

LAPPEENRANNAN-LAHDEN TEKNILLINEN YLIOPISTO LUT
LUT School of Energy Systems
LUT Kone

Olli Tukiainen

**MYÖSTÖHEHKUTUKSEN JA KUUMILLA OIKOMISEN VAIKUTUS
SUURLUJUUSRAKENNETERÄSTEN LUJUUSOMINAISUUKSIIN**

Tarkastajat Professori Timo Björk
DI Timo Lipponen

TIIVISTELMÄ

Lappeenrannan-Lahden teknillinen yliopisto LUT

LUT School of Energy Systems

LUT Kone

Olli Tukiainen

MYÖSTÖHEHKUTUKSEN JA KUUMILLA OIKOMISEN VAIKUTUS SUURLUJUUSRAKENNETERÄSTEN LUJUUSOMINAISUUKSIIN

Diplomityö

2022

81 sivua, 37 kuvaa, 18 taulukkoa ja 1 liite

Tarkastajat: Professori Timo Björk
DI Timo Lipponen

Hakusanat: suurlujuusrakenneteräs, kuumilla oikominen, myöstöhehkus

Tässä diplomityössä on tutkittu tilaajayrityksen käytössä olevien lämpökäsittelyjen vaikutusta suurlujuusrakenneteräksiin. Työn tavoitteena oli saada selvyyttä kuumilla oikomisen vaikutuksista S355, S690, S700 ja S960 teräslaatujen lujuusominaisuuksiin. Lisäksi haluttiin selvittää myöstöhehkutuksen vaikutuksia S690 teräslaadusta valmistettuun hitsattuun rakenteeseen. Tutkimukset käsittivät kirjallisuusselvityksen ja teoreettisen tarkastelun aiheesta sekä käytännön staattisia vetokokeita laboratorio-olosuhteissa. Hitsatun rakenteen osalta tarkasteltiin ristiliitoskoekappaletta, jonka vetokokeessa tarkasteltiin lisäksi hitsiliitoksen ympäristön muodonmuutoksia ARAMIS-kuvannoslaitteiston avulla. Näitä muodonmuutoksia vertailtiin laadittuun elementtimalliin.

S355 teräslaadulla ei havaittu lujuusominaisuuksissa muutoksia kuumilla oikomisen seurauksena. S690 tai S700 teräslaatujen osalta kuumennuksen toteutustavalla oli merkitystä. Viivakuuennus aiheutti merkittävän lujuuden aleneman, kun taas pistemäinen kuumennus ei. S960 teräslaadun osalta kuumennustavasta riippumatta menetettiin merkittävästi lujuutta. Lujuuden aleneman yhteydessä menetettiin myös plastista muodonmuutuskapasiteettia.

Myöstöhehkus ei merkittävästi vaikuttanut hitsatun rakenteen kuormankantokykyyn tai muodonmuutuskapasiteettiin. HAZ:in alueella havaittiin kuitenkin lujuuden alenemaa. Tämä näkyi vetokokeessa lisääntyneenä siirtymänä hitsiliitoksen ympäristössä.

ABSTRACT

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

Olli Tukiainen

THE EFFECT OF STRESS RELIEF ANNEALING AND FLAME STRAIGHTENING ON STRENGTH PROPERTIES OF HIGH STRENGTH STRUCTURAL STEELS

Master's thesis

2022

81 pages, 37 figures, 18 tables and 1 appendice

Examiners: Professor Timo Björk
M.Sc. Timo Lipponen

Keywords: high strength steel, flame straightening, stress relief annealing

Effect of flame straightening and stress relief annealing on mechanical properties of high strength structural steels is studied on this thesis. Effects of flame straightening of S355, S690, S700 and S960 structural steels were studied. Stress relief annealing was experimentally studied using welded cruciform joint made of S690 structural steel. For both heat treatment cases, static tensile tests were performed. In addition, ARAMIS digital image correlation system was used to study local deformations on stress relief annealed cruciform joint. These deformations were compared to the ones obtained using finite element analysis.

Flame straightening did not affect studied mechanical properties of S355 structural steel. For S690 or S700 steel grade the form of flame straightening had influence. Line heating notably lowered the mechanical properties, while the spot heating did not. In case of S960 steel grades, flame straightening had significant deteriorating effect on mechanical properties.

Stress relief annealing did not have notable effect on load carrying or deformation capacity of the cruciform joints. The strength of the HAZ was lowered. It could be seen on tensile test by larger displacement on weld region.

ALKUSANAT

Kiitokset Junttan Oy:lle mielenkiintoisesta ja antoisasta diplomityömahdollisuudesta. Erityiskiitokset Timo Lipposelle ja Jarkko Vainikaiselle. Kiitokset myös yliopiston päähän, erityisesti Tuomas Skrikolle. Eikä unohdeta perhettä ja ystäviäkkään. Kiitos!

Olli Tukiainen

Kuopiossa 9.2.2022

SISÄLLYSLUETTELO

TIIVISTELMÄ

ABSTRACT

ALKUSANAT

SISÄLLYSLUETTELO

SYMBOLI- JA LYHENNELUETTELO

1	JOHDANTO	9
	1.1 Tutkimuksen taustaa	9
	1.2 Tutkimusongelma, tavoite ja rajaus	10
	1.3 Työn sisältö ja tutkimuksen toteutus	11
2	RAKENNETERÄKSET	12
	2.1 Kemialliset ja mekaaniset ominaisuudet.....	12
	2.2 Toimitustila ja lämpökäsittelyt	15
	2.3 Hitsattavuus	17
	2.3.1 Kylmähalkeilu.....	18
	2.3.2 Kuumahalkeilu.....	21
	2.3.3 Lamellirepeily	25
	2.3.4 Myöstöhalkeilu	28
	2.3.5 Lämmöntuonti ja jäähtyminen	29
	2.3.6 HAZ	33
3	LÄMPÖKÄSITTELY	40
	3.1 Kuumilla oikominen	40
	3.2 Myöstöehkutus.....	46
4	LABORATORIOKOKKEET	50
5	FE-ANALYYSI	56
	5.1 FE-malli	56
	5.2 Materiaalimallit.....	58
6	TULOKSET	61
7	POHDINTA	68
8	JOHTOPÄÄTÖKSET	71
	LÄHTEET	73

LIITTEET

LIITE I: S690QL EN10204-3.1 Aineodistust

SYMBOLI- JA LYHENNELUETTELO

Roomalaiset

A_{c1}	austeniitin muodostuksen alkulämpötila	[°C]
A_{c3}	austeniitin muodostuksen loppulämpötila	[°C]
d	levynpaksuus	[mm]
HD	vetypitoisuus	[ml/100g]
I	virta	[A]
k	terminen hyötysuhde	
LHV	tehollinen lämpöarvo	[J/l]
Q	lämmöntuonti	[kJ/mm]
$R_{p0,2}$	myötölujuus	[MPa]
$t_{8/5}$	jäähtymisaika	[s]
T_p	esikuumennuslämpötila	[°C]
U	jännite	[V]
v	nopeus	[mm/s]

Kreikkalaiset

σ_y	myötölujuus	[MPa]
σ_u	murtolujuus	[MPa]
ε	venymä	

Dimensiottomat luvut

CE	hiilielkvivalentti
CERL	myöstöhalkeiluerkkyyden tunnusluku
CET	hiilielkvivalentti
ΔG	myöstöhalkeiluerkkyyden tunnusluku
PSR	myöstöhalkeiluerkkyyden tunnusluku
UCS	kuumahalkeiluerkkyyden tunnusluku

Yläindeksi

'	todellinen lujuus tai venymä
---	------------------------------

Lyhenteet

BM	Muuttumaton perusaine
CGHAZ	Karkearakeinen vyöhyke
FGHAZ	Hienorakeinen vyöhyke
HAZ	Lämpömuutosvyöhyke
ICHAZ	Osittain austenoitunut vyöhyke
OM	Perusaineen kovuuden ylittävä alue
SGHAZ	Karbidien palloutumisvyöhyke
UM	Perusaineen kovuuden alittava alue
WM	Hitsiaine

1 JOHDANTO

Tässä työssä tutkittiin tilaajayritykselle tyypillisillä menettelyillä suoritettua kuumilla oikomista ja myöstöhehketusta. Toteutetut tutkimukset käsittivät kirjallisuusselvityksen ja teoreettisen tarkastelun aiheesta sekä käytännön staattisia vetokokeita laboratorioolosuhteissa.

1.1 Tutkimuksen taustaa

Junttan Oy on suomalainen vuonna 1976 perustettu yritys, joka valmistaa ja suunnittelee pääasiassa hydraulisia paalutuslaitteita (kuva 1). Yritys valmistaa myös muita maanrakennusalaan liittyviä tuotteita, mm. hydraulijärkäleitä, voimayksiköitä, monikäyttökoneita, stabilointikoneita ja kairoja. Yritys työllisti vuonna 2020 193 henkilöä, sen pääpaikka ja tuotantolaitos sijaitsee Kuopiossa.



Kuva 1. Junttan PMx2e sähkökäyttöinen lyöntipaalutus kone. (Junttan 2021)

Lyöntipaalutuskoneiden koon ja kapasiteetin kasvaessa myös niiden runkoon kohdistuvat rasitukset kasvavat. Yksinkertaisin keino rakenteiden kuormankantokyvyn lisäämiseen on teräsrakenteiden ainevahvuuksien kasvattaminen. Ainevahvuuksien kasvattaminen lisää luonnollisesti laitteiden massaa, lisäksi se aiheuttaa valmistettavuuden suhteen kerrannaisvaikutuksia. Ainevahvuuksien kasvaessa voidaan hitsatuissa rakenteissa joutua käyttämään enenevässä määrin monipalkohitsejä, joka suoraan näkyy niin tuotannon läpimenoajoissa, kuin kustannuksissakin, mutta lisäksi erilaisten liitosvirheiden todennäköisyys kasvaa. Koneiden kokonaismassan kasvaminen voi muodostua ongelmaksi maantiekuljetusten suhteen, tie- ja siltakohtaiset rajoitukset voivat luoda koneiden loppukäyttäjälle merkittäviä käytännön ongelmia. Näitä asioita silmällä pitäen Junttan Oy on ottanut joissakin koneiden rakenneosissa aiemmin käytetyn S355 lujuusluokan rakenneteräksen tilalle käyttöön S690 tai S700 lujuusluokan materiaaleja. Tällä muutoksella on saatu aikaan merkittäviä muutoksia koneiden kokonaismassaan. Suuremman lujuusluokan teräsiin liittyviin erityispiirteisiin lämpökäsittelyjen suhteen on kuitenkin liittynyt joitakin epäselvyyksiä, joiden myötä esim. polttoleikattujen levyleikkeiden kuumilla oikomisista on varmuuden vuoksi vältetty. Tämä voi aiheuttaa mahdollisesti turhia viivästyksiä ja lisävalmistuskustannuksia. Tässä tutkimuksessa pyritään löytämään vastauksia työn tilaajan Junttan Oy:n suurlujuusrakenneteräksien lämpökäsittelyihin liittyviin kysymyksiin ja selkiyttämään kuumilla oikomisen ja myöstöhehkutuksen vaikutuksia niin suunnittelun kuin valmistuksenkin kannalta.

1.2 Tutkimusongelma, tavoite ja rajaus

Tutkimusongelmana on lujien rakenneterästen S700 ja S960 kuumilla oikomisen ja myöstöhehkutuksen erityispiirteisiin liittyvän tiedon puute teräsrakenteiden suunnittelun ja valmistuksen näkökulmasta suhteessa S355 lujuusluokan rakenneteräsiin.

Tutkimusongelmaa tarkastellaan seuraavien tutkimuskysymysten avulla:

- Menetetäänkö S690, S700 ja S960 lujuusluokkien rakenneteräksiä kuumilla oikoessa merkittävä osa teräksen staattisesta lujiuudesta ja muodonmuutoskyvystä?
- Voidaanko S690 lujuusluokan rakenneteräksistä valmistettuja hitsattuja rakenteita myöstöhehkuttaa tuloksellisesti ilman merkittävää muutosta rakenteen kuormankantokykyyn ja plastiseen muodonmuutospotentiaaliin?
- Millä tavoin hitsiliitoksen HAZ:n kovuus ja mikrorakenne muuttuvat S690 lujuusluokan rakenneteräksen myöstöhehkutuksessa?

Tutkimuksen tavoitteena on selvittää tutkimuskysymyksien avulla tutkimusongelma, ja laatia näin saadun tutkimustiedon perusteella ohjeistuksia lämpökäsittelyjen suhteen tilaajayrityksen käyttöön.

Tutkimuksessa käsitellään kuumilla oikomisen suhteen S355, S690, S700 ja S960 lujuusluokan rakenneteräksiä. Näistä teräslaaduista S355 lujuusluokan osalta tutkitaan normalisoitua ja termomekaanisesti valssattua terästä. S690, S700 ja S960 lujuusluokissa tutkitaan nuorrutettua ja termomekaanisesti valssattua terästä. Myöstöhehkutuksen vaikutuksia lujuusominaisuuksiin tutkitaan S690QL laatusesta teräksestä valmistettuihin hitsausliitoksiin. Työssä ei käsitellä lämpökäsittelyjen vaikutusta rakenteiden väsymiskestävyyteen/dynaamiseen kuormitukseen. Työssä ei myöskään käsitellä hitsausliitoksen geometrian vaikutusta myöstöhehkutuksen vaikutuksiin. Hitsausliitoksen osalta työssä tarkastellaan vain MAG-hitsausta määrätyillä prosessiparametreilla.

1.3 Työn sisältö ja tutkimuksen toteutus

Tarkastelun kohteina olleita lämpökäsittelymenetelmiä, kuumilla oikomista ja myöstöhehkutusta tutkittiin kirjallisuustutkimuksellisin, laskennallisin ja empiirisin menetelmin. Kuumilla oikomisen osalta keskityttiin analysoimaan valmistettujen koekappaleiden lujuusteknistä käyttäytymistä laboratorikokeilla saavutettuihin tuloksiin suhteessa kirjallisuudessa esitettyyn tutkimustietoon. Laboratoriokoesarja sisälsi siirtymäohjattuja staattisia vetokokeita.

Myöstöhehkutusta tutkittiin hitsiliitoksen käyttäytymistä laskennallisesti elementtimenetelmällä, sekä empiirisin menetelmin tarkastelemalla. Laboratorikokeissa koekappaleita kuormitettiin siirtymäohjatuilla staattisilla vetokokeilla. Koekappaleiden pinnasta mitattiin jäännösjännitykset röntgendiffraktiomenetelmällä. Hitsiliitoksesta otettiin lisäksi kovuusmittaussarja.

Elementtimenetelmän osalta tarkastelu toteutettiin laatimalla myöstöhehkutusristikokappaleita vastaava 3D-malli. Tähän geometriaan liitettiin hitsin lämpömuutosvyöhykkeelle, perusaineelle ja hitsilisäaineelle bi-lineaarinen materiaalmalli. FE-mallilla ja laboratorikokeilla saavutettua voima-siirtymä-käyttäytymistä vertailtiin ja analysoitiin.

2 RAKENNETERÄKSET

Rakenneteräkset muodostavat laajan materiaali- ja tuoteryhmän. Yleisellä tasolla voidaan todeta, että rakenneteräksiä yhdistää hyvä hitsattavuus, muovattavuus ja sitkeys. Rakenneteräksiä on saatavilla useissa lujuusluokissa. Standardissa SFS-EN 10025-6 on määritetty nuorrutettuja rakenneteräslevytuotteita 960 MPa myötölujuuteen saakka. Markkinoilla on kuitenkin saatavilla rakenneteräsrautoja aina 1300 MPa lujuuteen saakka (SFS-EN 10025-6 2019). Kuumavalssatut rakenneteräkset ovat standardissa SFS-EN 10025-1 jaettu toimitustilojen mukaan eri ryhmiin (SFS-EN 10025-1 2004). Toimitustilakohtaisesti on kullekin teräksen lujuusluokalle määritelty raja-arvot kemialliselle koostumukselle. Lisäksi standardeissa määritellään minimiarvot mekaanisista ominaisuuksista murtovenymälle, iskusitkeydelle sekä myötö- ja murtolujuudelle. Erilaisista valmistustekniikoista ja kemiallisista koostumuksista johtuen rakenneteräksissä on toimitustilaisena suuria eroja mikrorakenteen suhteen. Lujuusluokaltaan vaatimattomien rakenneterästen, kuten S235 mikrorakenne on tyypillisesti toimitustilasta riippumatta ferriittis-perliittinen. Lujemmilla teräslaaduilla voidaan tavata esim. nuorrutetulla S700-luokan teräksellä päästömartensiittis-bainiittinen tai termomekaanisesti valssatulle S700-luokan teräksellä bainiittis-ferriittinen mikrorakenne. Näiden tekijöiden myötä teräksen jatkokäsittelyssä on otettava huomioon toimitustilan ja lujuusluokan seurauksena muodostuvat materiaaliominaisuudet, erityisesti hitsauksen ja lämpökäsittelyjen kohdalla. (Pirinen 2013, s. 136; Lacalle et al. 2013, s. 897.)

2.1 Kemialliset ja mekaaniset ominaisuudet

Rakenneteräksissä käytetyt seosaineet ja seossuhteet riippuvat teräksen tavoitelluista ominaisuuksista. Rakenneterästen hiilipitoisuus on tyypillisesti maltillinen (<0,2 %) hyvän hitsattavuuden saavuttamiseksi. Tämän myötä lujuuden kasvattaminen tehdään suurilta osin rakeenkasvua hillitsemällä, erkautuskarkenemista edistäväillä seosaineilla tai mekaanisia ja termomekaanisia muokkausprosesseja hyödyntämällä. Mahdollisia seosaineita rakenneteräksissä ovat mm. kromi, volframi, molybdeeni, vanadiini, boori, titaani, niobi, tantaali, zirkoni, nikkeli, mangaani ja alumiini. Näistä titaani, zirkoni, niobi ja vanadiini ovat keskeisessä roolissa mikroseosaineina. Ne muodostavat typen ja hiilen kanssa pääasiassa karbideja ja nitridejä, jotka hillitsevät austeniitin rakeenkasvua (Gonzales et al. 2010, s. 51).

Karbidi- ja nitridierkaumat lisäksi lisäävät teräksen lujuutta erkautuslujittumisen kautta. Alumiinia ja piitä käytetään sitomaan happea. Mangaani, kromi, boori, nikkeli ja molybdeeni lisäävät teräksen karkenevuutta, eli niillä osaltaan kompensoidaan alhaista hiilipitoisuutta. (Smallman & Ngan 2007, s. 450-451; Pirinen 2013, s. 19; Kou 2006, s. 405-406.)

SSAB Multisteel SN on normalisoitu kuumavalssattu rakenneteräs, jota on saatavilla S355K2+N, S355J2+N, S355J0+N ja S355JR+N nimikkeillä. K2, J2, J0 ja JR viittaavat teräksen iskutkeysominaisuuksiin, JR tapauksessa vähimmäisiskutkeyden KV_2 arvo 27J määrittämissä lämpötiloissa on 20 °C, J0:lla se on 0 °C, J2:lla -20 °C. K2 laadun testauslämpötila on -20 °C, mutta KV_2 arvon minimi on 40 J. +N viittaa teräksen toimitustilaan, normalisointiin. Tässä työssä EN 10025-2 mukainen S355K2+N teräslaatu on yhtenä tutkittavista materiaaleista. Toinen 355 MPa lujuusluokan rakenneteräs, jota työssä tarkastellaan, on SSAB Domex 355MC, joka on EN 10149-2 mukaista S355MC laatua vastaava termomekaanisesti valssattu teräs. Teräksen tunnuksessa M tarkoittaa termomekaanisesti valssattua, ja C erikoiskylmämuokkausta. Taulukosta 1 nähdään, että terästen standardin sallimissa kemiallisissa koostumuksissa on merkittävä ero sallitussa hiilipitoisuudessa. Lisäksi S355MC voi sisältää niobia, vanadiinia ja titaania.

SSAB Strenx 700E ja Strenx 960E ovat nuorrutettuja hienoraerakenneteräksiä, jotka vastaavat EN 10025-6 standardin S690QL ja S960QL laatuja. Terästen tunnuksessa Q tarkoittaa nuorrutettua, ja L matalaa käyttölämpötilaa. On huomionarvoista, että standardissa ei taulukon 1 mukaisesti tehdä eroa näiden lujuusluokkien välillä kemiallisen koostumuksen suhteen. Nuorrutetuissa 690 MPa ja 960 MPa lujuusluokan teräksissä sallitaan muista tarkastelluista laaduista poiketen kromi, molybdeeni, nikkeli ja zirkoni seostus. SSAB Strenx 700MC Plus ja Strenx 960MC ovat EN 10149-2 mukaisia termomekaanisesti valssattuja rakenneteräksiä. Merkittävä ero 700MC Plus ja 960MC laatuja välillä on sallitun hiilen seosmäärä, S960MC:lle sitä sallitaan 0,08 %-yksikköä enemmän.

Taulukosta 2 nähdään, että toimitustilojen välillä ei ole merkittäviä eroja vaadittujen mekaanisten ominaisuuksien välillä. 690 MPa, 700 MPa ja 960 MPa lujuusluokissa sallitaan termomekaanisesti valssatuille levyille kuitenkin alhaisempi murtovenymän arvo. Murtojuuuden ja myötörajan välinen suhde pienenee lujuusluokan kasvaessa.

Taulukko 1: Valikoima EN standardien mukaisten rakenneteräslevyjen kemiallisia koostumuksia painoprosentteina sulatusanalysistä. (SFS EN 10025-2 2019, s. 21; SFS EN 10149-2 2013, s. 17; SFS EN 10025-6 2019, s. 18)

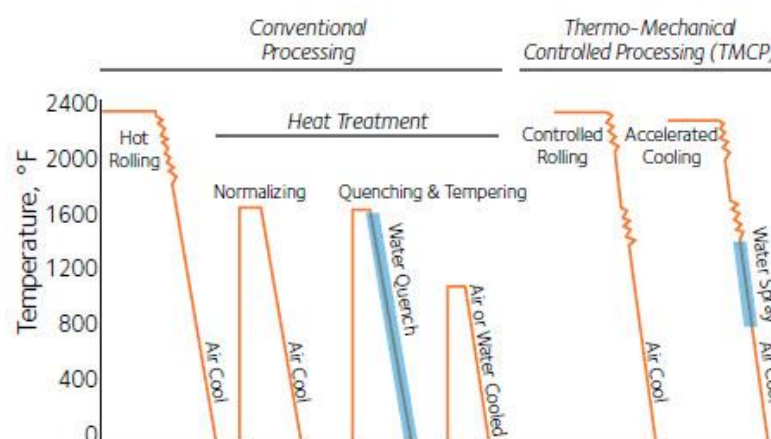
Teräslaji	Kemiallinen koostumus [%]								
	C	Mn	Si	P	Al tot	S	Nb	V	Ti
S355K2+N	≤0,20	≤1,60	≤0,55	≤0,025	-	≤0,025	-	-	-
S355MC	≤0,12	≤1,50	≤0,50	≤0,025	≥0,015	≤0,020	≤0,09	≤0,20	≤0,15
S690QL	≤0,20	≤1,70	≤0,80	≤0,020	-	≤0,010	≤0,06	≤0,12	≤0,05
S700MC	≤0,12	≤2,10	≤0,60	≤0,025	≥0,015	≤0,015	≤0,09	≤0,20	≤0,22
S960QL	≤0,20	≤1,70	≤0,80	≤0,020	-	≤0,010	≤0,06	≤0,12	≤0,05
S960MC	≤0,20	≤2,20	≤0,60	≤0,025	≥0,015	≤0,010	≤0,09	≤0,20	≤0,25
	Mo	B	N	Cu	Cr	Mo	Ni	Zr	
S355K2+N	-		-	≤0,55	-	-	-	-	
S355MC	-	-	-	-	-	-	-	-	
S690QL	≤0,70	≤0,005	≤0,015	≤0,50	≤1,50	≤0,70	≤4,0	≤0,15	
S700MC	≤0,50	≤0,005	-	-	-	-	-	-	
S960QL	≤0,70	≤0,005	≤0,015	≤0,50	≤1,50	≤0,70	≤4,0	≤0,15	
S960MC	≤1,00	≤0,005	-	-	-	-	-	-	

Taulukko 2: Valikoima EN standardien mukaisten rakenneteräslevyjen mekaanisista ominaisuuksista. Sulkeissa ilmoitettu aineenpaksuusalue. (SFS EN 10025-2 2019, s. 25-26; SFS EN 10149-2 2013, s. 18; SFS EN 10025-6 2019, s. 20)

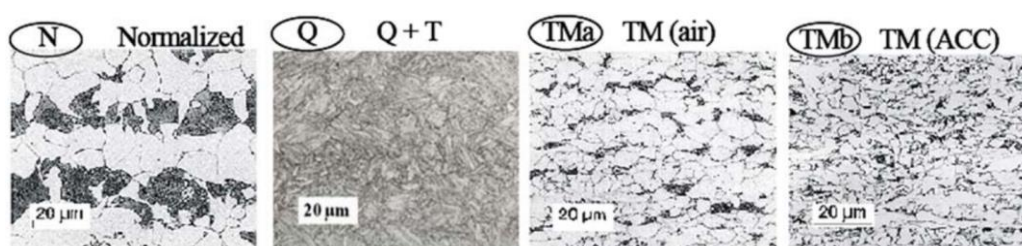
Nimike	Ylempi myötöraja R _{eH} [MPa]	Murtolujuus R _m [MPa]	Murtovenymä [%]
S355K2+N	355 (t≤16mm)	360-510 (3≥t≤100mm)	22 (3≥t≤40mm)
S355MC	355	430-550	23 (t≥3mm)
S690QL	690 (3≥t≤40mm)	770-940 (3≥t≤50mm)	14
S700MC	700 (t≤8mm)	750-950	12 (t≥3mm)
S960QL	960 (3≥t≤50mm)	980-1150 (3≥t≤50mm)	10
S960MC	960	980-1250	7 (t≥3mm)

2.2 Toimitustila ja lämpökäsittelyt

Standardin EN 10025-2 mukainen teräs S355K2+N on toimitustilassaan joko normalisoitu tai normalisointivalssattu. Kuvan 2 mukaisesti teräs on valssauksen jälkeen normalisointihevketetty. Kuvan 3 mukaisesti teräksen mikrorakenne on toimitustilaisena ferriittis-perliittinen. Standardissa myöstö- tai jännityksenpoistohevketusta teräslaadulle ei suositella tehtäväksi yli 560 °C lämpötilassa, vaikka taulukon 3 mukaisesti kuumilla oikomisen enimmäislämpötilaksi pidempikestoisesti koko levynpaksuusalueella suositellaankin enimmillään 650 °C. (Optimisation and improvement of the flame straightening process (Optistraight): Final report 2012, s. 133; SFS EN 10025-2 2019, s. 11.)



Kuva 2. Periaatteellinen kuvaaja teräslevyjen yleisistä valssausprosesseista. (Key to Metals AG 2012)



Kuva 3. Tyypillinen rakenneterästen mikrorakenne eri toimitustiloissa. Vasemmalta oikealle; Normalisoitu, Karkaistu ja nuorutettu, Termomekaanisesti valssattu, Termomekaanisesti valssattu ja nopeutetusti jäähdytetty. (Optimisation and improvement of the flame straightening process (Optistraight): Final report 2012, s. 135)

EN 10025-6 mukaiset nuorutetut hienoraerakenneteräkset S690QL ja S960QL ovat kuvan 3 mukaisesti toimitustilaisena mikrorakenteeltaan tyypillisesti päästömartensiittis-

bainiittisia. Ne on kuvan 2 mukaisesti valssauksen jälkeen karkaistu ja nuorrutettu. Niille suositellaan tehtävän jännityksenpoistohehkusmin. 30 °C päästölämpötilan alapuolella, enimmillään 1h ajan. Kuumilla oikomista tulisi taulukon 3 mukaan välttää yli 550 °C lämpötilassa, kuitenkin Euroopan komission Optimisation and improvement of the flame straightening process (Optistraight) loppuraportissa yleiseksi ylärajaksi ehdotetaan kokeellisten tutkimustulosten perusteella 700 °C. (SFS-EN 10025-6 2019, s. 10; Optimisation and improvement of the flame straightening process (Optistraight): Final report 2012, s. 133-134.)

