



TEKNILLINEN TIEDEKUNTA

# **Ratakiskoristeysten korjaushitsaus**

Niko Aho

Konetekniikka

Diplomityö

Toukokuu 2022

# TIIVISTELMÄ

Ratakiskoristeysten korjaushitsaus

Niko Aho

Oulun yliopisto, Konetekniikan tutkinto-ohjelma

Diplomityö 2022, 68 s.

Työn ohjaaja yliopistolla: Timo Kauppi

Tämän diplomityön tavoitteena oli tutkia Hadfieldin mangaaniteräksen karbidien erkautumista ja niiden vaikutusta teräksen mekaanisiin ominaisuuksiin sekä selvittää hitsausmetallurgian kannalta oleellisia muuttujia mangaaniteräksen korjaushitsauksessa. Mangaaniteräksen teoreettista taustaa selvitettiin laajasti kirjallisuuskatsauksessa pääasiassa tutkimusartikkeleihin pohjautuen. Kirjallisuuskatsauksen perusteella suoritettiin alustavaa tutkimusta hyödyntäen dilatometrikokeita ja JmatPro- ja ThermoCalc-tietokoneohjelmia. Tämän jälkeen mangaaniteräkselle toteutettiin hehkutuskoesarja sekä kolme erilaista HAZ-simulointia Gleeble termomekaanisella simulaattorilla. Hehkutuskoenäytteitä ja simuloituja HAZ:ejä tarkasteltiin valomikroskoopilla.

Työn tuloksista havaittiin, että Hadfieldin mangaaniteräkseen erkautuu  $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ -karbideja rakeiden sisälle ja raerajoille yli  $260\text{ }^\circ\text{C}$  lämpötiloissa. Erkautuminen on erityisen voimakasta lämpötilavälillä  $450\text{-}700\text{ }^\circ\text{C}$ , eikä näissä lämpötiloissa voida välttyä haitalliselta karbidierkaumalta edes nopealla jäähtytyksellä. Tällä lämpötilavälillä muodostuvat karbidit ovat morfologialtaan pääasiassa neulasmaisia sekä rakeiden sisällä, että raerajoilla.

HAZ-simulointien perusteella mangaaniteräksen HAZ:ssa ei tapahdu merkittävää karbidien erkautumista edes välipalkolämpötilan kannalta epäsuotuisissa tilanteissa. HAZ:eissa nähdään myös hienorakeisia vyöhykkeitä, minkä seurauksena HAZ:ien mekaanisissa ominaisuuksissa oletettavasti esiintyy anisotropiaa. Merkittävimmät muutokset mikrorakenteessa tapahtuvat FGHAZ:in ja perusaineen rajalla, jossa tapahtuu huomattavaa raerajakarbidien erkautumista.

Mangaaniteräksen korjaushitsauksen kannalta merkittäviksi tekijöiksi tunnistettiin välipalkolämpötilan ja jäähtymisnopeuden hallinta. Liian korkean välipalkolämpötilan seurauksena mikrorakenteeseen voi erkautua karbideja raerajoille ja rakeiden sisälle, mikä voi haurastuttaa teräksen. Karbidierkauma voidaan minimoida hallitsemalla välipalkolämpötilaa ja jäädyttämällä teräs nopeasti erityisesti lämpötilavälin 450-700 °C ohi.

*Asiasanat: hitsaus, metallurgia, raiteet, teräs*

# ABSTRACT

Repair welding of railway switches

Niko Aho

University of Oulu, Degree Programme of Mechanical Engineering

Master's thesis 2022, 68 pp.

Supervisor at the university: Timo Kauppi

The aim of this master's thesis was to study carbide precipitation and its effects on the mechanical properties of Hadfield manganese steel, and to find out variables relevant to welding metallurgy in repair welding of manganese steels. The theoretical background of manganese steels was investigated extensively in the literature review based mainly on research articles. Based on the literature review, preliminary research was performed using dilatometer experiments and JmatPro and Thermocalc computer softwares. Next, a series of annealing experiments and three different HAZ simulations using a Gleeble thermomechanical simulator were performed on the manganese steel. Annealed samples and simulated HAZ samples were investigated with an optical microscope.

The results of the work showed that  $(Fe, Mn)_3C$  carbides precipitate inside the grains and on the grain boundaries of Hadfield manganese steel in temperatures over 260 °C. Carbide precipitation is particularly intense in the temperature range of 450-700 °C, and at these temperatures deleterious carbide precipitation cannot be avoided, even with rapid cooling. Carbides formed in this temperature range mainly have a needle-like morphology both inside the grains, and on the grain boundaries.

Based on the HAZ simulations, there is no significant carbide precipitation in the HAZ of manganese steel, even in situations unfavourable in terms of interpass temperature. Fine grained areas can be seen in the HAZs, resulting in anisotropy in the mechanical properties of HAZs. The most significant changes in the microstructure occur at the boundary of FGHAZ and base metal, where significant precipitation of grain boundary carbides can be seen.

The control of interpass temperature and cooling rate were identified as significant factors for repair welding of manganese steel. Carbides may precipitate on the grain boundaries and inside the grains as a result of too high an interpass temperature, which can cause brittleness in the steel. Precipitation of carbides can be minimized by controlling the interpass temperature and by rapid cooling of the steel especially past the temperature range of 450-700 °C.

*Keywords: metallurgy, rail, steel, welding*

## ALKUSANAT

Tämä diplomityö aloitettiin keväällä 2021 osana Oulun yliopiston ja Väyläviraston Kiskon elinkaaren hallinta -projektia. Työn tekeminen kesti yli vuoden, koska osana edellä mainittua projektia tehtiin myös vaurioanalyysjä murtuneille rataakiskoille. Diplomityön tavoitteena oli tutkia tarkemmin mangaaniteräksestä valmistettujen rataakiskoristeysten korjaushitsausta ja siihen liittyviä haasteita. Tahdon kiittää työn ohjaajaa Timo Kauppia sekä Väyläviraston edustajia mielenkiintoisesta diplomityöaiheesta sekä avusta työn tekemisessä. Kiitän myös perhettäni heidän antamastaan tuesta työn aikana. Lopuksi isoveljeäni Jani Ahoa mukailien haluan lähettää terveiset vanhemmilleni: minäkin lopulta valmistuin!

Oulu, 9.5.2022

*Niko Aho*  
Niko Aho

# SISÄLLYSLUETTELO

|                                                           |    |
|-----------------------------------------------------------|----|
| Tiivistelmä                                               |    |
| Abstract                                                  |    |
| Alkusanat                                                 |    |
| Sisällysluettelo                                          |    |
| Merkinnät ja lyhenteet                                    |    |
| 1 Johdanto .....                                          | 1  |
| 2 Mangaaniteräs .....                                     | 3  |
| 2.1 Kemiaallinen koostumus.....                           | 3  |
| 2.2 Mikrorakenne .....                                    | 4  |
| 2.3 Valmistus.....                                        | 7  |
| 2.4 Mekaaniset ominaisuudet .....                         | 8  |
| 2.5 Käyttökohteet .....                                   | 12 |
| 2.5.1 Ratakiskoristeys .....                              | 13 |
| 2.6 Ongelmia .....                                        | 16 |
| 2.7 Tutkimusten havainnot .....                           | 19 |
| 3 Mangaaniterästen hitsaus .....                          | 24 |
| 3.1 Kiskoristeysten korjaushitsaus .....                  | 24 |
| 4 Koemateriaalit ja tutkimusmenetelmät.....               | 28 |
| 4.1 Koemateriaali .....                                   | 28 |
| 4.2 Dilatometrikokeet ja faasitasapainojen mallinnus..... | 28 |
| 4.3 Hitsauskokeet .....                                   | 29 |
| 4.4 Hehkutuskokeet.....                                   | 29 |
| 4.5 Gleeble – HAZ-simulointi.....                         | 30 |
| 5 Tulokset.....                                           | 32 |
| 5.1 Simulointi ja Dilatometrikokeet.....                  | 32 |
| 5.2 Hehkutuskokeet.....                                   | 33 |
| 5.3 Gleeble – HAZ-simulointi.....                         | 43 |
| 6 Tulosten tarkastelu .....                               | 56 |
| 6.1 Hehkutuskokeet.....                                   | 56 |
| 6.2 Gleeble – HAZ-kokeet .....                            | 61 |
| 7 Yhteenveto .....                                        | 63 |
| Lähdeluettelo .....                                       | 65 |

## MERKINNÄT JA LYHENTEET

|                |                                                               |
|----------------|---------------------------------------------------------------|
| °C             | Celsius-lämpötila                                             |
| HB             | Brinell-kovuus                                                |
| CGHAZ          | karkearakeinen lämpövyöhyke (coarse grain heat affected zone) |
| FGHAZ          | hienorakeinen lämpövyöhyke (fine grain heat affected zone)    |
| HAZ            | hitsin lämpövyöhyke (heat affected zone)                      |
| M <sub>s</sub> | martensiittimuutoksen alkulämpötila                           |
| MPa            | megapascal                                                    |
| p-%            | painoprosentti                                                |
| SFE            | pinousvian pintaenergia (stacking fault energy)               |
| T              | lämpötila                                                     |
| µm             | mikrometri                                                    |



# 1 JOHDANTO

Tämän diplomityön tarkoituksena oli alun perin vastata seuraaviin tutkimuskysymyksiin:

1. Miten karbidierkautuminen vaikuttaa päällehitsiliitoksen ominaisuuksiin?
2. Mikä on suurin mahdollinen korjaushitsausvyvyys EN15689 vaatimusten mukaiselle mangaaniteräkselle?
3. Mitkä ovat hitsausmetallurgian kannalta oleelliset muuttujat mangaaniteräksen korjaushitsauksessa?

Kirjallisuuskatsauksen aikana selvisi, että mangaaniteräksiä on tutkittu verrattain vähän siihen nähden, kuinka kauan kyseisiä teräksiä on valmistettu. Mangaaniteräksiä laajemmin käsittelevää kirjallisuutta ei onnistuttu löytämään diplomityön tekemisen aikana. Työn teoreettinen tausta perustuu siis vahvasti mangaaniteräksiä koskeviin lehtiartikkeleihin. Erityisen haastavaksi osoittautui löytää perustietoa mangaaniteräksen mikrorakenteen kehittymisestä erilaisten lämpökäsittelyiden seurauksena ja mangaaniteräksen karbidien muodostumisen kinetiikasta. Tiedonhaun haastavuuden seurauksena tutkimuskysymyksiä täytyi muokata. Suurinta mahdollista korjaushitsausvyvyttä ei lähdetty selvittämään kokeellisesti, eikä tähän liittyvää teoreettista tietoa onnistuttu löytämään kirjallisuuskatsausta tehdessä. Myöskään karbidierkaumien vaikutusta mekaanisiin ominaisuuksiin ei lähdetty selvittämään kokeellisesti, mutta tähän liittyen kirjallisuudesta onnistuttiin löytämään tietoa. Hitsausmetallurgian kannalta oleellisia muuttujia pystyttiin alustavasti selvittämään myös kokeellisesti hyödyntämällä hehkutuskokeita ja Gleeblen HAZ-simulointia.

Diplomityön alussa käydään läpi pääasiassa lehtiartikkeleihin pohjautuen mangaaniteräksiin ja niiden hitsaukseen liittyvä teoreettinen tausta sekä standardien antamat vaatimukset korjaushitsaukselle. Lisäksi tarkastellaan lyhyesti aiempien tutkimusten havaintoja erityisesti mangaaniteräksille tehdyistä hehkutuskokeista ja niiden vaikutuksista muodostuvaan mikrorakenteeseen ja mekaanisiin ominaisuuksiin.

Kirjallisuuskatsauksen jälkeen tarkastellaan diplomityön kokeellisessa osuudessa hyödynnettyjä tutkimusmenetelmiä. Tässä osiossa kerrotaan lyhyesti testatuista

tutkimusmenetelmistä, kuten JmatPro- ja Thermocalc-simuloinneista sekä dilatometrikokeista, ja käydään läpi kattavammin laajemmin työssä käytetyt hehkutuskoejärjestelyt ja Gleeblen HAZ-simuloinnit.

Tulososiossa on esitetty hehkutuskoenäytteiden sekä Gleeble-näytteiden mikrorakennekuvat. Kuvissa näkyviä mikrorakennepiirteitä on tarkasteltu ja eri hehkutusten ja jäähdytysten välisiä eroja on vertailtu.

Tulosten analyysissä esitetään hehkutuskokeiden tulosten perusteella haastava lämpötilaväli, jonka hallinta on ensiarvoisen tärkeää mangaaniteräksen valmistuksessa ja hitsauksessa. Kyseisellä lämpötilavälillä karbidien erkautuminen tapahtuu nopeasti eikä nopealla jäähdytyksellä pystytä minimoimaan haitallisten karbidien määrää mikrorakenteessa. Tulosten perusteella arvioidaan myös karbidien erkautumis- ja liukenemislämpötiloja sekä erkautumisen kinetiikkaa. Gleeble-kokeiden tulosten perusteella tarkastellaan mahdollisia hitsauksen vaikutuksia mangaaniteräksen mikrorakenteeseen ja mekaanisiin ominaisuuksiin keskittyen erityisesti tilanteisiin, joissa hitsin välipalkkolämpötila on noussut standardien ohjeistamaa ylärajaa 260 °C korkeammalle.

## 2 MANGAANITERÄS

Sir Robert Hadfield kehitti mangaaniteräksen vuonna 1882. Kehitystyön aikana Hadfield havaitsi, että 2.5-7.5 p-% mangaanipitoisuuksilla tuotetut teräkset olivat erittäin hauraita, mutta yli 10 p-% pitoisuuksilla teräksistä saatiin hyvin sitkeitä. Lopulta Hadfield päätyi koostumukseen 1.2 p-% hiiltä ja 12.5 p-% mangaania, jota edelleen kutsutaan Hadfieldin mangaaniteräkkeksi. Vuonna 1883 Hadfieldille myönnettiin patenti kehittämälleen teräslaadulle. (Havel 2017, s. 4)

Hadfieldin mangaaniteräs oli ensimmäinen erittäin kuluttavaan käyttöympäristöön soveltuva terässeos, mikä teki siitä myös erinomaisen materiaalin varhaisiin rautatiesovelluksiin. Seostuksen ja lämpökäsittelyn osalta toisistaan hieman poikkeavia Hadfieldin mangaaniteräksiä käytetään edelleen laajasti erilaisissa sovelluksissa. (Pribulová ym. 2011, s.430) Hadfieldin alkuperäisen koostumuksen käytettävyydestä huolimatta, teräksen ominaisuuksia on pyritty parantamaan entisestään muuttamalla sen seostusta ja valmistusprosessia (Smith & Mackay 2002, s. 333).

Mangaaniteräksillä on tiettyjä ominaisuuksia, jotka tekevät niistä korvaamattomia monissa sovelluksissa. Mangaaniteräskappaleiden pintakerrokset kovettuvat kuormituksen alla voimakkaasti, jolloin kappaleen hankaavan kulutuksen kestävyys paranee, mutta kappaleen sisäosat säilyttävät hyvän sitkeyden, jolloin ne kestävät myös voimakkaita iskumaisia kuormituksia. (Pribulová ym. 2011, s.430)

### 2.1 Kemiallinen koostumus

Tyypillinen koostumus mangaaniteräkselle on suunnilleen 12 p-% mangaania ja 1.15 p-% hiiltä, mutta eri valmistajat käyttävät hieman erilaisia hiilipitoisuuksia ja mahdollisesti myös muita seosaineita optimoidakseen teräksen ominaisuuksia. Tyypillisesti pyritään noin 10:1 mangaani- ja hiilipitoisuuksissa, mutta tällä suhdeluvulla ei ole mitään metallurgista merkitystä, vaan se on lähtöisin varhaisen terästeollisuuden rajoituksista (Havel 2017, s. 6, 12) Korkealla mangaanipitoisuudella pääasiassa parannetaan teräksen muokkauslujittumiskykyä. (Pribulová ym. 2011, s.430) Erityisesti hiili- ja mangaanipitoisuudet vaikuttavat mangaaniterästen mekaanisiin ominaisuuksiin. Murtolujuus ja sitkeys saavuttavat huippunsa noin 1.2 p-% hiilipitoisuudella, jonka

jälkeen hiilipitoisuuden kasvattaminen heikentää edellä mainittuja ominaisuuksia. (Bayraktar ym. 2004, s.145)

Mangaaniteräksiä valmistetaan myös korkeammilla mangaanipitoisuuksilla, millä pyritään parantamaan teräksen kulumiskestävyyttä. Monet valmistajat tarjoavat mangaanipitoisuudeltaan 18 p-%, 20 p-% ja 24 p-% olevia teräksiä. Korkeat mangaanipitoisuudet vaativat korkeampia hiilipitoisuuksia, jotta kulumiskestävyyttä saadaan parannettua. Pienemmissä määrin valmistetaan myös matalamman mangaanipitoisuuden omaavia keskimangaanisia teräksiä. Näille teräksille tyypillinen koostumus on 5-7 p-% mangaania, lähes 1 p-% hiiltä sekä 1.5 p-%:iin asti molybdeeniä, jolla stabiloidaan austeniittista mikrorakennetta. (Havel 2017, s. 6)

Seostus vaikuttaa austeniitin raekokoon sekä muodostuvien karbidien määrään. Kromia seostamalla saadaan hienonnettua raekokoa. Kromi on karbidinmuodostaja, ja mangaaniteräksen tapauksessa se muodostaa raudan, mangaanin ja hiilen kanssa kompleksisen karbidin  $(Fe, Mn, Cr)_3C$ , joka estää rakeiden kasvua. Kromin seostaminen vähentää karbidien erkautumista rakeiden sisälle ja vastaavasti kasvattaa raerajakarbidien määrää. (Ayadi & Hadji 2019, s. 612) Karbidien muodostuminen haurastuttaa teräksen mikrorakenteen, eli kromiseostuksella on haitallinen vaikutus teräksen iskusitkeyteen. Myös nikkeli toimii mangaaniteräksessä karbidinmuodostajana ja vastaavasti heikentää teräksen iskusitkeyttä. Liiallisen haurastumisen välttämiseksi tulisi kromipitoisuus rajoittaa 0.1 % ja nikkelpitoisuus 0.05 %. (Pribulová ym. 2011, s.432) Vanadiiniseostuksella voidaan nostaa mangaaniterästen myötölujuutta ja kovuutta sekä parantaa niiden kulumisen kestävyyttä, mutta se heikentää merkittävästi teräksen sitkeyttä. (Smith & Mackay 2002, s.339) Piiseostuksella voidaan myös kasvattaa myötölujuutta ja parantaa kulumisen kestävyyttä ja lisäksi se tehostaa teräksen valmistuksen yhteydessä hapenpoistoa (Harzallah ym. 2010, s.648).

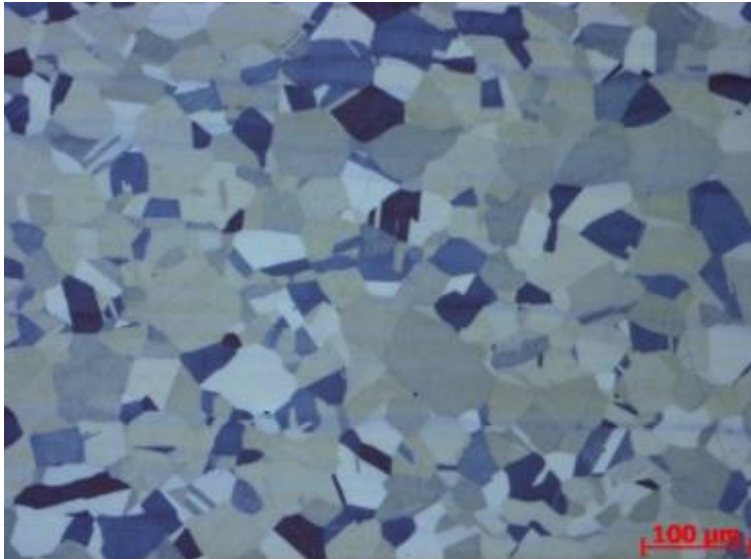
## 2.2 Mikrorakenne

Hadfieldin mangaaniteräksen mikrorakenne muokkaamattomassa tilassa koostuu suurista tasa-akσιαalisista rakeista ja pienestä määrästä sulkeumia (Dhar ym. 2019, s.3-4). Hadfieldin mangaaniterästen mikrorakenne on pääasiassa austeniittinen, sisältäen myös rakeiden sisäisiä karbideja (Dhar ym. 2019, s.7; Harzallah ym 2010, s.648). Raerajakarbidien välttämiseksi mangaaniteräksille tulee tehdä valun jälkeen

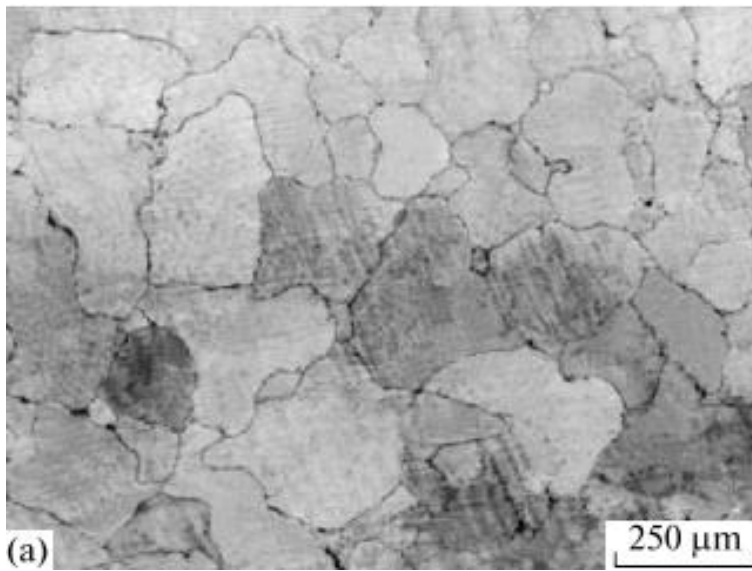
liuoshehkutus korkeassa lämpötilassa ja nopea vesisammutus. (Harzallah ym. 2010, s.648)

Mangaaniteräksillä on huoneenlämpötilassa pysyvä austeniittinen mikrorakenne johtuen kyseisien terästen korkeista hiili- ja mangaanipitoisuuksista (Mousavi Anijdan & Sabzi 2018, s.5247). Kun mangaaniteräs kuumennetaan austeniittialueelle ja sammutetaan nopeasti veteen, mikrorakenne jää kokonaan austeniittiseksi, koska tyypillisellä mangaaniteräksen koostumuksella  $M_s$ -lämpötila on huoneenlämpötilan alapuolella. Puhtaasti austeniittisella mikrorakenteella on erittäin hyvä iskutkeys myös matalissa lämpötiloissa eikä sillä ole taipumusta lohkomurtumaan pintakeskisen kuutiollisen kiderakenteen ansiosta. Jos austenitointilämpötila on liian matala, jäähtyminen liian hidasta tai teräksen hiilipitoisuus on tyypillistä koostumusta korkeampi, muodostuu rakenteeseen myös karbideja pääasiassa raerajoille. Jos taas hiili- ja mangaanipitoisuudet ovat tavallista koostumusta matalammat, teräksen  $M_s$ -lämpötila nousee huoneenlämpötilan yläpuolelle ja nopean sammutuksen yhteydessä rakenteeseen voi muodostua myös martensiittia. Karbidien ja martensiitin muodostuminen haurastuttavat mangaaniterästä. (Lindroos ym. 1986, s. 432)

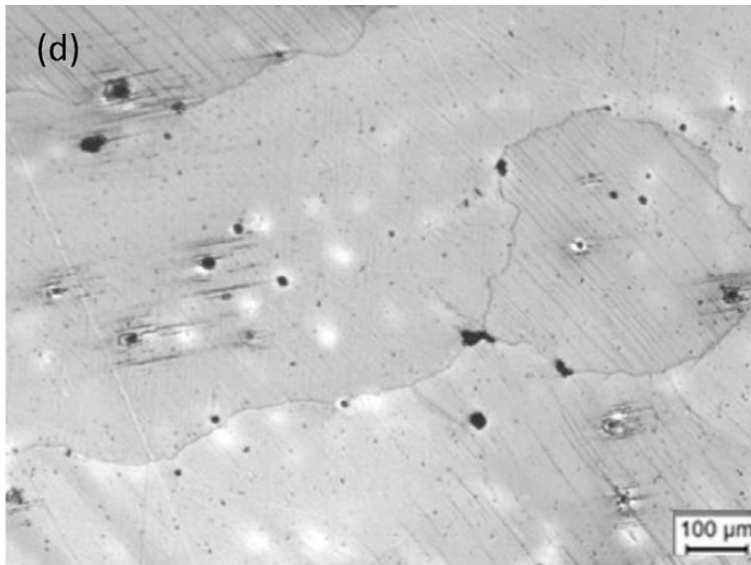
Hadfieldin mangaaniteräksen raekoossa voi olla suurta vaihtelua. Kuvassa 1 nähdään verrattain pienen raekoon omaavan mangaaniteräksen mikrorakenne. Tässä esimerkissä keskimääräinen raekoko on alle 100  $\mu\text{m}$ . Kuvassa 2 nähdään selvästi suuremman raekoon omaava mangaaniteräs. Tässä tapauksessa suurimmat rakeet ovat noin 250  $\mu\text{m}$  ja pääasiassa raekoko on yli 100  $\mu\text{m}$ . Kuvasta 2 havaitaan myös, että raekoko voi vaihdella merkittävästi yhden näytteen sisällä. Kuvassa 3 nähdään erittäin suuri raekoko käytöstä poistetussa mangaaniteräksisessä risteyskappaleessa. Kyseisessä mikrorakennekuvassa voidaan nähdä kokonaan vain yksi rae, jonka koko on hieman alle 400  $\mu\text{m}$ . Kuvassa nähdään osittain myös paljon suurempia rakeita, joiden koko on yli 1000  $\mu\text{m}$ .



