

Tämä on alkuperäisen artikkelin rinnakkaistallenne (kustantajan versio). Rinnakkaistallenteen sivuasettelut ja typografiset yksityiskohdat saattavat poiketa alkuperäisestä julkaisusta.

Käytä viittauksessa alkuperäistä lähdettä:

Kauppi, T. 2021. Käytännön hitsausmetallurgiaa osa 3 : esimerkkejä rakenneterästen käyttäytymisestä sulahitsauksessa. Hitsaustekniikka. 73 (3), 32-37.

# Käytännön hitsausmetallurgiaa osa 3: Esimerkkejä rakenneterästen käyttäytymisestä sulahitsauksessa

**Timo Kauppi**

Tämän artikkelisarjan edellisessä osassa käytiin läpi rakenneterästen sulahitsauskäyttötymisen metallurgisia perusteita. Tässä osassa esitetään muutama esimerkki rakenneterästen hitsaukseen liittyen. Tavoitteena on vahvistaa hitsausalan materiaaliosaamista ja antaa käytännön kannalta tärkeää tietoa materiaalien käyttäytymisestä hitsauksessa.

Kun puhutaan teräksistä, niin harva tulee ajatelleeksi, että kyseessä on käyttömäärältään valtava materiaaliryhmä. Teräksen valmistukseen liittyvää tilastotietoa on helposti saatavissa esim. Worldsteel Association yhdistyksen verkkosivuilta (<https://www.worldsteel.org/steel-by-topic/statistics.html>). Vuoden 2019 aikana maailmassa tuotettiin hieman yli 1800 miljoonaa tonnia hiiliteräksiä. Tätä määräästä saisi tehtyä noin 3.6 miljoonan tuulivoimalan teräsosat!

Kansainvälisen hitsausinsinöörikoulutuksen saksalaisen koulutusaineiston mukaan vuonna 2012 hitsaavan teollisuuden liikevaihto Euroopassa oli luokkaa 21 miljardia euroa ja se työllisti 360 000 henkilöä. Tämä tarkoittaa kaiken muun ohella myös valtavaa määrää vaatimustenmukaisia hitsausliitoksia.

Suurin osa nk. ferriittisten terästen (CEN ISO/TR 15608 mukaiset materiaaliryhmät 1 – 6) hitsauksista sujuu haasteita ja niille löytyy hyviä yleispäteviä ohjeita. Toisinaan on kuitenkin mietittävä hyvinkin tarkkaan etukäteen sitä, miten hitsaus tulee tehdä vaatimustenmukaisen liitoksen aikaansaamiseksi. Seuraavassa käydään esimerkkien kautta läpi näitä hitsauskoordinaattoria mahdollisesti kohtaavia hitsausmetallurgisia haasteita.

## CASE 1: Lujien terästen jäähdytysaika ja sen suositukset

Kuten artikkelisarjan edellisessä osassa käytiin läpi, niin ferriittisten terästen hitsauksessa hitsin jäähtymisellä lämpötila-alueen 800-500°C läpi on suuri merkitys hitsausliitoksen mekaanisiin ominaisuuksiin.

Vaikutusta on erityisesti sularajan viereisen muutosvyöhykkeen kovuuteen ja iskutieteyteen. Parametri, joka kuvaa tämän lämpötila-alueen ohittamiseen vaadittavaa aikaa on  $t_{8/5}$ -jäähdytysaika ja sitä käytetään mm. standardin SFS-EN 1011-2 (Metallisten materiaalien hitsausolosuhteet. Osa 2: Ferriittisten terästen kaarihitsaus) liitteessä D (Muutosvyöhykkeen sitkeys ja kovuus), jossa kuvataan hitsausolosuhteiden vaikutusta hitsauksen aikaiseen lämpötila-aika-sykliin ja muutosvyöhykkeen mekaanisiin ominaisuuksiin.

Terästehtaat antavat nykyään mielellään nimenomaan  $t_{8/5}$ -jäähdytysaika-suosituksia mm. lujille rakenneteräksille (esim. saksalainen Dillinger, ruotsalainen SSAB, saksalainen ThyssenKrupp Stahl ja itävaltalainen Voestalpine). Perushaaste tämän parametrin

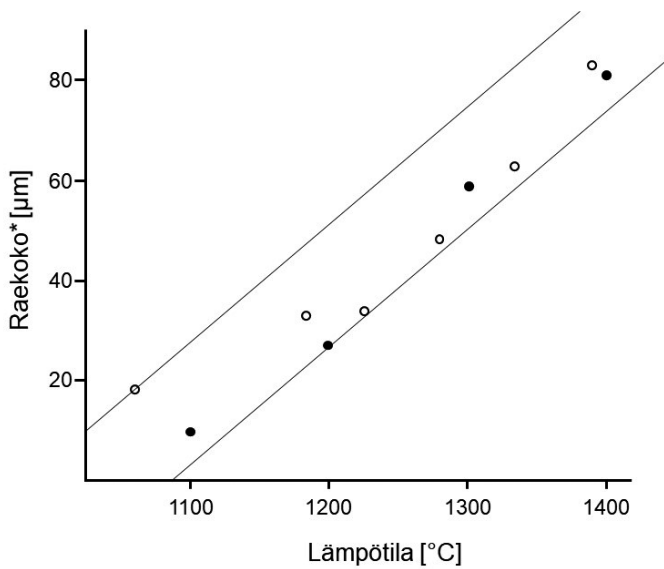
käytössä on se, että hitsaajalle sen merkitys ja informatiivisuus voivat olla varsin etäisiä. Yksi hitsauskoordinaattorin perustaitoja pitäisi ollakin  $t_{8/5}$ -ajan muuntaminen vähintäänkin lämpötila-ajan arvoiksi ja mieluiten kaarijännitteen, hitsausvirran ja hitsausnopeuden arvoiksi. Tätä aihetta käytiin läpi tämän artikkelisarjan edellisessä osassa. Taulukossa 1 on annettu SSAB:n ja Voestalpinen  $t_{8/5}$  suosituksia myötölujuudeltaan 700-1300 MPa oleville teräksille.