EN 10149-2 mukaiset teräkset S355MC, S700MC ja S960MC ovat toimitustilassaan termomekaanisesti valssattuja. Kuvan 2 mukaisesti terästen valmistusprosesseissa voi olla eroja, kuvasta poiketen voidaan hyödyntää myös useampia valssauskertoja. Keskeinen tekijä on, käytetäänkö prosessissa nopeutettua jäähdystä, kuvan 2 mukaisesti se johtaa tyypillisesti hienompaan raekokoon. Tyypillinen mikrorakenne S355MC ja S700MC tapauksessa on bainiittis-ferriittinen ja S960MC:llä bainiittis-martensiittinen. S355MC ja S700MC laatujuen lujuusominaisuudet voivat heiketä, jos 580 °C suurempia lämpötiloja käytetään lämpökäsittelyssä. Kuumilla oikomisen suhteen S355MC ja S700MC laaduille suositellut enimmäislämpötilat ovat taulukon 3 mukaiset. S960MC:n kuumentamista yli 400 °C lämpötilaan ei suositella. (SFS EN 10149-2 2013, s. 10; SFS EN 10149-1; 2013, s. 8.)

Taulukko 3: Kuumilla oikomiseen suositellut enimmäislämpötilat toimitustiloittain. (CEN/TR 10347 2006, s. 12)

Toimitustila	Kuumilla oikomiseen suositellut enimmäislämpötilat [°C]		
	Lyhytkestoinen, pinnallinen kuumennus	Lyhytkestoinen, koko paksuusalueen kuumennus	Pitempikestoinen, koko paksuusalueen kuumennus
Normalisoitu, normalisointivalssattu	≤900	≤700	≤650
Termomekaanisesti valssattu lujuusluokkaan S460 saakka	≤900	≤700	≤650

Termomekaanisesti valssattu S500-S700	≤900	≤600	≤550
Karkaistu ja nuorrutettu	Nuorrutusteräksen valmistuksessa käytetty päästölämpötila vähennettynä 20 °C:lla (yleensä ≤550 °C)		

2.3 Hitsattavuus

Hitsattavuus voidaan määritellä eri tavoin. SFS 3052:1995 standardissa se on määritelty ominaisuudeksi, joka ilmoittaa missä määrin aine soveltuu hitsattavaksi. DIN 8528-1 standardissa hitsattavuus jaetaan kolmeen osa-alueeseen, perusaineen hitsattavuuteen, rakenteelliseen hitsattavuuteen ja valmistukselliseen hitsattavuuteen. Rakenneterästen hitsattavuutta arvioitaessa käsittely kohdistuu pääasiassa perusaineen hitsattavuuteen. Perusaineen hitsattavuuteen vaikuttavat metallurgiset tekijät, kuten mikrorakenne, karkenevuus, epäpuhtaudet ja sulkeumat. Lisäksi materiaalin fysikaaliset tekijät, kuten lämpölaajeneminen, sulamispiste, lämmönjohtavuus, sekä lujuus- ja sitkeysominaisuudet vaikuttavat kokonaisuuteen. (SFS 3052 1995, s. 88; Grigorenko & Kostin 2013, s. 2-4; SFS-EN 1011-2 2001, s. 8.)

Yksi keskeisimmistä teräksen hitsattavuuteen liitettävistä ominaisuuksista on halkeiluerkkyys. Halkeilumekanismien perusteella yleisesti erotetaan seuraavat tapaukset:

- Kylmähalkeilu/vetyhalkeilu
- Kuumahalkeilu/jähmettymishalkeilu
- Lamellirepeily
- Myöstöhalkeilu

Teräslaatuja halkeiluerkkyiden arviointiin on kehitetty erilaisia tunnuslukuja. Rakenneteräksille hiiliekvivalentti ja säröparametri ovat yleisimmin käytettyjä. Niiden avulla voidaan arvioida kuuma- ja kylmähalkeiluerkkyttä. (Grigorenko & Kostin 2013, s. 3-4.)

Halkeiluerkkyiden lisäksi muita perusaineen hitsattavuuden arviointiin yhdistettäviä ominaisuuksia ovat:

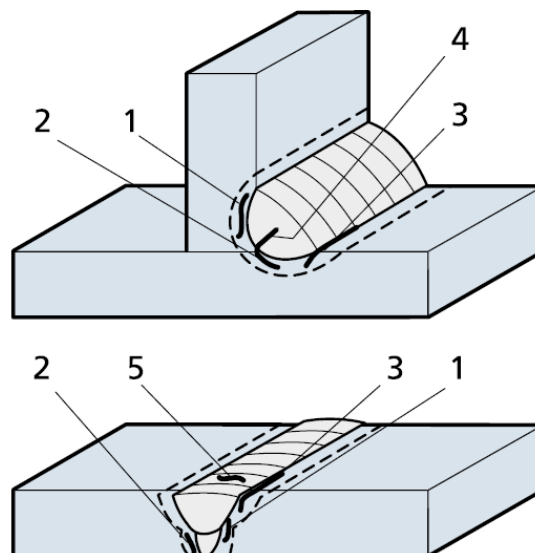
- Heikentynyt lämpömuutosvyöhykkeen sitkeys
- Heikentynyt lujuus

- Seosaineiden/epäpuhtauksien suotautuminen
- Haurasmurtumakäyttäytyminen

Näiden tekijöiden osalta hitsattavuuden arvioinnin painopiste on lämmöntonnoin ja jäähtymisnopeuden vaikutuksessa lämpömuutosvyöhykkeeseen ja yleisesti perusaineen käyttäytymisessä suhteessa käytettyyn hitsausprosessiin ja lisäaineeseen. (SFS-EN 1011-2 2001, s. 8; Grigorenko & Kostin 2013, s. 3.)

2.3.1 Kylmähalkeilu

Kylmähalkeilulla tarkoitetaan hitsatun rakenteen jäähtymisen yhteydessä tai sen jälkeen tapahtuvaa halkeilua. Halkeilu johtuu rakenteessa olevan vapaan atomaarisen vedyn, mekaanisen rasituksen ja lämpömuutosvyöhykkeen halkeiluerkkien mikrorakenteiden yhteisvaikutuksena (Scahupp et al. 2020, s. 2). Kylmähalkeiluerkkyyteen vaikuttaa siten perusmateriaalin lisäksi keskeisesti myös hitsausmenetelmä, lisäaine, hitsausolosuhteet ja hitsauksen jälkeinen rakenteen sisäinen jännitystila. Kuvan 4 mukaisesti kylmähalkeilua voi esiintyä hitsin muutosvyöhykkeellä, mutta myös puhtaasti hitsissä. (SFS-EN 1011-2 2001, s. 26.)



Kuva 4. Kylmähalkeaman esiintymiskohteita: 1. Palonalainen halkeama, 2. Juurihalkeama, 3. Reunahalkeama, 4. Juurihalkeama, 5. Poikittaishalkeama. (Ovako 2020, s. 10)

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

Kylmähalkeaman synnyn mahdollistaa paikallisesti haurasmurtumaherkkä, tyypillisesti karkaistunut, mikrorakenteeltaan martensiittinen alue. Karkaistuneen alueen heikentynyt plastinen muodonmuutoskyky luo otolliset olosuhteet halkeilulle, joka saa alkunsa hitsiin liunneen vedyn diffundoituessa muutosvyöhykkeelle muodostaen kaasunpaineeltaan merkittäviä keskittymiä (Scahupp et al. 2020, s. 2). Kaasunpaineen aiheuttaman sisäisen rasituksen vaikutuksesta halkeama saa alkunsa, ja särö muodostuu rakenteen jäännösjännitysten ja/tai ulkoisten kuormitusten vaikutuksesta. Teräksen karkenevuuteen vaikuttaa erityisesti hiilipitoisuus. Muita martensiittisen mikrorakenteen syntyä edistäviä seosaineita ovat mm. mangaani, kromi, molybdeeni, vanadiini, nikkeli ja kupari. Karkaistuneen alueen ominaisuudet riippuvat pääasiassa teräksen seostuksesta sekä jäähtymisnopeudesta. Martensiittisen rakenteen kovuus riippuu kuitenkin lähes täysin hiilipitoisuudesta. Yleisesti käytetty raja-arvo lisääntyneelle kylmähalkeiluriskille on 350 HV kovuus (Det Norske Veritas 2009). SFS-EN ISO 15614-1 standardissa on lisäksi esitetty materiaali- ja toimitustilakohtaisesti menetelmäkokeen hyväksyntäraajat HV10 kovuusarvoille. Seosaineiden vaikutusta martensiitin muodostukseen ja siten kylmähalkeiluherkkyyteen voidaan arvioida hiiliekvivalentilla. Tunnusluvusta on käytössä useita variantteja. Kaavassa 1 on esitetty standardissa SFS-EN 1011-2 käytössä oleva, IIW:n (International Institute of Welding) laskutapa hiiliekvivalentille. (SFS-EN 1011-2 2001, s. 24-26; Ovako 2020, s. 10; Lippold 2015, s. 227.)

Kylmähalkeilun on havaittu tapahtuvan 150 °C lämpötilan alapuolella. Halkeilu voidaan välttää hehkuttamalla hitsattua kappaletta 150 °C yläpuolella, jolloin vapaa vety diffundoituu pois hitsistä. Hitsin jäähtymisnopeutta pienentämällä jäähtymisen loppuvaiheessa lämpötilavälillä 100 °C – 300 °C voidaan vähentää halkeiluherkkyyttä samalla tavoin. Hitsin esilämmityksellä ja lämmöntuonin hallinnalla pyritään vaikuttamaan lämpösykliin niin, että halkeiluherkän mikrorakenteen muodostuminen vähentyy. (Ovako 2020, s. 11; SFS-EN 1011-2 2001, s. 26.)

SFS-EN 1011-2 standardissa hiiliekvivalentin CE arvoilla 0,4-0,7 suositellaan liitteen C.2 mukaista esikuumennusta (tapa A). Alle 0,4 arvolla olevaa materiaalia pidetään hyvin hitsattavana ilman esikuumennusta, yli 0,7 arvolla terästä ei pidetä hitsattavana

tavanomaisilla hitsausprosesseilla. Liitteessä C.2 annetaan myös suositukset lämmöntuonnille erilaisilla yhdistetyillä levynpaksuuksille ja lisäaineen vetypitoisuuksilla. Ohjeistus on voimassa teräksille, joissa on taulukon 4 mukainen kemiallinen koostumus (booriseostus ei ole sallittu) ja kun kaavan 1 mukaisesti laskettu CE on 0,3-0,7.

Taulukko 4. SFS-EN 1011-2 liitteen C.2 tavan A pätevyysrajat. (SFS-EN 1011-2 s. 24)

Seosaine	C	Si	Mn	Cr	Cu	Ni	Mo	V
Koostumus [%]	0,05-0,25	<0,8	<1,7	<0,9	<1,0	<2,5	<0,75	<0,20

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

SFS-EN 1011-2 liitteessä C.3 on esitettyä esikuumennuslämpötilan määrittämiseen myös tapa B, jossa hyödynnetään kaavassa 2 esitettyä hiilielkvivalenttia CET. Verrattuna CE:hen eri seosaineiden painotusta on muutettu ja vanadiini on poistettu. Tapa B on voimassa taulukon 5 mukaisen kemiallisen koostumuksen mukaisille teräksille. Tavan B mukaan toimivissa standardissa on CET lukuun perustuva laskentamenetelmä lämmöntuonnin ja esikuumennuslämpötilan lisäksi välipalkolämpötilan määrittämiseksi. Esikuumennuslämpötila voidaan määrittää alle 1000 MPa myötölujuuden rakenneteräksille, jos kaavan 2 mukaisesti laskettu hiilielkvivalentti on 0,2-0,5, levynpaksuus on 10-90 mm, vetypitoisuus on 1-20 ml/100g ja lämmöntuonti on 0,5-4,0 kJ/mm. Tapa B soveltuu paremmin suurlujuusrakenneteräksille. Taulukon 5 mukaisesti standardit sallivat S690, S700 ja S960 rakenneteräksille booriseostuksen, joka estää suoraan tavan A käyttämisen, jos teräksen valmistuksessa on hyödynnetty standardin sallimaa booriseostusta.

Taulukko 5. SFS-EN 1011-2 liitteen C.3 tavan B pätevyysrajat. (SFS-EN 1011-2 s. 58)

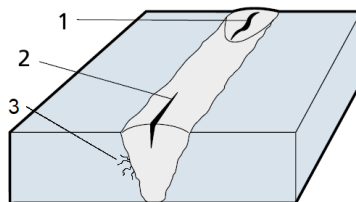
Seosaine	C	Si	Mn	Cr	Cu	Mo	Nb	Ni	Ti	V	B
Koostumus [%]	0,05-0,32	<0,8	0,5-1,9	<1,5	<0,7	<0,75	<0,06	<2,5	<0,12	<0,18	<0,005

Vedyn liukoisuus teräksen eri mikrorakenteisiin riippuu seosaineistuksesta. Padhy et al. (2015) mukaan vedyn diffundoituminen heikkenee seostuksen kasvaessa. Lujilla

termomekaanisesti valssatuilla rakenneteräksillä erityisesti raerajojen ja titaanikarbidiin ja -nitridien on havaittu sitovan vetyä. Lujilla nuorrutetuilla rakenneteräksillä vedyn on havaittu sitoutuvan dislokaatioihin ja kromikarbideihin, vaikka yleisesti dislokaatioiden onkin esitetty edistävän vetyhalkeilua. Zhang et al. (2018) mukaan myös niobikarbideilla on vastaava vetyä sitova vaikutus. Yleisesti raekoon pienentyessä vedyn sitoutuminen lisääntyy ja kylmähalkeiluerkkyys vähenee. Schaupp et al. (2020) toteuttamissa 960 MPa lujuusluokan rakenneteräksillä tehdyissä kylmähalkeiluerkkyyttä arvioivissa kokeissa havaittiin termomekaanisesti valssatun teräksen olevan vähemmän halkeiluerkkä lämpömuutosvyöhykkeellä kuin vastaava karkaistu ja nuorrutettu teräslaatu. Tulos oli kaavan 1 mukaisen hiiliekvivalenttiluvun perusteella arvioituna odottamaton. Vastaavanlaisiin tuloksiin päätyivät myös Steppan et al. (2017) tutkiessaan S690QL ja S700MC teräslaatujen vetyhalkeiluerkkyyttä vedyn sitoutumisen aktivaatioenergioita analysoimalla. He esittivät, että termomekaanisesti valssatun teräksen vedyn diffuusiokäyttäytymiseen vaikuttaa dislokaatioiden lisäksi keskeisesti sementtiitti.

2.3.2 Kuumahalkeilu

Hitsin jähmettymisen yhteydessä tai heti sen jälkeen voi esiintyä kuumahalkeilua. Kuumahalkeilu termin alle kuuluu kuvan 5 mukaisesti kolme eri alalajia, jähmettymishalkeama, sulamishalkeama ja kraaterihalkeama (Lukkari 2008, s. 16). Jähmettymishalkeama ja kraaterihalkeama syntyvät hitsisulan jähmettymiskutistuman ja hitsiaineen lämpökutistuman aiheuttaman vetojännitystilän vaikutuksesta hitsiaineessa jähmettymisen yhteydessä. Sulamishalkeaman muodostuminen perustuu samoihin osatekijöihin, mutta se tapahtuu perusaineen osittain sulaneella alueella. (Kou 2003, s. 263-264, 314.)



Kuva 5. Tyypillisiä kuumahalkeamia: 1. Kraaterihalkeama, 2. Hitsin pitkittäinen jähmettymishalkeama, 3. Sulamishalkeama (mukaellen Ovako 2020, s. 11)

$$UCS = 230C + 190S + 75P + 45Nb - 12,3Si - 5,4Mn - 1 \quad (3)$$

Jähmettymishalkeaman ja kraaterihalkeaman ilmaantumisen osalta keskeisimmät osatekijät ovat Lukkarin (2018, s. 17) mukaan:

- Hitsiaineen kemiallinen koostumus
- Palkomuoto
- Aineenpaksuus ja rakenteen jäykkyys

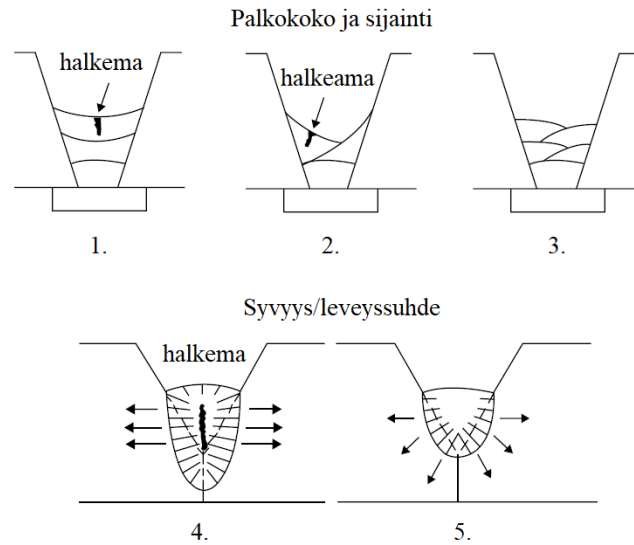
Niiden muodostuminen hitsiaineen kemiallisen koostumuksen näkökulmasta perustuu hitsisulan jähmettymisen loppuvaiheessa muodostuvan kapean sula- tai puuroalueen rakennetta heikentävään vaikutukseen. Jähmettyessä dendriittien väliin, jäännössulaan suotautuvien epäpuhtauksien ja joidenkin seosaineiden vaikutuksesta muodostuu hauraita ja matalassa lämpötilassa sulavia raerajafaaseja. Hiili, rikki ja fosfori ovat keskeisimmät kuumahalkeilua edistävät seosaineet. Epäpuhtauksista rikki ja fosfori muodostavat yhdisteitä, joiden sulamislämpötila on alhainen, n. 1000 °C. Tyypillinen rikin muodostama raerajafaasin yhdiste on ferrosulfidi, FeS. Austeniittinen jähmettyminen edistää rikin vaikutusta, sillä rikin liukoisuus austeniittiin on suurempi kuin ferriittiin. Hiilipitoisuuden kasvaminen laajentaa teräksen puurolämpötila- aluetta ja lisää austeniitin muodostumista. Seosaineiden vaikutusta kuumahalkeiluerkkyyttä voidaan arvioida kaavassa 3 esitetyn UCS (Unit of Crack Susceptibility) tunnusluvun avulla (SFS-EN 1011-2 2001, s. 92). Kaava on kehitetty jauhekaarihitsauksen arviointiin, mutta sitä voidaan soveltaa myös muihin hitsausprosesseihin taulukon 6 mukaisella lisäaineen seosainepitoisuusalueella. Kuumahalkeiluerkkyyttä pidetään alhaisena, kun UCS lukuarvo on alle 10, ja suurena kun lukuarvo on yli 30. (Lukkari 2018, s. 17; Lippold 2015, s. 102-103; SFS-EN 1011-2 2001, s. 92.)

Taulukko 6. UCS tunnusluvun pätevyysalue seosaineiden pitoisuuden osalta (SFS-EN 1011-2 2001, s.92)

Seosaine	C	S	P	Si	Mn	Nb	Ni	Cr
Pitoisuus [%]	0,03-0,23	0,010-0,050	0,010-0,045	0,15-0,65	0,45-1,6	0-0,07	<1	<0,5
Seosaine	Mo	V	Cu	Ti	Al	B	Pb	Co
Pitoisuus [%]	<0,4	<0,07	<0,3	<0,02	<0,03	<0,002	<0,01	<0,03

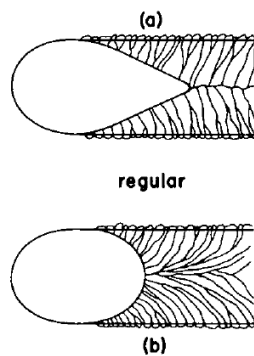
Kaavasta 3 nähdään, että mangaani ja piiseostus vähentää UCS-luvun indikoimaa kuumahalkeilutaipumusta. Lippoldin (2015) mukaan piin vaikutus kuumahalkeilua vähentävänä seosaineena perustuu hapen sidontaan, ja osaltaan tähän perustuen sulan hitsiaineen virtausominaisuuksien muutokseen ja kykyyn ”kastella” kiinteässä tilassa olevaa terästä. Mangaani on tehokas sitomaan rikkiä, muodostaen mangaanisulfidia. Se kuitenkin lisää teräksen lamellirepeilytaipumusta. (Kivivuori 2016, s. 51-52.)

Palkomuodon merkitys kuumahalkeiluerkkyyteen liittyy geometrian vaikutukseen jäännösännitysten muodostumiseen, jähmettymisjärjestykseen ja siihen, kuinka suuressa osassa ja minkä muotoisella alueella hitsiä jähmettyminen tapahtuu samanaikaisesti. Kuvassa 6 on esitetty kohdissa 1-3 palkokoon ja sijainnin merkityksen kannalta keskeisiä tekijöitä. Koun (2003, s. 294) mukaan koveraan hitsipalkoon muodostuu kuumahalkeilun kannalta otollisia jäännösännityksiä, palon pinta keskiviivalla jää tyypillisesti vetojännitykseen. Kupera muoto vähentää vetojännitysten muodostumista. Kuvan 6 kohdassa 1 esitetty leveä ja verraten matala, hitsiliitoksen molemmat puolet yhdistävä palko voi myös olla halkeiluerkkä, pääosin johtuen liitoksen hitsiin mahdollisesti kohdistamasta ulkoisesta kuormasta, joka aiheuttaa vetojännityksen. Tyypillisesti syvyys/leveyssuhteen pienentäminen kuitenkin vähentää hitsin kuumahalkeiluerkkyyttä. Tämä johtuu kuvan 6 kohdissa 4 ja 5 esitetyn mukaisesti jähmettymisjärjestyksestä; korkeassa ja kapeassa palossa jähmettymisen loppuvaiheessa on laaja, tyypillisiä hitsin kutistuman aiheuttamia vetojännityksiä vasten kohtisuorassa oleva sula-alue, joka ei kykene kantamaan vetokuormitusta. Standardissa SFS-EN 1011-2 on tarkennettu geometrinen tekijöiden vaikutusta UCS lukuarvon tulkintaan; pienahitseille syvyys/leveyssuhteen arvolla 1, yli 20 UCS arvo tulkitaan halkeiluerkkänä, kun taas päittäishitseille UCS arvoa 25 pidetään kriittisenä rajana. (Lukkari 2018, s. 18-19; Lippold 2015, s. 110-112; SFS-EN 1011-2 2001, s. 94.)



Kuva 6. Hitsipalon muodon vaikutus kuumahalkeiluun. 1. Liian leveä ja kovera 2. Liian korkealle levitetty ja kovera 3. Tasainen tai kupera ja osarailon levyinen 4. Suuri syvyys/leveysuhde 5. Pieni syvyys/leveysuhde. (mukaiillen Lippold 2015, s. 111)

Jähmettymisjärjestykseen vaikuttaa myös kuvan 7 mukaisesti hitsausnopeus. Liian suuria nopeuksia käytettäessä hitsisulan muoto muuttuu elliptisestä pisaramaiseksi, jolloin dendriittinen jähmettyminen johtaa pitkänomaisen sula-alueen muodostumiseen, joka on herkkä suotautumisen aiheuttamalle hitsin pituussuuntaiselle halkeilulle. Liian suuren hitsausnopeuden kohonnut kuumahalkeiluriski liittyy mekanisoituun, tai muuhun ei-manuaaliseen hitsausprosessiin, jossa hitsausnopeudet ovat luokkaa 1000 mm/min. Rakenneterästen tapauksessa suuri hitsausnopeus ei kuitenkaan edes jauhekaarihitsauksen tapauksessa suoraan johda kuumahalkeiluun. Sharestha (2019) tutki jauhekaarihitsatun 25 mm S500ML termomekaanisesti valmistetun teräslevyn kuumahalkeilutaipumusta 400 mm/s, 600 mm/s, 800 mm/s ja 980 mm/s hitsausnopeuksilla. Tutkimuksessa ei havaittu kuumahalkeamia suuresta hitsausnopeudesta huolimatta, osin alhaisesta hitsin syvyys/leveysuhteesta johtuen. (Kou 2003, s. 174-177; Lippold 2015, s. 111.)



Kuva 7. Hitsausnopeuden vaikutus hitsisulan jäähmettymiseen. a) Nopea b) Hidas (Kou 2003, s. 176)

Aineenpaksuus ja rakenteen jäykkyys vaikuttavat keskeisesti hitsisulan jäähmettyessä siihen kohdistuviin rasituksiin. Hitsattavan rakenteen jäykkyyden kasvaessa, jäähmettyneeseen hitsiin aiheutuvien jäähmettymis- ja lämpökutistumista johtuvat jännitykset kasvavat. Tämä yhdessä kutistumisnopeuteen vaikuttaa kuumahalkeiluherkkyyteen. (Cross 2005 s. 10-11.)

Toisin kuin jäähmettymis- ja kraaterihalkeaman tapauksessa, sulamishalkeilu tapahtuu hitsiliitoksen perusaineessa. Osittain sulaneessa vyöhykkeessä raerajojen paikallinen sulaminen yhdistettynä hitsisulan jäähmettymis- ja lämpökutistuman aiheuttamaan jännitystilaan saavat aikaan mikrohalkeamia. Halkeamien tyypillinen pituus on 2-3 kertaa paikallista raekokoa suurempi ja ne seurailevat raerajoja. (Lippold 2015, s. 119; Kou 2003, s. 325.)

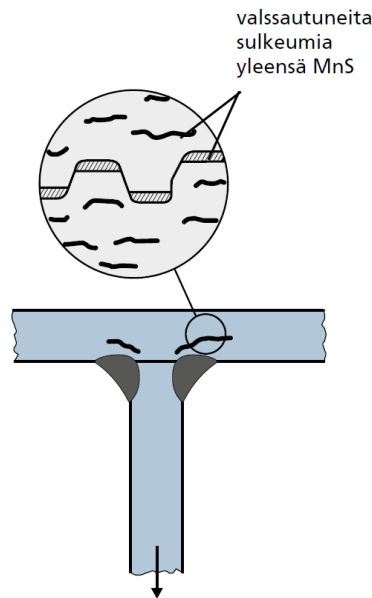
Vastaavasti kuin jäähmettymishalkeamassa, sulamishalkeilussa raerajoille suotaantuneet epäpuhtaudet ja jotkin seosaineet alentavat perusaineen sulamislämpötilaa paikallisesti. Sulamishalkeiluherkkyyteen vaikuttaa siten perusaineen epäpuhtaudet, kuten rikki ja fosfori, mutta myös lujille rakenneteräksille tyypilliset seosaineet niobi ja titaani. Lujille rakenneteräksille tyypillinen hieno raerakenne kuitenkin vähentää sulamishalkeilua. Tämä perustuu raekoon pienentyessä yksittäisen raerajan kuormituksen vähentymiseen. (Lippold 2015, s. 123-125.)

2.3.3 Lamellirepeily

Valssatuilla teräksillä tietyissä hitsiliitoksissa voidaan törmätä lamellirepeilyilmiöön. Repeily perustuu usein seuraavien tekijöiden yhteisvaikutukseen:

- Jännösjännitykset
- Valssatun teräksen anisotrooppiset lujuusominaisuudet
- Suuri levynpaksuus
- Valssautuneet sulkeumat

Kuvan 8 mukaisesti lamellirepeily etenee valssaussuuntaa/-tasoa mukailleen. (Ovako 2020, s. 12; Lippold 2015, s. 191.)



