12. S. 53–60.

Chiew, S. Zhao, M. & Lee, C. 2014. Mechanical properties of heat-treated high strength steel under fire/ post-fire conditions. *Journal of Constructional Steel Research*, Vol. 98. S. 12–19.

Dhua, S. & Sen, S. 2010. Effect of direct quenching on the microstructure and mechanical properties of the lean-chemistry HSLA-100 steel plates. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, Iss. 21. S. 6356–6365.

Hänninen, H. Bredeholm, A. Sarikka, T. Mougnot, R. Holmström, P. Saukkonen, T. Toivonen, A. Karjalainen-Roikonen, P. Nevasmaa, P. Keinänen, H. Leskelä, E. Ahonen, M. Ehrstén, U. & Aaltonen, P. 2014. Structural integrity of Ni-base alloy welds. Espoo: VTT. 257 s.

Kim, S. Im, Y. Lee, S. Lee, H. Oh, Y. & Hong, J. 2001. Effects of Alloying Elements on Mechanical and Fracture Properties of Base Metals and Simulated Heat-Affected Zones of SA 508 Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 32A, Iss. 4. S. 903–911.

Lan, L. Qiu, C. Zhao, D. Gao, X. & Du, L. 2012. Effect of single pass welding heat input on microstructure and hardness of submerged arc welded high strength carbon bainitic steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 17, Iss. 7. S. 564–570.

Lee, C. Shin, H. & Park, K. 2012. Evaluation of high strength TMCP steel weld for use in cold regions. *Journal of Constructional Steel Research*, Vol. 74. S. 134–139.

Pirinen, M. 2013. The effects of welding heat input on the usability of high strength steels in welded structures. Väitöskirja. Lappeenranta: Lappeenranta teknillinen yliopisto Yliopistopaino. 174 s.

Pirinen, M. Martikainen, Y. Ivanov, S. & Karkhin, V. 2015a. Comparative analysis of the microstructure of the heat-affected zone metal in welding of high-strength steels. *Welding International*, Vol. 29, Iss. 4. S. 301–305.

Pirinen, M. Martikainen, J. Nallikari, M. Nykänen, E. Veikkolainen, M. & Nykänen, J. 2015b. Tuottavuuden kasvattaminen arktisessa laivanrakennuksessa käyttämällä lujia teräksiä ja kapeampaa raitoa. *Hitsaustekniikka* 1/2015. S. 11–15.

Rautaruukki. 2014. Hitsaus. Yleistietoa. Kuumavalssatut teräslevyt ja kelat. 13 s.

SFS-EN 10025-1. Kuumavalssatut rakenneteräkset. Osa 1: Yleiset tekniset toimitusehdot. Helsinki: Suomen Standardisoimisliitto SFS. 2004. 56 s. Vahvistettu 21.12.2004

Shi, Y. & Han, Z. 2008. Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800MPa grade high strength low alloy steel. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 207, Iss. 1–3. S. 30–39.

Townsend, H. 2000. Effects of alloying elements on the corrosion of steel in industrial atmospheres. *Corrosion*, Vol. 57, No. 6. S. 497–501.

Velicho, A. Orlov, V. Pazilova, U. Sulyaguin, R. & Khlusova, E. 2015. Optimization of the structure and properties of the heat-affected zone of welded joints in high-strength pipe steels. *Welding International*, Vol. 29, Iss. 9. S. 712–717.

Vähäkainu, O. 2003. Hitsaajan opas 2003: Rautaruukin teräkset. Keuruu, Otava. 112 s.

Wang, Y. Li, G. Cui, W. & Chen, S. 2014. Seismic behavior of high strength steel welded beam-column members. *Journal of Constructional Steel Research*, Vol. 102. S. 245–255.

World Auto Steel. 2014. Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 5.0.

Xie, B. Cai, Q. Yu, W. Cao, J. & Yang, Y. 2014. Effect of tempering temperature on resistance to deformation behavior for low carbon bainitic YP960 steels. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 618. S. 586–595.

Xu, W. Lin, S. Fan, C. & Yang, C. 2014. Evaluation on microstructure and mechanical properties of high-strength low-alloy steel joints with oscillating arc narrow gap GMA welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 75, Iss. 9. S. 1439–1446.

Yan, H. Wu, K. Wang, H. Li, L. Yin, Y. & Wu, N. 2014. Effect of fast cooling on microstructure and toughness of heat affected zone in high strength offshore steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 19, Iss. 4. S. 355–360.

Zhang, L. Wu, D. & Li, Z. 2012. Influence of Alloying Elements on Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels. *Journal of Iron and Steel Research, International*, Vol. 19, Iss. 12. S. 42–47.