Jo aiemmin esiin tullut muistisääntö  $t_{8/5}$ -aikaan liittyen oli seuraavanlainen: "Liian pieni  $t_{8/5}$  aikaansaava kovan ja hauraan hitsin, kun taas liian suuri pilaa iskutieteyden." Ensimmäinen selittyi martensiittisellä mikrorakenteella ja jälkimmäinen austeniitin raekoon liiallisella kasvamisella karkearakeisessa muutosvyöhykkeessä. Perinnäisen

**Taulukko 1. Hitsin jäähtymisaika ( $t_{8/5}$ ) suosituksia (iskutieteyden min 27 J @ -40 °C) ja standardivastaavuuksia lujille Strenx ja alform teräksille.**

Teräs	Valmistaja	$t_{8/5}$	Standardivastaavuus
Strenx 1300*	SSAB	5-15 s	SFS-EN 10025-6: ei ole näin lujaa lajia
Strenx 1100*	SSAB	5-15 s	SFS-EN 10025-6: ei ole näin lujaa lajia
Strenx 960*	SSAB	5-15 s	SFS-EN 10025-6: S960QL
Strenx 700*	SSAB	5-25 s	SFS-EN 10025-6: S690QL
Strenx 1100MC*	SSAB	1-10 s	SFS-EN 10249-2: ei ole näin lujaa lajia
Strenx 960MC*	SSAB	1-15 s	SFS-EN 10149-2: S890MC:
Strenx 700 MC Plus*	SSAB	1-20 s	SFS-EN 10149-2: S700MC
Alform 1100 X-treme	Voest Alpine	5-20 s	SFS-EN 10025-6: ei ole näin lujaa lajia
Alform 960 X-treme	Voest Alpine	5-12 s	SFS-EN 10025-6: S960QL

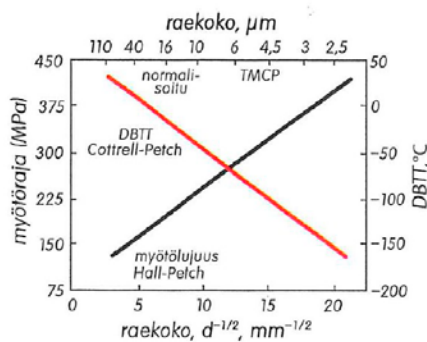
\* = Welding of Strenx brochure, SSAB



Kuva 1. Perinnäisen austeniitin raekoon riippuvuus lämpötilasta HS-LA-100 teräksessä lämmöntuonnilla  $Q = 1.0$  kJ/mm, (Shome).

austeniitin raekoosta (PAGS = Prior Austenite Grain Size) löytyy rajoitetusti tietoa eri tutkimuksissa. Kuvassa 1 nähdään esimerkkinä Shomen tutkimuksessa 2007 esitetty niukahiilisen ( $C = 0.04$  %) lujan ( $R_{p0.2} = 700$  MPa) HSLA-100 teräksen perinnäisen austeniitin raekoon riippuvuus lämpötilasta pohjapalon hitsauksessa lämpötilavälillä 1100-1400°C. Koehitsi oli tehty prosessilla MAG-umpilankahitsauksella (135) aineenpaksuudeltaan  $t = 50$  mm levyihin päittäisliitoksena. Lämmöntuontina oli kuvan 2 tapauksessa käytetty arvoa  $Q = 1.0$  kJ/mm. Käytetyn lämmöntuonnin, liitosmuodon ja aineenpaksuuden perusteella laskennallinen  $t_{8/5} \approx 5$  s. Kuvan perusteella perinnäisen austeniitin raekoko kasvaa huomattavasti, kun huippulämpötila nousee eli ollaan lähellä sularajaa. Karkearakeisessa muutosvyöhykkeessä (CGHAZ) lämpötila on tyypillisesti välillä 1100-1400 °C.

Nyt pitäisi tietysti olla tietoa raekoon vaikutuksesta iskusitkeyteen, jonka pitäisi siis teoriatyö mukaisesti heikentyä raekoon kasva-



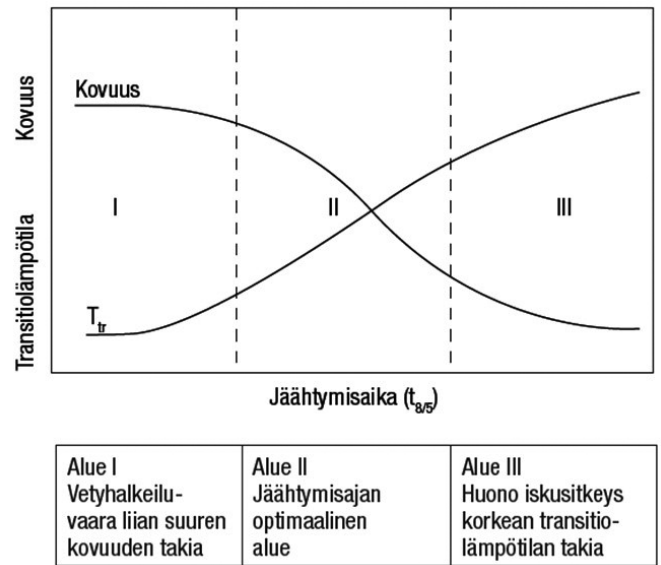
Kuva 2. Raekoon vaikutus ferriittisen teräksen myötörajaan (Hall-Petch yhtälö) sekä iskusitkeyteen (DBTT, Cottrell-Petch yhtälö), (Hannula ym.)

essa. Uudistetussa Miekk-Ojan metalliopin kirjassa luvussa 4 tarkastellaan haurasmurtumaa ja siellä on esitetty lineaarinen riippuvuus raekoon ja DBTT – lämpötilan (sitkeähauras -transitilämpötila) välille, kuva 2. Kuvasta nähdään selvästi, kuinka transitio- lämpötila nousee huoneenlämpötilan yläpuolelle, kun raekoko kasvaa yli arvon  $d \approx 40$  μm, joka siis kuvan 2 perusteella helposti ylittyy karkearakeisessa muutosvyöhykkeessä (CGHAZ).