Kuva 8. Lamellirepeilyn tyypillinen esiintymispaikka. (Ovako 2020, s. 12)

Lamellirepeilyssä alkusärön aiheuttaa tyypillisesti jännityskeskittymä tai kylmähalkeama, myös sulamishalkeama voi tulla kyseeseen, vaikkakin on hyvin epätodennäköistä. SFS-EN 1011-2 mukaan lamellirepeily esiintyy tyypillisesti valmistuksen yhteydessä sisäisten jännitysten vaikutuksesta. Ulkoisten kuormien tapauksessa sitä voivat aiheuttaa iskumaiset tai väsyttävät kuormitukset. Murtuma etenee tyypillisesti kuvan 8 mukaisesti mangaanisulfidisulkeumien heikentämiä, valssaussuunnassa kulkevia tasoja pitkin. Valssautuneiden sulkeumien, jotka voivat olla myös oksideja tai silikaatteja, välillä teräs murtuu sitkeästi leikkautumalla. Murtopinta kulkee useimmiten lämpömuutosvyöhykkeen rajalla, lähellä karbidien palloutumisvyöhykettä. (SFS-EN 1011-2 2001, s. 96; Lippold 2015, s. 191-193; Kou 2003, s. 422-423.)

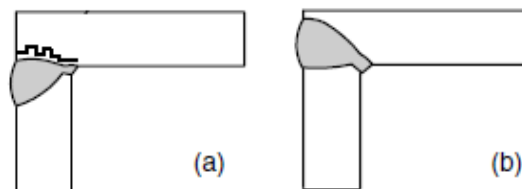
Standardissa SFS-EN 1993-1-10 on annettu teräksen valinnan suhteen suunnitteluohjeita, jos lamellirepeilyriskiä pidetään merkittävänä. Van Es et al. (2018, s. 254) mukaan lujilla

rakenneteräksillä yli 25 mm levynpaksuuksissa on usein kohonnut lamellirepeilyherkkyys. Standardissa esitetään alle 460 MPa myötölujuuden rakenneteräksille valintaohje lamellirepeilyn välttämiseksi. Siinä arvioidaan eri osatekijöiden vaikutusta levyn paksuussuuntaisen murtokurouman, eli Z-arvon vähimmäisvaatimukselle. Martikaisen (2018, s. 30) mukaan Z-arvolla <10 % lamellirepeily on mahdollinen jo lievässä kuormituksessa, kun taas yli 20 % Z-arvoilla repeily on hyvin harvinaista. Lujemmille rakenneteräslaaduille eurokoodin mukainen tarkastelu on tehtävä tilannekohtaisesti murtumismekaanisen tarkastelun avulla. Yleisesti keskeisinä tekijöinä materiaalinvalinnan kannalta standardissa nostetaan esille:

- Aineenpaksuuden vaikutus myötölujuuteen
- Alin käyttölämpötila
- Iskutkeys
- Rakenteen paksuus
- Hitsiliitoksen muoto ja yksityiskohdat

(SFS-EN 1993-1-10 2005, s. 6-16; Martikainen 2018, s. 28-33.)

Hitsausliitoksen muoto vaikuttaa keskeisesti lamellirepeilyherkkyyteen, alttiimpia liitosmuotoja ovat L-, T-, ja ristiliitokset. Kuvan 9 kohdan (a) mukainen levyn reunaan sijoitettu liitos, joissa kuormitussuunta on levyn paksuussuuntainen, on erityisen altis repeilylle. SSAB:n (2018, s. 18) mukaan herkkyyttä vähentää, jos levyn reuna on polttoleikattu. Kuvan 9 kohdan (b) mukaisesti hitsiliitoksen valmistusteknisillä muutoksilla voidaan vaikuttaa tilanteeseen; jos hitsiliitoksella ”suljetaan” levyn reuna, repeilyherkkyys alenee. (Kou 2003, s. 423-425; Lippold 2015, s. 198-199.)



Kuva 9. Kulmaliitos; (a) Lamellirepeilyherkkä konstruktio. (b) Parempi liitosmuoto. (Kou 2003, s. 424)

Lamellirepeilyn välttämiseksi voidaan rakenteen suunnitteluvaiheessa vaikuttaa erityisesti kiinnittämällä huomiota ulkoisten kuormitusten aiheuttamien jännitysten jakaantumiseen ja

kuormitussuuntiin suhteessa levyjen orientaatioon. Hitsauksen jäännösjännitysten minimoimiseksi voidaan vaikuttaa puskuri- tai butterointihitsauksella. Oikein toteutettuna se käytännössä eristää hitsiliitoksen jäännösjännitykset levystä. Valmistusteknisesti vähemmän vaativa tekniikka on monipalkohitsauksen tapauksessa symmetrinen hitsaus. Siinä hitsiliitoksen jäännösjännityksiä pienennetään hitsausjärjestyksen avulla pitämällä hitsauksen edetessä liitoksen jäykkyyttä suhteessa kutistuman aiheuttamiin jännityksiin mahdollisimman pienenä. Jos hitsiliitoksen ei tarvitse olla tasaluja, on mahdollista käyttää alilujaa lisäainetta. Tällöin lisäaineen plastinen muodonmuutos relaxoi sisäisiä jännityksiä. (Kou 2003, s. 424; Lippold 2015, s. 199-201.)

2.3.4 Myöstöhalkeilu

Myöstöhalkeilulla tarkoitetaan myöstö- tai jännityksenpoistohehkutuksen ja joissakin tapauksissa monipalkohitsauksen yhteydessä tavattavaa halkeilua. Tyypillisesti halkeama esiintyy lämpömuutosvyöhykkeen rakeenkasvualueella edeten perinnäisiä austeniitin raerajoja pitkin. Myöstöhalkeiluerkkiä teräslaatuja ovat erityisesti austeniittiset ruostumattomat teräkset ja Cr-Mo-V -seosteiset painelaiteteräkset. Kuitenkin ilmiötä tavataan niukkaseosteisilla teräksillä erityisesti kromi-, vanadiini- ja molybdeeniseostetuilla teräslaaduilla. Tähän kategoriaan voidaan laske kuuluvaksi nuorrutetut lujat rakenneteräkset (Latypova & Kauppi 2018, s.30). Näille teräksille myöstöhalkeilutaipumus perustuu martensiitin muodostukseen lämpömuutosvyöhykkeellä. (Lippold 2015, s. 149; Martikainen 2018, s. 34-36.)

Lippoldin mukaan (2015, s.150) niukkaseosteisten terästen myöstöhalkeilu vaatii seuraavat osatekijät:

- Hitsauksen yhteydessä kasvanut austeniittirakeen koko
- Hitsauksen aikana austeniittiin lienneet karbidit
- Jäännösjännitykset
- Myöstöhehkutuslämpötila 300-675 °C
- Sisäisten jännitysten relaxoituminen myöstön aikana

Hitsauksen yhteydessä karkearakeiselle vyöhykkeelle muodostuu lienneiden karbidien myötävaikutuksella kova, jännityksenpoistohehkutuksen vaativa karennut alue. Myöstöhalkeilun tarkka syntymekanismi riippuu teräksen seostuksesta, epäpuhtauksista, hitsauksen aiheuttamasta lämpösyklistä, perinnäisen austeniitin raerajoista ja

myöstöhehkutuksen yksityiskohdista. Myöstöhalkeilu aiheutuu kuitenkin myöstön aikaisen jäännösjännitysten relaxoitumisen ja rakeen sisäisen erkautuskarkenemisen yhteisvaikutuksena. Rakeen sisäinen erkautuskarkeneminen kasvattaa rakeen lujuutta, raerajojen pysyessä lujuudeltaan ennallaan. Tämä johtaa jännitystenpoistossa tapahtuvan virumisen keskittymiseen raerajoille, jolloin paikallisesti voidaan ylittää rakenteen muodonmuutoskyky. Myös epäpuhtauksien suotaantuminen raerajoille lisää myöstöhalkeiluerkkyyttä. Epäpuhtauksien muodostamat hauraat raerajafaasit luovat otolliset olosuhteet raerajoja pitkin etenevälle halkeamalle. (Lippold 2015, s. 150-153; TWI ltd 2021.)

$$\Delta G = 10C + Cr + 3,3Mo + 8,1V - 2 \quad (4)$$

$$PSR = Cr + Cu + 2Mo + 10V + 7Nb + 5Ti - 2 \quad (5)$$

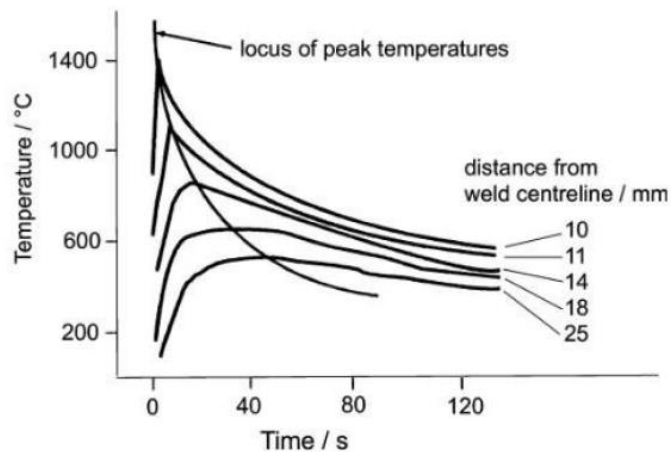
$$CERL = 0,2Cu + 0,44S + 1,0P + 1,8As + 1,9Sn + 2,7Sb \quad (6)$$

Myöstöhalkeiluerkkyyttä voidaan arvioida erilaisten tunnuslukujen avulla. Kaavan 4 mukainen ΔG -tunnusluku perustuu arvioon niukkaseosteisen teräksen karbidien muodostusherkkyyteen. Jos lukuarvo on >2 , terästä voidaan pitää myöstöhalkeilualttiina. Kaava 5 perustuu samaan oletukseen, PSR arvon ylittäessä 0, myöstöhalkeiluerkkyys on kohonnut. Kaavan 6 mukainen CERL tunnusluku pohjautuu raerajoille suotaantuvien epäpuhtauksien määrään. (Lippold 2015, s. 153-154; Martikainen 2018, s. 36; TWI ltd 2021.)

2.3.5 Lämmöntuonti ja jäähtyminen

Terästen sulahitsauksessa lämmöntuonnilla ja sen rakenteeseen kohdistamalla lämpösyklillä on merkittävä vaikutus hitsausliitoksen ominaisuuksiin. Hitsauslisäaineen jäähmettymisdynamiikan lisäksi lämmöntuonnilla vaikutetaan keskeisesti perusaineen ominaisuuksiin. Perusaineen kokema lämpötila-aika-sykli riippuu pääasiassa lämmöntuonnin lisäksi tarkasteltavan pisteen etäisyydestä sularajalle ja hitsiliitoksen geometriasta sekä mahdollisesta esilämmityksestä, eli korotetusta työlämpötilasta. Perusaineen jäähtymisprofiili vaikuttaa keskeisesti HAZ:iin muodostuvaan mikrorakenteeseen. Teräksillä yleisin jäähtymisprofiilin vaikutuksien arviointiin käytettävä tunnusluku on $t_{8/5}$ aika. Se on 800-500 °C lämpötilavälin jäähtymiseen kuluva aika. Se kuvaa useimmilla hitsattavilla teräksillä austeniitin hajaantumislämpötila-aluetta. Kuvan 10

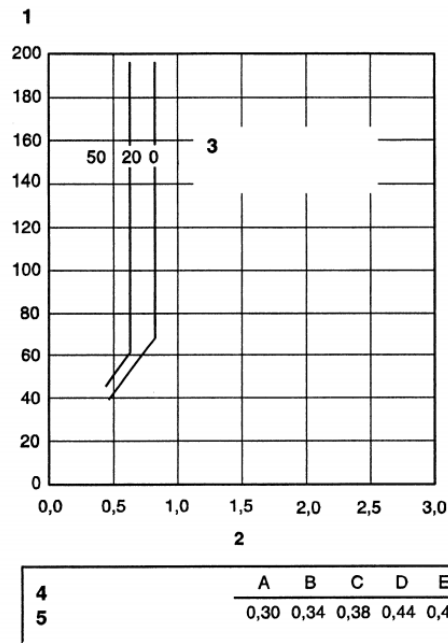
mukaisesti perusaineen lämpösyklin suurin lämpötila tippuu nopeasti etäisyyden kasvaessa hitsiliitoksesta lämmönjohtumisen vaikutuksesta, jäähtymisnopeuden muutoksen kuitenkin ollessa vähäinen. $t_{8/5}$ ajan käyttökelpoisuus perustuukin osaltaan tähän seikkaan, jos jäähtymisnopeus muuttuisi yhtä merkittävästi kuin suurin lämpötila, $t_{8/5}$ ei voisi käyttää laajalla etäisyysalueella mikrorakennetasolla tapahtuvien muutosten arviointiin. (Lippold 2015, s. 60-61; Bhadeshia & Honeycombe 2017, s. 388-389.)



Kuva 10. Tyypillinen hitsiliitoksen perusaineen lämpötila-aika -sykli eri etäisyyksillä hitsin keskilinjasta. (Bhadeshia & Honeycombe 2017, s. 389)

$$Q = k(U * I)/v \quad (7)$$

Hitsauksen lämmöntuonti lasketaan kaarihitsauksen tapauksessa standardin SFS-EN 1011-1 mukaan kaavan 7 mukaisesti. Kaavassa Q on lämmöntuonti, U on jännite, I on virta, v on hitsausnopeus ja k on hitsausmenetelmäkohtainen terminen hyötysuhde. Terminen hyötysuhde vaihtelee kaarihitsauksessa tyypillisesti välillä 1,0-0,6. Lämpöenergian jakaantuminen perusaineeseen riippuu voimakkaasti tehotiheysjakaumasta. Se vaikuttaa hitsauksen tunkeumaan; hitsausnopeuden pysyessä vakiona, lämmöntuonin tehotiheyden kasvaessa tunkeuma kasvaa. Tehotiheysjakauma riippuu käytetystä hitsausmenetelmästä ja lämmöntuonnista. (SFS-EN 1011-1 2009, s. 18-20; Kou 2003, s. 57-58.)



Kuva 11. Hitsausolosuhteet teräksille eri hiiliekvivalentin arvoilla. 1 Yhdistetty aineenpaksuus [mm]. 2 Lämmöntuonti [kJ/mm]. 3 Vähimmäisesikumennulämpötila [°C]. 4 Vetyasteikko. 5 Hiiliekvivalentti, enintään. (SFS-EN 1011-2 2001, s. 36)

$$T_p = 697CET + 160 \tanh\left(\frac{d}{35}\right) + 62HD^{0,35} + (53CET - 32)Q - 328 \text{ [}^\circ\text{C]} \quad (8)$$

Terästen sulahitsauksen lämmöntuontia suunniteltaessa yksi keskeisistä tekijöistä on kylmähalkeilu. Hitsauksen lämmöntuonnilla voidaan vaikuttaa kylmähalkeiluherkän mikrorakenteen syntyyn, ja vedyn poistumiseen hitsistä. Jos $t_{8/5}$ on liian lyhyt, on vaarana, että HAZ:iin syntyy voimakkaasti karennut alue. Pienellä lämmöntuonnilla lämpöenergia johtuu hitsattavaan rakenteeseen niin tehokkaasti, että martensiittisen mikrorakenteen muodostuksen mahdollistava jäähtymisnopeus voi esiintyä. Jäähtymisnopeutta voidaan hidastaa esikumennuksen avulla. SFS-EN 1011-2:ssa on esitetty kaksi menetelmää lämmöntuonnin/esikumennuslämpötilan määrittämiseksi niukkaseosteisille teräksille. Tavassa A käytetään kuvan 11 mukaisia kuvaajia, joista voidaan yhdistetyn aineenpaksuuden, lisäaineen vetyasteikon ja perusaineen hiiliekvivalentin avulla määrittää lämmöntuonnin ja esilämmityslämpötilan yhdistelmä, joilla kylmähalkeilua voidaan tehokkaasti välttää. Tapa B perustuu perusaineen kemiallisen koostumuksen, levynpaksuuden, vetypitoisuuden ja lämmöntuonnin huomiointiin esikumennuslämpötilan vähimmäisvaatimuksen määrittämiseksi kaavan 8 mukaisesti. Laskukaavassa CET on

kaavan 2 mukaisesti laskettu hiiliekvivalentti, d [mm] on paksumman levyn levynpaksuus, HD [ml/100g] on lisäaineen vetypitoisuus ja Q [kJ/mm] on lämmöntuonti. Standardissa määriteltäviä esikuumennuslämpötilaa voidaan käyttää myös monipalkohitsauksen yhteydessä välipalkolämpötilan raja-arvona. (SFS-EN 1011-2 2001, s. 24-74.)

Standardissa SFS-EN 1011-2 on esitetty laskentamenetelmät $t_{8/5}$ ajan määrittämiseksi. Siinä on eroteltu kaksi- ja kolmiulotteisen lämmönjohtumisen tapaukset. Eri liitosmuotojen geometria on huomioitu liitosmuotokertoimen avulla. SFS-EN 1011-2 suosittaa jäähtymisajoiksi lujille seostamattomille ja niukkaseosteisille ferriittisille teräksille 5-25s. On kuitenkin huomioitavaa, että erityisesti suurlujuusrakenneteräksillä lämmöntuonin, ja sitä kautta jäähtymisajan sallitut arvot voivat olla standardissa esitetyjä rajoitetumpia. Dillinger Hütte GTS suosittaa 690 MPa lujuusluokan nuorrutetulle Dillimax myyntinimikkeen rakenneteräkselle $t_{8/5}$ ajaksi enimmillään 20 s, 965 MPa lujuusluokalle 8 s ja 1100 MPa lujuusluokalle 12 s. SSAB suosittaa 700 MPa lujuusluokan termomekaanisesti valssatuille Strenx myyntinimikkeen rakenneteräkselle jäähtymisajaksi 1–20 s, 960 MPa lujuusluokalle 1–15 s ja 1100 MPa lujuusluokalle 1–10 s. (SFS-EN 1011-2 2001, s. 76; Dillinger Hütte GTS 2007, s. 24-26; SSAB 2018, s. 13.)

Pirinen (2013, s. 154-155) totesi väitöskirjassaan, että tutkimuksessa mukana olleen termomekaanisesti valssatun 8 mm levyn tapauksessa 690 MPa lujuusluokan teräksellä jäähtymisajan arvoon 21s johtava lämmöntuonin arvo oli suurin suositeltavissa oleva. Tätä suuremmalla lämmöntuonnilla hitsiliitoksen iskusitkeys, vetolujuus ja väsymisominaisuudet alkoivat heikentyä. Peng et al. (2018, s. 968) havaitsivat 25 mm levyn tapauksessa 890 MPa lujuusluokan termomekaanisesti valssatun rakenneteräksen lujuusominaisuuksien heikkenevän jäähtymisajan kasvaessa, tutkimuksessa $t_{8/5}$ sai arvot 9 s, 11 s ja 14 s. Merkittävin vaikutus jäähtymisajan kasvaessa 9 sekunnista 14 sekuntiin oli iskusitkeyteen; -20 °C:ssa iskuenergia tippui 71 joulesta 42 jouleen. Liitoksen myötölujuus ei alentunut yhtä merkittävästi kuin murtolujuus, joka heikkeni n. 5 %. Strotmann et al. (2018, s. 269) tutkimuksessaan havaitsivat, että 690 MPa, 700 MPa ja 960 MPa lujuusluokan rakenneteräksillä valmistusmenetelmästä riippumatta alilujan hitsiliitoksen plastinen muodonmuutoskapasiteetti nousee lämmöntuonin ja jäähtymisajan kasvaessa, kuormankantokyvyn vastaavasti heikentyessä.

2.3.6HAZ

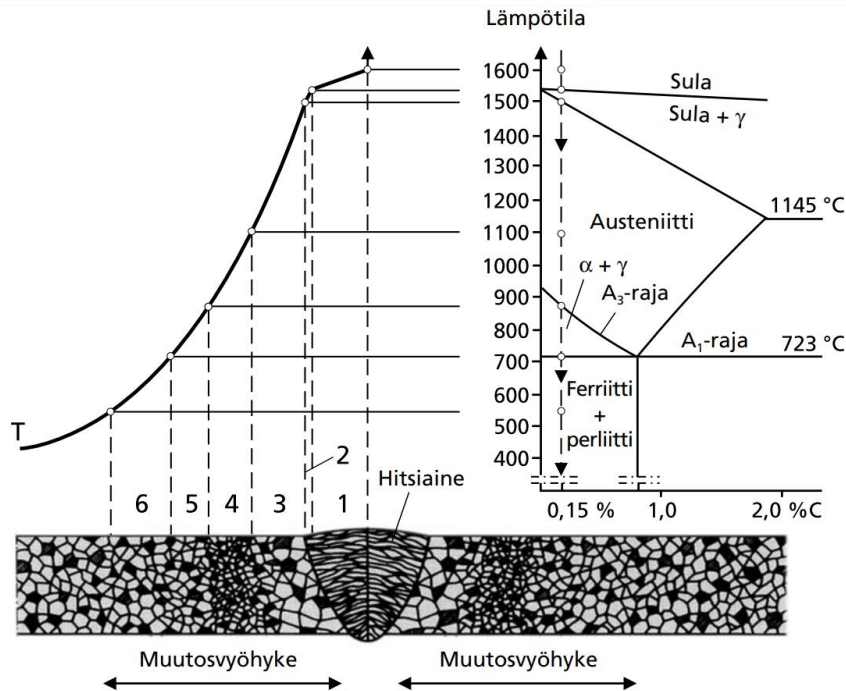
HAZ eli lämpömuutosvyöhyke on hitsiliitoksen mekaanisten ominaisuuksien kannalta kriittinen alue. Tyypillisesti hitsiliitoksen lujuus on alentunut HAZ:ssa. Lisäksi voidaan havaita muuttumattomaan perusaineeseen verrattuna iskusitkeydeltään ja plastiselta muodonmuutoskyvyltään heikentyntä materiaalia, jonka kovuus on merkittävästi kasvanut. Hitsauksen aikana rakenteeseen tuotu lämpöenergia saa aikaan perusaineen eri pisteissä erilaisia lämpösyklejä. Lämpösykli voi aiheuttaa teräkseen Lippoldin (2015, s. 61) mukaan mm. seuraavia metallurgisia vaikutuksia:

- Rekrystallisaatio
- Rakeenkasvu
- Faasimuutokset
- Ylivanheneminen/erkaumien liukeneminen
- Erkautumisreaktio
- Jännitysten poisto

Kuvan 12 mukaisesti HAZ jaetaan eri vyöhykkeisiin lämpösyklin aikaansaamien muutosten mukaan. Vyöhykkeiden jako noudattelee lämpösyklin suurinta lämpötilaa. Mikrorakennetaso muutosten kannalta keskeinen tekijä on suurimman lämpötilan lisäksi jäähtymisnopeus. HAZ:n leveys/mitat riippuvat lämmöntonin lisäksi lämmönjohtavuudesta ja mahdollisesta esilämmityksestä. Suuri lämmönton tai alhainen lämmönjohtavuus johtavat leveän muutosvyöhykkeen muodostumiseen. Yleisesti ottaen HAZ:n leveyden kasvaessa hitsiliitoksen lujuusominaisuudet heikentyvät. Esilämmityksellä tai monipalkohitsauksen yhteydessä välipalkolämpötilalla on lämmöntonin kasvattamista vastaavan kaltainen kokonaisvaikutus HAZ:iin. (Lippold 2015, s. 60-61; Stemne et al. 2017, s. 31-33.)

Standardissa SFS-EN ISO 15614-1 on esitetty ISO/TR 15608 materiaaliryhmittäin hitsauksen menetelmäkokeen hyväksyntäraajat hitsiliitoksen kovuusmittaustuloksille. 355 MPa lujuusluokan rakenneteräkset kuuluvat ISO/TR 15608 terästen ryhmittelyyn mukaan 1.2 alaryhmään. Niille sallitaan enimmillään 380 HV10 kovuus käsittelemättömästä hitsistä mitattuna ja 320 HV10 lämpökäsittelyn jälkeen. Termomekaanisesti valssatut hienoraeteräkset kuuluvat ISO/TR 15608 mukaan ryhmään 2. Niillä on 890 MPa lujuusluokkaan saakka vastaavat hyväksyntäraajat kuin 355 MPa lujuusluokan rakenneteräksillä. Nuorrutusteräkset kuuluvat ryhmään 3. Niille sallitaan

käsittlemättömänä 450 HV10 kovuus, ja lämpökäsittelyn jälkeen 380 HV10. Niille teräslaaduille, joiden lujuusluokka on suurempi kuin 890 MPa, on määritettävä hyväksyntärajat erikseen. Hitsiliitoksessa mitattu suurin kovuus on hyvä indikaattori liitoksen halkeiluerkkyyden arvioinnissa. (CEN ISO/TR 15608 2017, s. 6; SFS-EN ISO 15614-1 2017 s. 20.)



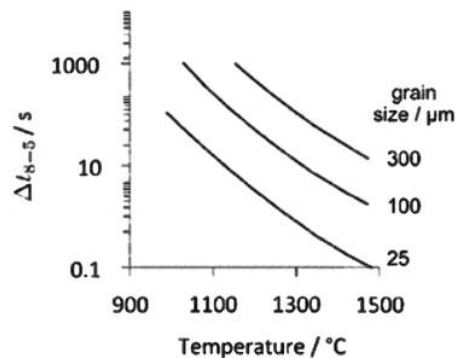
Kuva 12. Hitsausliitoksen vyöhykkeet teräksessä, jonka hiilipitoisuus on 0,15 %. 1: Hitsiaine, 2: Sularaja, 3: Karkearakeinen vyöhyke. 4: Hienorakeinen vyöhyke. 5: Osittain austenoitunut vyöhyke. 6: Karbidien palloutumisvyöhyke. (Ovako 2020, s. 4)

Jos tavoitellaan tasalujaa hitsiliitosta, lämpömuutosvyöhykkeen pehmenneen alueen merkitys kasvaa. Maurer et al. (2015, s. 822) mukaan pehmenneen alueen lujuus ja leveys, sekä lisääneen lujuus ovat tärkeimmät osatekijät liitoksen kuormankantokykyyn, näistä pehmenneen alueen leveydellä on kokonaisuuden kannalta merkittävin vaikutus. Yleisesti pehmenneen alueen leveyden ylittäessä 0,2 x levyn paksuuden, voidaan odottaa kuormankantokyvyn heikentyneen. Tätä ohuemmissa alueilla perusaineen ja hitsilisäaineen korkeampi myötölujuus HAZ:iin verrattuna rajoittaa HAZ:n plastista muodonmuutosta näin kasvattaen kuormankantokykyä. Lujitusvaikutus perustuu HAZ:ia ympäröivien alueiden elastisen muodonmuutoksen kuormituksen poikittaissuuntaisia muodonmuutoksia estävään vaikutukseen. Tämä johtaa hydrostaattiseen jännitystilaan, joka estää HAZ:lla tapahtuvaa

kuroutumista. Lisäksi lujitusvaikutukseen vaikuttaa hitsin geometriset tekijät. (Maurer et al. 2015 s. 822; Björk et al. 2012, s. 81; Amraei et al. 2016a, s. 228.)