Kuva 1. Mangaaniteräksen mikrorakenne (Průcha ym. 2017, s. 268).



Kuva 2. Mangaaniteräksen mikrorakenne (Nikulina ym. 2013, s.172).



Kuva 3. Käytöstä poistetun ratakiskoristeyksen mikrorakenne (Dhar ym. 2019, s. 441).

## 2.3 Valmistus

Kaikki perinteiset terästen valmistusprosessit soveltuvat mangaaniterästen valmistukseen (Havel 2017, s. 8). Mangaaniteräksen juoksevuus on lähes valurautaa vastaava, mikä mahdollistaa monimutkaisten muotojen valamisen sekä kaadon hieman ylikuumennettuna. Kaataessa ylikuumennettuna saadaan aikaan hienompi raekoko, joka parantaa selvästi mangaaniteräksen lujuutta ja sitkeyttä. (Havel 2017, s. 8) Valukappaleen tapauksessa täytyy myös huomioida imuhalkeamien esiintyminen. Valun jäähdyttämisen alueen kasvattaminen altistaa rakenteen imuhalkeamille, ja erityisesti fosfori ja rikki ovat haitallisia epäpuhtauksia tämän suhteen. (Smith & Mackay 2002, s. 334) Lindroos ym. (2020) havaitsivat valukappaleen paksuuden vaikuttavan mangaaniteräksen raekokoon. Heidän tutkimuksessaan raekoko vaihteli pääasiassa välillä 200-800  $\mu\text{m}$ , mutta paksummissa osissa valukappaletta raekoko oli paikoin yli 800  $\mu\text{m}$ . (Lindroos ym. 2020, s. 628) Pohjimmiltaan Hadfieldin teräksen valaminen on samanlaista kuin muiden teräslaatuojen. Hadfieldin terästen korkea hiilipitoisuus, suuri määrä sementtiittiä valurakenteessa sekä heikko lämmönjohtavuus voivat aiheuttaa säröilyä joissain valukappaleissa. (Sabzi ym. 2018, s. 1432)

Terässulan lämpötilan kasvattaminen kasvattaa austeniitin raekokoa ja laskee muodostuvien karbidien määrää. Korkeampi lämpötila sulattaa tehokkaammin karbidien otollisimpia ydintymispaikkoja ja austeniittirakeita muodostuu vähemmän, jolloin myös

raerajapintaa karbidien ydintymiselle on vähemmän. Tutkimuksen mukaan sulan lämpötilan nostaminen 150 °C kaksinkertaistaa austeniitin raekoon. (Sabzi ym. 2018, s. 1433) Sulan lämpötilasta riippumatta jäähmettyessä muodostuva mikrorakenne on lähes täysin austeniittinen. (Sabzi ym. 2018, s. 1437)

Rautatiesovelluksissa käytetään pääasiassa muotoon valettuja mangaaniteräsosia, jolloin valumuotin seinämien ja teräksen väliset reaktiot on huomioitava. Reaktioiden myötä teräksestä voi liueta seosaineita muottiin ja vastaavasti muotista voi liueta alkuaineita teräkseen. Silikaatti- tai kromiittihiekkamuotteihin valettujen mangaaniteräskappaleiden pintakerroksista voi liueta merkittäviä määriä mangaania muottiin. Mangaanipitoisuus voi laskea jopa 10-12 % lähtöpitoisuudesta, minkä seurauksena pintakerroksien kulumisen kestävyys ja väsymiskestävyys heikkenevät selvästi. (Smith & Mackay 2002, s. 334).

Lämpökäsittämättömien mangaaniteräsvalujen mikrorakenne koostuu austeniittimatriisista ja siihen erkautuneista karbideista. Karbidit muodostuvat kappaleen hitaan jäähtymisen aikana austeniitin köyhtyessä hiilestä. Mangaaniteräksillä on korkea hiilipitoisuus, minkä seurauksena valukappaleiden austeniitin raerajoille erkautuu karbideja, jotka haurastuttavat rakenteen. (Sabzi ym. 2018, s. 1432) Mangaaniteräksille tyypillinen lämpökäsittely koostuu liuoshehkutuksesta ja nopeasta veteen sammutuksesta. Liuoshehkutus tehdään noin 1090 °C pitolämpötilaan, jotta kaikki karbidit saadaan liukenemaan. Sammutuksen täytyy olla nopea, jotta vältetään haitallinen karbidien erkautuminen. Liian hitaalla jäähtymisnopeudella materiaalin sitkeys heikkenee merkittävästi. (Havel 2017, s. 10)

## **2.4 Mekaaniset ominaisuudet**

Hadfieldin mangaaniteräksillä on ainutlaatuinen yhdistelmä mekaanisia ominaisuuksia. Niissä yhdistyvät suuri lujuus, sitkeys, kulumisenkestävyys ja iskumaisen kuormituksen kestävyys. (Bayraktar ym. 2004, s.145) Mangaaniteräs on valetussa tilassa verrattain pehmeää ja sitkeää, mutta se kovettuu ja lujittuu nopeasti muokkauksen vaikutuksesta. Hankaava kulutus voi aiheuttaa merkittävää kulumista näille teräksille, mutta iskumaisen kuormituksen alaisena muokkauslujittuminen tapahtuu nopeasti. (Smith & Mackay 2002, s. 333) Mangaaniteräksen kovuus on tyypillisesti noin 220 HB liuoshehkutettuna ja veteen sammutettuna, mutta se on mahdollista nostaa noin 500 HB muokkauslujittamalla

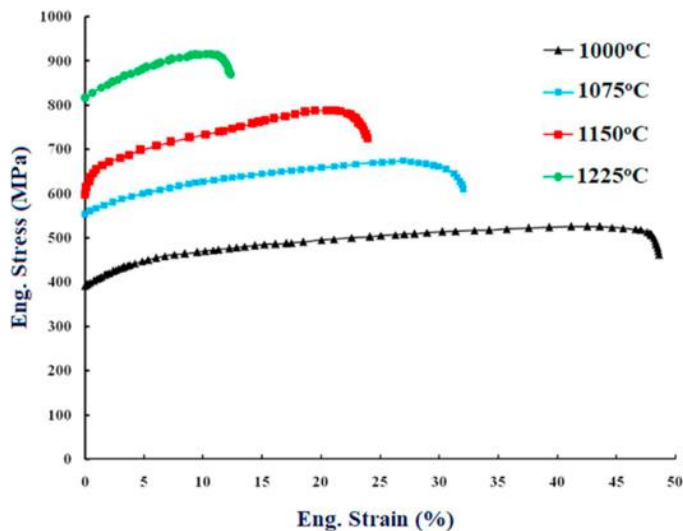


materiaalia. Tällaisen kovuuden saavuttaminen vaatii tyypillisesti voimakasta iskumaista kuormitusta materiaalin abrasivisen kulumisen ollessa vähäistä. Murskainsovellutuksissa saavutetaan usein 350-450 HB kovuus, koska lujittunutta materiaalia kuluu jatkuvasti pois. (Havel 2017, s. 7) Mekaaniset ominaisuudet tyypilliselle rautatiesovelluksissa käytettävälle valetulle mangaaniteräkselle on esitetty taulukossa 1.

Taulukko 1. Mangaaniteräksen mekaaniset ominaisuudet. (AWS 2003, s. 22)

| Rp <sub>0.2</sub><br>[MPa] | Rm<br>[MPa] | Venymä<br>[%] | Kovuus<br>[HB] | Charpy-V<br>(24 °C) [J] | Charpy-V<br>(-73 °C) [J] |
|----------------------------|-------------|---------------|----------------|-------------------------|--------------------------|
| 345-393                    | 690-1000    | 30-65         | 185-210        | 122-136                 | 61-88                    |

Kuvassa 4 nähdään vetokokeiden tulokset eri austenitointilämpötiloissa hehkutetuille mangaaniteräsnäytteille. Matalimmalla hehkutuslämpötilalla teräkselle saadaan heikoimmat lujuusarvot, mutta paras venymä. Korkeimmalla hehkutuslämpötilalla taas saadaan parhaat lujuusarvot ja heikoin venymä. Kuvasta nähdään kuinka austenitointilämpötilan kasvattaminen nostaa mangaaniteräksen lujuutta, mutta heikentää sen muovattavuutta. Tutkijat esittivät tämän johtuvan hehkutusten aikaansaamista muutoksista mangaaniteräksen mikrorakenteessa. Hehkutuslämpötilan kasvattaminen johtaa austeniitin raekoon kasvuun, minkä seurauksena teräksen muovattavuus heikkenee. (Jafarian ym. 2021, s.824) Austenitointilämpötilan kasvaessa hiilen liukoisuus austeniittiin kasvaa. Tämä aiheuttaa liuoslujittumista, mikä näkyy lujuusarvojen kasvuna austenitointilämpötilan kasvaessa. (Jafarian ym. 2021, s.828)



Kuva 4. Austenitointilämpötilan vaikutus vetokokeeseen (Jafarian ym. 2021, s.824).

Jafarian ym. (2021) tutkimuksen tulosten perusteella mangaaniteräksen raekoolla voi olla suurempi merkitys haluttujen mekaanisten ominaisuuksien kannalta kuin tasaisesti mikrorakenteeseen jakautuneella karbidierkaumalla. Matalamman 1000 °C austenitointilämpötilan seurauksena mikrorakenteessa on suurempi karbidien tilavuusosuus, jota itsessään pidetään haitallisena mangaaniteräksen mekaanisten ominaisuuksien kannalta, mutta koska raekoko on pienempi, on teräksellä erittäin hyvä muovattavuus. Korkeammalla 1225 °C austenitointilämpötilalla saavutettu karbidien tilavuusosuus on noin kolmasosa 1000 °C hehkutukseen verrattuna, mutta raekoon kasvun seurauksena mangaaniteräksen muovattavuus on heikentynyt merkittävästi.

Mangaaniteräksen muokkauslujittumismekanismeihin voidaan lukea kaksostuminen, pinousvikojen muodostuminen ja dynaaminen myötövanheneminen (Havel 2017, s. 7; Smith & Mackay 2002, s. 335). Dharin ym. (2019, s.7) mukaan vallitsevat muokkauslujittumismekanismit ovat dislokaatiolujittuminen ja kaksostuminen. Yhdeksi mekanismiksi on myös esitetty muokkauksen indusoiman martensiitin muodostuminen (Havel 2017, s.7; Průcha ym. 2017, s. 265). Havelin (2017, s. 7) mukaan tälle teorialle ei ole kuitenkaan esitetty todisteita.

Teräksen muokkauslujittumismekanismi on riippuvainen teräksen pinousvian pintaenergiasta eli SFE:stä. Seostamalla voidaan vaikuttaa SFE:n suuruuteen eli seosaineilla on vaikutusta vallitsevaan muokkauslujittumismekanismiin. Eri mekanismeja ovat muun muassa dislokaatioiden liukuminen, kaksostuminen sekä

faasimuutos austeniitista  $\alpha'$ - tai  $\epsilon$ -martensiitiksi. (Lindroos ym. 2015, s.2) Luonnollisesti, myös mangaaniteräksien muokkauslujittumiseen vaikuttaa niiden pinousvian pintaenergian suuruus. Mangaaniteräksillä SFE riippuu pääasiassa mangaanin ja hiilen pitoisuuksista. (Kuzickin 1988; Deke & Junhai 1990, Průcha ym. 2017 mukaan, s. 265)

Muokkauslujittumisnopeuteen vaikuttavat iskumaisen kuormituksen voimakkuus ja iskujen tiheys sekä teräksen hiilipitoisuus. Kun iskuja on paljon ja ne ovat voimakkaita, lujittuminen tapahtuu nopeammin. Samoin korkeammalla hiilipitoisuudella voidaan kasvattaa muokkauslujittumisnopeutta. (Havel 2017, s. 7)

Kuormituksen seurauksena austeniittirakeissa tapahtuu kaksostumista, mikä selittää Hadfieldin mangaaniterästen voimakkaan muokkauslujittumisen. Kyseisten terästen runsas mangaaniseostus kasvattaa niiden pinousvian pintaenergiaa, minkä seurauksena vallitseva muokkauslujittumismekanismi on kaksostuminen martensiittimuutoksen sijaan. (Lindroos ym. 2015, s.4)

Raskaan kuormituksen vaikutuksesta mangaaniteräksen pintakerroksen ja pinnan alaisiin rakeisiin muodostuu liukunauhoja (Lindroos ym. 2015, s.4). Kontaktipinnalla liukunauhat ovat ristikkäin, mutta syvemmillä kappaleessa nauhat ovat yhden rakeen sisällä enimmäkseen yhdensuuntaisia. Nauhat ovat jakautuneet epätasaisesti matriisiin ja niiden orientaatio ja suunta vaihtelee rakeesta toiseen. Nämä nauhat voivat olla muokkauksen indusoimia kaksosia tai dislokaatioseinämiä. (Dhar ym. 2019, s.3-4)

Zambrano ym. (2020) havaitsivat käytöstä poistetussa mangaaniteräksisessä risteyskappaleessa  $\epsilon$ - ja  $\alpha'$ -martensiittia sekä dynaamisesti rekristallisoituneita rakeita lähellä säröjä. Tutkijoiden mukaan tämä on ensimmäinen kerta, kun mangaaniteräksisessä risteyskappaleessa on havaittu viitteitä kiinteän tilan faasimuutoksesta. (Zambrano ym. 2020, s. 7) Martensiittimuutos mangaaniteräksessä voi siis tapahtua tarkkaan määrätyissä olosuhteissa, mutta tapahtuessaan se on rajoittunut pienelle alueelle ja sen tilavuusosuus on pieni. Pyörän kulkemisen aiheuttamat voimakkaat iskut, muokkausnopeus ja pinnan alaiset jännitykset voivat olla riittävän suuria aiheuttaakseen lujittumismekanismien vaihtumisen martensiittimuutokseksi. Erittäin haastavissakin muokkausolosuhteissa faasimuutosta ei välttämättä tapahdu, vaan muut metallurgiset ilmiöt voivat olla vallitsevia. (Zambrano ym. 2020, s. 8)

Hadfieldin mangaaniteräkset kestävät suuria kuormituksia niissä vallitsevien muokkauslujittumismekanismien ansiosta. Näillä teräksillä tapahtuu sekä kaksostumista, että dislokaatioliukumista. Lisäksi muokkauslujittumiseen vaikuttaa näiden mekanismien keskinäiset vuorovaikutukset. Kaksosrajat toimivat austeniittirakeiden sisällä raerajojen tavoin estämällä dislokaatioiden liikettä aiheuttaen dislokaatioiden kasautumista. Dislokaatioiden liikkeen vaikeutuminen lujittaa materiaalia. (Lindroos ym. 2020, s.626) Kuormituksen suunta ja rakeiden orientaatio vaikuttavat vallitsevaan muokkauslujittumismekanismiin. Joissain rakeissa lujittuminen tapahtuu kaksostumalla ja toisissa dislokaatiot muodostavat sellejä. Erilaisia alirakenteita voi syntyä myös saman rakeen sisälle. Rakeiden epätasaisesti jakautunut muokkaus voi aiheuttaa jännityskeskittymiä, jotka altistavat rakenteen säröjen muodostumiselle. (Dhar ym. 2019, s.8)

Mangaaniteräksen raekoko vaikuttaa merkittävästi sen mekaanisiin ominaisuuksiin. Rakeiden litistyessä materiaalin lujuus, sitkeys, iskusitkeys, muokkauslujittumisnopeus ja kulumisen kestävyys kasvavat. (Ast'afev 1997, s.200) Karkearakeinen Hadfieldin mangaaniteräs voi kuitenkin olla altis raerajoja pitkin tapahtuvalle haurasmurtumalle. Karkearakeisessa teräksessä iskumaisen abrasiiivisen kuormituksen aiheuttama muokkaus keskittyy raerajoille, mikä voi aiheuttaa kappaleen ennenaikaisen murtumisen ja nopeampaa kulumista. Hienorakeisissa teräksissä muokkautumista tapahtuu myös rakeiden sisällä eikä pelkästään raerajoilla, mikä kasvattaa teräksen iskumaisen abrasiiivisen kulutuksen kestävyyttä. (Ast'afev 1997, s. 199) Karkearakeisessa mangaaniteräksessä muokkautuminen keskittyy pääasiassa raerajoille, koska vain osa rakeista on orientaatioltaan suotuisia vaikuttavien jännitysten suhteen. Hienorakeisessa mangaaniteräksessä muokkautuminen keskittyy pääasiassa rakeiden sisälle, mikä taas tehostaa muokkauslujittumista. (Ast'afev 1997, s.200)

## **2.5 Käyttökohteet**

Hadfieldin mangaaniterästen erinomainen muokkauslujittumiskyky ja sitkeys mahdollistavat niiden käyttämisen sovelluksissa, joissa materiaalin pintaan kohdistuu voimakkaita rasituksia. Teräksiä käytetäänkin usein kaikista haastavimmista abrasiiiviselle kulumiselle altistuvissa kohteissa. (Lindroos ym. 2020, s.626) Mangaaniteräksiä käytetään pääasiassa maansiirrossa, kaivos- ja louhostoiminnassa murskainten osissa, öljynporauksessa, terästeollisuudessa, rautatievaihteiden

risteyskappaleissa, ruoppauksessa, puutavarateollisuudessa sekä sementti- ja savituotteiden valmistuksessa. (Pribulová ym. 2011, s.430; Havel 2017, s. 5) Mangaaniteräksiä on aiemmin käytetty sotilaskypäröissä ja panssarilevyissä. Kulutussovellusten lisäksi mangaaniteräksiä käytetään myös kassakaappien osissa. (Havel 2017, s. 5)

Mangaaniteräkset soveltuvat käytettäväksi erittäin matalissa lämpötiloissa, koska ne säilyttävät sitkeytensä myös matalissa lämpötiloissa pintakeskisen kuutiollisen kiderakenteen ansiosta. Mangaaniteräkset soveltuvat hyvin useimpiin sovelluksiin, joihin liittyy iskumaista kuormitusta tai kaivertavaa kulumista. Materiaalinvalinnan kannalta mangaaniteräksillä tulee kiinnittää erityistä huomiota tarvittavaan aineenpaksuuteen. Mangaaniteräkset täytyy jäähdyttää nopeasti liuoshehkutuksen jälkeen hyvän sitkeyden aikaansaamiseksi, mutta niiden verrattain heikosta lämmönjohtavuudesta seuraa, että aineenpaksuuden kasvaessa niiden mekaaniset ominaisuudet heikkenevät. (Havel 2017, s. 5–6) Lisäksi korkeasta hiilipitoisuudesta johtuen Hadfieldin teräksen valurakenne koostuu austeniittimatriisista ja raerajoille erkautuneista karbideista. Kyseinen rakenne on hauras eikä sovellu käytettäväksi sellaisenaan useimmissa sovelluksissa. (Mousavi Anijdan & Sabzi 2018, s.5246)

### **2.5.1 Ratakiskoristeys**

Hadfieldin mangaaniteräs on yleisesti käytetty materiaali ratakiskovaihteiden risteyskappaleissa (Smith & Mackay 2002, s. 333). Ratakiskovaihteet ja -risteykset mahdollistavat junien ohjaamisen yhdeltä raiteelta toiselle, ja ne ovat näin ollen oleellinen osa mitä tahansa ratakiskoverkosta. Ne ovat myös kiskoverkoston haavoittuvaisin osa, koska niihin kohdistuu tavallisia ratakiskoja suurempia rasituksia johtuen niiden monimutkaisemmasta geometriasta. (Dhar ym. 2019, s.1)

Risteyskappaleiden pintaan ja pinnan alle kehittyä käytön aikana väsymissäröjä. (Dhar ym. 2019, s.1) Säröt ydintyvät pääasiassa risteyskappaleiden pintaosiin, joissa kuormitukset ovat suurimmillaan. Ydintymisen jälkeen useimmat säröt kasvavat plastisesti muovautuneessa kerroksessa mikrorakenteen ”heikoimpien lenkkien” läpi, jotka mangaaniteräksen tapauksessa ovat kaksosista vapaat rakeet. (Dhar ym. 2019, s.8)

Risteyskappaleisiin kohdistuvat kuormitukset lujittavat niiden pintakerroksen. (Dhar ym.

2019, s.1) Tämän muokkauslujittumisen seurauksena risteyskappaleiden kulkupintojen kovuus kasvaa suureksi noin 600 HV. Muokkauksen seurauksena kappaleen pintaan kehittyy myös kovuusgradientti. Kappaleen pinnassa kaksosten ja dislokaatioseinämien tiheys on suurimmillaan ja tiheys laskee, mitä syvemmälle pinnasta mennään. (Dhar ym. 2019. s.8)

Risteyskappaleisiin kohdistuu suurempia iskumaisia kuormituksia ja voimakkaampaa kulumista kuin tavallisten rataakselien kulkupinnoille. Nykyisillä risteyskappaleiden korjausmenetelmillä saadaan palautettua akselin profiili entiselleen, mutta korjattujen kappaleiden käyttöikä ei vastaa uusien osien käyttöikää. Kehittämällä korjausmenetelmiä voidaan parantaa risteyskappaleiden käyttöikää sekä rataverkoston turvallisuutta ja tehokkuutta. (Purslow ym. 2017, s. 1)

Eurooppalaisen standardin mukaisille mangaaniteräksestä valetuille kiskoristeyskappaleille ja vaihteille on annettu kemialliselle koostumukselle seuraavat raja-arvot:

- 0.9-1.3 p-% hiiltä
- max. 0.65 p-% piitä
- 11.5-14.0 p-% mangaania
- max. 0.050 p-% fosforia
- max. 0.030 p-% rikkiä
- max. 1.75 p-% nikkeliä
- max. 0.75 p-% molybdeeniä
- max. 0.50 p-% kromia
- max. 0.30 p-% kuparia
- max. 0.045 p-% alumiiniä.

Lisäksi mangaanin ja hiilen suhdeluvun tulee olla vähintään 10:1. (Suomen standardisoimisliitto SFS 2010, s. 6)

Standardin mukaan risteyskappaleilla tulee olla täysin austeniittinen mikrorakenne ja niissä ei sallita haitallista karbidierkaumaa. Materiaalin vaatimustenmukaisuus pitää osoittaa metallografisella tarkastelulla tai mekaanisella koetuksella. (Suomen standardisoimisliitto SFS 2010, s. 6)

Risteyskappaleiden pinnasta muutaman millimetrin syvyyteen kehittyi voimakas kovuusgradientti, jonka uskotaan edistävän pinnan lohkeilua. Risteyskappaleen pintaan vaikuttavat vallitsevat kuormitustyypit ovat vierintäväsyminen, liukumisen, vierintä, isku ja abraasio (Zambrano ym. 2020, s. 5-6). Risteyskappaleiden muoto myös muuttuu käytöstä aiheutuvien kuormitusten seurauksena. (Smith & Mackay 2002, s. 339)

Väsyttävä kuormitus aiheuttaa rataiskojen pinta-osien säröilyä ja lohkeilua (Smith & Mackay 2002, s.339). Vierintäväsymisen kestävyyttä voidaan arvioida teräksen rajavenymän avulla. Rajavenymän määrittämällä olevan mangaaniteräksillä 0.2 % myötörajan ja muokkauslujittuneen tilan murtolujuuden erotus. Seostuksella tulisi siis pyrkiä parantamaan sekä myötö- että murtolujuutta heikentämättä teräksen sitkeyttä liaksi, kun pyritään kasvattamaan vierintäväsymisen kestävyyttä (Smith & Mackay 2002, s.334)

Kiskoristeyksiin kohdistuu käytön aikana vierinnän aiheuttamia jännityksiä, jotka tyypillisesti suoralla kiskolla vaikuttavat kohtisuoraan kontaktipintaan nähden. Risteyksissä vaikuttaa myös eri suuntaisia leikkausjännityksiä. Erityispiirteenä kiskoristeyksiin vaikuttaa myös iskumainen kuormitus, minkä aiheuttaa muutos pyörän vierintätasossa. Nämä iskumaiset kuormitukset lujittavat risteyskappaleen pintakerroksia. (Harzallah ym. 2010, s. 647-648) Kovuuden kasvun myötä pinta voi haurastua ja altistaa kiskon väsymissäröille ja lopulta murtumille (Dhar ym 2019 s.7).