Kuvassa 3 on esitetty jäähtymisajan  $t_{8/5}$  vaikutus liitoksen muutosvyöhykkeen kovuuteen ja transitilämpötilaan (iskusitkeyteen) seostamattomien ja niukkaseosteisten terästen hitsauksessa. Kuvan mukaisesti jäähtymisnopeuden pidentyessä transitilämpötila nousee eli iskusitkeys ”romahtaa” jossain vaiheessa ja tästä tietysti seuraa terästen valmistajien suosituksissakin annettu  $t_{8/5}$ :n yläraja. Kuvassa on selkeästi ominaisuuskuksiltaan kolme erilaista aluetta. Alue I: Kun jäähtymisaika on lyhyt, kovuus liitoksen muutosvyöhykkeellä nousee karkenemisesta (martensiitista) johtuen korkeaksi, jolloin vetyhalkeiluvaara kasvaa. Alue II: Liitoksen optimaalisten ominaisuuksien kannalta jäähtymisajan tulisi olla tällä alueella. Alue III: Jäähtymisaika on pitkä, jolloin kovuus jää matalaksi, mutta transitilämpötila nousee eli iskusitkeysominaisuudet heikkenevät, (Lukkari ym.).

Erityisesti vaativien terästuotteiden hitsauksessa on perusteltua tietää kyseisten terästen  $t_{8/5}$ :ajan ala- ja ylärajat, jolloin voidaan suunnitella ja määrittellä hitsausolosuhteet ja hitsausparametrit, joissa liitokselle vaaditut mekaaniset ominaisuudet täyttyvät.

Tässä vaiheessa on hyvä esittää kysymys. ”Millaisia hitsausarvoja käyttämällä taulukon 1 mukaiset suositukset sitten toteutuvat?” Tämä kysymys voidaan ratkaista käyttämällä esimerkiksi standardin SFS-EN 1011-2 liit-



Kuva 3. Jäähtymisajan  $t_{8/5}$  vaikutus hitsausliitoksen muutosvyöhykkeen kovuuteen ja iskusitkeyteen eli transitilämpötilaan, (Lukkari ym.).

teessä C (Vetyhalkeilun estäminen) esitettyjä kaavoja tai sitten jotain hitsauslaskuria. Taulukossa 1 annetut  $t_{8/5}$ :ajan suositukset vaihtelevat välillä 1-25 s. Mitä jäähtymisajat ovat sitten yleisesti käytännössä? Kysymyseen voidaan vastata vain hyvin yleisellä ja karkealla tasolla.

Tyypillisesti jäähtymisajat ovat MIG/MAG-hitsauksessa 5-15 s, puikkohitsauksessa 8-20 s ja jauhekaarihitsauksessa 10-30 s (Lukkari ym.).

Kun halutaan tietää, miten lämmöntuonti vaikuttaa hitsin jäähtymiseen, niin täytyy tarkastella erikseen kaksidimensionaalisen (2D) ja kolmidimensionaalisen (3D) lämmönjohtumisen tapaukset. Tämä siitä syystä, että 2D-lämmönjohtumisessa aineenpaksuudella on vaikutusta  $t_{8/5}$ :aikaan. Kuvassa 4 nähdään tarkastelun tulokset, kun 2D-lämmönjohtumisen tapauksessa levyn aineenpaksuus  $t = 8$  mm. Kuvasta nähdään hyvin selvästi, kuinka ohuen levyn jäähtymisen on huomattavasti hitaampaa. Esimerkiksi jäähtymisaikaan  $t_{8/5} = 15$  s vaadittava lämmöntuonti on vain 1/3 ohuemmalla levyllä. Tässä yhteydessä on syytä muistaa, että lämmöntuonnin kasvattaminen nostaa myös 2D/3D-lämmönjohtumisen transitio- ja muutosvyöhykkeen määrääminen onnistuu standardin SFS-EN 1011-2 liitteessä D tai teknisen raportin ISO/TR 17671-1 liitteessä D esitetyn kuvaajan avulla, kuva 5.

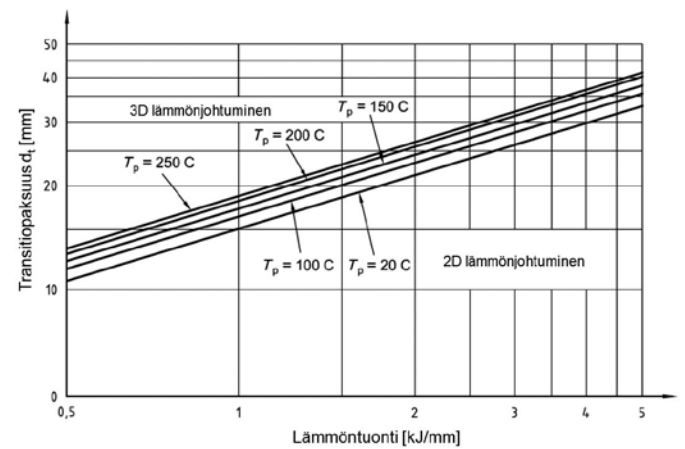
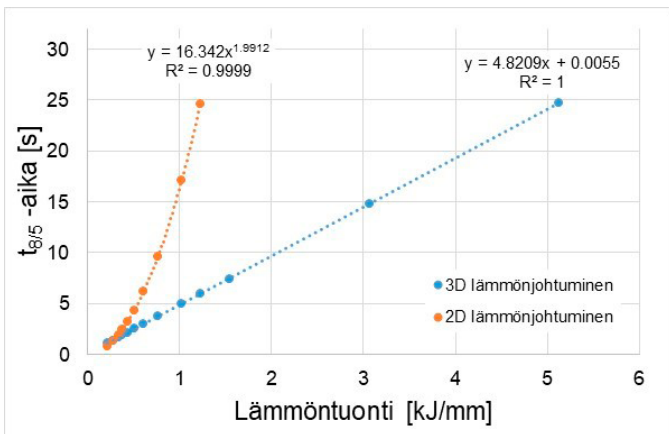
Kuvassa 4 esitettyjä regressioyhtälöitä voidaan käyttää taulukossa 1 annettujen  $t_{8/5}$ :aikojen muuntamiseen lämmöntuonnin rajoiksi. Taulukoissa 2 ja 3 on annettu  $t_{8/5}$ :suosituksista lasketut lämmöntuonnin raja-arvot 3D- ja 2D-lämmönjohtumisen tapauksissa. Lämmöntuonti  $Q$  vaihtelee rajoissa 0.21-5.18 kJ/mm 3D-lämmönjohtumisessa ja välillä 0.37-1.86 kJ/mm 2D-lämmönjohtumisessa aineenpaksuuden ollessa  $t = 8$  mm. Yksittäisiä teräksiä tarkasteltaessa yllättävää on