CGHAZ

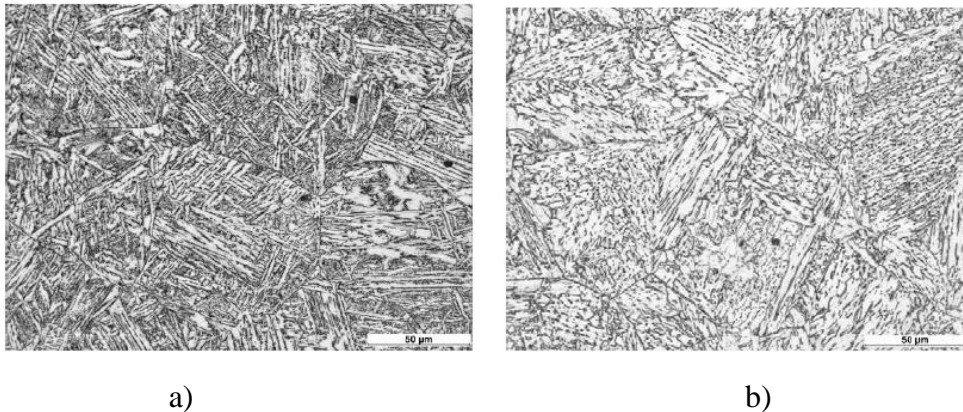
Karkearakeinen vyöhyke eli CGHAZ on tyypillisesti saavuttanut 1100-1500 °C lämpötilan hitsauksen aikana. Tällöin rakenneteräkset ovat selvästi ylittäneet A_{c3} -rajan, mikä mahdollistaa austeniittialueella tapahtuvan rakeenkasvun. Tyypillisesti CGHAZ:ssa havaitaan 5–15 kertaa suurempia rakeita kuin muuttumattomassa perusaineessa. Rakeenkasvun voimakkuus riippuu teräksen seostuksen lisäksi lämpösyklistä. Kuvan 13 mukaisesti rakeenkasvu riippuu epälineaarisesti jäähtymisajasta ja suurimmasta lämpötilasta. Hall-Petch -ilmiön mukaisesti CGHAZ:ssa myötölujuus on rakeiden kasvun vaikutuksesta heikentynyt. Tietty lujien rakenneterästen mikroseosaineet hidastavat rakeenkasvua, niiden muodostamat nitridit ja karbidit ovat kuitenkin rajoitetulla lämpötila-alueella stabiileja. Titaani on yleisistä mikroseosaineista korkeimmassa lämpötilassa rakeenkasvua estävä, sen avulla voidaan päästä jopa 1350 °C:een, ennen kuin erkaumat alkavat liueta austeniittiin (Yao & Kocak 1990). (Bhadeshia & Honeycombe 2017, s. 390-391, 393-394; Kou 2003, s. 403; Lippold 2015, s. 62.)



Kuva 13. Periaatteellinen kuvaaja austeniittirakeenkasvun aika-lämpötila riippuvuudesta. Pystyakselilla $t_{8/5}$ [s], vaaka-akselilla lämpösyklin suurin lämpötila [°C] (Bhadeshia & Honeycombe 2017, s. 393)

Lujilla karkaistuilla ja nuorrutetuilla rakenneteräksillä karkearakeisen vyöhykkeen alueelle, lähelle sularajaa, voi muodosta kapea voimakkaasti karennut alue. CGHAZ on kuvan 14 mukaisesti mikrorakenteeltaan martensiittinen tai martensiittis-bainiittinen. Pienellä

lämmöntuonnilla hitsatessa on riskinä, että muodostuu perusaineen kovuusarvot ylittävä alue. Bayock et al. (2019) tutkivat karkaistun ja nuorrutetun 690 MPa lujuusluokan rakenneteräksen HAZ:ia kolmella eri lämmöntuonnilla, 1,0 kJ/mm, 1,4 kJ/mm ja 1,7 kJ/mm. Tutkitun teräslaadun *CE*-luku oli 0,41. Em. lämmöntuonneilla hitsiliitoksen mitatut todelliset $t_{8/5}$ jäähtymisajat olivat 18,8 s, 30,5 s ja 36 s. Lyhyimmällä jäähtymisajalla CGHAZ:ssa ylitettiin perusaineen kovuus 15 %:lla, sen saavuttaessa arvon 310 HV. Sisodia & Gaspar (2019) tutkivat S960QL rakenneteräksen HAZ:ia Gleeble 3500 -simulaattorin avulla. Tutkimuksessa CGHAZ:ia simuloitiin niin, että suurin lämpötila oli 1350 °C ja $t_{8/5}$ jäähtymisajat olivat 5 s ja 30 s. Lyhyemmällä jäähtymisajalla CGHAZ:ssa keskimääräinen HV10 kovuus oli n. 430, ja 30 s jäähtymisajalla n. 380. Lyhyestä jäähtymisajasta huolimatta kovuus alitti lujuusluokaltaan alemmille rakenneteräksille SFS-EN ISO 15614-1 standardissa esitetyn hyväksyntärajan, vaikka tutkitun teräslaadun hiiliiekvivalentti *CE* oli suhteellisen korkea; 0,55.



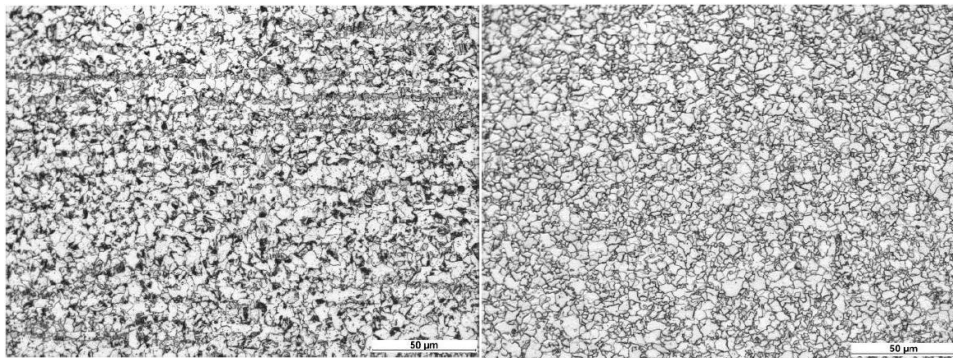
Kuva 14. a) QT HSS:n CGHAZ, b) MC HSS:n CGHAZ. (Pirinen 2013, s. 140)

Termomekaanisesti valssattu rakenneteräs ei ole lujaan karkaistuun ja nuorrutettuun laatuun verrattuna tyypillisesti yhtä herkästi karkeneva. Termomekaanisesti valssatun teräksen CGHAZ:iin muodostuu tyypillisesti bainiittis-ferriittinen mikrorakenne (kuva 14 b)). Sisodia & Gaspar (2019) havaitsivat Gleeble 3500 -simulaattorin avulla tehdyssä tutkimuksessa S960M CGHAZ:n kovuuden pysyvän hyvin lähellä muuttumattoman perusaineen kovuutta 5 s ja 30 s jäähtymisajoilla. Bayock et al. (2019) havaitsivat termomekaanisesti valssatun teräksen CGHAZ:ssa 10 % kovuuden alentuman perusaineeseen verrattuna. Tätä kovuusalenemaa selitettiin rekristallisaatiolla ja lisääntyneellä austeniitin eutektoidisen hajaantumisen yhteisvaikutuksella.

FGHAZ

Hienorakeisessa vyöhykkeessä, eli FGHAZ:ssa lämpösykli on saavuttanut A_{c3} lämpötilan, mutta ei austeniittisen rakeenkasvun vaatimaa lämpötilaa. Rakeenkasvun vaatima lämpötila riippuu teräksen seostuksesta, erityisesti niobi ja titaani nostavat lämpötilaa. Yleensä rajalämpötilana pidetään 1100°C-1300 °C. Selkeän rajan määrittäminen CGHAZ:n ja FGHAZ:n välille voi kuitenkin olla mikrorakennetta tarkastelemallakin haasteellista, koska mikrorakenteen muutos tapahtuu liukuvasti (Pirinen 2013, s. 143). Bhadeshia & Honeycomben (2017) mukaan FGHAZ:in raekoko on tyypillisesti 20-40 µm. Nykyaikaisilla hienoraerakenneteräksillä raekoko voi olla merkittävästi pienempi, Pirinen (2013) raportoi nuorrutetulla rakenneteräksellä raekoon keskiarvoksi FGHAZ:ssa 4 µm. FGHAZ:iin muodostuva mikrorakenne riippuu jäähtymisnopeudesta ja seosaineistuksesta. (Lippold 2015, s. 65-66.)

Kuvan 15 b) kohdassa on nähtävillä termomekaanisesti valssatun lujan rakenneteräksen ja vasemmassa reunassa nuorrutusteräksen CGHAZ. Mikrorakenne koostuu molemmassa tapauksessa pääasiassa polygonaalista ferriitistä ja bainiittisaarekkeista. FGHAZ on molemmilla rakenneteräslajeilla tyypillisesti HAZ:n pehmein alue. Bayock et al. (2019) havaitsivat nuorrutetulla rakenneteräksellä 20 % ja termomekaanisesti valssatulla teräksellä 30 % kovuuden aleneman perusaineeseen verrattuna. Pirisen (2013) mukaan kovuuden aleneminen FGHAZ:ssa johtuu osaltaan austenoitumisen yhteydessä tapahtuvalla raerajojen leventymisellä. Tämä edistää jäähtymisvaiheessa hienorakeisen polygonaalisen ferriittisen rakenteen muodostumista austeniitin hajaantumistuotteena.



a)

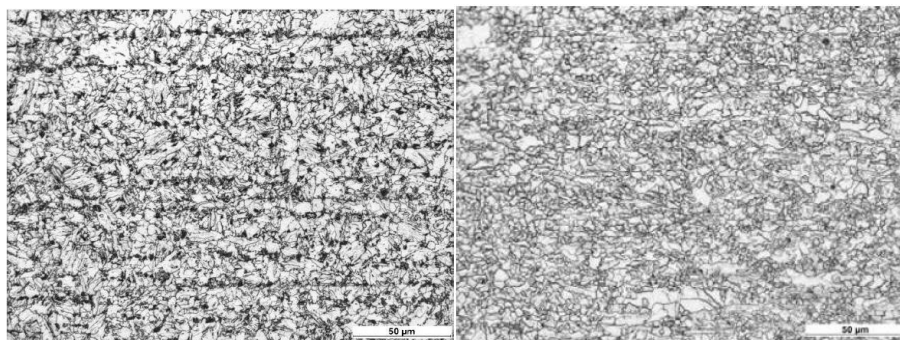
b)

Kuva 15. a) QT HSS:n FGHAZ, b) MC HSS:n FGHAZ. (Pirinen 2013, s. 144-145)

ICHAZ

Osittain austenoitunut vyöhyke, eli ICHAZ on saavuttanut A_{c1} ja A_{c3} välillä olevan lämpötilan hitsauksen aikana. Lämpösyklin vaikutuksesta tapahtuu vain osittainen austenoituminen. Austenoituneet alueet voivat jäähtymisnopeudesta ja seosainestuksesta riippuen muodostua martensiittiseksi, bainiittiseksi tai perliittiseksi. Austenoitumattomilla alueilla tapahtuu karbidien palloutumisherkutuksen kaltainen käsittely, joka heikentää paikallisesti teräksen lujuutta. Jäähtymisajan kasvaessa lämpötila pysyy kauemmin A_{c1} ja A_{c3} välillä. Tämä mahdollistaa austeniitin hiilipitoisuuden kasvamisen. Jäähtymisen yhteydessä tämä lisää todennäköisyyttä martensiittisen mikrorakenteen muodostumiseen. Martensiittisen rakenteen ja austenoitumattoman alueen heikentyneen lujuuden yhdistelmä luo halkeiluherkän rakenteen. (Sisodia & Gaspar 2019, s. 493.)

Muodostuva mikrorakenne riippuu perusaineen lähtötilasta. Kuvassa 16 a) kohdassa nähtävän nuorrutetun rakenneteräksen ICHAZ. Muuttumattoman perusaineen mikrorakenne on ollut martensiittis-bainiittinen. Nyt rakenteessa on nähtävissä voimakasta sementtiin palloutumista, päästömartensiittis-bainiittisessa matriisissa. Rakenteen kovuus on tyypillisesti alentunut muuttumattomaan perusaineeseen verrattuna. Pirisen (2013) mukaan tämä on seurausta ferriittisen rakenteen suhteellisen määrän kasvamisesta. Kuvan 16 b) kohdassa oleva termomekaanisesti valssattu 700 MPa lujuusluokan rakenneteräs on mikrorakenteeltaan niukasta hiilipitoisuudesta johtuen lähes ennallaan, eivätkä lujuusominaisuudet ole merkittävästi muuttuneet. Kuitenkin lämmöntuonin kasvaessa lujuus alkaa tippua myös ICHAZ:ssa. Bayock et al. (2019) havaitsivat tutkimuksessaan suhteellisen suurilla $t_{8/5}$ jäähtymisajoilla 18,8 s, 30,5 s ja 36 s molemmille 690QT ja 690 TMCP merkittävän kovuuden aleneman ICHAZ:ssa. (Pirinen 2013, s. 145-148.)



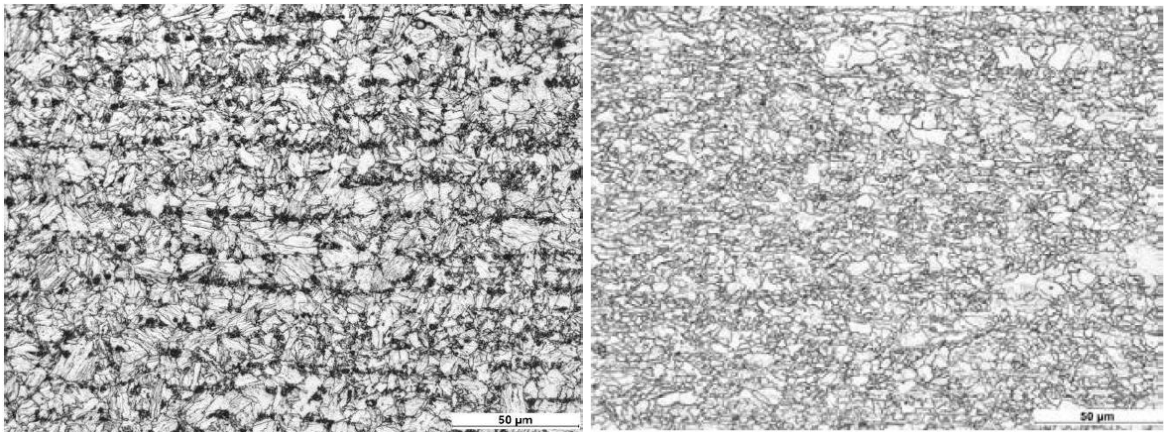
a)

b)

Kuva 16. a) QT HSS:n ICHAZ, b) MC HSS:n ICHAZ. (Pirinen 2013, s. 146-147)

SCHAZ

Karbidien palloutumisvyöhyke, eli SGHAZ on saavuttanut enimmillään A_{c1} lämpötilan. Lämpösyklin vaikutuksesta rakenteeseen muodostuu perinnäisen austeniitin raerajoille sementiittipalloumia. Sementiitti muodostuu pääasiassa martensiitin hajaantumisen seurauksena. Teräksen hiilipitoisuudella on merkittävä vaikutus SCHAZ:iin. Kuvan 17 b) kohdassa näkyvä termomekaanisesti valssattu niukkahiilinen rakenneteräs ei ole merkittävästi muuttunut suhteessa perusaineeseen mikrorakenteen tai lujuusominaisuuksien suhteen. Nuorrutettu rakenneteräslaatu puolestaan on (kuva 17 a)) suuremman hiilipitoisuuden, ja osittain martensiittisen mikrorakenteen vaikutuksesta kokenut merkittävää sementiitin palloutumista.



a)

b)

Kuva 17. a) QT HSS:n SCHAZ, b) MC HSS:n SCHAZ. (Pirinen 2013, s. 147)

Pirisen (2013) väitöskirjassa julkaistuissa tuloksissa kovuus tippui QT HSS:n SCHAZ:n alueella melko lineaarisesti etäisyyden hitsiaineeseen vähentyessä. Termomekaanisesti valssatun rakenneteräksen kohdalla SCHAZ:n alueella havaittiin vähäistä kovuuden pienenemistä, kuitenkin SCHAZ:n ja muuttumattoman perusaineen rajalla havaittiin lievää kovuuden kasvua. Vastaavia tuloksia saivat myös Lahtinen et al. (2019) tutkiessaan S700MC ja S690QL teräslaatujen MAG-hitsausliitoksia käyttäen 5 s, 10 s, 15 s ja 20 s $t_{8/5}$ jäähtymisaikoja.

3 LÄMPÖKÄSITTELY

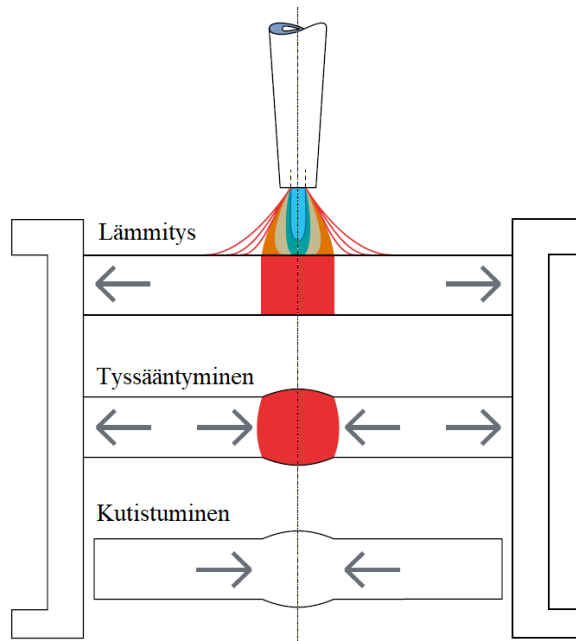
Tässä työssä käsitellään lämpökäsittelyiden osalta kuumilla oikomista ja myöstö-, eli jännityksenpoistohehkutusta. Myöstöhehkutusta tehdään yleensä 500–650 °C lämpötilassa (Hannula et al. 2020, s. 150-151). Hehkutusta suoritetaan yleensä lämpökäsittelyuunissa, jolloin aika-lämpötila-profiilia voidaan hallita suhteellisen tarkasti. Kuumilla oikominen edustaa prosessin hallinnan kannalta toista ääripäätä. Kyseessä on usein aistinvaraisesti tehty käsittely, jossa voidaan ääritapauksissa paikallisesti jopa lähennellä teräksen sulamislämpötilaa.

3.1 Kuumilla oikominen

Hitsatuissa rakenteissa on usein muodonmuutoksia, jotka ovat sallittua suurempia. Teräsrakenteita voidaan monissa tapauksissa oikoa ilman lämmitystä, puhtaasti mekaanisin menetelmin. Tällöin muodonmuutokset perustuvat pääasiassa pysyviin venymiin. Plastisten muodonmuutosten vaatimaa kuormitustilaa voidaan myös pienentää lämmittämällä rakennetta paikallisesti. Monissa tilanteissa hyödynnetään kuitenkin kuumilla oikomista, jossa muodonmuutokset perustuvat tyssäntymiseen. Kuumilla oikomisessa voidaan myös hyödyntää lisänä mekaanisia menetelmiä (esim. kiila, tunkki tai talja). Mekaanisilla tai termisillä menetelmillä lujia rakenneteräksiä muokatessa päädytään erilaisiin lujuusominaisuuksiin. Amraei et al. (2016b) havaitsivat S960 rakenneteräksen tapauksessa paikallisen lämpökäsittelyn heikentävän plastista muodonmuutoskapasiteettia merkittävästi, n. 90 %. Mekaanisen taivutuskäsittelyn tapauksessa plastinen muodonmuutoskapasiteetti sekä murtolujuus pysyivät lähempänä käsittelemättömän perusaineen arvoja. (Optimisation and improvement of the flame straightening process (Optistraight): Final report 2012, s. 117-127.)

Kuvan 18 mukaisesti kuumilla oikoessa teräsrakenteeseen tuodaan lämpöenergiaa avoliekillä. Estetty lämpölaajeneminen aiheuttaa rakenteeseen puristusjäännityksiä, lisäksi lämmön vaikutuksesta teräksen lujuus heikkenee. Qiang et al. (2012) tutkivat S690QL terästä korotetuissa lämpötiloissa ja havaitsivat $R_{p0,2}$ myötörajan alenevan voimakkaasti lämpötilan kasvaessa; 300 °C:ssa se oli 87,9 %, 400 °C:ssa 79,4 %, 500 °C:ssa 62,8 % ja 600 °C:ssa enää 38 % huoneenlämmössä mitattuun verrattuna. Alentunut lujuus yhdessä


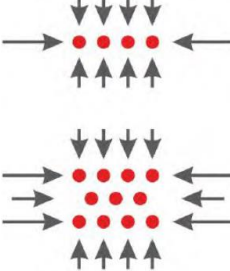

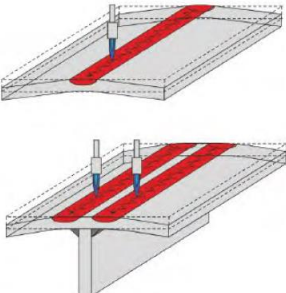
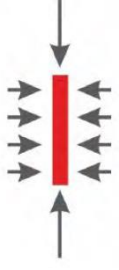
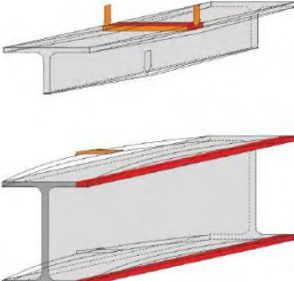

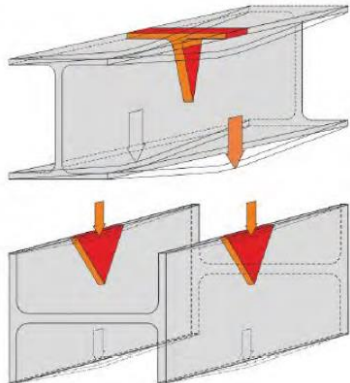
puristusjännityksiin aiheuttavat plastisia muodonmuutoksia, eli tyssäntymistä. Teräksen jäähtymiskutistuman vaikutuksesta tyssäntynyt alue aiheuttaa ympäröivään rakenteeseen vetojännitystilaa, jos ympäröivä rakenne estää vapaan kutistumisen. Jäähtymisen annetaan tyypillisesti tapahtua vapaasti ilmassa.



Kuva 18. Kuumilla oikomisen peruseriaate. (Mukaihen BOC Group, Linde PLC 2009, s. 9)

Taulukon 7 mukaisesti kuumilla oikominen voidaan toteuttaa erilaisia kuumennusmuotoja ja tunkeumaa käyttäen. Tapauskohtaisesti oikomisen vetojännitykset aiheuttavat rakenteeseen erilaisia muodonmuutoksia. Pistekuumilla oiotaan tyypillisesti levykentässä olevia kohoumia/lommoja tai muita tasomaisuuden epäjatkuvuuskohtia. Pinnallisia viivakuumennuksia käytetään usein levyn taivuttamiseen, erityisesti hitsatun palkin laipan suoristamiseksi. Levynpaksuuden läpätunkeutuvilla viivakuumilla ja kiilakuumilla voidaan saada aikaan merkittävämpiä rakennetta taivuttavia ja kiertäviä vaikutuksia. (Optimisation and improvement of the flame straightening process (Optistraight): Final report 2012, s. 124-127; BOC Group, Linde PLC 2009, s. 18-23.)

Taulukko 7. Kuumilla oikomisessa variaatioita. (Mukaellen Fieldmann & Schäfer 2019a, s. 946)

Kuvaus	Periaate	Variaatioita
Pistekuuma (pinnallinen ja läpitunkeutuva)		
Pinnallinen viivakuuma		
Läpitunkeva viivakuuma		
Kiilakuuma		

Linde PLC:n (2009) mukaan oikomisessa tulisi käyttää ensisijaisesti happi-asetyleeniliikkiä. Keskeinen ero happi-asetyleeni- ja happi-propaani- tai happi-metaaniliikin välillä on lämpövirran tiheydessä. Asetyleeniä käytettäessä lämpövirran tiheys on suuri (8-12 MW/m²) verrattuna propaaniin tai metaaniin (4-6 MW/m²) (Gyura et al. 2021,

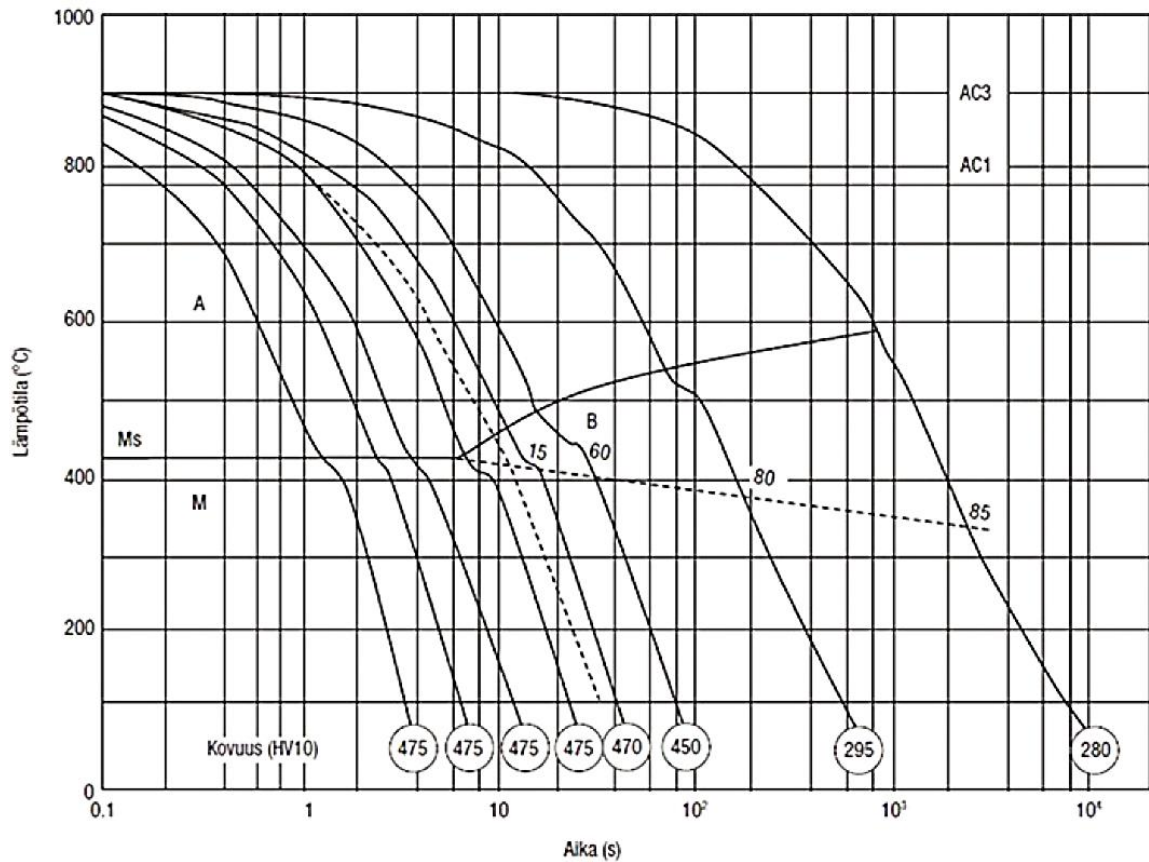
s. 546). Suuri lämpövirran tiheys luo hyvät edellytykset selvärajaisen ja kapea-alaisen lämmitetyn alueen muodostukselle. Tämä vähentää kokonaislämmöntuontia halutun vaikutusalueen saavuttamiseksi. Alemmalla lämpövirran tiheydellä lämmitys kestää kauemmin, ja lämpöenergian johtuminen rakenteeseen kasvaa. Tämä voi aiheuttaa paikallisia stabiliteettiongelmia, erityisesti jos käytetään ulkoisia kuormia oikomisesta tehostamiseksi. Kuitenkin suurilla levynpaksuuksilla läpituokevaa kuumennusta tehtäessä propaani voi olla turvallisempi vaihtoehto ylikuumentumisen välttämiseksi alhaisemman palolämpönsä vuoksi (Gyura et al. 2021, s. 546). Lämmöntuonti riippuu keskeisesti myös käytetystä suuttimesta. Laajoja alueita lämmitettäessä voidaan käyttää moniliekkisuuhtimia, kun taas pistekuomia ja kapeita viivakuomia tehdessä voidaan käyttää leikkauskäyttöön tarkoitettuja suuttimia. Suuttimen koko riippuu vaaditusta lämpötehosta. Taulukossa 8 on esitetty Linde PLC:n (2009) suosittelemia suutinkokoja eri teräslevynpaksuuksille, lisäksi taulukkoon on laskettu teoreettinen lämpöteho suositellun asetyleenin virtausmäärän perusteella (tehollisen lämpöarvon *LHV* arvolla 57120 J/l). Taulukossa on myös 40 % kokonaishyötysuhteella lämmöntuonnin arvo tyypillisen 4 mm/s kuljetusnopeuden tapauksessa. On kuitenkin huomioitavaa, että kuumilla oikomisissa todellinen lämmöntuonti voi merkittävästi vaihdella suoritustekniikasta johtuen, erityisesti suuttimen asento ja etäisyys levyn pinnasta vaikuttaa kokonaishyötysuhteeseen, joten hitsausprosesseihin vertailua tehtäessä on otettava huomioon prosessin ominaispiirteet. Levynpaksuuden kasvaessa lämmöntuonti voi kasvaa merkittävästi hitaammasta kuljetusnopeudesta johtuen. (Optimisation and improvement of the flame straightening process (Optistraight): Final report 2012, s. 124-127; 129-130.)