Risteyskappaleisiin voi kohdistua iskumaista kuormitusta, kun kulunut pyörä kulkee kappaleen yli. Vastaavasti iskumaista kuormitusta tapahtuu, kun risteyskappale on kulunut tai risteyskappale sekä pyörä ovat kuluneita. Risteyskappaleen ja pyörän kontaktissa vaikuttavat suuret voimat voivat aiheuttaa vakavia vaurioita risteyskappaleisiin. Tyypillisiä risteyskappaleiden vaurioita ovat lohkeilu, head checking, litistymät sekä säröt. (Wiest ym. 2008, s. 1431)

Valettujen mangaaniteräskappaleiden mekaanisten ominaisuuksien määrittämiselle aiheuttaa haasteita rakenteessa esiintyvät valuviat kuten huokokset ja voidit sekä raerajaerkaumat. Jotkin rataisko-osavalmistajat sekä urakoitsijat käyttävät räjäytyslujittamista risteyskappaleiden lujittamiseen ennen asennusta. (Smith & Mackay 2002, s. 339) Kyseinen menetelmä ei vääristä risteyskappaleen muotoa ja toimii laatutarkastuksena ennen osan käyttöönottoa. Valuviallinen osa ei kestäisi

räjäytyskarkaisua. (Smith & Mackay 2002, s. 335)

## 2.6 Ongelmia

Komponenttien kulumisen on myös haasteena risteyskappaleilla. Kulumisen on kappaleen pinnassa tapahtuvaa materiaalihäviötä, minkä aiheuttaa kahden toisiaan vasten liikkuvan pinnan vuorovaikutus. Kulumistapahtumassa vaikuttaa samanaikaisesti monia muuttujia, mikä tekee niiden hallinnasta hyvin vaikeaa. Kulumisesta ei ole vielä pystytty esittämään yksiselitteistä matemaattista ja fysikaalista määritelmää. Kulumisen voidaan jakaa kahteen päätyyppiin, jotka ovat luokittelu kulumista aiheuttavan suhteellisen liikkeen pohjalta ja luokittelu kulumismekanismin pohjalta. Suhteellisen liikkeen pohjalta voidaan eritellä erilaiset kulumista aiheuttavat liiketyypit, jotka ovat liukuminen, vierintä, iskukuormitus, värähtely, nestevirtaus ja nestevirtaus, jossa on kiinteitä partikkeleita. Kulumismekanismin perusteella jaottelu voidaan tehdä seuraavasti: adheesio, abraasio, pinnan väsyminen ja tribokemiallinen kulumisen. (Lukkari ym. 2016, s. 125-126)

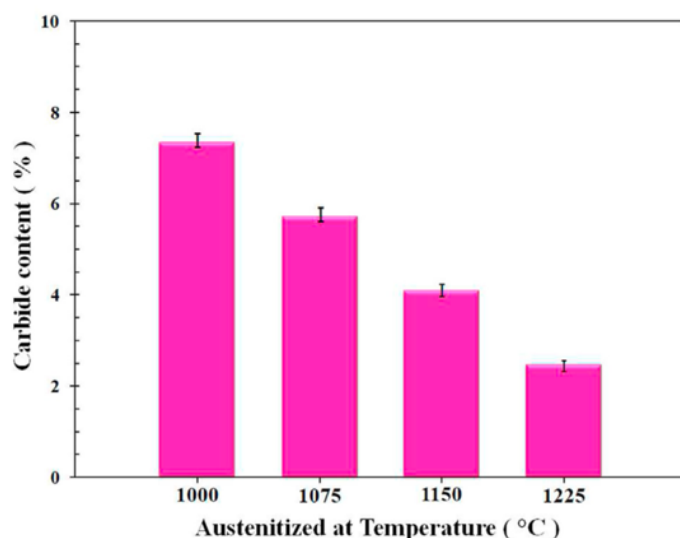
Abrasiivista kulumista tapahtuu, kun kovempi pinta liikkuu pehmeämpää vasten, jolloin kovan pinnan pinnankarheushuiput uurtavat pehmeää pintaa. Tässä tapauksessa on kyse kahden kappaleen abrasiivisesta kulumisesta. Kolmen kappaleen abrasiivisessa kulumisessa kahden toisiaan vasten liikkuvan pinnan välissä on molempia pintoja kovempaa materiaalia. Usein kahden kappaleen kulumistilanteessa irtoavat partikkelit jäävät pintojen väliin, jolloin kulumistilanne muuttuu kahden kappaleen abraasiosta kolmen kappaleen abrasiiviseksi kulumiseksi, mikäli irronneet partikkelit ovat esimerkiksi muokkauslujittumisen seurauksena kovettuneet. Abrasiivisesta kulumisesta käytetään suomenkielisessä kirjallisuudessa myös nimitystä hiontakulumisen. (Lukkari ym. 2016, s. 126)

Tyypillisen kemiallisen koostumuksen omaavan Hadfieldin mangaaniteräksen valurakenteessa esiintyy asikulaarisia karbideja. Yleinen käytäntö on liuottaa karbidit hehkuttamalla terästä noin tunnin ajan 1010-1090 °C lämpötilassa ja sammuttaa kappale tämän jälkeen veteen. (Smith & Mackay 2002, s. 335) Tällä lämpökäsittelyllä ei kuitenkaan saada liuotettua kaikkia karbideja, mikäli teräkseen on seostettu karbidinmuodostajia (Smith & Mackay 2002, s. 339).

Mangaaniteräsvalut sisältävät paljon raerajoille erkautuneita karbideja, jotka



haurastuttavat terästä. Karbidit saadaan liukenemaan tekemällä liuotushehkutus lämpötilavälillä 1050-1150 °C riippuen teräksen seostuksesta ja sammuttamalla kappale nopeasti veteen, jotta ne eivät erkaudu uudelleen raerajoille. Lämpökäsittelyn tavoitteena on homogenisoitu austeniittinen rakenne, jossa on vain vähän karbideja. (Průcha ym. 2017, s. 265) Suuri määrä karbideja on yksi yleisimpiä mangaaniterästen vikoja, ja karbidien läsnäolo viittaa väärin toteutettuun lämpökäsittelyyn. Lämpötila on voinut olla liian matala, hehkutusaika liian lyhyt tai lämpökäsittely on jätetty kokonaan tekemättä. (Průcha ym. 2017, s. 265–266) Kuvassa 5 nähdään lämpökäsittelyssä muodostuvien karbidien tilavuusosuus mangaaniteräksen mikrorakenteessa eri austenitointilämpötiloilla. Voidaan nähdä, että karbidien tilavuusosuus laskee austenitointilämpötilan kasvaessa.



Kuva 5. Mangaaniteräksen karbidipitoisuus austenitointilämpötilan funktiona (Jafarian ym. 2021, s.824).

Raerajakarbidit voivat kasvattaa teräksen hankaavan kulutuksen kestävyyttä. Karbidit aiheuttavat kuitenkin jännityskeskittymiä, jolloin teräs altistuu säröjen ydintymiselle. Murtuminen raerajoja pitkin on yksi päämurtumismekanismeista kappaleen pinnalla. (Lindroos ym. 2015, s.4) Myös teräsrakenteen epähomogeeninen muokkauslujittuminen voi aiheuttaa jännityskeskittymiä, mikä raerajakarbidien ohella altistaa raerajoja säröjen ydintymiselle (Lindroos ym. 2015, s.9). Sabzin ym. (2018, s.1437) tutkimuksen mukaan tyypillisen kemiallisen koostumuksen omaavaan mangaaniteräkseen erkautuvat karbidit

ovat  $Mn_3C$ -karbideja.

Mangaaniteräksiin muodostuu hitaan jäähtymisen aikana  $(Fe, Mn)_3C$ -karbideja. Mangaanin ja hiilen liukoisuus austeniittiin laskee teräksen jäähtyessä, jolloin nämä seosaineet erkautuvat karbideiksi austeniittirakeisiin. (Ayadi & Hadji 2019, s. 611-612) Hitaassa jäähtymisessä karbidien erkautuminen alkaa raerajoilla ja etenee rakeiden sisälle. Hadfieldin mangaaniteräkset murtuvat tyypillisesti sitkeästi johtuen niiden pintakeskisestä kuutiollisesta kiderakenteesta, mutta raerajakarbidit voivat kuitenkin altistaa mangaaniteräksen myös haurasmurtumille. (Gürol & Kurnaz 2020, s.173; 179)

Hadfieldin mangaaniteräksissä tapahtuu pintakerrosten merkittävää hiilenkatoa, mikäli lämpökäsittely tehdään ilmassa tai muussa hapettavassa atmosfäärissä. Lämpökäsittely tulisi tehdä mahdollisimman matalassa lämpötilassa, jotta liiallinen hiilenkato vältetään, mutta lämpötilan on oltava riittävän korkea, jotta kaikki karbidit saadaan liukenemaan matriisiin. Hiilenkadon seurauksena pintakerrosten muokkauslujittumiskäyttäytymisen voi muuttua. Hiilenkadollinen kerros tulee poistaa ennen risteyskappaleen käyttöönottoa. (Smith & Mackay 2002, s. 340) Hiilenkatoa voi tapahtua useiden millimetrin syvyyteen ja hyväksyttävä syvyys sille on noin 5 % kappaleen paksuudesta (Prücha ym. 2017, s. 266).

Liuoshehkutuksen aikana mangaaniteräskappaleiden pintakerroksissa tapahtuu merkittävää hiilenkatoa, mikäli hehkutusta ei tehdä inertissä atmosfäärissä. Esimerkiksi 1.2 % hiiltä ja 13 % mangaania sisältävää terästä hehkuttaessa 1150 °C lämpötilassa 1 tunnin hehkutuksen jälkeen kappaleen pinnan hiilipitoisuus oli laskenut noin 0.5 %. Hiilenkadollisen kerroksen paksuus oli noin 2 mm. Hiilipitoisuus kasvoi tasaisesti pinnan 0.5 % hieman yli 1 %:iin 2 mm:n syvyydessä. Hehkutusaikaa kasvatettaessa hiilenkadon määrä sekä hiilenkadollisen kerroksen paksuus kasvoivat. Kun hehkutus tehtiin inertissä argon-kaasuatmosfäärissä, hiilenkato oli vähäistä. Yhden tunnin hehkutusajalla hiilipitoisuus ei laskenut alle 1%:iin ja 10 tunnin hehkutusajalla hiilipitoisuus pysyi kappaleen pinnassa edelleen yli 0.9 %:ssa. (Smith & Mackay 2002, s. 338)

Lämpökäsittelyä mangaaniterästä ei saa kuumentaa yli 260 °C lämpötilaan. Tässä lämpötilassa teräksen alkaa erkautua morfologialtaan asikulaarisia karbideja, jotka ovat erittäin haitallisia sitkeyden kannalta. Karbidien erkautuminen on riippuvaista ajasta ja lämpötilasta. Pidempi pitoaika ja korkeampi lämpötila haurastuttavat terästä

voimakkaammin. (Havel 2017, s.11) Lämpötilarajoituksesta johtuen mangaaniteräksiä ei voida myöstöhehkuttaa jäännösjännitysten poistamiseksi. Karbidien erkautuminen aiheuttaa myös austeniitin hiilipitoisuuden alenemista, jolloin teräksen  $M_s$ -lämpötila voi nousta huoneenlämpötilan yläpuolelle. Tällöin rakenteeseen saattaa muodostua martensiittia nopean jäähtymisen yhteydessä. (Liundroos ym. 1986, s. 433)

Mangaaniterästä on erittäin vaikea koneistaa nykyaikaisillakin työkaluilla. Työkaluilla täytyy tyypillisesti olla negatiivinen asetuskulma ja lisäksi pintanopeuden tulee olla pieni ja leikkaussyvyyden suuri parhaimman tuloksen saamiseksi. Yhdessä nämä asetukset tuottavat suuria leikkausvoimia, joten työkaluilta vaaditaan kestävyyttä. Mangaaniteräksen koneistaminen tehdään yleensä ilman voiteluaineita, koska kaikenlainen työkalun luisto ja tärinä voivat tehostaa teräksen muokkauslujittumista koneistuksen aikana. Muokkauslujittunut kerros tulisi poistaa aina seuraavalla lastulla. Liian pienellä lastuamissyvyydellä muokkauslujittuminen kasvattaa kappaleen pinnan lujuutta ja kovuutta tehden koneistamisesta vähitellen käytännössä mahdotonta. Mangaaniterästen poraus on vastaavasti mahdollista, mutta erittäin vaikeaa. Usein reiät tehdään osaksi valumuottia tai muotissa käytetään niukkaseosteisia teräsinserttejä, jotka voidaan koneistaa, mikäli vaaditaan porattuja reikiä. (Havel 2017, s. 12)

## 2.7 Tutkimusten havainnot

Useat tutkimukset ovat tarkastelleet mangaaniterästen liuoshehkutuksen ja jäähtymisen vaikutuksia terästen mekaanisiin ominaisuuksiin ja mikrorakenteeseen. Seuraavissa kappaleissa tarkastellaan tutkimusten havainnot.

Kromilla ja nikkellillä seostetun Hadfieldin mangaaniteräksen mikrorakenne valetussa tilassa koostuu austeniittimatriisista ja raerajoille erkautuneesta mangaani- ja kromiseosteisesta sementiitistä. (Ayadi & Hadji 2019, s. 619) Lämpökäsitellyn kromi- ja nikkelseostetun mangaaniteräksen mikrorakenne taas koostuu austeniitista ja martensiitista. Kromi- ja nikkelseostukset mahdollistivat martensiitin muodostumisen rakenteeseen. (Ayadi & Hadji 2019, s. 619) Lämpökäsittely 1050 °C lämpötilassa ei vaikuttanut merkittävästi karbidien liukenemiseen. Tutkijat havaitsivat karbideja erkautuneen vähemmän austeniittimatriisiin, kun austenointi- ja hiilipitoisuus tehtiin korkeammassa 1100 °C lämpötilassa. (Ayadi & Hadji 2019, s.616)

Kromi- ja mangaaniseosteisen raerajasementtiin määrä kasvaa teräksen kromi- ja nikkelpitoisuuksien kasvaessa. Tämän seurauksena teräksen raekoko pienenee ja sen kovuus ja kulumisenkesto kasvavat. (Ayadi & Hadji 2019, s. 619) Ayadin ja Hadjin (2019, s.619) mukaan kromilla ja nikkelillä seostetun mangaaniteräksen tapauksessa 1050 °C hehkutuslämpötila ei ole riittävä luottamaan kaikkia karbideja mikrorakenteessa. Hehkutuslämpötilaa nostamalla ja hidastamalla kuumennusnopeutta voidaan tehostaa karbidien liukenemista, ja samalla edistää martensiittimuutosta, joka nostaa teräksen kovuutta ja parantaa sen kulumisen kestävyyttä. (Ayadi & Hadji 2019, s. 619)

Mousavi Anijdan ja Sabzi (2018) tutkivat austenitointihehkutuksen jälkeisen jäähdytysnopeuden vaikutusta Hadfieldin mangaaniteräksen mekaanisiin ominaisuuksiin, mikrorakenteeseen ja väsymisen kestävyteen. Kyseisessä tutkimuksessa vertailtiin veteen sammuttamisen ja suolakylpyyn sammuttamisen välisiä eroja.

XRD-tulokset osoittivat veteen sammutetun ja suolakylpyyn sammutettujen terästen mikrorakenteiden koostuvan austeniitista ja Mn<sub>3</sub>C-karbideista. Suolakylpyyn sammutetun näytteen mikrorakenteessa oli vähemmän karbideja kuin veteen sammutetussa. (Mousavi Anijdan & Sabzi 2018, s. 5251) Suolakylpyyn sammuttaessa näyte kulkee karbidien muodostumiselle otollisen lämpötilavyöhykkeen läpi nopeammin kuin veteen sammuttaessa, minkä seurauksena hiilellä on vähemmän aikaa reagoida mangaanin ja raudan kanssa. Veteen sammutetulla mangaaniteräksellä on kuitenkin pienempi raekoko kuin suolakylpyyn sammutetulla. Tutkijoiden mukaan tätä ilmiötä ei vielä ymmärretä hyvin. 1100 °C lämpötilassa hehkutetussa mangaaniteräskappaleessa ei pitäisi esiintyä muita faaseja kuin austeniittia eikä sammutuksen aikana pitäisi tapahtua rakeenkasvua tai faasimuutoksia. Tutkimuksessa mikrorakennenäytteet, joista edellä mainitut ilmiöt havaittiin, on valmistettu hehkutusnäytteiden keskeltä. Hehkutusnäytteiden pinnalta keskiosaan on olemassa lämpötilagradientti, joka on mahdollisesti erilainen eri sammutusväliaineita käytettäessä, mistä voi olla seurauksena erilaiset lämpötilaolosuhteet näytteiden keskellä. (Mousavi Anijdan & Sabzi 2018, s.5247)

Veteen sammutetulla näytteellä oli suolakylpyyn sammutettuun näytteeseen verrattuna korkeampi myötö- ja murtolujuus ja matalampi sitkeys. Tutkijat esittivät tämän johtuvan

veteen sammutetun näytteen pienemmästä raekoosta ja suuremmasta määrästä karbideja mikrorakenteessa verrattuna suolakylpyyn sammutettuun näytteeseen. Veteen sammutetulla teräksellä on myös suurempi kovuus kuin suolakylpyyn sammutetulla teräksellä johtuen suuremmasta karbidien tilavuusosuudesta veteen sammutetun teräksen mikrorakenteessa. (Mousavi Anijdan & Sabzi 2018, s. 5248)

Jäähdytysnopeuden kasvattaminen nostaa Hadfieldin mangaaniteräksen väsymislujuuutta ja parantaa sen väsymisen kestävyyttä. Tämä on seurausta väsymissärön kärjen muovattavuuden paranemisesta, mikä hidastaa särönkasvua. Suolakylpyyn sammutetulla mangaaniteräksellä väsymissärön kärki oli pyöreämpi kuin veteen sammutetulla, mikä hidasti särönkasvua ja johti teräksen pidempään käyttöikään väsyttävän kuormituksen alaisena. (Mousavi Anijdan & Sabzi 2018, s. 5252) Suolakylpyyn sammutettu Hadfieldin mangaaniteräs oli väsymiskestävyydeltään veteen sammutettua terästä parempi kaikissa testatuissa kuormitustapauksissa. Veteen sammutetun mangaaniteräksen väsymislujuus oli noin 400 MPa, kun taas suolakylpyyn sammutetun teräksen väsymislujuus oli noin 420 MPa (Mousavi Anijdan & Sabzi 2018, s. 5248-5249).

Jäähdytysnopeuden kasvattaminen vähensi karbidierkauman määrää Hadfieldin mangaaniteräksessä. Suolakylpyyn sammutetulla teräksellä oli tämän seurauksena veteen sammutettua terästä parempi sitkeys ja muovattavuus. (Mousavi Anijdan & Sabzi 2018, s. 5249) Materiaalin sitkeys ja muovattavuus vaikuttavat merkittävästi väsymissärön kasvuun ja geometriaan. Tämän vuoksi suolakylpyyn sammutetulla mangaaniteräksellä väsymissärön kasvu on pienempää ja rajoittuneempaa kuin veteen sammutetulla teräksellä. (Mousavi Anijdan & Sabzi 2018, s. 5250)

Sekä veteen, että suolakylpyyn sammutetut mangaaniteräkset murtuivat sitkeällä mekanismilla. Tulosten perusteella suolakylpyyn sammutetun näytteen murtuminen tapahtui sitkeämmin kuin veteen sammutetun näytteen murtuminen. (Mousavi Anijdan & Sabzi 2018, s. 5252) Jäähdytysnopeuden kasvattaminen siis kasvattaa mangaaniteräksen sitkeyttä (Mousavi Anijdan & Sabzi 2018, s. 5248).

Lämpökäsittelyssä mangaaniteräksessä voidaan havaita jonkin verran hehkutuskaaksoisia tasa-akσιαalisten austeniittirakeiden sisällä. Veteen sammutetussa näytteessä oli suurempi määrä karbideja. Suolakylpyyn sammutetuissa näytteissä havaittiin enemmän dislokaatioita kuin veteen sammutetuissa näytteissä johtuen suolakylvyllä saatavasta

suuremmasta jäähtymisnopeudesta. (Mousavi Anijdan & Sabzi 2018, s. 5248)

Chen ym. (2016) tutkivat 400 °C 1 tunnin hehkutuksen vaikutusta Hadfieldin mangaaniteräksen mikrorakenteeseen. Hehkutuksissa käytettiin kolmea erilaista näytettä: täysin austeniittinen mikrorakenne, muokattu austeniittinen mikrorakenne ja nanokiteinen mikrorakenne. Hehkutuksen jälkeen täysin austeniittiseen mikrorakenteeseen ja muokattuun rakenteeseen oli erkautunut karkeita neulasmaisia karbideja pääasiassa austeniitin raerajoille. Nanokiteisessä teräksessä vastaavia karbideja ei havaittu valomikroskooppitarkastelussa, mutta tutkijat esittivät, että kyseisessä näytteessä karbidit olivat mahdollisesti todella pieniä johtuen teräksen erittäin hienosta raekoosta. (Chen ym. 2016, s. 448) Tutkijat esittivät, että plastinen muokkaus voi hienontaa mangaaniteräkseen erkautuvia karbideja. (Chen ym. 2016, s. 448)

Tutkimuksessa havaittiin huomattavasti suurempi määrä kaksosia muualla teräksen matriisissa kuin säröjen lähellä. Säröillä oli taipumus kasvaa alueiden läpi, joissa ei ollut kaksosia, minkä seurauksena säröt etenivät rakenteessa aaltoilevasti. Säröt olivat suurimmaksi osin rakeiden sisällä ja vain noin 35% säröistä eteni raerajoja pitkin. Säröillä ei havaittu olevan taipumusta kasvaa tietyn orientaation omaavien rakeiden läpi. Säröt kasvoivat todennäköisemmin kaksosista vapaiden rakeiden läpi, koska teräksen lujuus oli näissä rakeissa heikompi kuin kaksostuneilla alueilla. Säröt kasvavat aluksi pintaan nähden loivassa kulmassa ja tietyn syvyyden saavutettuaan, särönkasvun suunta muuttuu pinnan kanssa yhdensuuntaiseksi. Säröillä on myös tapana haarautua. (Dhar ym. 2019, s.6; 8)

Austenitointihehkutuksen jälkeen mangaaniteräksen mikrorakenne koostuu austeniittimatriisista ja karbideista, joita on erkautunut erityisesti raerajoille. Austenitointihehkutuksen lämpötilan kasvattaminen vähentää merkittävästi mikrorakenteeseen erkautuvien karbidien määrää. 1000 °C lämpötilassa austenitoituneen näytteen raekoko oli noin 83 µm, 1075 °C lämpötilassa hehkutetun näytteen raekoko oli noin 113 µm, 1150 °C lämpötilassa hehkutetun näytteen raekoko oli noin 184 µm ja 1225 °C lämpötilassa hehkutetun näytteen raekoko oli noin 240 µm. 1000 °C lämpötilassa hehkutetussa näytteessä oli suurin määrä karbideja, kun taas 1225 °C lämpötilassa hehkutetussa näytteessä oli vähiten karbideja. (Jafarian ym. 2021, s.822) Austeniitti oli vallitseva faasi kaikilla tutkituilla austenitoitilämpötiloilla välillä 1000-1225 °C. (Jafarian ym. 2021, s.829)

Lämpökäsittelystä seurannut rakeenkasvu johti suureen raekokoon ja tämän myötä heikompiin mekaanisiin ominaisuuksiin. Austeniitin rakeenkasvun hallitseminen lämpökäsittelyn aikana ja hienon lopullisen raekoon tuottaminen on tärkeää kunnollisten mekaanisten ominaisuuksien saamiseksi. Karbidien pining-efekti rajoittaa austeniitin raekoon kasvua, mikä voi tapahtua tehokkaasti erityisesti matalammalla austenitointilämpötilalla. (Jafarian ym. 2021, s.824-825) Austeniitin raekoon hallitsemiseksi lämpökäsittelyn aikana täytyy myös huomioida mitä karbidimuodostajia teräkseen on seostettu ja kuinka paljon niitä on seoksessa. (Jafarian ym. 2021, s.826)

Austenitointilämpötilan kasvattaminen 1000 °C:sta 1225 °C nosti mangaaniteräksen myötö- ja murtolujuutta, mutta heikensi sen sitkeyttä. Tutkijat esittivät tämän johtuvan korkeamman austenitointilämpötilan aiheuttamasta raekoon kasvusta. (Jafarian ym. 2021, s.829) sekä karbidien liukenemisesta korkeamman lämpötilan austenitointihehkutuksessa (Jafarian ym. 2021, s.824) Raekoon kasvu on heikentänyt merkittävästi mangaaniteräksen sitkeyttä. Myötö- ja murtolujuuden kasvun selitettiin johtuvan austeniitin suuremmasta hiilipitoisuudesta 1225 °C hehkutetussa näytteessä. Hiilen liukoisuus austeniittiin on suurempi korkeammassa lämpötilassa, minkä seurauksena 1225 °C hehkutetun näytteen austeniitin hiilipitoisuus on kasvanut. (Jafarian ym. 2021, s. 824)

Austenitointilämpötilan kasvattaminen laski mangaaniteräksen iskuenergiaa ja lisäsi sen kovuutta. Näiden seikkojen sanottiin liittyvän suurempaan austeniitin raekokoon sekä korkeampaan myötölujuuteen korkeammassa lämpötilassa austenitoidussa teräksessä. Austenitointilämpötilan kasvattaminen paransi myös teräksen kulumisen kestävyyttä, minkä esitettiin johtuvan myötölujuuden kasvusta. Kaikilla austenitointilämpötiloilla mangaaniteräkset käyttäytyivät murtuessa pääasiassa sitkeästi ja tutkijat havaitsivat kaikilla näytteillä kuppi ja kartio -murtopinnan. Sitkeän murtopinnan osuus kasvoi, kun austenitointilämpötila oli ollut korkeampi. (Jafarian ym. 2021, s.829)