**Taulukko 2. Lämmöntuonnin suosituksia lujille Strenx- ja Alform-teräksille suhteellisen suurilla aineenpaksuuksilla (3D-lämmönjohtuminen).**

Teräs 3D lämmönjohtuminen	Valmistaja	Lämmöntuonti Q [kJ/mm]	
		min	max
Strenx 960-1300	SSAB	1.04	3.11
Strenx 700	SSAB	1.04	5.18
Strenx 1100MC	SSAB	0.21	2.07
Strenx 960MC	SSAB	0.21	3.11
Alform 1100 X-treme	Voest Alpine	1.04	4.15
Alform 960 X-treme	Voest Alpine	1.04	2.49

**Taulukko 3. Lämmöntuonnin suosituksia lujille Strenx ja alform-teräksille, aineenpaksuus t = 8 mm (2D-lämmönjohtuminen).**

Teräs (t = 8 mm)	Valmistaja	Lämmöntuonti Q [kJ/mm]	
		min	max
Strenx 960 -1300	SSAB	0.55	0.96
Strenx 1100MC	SSAB	0.25	0.78
Strenx 960MC	SSAB	0.25	0.96
Strenx 700MC	SSAB	0.55	1.11
Alform 1100 X-treme	Voest Alpine	0.55	1.11
Alform 960 X-treme	Voest Alpine	0.55	0.86



Kuva 4. Lämmöntuonnin vaikutus  $t_{8/5}$ -aikaan 2D- ja 3D-lämmönjohtumisessa.

Kuva 5. 2D-dimensionaalisen ja 3D-dimensionaalisen lämmönjohtumisen välinen transitiopaksuus lämmöntuonnin funktiona eri esikuumennuslämpötiloille. (SFS-EN 1011-2).

se, että sallitut lämmöntuonnin ylärajat ovat etenkin 3D-lämmönjohtumisen tapauksessa hyvinkin korkeita.

Hitsauskonevalmistaja EWM:n Xnet hitsauksen laadunhallintajärjestelmällä voidaan laskea  $t_{8/5}$ -aikoja hitsausohjeissa ja ne voidaan myös todentaa toteutuneiden hitsausarvojen perusteella. Kuvassa 4 nähdään esimerkki Xnetin  $t_{8/5}$ -laskentavälilehdestä. Laskenta määrittää myös transitiopaksuuden (Junction plate thickness).

- SFS-EN 10025-6 (Kuumavalssatut rakenneteräkset. Osa 6: Nuorrutetut lujat rakenneteräslevytuotteet), esim. S690QL

Näiden terästen mikrorakenteet poikkeavat jo toimitustilassa huomattavasti toisistaan.

Termomekaanisesti valssatuissa lujissa teräksissä perusaine on yleensä ferriitti-

## CASE 2: MC- ja QL-terästen hitsattavuuden erot

Lujia rakenneteräksiä koskee esim. seuraavat ainestandardit:

- SFS-EN 10149-2 (Kuumavalssatut lujat kylmämuovattavat teräslevytuotteet. Osa 2: Termomekaanisesti valssattujen terästen tekniset toimitusehdot), esim S700MC
- SFS-EN 10025-4 (Kuumavalssatut rakenneteräkset. Osa 4: Termomekaanisesti valssatut hitsattavat hienoraakenneteräkset), esim. S500ML

### Welding details

WPQR No	Position	Process	JOB	Welding consumable [mm]	Current [A]	Voltage [V]	Current type/polarity	Wire feed speed [m/min.]	Welding speed [cm/min]	$t_{8/5}$ [s]	Heat input [kJ/mm]
01.202.644-V	PA	135 forceArc	180	1.2	270 Spray arc (S)	26	DC +	10.5	30	5.94	1.123

### Calculate $t_{8/5}$

Current [A]	270
Voltage [V]	26
Welding speed [cm/min]	30
Process	135
Thermal efficiency	0.8
Heat input [kJ/mm]	1.12
Seam type	Surface run
Workpiece thickness [mm]	30
Junction plate thickness	15.54
Preheating temperature [°C]	20
Seam factor	1.00
Heat dissipation type	three-dimensional
$t_{8/5}$ [s]	5.94

Kuva 6. Jäähymisajan  $t_{8/5}$  laskentavälilehti EWM:n Xnet hitsauksen laadunhallintajärjestelmän hitsausohjeosiossa.

tis-bainiittista ja nuorrutetuissa teräksissä päästömartensiittista.

Standardin SFS-EN 10149-2 vaatimusten mukaiset termomekaanisesti valssatut, lujat kylmämuovattavat teräkset ovat pääsääntöisesti hitsattavuudeltaan hyviä. Standardin vaatimusten mukaan niiden hiilipitoisuus on korkeintaan 0.12 % aina myötölujuustason 700 MPa saakka sekä levynpaksuudet ohuita tai melko ohuita, teräslajista ja valmistajasta riippuen paksuusalueella noin 2-20 mm. Standardissa ei ole vaatimuksia hiiliekvivalentille CEV, mutta jotkut valmistajat antavat ne kuitenkin omille teräksilleen.

Taulukossa 4 on annettu SSAB:n terästen kemiallisia koostumuksia ja tyypillisiä hiiliekvivalentin arvoja, jotka vaihtelevat välillä 0.17-0.56 teräksen lujuudesta riippuen. Erikoista näissä teräksissä on se, että ainesstandardissa ei esitetä vaatimuksia iskutheydelle. Mikäli tilauksen yhteydessä sovitaan, iskuenergian arvo on varmennettava standardin EN 10149-1 (Kuumavalssatut lujat kylmämuovattavat teräslevytuotteet. Osa 1: Yleiset tekniset toimitusehdot) vaatimusten mukaisesti. Sen mukaan iskukokeet tehdään pitkittäisillä iskusauvoilla ja iskuenergian vaatimus on 40 J @ -20°C tai 27 J @ -40°C. Näiden terästen lujuus perustuu pääasiassa termomekaanisella käsitellyllä aikaansaatavaan erittäin pieneen raekokoon (<<10 µm). Tämä mahdollistaa mm. sen, että terästen hiilipitoisuus voidaan pitää hyvin matalana ja se onkin useasti luokkaa 0.07-0.08 %.