Taulukko 8. Suositeltu suutinkoko eri teräslevynpaksuuksille, sekä asetyleenin virtaussuosituksen perusteella lasketut lämpöteho ja lämmöntuonti. BOC Group, Linde PLC 2009, s. 15)

Suutinkoko	Levynpaksuus [mm]	Asetyleenin virtaus [l/min]	Teoreettinen lämpöteho [kW]	Teoreettinen lämmöntuonti [kJ/mm]
1-2	1-2	2,5	2,4	0,2
2-4	2-4	5	4,8	0,5
4-6	2-5	8,3	7,9	0,8
6-9	4-6	12,5	11,9	1,2

9-14	5-7	19,2	18,3	1,8
14-20	6-12	28,3	26,9	2,7
20-30	10-16	41,7	39,7	4,0
30-50	15-25	66,7	63,5	6,3
50-100	20-40	125	119	11,9

Kuumilla oikominen aiheuttaa teräsrakenteen eri pisteisiin erilaisia lämpösyklejä. Lämpösykliin vaikuttaa merkittävimmin todellinen lämmöntuonti. Fieldmann & Schäfer (2019b) mukaan rakenteen saavuttama suurin lämpötila n. 1000 °C saakka riippuu lineaarisesti todellisesta lämmöntuonnista. Kappaleessa 2.2 esitetyn taulukon 3 mukaisesti suositellut kuumilla oikomisessa saavutettavat suurimmat lämpötilat riippuvat teräksen toimitustilasta ja lujuusluokasta. Suositusten mukaisesti lyhytkestoisen ja pinnallisen kuumennuksen yhteydessä normalisoiduille ja termomekaanisesti valssatuille rakenneteräksille 700 MPa lujuusluokkaan saakka sallitaan enimmillään 900 °C lämpötila. Tämä tarkoittaa, että ainakin paikallisesti ylittyy A_{c3} -raja. Suurimmasta saavutetusta lämpötilasta riippuen kuumilla oikomisen yhteydessä tavataan samankaltaisia lämpömuutosalueita kuin hitsauksessa. Suositusten mukaisilla lämpötila-alueilla pysyttäessä voidaan rakenneteräslaadusta riippuen tavata SCHAZ:a, ICHAZ:a ja FGHAZ:a vastaavia muutosvyöhykkeitä. Gyura et al. (2021) mukaan kuumilla oikomisen yhteydessä voidaan tavata oikein suoritettunakin yli 100 s $t_{8/5}$ jäähtymisaikoja. Hitaan jäähtymisen myötä austeniitti hajaantuu kuvan 19 mukaisesti eutektisesti pääasiassa niin, että martensiittia ei muodostu ja bainiitin muodostuminen jää vähäiseksi, jolloin lujuusominaisuudet lujempien rakenneterästen tapauksessa heikkenevät.



Kuva 19. S690Q rakenneteräksen CCT-käyrät. (Lukkari et al. 2016 s. 97)

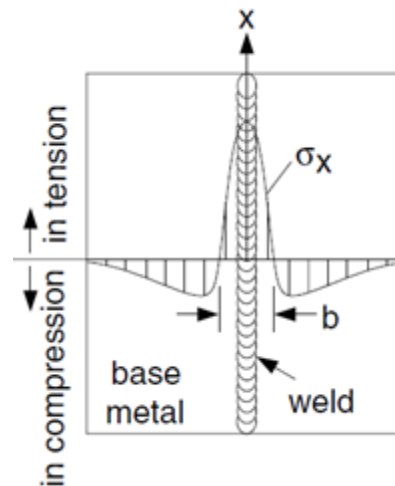
Gergely & Lazlo (2019) tekemissä havainnoissa S690QL ja S960QL rakenneteräksien kuumilla oikomisesta todetaan, että nopeutettu jäähtyminen vesisuihkun avulla johtaa herkästi martensiittiseen mikrorakenteeseen. He suorittivat tutkimuksessa kuumilla oikomisen kokemuksesta 750-800 °C tavoitelämpötilaa käyttäen. Vapaasti ilmassa jäähdyttäen S960QL teräksellä havaittiin 8mm levynpaksuuden tapauksessa 750-800 °C ja 1000-1200 °C tavoitelämpötiloissa kovuusarvoiltaan sekä perusainetta kovempi, että pehmeämpi alue. 25 mm levynpaksuudella matalampi tavoitelämpö johti ainoastaan pehmenneeseen alueeseen. Tämä johtui todennäköisesti geometrinen tekijöiden aiheuttamasta hitaammasta jäähtymisnopeudesta, jolloin karkeneminen vältettiin. 12 mm levynpaksuudella S690QL teräksessä havaittiin molemmilla tavoitelämpötiloilla ainoastaan perusaineen kovuuden ylittävät lämpömuutosalueet. Liekin välittömällä vaikutusalueella, levyn pinnassa kovuus nousi yli 30 %. (Gergely & Lazlo 2019, s. 4-7.)

Gyura et al. (2021) tutkivat S355J2+N ja S960QL rakenneterästen kuumilla oikomisesta Gleeble simulaattorilla asetyleeni- ja propaniliekkikumennusta vastaavilla

lämpötilaprofiileille, suurimman lämpötilan ollessa 675 °C, 800 °C ja 1000 °C. S355J2+N tapauksessa pinnakovuus nousi enimmillään n. 20 % perusaineeseen verrattuna. Iskusitkeyteen käsittelyllä oli merkittävä vaikutus, kaikissa tapauksissa -20 °C Charpy V-iskusitkeyden energia tippui yli 60 %. S960QL teräksen pintakovuus tippui asetyleeniliekkin tapauksessa 0-8 %, ja propaaniliekkin tapauksessa 3-15 %. Iskusitkeys nousi 675 °C ja 1000 °C tapauksissa Gyura et al. mukaan hienorakeisen mikrorakenteen johdosta. 800 °C lämpötilassa iskusitkeys kuitenkin heikkeni merkittävästi ja jäi materiaalistandardissa asetetun 27 J rajan alapuolelle. Tämä on todennäköisesti johtunut osittaisen austenoitumisen myötä muodostuneesta paikallisesti hauraasta rakenteesta, vastaavasti kuin hitsausliitoksen ICHAZ:ssa tyypillisesti. (Gyura et al. 2021, s. 551-559.)

3.2 Myöstöhehkus

Sulahitsattuihin rakenteisiin jää aina jäännösjännityksiä. Ne johtuvat hitsin jähmettymiskutistuman, faasimuutosten tilavuusmuutoksista ja jäähtymisen lämpökutistuman yhteisvaikutuksesta. Hitsiliitoksessa ja sen lähiympäristössä jäännösjännitykset ovat tyypillisesti vetojännityksiä. Kauempana perusaineessa on usein puristusjäännösjännityksiä kuvan 20 mukaisesti. Myöstö- eli jännitystenpoistohehkutuksella pyritään vähentämään rakenteen sisäisiä jännityksiä. Jäännösjännitykset voivat lisätä normaalissa käyttötilanteessa ulkoisten kuormien aiheuttamaa vaurioriskiä. Jäännösjännitykset ovat myös erityisen ongelmallisia koneistettavissa rakenteissa, tällöin koneistuksen yhteydessä tehty materiaalin poisto voi muuttaa jännitystilaa niin, että rakenteen muoto muuttuu vaikeasti ennustettavalla tavalla. Jäännösjännityksiä mitataan usein röntgen- tai neutronisäteilyn diffraktioon perustuvalla kuvantamismenetelmällä. (Lippold 2015, s. 15; Kou 2003, s. 122-124; Hannula et al. 2020, s. 151.)



Kuva 20. Tyypillinen päittäishitsiliitoksen pitkittäissuuntainen jäännösjännitysjaakauma. (Kou 2003, s. 125)

Myöstö- eli jännitystenpoistohehkutus suoritetaan tyypillisesti 1 tunti 25 mm ainespaksuutta kohden 500-700 °C lämpötilassa hehkuttamalla, A_{c1} lämpötilan alapuolella (Boniardi & Casaroli 2017 s. 233). Lämpötilavälin yläpäässä rakenneterästen lujuusominaisuuksissa kuitenkin tapahtuu muutoksia. Jos merkittäviä muutoksia ei sallita, joudutaan käyttämään rakenneteräslaadusta riippuen enimmillään 580 °C, tai äärimmillään 400 °C käsittelylämpötilaa. Dong et al. (2014, s. 10-11) mukaan myöstöhehkutuksen virumisen kautta tapahtuva jännitysten poisto riippuu enemmän lämpökäsittelyn tavoitelämpötilasta kuin pitoajasta kyseisessä lämpötilassa. Kuitenkin pitoajan tulisi olla sellainen, että käsiteltävä kappale on kauttaaltaan saavuttanut tavoitelämpötilan, jotta saavutettaisiin tasalaatuinen lopputulos. Lämmitys- ja jäähtymisnopeuden tulisi olla riittävän hidas, jotta välttyään suurilta lämpötilaerojen aiheuttamilta sisäisiltä jännityksiltä (Hannula et al. 2020, s. 151). The Lincoln Electric Company (1973, s. 132) suosittaa tyypillisille hitsauskoonpanoille lämmitys- ja jäähtymisnopeuden suuruudeksi n. 200 °C/h jaettuna paksuimman ja ohuimman ainespaksuuden suhteella, kuitenkin niin, että pysytään 50 °C/h ja 200 °C/h välisellä alueella.

A_{c1} lämpötilan alapuolella tapahtuu martensiittisen teräksen tapauksessa Ericssonin (1991, s. 33) mukaan seuraavia prosesseja:

- 1) (20-100 °C) Hiiliatomien lyhyen välimatkan diffuusio dislokaatioihin ja levymartensiitin reunoille
- 2) (100-200 °C) Metastabiilien siirtymäkarbidien erkautuminen, erityisesti ϵ -karbidi

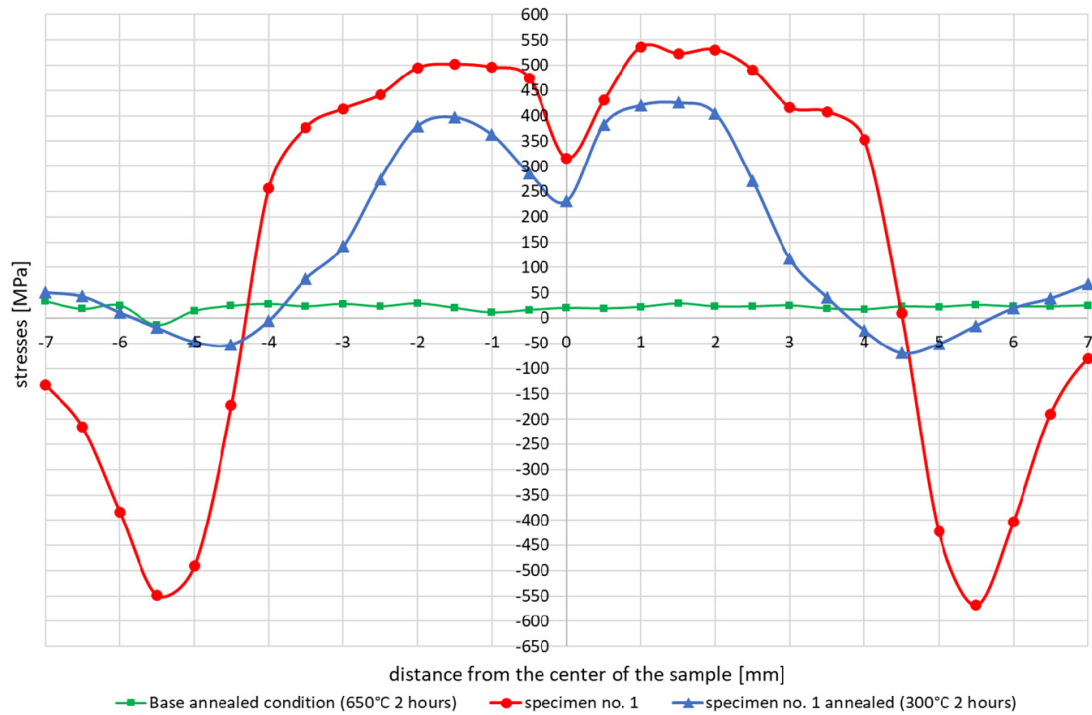
- 3) (200-350 °C) Jäännösausteniitin hajaantuminen ferriitiksi ja sementiitiksi
- 4) (250-700 °C) Martensiitin haajantuminen ferriitiksi ja sementiitiksi, karbidien palloutuminen lähellä 700 °C lämpötilaa

Näiden metallurgisten tekijöiden ohella teräsrakenteessa tapahtuu virumisen kautta tapahtuvaa jäännösjännitysten relaxoitumista. Zhang et al. (2011) mukaan korotetuissa lämpötilassa heikentyneet lujuusominaisuudet eivät vaikuta merkittävästi tyypillisissä myöstöhehkuslämpötiloissa relaxoitumiseen. Peng et al. (2018) mukaan edellä listattujen tekijöiden lisäksi teräksen lujuusominaisuuksien suhteen keskeinen vaikutus on dislokaatioiden sulautumisella raerajoilla erityisesti hitsiliitoksen CGHAZ:ssa.

Peng et al. (2018) tutkivat 890 MPa lujuusluokan termomekaanisesti valssattua rakenneterästä. Tutkimuksessa 480 °C lämpötilassa tehdyn myöstöhehkutuksen havaittiin heikentävän HAZ:n iskusitkeyttä n. 30 % verrattuna 250 °C hehkutukseen, hitsiliitoksen kuormankantokyvyn pysyessä lähes ennallaan. 600 °C hehkus aiheutti 480 °C:n verrattuna n. 25 % pudotuksen murtolujuuteen ja yli 65 % iskusitkeyden heikentymisen. Iskusitkeyden alenemaa selitettiin osaltaan HAZ:ssa niobi- ja vanadiinikarbidien erkautumisella. Wang et al. (2020), sekä Qiang et al. (2012) tutkivat 690 MPa lujuusluokan karkaistua ja nuorrutettua rakenneterästä hieman tiheämmällä hehkuslämpötilajaolla ja havaitsivat, että teräksen nuorutuslämpötilan ylittyessä, myötölujuus alkaa heikentyä lineaarisesti lämpötilan funktiona aina 900 °C saakka. Tämä on myös Hollomon & Jaffen diffuusioon perustuvan martensiitin hajaantumiseen pohjaavan teorian välillisesti implikoima tulos (Canale et al. 2008 s. 477).

Kik et al. (2020, s. 12) tutkivat S700MC termomekaanisesti valssatun rakenneteräksen hitsiliitoksen myöstöhehkutusta Gleeble 3500 simulaattorin avulla. He havaitsivat jo 2 tunnin 200 °C hehkutuksen poistavan n. 90 % puristusjännityksistä, vetojännitysten pysyessä edelleen merkittäväällä tasolla kuten kuvasta 21 nähdään. 2 tunnin hehkus 600 °C lämpötilassa relaxoi jännitykset käytännössä täysin. 2 tunnin hehkus 450 °C tai 550 °C lämpötiloissa ei vaikuttanut merkittävästi myötölujuuteen, murtolujuuden heikentyessä 450 °C tapauksessa arvosta 851 MPa arvoon 815 MPa ja 550 °C tapauksessa arvoon 785 MPa. Jiang et al. (2019, s. 672, 674) havaitsivat samankaltaisen Q690 TMCP rakenneteräksen hitsiliitoksen lämpökäsittelyssä myötölujuuden alentuvan kuitenkin 700 °C saakka vastaavalla tavalla kuin murtolujuus. Lujuusominaisuuksien heikentyminen voi

Alipooramibarad et al. (2020, s. 11–13) mukaan johtua FGHAZ ja CGHAZ alueella bainiittis-ferriittisen rakenteen muuttuessa enemmän polygonaalista ferriittiä sisältäväksi bainiitin hajaantumisen tuloksena.



Kuva 21. Jännösjännitykset käsittelemättömässä (punainen) sekä 200°C (sininen) ja 600°C (vihreä) 2h myöstöehkutuksen jälkeen. (Kik et al. 2020, s. 12)

4 LABORATORIOKOKKEET

Kuumilla oikomisen vaikutuksia materiaalien kuormankantokykyyn ja muodonmuutoskykyyn tutkittiin sarjalla staattisia vetokokeita. Kutakin tutkittua materiaalia kohden valmisteltiin kuumilla oiottu levyleike. Myöstöhehkutuksen osalta valmisteltiin MAG-hitsattuja ristiliitoskoekappaleita. Koekappaleiden jäännösjännitysten taso mitattiin röntgendiffraktiolaitteistolla. Hitsauksen jälkeen käsittelemätöntä ja myöstöhehkutettua koekappaletta koestettiin vetokokeella. Vetokokeen yhteydessä kappaleiden paikallisia venymiä tarkasteltiin ARAMIS kuvannuslaitteiston avulla hitsiliitoksen yli 35 mm mittapituudella. Lisäksi kappaleista otettiin kovuusmittaukset hitsiliitoksen yli.

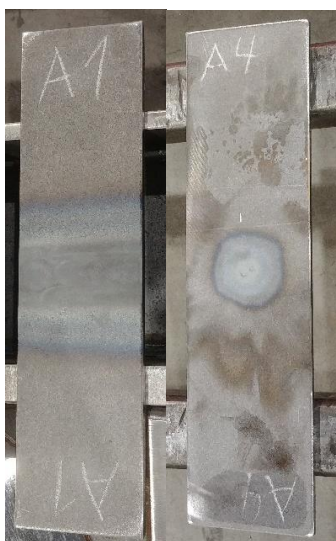
Kuumilla oikomisen testimatriisi on nähtävissä taulukossa 9. Koekappaleet ovat suorakulmaisia, niiden mitat ovat 100 mm x 400 mm, levynpaksuuden vaihdellessa taulukon mukaisesti. Vetokokeen kuormitus-suunta on levyn pidemmän sivun suuntainen. Oikomismuoto I viittaa viivakuumaan ja O pistekuumaan. Käsittelytyyppi viittaa oikomisen suhteelliseen tunkeutuvuuteen, K tarkoittaa koko levyn paksuutta ja P pinnallista. Pistekuumien tapauksessa käsittelyalue sijaitsee levyn keskellä. Viivakuumennus toteutettiin niin, että käsittelyalue on kohtisuorassa vetokokeen kuormitus-suuntaa kohden ja pituussuunnassa keskellä levyä.

Taulukko 9. Kuumilla oikomisen testimatriisi.

Koekappale	A1	A2	A3	A4	A5	A6
Materiaali	S355K2+N	S355MC	S690QL	S700MC	S960QL	S960MC
Oikomismuoto	I	O	I	O	I	O
Levynpaksuus	10	10	10	10	4	2,5
Tavoiteltu suurin lämpötila	700	700	700	600	700	600
Käsittelytyyppi	K	P	K	K	K	K

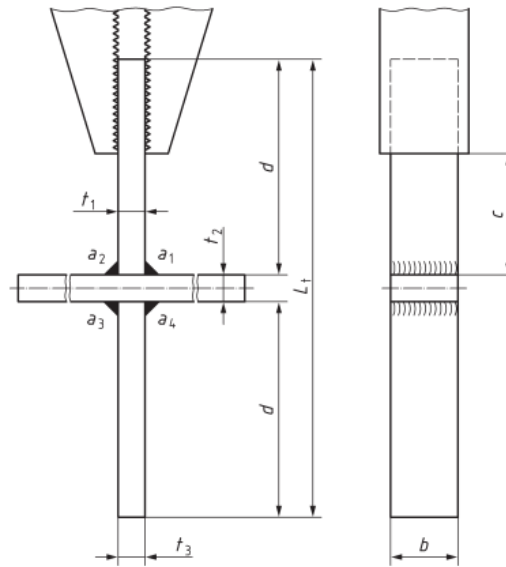
Kuumennukseen käytettiin poltinkäyttöön tarkoitettua putkea, jonka nimellinen hapen kaasunvirtaus oli 800 l/h. Viivakuumennuksen kuljetusnopeus oli A1 ja A3 kappaleilla keskimäärin 188 mm/min. Kuumennukset toteutettiin happiasetyleeniliekillä niin, että

päädyttiin kuvan 22 mukaiseen lopputulokseen. Ennen vetokoetta sauvojen keskiosa koneistettiin 60 mm leveyteen. Tällöin pistekuumentettujen kappaleiden visuaalisesti erotettavissa oleva lämpömuutosalue täytti koekappaleen leveyssuunnassa lähes kokonaan, tyypillisen visuaalisen lämpömuutosalueen halkaisijan ollessa enimmillään 55 mm. 960 MPa lujuusluokan koekappaleiden käsittelyssä ylitettiin alhaisesta levyn paksuudesta ja suuresta lämmöntuonnista johtuen merkittävästi tavoiteltu lämpötila, kappaleissa oli havaittavissa alueita, joissa teräs oli sulanut.



Kuva 22. Vasemmalla viivakuumentettu ja oikealla pistekuumentettu levy.

Myöstöhehkutuksen koekappaleet ovat SFS-EN 9018:2015 mukaisia pienahittattuja kuormaa kantavia ristiliitos koesauvoja, joiden materiaali on S690QL. Kuvan 23 mukaisia merkintöjä käyttäen liitoksen leveys b on 40 mm, levynpaksuus t on 10 mm ja levynkorkeus d 180 mm. Yksipalkopienahitsien nimellinen a -mitta on 4 mm. Hitsaus suoritettiin manuaalisesti MAG-hitsauksena (hitsausprosessi 135) alapiena-asennossa. Lisäaineena käytettiin halkaisijaltaan 1,0 mm, seostamatonta ja alilujaa ESAB Purus 42 hitsauslankaa. Suojakaasuna käytettiin M21-ArC-18 argon-hiilidioksidiseosta. Valmistajan mukaan tyypilliset lisäaineen lujuusarvot em. suojakaasua käyttäen ovat taulukon 10 mukaiset. Hitsaus suoritettiin normaalissa huoneenlämmössä ja esilämmitystä ei käytetty. Hitsauksessa käytetyt parametrit on esitetty taulukossa 11.



Kuva 23. Ristiliitoksen koesauva. (SFS-EN 9018 2015, s. 8)

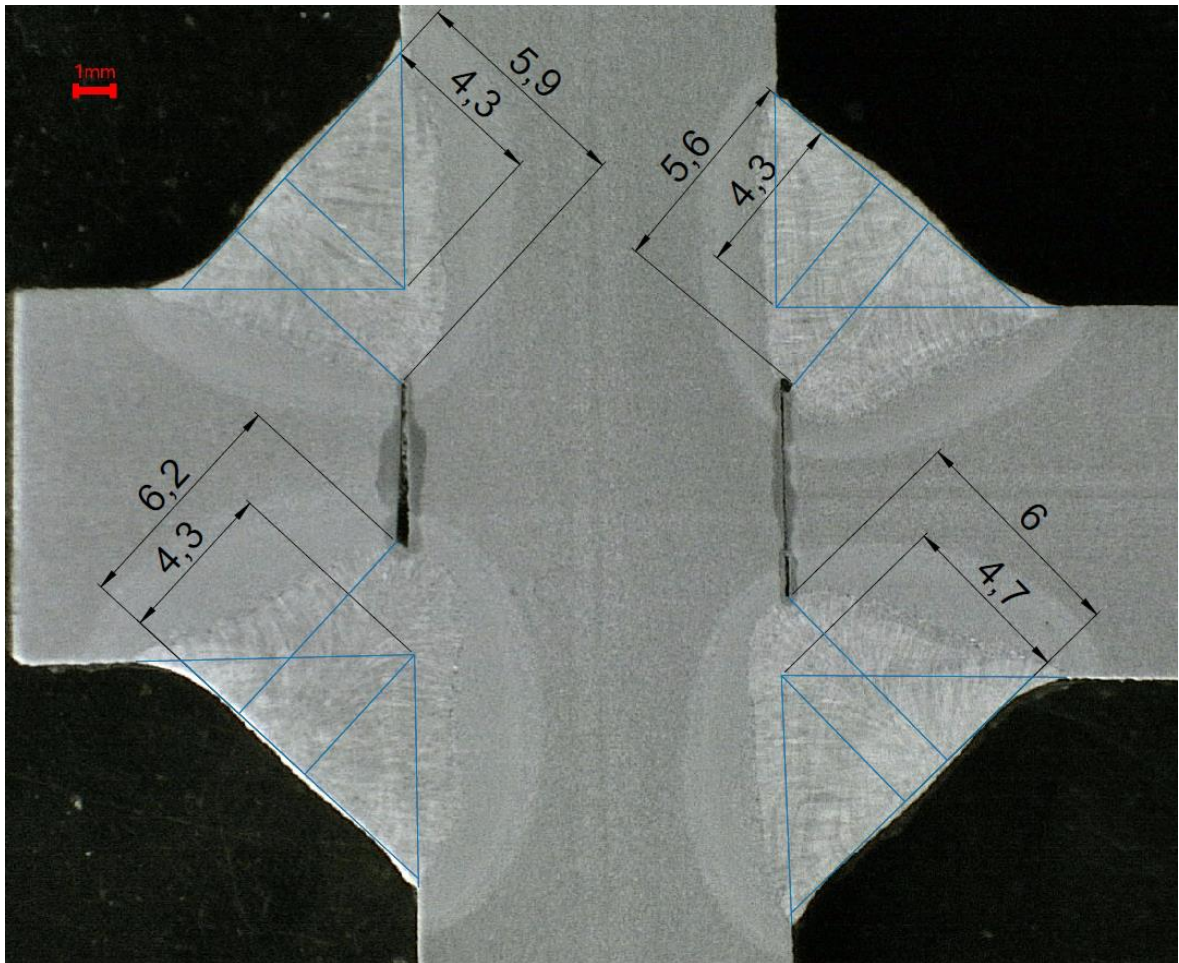
Taulukko 10. ESAB Purus 42 lisäaineen tyypilliset lujuusarvot. (ESAB 2021)

Myötöraja [MPa]	Murtoraja [MPa]	Murtovenymä [%]
470	560	25

Taulukko 11. Hitsauksessa käytetyt parametrit

Virta [A]	Jännite [V]	Langansyöttönopeus [m/min]	Kuljetusnopeus [mm/s]	Lämmöntuonti [kJ/mm]
224	26,7	13,6	8,4	0,57

Kuvasta 24 nähdään, että kuvan yläoikeaa hitsiä lukuun ottamatta ristiliitokappaleessa ei ollut merkittäviä katettiinpoikkeamia. Tunkeuma sen sijaan on kaikkien hitsien kohdalla epäsymmetrinen. Tunkeuman suuruuden ja epäsymmetrisyyden seurauksena muuttumattoman perusaineen määrä on vaakasuuntaisten levyjen osalta levynpaksuus suunnassa merkittävästi alentunut. Nimellinen a-mitta ylittää kaikissa hitseissä tavoitellun 4mm arvon. Tunkeuma huomioon ottaen a-mitta on merkittävästi nimellistä mitta suurempi. Kuvassa 24 vasemmalla puolella nähtävä levyjen välinen ilmarako oli paikoitellen kuvan tilannetta suurempi. Tämä johtui pääasiassa levyn reunaan plasmaleikkauksessa muotoutuneesta geometriasta, jota ei käsitelty ennen hitsaamista. Muilta osin merkittäviä mitta- tai muotopoikkeamia hitseissä ei havaittu.