Dharin ym. (2019) tutkimuksen tapauksessa muokkaamattoman mangaaniteräksen keskimääräinen raekoko oli noin 500 µm. Rakeet olivat muodoltaan tasa-akseliaalisia ja mikrorakenne sisälsi joitain sulkeumia. Kulkupinnalla rakeissa voidaan havaita liukunauhoja. (Dhar ym. 2019, s.3-4)

### 3 MANGAANITERÄSTEN HITSAUS

Mangaaniteräkset ovat hitsattavia ja erilaisia lisäaineita liitoksiin ja korjaushitsaukseen on saatavilla. Liitoksissa käytetään usein ruostumattomalle teräkselle tarkoitettuja lisäaineita ja mangaaniteräksisiä lisäaineita käytetään usein valutuotteiden korjaushitsaukseen. Useimpien lisäaineiden kulumiskestävyys ei vastaa perusaineita. Hitsauksessa täytyy huomioida, ettei välipalkolämpötila saa ylittää 260 °C lämpötilaa, jotta vältetään karbidien erkautuminen ja tästä seuraava teräksen haurastuminen. Mangaaniteräshitseille ei tarvitse eikä tavallisesti edes haluta tehdä jännityksenpoistohelikutusta. Kylmävasarointi on kuitenkin suositeltavaa tehdä, jotta hitsaumaan saadaan puristusjämnitystila. Ennen hitsausta valetun teräksen pinnalta on poistettava hiilenkadollinen kerros. Käytössä olleen kappaleen pintaan taas on muodostunut muokkauslujittunut kerros, joka on myös poistettava ennen hitsausta. (Havel 2017, s. 11) Mangaaniterästä hitsatessa jäähtymisnopeuksien tulee olla suuria, lämmöntuonnin matala ja perusaineen kuumentamisen mahdollisimman pientä, jotta materiaalin mekaaniset ominaisuudet säilyvät. Tyypillisesti käytettyjä hitsausprosesseja ovat puikkohitsaus ja täytelankahitsaus. (Purslow ym. 2017, s. 1)

Korkeat hiili- ja mangaanipitoisuudet sekä matala lämmönjohtavuus tekevät mangaaniteräksistä vaikeita hitsattavia. Perusaineen liiallista kuumentamista tulee välttää ja hitsauksen aikaisia lämpötiloja pitää seurata tarkkaan. Materiaalin esikuumentusta ei tule tehdä. Hitsaus on suositeltavaa tehdä monipalkohitsauksena lyhyillä pistoilla. Parhaimmissakin olosuhteissa karbideja muodostuu eikä HAZ:in sitkeys tule vastaamaan perusainetta. Käytössä olleen mangaaniteräskappaleen pinta on muokkauslujittunut ja tämä muokkauslujittunut kerros tulisi poistaa ennen hitsausta välttääkseen säröilyä HAZ:ssa. Heikko lämmönjohtavuus ja suuri lämpölaajeneminen voivat aiheuttaa lämpötilagradientteja ja jäännösjännityksiä hitsattavaan kappaleeseen. (Průcha ym. 2019, s. 308)

#### 3.1 Kiskoristeysten korjaushitsaus

Mangaaniteräksisten kiskoristeysten korjaushitsauksesta ei ole juurikaan saatavilla kirjallisuutta. Korjaushitsaus ei myöskään ole risteysvalmistajien intressien mukaista. Mangaanikiskoristeiksi korjataan kaarihitsaamalla sekä kentällä, että



työpajaolosuhteissa ja oikein toteutettuna risteysten käyttöikä voidaan pidentää merkittävästi. (Sándor ym. 2013, s.8) Korjaushitsatessa Hadfieldin mangaaniterästä, kaikki viat tulee poistaa. Tavallisesti viat poistetaan hiomalla, mutta myös muita menetelmiä voidaan käyttää. Vikoja poistaessa täytyy myös huomioida, ettei mangaaniteräs saa kuumentua standardien salliman välipalkolämpötilan yli. (Sándor ym. 2013, s.11)

Vikojen poistamisen jälkeen hitsattava pinta tulee tarkistaa tunkeumanesteellä, jotta varmistutaan siitä, että kaikki viat on saatu poistettua. Mikäli tunkeumaneste antaa viitteen viasta, materiaalia poistetaan lisää ja tarkastus suoritetaan uudelleen. Hitsauksen saa suorittaa vain ehjälle pinnalle. Hitsaus suoritetaan monipalkohitsauksena, jotta saadaan mahdollisimman suuri jäähtymisnopeus eikä välipalkolämpötila nouse yli sallitun rajan. Jokaisen palon jälkeen pinta tulee vasaroida kutistumisen aiheuttamien jäännösjännitysten minimoimiseksi. (Sándor ym. 2013, s.11)

Hitsauksen jälkeen risteyskappale tulee profiloida hiomalla. Risteysikä käyttöikä voidaan kasvattaa suorittamalla profilointi mahdollisimman tarkasti. Risteys tulee tarkastaa vikojen varalta noin kaksi viikkoa korjaushitsauksen jälkeen, jotta nähdään, onnistuiko korjaus. (Sándor ym. 2013, s.11) Tutkimuksessa todettiin, että kaksi viikkoa korjaushitsauksen jälkeen risteyskappale tulee profiloida uudelleen, koska hitsia ine muovautuu kuormituksen alaisena. Mikäli uudelleenprofilointia ei tehdä, iskumaista kuormitusta kohdistuu risteyskappaleeseen ja sen käyttöikä lyhenee. (Sándor ym. 2013, s.13)

Uuden mangaaniteräksisen kiskoristeuksen hinta Ruotsissa oli välillä 170 000 – 1 000 000 Ruotsin kruunua, ja lisäksi kuljetuksen, asennuksen ja jälkiprofiloinnin hinta oli noin 120 000 kruunua. Risteysten korjaaminen on huomattavasti halvempaa. Ruotsissa korjaus maksoi kokonaisuudessaan noin 60 000 kruunua. (Sándor ym. 2013, s.15) Mikäli risteysikä korjaus toteutetaan oikein ja kaksi viikkoa korjauksen jälkeen suoritetaan uusi profilointi korjatulle osalle, korjaus on taloudellisesti kannattava vaihtoehto uuden osan asentamiselle. Korjauksen kannalta on erityisen tärkeää harjoittaa jatkuvaa tarkastusta, jotta korjaus pystytään toteuttamaan ennen kuin osat vaurioituvat liian paljon. (Sándor ym. 2013, s.15)

Mangaaniteräksisten risteyskappaleiden korjaushitsauksesta tekee erityisen haastavaa

tiukasti rajattujen välipalkolämpötilojen sovittaminen radan seisonta-ajan minimoimiseen. Tyypillisesti korjaushitsausta ei ehditä suorittaa kunnolla sille osoitetussa ajassa. Korjaushitsauksessa käytetään tyypillisesti puikkohitsausta tai suojakaasutonta täytelankahitsausta. (Purslow 2017, s. 1)

Purslow (2017, s. 16) suoritti risteyskappaleen korjaushitsauskokeita puikkohitsaamalla, joiden tavoitteena oli määrittää hitsaussekvenssin ja palon pituuden vaikutus välipalkolämpötilaan. Hitsausvirta, -jännite, -nopeus ja -asento pidettiin kokeissa vakioina ja palkojen välinen aika pidettiin mahdollisimman pienenä. Kuona poistettiin teräsharjalla ja jokaisen palon jälkeen tehtiin vasarointi. Koehitsien tavoitteena oli luoda pahin mahdollinen tilanne perusaineen liiallisen kuumenemisen kannalta. (Purslow 2017, s. 16)

Purslow (2017, s.16-17) käytti ensimmäisessä hitsauskokeessa teollisuuden suosittamaa hitsaussekvenssiä. Yhdestätoista hitsipalosta kuudessa välipalkolämpötila ylitti 260 °C ja yhdessä näistä lämpötila ylitti 315 °C. Toisessa koehitsissä käytettiin vaihtoehtoista sekvenssiä, jolla pyrittiin välttämään liiallinen kuumeneminen. Tästä huolimatta viidestätoista palosta neljässä lämpötila ylitti 260 °C ja kolmessa näistä lämpötila ylitti 315 °C. Kolmannessa kokeessa hitsaus tehtiin viidellä pitkällä palolla. Välipalkolämpötila pysyi alle 260 °C kaikissa paloissa ja menetelmä oli kahta edellistä koetta nopeampi. (Purslow 2017, s. 16-17)

Mangaaniterästen hitsauksessa käytettävän lisäaineen koostumus poikkeaa mangaaniteräksen koostumuksesta, jotta hitsauksessa esiintyvillä jäähtymisnopeuksilla saadaan haluttu täysin austeniittinen mikrorakenne. Tyypillisesti hitsauslisäaineen hiilipitoisuus on perusainetta matalampi ja siihen on seostettu lisäksi nikkeliä, molybdeeniä, kromia tai vanadiinia joko yksittäin tai erilaisina yhdistelminä. Seostuksella pyritään varmistamaan austeniittisen mikrorakenteen lisäksi hyvät mekaaniset ominaisuudet hitsille. (AWS 2003, s. 21)

AWS D15.2:2003 -standardi esittää ohjeet tarvittaville esivalmisteluille mangaaniteräksisten valettujen rataosien hitsauksessa. Kaikki rasva, ruoste ja lika tulee poistaa hitsattavilta pinnoilta. Valukappale pitää tarkistaa säröjen ja muiden vikojen varalta, ja säröjen tarkastelussa voidaan käyttää apuna tunkeumanestetarkastusta. Säröt on poistettava kokonaan hiomalla tai

paineilmakaaritaltauksella, joista jälkimmäinen on standardin suosittelema menetelmä. Kuluneet alueet kappaleessa tulee merkitä ja muokkauslujittunut materiaali poistaa. (AWS 2003, s. 4) Muokkauslujittunut teräs voi säröillä herkemmin hitsauksen aikana kuin lujittumaton teräs. (AWS 2003, s. 23) Kahtakymmentä millimetriä pidemmille korjaushitseille tulee raportoida vähintään korjaushitsin sijainti, poistetun materiaalin määrä, risteyskappaleen tunnukset ja hitsaajan tiedot. (Suomen standardisoimisliitto SFS 2010, s. 17)

Tavallisissa olosuhteissa ei käytetä esikuumennusta, mutta erittäin kylmässä hitsattavat kappaleet voidaan lämmittää noin 20 °C lämpötilaan. Käytettävän hitsausvirran, jännitteen ja hitsausnopeuden tulisi mahdollistaa kapeiden ja pyöreiden palkojen tuottaminen. Suuria ja erityisen leveitä palkoja tulisi välttää. Hitsin liiallisen kuumentamisen välttämiseksi hitsaus tulisi suorittaa jaksottaishitsauksena. Lämpötila noin 25 mm päässä hitsistä ei saa nousta yli 260 °C ja nyrkkisääntönä perusainetta tulisi voida koskettaa noin 15 cm päässä hitsistä ilman kipua. (AWS 2003, s.23)

## 4 KOEMATERIAALIT JA TUTKIMUSMENETELMÄT

### 4.1 Koemateriaali

Koemateriaalina käytettiin käytöstä poistetun risteuksen mangaaniteräskiskoja. Taulukossa 2 on annettu rataiskkon kemiallinen koostumus. Se mitattiin Outokummun Tornion terästehtaalla röntgenfluoresenssispektroskoopilla (XRF) ja optisella emissiospektrometrillä (OES).

Taulukko 2. Käytöstä poistetun mangaaniteräs rataiskkon kemiallinen koostumus.

|        |        |        |        |        |        |        |
|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| C (%)  | Si (%) | Mn (%) | P (%)  | S (%)  | Mo (%) | Ni (%) |
| 1.245  | 0.29   | 12.761 | 0.03   | 0.0051 | 0.018  | 0.107  |
| Al (%) | Cu (%) | N (%)  | Sn (%) | Ti (%) | O (%)  |        |
| 0.055  | 0.251  | 0.0078 | 0.01   | 0.002  | 0.008  |        |

### 4.2 Dilatometrikokeet ja faasitasapainojen mallinnus

Hadfieldin mangaaniteräksen mikrorakenteen kehitystä eri lämpökäsittelyjen ja hitsauksen seurauksena pyrittiin alustavasti selvittämään dilatometrikokeilla ja laskennallisesti JmatPro- ja Thermocalc-ohjelmilla. Tavoitteena oli saada riittävästi lähtötietoja kokeellisen osuuden hehkutuskokeiden suunnittelua varten. Dilatometrikokeilla pyrittiin määrittämään karbidierkautumisen alkamislämpötila sekä lämpötila, jossa karbidit alkavat liueta. Dilatometri mittaa näytteen pituudenmuutosta lämpötilan suhteen, minkä vuoksi se soveltuu hyvin teräksen faasimuutosten alku- ja loppulämpötilojen tarkasteluun. Dilatometriajoja tehtiin kahdella erilaisella lämpösyklillä. Ensimmäisessä näyte kuumennettiin nopeasti 1150 °C lämpötilaan, jossa näytettä pidettiin 5 sekunnin ajan. Pidon jälkeen näyte jäähdytettiin nopeasti 40 °C lämpötilaan. Kyseiseen lämpötilaan päädyttiin, koska se on riittävän lähellä huoneenlämpötilaa, ja se on huoneenlämpötilaa helpompi saavuttaa koelaitteistolla kuluttamatta tarpeettoman paljon heliumkaasua. Toisessa lämpösyklissä näyte kuumennettiin nopeasti 900 °C lämpötilaan, jossa näytettä pidettiin 5 sekunnin ajan. Tämän jälkeen näyte jäähdytettiin nopeasti 40 °C lämpötilaan.

JmatPro-ohjelman materiaalipankissa ei ole suoraa vastaavuutta Hadfieldin

mangaaniteräkselle. Tästä huolimatta ohjelmalla pyrittiin selvittämään suuntaa antavasti mangaaniteräksen mikrorakenteen kehittymistä austenitointihehkutuksen ja jäähtymisen vaikutuksesta. Thermocalc-ohjelmalla puolestaan pyrittiin selvittämään Hadfieldin mangaaniteräksen tasapainon mukaisia faaseja eri lämpötiloissa.

### 4.3 Hitsauskokeet

Hitsauskokeet tehtiin Lapin ammattikorkeakoulun Kemin yksikössä. Hitsauskokeilla pyrittiin selvittämään ratakoristeusten korjaushitsauksessa kisko-osiin kohdistuvaa lämpösykliä sekä vertailemaan mangaaniteräksen ja perinteisen R260-kiskoteräksen hitsauksessa muodostuvia lämpösyklejä. Hitsaus tehtiin EWM Titan XQ 500 Plus hitsauslaitteistolla, joka oli kytketty Froniuksen mekanisoituun hitsausrataan. Hitsaukset tehtiin prosessilla 114 (suojakaasuton täytelankahitsaus). Lisäaineena käytettiin ESAB OK Tubrodur 13Mn O/G lankaa, jonka halkaisija oli  $\varnothing$  1,6 mm.

### 4.4 Hehkutuskokeet

Käytöstä poistetusta Mn-teräs ratakorista vesisuihkuleikattiin ja koneistettiin halkaisijaltaan  $\varnothing = 20$  mm ja paksuudeltaan  $s = 10$  mm sylinterinäytteitä hehkutuskokeita varten. Hehkutuskokeita tehtiin eri koelämpötiloissa välillä  $T = 225$ - $1100$  °C Oulun yliopiston materiaalitekniikan laboratoriossa. Koelämpötilat olivat 225 °C, 260 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C, 450 °C, 500 °C, 550 °C, 600 °C, 650 °C, 700 °C, 750 °C, 800 °C, 900 °C, 1000 °C, 1050 °C ja 1100 °C. Jokaisessa koelämpötilassa hehkutettiin kaksi näytettä, joista yksi sammutettiin veteen ja toisen annettiin jäähtyä uunin mukana. Näytteitä hehkutettiin yhden tunnin ajan inertissä argonkaasuatmosfäärissä, millä pyrittiin välttämään liiallinen hiilenkato näytteissä. Uunin ja näytteiden lämpötilaa mitattiin referenssinäytteeseen kiinnitetyn lämpötila-anturin avulla. Uunin mukana jäähdytettyjen näytteiden jäähtymisnopeus oli hyvin hidas, noin 0.05 °C/s. Veteen sammuttaessa jäähtymisnopeus oli noin 90 °C/s. Lämpötilassa  $T = 450$  °C tehtiin lisäksi 30 minuutin ja 10 minuutin hehkutukset, joilla pyrittiin tarkastelemaan karbidien erkautumisen kinetiikkaa tarkemmin.

Hehkutusnäytteistä valmistettiin metallografiset näytteet valomikroskooppia varten

Oulun yliopiston materiaalitekniikan laboratoriossa. Sylinterinäytteet leikattiin vaakasuunnassa puoliksi alumiinioksiditerällä ennen hiontaa, kiillotusta ja syövytystä. Hionta tehtiin koneellisesti käyttäen ensin 68 µm hiontakiekkoa ja lopuksi 9 µm kiekkoa. Näytteet kiillotettiin ensin 3 µm timanttiemulsiolla ja lopuksi 1 µm timanttiemulsiolla. Mikrorakenne syövytettiin 2% Nitalilla.

Mikrorakenteita tarkasteltiin Nikon Eclipse MA100 -valomikroskoopilla Oulun yliopiston materiaalitekniikan laboratoriossa. Valomikroskoopilla otettiin mikrorakennekuvat jokaisesta näytteestä pienimmällä 5-kertaisen suurennoksen objektiivilla ja tarvittaessa myös suuremmalla suurennoksella. Mikrorakennekuvat on esitetty tämän diplomityön tuloksissa. Kuvatut alueet pyrittiin valitsemaan niin, että ne edustaisivat mahdollisimman hyvin koko näytteen mikrorakennetta. Kuvattuja mikrorakenteita ja eri näytteiden välisiä eroja on tarkasteltu tämän diplomityön tuloksissa.

#### **4.5 Gleeble – HAZ-simulointi**

Mangaanikiskosta vesisuihkuleikattiin 30 kappaletta poikkileikkaukseltaan tasasivuisen neliön muotoisia Gleeble-koesauvoja. Sauvat koneistettiin lopullisiin tarkkoihin mittoihin 10 x 10 x 55 mm<sup>3</sup>. Kymmenen sauvaa käytettiin yhden palon hitsausta simuloiviin kokeisiin. Toiset kymmenen sauvaa käytettiin kahden palon hitsausta simuloiviin kokeisiin, joissa välipalkolämpötila olisi noussut ensimmäisen palon jälkeen noin 260 °C lämpötilaan. Loput sauvat käytettiin kymmenen palon hitsausta simuloiviin kokeisiin, joissa välipalkolämpötila olisi noussut ensimmäisen palon jälkeen noin 260 °C lämpötilaan. Jokainen koe tehtiin kymmenellä koelauvalla, koska haluttiin varmistaa, että saadaan riittävästi vertailukelpoisia ja onnistuneita kokeita. Yhden palon hitsausta simuloivat näytteet on nimetty juoksevilla numeroinnilla 1.1, 1.2, 1.3, ... 1.10. Kahden palon hitsausta simuloivat näytteet on nimetty juoksevilla numeroinnilla 2.1, 2.2, 2.3, ... 2.10. Kymmenen palon hitsausta simuloivat näytteet on nimetty juoksevilla numeroinnilla WC.1, WC.2, WC.3, ... WC.10.

Jokaisessa kokeessa käytettiin hehkutuslämpötilaa  $T = 1250$  °C, pitoaikana 0,01 s ja kuumennusnopeutena 200 °C/s. Jokaisessa kokeessa ensimmäisen palon simuloinnissa käytettiin  $t_{8/5}$ -aikana 20 sekuntia ja kaikissa seuraavissa paloissa 30 sekuntia.

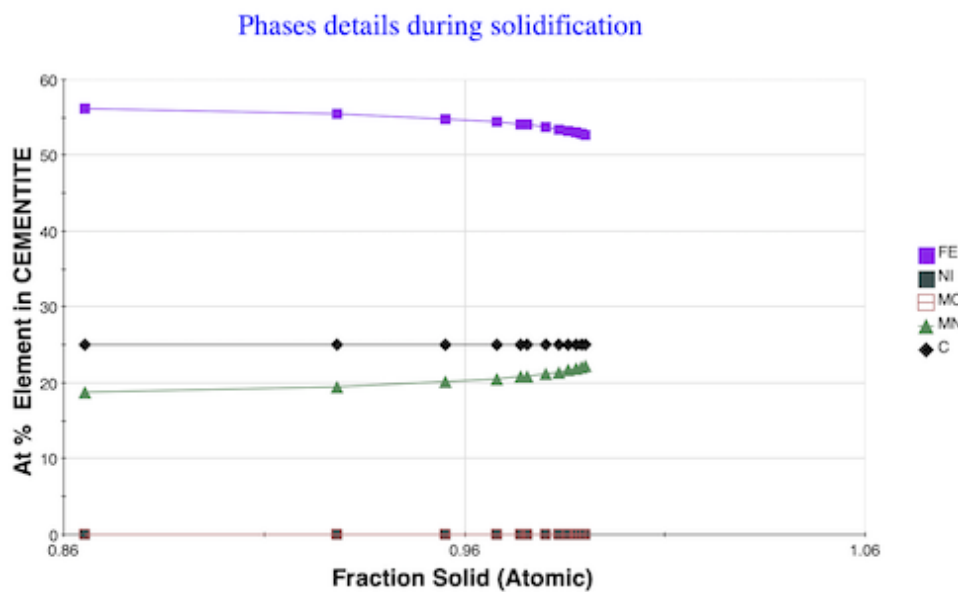
Simuloinnissa käytettiin myös seuraavia mangaaniteräksen materiaaliominaisuuksia: tiheys  $\rho = 7,888 \text{ g/cm}^3$ , lämpökapasiteetti  $0,519 \text{ J/(g}\cdot\text{°C)}$  ja lämmönjohtavuus  $0,130 \text{ J/(c}\cdot\text{ms}\cdot\text{°C)}$  (Havel 2017, s.17).

Gleeble-näytteet leikattiin haluttuun mittaan ennen koneellista hiontaa ja kiillotusta Oulun yliopiston materiaalitekniikan laboratoriossa. Näytteiden mikrorakenteita tarkasteltiin Nikon Eclipse MA100 -valomikroskoopilla ja mikrorakenteista otettiin useita kuvia 5-kertaisen suurennoksen objektiivilla. Mikrorakennekuvat on esitetty tämän diplomityön tuloksissa.

## 5 TULOKSET

### 5.1 Simulointi ja Dilatometrikokeet

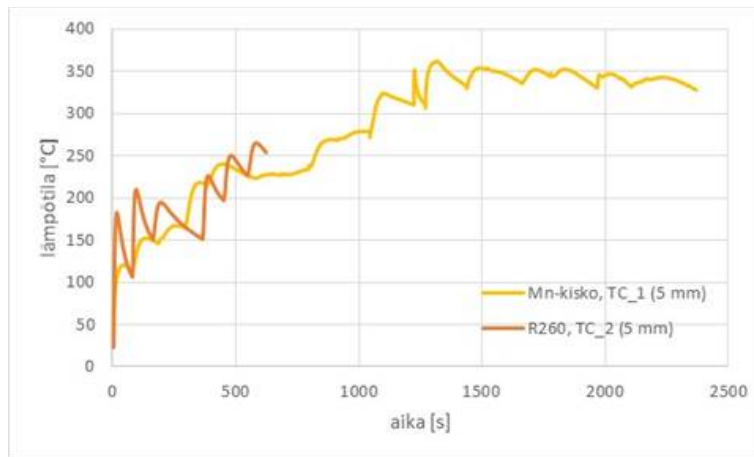
JmatPro-ohjelman materiaalipankin valurautaosion työkaluilla pystyttiin määrittämään teräksen jäähtymisen aikana muodostuvan sementiitin kemiallinen koostumus. Raudan ja hiilen lisäksi muodostuvassa sementiitissä oli noin 20 % mangaania (Kuva 6). Materiaalille yritettiin myös laskea CCT-käyrä, mutta tämä ei onnistunut yhdenkään materiaalipankin työkaluilla.



Kuva 6. Jähmettymisen aikana muodostuvan sementiitin kemiallinen koostumus.

Kuvasta 7 nähdään, että mangaanikiskon välipalkolämpötila ei nouse hitsauksen aikana juurikaan yli 350 °C, vaikka hitsin ei annettu jäähtyä palkojen välissä ja palkoja hitsattiin yli 10 kappaletta. Kuvasta havaitaan myös merkittävä ero lämmönjohtavuudessa perliittisen R260-ratakiskoteräksen ja austeniittisen mangaaniteräksen välillä. R260-teräs kuumenee ja jäähtyy selvästi nopeammin hitsauksen aikana kuin mangaaniteräs.





Kuva 7. Lämpötilamittaus mangaaniteräksen ja R260-kiskoteräksen monipalkohitsauksesta (Kauppi, T. 2021).