Nuorrutetut kuumavalssatut lujat hitsattavat hienoraerakenneteräkset ovat puolestaan standardin SFS-EN 10025-6 vaatimusten mukaisia. Standardissa määritellään seitsemän lujaa myötölujuusluokkaa: S460, S500, S550, S620, S690, S890 ja S960. Myötölujuudella (MPa) tarkoitetaan ainesstandardissa teräksen ylempää myötörajaa

$R_{eH}$ . Standardin lujuusvaatimukset riippuvat aineenpaksuudesta ja ne laskevat hieman sen kasvaessa. Paksuus ei kuitenkaan vaikuta iskutheyksivaatimuksiin.

Kaikki teräslajit voidaan toimittaa seuraavina laatuluokkina:

- iskutheyks määritettynä lämpötilassa T = -20 °C: Q (min 30 J, pitkittäin)
- iskutheyks määritettynä lämpötilassa T = -40 °C: QL (min 30 J, pitkittäin)
- iskutheyks määritettynä lämpötilassa T = -60 °C: QL1 (min 30 J, pitkittäin)

Terästen ainesstandardin mukaan terästen hitsattavuus eri menetelmillä on rajallinen. Terästen käyttäytyminen hitsauksen aikana ja sen jälkeen riippuu materiaaliominaisuuksien lisäksi myös työkalun mitoista ja muodoista sekä valmistus- ja käyttöolosuhteista. Ainesstandardin vaatimusten mukaisesti hiilipitoisuuden enimmäisarvo on kaikille teräksille 0.20 %. Muille seosaineille on annettu enimmäisarvot, jotka koskevat myös kaikkia teräslajeja. Näiden rajojen puitteissa valmistaja voi vapaasti valita sopivan koostumuksen. Tästä syystä eri valmistajien saman lujuusluokan teräksissä voi olla myös eroja hitsattavuudessa. Standardissa annetaan vaatimuksia myös hiiliekvivalentin (CEV) enimmäisarvolle, taulukko 5.

Koska nuorrutettujen terästen lujuus perustuu nuorrutettuun eli käytännössä päästömartensiittiseen mikrorakenteeseen, niin CEV-arvot ovat selkeästi korkeampia kuin standardin SFS-EN 10149-2 termome-

kaanisten valssattujen ja kylmämuovattavien terästen arvot. Tämä johtuu siitä, että nuorrutettaviin teräksiin on seostettu karkenevuutta parantavia seosaineita (mm. C, Mn, Cr, Ni ja Mo), jotka nostavat hiiliekvivalentin arvoa. Termomekaanisesti valssattujen MC terästen ja nuorrutettujen terästen selkein ero onkin niiden mikrorakenteessa. Nuorrutetuilla teräksillä se on päästömartensiittinen tai pehmeimmillä teräslajeilla lämpökäsitelty ferriittis-bainiittinen, kun taas termomekaanisesti valssatuilla erittäin hienorakeinen, pääasiassa bainiittis-ferriittinen.

Hitsauksen lämpösykli vaikuttaa hieman eri tavalla näihin mikrorakenteisiin. Molemissa tapauksissa rakenne muuttuu tietysti ensin täysin austeniittiseksi siellä, missä lämpötila on noussut yli A<sub>3</sub>-faasimuutoslämpötilan. Miten lämmöntuonti sitten vaikuttaa näiden terästen muutosvyöhykkeen ominaisuuksiin?

Taulukossa 6 on annettu molempien terästen ainesstandardien vaatimukset kemiallisille koostumuksille sekä muutamia esimerkkejä kaupallisten terästen kemiallisista koostumuksista. Suurimmat erot ovat terästen hiili-, kromi- ja molybdeenipitoisuuksis-

**Taulukko 5. Nuorrutettujen terästen hiiliekvivalentin (CEV) enimmäisarvot (SFS-EN 10025-6).**

Teräslaji		Hiiliekvivalentin enimmäisarvo (%) tuotteen nimellispaksuudella mm			
Nimike	Numero-tunnus	≤ 50	> 50 ≤ 100	> 100 ≤ 125	> 125 ≤ 200
S460Q	1.8908	0.47	0.48	0.50	0.50
S460QL	1.8906				
S460QL1	1.8916				
S500Q	1.8924	0.47	0.70	0.70	0.70
S500QL	1.8909				
S500QL1	1.8984				
S550Q	1.8904	0.65	0.77	0.83	0.83
S550QL	1.8926				
S550QL1	1.8986				
S620Q	1.8914	0.65	0.77	0.83	0.83
S620QL	1.8927				
S620QL1	1.8987				
S690Q	1.8931	0.65	0.77	0.83	0.83
S690QL	1.8928				
S690QL1	1.8988				
S890Q	1.8940	0.72	0.82	0.83	-
S890QL	1.8983				
S890QL1	1.8925				
S960Q	1.8941	0.82	0.85	0.85	-
S960QL	1.8933				
S960QL1	1.8934				

**Taulukko 4. Termomekaanisesti valssattuja kylmämuovattavia hienoraerakenneteräksiä (SSAB), kemiallinen koostumus ja hiiliekvivalentti (sulatusanalyysi).**

Teräslaji SSAB	C(%) max	Si(%) max	Mn(%) max	CEV(%) tyypillinen	CET(%) tyypillinen	Standardi SFS-EN 10149-2
Domex 355MC	0.10	0.03	1.50	0.17	0.13	S355MC
Domex 420MC	0.10	0.03	1.50	0.25	0.18	S420MC
Domex 460MC	0.10	0.03	1.50	0.29	0.20	S460MC
Domex 500MC	0.10	0.21	1.60	0.30	0.21	S500MC
Domex 550MC	0.12	0.21	1.80	0.30	0.21	S550MC
Strenx 600MC	0.12	0.21	1.90	0.33	0.21	S600MC
Strenx 650MC	0.12	0.21	2.00	0.34	0.22	S650MC
Strenx 700MC	0.12	0.21	2.10	0.39	0.25	S700MC
Strenx 900MC	0.10	0.25	1.30	0.50	0.25	S900MC
Strenx 960MC	0.12	0.25	1.30	0.51	0.28	S960MC
Strenx 1100MC	0.15	0.5	1.80	0.56	0.33	-