Kuva 24. Ristiliitoskoekappaleen poikkileikkaus ja kuvasta määritetyt a-mitat [mm].

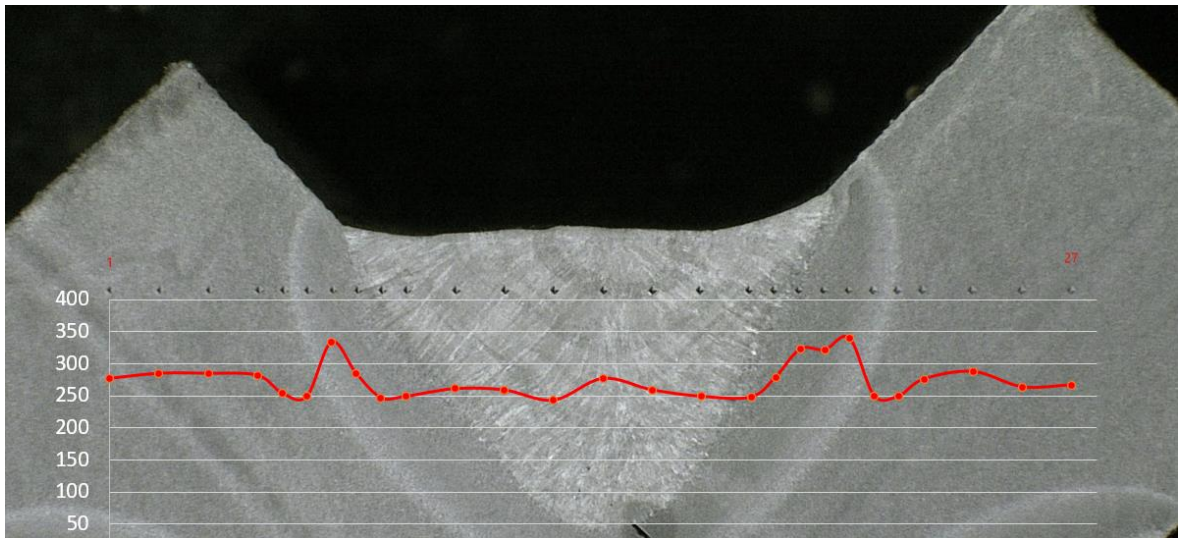
Jännityksenpoistohehkus suoritettiin teollisuuslämpökäsittelyuunissa. Lämpökäsittelyn aika-lämpötilaprofiili mukailee taulukossa 12 esitettyä. Jäähdytys huoneenlämpötilaan vaiheen 3 jälkeen tapahtui vapaasti uunissa.

Taulukko 12. Lämpökäsittelyohjelman kuvaus

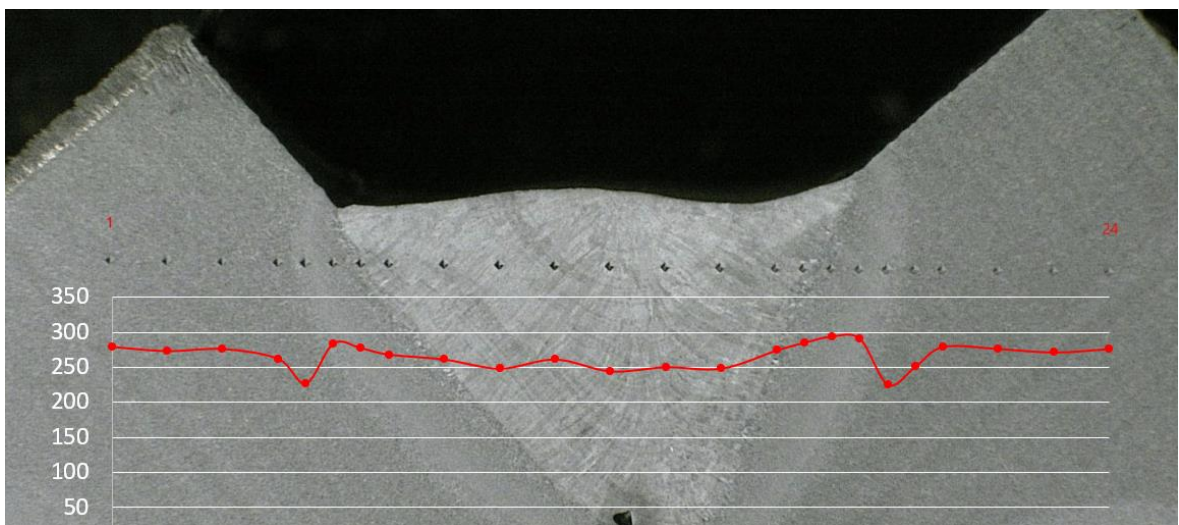
Vaihe	Alkulämpötila [°C]	Loppulämpötila [°C]	Kesto [h]
1	23	570	10
2	570	570	2
3	570	450	3

Kuvissa 25 ja 26 on esitetty kovuusmittaustulokset hitsiliitoksen yli. Mittauksista on erotettavissa selkeästi perusaineen kovuuden alittavat ja ylittävät alueet. Tarkkaa erottelua

eri HAZ:in alueiden välille ja etenkin niiden leveydelle ei kuitenkaan näiden tulosten perusteella voi luotettavasti tehdä, tähän vaadittaisiin tiheämmän mittausjaon lisäksi mikrorakennetarkasteluja ja mahdollisesti mikrokovuusmittauksia. Taulukossa 13 on esitetty eri alueiden kovuuden keskiarvo, BM tarkoittaa muuttumatonta perusainetta, WM hitsiainetta. UM viittaa perusaineen kovuuden alittavaan, ja OM perusaineen kovuuden ylittävään alueeseen.



Kuva 25. Kovuusmittaus hitsiliitoksen yli myöstöhekkuttamattomasta koekappaleesta. Vasemmassa reunassa kovuusarvo [HV5].



Kuva 26. Kovuusmittaus hitsiliitoksen yli myöstöhekkutetusta koekappaleesta. Vasemmassa reunassa kovuusarvo [HV5].

Taulukko 13. Eri alueiden kovuuden keskiarvo hehkutetulle ja hehkuttamattomalle koekappaleelle.

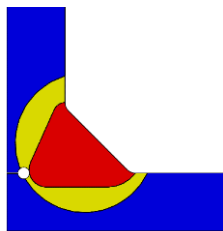
Alue	BM	UM	OM	WM
Kovuus [HV5] (Hitsauksen jälkeen)	278	251	321	257
Kovuus [HV5] (Myöstöhehkutettu)	274	234	286	260

5 FE-ANALYYSI

FE-analyysin toteutukseen käytettiin Ansys 19.2 -ohjelmistoa. Geometria luotiin SolidWorks -ohjelmistolla. Materiaalimalleina käytettiin bi-lineaarisia malleja perusaineen, lisäaineen ja HAZ:n osalta.

5.1 FE-malli

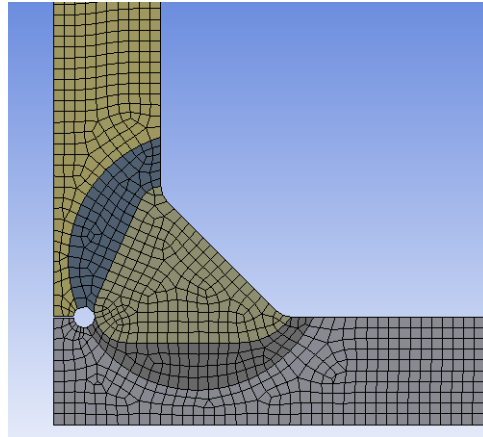
Myöstöhehikutuksen ristiliitosvetokoelempaleen geometriasta luotiin 3D-malli. Mallinnus suoritettiin SolidWorks -ohjelmistolla. Malli oli neljäsosa varsinaisesta koelempaleen geometriasta. Hitsausliitos mallinnettiin koelempaleesta mitattujen hitsien a-mittojen keskiarvon mukaisesti tasakylkisinä ja reunaviiva tehtiin jouheaksi 1,0 mm pyöristyssäteellä. Tunkeuma mallinnettiin todellista hitsausliitosta mukailien epäsymmetriseksi. Ilmarako mallinnettiin 0,1 mm suuruiseksi. Lisäksi hitsin juureen mallinnettiin 0,5 mm pyöristyssäteellä lievitys, jonka tarkoituksena oli stabiloida alueelle muodostuvien suurten muodonmuutosten laskentaa. HAZ mallinnettiin koelempaleita vastaavasti mukailien niin, että poikkileikkauksen muoto on ympyrä. Mallinnettu geometria on nähtävissä kuvassa 27, jossa sinisellä on merkitty muuttumaton perusaine, keltaisella HAZ ja punaisella hitsiaine.



Kuva 27. Ristiliitoskappaleen mallinnettu geometria hitsin ympäristössä. Sinisellä perusaine, keltaisella HAZ ja punaisella hitsiaine.

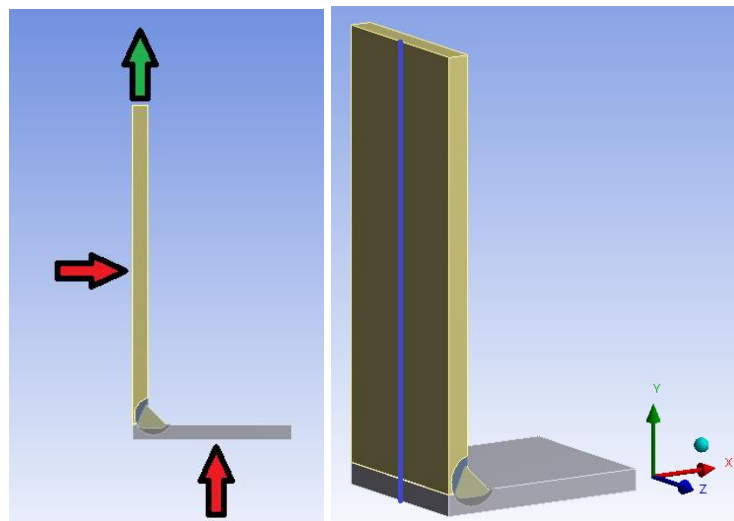
Geometrian verkotukseen ja varsinaiseen elementtimallin ratkaisemiseen käytettiin Ansys 19.2 -ohjelmistoa. Kuvassa 28 on nähtävissä verkotettu geometria hitsiliitoksen ympäristöstä. Verkotuksen nimellinen koko oli 0,5 mm. Verkko koostui SOLID186 tyyppisistä, joko särmiön tai prisman muotoisista elementeistä. Eri materiaali-osien välisen verkotuksen laadun parantamiseksi ja solmupisteiden kohtaamisen varmistamiseksi osien

rajaviivalla mallissa käytettiin SpaceClaim lisäosan *Shared Topology* -valintaa, jolloin osien välille ei myöskään erikseen määritetty kontakteja.



Kuva 28. Verkotettu geometria hitsin ympäristöstä.

Kuvassa 29 on esitetty elementtimallin reunaehdot. Punainen nuoli kuvaa mallin pintoihin sidottuja symmetriaehtoja, joilla mallin symmetria on asetettu x- ja y-suunnissa. Vihreä nuoli kuvaa y-suuntaista pakkosiirtymää, joka on asetettu kappaleen yläpintaan. Y-akselin suuntainen sininen viiva kuvaa kappaleen keskilinjalle asetettua z-suunnassa jäykän kappaleen liikkeit rajoittavaa reunaehto.



Kuva 29. Elementtimallin reunaehdot.

Elementtimallin kuormitus tehtiin asettamalla lineaarisesti 0 mm:stä 5,0 mm:iin 1,0 s analyysiajassa kasvava pakkosiirtymä neljäsosamalliin. Tämä vastaa varsinaisessa

koekappaleessa symmetriaehdon takia 10 mm y-akselin suuntaista siirtymää. Analyysi toteutettiin 100 aika-askelen laskennalla. Siirtymää tarkasteltiin ARAMIS-kuvannoslaitteiston yhteydessä käytettyä 35 mm ekstensiometrin mittapituutta vastaavalla etäisyydellä.

5.2 Materiaalimallit

Laboratoriokokeissa saatujen kovuusmittaustulosten perusteella FE-malli jaettiin muuttumattomaan perusmateriaalin, HAZ:iin ja hitsilisäaineeseen. Jokaiselle osalle määritettiin bi-lineaarinen materiaalimalli. Tyypillisiä myötö- ja murtolujuuden arvoja eri kovuusmittaustulosten arvoilla voidaan arvioida Pavlina & Tynen (2008) laajan tutkimusaineiston regressioanalyysiin perustuvalla laskentamallilla:

$$\sigma_y = -90,7 + 2,876HV \quad (9)$$

$$\sigma_u = -99,8 + 3,734HV \quad (10)$$

Kaavojen 9 ja 10 avulla määritetyt myötö- ja murtolujuuden arvot σ_y ja σ_u muunnettiin taulukossa 14 esitetyn mukaisesti korjauskertoimella, niin että muuttumattoman perusmateriaalin arvot vastaavat ainestodistuksissa ilmoitettuja. Hitsauslisäaineen myötö- ja murtolujuus erosi kovuusmittausten perusteella laskettuna merkittävästi valmistajan ilmoittamasta, joten korjattu arvo laskettiin kovuusmittauksen perusteella lasketun ja valmistajan esittämän keskiarvona. Murtovenymän arvo otetaan tuote-esitteestä. Kappaleessa 4 esitetystä taulukosta 13 nähdään, että myöstöhehktus on vaikuttanut lähinnä lämpömuutosvyöhykkeen alueella kovuuteen, joten vain UM ja OM alueet on eritelty hehkuttamattoman ja hehkutetun koekappaleen osalta taulukossa 14.

Taulukko 14. Eri alueiden myötö- ja murtolujuuden arvot Pavlina & Tynen mukaisesti laskettuna, sekä korjattuina. UM_H ja OM_H viittaavat hehkutetun kappaleen arvoihin.

Pavlina & Tyne	BM	UM	UM_H	OM	OM_H	WM
Myötölujuus [MPa]	709	631	582	832	732	648
Murtolujuus [MPa]	938	837	774	1099	968	860

Korjattu	BM	UM	UM_H	OM	OM_H	WM
Myötölujuus [MPa]	768	684	631	902	793	586
Murtolujuus [MPa]	820	732	676	960	846	656

$$\varepsilon' = \ln(1 + \varepsilon) \quad (11)$$

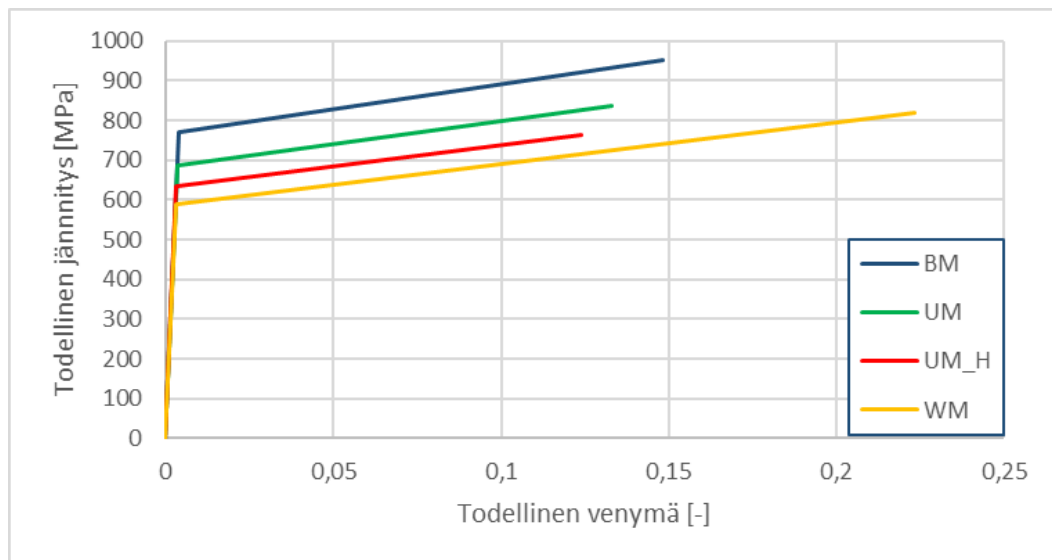
$$\sigma' = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (12)$$

Nämä jännityksen arvot ja venymät on muunnettava pinta-alan muutoksen huomioon ottaviksi todellisen venymän ja todellisen jännityksen arvoiksi. Dowlingin (2013, s144) mukaan kaavojen 11 ja 12 avulla lasketut todelliset arvot ovat materiaalitodistuksissa ilmoitettuun murtolujuuden arvoon saakka paikkaansa pitäviä. Taulukossa 15 on esitetty todelliset murtovenymän sekä myötö- ja murtolujuuden arvot. Lisäksi taulukossa on myötölujittumista kuvaavan osuuden kulmakerroin. Murtovenymät UM ja OM osalta on arvioitu muuttumattoman perusaineen materiaalitodistuksessa ilmoitetusta arvosta lineaarisesti interpoloimalla korjattua murtolujuuden arvoa vastaavaksi.

Taulukko 15. Kaavojen 11 ja 12 mukaisesti lasketut todelliset lujuusarvot ja murtovenymä.

	BM	UM	UM_H	OM	OM_H	WM
Todellinen myötölujuus [MPa]	771	686	633	906	796	588
Todellinen murtolujuus [MPa]	1088	836	765	1140	986	820
Todellinen murtovenymä [%]	14,8	13,3	12,4	17,1	15,3	22,3
Myötölujittumisen kulmakerroin [GPa]	1,25	1,16	1,09	1,40	1,27	1,05

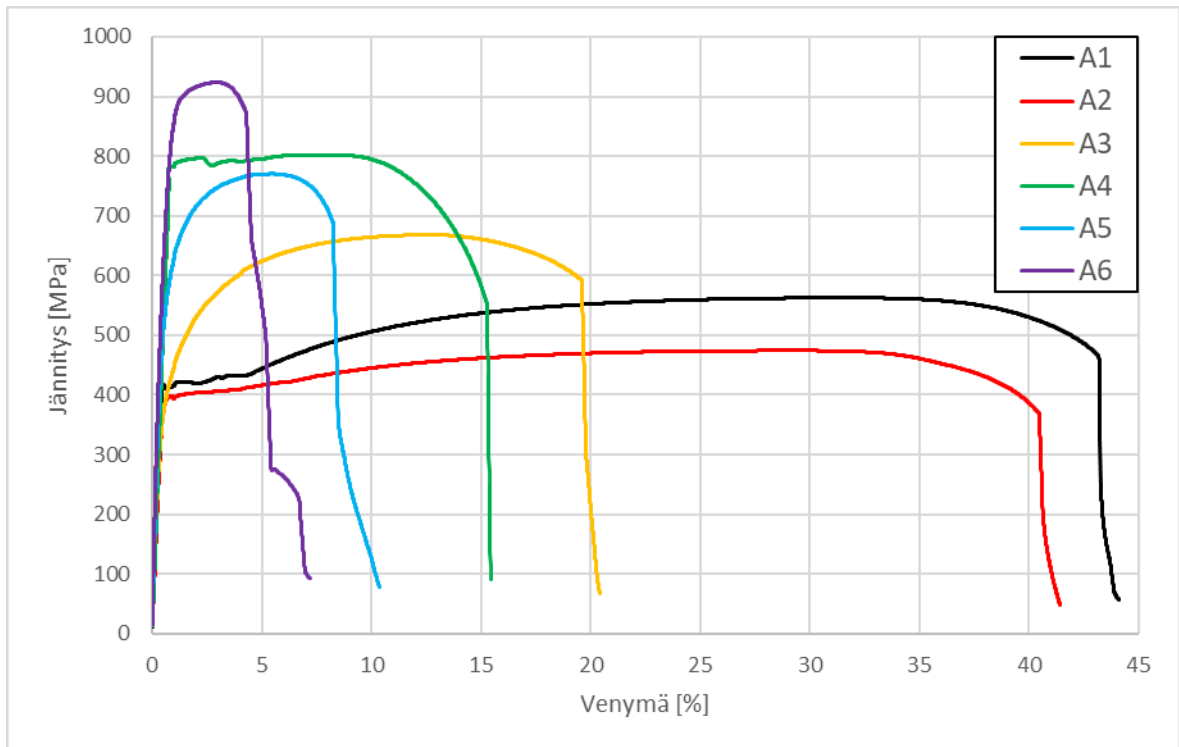
Näistä arvoista UM ja UM_H arvoja käytetään elementtimallin HAZ:ia kuvaavan alueen materiaalimallissa. Yksinkertaistettu tarkastelu johtui kovuusmittausten paikallisuudesta. Laajennetun ja tihennetyn mittausalueen, sekä tulosten avulla mittaustulosten avulla olisi saatu luotettavampi tulos kovuusmittausten avulla määritettävien lujuusarvojen ja visuaalisen muutosalueen välillä, johon perustuen HAZ mallinnettiin elementtimalliin. BM arvoja käytetään muuttumattoman perusmateriaalin kuvaukseen, ja WM arvoja hitsiaineelle. Murtolujuuden ja murtovenymän arvoja käytetään ainoastaan lineaarista myötölujittumista kuvaavan todellinen venymä – todellinen jännitys suhteen kuvaamiseen. FE-malliin ei sisällytetä vauriomallia. Taulukon 15 mukaiset materiaalimallit on esitetty kuvassa 30.



Kuva 30. Bi-lineaaristen materiaalimallien todellinen venymä - todellinen jännitys -kuvaaja.

6 TULOKSET

Kuumilla oiottuille koekappaleille suoritettujen vetokokeiden jännitys-venymäkäyrät on esitetty kuvassa 31. Kuvasta nähdään selkeästi eri lujuusluokkien terästen erot murtovenymän suhteen. Vaikka käsittelyssä erityisesti 960 MPa lujuusluokan tapauksessa menetettiin lujuutta verrattuna käsittelemättömään perusaineeseen, murtovenymä ei kasvanut samassa suhteessa. Esimerkiksi näytteen A5 tapauksessa lujuus aleni 700 MPa lujuusluokan näytteen A4 alapuolelle, mutta plastinen muodonmuutoskyky jäi merkittävästi alhaisemmaksi.



Kuva 31. Kuumilla oiottujen koekappaleiden vetokokeiden jännitys-venymäkäyrät.

Kuumilla oiottujen koekappaleiden lujuusominaisuuksien muutosten yhteenveto suhteessa käsittelemättömään perusaineeseen on esitetty taulukoissa 16 ja 17. 355 MPa lujuusluokan rakenneteräksien myötö- tai murtolujuus ei kummankaan koekappaleen tapauksessa alentunut merkittävästi suhteessa nimellislujuuteen. Murtokohta esiintyi pistekuumentetulla S355MC koekappaleella muuttumattomassa perusaineessa ja viivakuumentetun S355K2+N tapauksessa kokonaan HAZ:ssa. 690 MPa, 700 MPa ja 960 MPa lujuusluokkien teräksillä

viivakuumennus heikensi lujuutta merkittävästi ja murtokohta esiintyi HAZ:ssa. Koko kuormaa kantava poikkileikkaus oli käsittelyn myötä lämpömuutoksen läpikäynyttä. Pistekuumennuksen tapauksessa poikkileikkauksessa oli koekappaleen koneistuksenkin jälkeen muuttumatonta perusmateriaalia, joka osaltaan selittää lujuuden muutosten vähäisyyttä verrattuna viivakuumennuksiin. Tämä korostuu 960 MPa lujuusluokan teräksillä, joilla viivakuumennuksen yhteydessä myötölujuus aleni 49 % ja pistekuumennuksessa 27 %. Viivakuumennuksessa kokonaislämmöntuonti oli visuaalisesti lämpömuutosalueen koon perusteella tarkasteltunakin merkittävästi suurempi kuin pistekuumennuksessa. Viivakuumennuksen levyn pinnasta arvioitu lämpömuutosvyöhykkeen leveys oli A3 kappaleessa n. 143 mm ja pistekuumennuksen tapauksessa A4 kappaleella n. 42 mm. Lämmityksen kesto oli A3 kappaleella n. 32 s ja A4 kappaleella n. 10 s.

Taulukko 16. Viivakuumennettujen koekappaleiden murtokohta, murtovenymä, myötö- ja murtolujuus, sekä muutos käsittelemättömään perusaineeseen verrattuna.

	A1	A3	A5
	S355K2+N	S690QL	S960QL
Myötölujuus [MPa]	410	379	533
Myötölujuuden muutos [MPa]	-35	-392	-505
Murtolujuus [MPa]	563	668	770
Murtolujuuden muutos [MPa]	0	-252	-381
Murtovenymä [%]	44,0	20,4	10,3
Murtokohta	HAZ	HAZ	HAZ

Taulukko 17. Pistekuumennettujen koekappaleiden murtokohta, murtovenymä, myötö- ja murtolujuus, sekä muutos käsittelemättömään perusaineeseen verrattuna.

	A2	A4	A6
	S355MC	S700MC	S960MC
Myötölujuus [MPa]	390	783	762
Myötölujuuden muutos [MPa]	-14	+1	-278
Murtolujuus [MPa]	474	802	923
Murtolujuuden muutos [MPa]	-18	-58	-214

Murtovenymä [%]	41,4	15,3	7,1
Murtokohta	BM	BM	HAZ

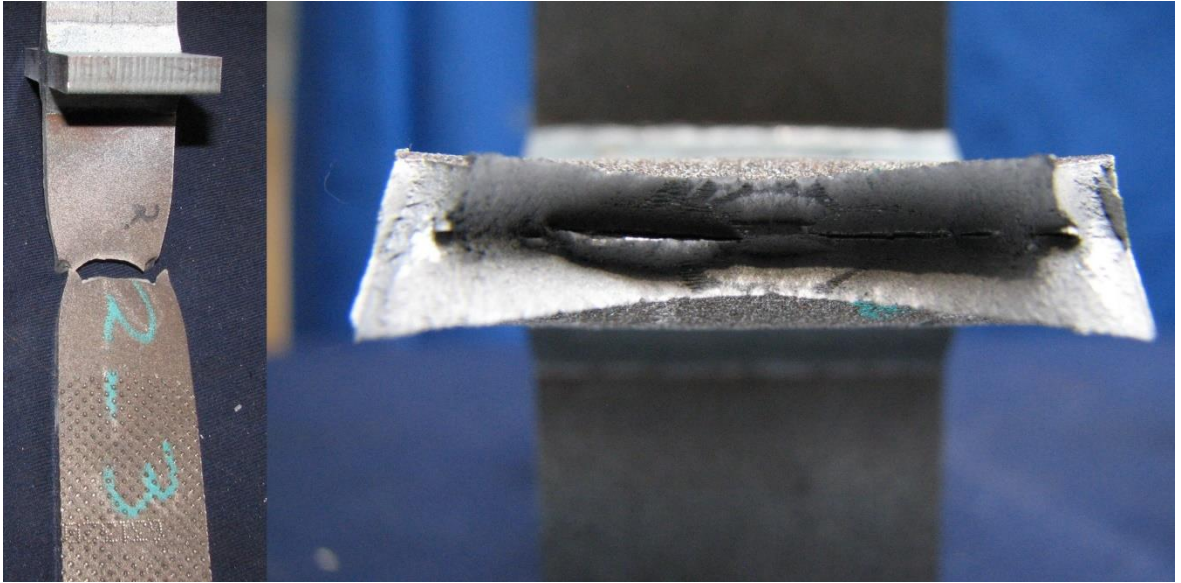
Ristiliitoskoekappaleiden röntgendiffraktioon perustuvat jäännösjännitysmittaustulokset on esitetty alla taulukossa 18. Mittauspisteitä oli 7 kpl käsittelemättömän ja myöstöhehkutetun koekappaleen osalta. Kolme näistä pisteistä sijaitsi hitsin rajaviivalla, 5 mm välein niin, että keskimäinen sijaitsi hitsin pituussuunnassa keskellä. Keskeltä otettiin mittauksia lisäksi 1 mm, 2 mm, 3 mm ja 4 mm etäisyydeltä rajaviivasta kohtisuoraan hitsin pituussuuntaan. Jokaisessa pisteessä mittaus on tehty 34 s kuvausajalla ja 7 eri kuvauskulmalla 1 asteen oskillaatiolla. Mittaustuloksissa eri pisteiden välillä on merkittävää vaihtelua, joten niiden perusteella ei voida tehdä perusteellisia johtopäätöksiä hehkutuksen jäännösjännitysten poiston tehokkuudesta. Voidaan kuitenkin todeta, että käsittelyllä on saatu mittauksissa havaittuja ääriarvoja pienennettyä.