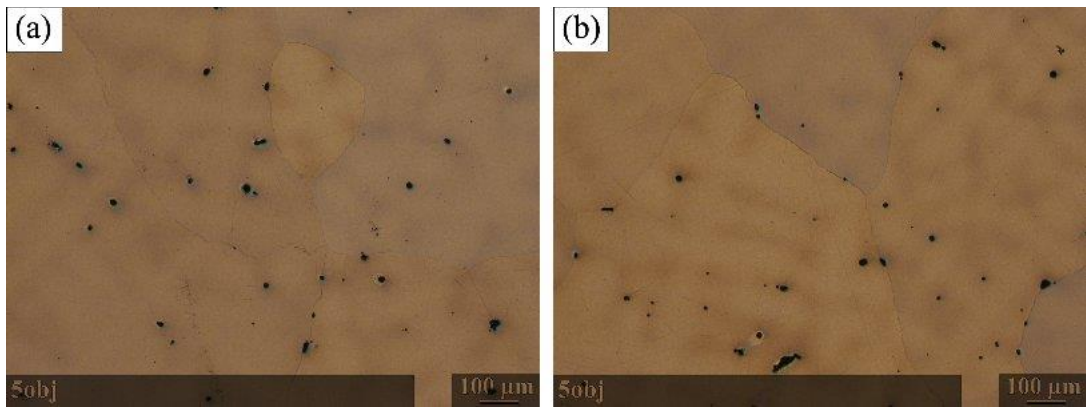
Thermocalc-ohjelmalla pyrittiin tarkastelemaan mangaaniteräksen tasapainon mukaisia faaseja erityisesti hitsauksessa esiintyvällä lämpötila-alueella. Tasapainon mukaisten faasien laskenta ei onnistunut Thermocalc-ohjelmalla alle 500 °C lämpötiloissa. Tästä syystä hitsauksen kannalta relevanttien lämpötilojen tarkastelu ei ollut mahdollista. Oikein toteutetussa mangaaniteräksen hitsauksessa välipalkolämpötilan ei tulisi nousta näin korkealle ja hitsauskokeen perusteella välipalkolämpötilaa on myös vaikea saada nousemaan yli 350 °C, vaikka hitsin ei annettaisi jäähtyä ollenkaan palkojen välissä.

Dilatometrillä pyrittiin selvittämään suuntaa antavasti karbidien erkautumisen alkulämpötila ja missä lämpötilassa karbidit liukenevat Hadfieldin mangaaniteräksessä. Karbidien erkautuminen ei kuitenkaan aiheuttanut niin merkittävää tilavuudenmuutosta näytteessä, että se olisi ollut selvästi nähtävissä mittausdatassa.

## 5.2 Hehkutuskokeet

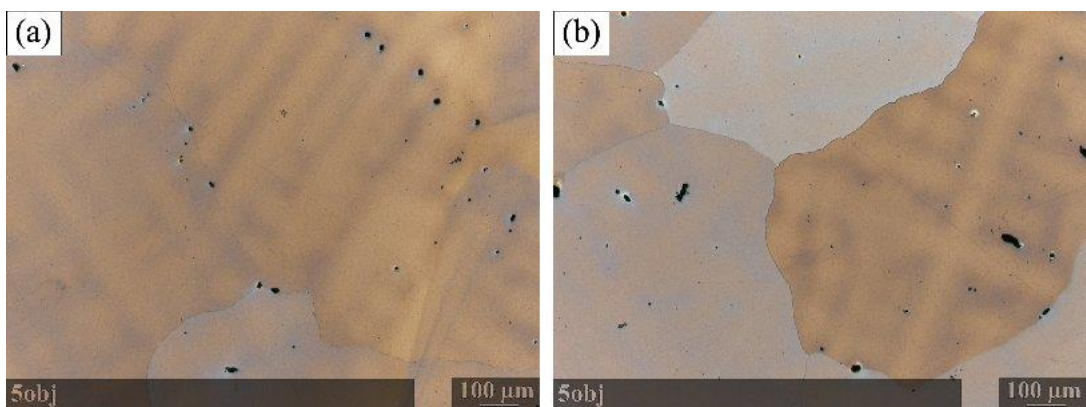
Hehkutuskokeissa syntyneet mikrorakenteet on esitetty kuvissa 8 – 51.

Kuvasta 8 nähdään, että jäähtymisnopeudella ei ole ollut vaikutusta mikrorakenteeseen 225 °C hehkuslämpötilalla. Molemmassa näytteissä voidaan havaita pyöreitä karbideja pääasiassa rakeiden sisällä ja muutamia raerajoille erkautuneita karbideja.



Kuva 8. Hehkutuslämpötila  $T = 225 \text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

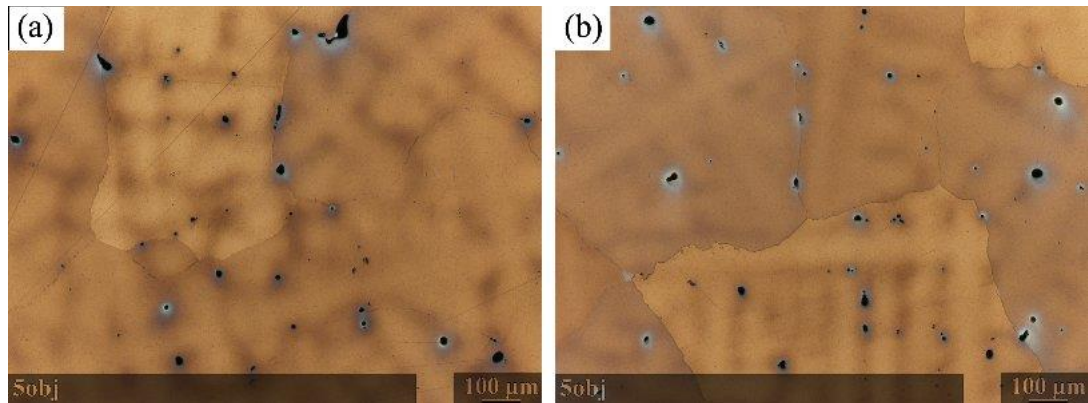
Kuvasta 9 nähdään, että hehkutuslämpötilan ollessa  $T = 260 \text{ °C}$  uunin mukana jäähtyneen näytteen ja veteen sammutetun näytteen mikrorakenteissa ei ole merkittäviä eroja. Molemmissa näytteissä voidaan havaita suurempia, läpimitaltaan noin 10-25  $\mu\text{m}$  karbideja sekä pieniä määriä raerajaerkaumaa. Suurempia karbideja on pääasiassa rakeiden sisällä, mutta niitä voidaan havaita myös raerajoilla. Lisäksi voidaan havaita viitteitä valurakenteen jähmettymisen aikana muodostuneista dendriiteistä. Dendriittirakenteessa on oletettavasti tapahtunut seosaineiden suotautumista dendriitteihin ja niiden väleihin, mikä voidaan nähdä kuvissa lievinä värieroina. Valomikroskooppitarkastelun perusteella ei pystytä määrittämään mitkä seosaineet ovat suotautuneet dendriitteihin ja mitkä ovat suotautuneet dendriittien väleihin.



Kuva 9. Hehkutuslämpötila  $T = 260 \text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

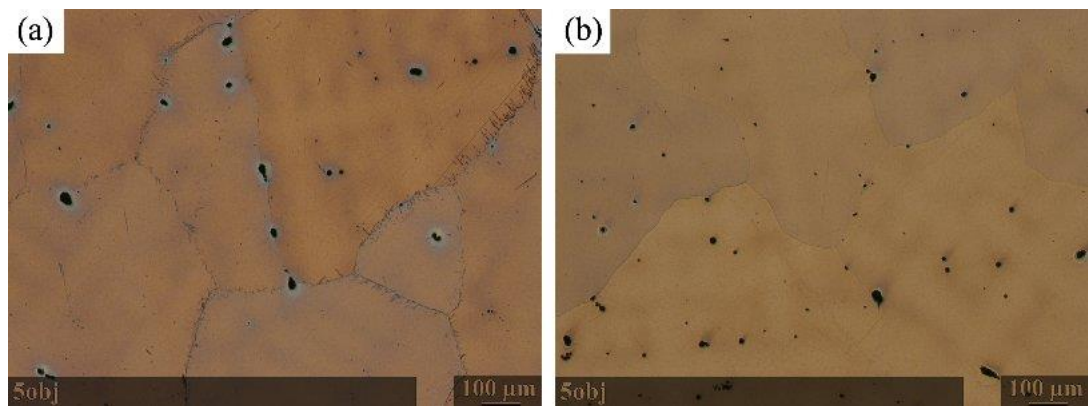
Kuvasta 10 nähdään, että lämpötilassa  $T = 300 \text{ °C}$  hehkutettujen uunin mukana jäähtyneen näytteen ja veteen sammutetun näytteen mikrorakenteissa ei ole merkittäviä

eroja. Molemmissa näytteissä voidaan havaita karbideja rakeiden sisällä sekä muutama raerajoille erkautuneita tai suotautuneita karbideja.



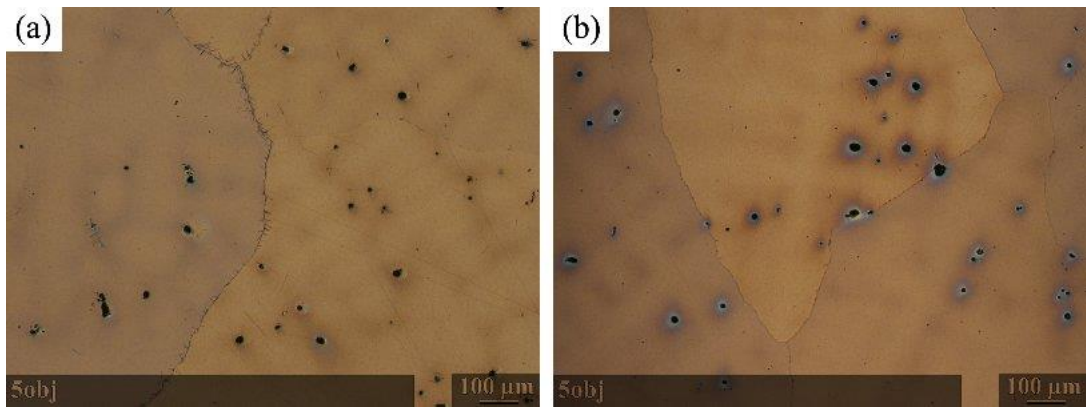
Kuva 10. Hehkutuslämpötila  $T = 300\text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

Kuvasta 11 nähdään, että lämpötilassa  $T = 350\text{ °C}$  hehkutettuun ja uunin mukana jäähtyneeseen näytteeseen on erkautunut raerajoille neulasmaisia karbideja ja rakeiden sisällä nähdään pyöreitä karbideja. Veteen sammutetussa näytteessä ei nähdä neulasmaisia karbideja ja kyseisen näytteen mikrorakenne näyttää vastaavan matalammissa lämpötiloissa hehkutettuja näytteitä.



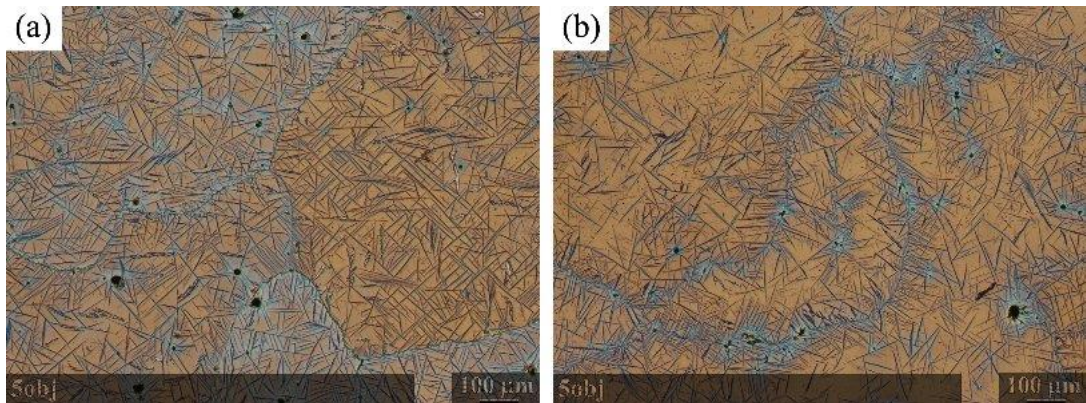
Kuva 11. Hehkutuslämpötila  $T = 350\text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

Hehkutuslämpötilan noustessa  $400\text{ °C}$ :een uunin mukana jäähtyneessä näytteessä nähdään raerajoille erkautuneita neulasmaisia karbideja sekä rakeiden sisällä pyöreitä karbideja. Myös veteen sammutetussa näytteessä voidaan nähdä pieniä määriä raerajoille erkautuneita neulasmaisia karbideja sekä pyöreitä karbideja rakeiden sisällä. (Kuva 12).

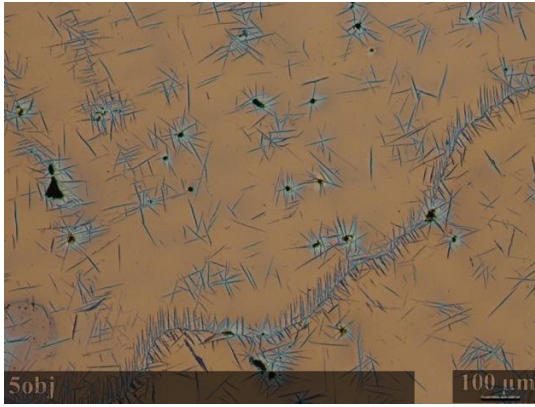


Kuva 12. Hehkutuslämpötila  $T = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

Kuvasta 13 nähdään, että hehkutuslämpötilan ollessa  $T = 450^{\circ}\text{C}$  sekä uunin mukana jäähtyneeseen, että veteen sammutettuun näytteeseen on muodostunut suuri määrä neulasmaisia karbideja rakeiden sisälle sekä raerajoille. Nähdään myös, että veteen sammutetussa näytteessä joillain alueilla karbidien määrä on selvästi pienempi, mutta edelleen neulasmaisia karbideja on merkittävän paljon (Kuva 14).

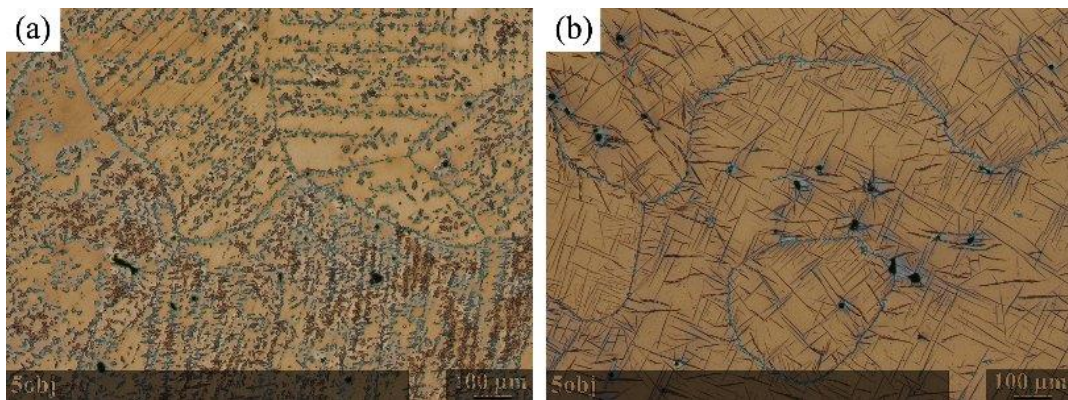


Kuva 13. Hehkutuslämpötila  $T = 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.



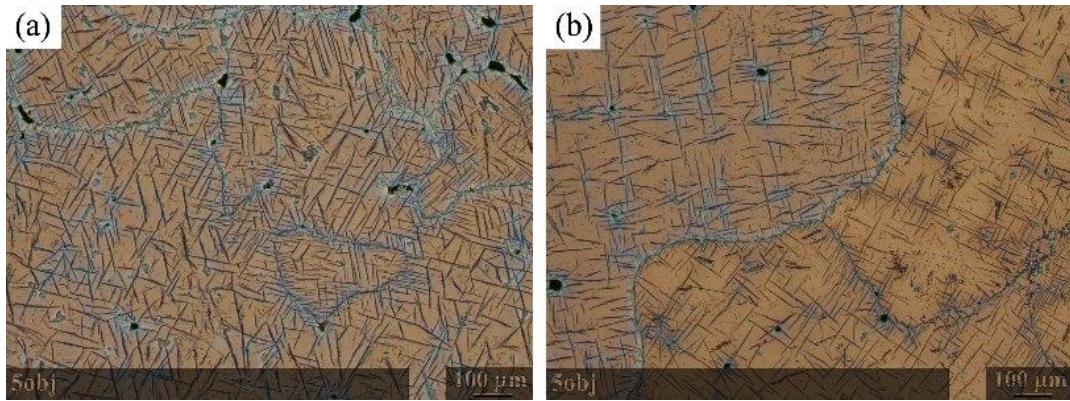
Kuva 14. Veteen sammutetun näytteen mikrorakenne 450 °C hehkutuslämpötilalla ja 1 tunnin pitoajalla.

Kuvasta 15 nähdään, että lämpötilassa  $T = 500\text{ °C}$  hehkutetun uunin mukana jäähtyneen näytteen mikrorakenne ei ole linjassa muiden hehkutusnäytteiden kanssa. On mahdollista, että mikrorakennenäyte on valmistettu liian läheltä hehkutetun kappaleen pintaa, jolloin mikrorakenne kuvastaisi hiilenkadollista kerrosta. Veteen sammutetun näytteen mikrorakenteessa nähdään jälleen suuri määrä neulasmaisia karbideja rakeiden sisällä ja raerajoilla.



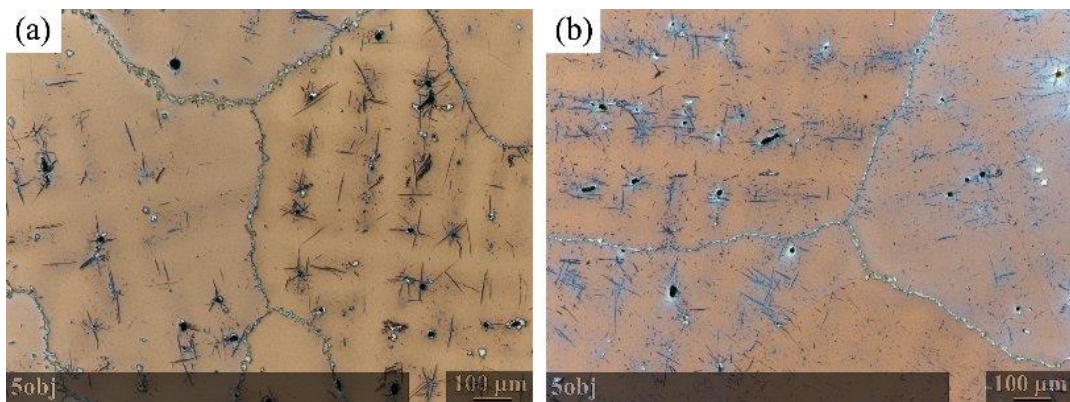
Kuva 15. Hehkutuslämpötila  $T = 500\text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

Kuvasta 16 nähdään, että hehkutuslämpötilalla  $T = 550\text{ °C}$  jäähtymisnopeudesta riippumatta mikrorakenteet ovat hyvin samankaltaiset ja niissä havaitaan suuria määriä neulasmaisia karbideja rakeiden sisällä sekä raerajoilla. Uunin mukana jäähtyneessä näytteessä rakeiden sisäiset neulasmaiset karbidit ovat rosoisempia kuin veteen sammutetussa näytteessä.



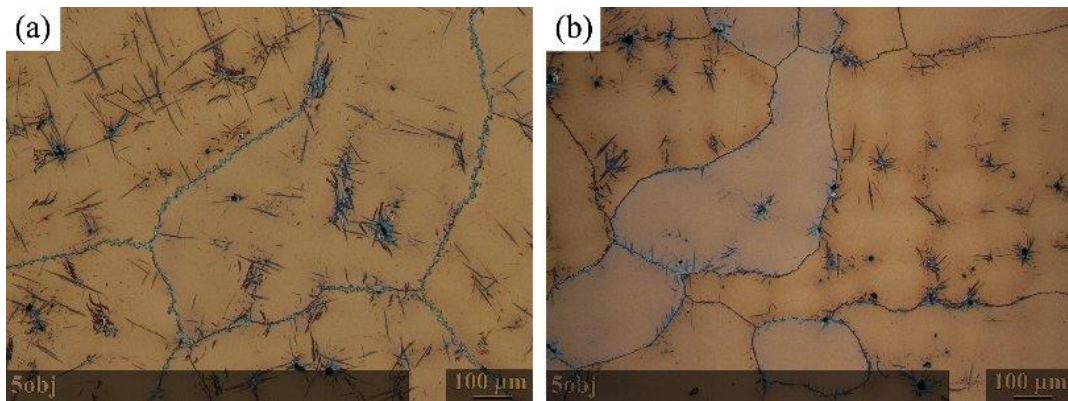
Kuva 16. Hehkutuslämpötila  $T = 550\text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

Kuvasta 17 nähdään, että hehkutuslämpötilassa  $T = 600\text{ °C}$  veteen sammutetun näytteen ja uunin mukana jäähtyneen näytteen mikrorakenteissa ei ole merkittäviä eroja. Molemmissa kuvissa nähdään merkittävää raerajaerkaumaa sekä suuria määriä neulasmaisia karbideja rakeiden sisällä. Molemmista näytteistä voidaan myös havaita joitain pyöreitä karbideja. Veteen sammutetun näytteen kuvassa nähdään vaaleita alueita, jotka ovat jäämiä joko syövytteestä tai etanolista, joita käytettiin näytteenvalmistuksessa.



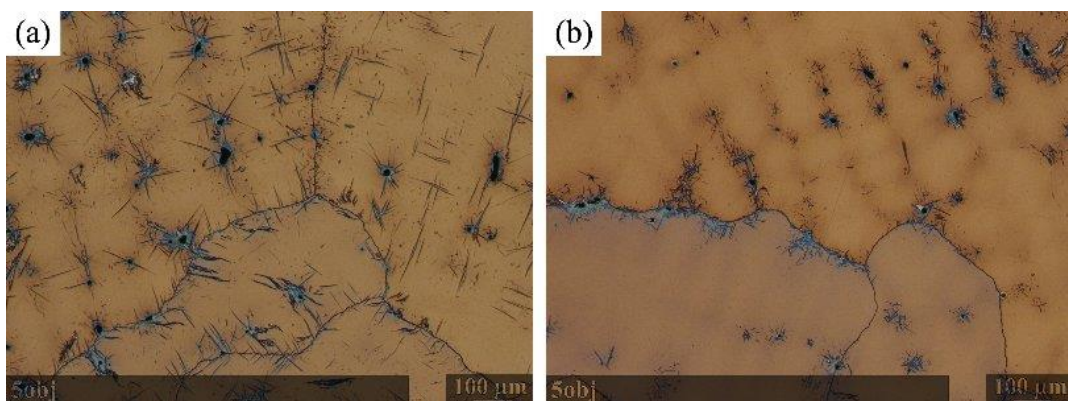
Kuva 17. Hehkutuslämpötila  $T = 600\text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

Kuvasta 18 nähdään, että hehkutuslämpötilan ollessa  $T = 650\text{ °C}$  mikrorakenteissa on edelleen merkittäviä määriä rakeiden sisäisiä ja raerajoille erkautuneita neulasmaisia karbideja riippumatta jäähtymisnopeudesta. Veteen sammutetussa näytteessä neulasmaisten karbidien koko on pienempi ja rakeiden sisäisten ja raerajoille erkautuneiden karbidien määrä on pienempi kuin uunin mukana jäähtyneessä näytteessä.



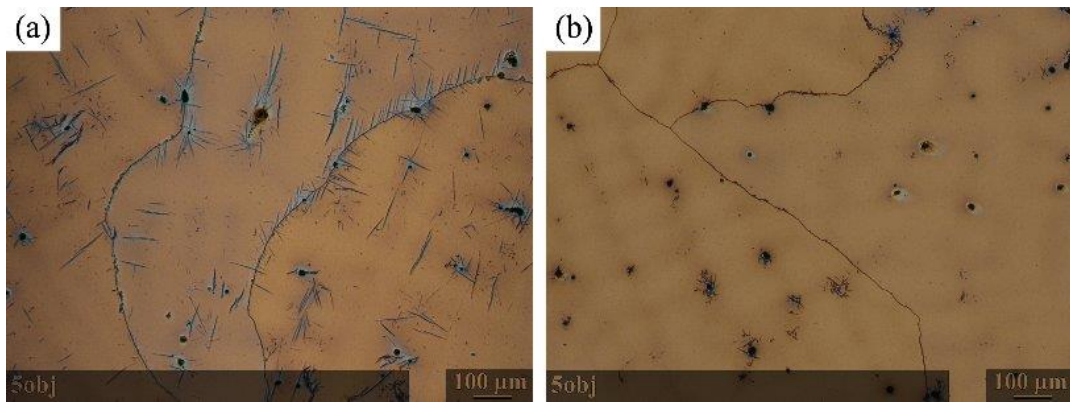
Kuva 18. Hehkutuslämpötila  $T = 650 \text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

Kuvasta 19 nähdään, että molempien näytteiden mikrorakenteissa on neulasmaisia karbideja rakeiden sisällä ja erkautuneena raerajoille hehkutuslämpötilalla  $T = 700 \text{ °C}$ . Veteen sammutetussa näytteessä karbidien määrä on pienempi kuin uunin mukana jäähtyneessä näytteessä.