**Taulukko 6. QL- ja MC-terästen kemiallisia koostumuksia (SFS-EN 10025-6 ja 10149-2).**

Teräslaji	t [mm]	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Mo	%V	%Cu	%Ni	%Nb	%B
S690QL	<50	<0.20	<1.70	<0.80	<1.5	<0.70	<0.12	<0.50	<4.0	<0.06	<0.005
S690QL	12.0	0.166	0.810	0.310	0.280	0.207	0.007	0.009	0.050	0.002	0.0015
S700MC	-	<0.12	<2.10	<0.60	-	<0.50	<0.20	-	-	<0.09	<0.005
S700MC	10.0	0.059	1.790	0.170	0.050	0.013	0.010	0.017	0.040	0.081	0.0003
S700MC	6.0	0.055	1.740	0.160	0.050	0.010	0.047	0.208	0.050	0.050	0.0003

sa. Tämän artikkelisarjan ensimmäisessä osassa tarkasteltiin faasimuutoksia ja siellä todettiin martensiitin kovuuden riippuvan eniten teräksen hiilipitoisuudesta. Tästä syystä S690QL-teräksissä hiilipitoisuus on luokkaa 0.14-0.16 %. Kromin ja molybdeenin seos parantaa karkenevuutta eli mikrorakenteesta saadaan martensiittinen pienemmällä jäähtymisnopeudella. Tämä tarkoittaa hitsauksen kannalta sitä, että  $t_{8/5}$  – aika pitää olla riittävän pieni. Muuten liitos pehmenee paikallisesti siltä alueelta, jossa rakenne on austenitoitunut hitsauksen lämpösyklin vaikutuksesta.

Termomekaanisesti valssatuissa MC-teräksissä hiilipitoisuus on selvästi pienempi ollen luokkaa 0.06 %. Kuten aiemmin esitettiin, niin näiden terästen lujuus perustuu pääosin erittäin pieneen raekokoon. Termomekaanisella valssauksella ferriitin raekoko saadaan mahdollisimman pieneksi. Kun valssaus tehdään niin matalassa lämpötilassa (n. 700-850°C), että austeniitti ei enää rekristallisoidu, niin rakeet litistyvät ja niihin jää muokkausrakenne. Tällöin valssauksen jälkeisessä jäähtymisessä austeniitin hajaantuminen johtaa erittäin pieneen ferriitin raekokoon. Kuvassa 7 nähdään kuinka muokkauslämpötila vaikuttaa ferriitin raekokoon, kun muokkausaste (so. paksuuden suhteellinen pieneneminen) on 18 % tai 20 %. Kun muokkauslämpötila on 825 °C, on ferriitin raekoko enää 6 µm.

Termomekaanisesti valssatuissa teräksissä raekoko kasvaa muutosvyöhykkeellä sillä alueella, missä lämpötila nousee selvästi  $A_3$ -faasimuutoslämpötilan yläpuolelle. Raekoko kasvaa väistämättä, koska hitsauksen yhteydessä syntyneeseen austeniittiin ei kohdis-

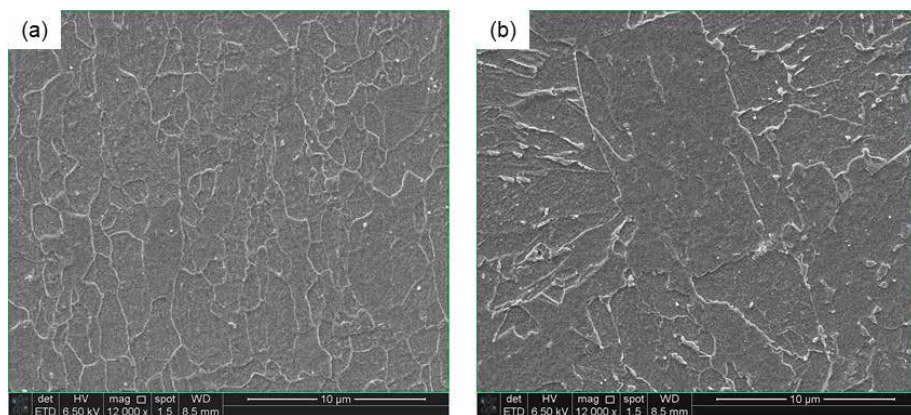
tu muokkausta, kuten termomekaanisessa valssauksessa. Tämä puolestaan johtaa helposti paikallisesti pehmenneen vyöhykkeen syntymiseen. Lämmöntuonin kasvaessa tapahtuu tietysti myös austeniitin rakeen kasvua, joka puolestaan heikentää iskusitkeyttä. Karkearakeisessa muutosvyöhykkeessä (CGHAZ) jäähtyminen on nopeinta ja siihen syntyy käytännössä ferriittis-bainiittinen mikrorakenne, joka on sitä karkeampi, mitä suurempi on lämmöntuonti. WeldCalc hitsauslaskurin suositus Strenx 700MC Plus teräksen hitsin jäähtymisnopeudelle  $t_{8/5}$  on välillä 1-20 s enintään 100°C välipalkolämpötilalla.

Kuvassa 8 on esitetty Strenx 700MC plus (S700MC) teräksen perusaineen ja CGHAZ:n mikrorakennetta. Kuvasta nähdään selvästi, kuinka raekoko on kasvanut karkearakeisessa muutosvyöhykkeessä erittäin paljon. Lämmöntuonti on kuvan tapauksessa ollut 0.82 kJ/mm ja tästä arvioituna päittäislii-

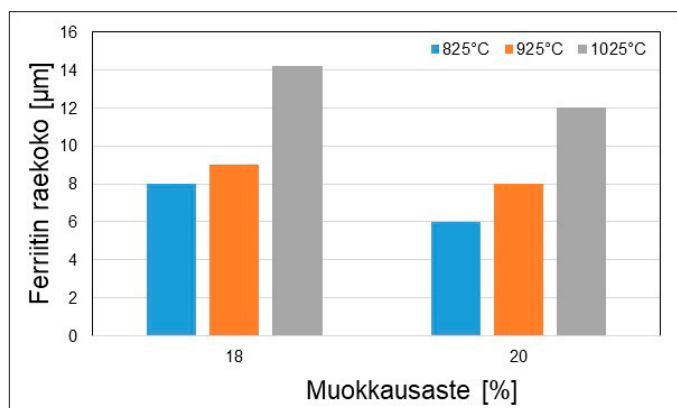
toksella hitsatun, aineenpaksuudeltaan  $t = 6$  mm liitoksen  $t_{8/5} = 19.4$  s eli lähellä suositeltua ylärajaa. Iskukokeessa tämän kolmella palolla hitsatun päittäisliitoksen iskusitkeys muutosvyöhykkeessä täytti vaatimuksen 40 J, kun iskukoe tehtiin lämpötilassa  $T = -20^\circ\text{C}$ .