Taulukko 18. Jäännösjännitysmittaustulokset, CL viittaa koekappaleen keskilinjaan.

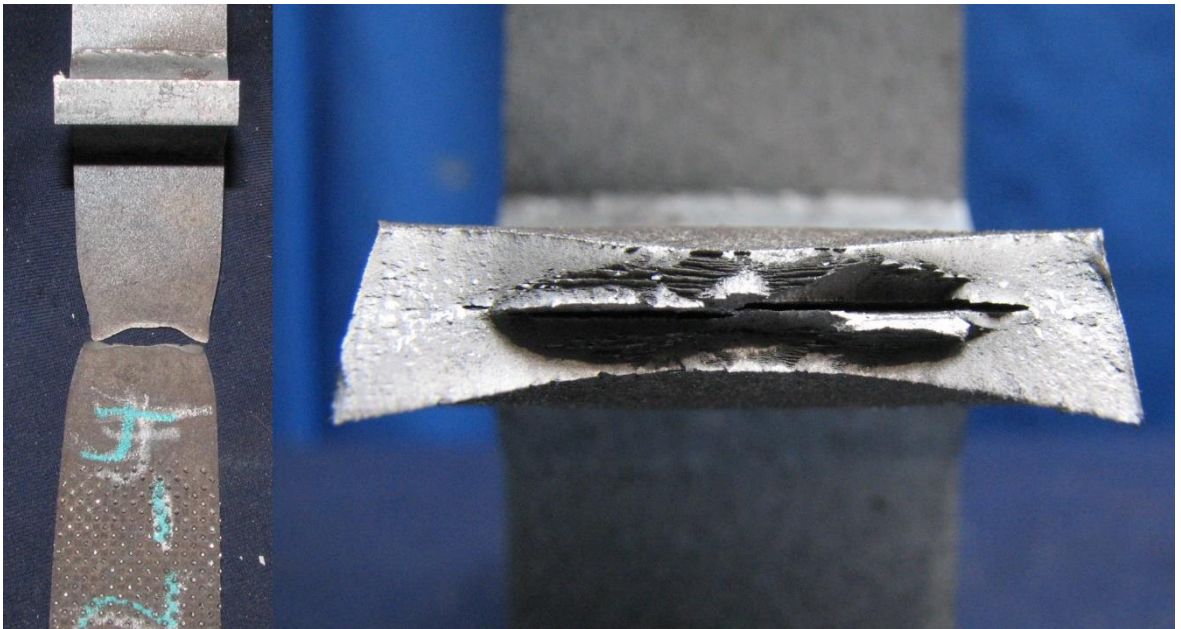
	Etäisyys hitsin rajaviivalta [mm]	Hitsauksen jälkeen [MPa]	Myöstöhehkutettu [MPa]
CL-5mm	0	-2,9	-9,6
CL	0	-8,9	-2,5
CL	1	-22,6	20,1
CL	2	10,2	23,1
CL	3	40,1	13,6
CL	4	20,7	10,9
CL+5mm	0	-14,7	-25,1

Ristiliitoskoekappaleiden vetokokeiden jännitys-venymäkäyrät on nähtävillä kuvassa 34. Molemmat koekappaleet murtuivat sitkeästi kuvien 32 ja 33 mukaisesti muuttumattomasta perusaineesta, vaikka merkittävää myötäämistä tapahtuikin hitsiliitoksen ympäristössä. Merkittävimmät erot koekappaleiden välillä nähtiin murtovenymässä. Tämä ero voi kuitenkin johtua jostakin pinnanlaadullisesta tai muusta valmistusteknisestä tekijästä. Suurin vetokokeen aikana mitattu kuorma oli hitsauksen jälkeen käsittelemättömällä koekappaleella 325 kN ja myöstöhehkutetulle kappaleelle 320 kN. Nämä arvot vastasivat laskennallisesti suurimmillaan 814 MPa ja 803 MPa nimellisiä jännityksiä koekappaleiden vetosuuntaa

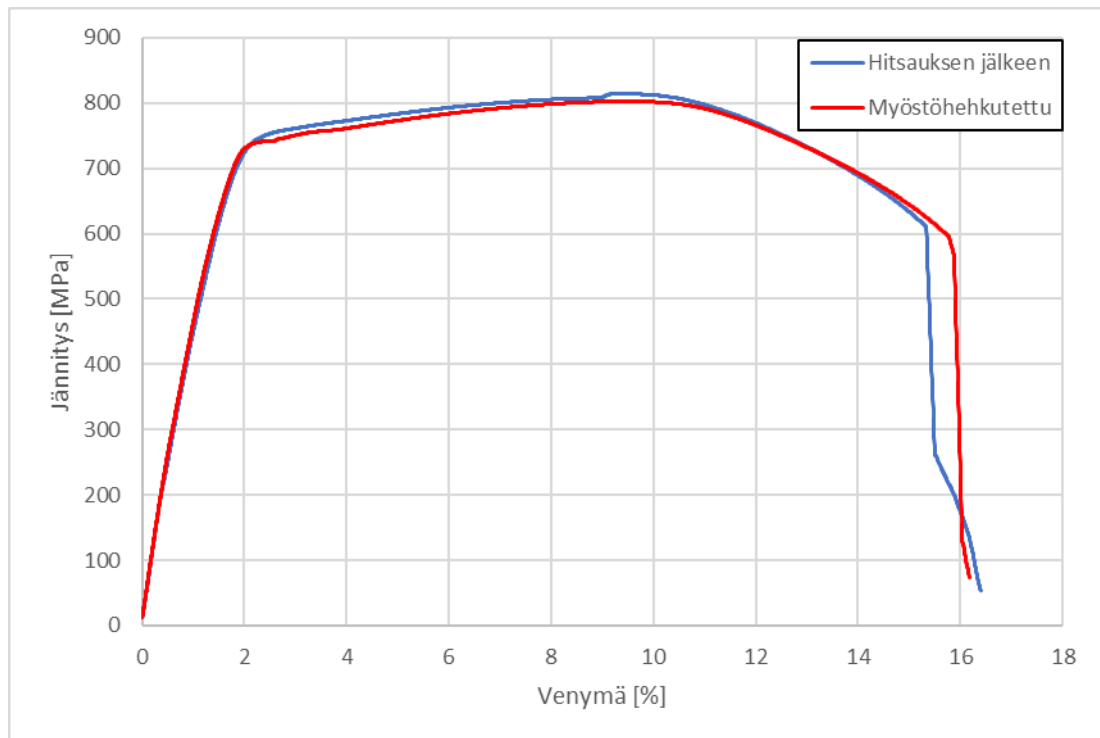
kohtisuoraan olevassa pinta-alaltaan pienimmissä poikkileikkauksessa, mikä vastaa 0,7 % ja 2,1 % pienempää arvoa suhteessa liitteessä I esitettyyn materiaalidistuksen murtolujuuteen.



Kuva 32. Käsittelemättömän koekappaleen murtokohta ja -pinta.

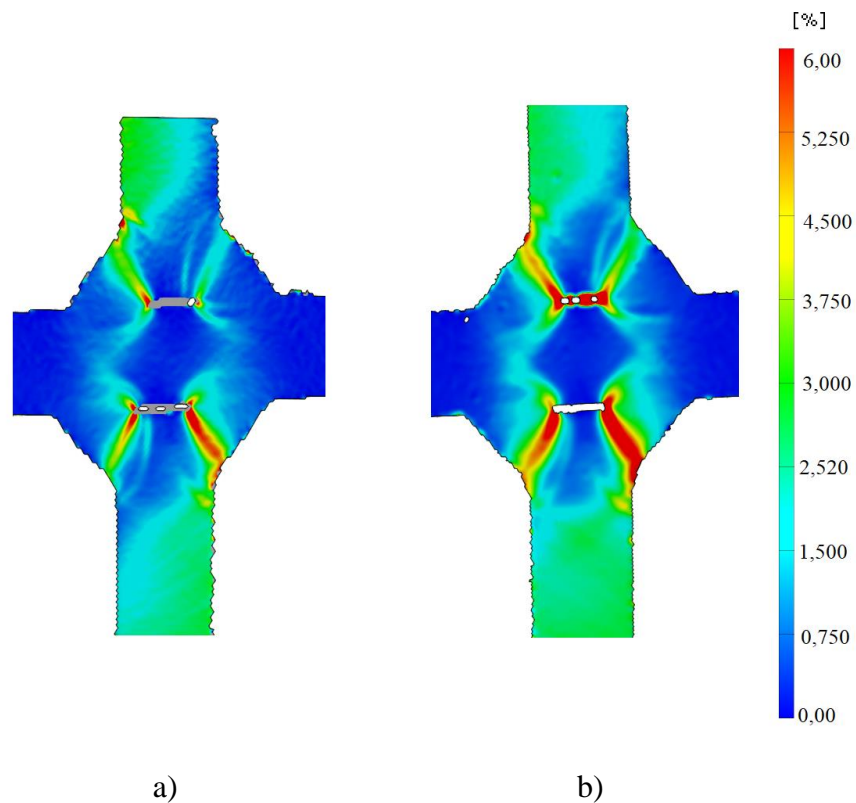


Kuva 33. Myöstöhehketetun koekappaleen murtokohta ja -pinta.

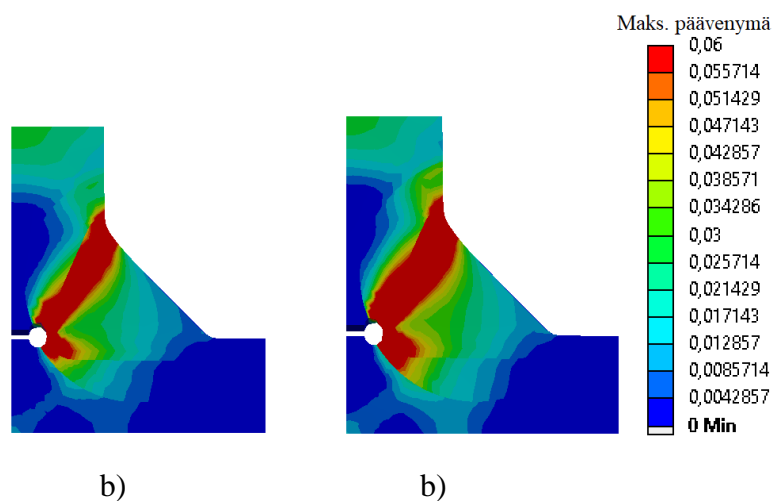


Kuva 34. Ristiliitoskoekappaleiden vetokokeiden jännitys-venymäkäyrät.

Ristiliitoskoekappaleiden paikallisten muodonmuutosten kohdentumista tutkittiin ARAMIS kuvannoslaitteistolla. Kuvassa 35 on nähtävissä käsittelemättömän ja myöstöhehkutetun koekappaleen sivuprofiilin venymät kohdan a) tapauksessa 0,60 mm ekstensiometrin siirtymällä ja b) kohdassa 0,81 mm ekstensiometrin siirtymällä. Nämä siirtymät vastaavat elementtimallin 1,0 s ajanhetken tilannetta. Molemmissa koekappaleissa havaittiin merkittäviä muodonmuutoksia hitsin ympäristössä, muutosten keskittyessä pääasiassa hitsiaineen alueelle. Tämä näkyi erityisesti hitsin juuren puolella levyjen välille syntyneenä ilmarakona. Myöstöhehkutetun koekappaleen tapauksessa muodonmuutokset levittyivät laajemmalle alueelle hitsiaineeseen. Molemmissa koekappaleissa on nähtävissä myös HAZ:in reunamilla ympäröiviä alueita suurempia paikallisia venymiä. Hitsien mittaeroavaisuudet ja erot HAZ:in muodoissa vaikuttavat havaittuihin hitsien välisiin eroihin, joka näkyy selkeästi myös muodonmuutosten jakautumisessa hitsien välillä. Samankaltaisia tuloksia muodonmuutosten jakaantumisessa saavutettiin myös elementtimallin avulla, kuvassa 36 esitetyn mukaisesti, vaikkakaan yhtä merkittävää eroa kuin laboratoriokokeissa myöstöhehkutetun ja käsittelemättömän kappaleen välillä ei havaittu. Elementtimallissa havaitut venymät olivat yleisesti ottaen suurempia kuin laboratoriokokeissa mitatut keskimäärin.



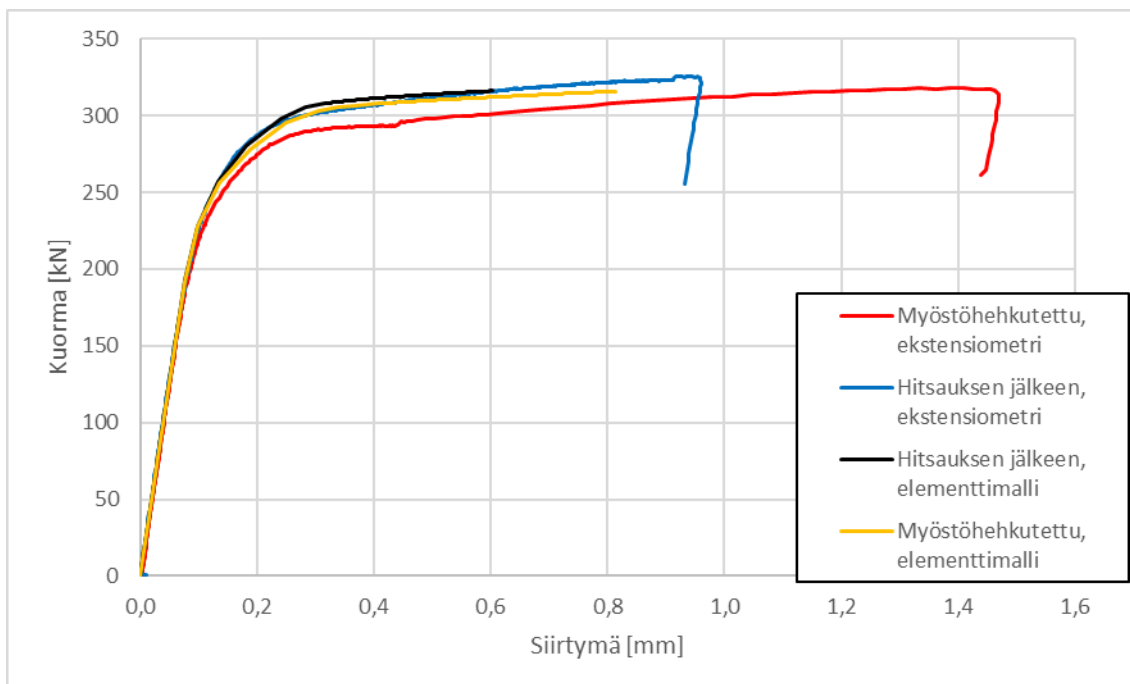
Kuva 35. ARAMIS kuvannoslaitteistolla mitattuja venymiä. a) käsittelemätön koekappale 0,60 mm ekstensiometrin siirtymällä b) myöstöhehkutettu koekappale 0,81 mm ekstensiometrin siirtymällä.



Kuva 36. Elementtimallinnuksen suurimmat plastiset päävenymät elementtimallin 1,0 s ajanhetkellä. a) käsittelemättömän, b) myöstöhehkutetun koekappaleen materiaalimalleilla.

Kuvassa 37 on esitettyä laskennallisesti elementtimenetelmällä määritetyt, sekä laboratorionkokeissa mitatut voima-siirtymäkäyrät ristiliitoskoekappaleiden osalta.

Laboratoriokokeissa mitatut arvot on saatu ARAMIS-kuvannoksen yhteydessä ekstensiometrin avulla, joka oli sijoitettu 35 mm mittapituudella hitsiliitoksen yli kuormitussuuntaan levyn poikkileikkauksen keskelle. Kuvaajasta nähdään, että vaikka laskennallinen malli vastaa kohtuullisesti hitsauksen jälkeistä tilannetta, myöstöhehkutuksen aiheuttamaa kuormankantokyvyn alenemaa se ei kuvannut luotettavasti. Eroon voi osaltaan vaikuttaa koekappaleissa havaitut hitsiliitosten keskinäiset mittapoikkeamat, sekä erot elementtimallin hitsin a-mittojen keskiarvoon perustuvaan geometriaan. HAZ:in mallintaminen yksittäisenä alueena luo myös otollisen virhelähteen, samoin kuin käytetyt materiaalimallit. Kovuusmittauksissa havaitut perusainetta kovemmat alueet voivat oletetusti suuremman lujuutensa myötä vaikuttaa plastisten muodonmuutosten lokalisoitumiseen, mikä ei tule mallissa huomioon otetuksi. Elementtimallissa molempien tarkasteltavien tapausten kohdalla saavutettiin lineaariseksi kuvailtavissa oleva plastisen muodonmuutoksen vaihe. Hitsauksen jälkeisen mallin osalta tämän rakenteen myötölujittumista kuvaavan osuuden kulmakerroin oli n. 30 kN/mm ja myöstöhehkutetun osalta n. 22 kN/mm. Ekstensiometrimittauksissa vastaavat arvot olivat hitsauksen jälkeen n. 35 kN/mm ja hehkutuksen jälkeen n. 26 kN/mm.



Kuva 37. Koekappaleiden voima-siirtymäkäyrät 35 mm mittapituudella hitsiliitoksen yli.

7 POHDINTA

S355 teräslaaduilla havaittu myötö- ja murtolujuuden muutosten vähäisyys kuumilla oikomiskäsittelyn jälkeen on linjassa Fieldmann & Schäfer (2019b) tulosten kanssa. Vaikka myötö- tai murtolujuus pysyi heidän havainnoissaan käytännössä muuttumattomana, käsittelyllä oli vaikutusta murtovenymään niin, että enimmillään käsittelyssä saavutetulla lämpötilalla 600 °C tapauksessa venymä kasvoi ja 450 °C, sekä 750 °C tapauksessa väheni. Gyura et al. (2021) havaitsivat happiasetyleenilikillä kuumennuksen yhteydessä kovuuden kasvua S355J2+N teräksessä. He kuitenkin jäähdyttivät koekappaletta paineilmalla käsittelyn jälkeen, joka osaltaan selittää tulosten eroa.

S700 ja S690 teräslaatuojen lujuusominaisuudet käyttäytyvät eri tavalla kuumilla oikomisen kaltaisessa lämpökäsittelyssä, jossa jäähtyminen tapahtuu vapaasti ilmassa. 690 MPa lujuusluokan karkaistun ja nuorrutetun teräslaadun osalta Qiang et al. (2012) havaitsivat myötölujuuden alenemisen 650 °C suuremmissa käsittelylämpötiloissa, jonka jälkeen myötölujuus aleni lineaarisesti n. 1,9 MPa/°C. Tutkimustuloksiin peilaten näytteen A3 kuumilla oikominen vastaa n. 850 °C lämpötilassa tapahtuvaa hehkutus-käsittelyä. Jiang et al. (2019) puolestaan tutkivat termomekaanisesti valssattua 690 MPa lujuusluokan rakenneterästä. He havaitsivat myötölujuuden alenemistä jo 600 °C käsittelylämpötilassa, jonka jälkeen myötölujuus aleni 800 °C lämpötilaan saakka lineaarisesti n. 1,4 MPa/°C. Jos oletetaan, että tässä työssä A4 näytteessä käytetty S700MC teräslaatu käyttäytyy vastaavasti ja lineaarinen lujuuden aleneminen jatkuu 850 °C saakka, voidaan arvioida, että A3 näytettä vastaavassa viivakuumennuksessa lopullinen myötölujuus olisi n. 380 MPa, mikä vastaa hyvin A3 näytteestä mitattua 379 MPa myötölujuutta.

Koekappaleessa A4 havaittua myötölujuuden muuttumattomuutta selittää käsittelyssä tuodun lämpö määrän kohtuullisuus. Toisaalta on mahdollista, että tietyissä olosuhteissa lämpökäsittelyn osuuden lujuuden kasvu selittää tulosta. Lahtinen et al. (2019) havaitsivat tutkimuksessaan kovuuden kasvua S700MC teräksellä SCHAZ:ssa erityisesti suurilla $t_{8/5}$ ajoilla hitsiliitoksen juuren puolella. Myötölujuuden kasvusta vapaasti ilmassa jäähdytetyn hehkutuksen tuloksena TMCP HSS:lle raportoivat Jiang et al. (2019). Tästä työstä poiketen he havaitsivat myös murtolujuuden kasvua 500 °C käsittelylämpötilassa, jossa 7,5 %

myötölujuuden kasvu havaittiin. On oletettavaa, että A4 koekappaleen käsittelyssä ylitettiin tavoitelämpötila, käsittelyn aikana saavutettiin visuaalisesti arvioituna paikallisesti 700 °C lämpötila. Tämä ei kuitenkaan pienemmästä lämmöntonnuista johtuen aiheuttanut vastaavaa vaikutusta kuin näytteen A3 tapauksessa.

960 MPa lujuusluokkien koekappaleiden merkittävä lujuusominaisuuksien heikentyminen johtui kuumennuskäsittelyn epäonnistumisesta. Koekappaleiden alhaisesta levynpaksuudesta johtuen käsittely ei pysynyt hallinnassa, vaan tavoitelämpötila ylittyi merkittävästi, mikä johti terästen martensiittisen tai bainiittisen rakenteen paikalliseen hajaantumiseen. Kaikissa koekappaleissa havaittiin alueita, joissa teräksen sulamislämpötila oli ylittynyt.

Ristiliitoskoekappaleissa käytetyn S690QL teräksen hiiliekvivalenttia CE 0,43 voidaan pitää kohtuullisena perusaineen hitsattavuuden suhteen. SFS-EN 1011-2 tavan B mukaisesti laskettuna esikumennusta ei vaadittu koekappaleiden tapauksessa. Kuitenkin alhaisen lämmöntonnuin tuloksena kappaleissa havaittiin suurimmillaan 340 HV5 kovuus HAZ:in alueella. Tämä on lähellä yleisesti käytettyä 350 HV rajaa kohonneen kylmähalkeiluerkkyyden toteamiselle. Kuitenkin SFS-EN ISO 15614-1 standardissa teräsryhmälle määritetty suurin sallittu kovuusarvo 450 HV alittuu selvästi. Koekappaleiden kovuusmittausten perusteella merkittävimmät muutokset lujuusominaisuuksissa keskittyvät HAZ:in alueelle. Perusaineen kovuuden pysyminen ennallaan on linjassa mm. Qiang et al. (2012) tulosten kanssa. Liitoksen suurin kovuus havaittiin lähellä sularajaa, oletettavasti CGHAZ:ssa, jossa kovuus myös aleni hehkuksessa eniten. Alhaisin kovuus havaittiin CGHAZ:in vieressä, FGAHZ:ssa, jossa kovuus aleni käsittelyn myötä hieman vähemmän kuin CGHAZ:ssa. Kovuuden alenema HAZ:ssa oli odotettavaa Peng et al. (2018) tutkimuksen perusteella. Tutkimuksessa toteutettujen mikrorakennetarkastelujen perusteella se johtui pääasiassa dislokaatioiden sulautumisesta raerajoilla, sekä karbidien palloutumisesta.

Jäännösjännitysmittauksissa saadut arvot viittaavat hyvin alhaisiin jännityksiin jo ennen myöstöheikutusta. Tämä johtuu todennäköisesti hitsatusta rakenteesta, joka ei ollut hitsauksen aikana jäykästi tuettu. Tällöin rakenteeseen ei juurikaan jäänyt sisäisiä jännityksiä. Työssä käytetyn hehkuksen tehokkuutta ei siten voida ristiliitoskappaleiden

osalta arvioida. On kuitenkin tiedossa, että vastaavalla lämpökäsittelyllä on saatu haluttuja muutoksia vastaavista materiaaleista valmistettujen rakenteiden käyttäytymiseen hitsauksen jälkeisessä koneistuksessa.

Vetokokeiden perusteella voidaan todeta, että tässä työssä käytetyillä myöstöhekkutusparametreilla ei aiheutettu merkittäviä muutoksia tutkittavan teräsrakenteen lujuusominaisuuksiin. Hehkutetussa koekappaleessa havaittu lievä myötö- ja murtolujuuden alenema on linjassa Wang et al. (2020) tulosten kanssa. On kuitenkin huomioitavaa, että koekappaleet murtuivat muuttumattomasta perusaineesta. ARAMIS-kuvannoksen avulla nähtiin, että hehkutuskäsittely vaikutti paikallisesti muodonmuutosten keskittymiseen hitsin ympäristössä. Jos vertaillaan vetokokeen tuloksia ja ekstensiometrillä mitattuja arvoja, voidaan todeta, että hehkutetussa koekappaleessa merkittävästi suurempi osa venymästä keskittyi hitsiliitoksen alueelle. Vetokokeessa murtovenymä oli molemmissa tapauksissa samassa suuruusluokassa, kun taas hehkutetun kappaleen hitsin ympäristössä mitattiin ekstensiometrillä 56 % suurempi muodonmuutos kuormitusuuntaan kuin hehkuttamattomassa kappaleessa.

Myötölujittumista kuvaavien voima-siirtymäkäyrien lineaaristen osuuksien kuvassa 36 erosivat elementtimallin ja ekstensiometrin välillä. Eroa voi selittää geometrinen eroavaisuuksien lisäksi hitsilisäaineen ja HAZ:in materiaalmallien myötörajan jälkeisen osuuden heikko vastaavuus. Kovuusmittausten perusteella HAZ:in alueella lujuusominaisuuksissa oli paikallista alenemaa. HAZ:in kapeudesta johtuen tämä lujuusominaisuuksien alenema ei Maurer et al. (2015, s. 822) tulosten mukaisesti oletettavasti vaikuttanut merkittävästi liitoksen kuormankantokykyyn hydrostaattisen jännitystilan lujitusvaikutuksen myötä, eikä täten luonut merkittävää eroa elementtimalliin verrattuna.

8 JOHTOPÄÄTÖKSET

Tässä työssä tutkittiin myöstöhehkutuksen vaikutusta S690 teräksen lujuusominaisuuksiin. Hehkutuksen vaikutusta arvioitiin ristiliitoskoekappaleiden vetokokeilla. Samassa yhteydessä koekappaleiden paikallisia muodonmuutoksia arvioitiin ARAMIS-kuvannoslaitteistolla, jonka kanssa hitsiliitoksen ympäristön venymää lisäksi mitattiin ekstensiometrillä. Hehkutuksen vaikutusta vertailtiin elementtimallin avulla laskennallisesti saavutettuihin tuloksiin. Lisäksi työssä tutkittiin tyypillisillä tilaajayrityksen käyttämillä menetelmillä ja suoritusarvoilla toteutettua kuumilla oikomista S355, S690, S700 ja S960 rakenneteräksille staattisten vetokokeiden avulla.