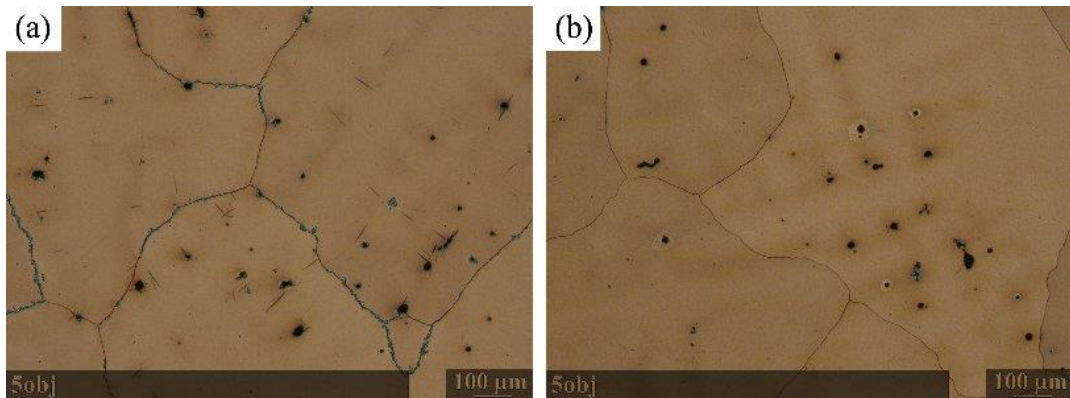
Kuva 19. Hehkutuslämpötila  $T = 700 \text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

Kuvasta 20 nähdään, että lämpötilassa  $T = 750 \text{ °C}$  hehkutetun uunin mukana jäähtyneen näytteen mikrorakenteessa on merkittävästi neulasmaisia karbideja rakeiden sisällä ja raerajoilla. Veteen sammutetussa näytteessä karbidien tilavuusosuus on laskenut merkittävästi ja niiden morfologia on muuttunut verrattuna uunin mukana jäähtyneeseen näytteeseen. Veteen sammutetussa näytteessä voidaan edelleen havaita pieniä määriä neulasmaisia karbideja, mutta rakeiden sisäiset karbidit ovat pääasiassa pyöreitä ja raerajaerkauma tasaista.



Kuva 20. Hehkutuslämpötila  $T = 750 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

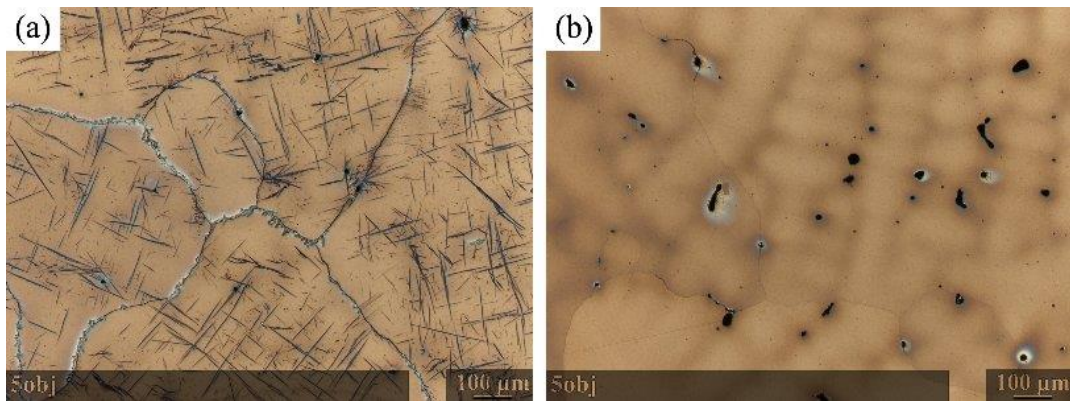
Kuvasta 21 nähdään, että lämpötilassa  $T = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$  hehkutetussa uunin mukana jäähtyneessä näytteessä on hieman pieniä neulasmaisia karbideja rakeiden sisällä ja rosoista raerajaerkaumaa. Veteen sammutetussa näytteessä ei enää nähdä neulasmaisia karbideja, vaan rakeiden sisäiset karbidit ovat pyöreitä ja raerajoilla on hienoa tasaista erkaumaa.



Kuva 21. Hehkutuslämpötila  $T = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

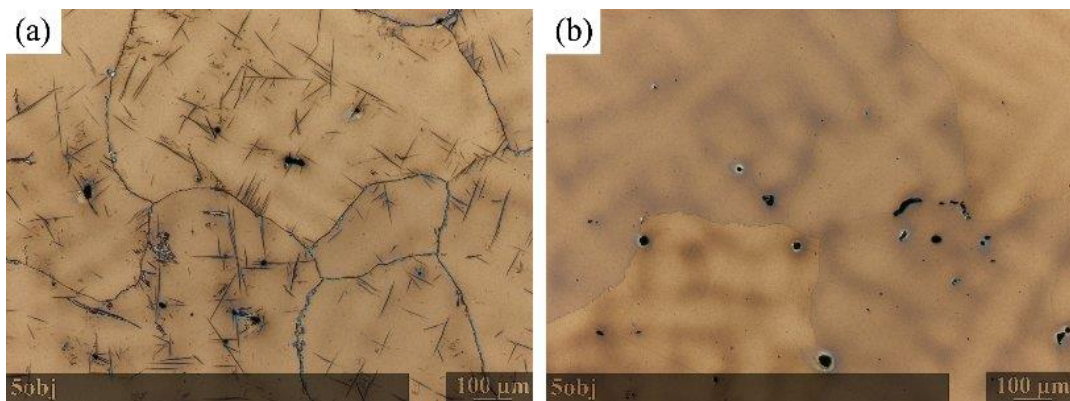
Kuvasta 22 nähdään, että jäähtymisnopeudella on ollut merkittävä vaikutus muodostuneisiin mikrorakenteisiin hehkutuslämpötilan ollessa  $T = 900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ . Uunin mukana jäähtyneessä näytteessä nähdään suuria määriä raerajaerkaumaa sekä rakeiden sisäisiä neulasmaisia karbideja. Veteen sammutetussa näytteessä nähdään selvästi vähemmän raerajaerkaumaa ja rakeiden sisäisiä pyöreitä karbideja.





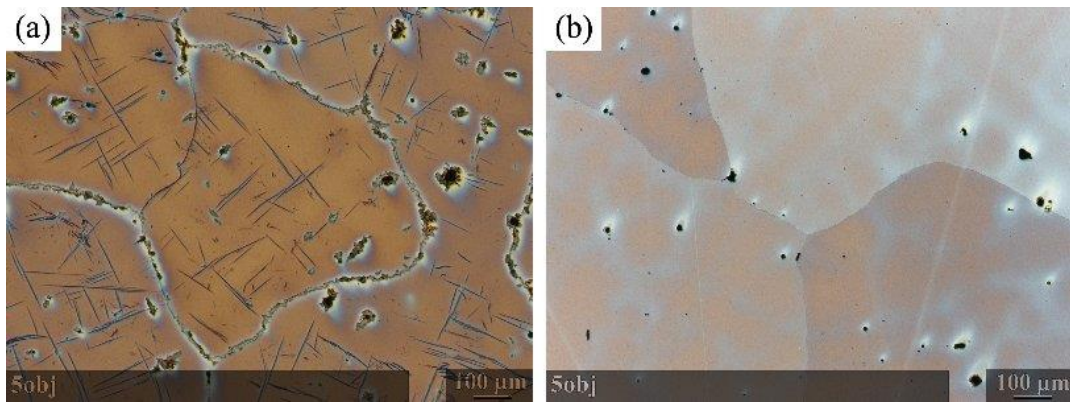
Kuva 22. Hehkutuslämpötila  $T = 900\text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

Kuvasta 23 nähdään, että lämpötilassa  $T = 1000\text{ °C}$  hehkutetuilla näytteillä jäähtymisnopeus on vaikuttanut merkittävästi muodostuneeseen mikrorakenteeseen. Uunin mukana jäähtyneessä näytteessä nähdään jälleen paljon raerajaerkaumaa sekä neulasmaisia karbideja rakeiden sisällä. Veteen sammutetussa näytteessä nähdään vain vähän raerajaerkaumaa ja pyöreitä rakeiden sisäisiä karbideja.



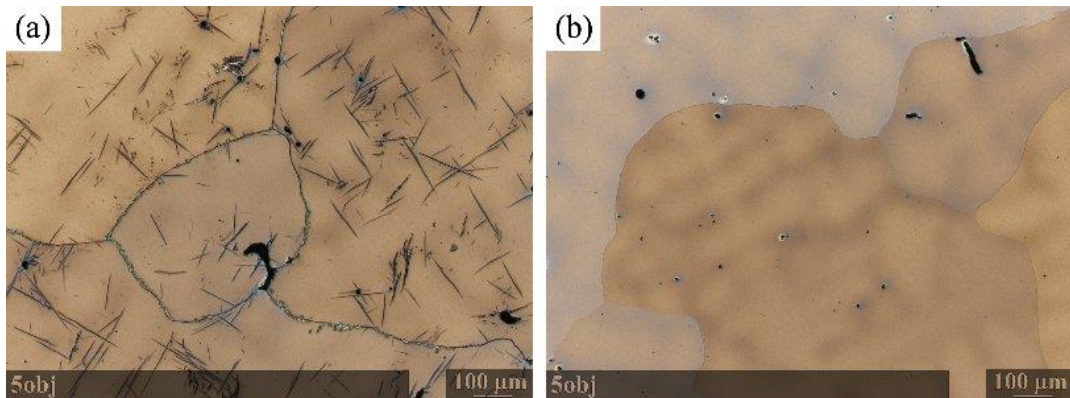
Kuva 23. Hehkutuslämpötila  $T = 1000\text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

Hehkutuslämpötilassa  $T = 1050\text{ °C}$  jäähtymisnopeudella on ollut suuri merkitys muodostuneeseen mikrorakenteeseen. Kuvasta 24 nähdään, että uunin mukana jäähtyneessä näytteessä raerajat ovat täynnä karbidierkaumaa ja rakeiden sisällä on paljon neulasmaisia sekä pyöreämpiä karbideja. Veteen sammutetussa näytteessä havaitaan vain vähän raerajaerkaumaa ja pieniä määriä rakeiden sisäisiä pyöreitä karbideja.



Kuva 24. Hehkutuslämpötila  $T = 1050\text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

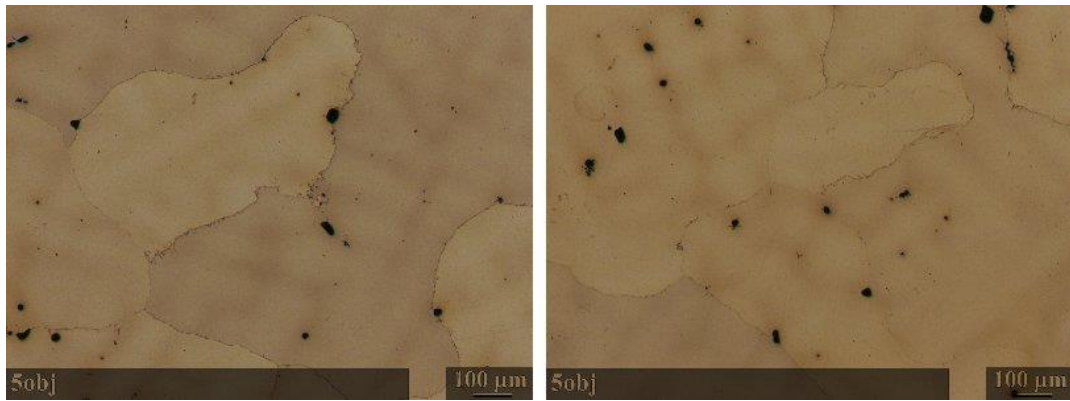
Kuvasta 25 nähdään, että jäähtymisnopeudella on ollut merkitystä muodostuneeseen mikrorakenteeseen hehkutuslämpötilan ollessa  $T = 1100\text{ °C}$ . Veteen sammutetussa näytteessä on hyvin vähän raerajaerkaumaa ja rakeiden sisäisiä karbideja. Uunin mukana jäähtyneessä näytteessä nähdään merkittävää raerajaerkaumaa sekä paljon neulasmaisia karbideja rakeiden sisällä.



Kuva 25. Hehkutuslämpötila  $T = 1100\text{ °C}$ , a) uunin mukana jäähtyneen näytteen ja b) veteen sammutetun näytteen mikrorakenteet.

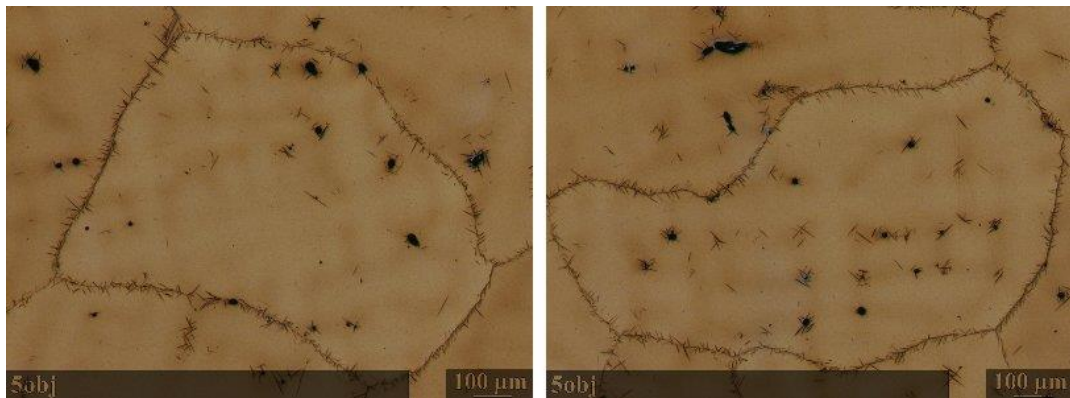
Hehkutuslämpötilassa  $T = 450\text{ °C}$  tehtiin lisäksi kaksi hehkutusta lyhyemmillä pitoajoilla 10 minuuttia ja 30 minuuttia. Hehkutuslämpötilaksi valittiin  $450\text{ °C}$ , koska karbidien erkautuminen näytti olevan voimakkainta tässä lämpötilassa.

Kuvasta 26 nähdään, että jo 10 minuutin hehkutuksen jälkeen raerajoille on erkautunut huomattavasti pieniä neulasmaisia karbideja hehkutuslämpötilassa  $T = 450\text{ °C}$ . Lisäksi rakeiden sisällä nähdään pyöreitä karbideja.



Kuva 26. Veteen sammutetun näytteen mikrorakenne hehkutuslämpötilalla  $T = 450\text{ °C}$  ja 10 minuutin pitoajalla.

Kuvasta 27 nähdään, että puolen tunnin pitoajalla lämpötilassa  $T = 450\text{ °C}$  tehdyn hehkutuksen jälkeen raerajat ovat täynnä neulasmaisia karbideja. Rakeiden sisällä nähdään myös pieniä määriä neulasmaisia karbideja sekä joitain pyöreitä karbideja. Rakeiden sisäiset neulasmaiset karbidit ovat erkautuneet pääasiassa pyöreiden karbidien reunoille.

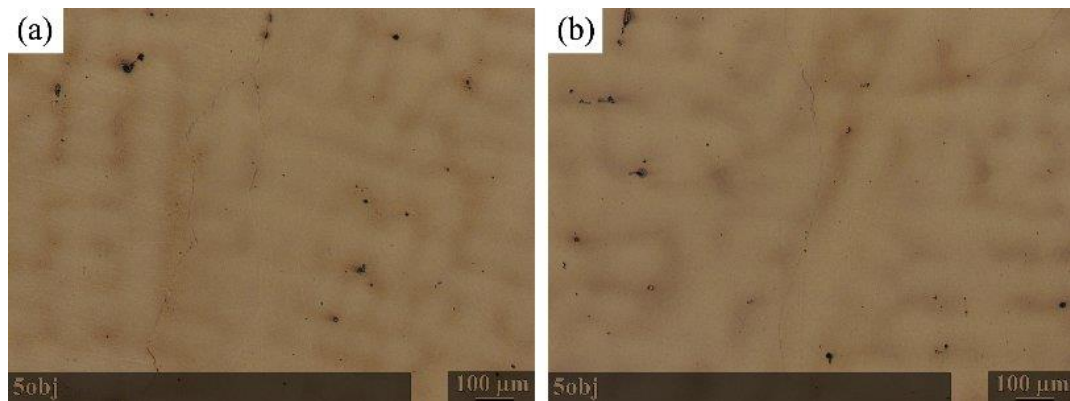


Kuva 27. Veteen sammutetun näytteen mikrorakenne hehkutuslämpötilalla  $T = 450\text{ °C}$  ja 30 minuutin pitoajalla.

### 5.3 Gleeble – HAZ-simulointi

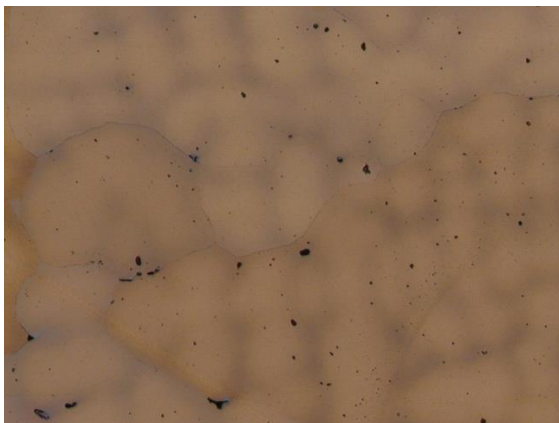
Kuvasta 28 nähdään, että simuloidussa CGHAZ:ssa on pääasiassa hyvin suuri raekoko, mutta mikroskooppitarkastelussa havaittiin myös joitain pienempiä rakeita. Rakeiden sisällä voidaan havaita pyöreitä karbideja ja raerajoilla pieniä määriä erkaumaa. Kuvasta nähdään, että myös perusaineen puolella on hyvin suuri raekoko. Mikroskooppitarkastelun perusteella näytteen 1.1 perusaineessa on vähemmän rakeiden

sisäisiä pyöreitä karbideja ja raerajaerkaumaa kuin CGHAZ:ssa.



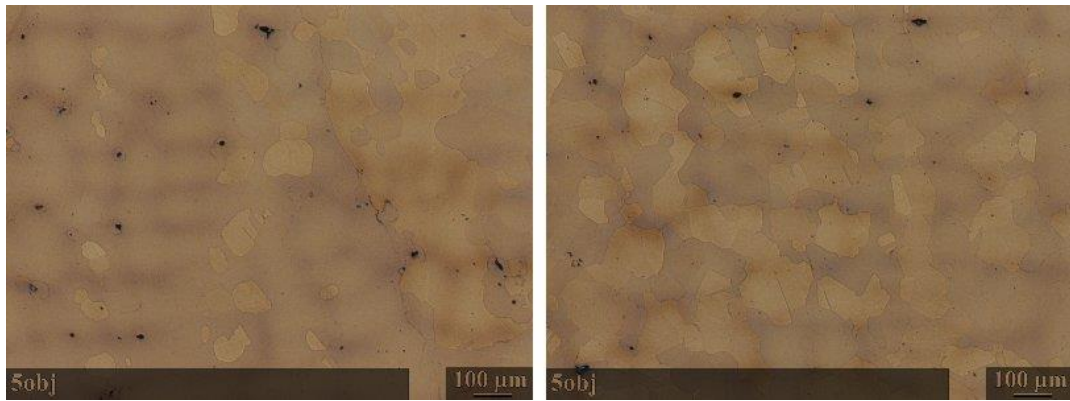
Kuva 28. Näytteen 1.1 simuloitu CGHAZ (a) ja perusaine (b).

Kuvasta 29 nähdään, että näytteessä 1.2 perusaineen puolella on suuri raekoko. Mikrorakenteessa voidaan myös nähdä runsaasti pieniä rakeiden sisäisiä karbideja sekä pieniä määriä raerajaerkaumaa.



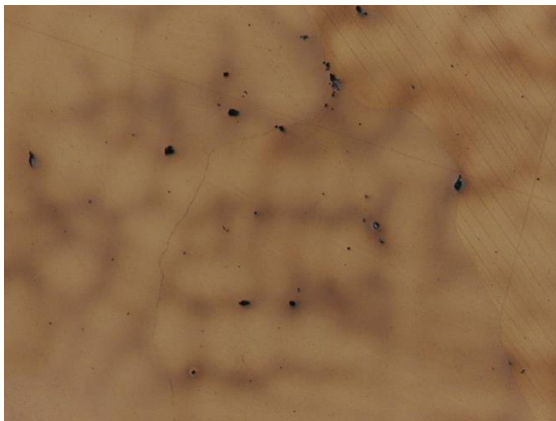
Kuva 29. Näytteen 1.2 perusaine.

Kuvasta 30 nähdään, että näytteen 1.2 simuloidussa CGHAZ:ssa on hyvin epähomogeeninen raekoko. Joillain alueilla nähdään pienempiä alle 100  $\mu\text{m}$  kokoisia rakeita suurempien rakeiden sisällä ja toisilla alueilla mikrorakenne koostuu pääasiassa pienemmistä rakeista. Rakeiden sisällä voidaan nähdä pyöreitä karbideja ja pääasiassa suurempien rakeiden raerajoilla nähdään raerajaerkaumaa.



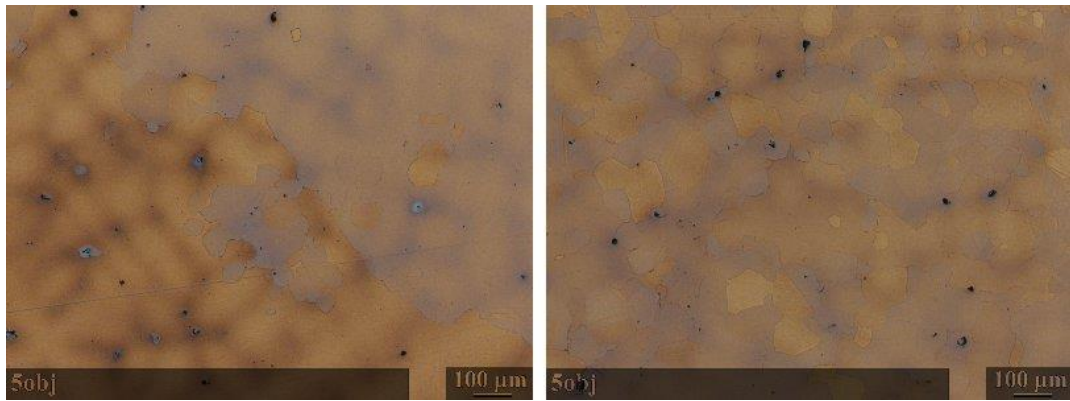
Kuva 30. Näytteen 1.2 simuloitu CGHAZ.

Kuvasta 31 nähdään, että näytteen 1.3 perusaineessa on hyvin suuri raekoko. Rakeiden sisällä voidaan nähdä joitain pyöreitä karbideja ja lisäksi raerajoilla nähdään pieniä määriä raerajaerkaumaa sekä pyöreitä karbideja.



Kuva 31. Näytteen 1.3 perusaine.

Kuvasta 32 nähdään, että näytteen 1.3 simuloidussa CGHAZ:ssa on epähomogeeninen raekoko. Näytettä 1.2 vastaavasti, pienempiä rakeita nähdään suurempien rakeiden sisällä ja joillain alueilla raekoko on tasainen ja selvästi valetun teräksen raekokoa pienempi. Rakeiden sisällä voidaan nähdä pyöreitä karbideja ja raerajoilla nähdään hieman raerajaerkaumaa.



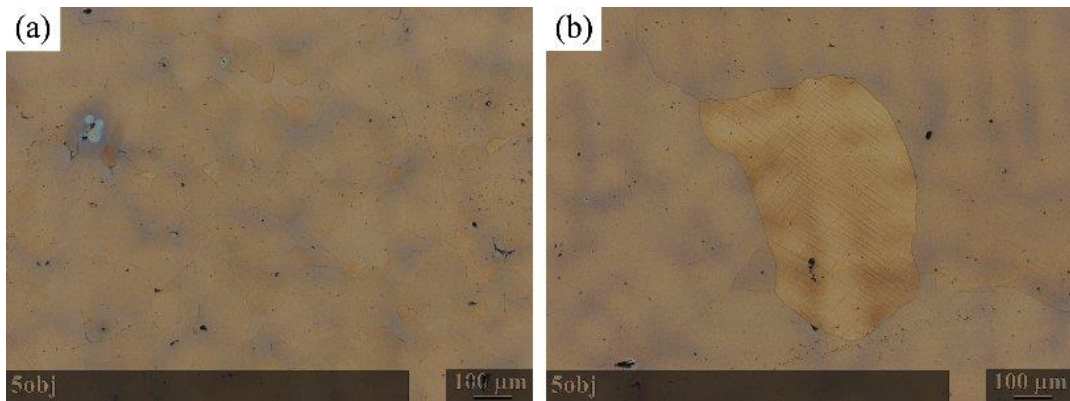
Kuva 32. Näytteen 1.3 simuloitu CGHAZ.

Kuvasta 33 nähdään, että näytteen 2.3 simuloidun FGHAZ:in ja perusaineen rajalla on epähomogeeninen raekoko. Kuvasta nähdään myös, että rakeiden sisällä on paljon pieniä karbideja ja suurten rakeiden raerajoilla nähdään tasaista raerajaerkaumaa.