Kuvassa 9 on esitetty Strenx 700MC teräksen tyypillinen kovuusprofiili, jossa edellä esitetyn mukaisesti esiintyy pehmennyt vyöhyke heti sularajan vieressä eli karkearakeisessa muutosvyöhykkeessä (CGHAZ). Tämän vuoksi liian suuria lämmöntuontejakaan on vältettävä. Paikallisesti pehmennyt vyöhyke on erityisen vaarallinen sovelluksissa, joissa rakenne on alttiina nk. matalan taajuuden vaihtokuormitukselle (engl. Low Cycle Fatigue). Tämän tyyppistä kuormitusta esiintyy mm. nostureiden puomeissa. Näiden terästen aineenpaksuudet ovat yleensä kohtuullisen pieniä ( $t < 12$  mm), mikä tarkoittaa jäähtymisen kannalta sitä, että ollaan lähes poikkeuksetta 2D – lämmönjohtumisen alueella ja jäähtyminen on tietysti sitä hitaampaa mitä ohuempaa hitsattava materiaali on.

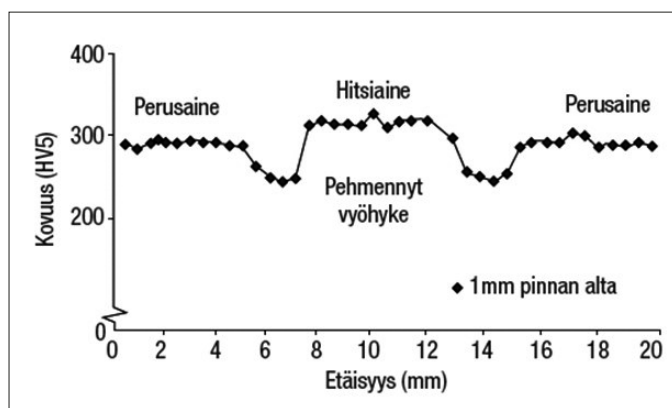
Nuorrutetussa teräksessä liian nopea jäähtyminen johtaa täysin martensiittiseen mikrorakenteeseen muutosvyöhykkeellä, jolloin kovuus tietysti kasvaa. Menetelmäkokeessa tämäntyyppisille teräksille (esim. Strenx 700 E, ISO/TR 15608 mukainen teräsryhmä 3.2) lämpökäsittelmättömän hit-



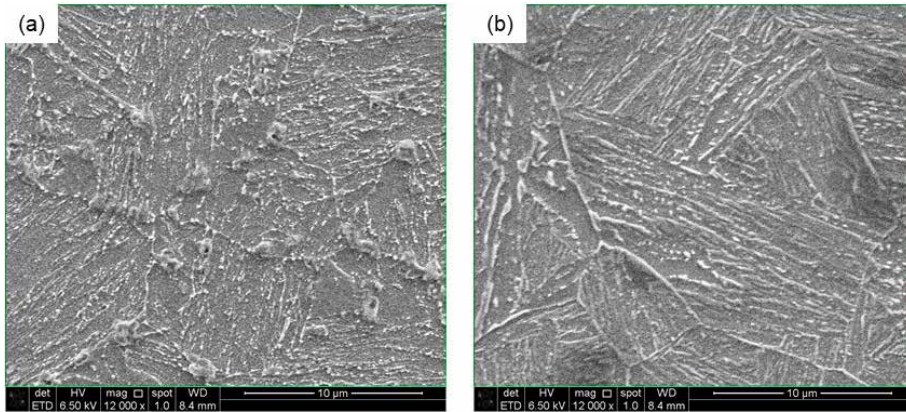
Kuva 8. Strenx 700MC plus (S700MC) teräksen mikrorakennetta, a) perusaine ja b) karkearakeinen muutosvyöhyke (CGHAZ).



Kuva 7. Muokkausasteen ja -lämpötilan vaikutus ferriitin raekokoon, (Hamza ym. mukailen).



Kuva 9. Tyypillinen aineenpaksuudeltaan  $t = 6$  mm Strenx 700MC-teräksen hitsin kovuusprofiili. (Lukkari ym.)



Kuva 10. Nuorrutetun Strenx 700 E (S690QL) teräksen mikrorakennetta, a) perusaine ja b) karkearakeinen muutosvyöhyke (CGHAZ).

sin sallittu enimmäiskovuus on korkea eli 450 HV. Termomekaanisesti valssatulle Strenx 700MC Plus teräkselle (ISO/TR 15608 mukainen teräsryhmä 2.2) se on 380 HV. WeldCalcin suositus standardin SFS-EN 10025-6 vaatimusten mukaisen Strenx 700 hitsauksessa  $t_{8/5}$ -ajalle on 5-20 s ja enimmäisvälipalkolämpötilalle  $T < 400$  °C.

Keskeisimpiä nuorrutettujen rakenne-terästen hitsattavuusasioita ja hitsauksen suoritusvaatimuksia koskevat asiat ovat normaalilujuuksiin rakenneteräksiin verrattuna erityisesti korostunut vetyhalkeilutaipumus, suuremmat liitoksen iskusitkeys- ja lujuusominaisuusvaatimukset sekä niistä johtuvat lämmöntuontirajoitukset. Kun hitsin jäähtyminen tapahtuu niin, että jäähtymisaika  $t_{8/5}$  on suositellulla alueella eli noin 5-20 s, niin hitsin mekaaniset ominaisuudet ovat hyvät, erityisesti iskusitkeys. Mikrorakenne muodostuu martensiitista ja alabaniitista. Esikuumennusta voidaan tarvita estämään vetyhalkeilua. Välipalkolämpötilalla ("työlämpötilalla") on myös oma vaikutus hitsin jäähtymisnopeuteen ja  $t_{8/5}$ -aikaan ja sen tuloksena liitoksen ominaisuuksiin. Monipalkohitsauksessa välipalkolämpötila voi nousta liian korkeaksi, mikä heikentää hitsin mekaanisia ominaisuuksia (Lukkari ym.).