Kuumilla oikomisen suhteen voidaan todeta, että 355 MPa lujuusluokan rakenneterästen lujuusominaisuudet käyttäytyivät odotusten mukaisesti, eikä konesuunnittelun kannalta merkittäviä lujuusominaisuuksien muutoksia havaittu. 700 MPa ja 690 MPa lujuusluokan rakenneteräksistä valmistetuissa koekappaleissa havaittiin selkeä ero kuumennustyyppin, ja siten lämmöntuonnin suhteen. Pistemäisten kuumennusten vaikutus lujuusominaisuuksiin oli suunnittelun näkökulmasta mitätön. Viivamaisten kuumennusten sen sijaan havaittiin aiheuttavan alenemaa lujuusominaisuuksissa, joka tulee ottaa huomioon myös valmistusteknisissä ohjeistuksissa. Lujimpien tutkittavien 960 MPa lujuusluokan rakenneterästen osalta voidaan todeta, että tutkittujen koekappaleiden osalta tässä tapauksessa tyypillinen kuumennuskäsittely aiheutti merkittäviä muutoksia terästen lujuusominaisuuksiin, jonka myötä vastaavaa käsittelyä ei voida pitää soveltuvana tuotantokäyttöön. Havaittu käyttäytyminen johtui osaltaan materiaalien metallurgisista ominaisuuksista, lisäksi oleellinen ero oli ainevahvuuksissa. Lujempien teräslaatujen kohdalla ainevahvuuden aleneminen vastaavan kuormankantokyvyn rakenteessa verrattuna esim. S355 rakenneteräksen luo haasteita kuumilla oikomiseen. Tämä rajoitteena pidettävä ominaisuus tulee ottaa huomioon tuotekehityksen yhteydessä valmistettavuutta arvioitaessa, etenkin kun otetaan huomioon kuumilla oikomisen käytännön toteutuksen liittyvät epätarkkuudet.

Myöstöhehkutuksen osalta tutkitulla hehkutuksella ei ollut huomattavaa vaikutusta rakenteen kuormankantokykyyn tai muodonmuutoskapasiteettiin. Hehkutuskäsittelyllä ei

ollut vaikutusta hitsiaineen tai perusaineen mitattuihin kovuuksiin, eikä kovuusmittausten perusteella niiden lujuusominaisuuksien oletettu muuttuneen. Hehkutuksella oli kuitenkin merkittävä vaikutus hitsiliitoksen ympäristössä havaittuihin muodonmuutoksiin. Venymän muutos viittasi kovuusmittaustulosten perusteella HAZ:in heikentyneisiin lujuusominaisuuksiin. Kirjallisuudessa esitetyn perusteella on todennäköistä, että HAZ:in lujuuden alenema johtui dislokaatioiden sulautumisesta raerajoilla. Ristiliitoskoekappaleiden vetokokeen yhteydessä suoritettua ekstensiometrimittausta vastaavalla tarkastelukohdalla elementtimallissa voima-siirtymä-käyttäytymisen muutosta hehkutuskäsitellyn ja käsittelemättömän tapauksen välillä ei havaittu yhtä voimakkaana kuin vetokokeessa. Tämän voidaan olettaa johtuvaksi käytettyjen materiaalmallien puutteista ja osaltaan mallinnetun rakenteen ja todellisen koekappaleen geometrian eroavaisuuksista.

Mahdollisia jatkotutkimuksia ajatellen tässä työssä tutkituista aiheista on noussut esille joitakin aiheita:

- Kuumilla oikomisen aiheuttamat muutokset terästen mikrorakenteeseen verrattuna hitsaukseen.
- Pistekuumilla oikomisen vaikutus laajemman levykentän lujuustekniseen käyttäytymiseen.
- Hitsausparametrien vaikutus myöstöhehkutuksessa tapahtuviin lujuusominaisuuksien muutoksiin.

LÄHTEET

Alipooramibarad, H., Paradowska, A., Nafisi, S., Reid, M & Ghomashchi, R. 2020. Post-Weld Heat Treatment of API 5L X70 High Strength Low Alloy Steel Welds. *Materials Journal* 2020, vol. 13, 5801. 24 s. DOI: 10.3390/ma13245801

Amraei, M., Dabiri, M., Björk, T. & Skriko, T. 2016b. Effects of Workshop Fabrication Processes on the Deformation Capacity of S960 Ultra-high Strength Steel. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* December 2016, vol. 138. 14 s. DOI: 10.1115/1.4033930

Amraei, M., Skriko, T., Björk, T. & Zhao, X-L. 2016a. Plastic strain characteristics of butt-welded ultra-high strength steel (UHSS). *Thin-Walled Structures* 109. S. 227-241. DOI: 10.1016/j.tws.2016.09.024

Bayock, F. N., Kah, P., Layus, P. & Karkhin, V. 2019. Numerical and experimental investigation of the heat input effect on the mechanical properties and microstructure of dissimilarweld joints of 690-MPa QT and TMCP steel. *Metals* 2019, vol. 9(3). 19 s. DOI: 10.3390/met9030355

Bhadeshia, H. K. D. H. & Honeycombe, R. W. K. 2017. *Steels - Microstructure and Properties* (4th Edition). Elsevier. Retrieved from <https://app.knovel.com/hotlink/pdf/id:kt011G6C37/steels-microstructure/heat-flow>

Björk, T., Toivonen, J. & Nykänen, T. 2012. CAPACITY OF FILLET WELDED JOINTS MADE OF ULTRA HIGH-STRENGTH STEEL. *Welding of the world*, vol. 56, No. 3/4 2012. 14 s.

Boniardi, M. & Casaroli, A. 2017. *Steel Metallurgy Volume I*. Lucefin Spa. I-25040 Esine (Brescia) Italy. 256s.

BOC Group, Linde PLC. 2009. [www-dokumentti]. Fundamentals of flame straightening - Technical information for flame processes. [viitattu 3.2.2021]. Saatavissa PDF-tiedostona: https://www.boconline.co.uk/en/images/Fundamentals-of-Flame-Straightening_tcm410-113398.pdf. 32 s.

Canale, L. C. F., Yao, X., Gu, J. & Totten G. E. 2008. A historical overview of steel tempering parameters. *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, vol. 3, Nos. 4/5. 474-525 s.

CEN ISO/TR 15608. 2017. Hitsaus. Metallisten materiaalien ryhmittely. Welding. Guidelines for a metallic materials grouping system (ISO/TR 15608:2017). Helsinki: suomen Standardisoimisliitto SFS. 23s.

CEN/TR 10347. 2006. Guidance for forming of structural steels in processing. Helsinki: suomen Standardisoimisliitto SFS. 13 s.

Cross, C.E. 2005. On the Origin of Weld Solidification Cracking. Teoksessa: Hot Cracking Phenomena in Welds. Springer-Verlag Berlin Heidelberg. S. 3-18.

Det Norske Veritas. 2009. Final Report - Development of Heat-Affected Zone Hardness Limits for In-Service Welding. Saatavissa: https://rosap.nsl.bts.gov/view/dot/34520/dot_34520_DS1.pdf. 150s.

Dillinger Hütte GTS. 2007. DILLIMAX TECHNICAL INFORMATION NO. III/2007 [www-tuotetietodokumentti]. [viitattu 15.3.2021]. Saatavissa PDF-tiedostona: <https://www.dillinger.de/d/en/products/proprietary-steels/dillimax/>. 52 s.

Dong, P. Song, S. & Zhang, J. 2014. Analysis of residual stress relief mechanisms in post-weld heat treatment. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 122. S. 6-14. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2014.06.002

Dowling, N. E. 2013. Mechanical Behavior of Materials, Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue – FOURTH EDITION. Pearson Education Limited. ISBN 978-0-13-139506-0. 977s.

Ericsson, T. 1991. Principles of Heat Treating of Steels. ASM Handbook Volume 4 – Heat Treating. USA. S. 14–50.

ESAB. 2021. Purus 42 – Tuote-esite (fi) [www-dokumentti]. [viitattu 10.5.2021]. Saatavissa: <https://www.esab.fi/fi/fi/products/filler-metals/mig-mag-wires-gmaw/mild-steel-wires/purus-42.cfm>.

Fieldmann, M. & Schäfer, D. 2019a. Flammrichten normal- und hochfester Baustähle: Teil 1 – Grundlagen, Wärmeeintrag und Temperaturfelder. Der Stahlbau 88. S. 945–956. DOI: 10.1002/stab.201900045

Fieldmann, M. & Schäfer, D. 2019b. Flammrichten normal- und hochfester Baustähle: Teil 2 – Verformungen und Zwangsmomente, Beeinflussung des Materials und Vorhersage. Der Stahlbau 88. S. 1102–1112. DOI: 10.1002/stab.201900046

Gergely, N. & Laszlo, G. 2019. EFFECT OF FLAME STRAIGHTENING ON MATERIAL PROPERTIES OF Q+T HIGH STRENGTH STEELS. MultiScience - XXXIII. microCAD International Multidisciplinary Scientific Conference. University of Miskolc, 23-24 May 2019. 12s. DOI: 10.26649/musci.2019.014

Gonzales, R., Garcia, J. O., Barbes, M. A., Quintana, M. J., Verdeja, L. F. & Verdeja J. I. 2010. Ultrafine Grained HSLA Steels for Cold Forming. JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL vol. 17 Issue 10. S. 50-56.

Grigorenko, G. M. & Kostin, V. A. 2013. Criteria for evaluating the weldability of steels. Welding International, 27:10. S. 815-820. DOI: 10.1080/09507116.2013.796633

Gyura, L., Gaspar, M. & Balogh, A. 2021. The effect of flame straightening on the microstructure and mechanical properties of different strength steels. *Welding in the World* (2021) 65. S. 543-560. DOI: 10.1007/s40194-020-01055-2

Hannula, S-P., Haimi, E. & Lindroos, V. 2020. Uudistettu Miekk-Ojan metallioppi. Osa II. Teknologiateollisuus ry. Otavan kirjapaino oy, Keuruu. 271 s. ISBN 978-952-238-244-3.

Jiang, J., Bao, W., Peng, Z. Y., Wang, Y. B., Liu, J. & Dai, X. H. 2019. Experimental investigation on mechanical behaviours of TMCP high strength steel. *Construction and Building Materials* 200. S. 664-680. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2018.12.130

Key to Materials AG. Total Materia. TMCP Steel for Offshore Structures. 2012. [Total Materia [www-sivuilta](http://www.sivuilta.com)]. [Viitattu 4.3.2021]. Saatavissa: <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=376>

Kik, T., Moravec, J. & Svec, M. 2020. Experiments and Numerical Simulations of the Annealing Temperature Influence on the Residual Stresses Level in S700MC Steel Welded Elements. *Materials* 2020, 13, 5289. 26 s.

Kivivuori, S. 2016. Lämpökäsittelyoppi 2 -Lämpökäsittelytietoa suunnittelijoille. Teknologiateollisuus ry. Teknologiainfo Teknova Oy, Helsinki. 320s.

Kou, S. 2003. *Welding metallurgy*. Second edition. Yhdysvallat, Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons Inc. 461 s.

Lacalle, R., Alvarez, J. A., Ferreno, D., Portilla, J., Ruiz, E., Arroyo, B. & Gutierrez-Solana, F. 2013. Influence of the Flame Straightening Process on Microstructural, Mechanical and Fracture Properties of S235 JR, S460 ML and S690 QL Structural Steels. *Experimental Mechanics* 53. 2013. S. 893-909. DOI 10.1007/s11340-013-9723-8

Lahtinen, T., Vilaca, P., Peura, P. & Mehtonen, S. 2019. MAG Welding Tests of Modern High Strength Steels with Minimum Yield Strength of 700 MPa. *Applied science* 2019, 9, 1031. 18s. DOI: 10.3390/app9051031

Latypova, R. & Kauppi, T. 2018. Ultralujien kuumavalssattujen rakenneterästen hitsattavuus - kirjallisuustutkimus. Lapin ammattikorkeakoulu. 60 s.

Lippold, J. C. 2015. Welding metallurgy and weldability. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey. 421 s.

Lukkari J., Kyröläinen A. & Kauppi T. 2016. Hitsauksen materiaalioppi, Osa 1: Metalliopin perusteet, terästen luokittelu ja valmistus, rakenneterästen käyttäytyminen hitsauksessa, murtuminen ja korrosio. Suomen Hitsausteknillinen Yhdistys r.y., 169s. ISBN 978-951-98212-4-5.

Lukkari, J. 2008. Kuumahalkeilu hitseissä. Hitsausuutiset 1/2008. OY ESAB. Saatavilla pdf-tiedostona: <https://www.esab.fi/fi/fi/news/hitsausuutiset/upload/hu-1-08.pdf>

Kou, S. 2003. WELDING METALLURGY SECOND EDITION. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey. 466 s.

Martikainen, J. 2018. Halkeamatyypit. Kansainvälinen hitsauskoordinoijan pätevyyskoulutus IWE/IWT 33-luentomonisteet. Lappeenrannan teknillinen yliopisto. 39 s.

Maurer, W., Ernst, W., Rauch, R., Vallant, R. & Enziger, N. 2015. Evaluation of the factors influencing the strength of HSLA steel weld joint with softened HAZ. Weld World, vol. 59. S. 809–822. DOI: 10.1007/s40194-015-0262-z

Optimisation and improvement of the flame straightening process (Optistraight). Final report. 2012. European Commission, Research Fund for Coal and Steel. Luxembourg: Publications Office of the European Union, 2012. 160s. DOI: 10.2777/37733

Ovako. 2020. Ovakon terästen hitsaus [www-dokumentti]. [viitattu 29.1.2021]. Saatavissa PDF-tiedostona: https://metals.ovako.com/globalassets/metals/ovakon_terasten_hitsaus_2020-paiversio.pdf. 64 s.

Padhy, G. K., Ramasubbu, V., Parvathavarthini, N., Wu, C. S. & Albert, S. K. 2015. Influence of temperature and alloying on the apparent diffusivity of hydrogen in high strength steel. *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 40/67. S. 14-25. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2015.03.153.

Pavlina, E. J. & Tyne, C. J. 2008. Correlation of Yield Strength and Tensile Strength with Hardness for Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 17/6. S. 888-893. DOI: 10.1007/s11665-008-9225-5

Peng, Y., Zhang, Y., Zhao, L., Ma, C. & Tian, Z. 2018. Effect of heat input and heat treatment on microstructure and mechanical properties of welded joint of TMCP890 steel. *Welding in the World*, vol. 62. S. 961-971. DOI: 10.1007/s40194-018-0587-5

Pirinen, M. 2013. THE EFFECTS OF WELDING HEAT INPUT ON THE USABILITY OF HIGH STRENGTH STEELS IN WELDED STRUCTURES. Lappeenranta: Lappeenranta University of Technology. 178 s.

Qiang, X., Bijlaard, F. & Kolstein, H. 2012. Dependence of mechanical properties of high strength steel S690 on elevated temperatures. *Construction and Building Materials*, vol. 30. S. 73-79. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2011.12.018 Fieldmann, M. & Schäfer, D. 2019a.

Schaupp, T., Ernst, W., Spindler, H. & Kannengiesser, T. 2020. Hydrogen-assisted cracking of GMA welded 960 MPa grade high-strength steels. *International Journal of hydrogen energy*, vol. 45/38. Elsevier Ltd on behalf of Hydrogen Energy Publications. S. 20080–20093.

SFS-EN 1011-1. 2009. HITS AUS. METALLISTEN MATERIAALIEN HITS AUSSUOSITUKSET. OSA 1: YLEISOHJEET KAARIHITS AUKSELLE. Helsinki: suomen Standardisoimisliitto SFS. 27s.

SFS-EN 1011-2. 2001. HITSAUS. METALLISTEN MATERIAALIEN HITSAUSSUOSITUKSET. OSA 2: FERRIITTISTEN TERÄSTEN KAARIHITSAUS. Helsinki: suomen Standardisoimisliitto SFS. 115s.

SFS-EN 10149-1. 2013. KUUMAVALSSATUT LUJAT KYLMÄMUOVATTAVAT TERÄSLEVYTUOTTEET. OSA 1: YLEISET TEKNISET TOIMITUSEHDOT. Helsinki: suomen Standardisoimisliitto SFS. 34 s.

SFS-EN 10149-2. 2013. KUUMAVALSSATUT LUJAT KYLMÄMUOVATTAVAT TERÄSLEVYTUOTTEET. OSA 2: TERMOMEKAANISESTI VALSSATTUJEN TERÄSTEN TEKNISET TOIMITUSEHDOT. Helsinki: suomen Standardisoimisliitto SFS. 27 s.

SFS-EN 10025-2. 2019. Kuumavalssatut rakenneteräkset. Osa 2: Seostamattomat rakenneteräkset. Tekniset toimitusehdot. Helsinki: suomen Standardisoimisliitto SFS. 40s.

SFS-EN 10025-6. 2019. Kuumavalssatut rakenneteräkset. Osa 6: Nuorrutetut lujat rakenneteräslevytuotteet. Tekniset toimitusehdot. Helsinki: suomen Standardisoimisliitto SFS. 54s.

SFS-EN ISO 15614-1. 2017. Specification and qualification of welding procedures for metallic materials. Welding procedure test. Part 1: Arc and gas welding of steels and arc welding of nickel and nickel alloys (ISO 15614-1:2017). Hitsausohjeet ja niiden hyväksyntä metalleille. Hyväksyntä menetelmäkokeella. Osa 1: Terästen kaari- ja kaasuhitsaus sekä nikkelin ja nikkelseosten kaarihitsaus. Helsinki: suomen Standardisoimisliitto SFS. 46s.

SFS-EN 1993-1-10. 2005. EUROCODE 3. TERÄSRAKENTEIDEN SUUNNITTELU. OSA 1-10: MATERIAALIN SITKEYS JA PAKSUUSSUUNTAISET OMINAISUUDET. Helsinki: suomen Standardisoimisliitto SFS. 19s.

SFS 3052. 1983. HITSAUSSANASTO. YLEISTERMIT. Helsinki: suomen Standardisoimisliitto SFS. 124s.

SFS-EN 9018. 2015. Hitsien rikkova aineenkoetus metalleille. Risti- ja päällekkäisliitosten vetokoe. Helsinki: suomen Standardisoimisliitto SFS. 26 s.

Shrestha, K. 2019. HOT CRACKING INVESTIGATION IN SUBMERGED ARC WELDS OF HIGH STRENGTH STEEL PLATE PRODUCED BY THERMO- MECHANICALLY CONTROLLED ROLLING. Diplomityö. LUT Yliopisto. 72s.

Sisodia, R. P. S. & Gaspar, M. 2019. PHYSICAL SIMULATION-BASED CHARACTERIZATION OF HAZ PROPERTIES IN STEELS. PART 1. HIGH-STRENGTH STEELS AND THEIR HARDNESS PROFILING. Strength of Materials, vol. 51/3. Springer Science+Business Media. S. 490-499. DOI: 10.1007/s11223-019-00094-5

Smallman, R. E. & Ngan A. H. W. 2007. Physical Metallurgy and Advanced Materials. Amsterdam: Butterworth-Heinemann. 650 s.

SSAB. Welding of strenx. 2018. [www-ohjedokumentti]. [viitattu 22.2.2021]. Saatavissa: <https://ssabwebsitescdn.azureedge.net/-/media/files/en/strenx/ssab-strenx-welding-brochure-2018.pdf?m=20210201082651>

Stemme D., Narström T., Hrnjez B. 2017. Welding handbook, a guide to better welding of hardox and weldox. Oxelösund: SSAB. 132s.

Steppan, E., Mantzke, P., Steffens, B.R., Rhode, M. & Kannengiesser, T. 2016. Thermal desorption analysis for hydrogen trapping in microalloyed high-strength steels. Weld World, vol. 61. 2017. S. 637-648. DOI: 10.1007/s40194-017-0451-z

Strotmann, R., Kästner, T., Hälsig, A. & Mayr, P. 2018. Influence of the cooling time on the mechanical properties of welded HSS-joints. Steel Construction, vol. 11, No 4. 2018. Ernst & Sohn Verlag für Architektur und technische Wissenschaften GmbH & Co. KG. Berlin. s. 264-271. DOI: 10.1002/stco.201800019

The Lincoln Electric Company. 1973. The Procedure Handbook of Arc Welding, Twelfth Edition. The Lincoln Electric Company, Printed in USA, Cleveland, Ohio. 742 s.

TWI ltd. Technical knowledge. Job knowledge. Defects/imperfections in welds – reheat cracking. 2021. [TWI ltd:n www-sivuilla]. [viitattu 3.3.2021]. Saatavissa: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/defects-imperfections-in-welds-reheat-cracking-048>

Van Es, S., Slot, H., Steenbergen, H., Maljaars, J. & Pijpers, R. 2018. Use of HSS and VHSS in steel structures in civil and offshore engineering. *Steel construction: design and research*, vol. 11/4. S. 249-256.

Wang, X-Q., Tao, Z. & Hassan, M. K. 2020. Post-fire behaviour of high-strength quenched and tempered steel under various heating conditions. *Journal of Constructional Steel Research*, vol. 164. 17 s. DOI: 10.1016/j.jcsr.2019.105785

Yao, S. & Kocak, M. 1990. Influence of titanium on haz microstructure and toughness of steel welds: Literature review-part 1. GKSS – Research centre. Institute of materials research. 2054 Geesthacht, FRC. 46 s.

Zhang, J., Dong, P. & Song, S. 2011. STRESS RELAXATION BEHAVIOR IN PWHT OF WELDED COMPONENTS. *Proceedings of the ASME 2011 Pressure Vessels & Piping Division Conference*. PVP2011-57826. July 17-21, 2011, Baltimore, Maryland, USA. 7 s.

Zhang, S., Fan, E., Wan, J., Liu, J., Huang, Y. & Li, X. 2018. Effect of Nb on the hydrogen-induced cracking of high-strength low-alloy steel. *Corrosion Science*, vol. 139. S. 83–96. DOI: 10.1016/j.corsci.2018.04.041

SSAB**VASTAANOTTOTODISTUS INSPECTION CERTIFICATE**

EN 10 204-3.1 (2004)

1/3

92975F-001 A

16.12.2020

Tilaja Purchaser TIBNOR OY NIINISTÖNKATU 7 05800 HYVINKÄÄ FINLAND		Vastaanottaja Consignee TIBNOR OY JALOSTAJANTIE 3 60100 SEINÄJOKI FINLAND		Päivämäärä Date 17.12.2020	
Tilaus nro Order No. 4501243091		Tilausvahvistus Order Confirmation 92975F		Valmistajan merkki Mark of the Manufacturer	
Todistus Certificate 31		Laatumerkintä Quality Marking S690QL		Tarkastajan leima Stamp of Inspector 	
Toimitustyyppi Delivery type PART DELIVERY		Sulatus nro levy nro Cast No. Plate No. XXXXXX XXX XX XXX		Vastaanottajan leima Stamp of Surveyor	
Tuote Product HEAVY PLATES Laji Grade S690QL EN 10025-6:2019 Laatuselvitys Quality Specifications QUENCHED AND TEMPERED STEEL		Toleranssit Tolerances STRENX, EN 10029:2010 CLASS A		Muut leimaukset Other Stamps	
Tekniset vaatimukset ja/tai viralliset määräykset Technical terms of Delivery and/or Official Regulations					

Positio Item	Mitat mm Dimensions mm	Merkki Marke	Kpl Pcs	Paino kg Weight kg	Sulatus levy nro Cast plate No	SP nro SP No	UT UT	MT MT
HOT ROLLED STEEL PLATES								
SURFACE CONDITION EN 10 163-2:2005 CLASS A3								
010	10.00 X 2500 X 6000	4501243091 B001.A04572 STD	2	2400	63132 026	026		
		***	2	2400				

Raabe Steel WorksTäten todistamme, että toimitus on tilausvahvistuksen mukainen.
We hereby certify that the material described above has been tested and complies with the terms of the order confirmation.

Testaus ja tarkastus Testing and Inspection



AINESTODISTUS TEST REPORT

EN 10 204-3.1 (2004)

2/3

92975F-001 A

16.12.2020

Tilaja Purchaser
TIBNOR OY
NIINISTÖNKATU 7
05800 HYVINKÄÄ FINLAND
Tilaus nro Order No.
4501243091

Tilausvahvistus Order Confirmation
92975F

Vastaanottaja Consignee
TIBNOR OY
JALOSTAJANTIE 3
60100 SEINÄJOKI FINLAND
Asiakkaan merkki Shipping mark

Päivämäärä Date
17.12.2020 AET

Valmistajan merkki
Mark of the Manufacturer



Laji Grade
S690QL

Lisävaatimukset Additional requirements

Jatkuvavalettua happiterästä
Oxygen steel, continuous casting
Fully killed, Fine grain practiced

Laatuseelvitys Quality Specifications
QUENCHED AND TEMPERED STEEL

Pos. Item	Sulatus, k. erä nro Cast. test No	T-tila Cond	Vetokoe Tensile test														Taivutuskoe Bend test		Huom Nb	Päästö Tempering °C																	
			K2	°C	RP02 MPa	RT05 MPa	REL MPa	REH MPa	1	RM MPa	2	3	50	A %	80	200	RE / RM	RM * A5			1	RAZ %	2	3	Keskiarvo Average	K5	D = X t										
010	63132 026	QT	51		768							771	820																								

K2: 51=BOTTOM,TRANSV.

QT=QUENCHED + TEMPERED

Pos. Item	Sulatus k. erä nro Cast. test No	Iskukoe Impact test						FA %				LE (mm)				Erikoiskokeet Special tests				Huom Nb	Päästö Tempering °C															
		K3	°C	1	2	3	Keskiarvo Average	W (mm)	1	2	3	Keskiarvo Average	1	2	3	Keskiarvo Average	K4	°C	1			2	Keskiarvo Average													
010	63132 026	155	-040	94	144	133	124																													

K3: 155=CH-VISO-V(J),7.5X10,BOTTOM,LANGIT,KV600

FA = Sitkeämurtuman osuus Shear fracture appearance

LE = Poikittainen laajenema Lateral Expansion

Raabe Steel Works

Täten todistamme, että toimitus on tilausvahvistuksen mukainen.
We hereby certify that the material described above has been tested and complies with the terms of the order confirmation.

Testaus ja tarkastus Testing and Inspection

SSAB

**ANALYYSITODISTUS ANALYSIS CERTIFICATE
ANALYSEBESCHEINIGUNG COMPOSITIO CHIMIQUE CERTIFICAT
СЕРТИФИКАТ АНАЛИЗА**

3/3

92975F-001 A

16.12.2020

Sulatus nro Cast No Schmelzen Nr. No de coulén № Плавки	Koe nro Test No Prüf Nr. Essai No № Пробы	Positio Item Pos. Poste Поз.	Cekv Ceq Ceq Ceq Ceqv	Analysi % Chemical composition % Chemisch Zusammensetzung % Composition Chimique % Анализ плавки % (*-ppm)															Päivämäärä Date Datum Date Дата		
				C	SI	MN	P	S	AL	NB	V	TI	CU	CR	NI	MO	N	B	CET	17.12.2020	AET
63132		010	.43	.163	.32	1.17	.009	.001	.098	.001	.031	.012	.025	0.20	0.07	.079	.003	.0016	.30		

CEQ=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15

CET=C+(Mn+Mo)/10+(Cr+Cu)/20+Ni/40

Raahe Steel WorksTestaus ja tarkastus
Prüfung und KontrolleTesting and Inspection
Essais et Contrôle

Испытание и контроль качества

Steel manufactured and supplied by Raahe Steel Works is free from radiation.
Производимая на металлургическом комбинате «Raahe Steel Works» и поставляемая
заказчику сталь не излучают радиации.