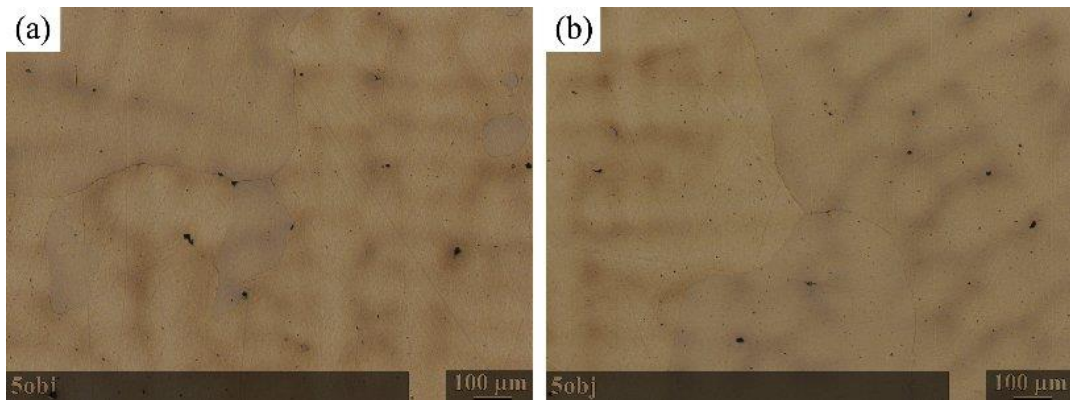
Kuva 33. Näytteen 2.3 simuloidun FGHAZ:in ja perusaineen raja.

Kuvasta 34 nähdään, että näytteen 2.3 simuloidussa CGHAZ:ssa on verrattain pieni raekoko. Rakeiden sisällä voidaan nähdä runsaasti pyöreitä karbideja ja raerajoilla nähdään hieman raerajaerkaumaa. Perusaineen puolella raekoko on suuri. Rakeiden sisällä nähdään pyöreitä karbideja ja raerajoilla vähän tasaista erkaumaa.



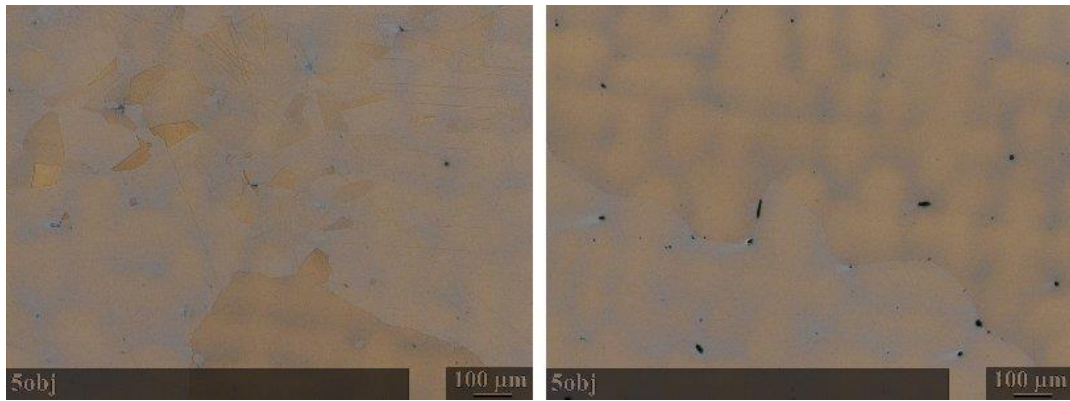
Kuva 34. Näytteen 2.3 simuloitu CGHAZ (a) ja perusaine (b).

Näytteen 2.4 simuloidussa CGHAZ:ssa on pääasiassa suuri raekoko, mutta mikrorakenteessa voidaan nähdä myös joitain pienempiä rakeita. Suurten rakeiden raerajoilla nähdään tasaista raerajaerkaumaa ja rakeiden sisällä on pyöreitä karbideja. Perusaineessa on myös hyvin suuri raekoko ja rakeiden sisällä nähdään pyöreitä karbideja. Mikroskooppitarkastelussa ei havaittu perusaineen puolella merkittäviä määriä raerajaerkaumaa. (Kuva 35)



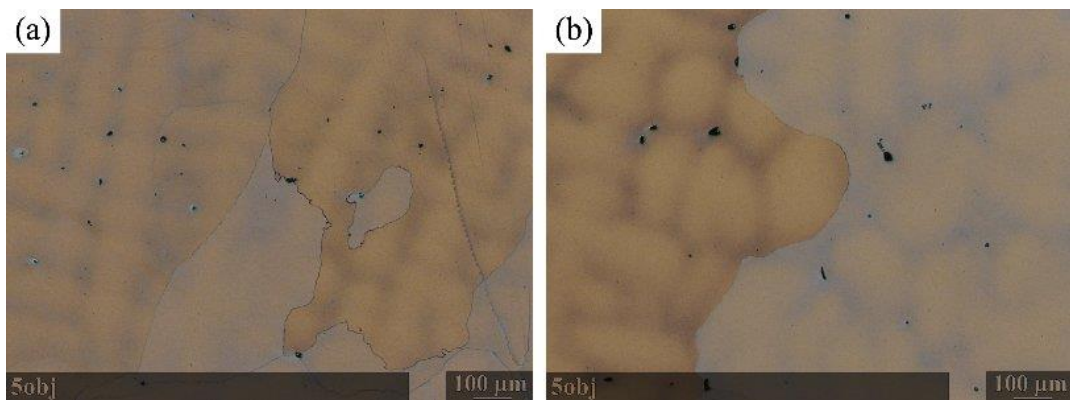
Kuva 35. Näytteen 2.4 simuloitu CGHAZ (vasen) ja perusaine (oikea).

Kuvasta 36 nähdään, että näytteen 2.5 simuloidussa CGHAZ:ssa on pääasiassa hyvin suuri raekoko ja suurempien rakeiden sisällä voidaan nähdä selvästi pienempiä rakeita. Mikroskooppitarkastelussa näytteessä ei havaittu merkittäviä määriä tasaista raerajaerkaumaa. Raerajoilla ja rakeiden sisällä on havaittavissa verrattain vähän pyöreitä karbideja.



Kuva 36. Näytteen 2.5 simuloitu CGHAZ (molemmat).

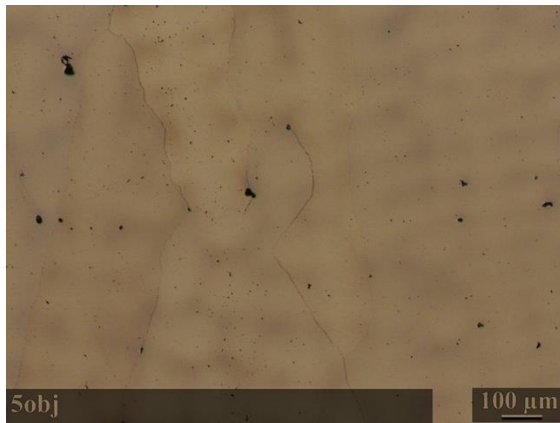
Kuvasta 37 nähdään, että näytteen 2.5 simuloidun FGHAZ:in ja perusaineen rajalla on runsaasti tasaista raerajaerkaumaa ja rakeiden sisällä on havaittavissa pyöreitä karbideja. Näytteestä 2.3 poiketen rajalla ei ole yhtä epähomogeeninen raekoko. Näytteen 2.5 perusaineessa on suuri raekoko ja rakeiden sisällä nähdään pyöreitä karbideja, mutta perusaineen puolella ei havaittu juurikaan raerajaerkaumaa.



Kuva 37. Näytteen 2.5 simuloidun FGHAZ:in ja perusaineen raja (vasen) ja perusaine (oikea).

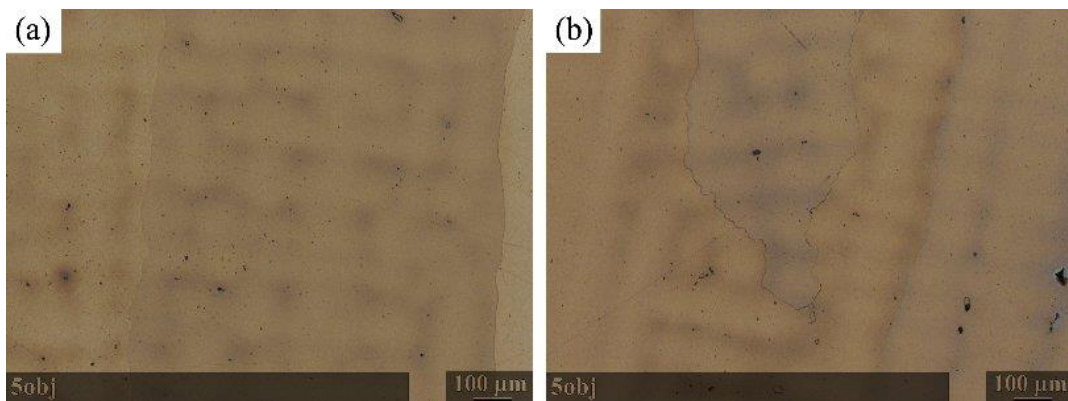
Kuvasta 38 nähdään, että näytteen 2.6 simuloidun FGHAZ:in ja perusaineen rajalla on hieman raerajaerkaumaa ja rakeiden sisäisiä pyöreitä karbideja. Alueen raekoko on myös suuri.





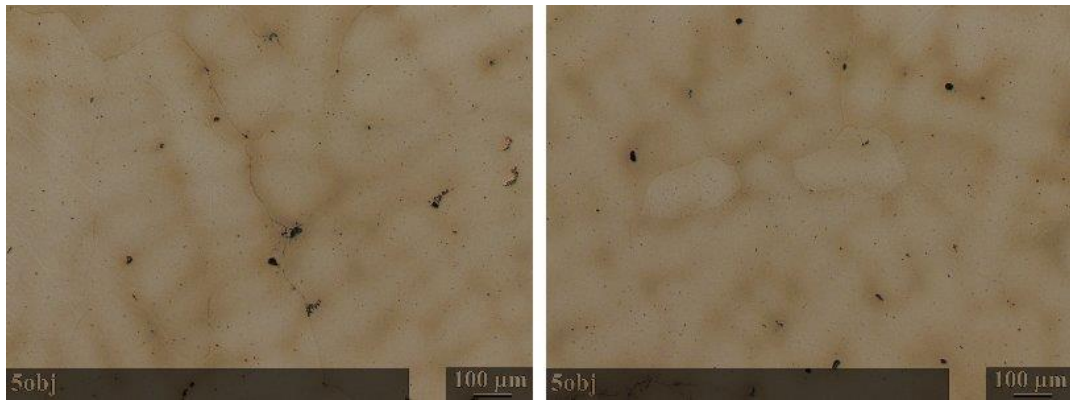
Kuva 38. Näytteen 2.6 simuloidun FGHAZ:in ja perusaineen raja.

Kuvasta 39 nähdään, että näytteen 2.6 simuloidussa CGHAZ:ssa on paljon hyvin pieniä pyöreitä karbideja rakeiden sisällä. Mikroskooppitarkastelussa CGHAZ:ssa havaittiin vain vähän raerajaerkaumaa. Alueen raekoko on suuri. Perusaineen puolella nähdään pieniä määriä raerajaerkaumaa ja pääasiassa pieniä rakeiden sisäisiä karbideja. Myös perusaineessa on suuri raekoko.



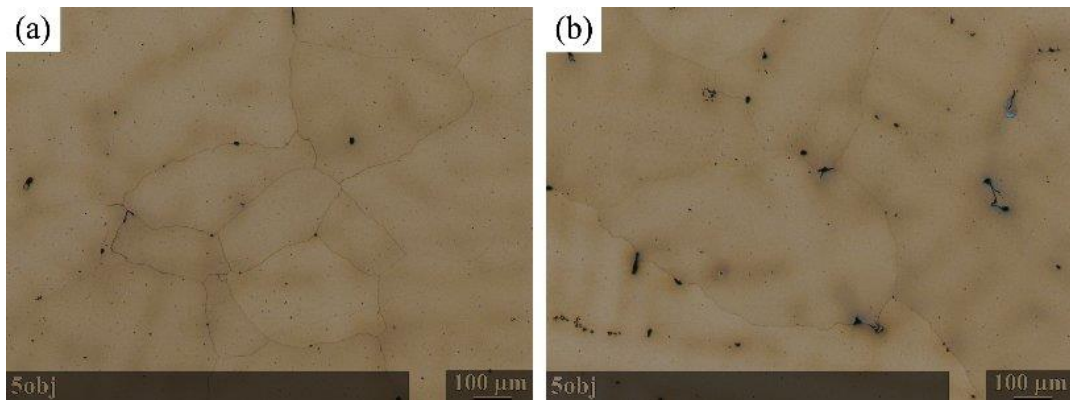
Kuva 39. Näytteen 2.6 simuloitu CGHAZ (vasen) ja perusaine (oikea).

Kuvista 40 nähdään, että näytteen 2.8 simuloidussa CGHAZ:ssa on pääasiassa hyvin suuri raekoko, mutta paikoin voidaan nähdä muutamia pienempiä rakeita suurempien rakeiden sisällä. Simuloidussa CGHAZ:ssa voidaan nähdä hieman raerajaerkaumaa ja pyöreitä karbideja rakeiden sisällä.



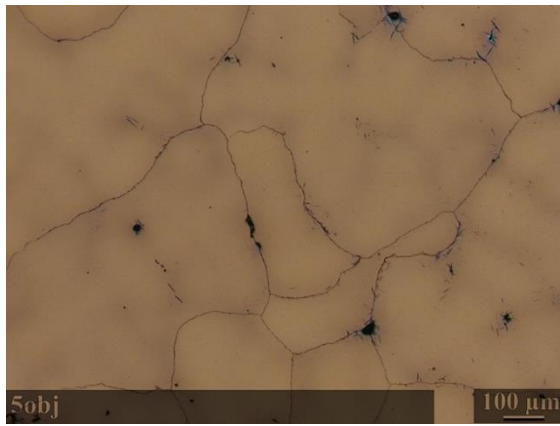
Kuva 40. Näytteen 2.8 simuloitu CGHAZ (molemmat).

Näytteen 2.8 simuloitun FGHAZ:in ja perusaineen rajalla nähdään tasaista raerajaerkaumaa ja joitain pyöreitä karbideja rakeiden sisällä ja raerajoilla. Raekoko on pääasiassa suuri, mutta kuvassa 41 nähdään myös muutamia pienempiä rakeita valetun teräksen raekokoon verrattuna. Perusaineen puolella on suuri raekoko ja mikrorakenteessa nähdään useita verrattain isoja karbideja rakeiden sisällä ja raerajoilla, mutta tasaista raerajaerkaumaa on vain vähän.



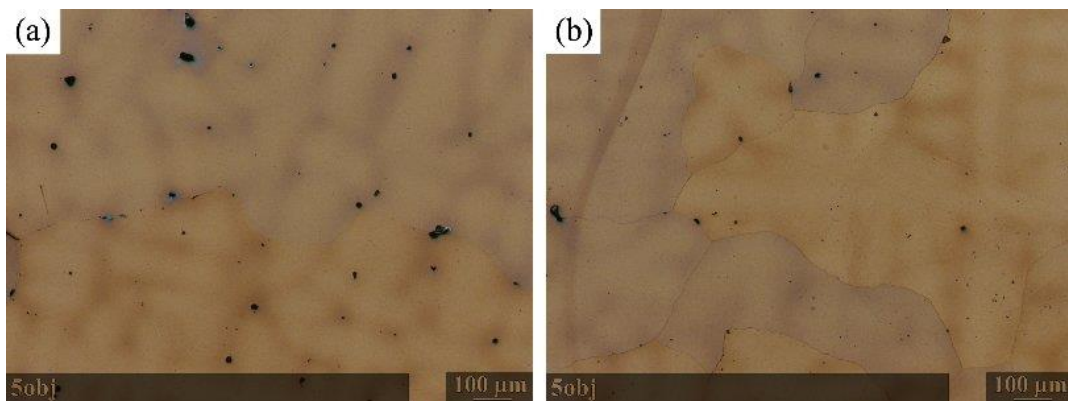
Kuva 41. Näytteen 2.8 simuloitun FGHAZ:in ja perusaineen raja (vasen) ja perusaine (oikea).

Kuvasta 42 nähdään, että näytteen WC.1 simuloitun FGHAZ:in ja perusaineen rajalla on runsaasti raerajaerkaumaa ja joitain suurempia karbideja raerajoilla. Rakeiden sisällä voidaan nähdä myös pieniä neulasmaisia karbideja. Alueen raekoko on pääasiassa suuri, mutta useita selvästi pienempiä rakeita on myös nähtävissä.



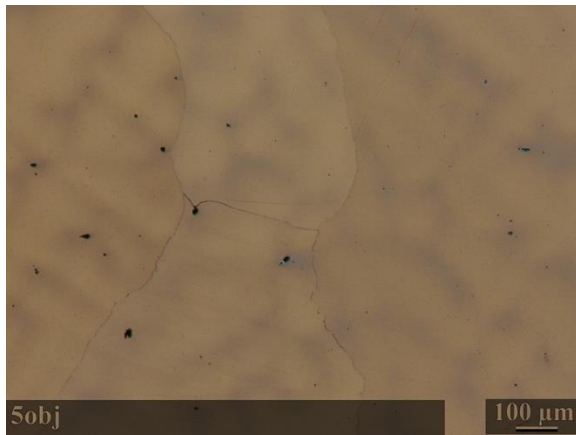
Kuva 42. Näytteen WC.1 simuloitun FGHAZ:in ja perusaineen raja.

Näytteen WC.1 simuloitussa CGHAZ:ssa nähdään runsaasti pyöreitä karbideja rakeiden sisällä sekä muutamia raerajoille ydintyneitä karbideja. Simuloitun CGHAZ:in raekoko on suuri. Kuvasta 43 nähdään, että myös perusaineen puolella on suuri raekoko. Perusaineessa havaitaan selvästi vähemmän ja pienempiä rakeiden sisäisiä karbideja kuin simuloitussa CGHAZ:ssa ja pieniä määriä raerajaerkaumaa.



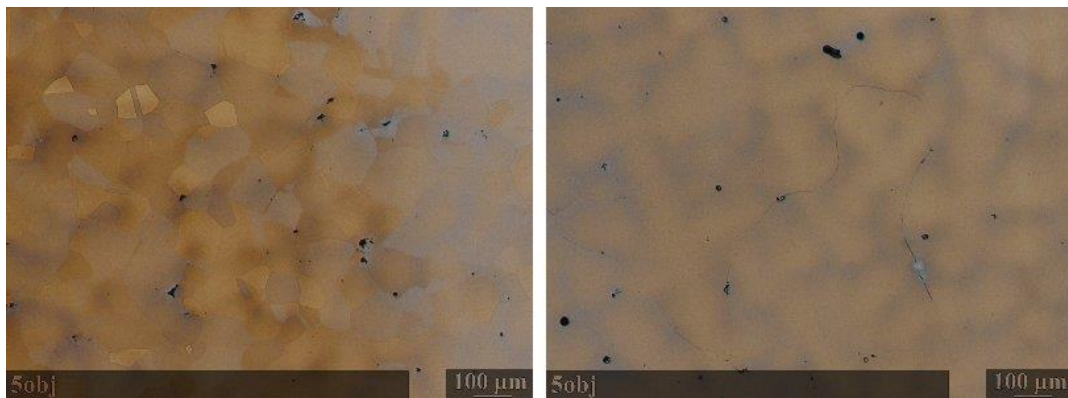
Kuva 43. Näytteen WC.1 simuloitu CGHAZ (vasen) ja perusaine (oikea).

Kuvasta 44 nähdään, että näytteen WC.2 raekoko on suuri. Alueella on rakeiden sisäisiä karbideja ja pieniä määriä raerajaerkaumaa. Perusaineen mikrorakenne vastaa valetun mangaaniteräksen mikrorakennetta.



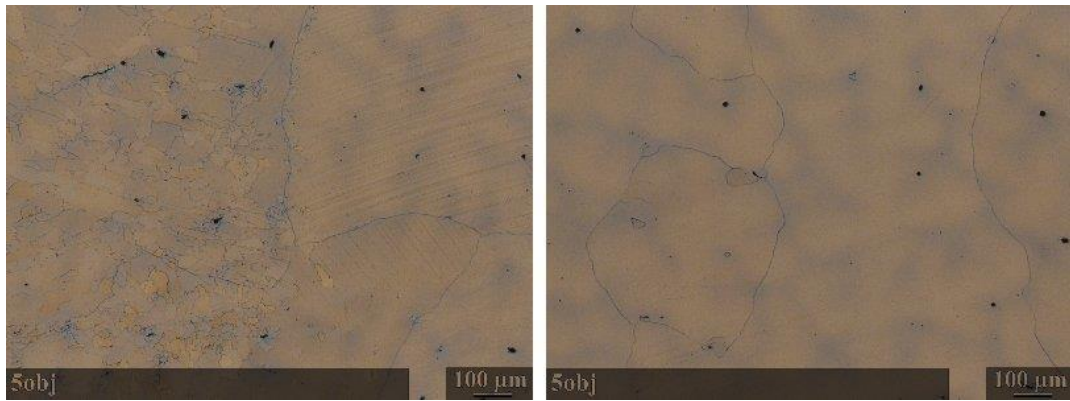
Kuva 44. Näytteen WC.2 perusaine.

Kuvasta 45 nähdään, että näytteen WC.2 simuloitussa CGHAZ:ssa on epähomogeeninen raekoko. Joillain alueilla on selvästi valettua rakennetta pienempi raekoko ja toisilla alueilla raekoko on suuri. Rakeiden sisällä nähdään pyöreitä karbideja, mutta raerajaerkaumaa on vain vähän.



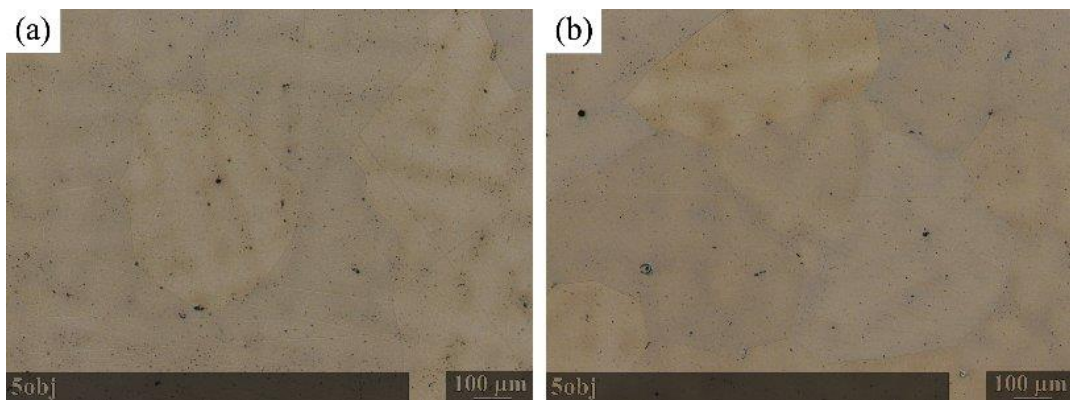
Kuva 45. Näytteen WC.2 simuloitu CGHAZ (molemmat).

Kuvasta 46 nähdään, että näytteen WC.2 simuloitun FGHAZ:in ja perusaineen rajalla on hyvin epähomogeenin raekoko. Kuvassa nähdään myös raerajaerkaumaa ja rakeiden sisäisiä pyöreitä karbideja. Perusaineen puolella on suuri raekoko ja rakeiden sisällä nähdään pyöreitä karbideja. Lisäksi kuvassa nähdään runsaasti tasaista raerajaerkaumaa, mutta perusaineessa havaittiin mikroskooppitarkastelussa myös paljon raerajaerkaumasta puhtaita alueita.



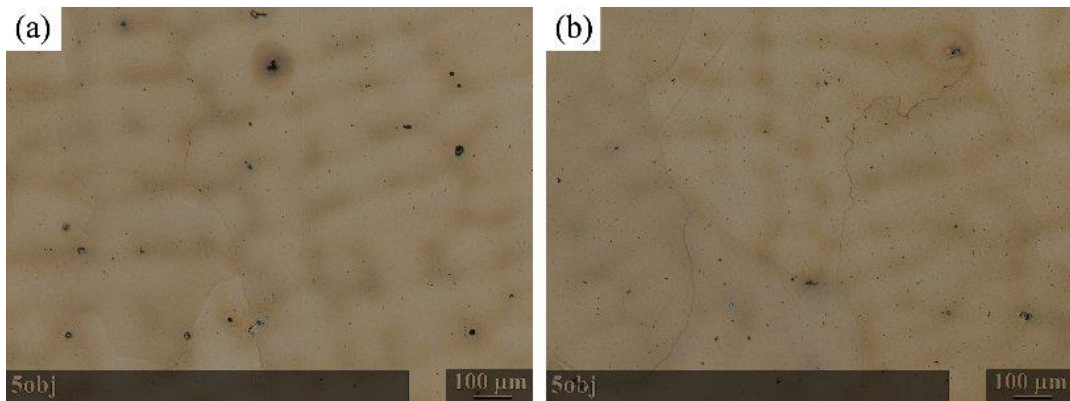
Kuva 46. Näytteen WC.2 simuloidun FGHAZ:in ja perusaineen raja (molemmat).