Liitoksen pehmeneminen lämmöntuontin kohotessa johtuu korkeahiilisten mikrorakenteiden (karbidit ja mahdolliset M-A

-saarekkeet) muodostumisesta perinnäisen austeniitin raerajoille ja sen seurauksena tapahtuvasta hiilipitoisuuden alenemisesta rakeiden sisäosissa liitoksen osittain austenitoituneessa vyöhykkeessä. Myös karbidien palloutuminen ja martensiitin pääseminen muutosvyöhykkeen ja perusaineen raja-alueella alentaa liitoksen lujuutta lämmöntuontin kohotessa (Lukkari ym.).

Kuvassa 10 on esitetty nuorrutetun teräksen Strenx 700 E perusaineen ja karkearakeisen muutosvyöhykkeen mikrorakennetta. Koehitsi on hitsattu yhdellä palolla päällehit- sinä, jonka hitsauksessa käytetty lämmöntuonti oli  $Q = 1.21$  kJ/mm ja tästä lasket- tuna  $t_{8/5} = 7.7$  s. Päästömartensiittisessa perusaineessa ei ole erotettavissa selkeästi raerajoja, kuten termomekaanisesti valssa- tussa teräksessä. Perusaineen kovuus oli luokkaa 250 HV. Karkearakeisessa muoto- s- vyöhykkeessä kovuus nousi arvoon 400 HV. Kuvan 11 CCT-diagrammin (Continuos Cooling Transformation) eli jatkuvan jäähtymisen S-käyrän perusteella mikrorakenteessa on n. 70 % martensiittia.

### Tunne hitsattava teräs!

Tässä läpikäydyt asiat ovat toivon mukaan sellaisia, että ne auttavat ymmärtämään,

kuinka tärkeää on tuntee hitsattavan teräs ja sen metallurgian perusteet. Teräksen valmistusteknologialla on suuri merkitys siihen, miten muutosvyöhykkeen ominaisuudet muuttuvat perusaineeseen verrattuna. Kuten toisessa esimerkissä nähtiin, pitää termomekaanisesti valssattujen ja nuorrutettujen rakenneterästen hitsauksessa huomioida eri asioita ja se, että mahdollisesti sekoittaa teräkset keskenään, johtaa väistämättä liitoksen ominaisuuksien heikkenemiseen. Vähimmillään tämä tarkoittaa sitä, että tunnetaan Euroopassa standardisoitujen terästen nimikkeet ja osataan etsiä niiden perusteella tietoa terästyypistä ja hitsattavan perusaineen vaatimuksia määrittävästä ainesstandardista. Kansainvälisissä hitsauskoordinaattorikoulutuksissa (IWE/IWT/IWS) ja hitsaustarkastajakoulutuksessa (IWI-S/IWI-C) 2. moduulissa (Materiaalien käyttäytyminen hitsauksessa) näitä asioita käydään läpi yksityiskohtaisesti ja nämä koulutukset käyneillä henkilöillä on hyvät valmiudet tunnistaa erityyppiset teräkset ja niiden hitsattavuuden erityispiirteet.

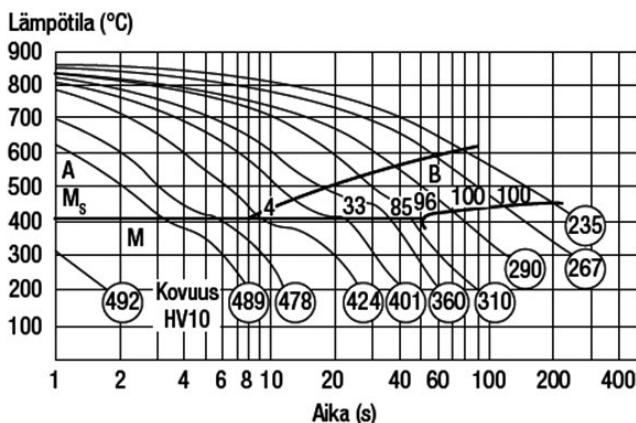
### Lukijapalautetta kaivataan

Tämä on kolmas osa artikkelisarjassa "käytännön hitsausmetallurgia". Tähän saakka aihealueet ovat valikoituneet yksinomaan kirjoittajan näkemykseen ja kokemukseen perustuen. Olisi hyvä, jos sisältöä voisi jatkossa kehittää ja suunnata lukijapalautteen avulla. Näin tulisi todennäköisemmin käytyä läpi aihealueita, joihin liittyy tietoa kaivataan ja artikkeleista olisi enemmän hyötyä Suomen hitsaavalle teollisuudelle. Lukijapalautetta voi lähettää sähköpostilla osoitteeseen timo.kauppi@lapinamk.fi.

### Lähteet

- Lukkari J., Kyröläinen A., Kauppi T. Hitsauksen materiaalioppi. Osa 2a. SHY ry. 2019.
- Hamza M., Ali L., Ishfaq M., Journal of Pakistan Institute of Chemical Engineers. 43 (1) 2015: 117-124.
- Hannula S.-P., Haimi E., Lindroos V. Uudistettu Miekko-Ojan metallioppi. Osa 2. Teknologiateollisuus. 2020. 272 s.
- Sajek A., Nowacki J. Archives of Civil and Mechanical Engineering 18. 2018. 583 – 591.
- Shome M. Materials Science and Engineering A 445-446 (2007) 454-460.

**Timo Kauppi, IWE, IWI-C, TkL  
Oulun yliopisto / Lapin  
ammattikorkeakoulu  
timo.kauppi@lapinamk.fi**



Kuva 11. Nuorrutetun teräksen S690Q (0.17% C, 0.68% Cr, 0.32% Mo) CCT-diagrammi.