Näytteen WC.3 simuloidussa CGHAZ:ssa nähdään paljon pieniä rakeiden sisäisiä karbideja ja muutamia isompia karbideja. CGHAZ:in raekoko on suuri ja raerajaerkaumaa havaittiin vain vähän mikroskooppitarkastelussa. Myös perusaineen puolella nähdään runsaasti pieniä rakeiden sisäisiä karbideja ja muutamia isompia karbideja. Alueen raekoko on suuri. (Kuva 47)



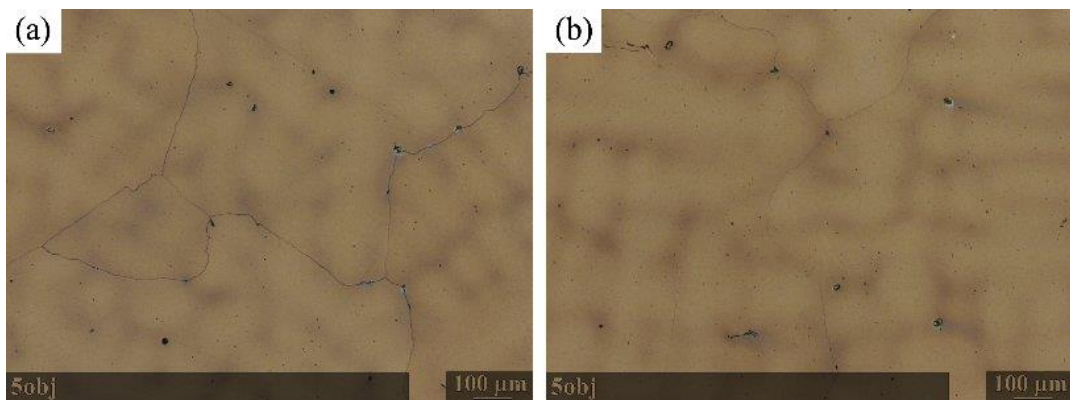
Kuva 47. Näytteen WC.3 simuloitu CGHAZ (vasen) ja perusaine (oikea).

Kuvasta 48 nähdään, että näytteen WC.4 simuloidussa CGHAZ:ssa on suuri raekoko. Lisäksi nähdään pieniä sekä isoja rakeiden sisäisiä karbideja ja mikroskooppitarkastelussa havaittiin pieniä määriä raerajaerkaumaa. Perusaineessa on runsaasti pieniä rakeiden sisäisiä karbideja ja vähän raerajaerkaumaa. Perusaineessa on myös suuri raekoko.



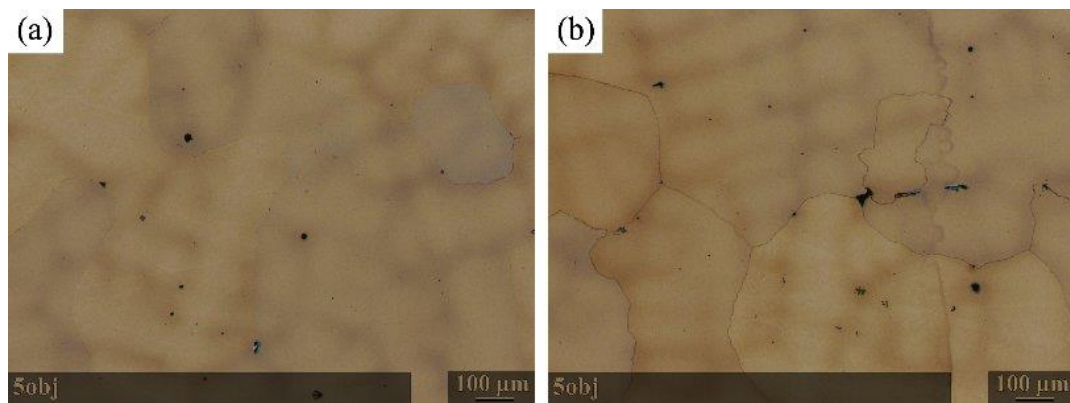
Kuva 48. Näytteen WC.4 simuloitu CGHAZ (vasen) ja perusaine (oikea).

Näytteen WC.5 simuloitun FGHAZ:in ja perusaineen rajalla nähdään runsaasti raerajaerkaumaa ja vähän rakeiden sisäisiä karbideja. FGHAZ:in raekoko on pääasiassa suuri. Perusaineen puolella nähdään pääasiassa pieniä rakeiden sisäisiä karbideja ja muutamia raerajoille erkautuneita karbideja sekä vähän raerajaerkaumaa. Alueen raekoko on suuri. (Kuva 49)



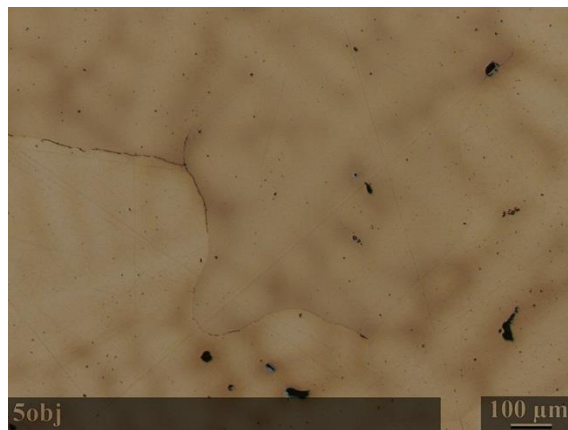
Kuva 49. Näytteen WC.5 simuloitun FGHAZ:in ja perusaineen raja (vasen) ja perusaine (oikea).

Näytteen WC.6 simuloitun CGHAZ:in mikrorakenne näyttää vastaavan valetun mangaaniteräksen mikrorakennetta. Alueella on suuri raekoko ja karbidierkaumaa on hyvin vähän. Rakeiden sisällä nähdään joitain pyöreitä karbideja ja raerajaerkaumaa on hyvin vähän. Simuloitun FGHAZ:in ja perusaineen rajalla nähdään runsaasti raerajaerkaumaa ja joitain isompia karbideja rakeiden sisällä. Alueen raekoko on epähomogeeninen. (Kuva 50)



Kuva 50. Näytteen WC.6 simuloitu CGHAZ (vasen) ja simuloitun FGHAZ:in ja perusaineen raja (oikea).

Kuvasta 51 nähdään, että näytteen WC.9 simuloitun CGHAZ:in raekoko on suuri. Alueella nähdään myös raerajaerkaumaa ja isoja rakeiden sisäisiä karbideja.



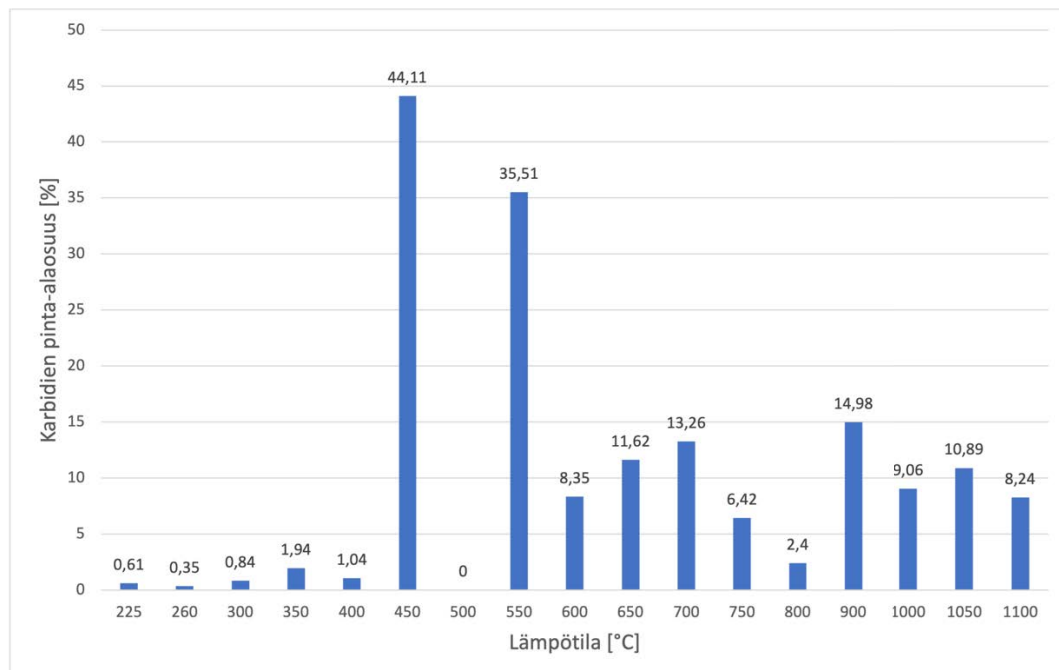
Kuva 51. Näytteen WC.9 simuloitu CGHAZ.

## 6 TULOSTEN TARKASTELU

### 6.1 Hehkutuskokeet

Hehkutuskoenäytteiden mikrorakennekuvista määritettiin kuva-analyysin avulla karbidien pinta-alaosuudet. Ne on esitetty alla kuvissa 52 ja 53. Uunin mukana jäähtyneen 500 °C hehkutetun näytteen mikrorakennekuvalle ei tehty kuva-analyysiä, koska kyseinen näyte oli oletettavasti mennyt pilalle näytteenvalmistuksessa (Kuva 15).

Kuvasta 52 nähdään, että karbideja on eniten uunin mukana jäähtyneissä lämpötiloissa 450 °C ja 550 °C hehkutetuissa näytteissä ja karbidien määrä on merkittävän suuri hehkutuslämpötiloilla 450-1100 °C lukuun ottamatta 800 °C hehkutettua näytettä. Ei ole selvää miksi kyseisessä näytteessä karbidien pinta-alaosuus on pienempi kuin muilla korkean hehkutuslämpötilan näytteillä. Matalissa lämpötiloissa 225-400 °C hehkutetuilla näytteillä karbideja on erkautunut huomattavasti vähemmän. Kyseinen tulos on ristiriidassa kirjallisuudessa esitetyn karbidien erkautumisen kannalta vaarallisen 260 °C lämpötilan kanssa.

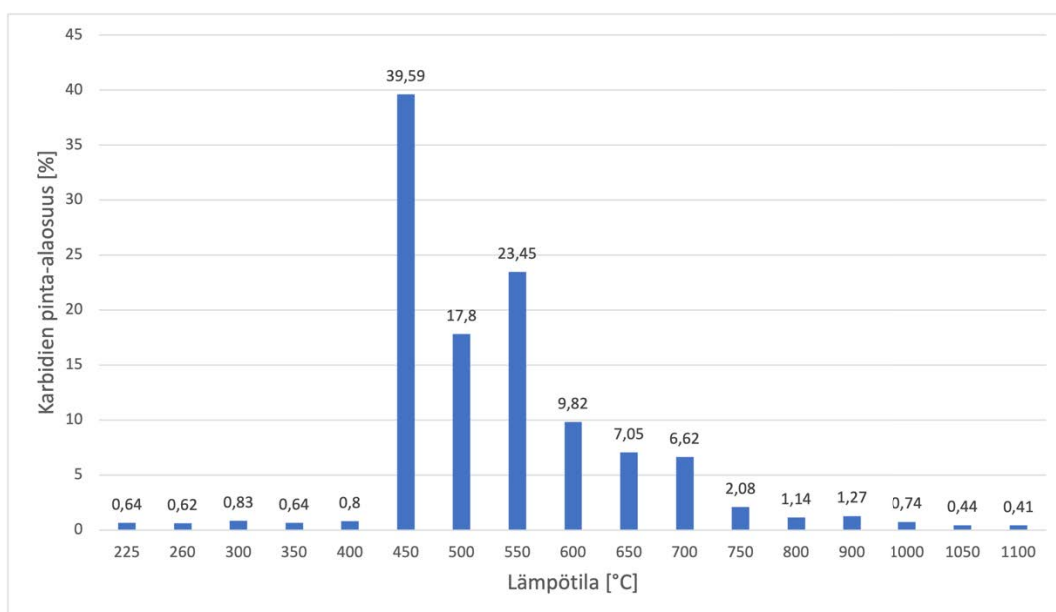


Kuva 52. Hehkutuslämpötilan vaikutus karbidien määrään uunin mukana jäähtyneissä näytteissä.

Kuvasta 53 nähdään, että veteen sammutetuissa näytteissä korkeimmat karbidien pinta-



alaosuudet olivat myös lämpötiloissa 450 °C ja 550 °C hehkutetuissa näytteissä. Karbidien määrä on korkea kaikissa lämpötilavälillä 450-700 °C hehkutetuissa näytteissä, kun taas 225-400 °C ja 750-1100 °C hehkutetuissa näytteissä pinta-alaosuudet ovat pieniä. Karbidien erkautuminen mangaaniteräksen mikrorakenteeseen näyttää siis olevan voimakkainta 450-700 °C hehkutuslämpötiloissa eikä nopealla jäähtytyksellä näistä lämpötiloista pystytä välttämään haitallista karbidierkaumaa. Myös veteen sammutetuilla näytteillä kuva-analyysin tulokset ovat ristiriidassa kirjallisuudessa esitetyn karbidien erkautumisen kannalta vaarallisen 260 °C lämpötilan kanssa.



Kuva 53. Hehkutuslämpötilan vaikutus karbidien määrään veteen sammutetuissa näytteissä.

Kuva-analyysin tuloksien perusteella hehkutuslämpötilan lisäksi jäähtymisnopeudella on suuri merkitys mangaaniteräksen mikrorakenteen kannalta. Uunin mukana jäähtyneissä 450-1100 °C hehkutetuissa näytteissä karbidien pinta-alaosuus on merkittävän suuri, mutta veteen sammutetuissa 750 °C:ta korkeammissa lämpötiloissa hehkutetuissa näytteissä karbidien pinta-alaosuus on selvästi pienempi nopean jäähtytyksen ansiosta. Toisaalta tämä tarkoittaa sitä, että lämpötilaväli 450-700 °C on karbidien erkautumisen kannalta ongelmallinen jäähtytysnopeudesta riippumatta.

Kuva-analyysin tulosten sekä mikrorakennekuvien perusteella hehkutuslämpötiloissa 225-300 °C ei ole tapahtunut haitallista karbidien erkautumista. Hehkutuslämpötila 260

°C on yleisesti esitetty eri standardeissa ja kirjallisuudessa olevan kriittinen lämpötila, joka ei saisi ylittyä Hadfieldin mangaaniteräksestä valmistettujen ratakisko-osien hitsauksessa. Havelin (2017, s.11) mukaan 260 °C lämpötilassa mangaaniteräs altistuu haitalliselle raerajaerkaumalle, joka heikentää sen mekaanisia ominaisuuksia. Tämän työn tulosten perusteella merkittävää karbidien erkautumista ei kuitenkaan ole tapahtunut 260 °C tai korkeammassa 300 °C lämpötilassa. On siis mahdollista, ettei hitsauksen aikana tapahtuisi haitallisia muutoksia ratakiskoristeysten osissa, joissa lämpötila nousisi pitkäksikin aikaa edellä mainittuihin lämpötiloihin. Toisaalta jo 350 °C hehkutuslämpötilassa jäähtytysnopeudella on vaikutusta mangaaniteräksen mikrorakenteeseen. Uunin mukana jäähtyneessä näytteessä on suurempi määrä karbideja kuin veteen sammutetussa näytteessä.

Kuvasta 53 voidaan erottaa kolme karbidierkauman suhteen toisistaan poikkeavaa lämpötilaväliä, jotka ovat 225-400 °C, 450-700 °C ja 750-1100 °C. Kuvassa 52 taas voidaan erottaa lämpötilavälit 225-400 °C ja 450-1100 °C. Lämpötilavälillä 225-400 °C ei tämän tutkimuksen perusteella tapahdu merkittävää karbidien erkautumista jäähtymisnopeudesta riippumatta. Poikkeuksen muodostavat uunin mukana jäähtyneet 350 °C ja 400 °C lämpötiloissa hehkutetut näytteet, joiden mikrorakennekuvissa on havaittavissa pieniä määriä neulasmaisia karbideja, mutta kuva-analyysissä määritetyt karbidien pinta-alaosuudet ovat tästä huolimatta pienet. Mangaaniteräksen kuumeneminen kyseessä olevalle lämpötilavälille esimerkiksi hitsauksen aikana ei oletettavasti aiheuta merkittävää haurastumista.

Lämpötilaväli 450-700 °C on erityisen vaarallinen. Kuvissa 52 ja 53 nähdään, että karbidien määrä on suuri välillä 450-1100 °C hehkutetuissa näytteissä, mutta veteen sammutetuissa näytteissä karbidien määrä laskee merkittävästi, kun hehkutuslämpötila on 750 °C tai suurempi. Tämän perusteella voidaan siis sanoa, että lämpötilavälillä 450-700 °C jäähtymisnopeudella ei ole merkitystä karbidien erkautumisen kannalta. Tulosten perusteella voidaan myös päätellä, että karbidien liukeneminen teräksen matriisiin tehostuu merkittävästi hehkutuslämpötilan ollessa 750 °C tai suurempi.

Kuvista 52 ja 53 nähdään, että 450 °C hehkutuslämpötilassa karbidien pinta-alaosuus kasvaa erittäin voimakkaasti. Vastaavasti myös mikrorakennekuvissa havaitaan suuri muutos matalammissa lämpötiloissa hehkutettuihin näytteisiin verrattuna. Kuva-

analyysin tuloksista ja mikrorakennekuvista nähdään, että uunin mukana jäähtyneessä näytteessä on suurempi karbidien pinta-alaosuus kuin veteen sammutetussa näytteessä, mutta voidaan sanoa, ettei jäähtymisnopeudella ole ollut juurikaan merkitystä mikrorakenteen kannalta tunnin pitoajalla 450 °C hehkutuslämpötilassa. Toisaalta veteen sammutetun näytteen mikrorakenteessa voidaan nähdä alueita, joilla karbidien pinta-alaosuus on pienempi.

Lämpötilassa 450 °C tehtiin myös kaksi lyhyempää hehkutusta. Pitoaika ensimmäiselle näytteelle oli 10 minuuttia ja toiselle 30 minuuttia, ja molemmat näytteet sammutettiin veteen hehkutuksen jälkeen. Mikrorakennekuvista 15 ja 16 nähdään, että myös lyhyemmillä pitoajoilla tapahtuu merkittävää karbidien erkautumista. Lämpötilassa 450 °C karbidien erkautuminen on siis tehokasta eli mangaaniteräs haurastuu nopeasti, mikäli teräs pääsee kuumenemaan kyseiseen lämpötilaan esimerkiksi hitsauksen aikana. Neulasmaiset karbidit heikentävät mangaaniteräksen sitkeyttä merkittävästi (Havel 2017, s. 11).

Uunin mukana jäähtynyt 500 °C hehkutettu näyte on oletettavasti mennyt pilalle näytteenvalmistuksessa. Hehkutettu nappinäyte on saatettu leikata liian läheltä pintaan, jolloin mikrorakennenäytteeksi valmisteltu pinta voi kuvastaa hiilenkadolliseen kerrokseen muodostuvaa mikrorakennetta. Hadfieldin mangaaniteräkseen erkautuvat karbidit ovat koostumukseltaan mangaaniseosteista sementtiittiä (Ayadi & Hadji 2019, s. 611), jolloin merkittävä lasku teräksen pintakerrosten hiilipitoisuudessa voi vaikuttaa karbidien muodostumiseen. Veteen sammutetussa 500 °C hehkutetussa näytteessä nähdään edelleen merkittävästi neulasmaisia karbideja rakeiden sisällä ja raerajoilla. Myös kuva-analyysin tuloksista nähdään, että karbidien pinta-alaosuus veteen sammutetussa näytteessä on suuri.

Hitsauksen kannalta näyttää siltä, että käynti 260 °C lämpötilassa ei ole vakava ongelma. Lämpötilassa 260 °C ei tapahtunut merkittäviä muutoksia teräksen mikrorakenteessa. Pitkillä hehkutusajoilla ja hitailla jäähtymisnopeuksilla 350 °C ja 400 °C lämpötiloissa on tapahtunut jonkin verran karbidien erkautumista, mutta nopeassa jäähdytyksessä karbidien erkautumiselle ei ole ollut aikaa, jolloin muodostuneet mikrorakenteet vastaavat valetussa tilassa olevaa terästä. Hehkutuskokeiden ja kuva-analyysin tulosten perusteella hitsauksen kannalta vaarallisempi lämpötila on 450 °C, koska merkittävää

karbidien erkautumista tapahtuu 450 °C lämpötilassa jo hyvin lyhyellä pitoajalla.

Hehkutuskokeiden perusteella tietyn lämpötilan ylittäminen ei itsessään ole ongelma hitsauksen kannalta. Suurempi haaste on jäähtymisnopeuden hallinta vaarallisen lämpötilavyöhykkeen yli. Karbidien erkautuminen tapahtuu hyvin nopeasti jo 450 °C lämpötilassa ja edelleen lämpötilan noustessa, kunnes saavutetaan lämpötila, jossa karbidit alkavat liukenemaan mikrorakenteeseen. Hehkutuskokeiden ja kuva-analyysin tulosten perusteella erityisesti lämpötilaväli 450-700 °C on ongelmallinen ja hitsi tulisi pyrkiä jäädyttämään nopeasti tämän lämpötilavälin yli. Vaikka hitsin välipalkolämpötila ei nousisi yli standardien ohjeistaman 260 °C, hitsisula ja sularaja käyvät hitsauksen aikana hyvin korkeissa lämpötiloissa, ja lämpötila voi pysyä verrattain kauan karbidien erkautumisen kannalta vaarallisella lämpötila-alueella. Tällöin hitsauksen aikana voi tapahtua haitallista karbidien erkautumista, mikä altistaa materiaalin ennenaikaisille säröille ja murtumiselle.

Karbidien liukeneminen näyttää alkavan noin 750 °C lämpötilassa ja liukeneminen tehostuu hehkutuslämpötilan noustessa. Lämpötilassa 900 °C hehkutetussa näytteessä nähdään edelleen pieniä määriä tasaista raerajaerkaumaa, mutta mikrorakenne on jo lähellä valetussa tilassa olevan teräksen mikrorakennetta. 1000 °C hehkutuslämpötila on hehkutuskokeiden perusteella ollut riittävä luottamaan tasaisen raerajaerkauman ja näytteen mikrorakenne vastaa valetussa tilassa olevaa terästä.

Mangaaniteräksessä rakeiden sisäiset karbidit ovat muodoltaan pääasiassa pyöreitä. Joissain hehkutuskokeissa muodostui myös rosoreunaisia rakeiden sisäisiä karbideja. Mikrorakenteeseen muodostuu tyypillisesti myös tasaista raerajaerkaumaa, mutta noin 350 °C hehkutuslämpötilassa raerajoille alkaa muodostumaan myös neulasmaisia karbideja. Korkeammassa hehkutuslämpötiloissa neulasmaisia karbideja voi muodostua runsaasti myös rakeiden sisälle ja pitoajan kasvaessa neulasmaiset karbidit ehtivät kasvaa suuremmiksi ja niiden määrä kasvaa merkittävästi. Hehkutuslämpötilan kasvaessa raerajakarbidien morfologia muuttuu osittain tai kokonaan neulasmaisesta rosoiseksi, mutta ei ole yksiselitteistä missä lämpötilassa tämä tapahtuu, sillä yli 500 °C hehkutuslämpötiloissa raerajakarbidien morfologiassa on havaittavissa merkittävää vaihtelua. Raerajakarbidit ovat morfologialtaan pääasiassa rosoisia 800 °C ja tätä korkeammassa lämpötiloissa hehkutetuissa näytteissä.

Mekaanisten ominaisuuksien kannalta raerajakarbidit ovat erityisen haitallisia. Oletettavasti rakeiden sisällä ja raerajoilla neulasmaiset karbidit aiheuttavat voimakkaamman jännityskeskittymän kuin pyöreät karbidit, tasainen raerajaerkauma tai rosoiset raerajakarbidit. Raerajakarbidit haurastuttavat teräksen raerajat, jolloin teräs murtuu helpommin raerajoja pitkin, vaikka rakeet itsessään olisivat sitkeitä. Raerajakarbidit altistavat mangaaniteräksen haurasmurtumalle (Gürol & Kurnaz 2020, s. 177).

Tulosten perusteella voidaan sanoa, että jäähtymisnopeus on mangaaniteräksen hitsauksen kannalta oleellinen tekijä. Lisäksi on huomioitava pitoaika vaarallisella lämpötilavälillä 450-700 °C, koska jo 450 °C lämpötilassa karbidien erkautuminen on hyvin nopeaa, eikä nopealla jäähtytyksellä voida välttyä haitalliselta erkaumalta, kun pitoaika on karbidien erkautumiselle riittävä. Kirjallisuudessa esitetty vaarallinen lämpötila 260 °C (AWS 2003, s. 5) ei itsessään näytä olevan riittävän korkea karbidien erkautumiselle.

## 6.2 Gleeble – HAZ-kokeet

Simuloituissa HAZ:eissa karbidien tilavuusosuus on kuvien perusteella tyypillisesti suurempi kuin perusaineissa. Palkomäärien kasvaessa myös karbidien tilavuusosuus HAZ:eissa näyttää kasvaneen. Kaikilla kolmella ajolla simuloituissa CGHAZ:eissa nähtiin pienen raekoon omaavia vyöhykkeitä ja vaihtelevia määriä raerajaerkaumaa ja rakeiden sisäisiä karbideja. Karbidit heikentävät merkittävästi mangaaniteräksen sitkeyttä (Havel 2017, s.11). Raerajaerkauma näyttää keskittyneen erityisesti simuloituissa CGHAZ:eissa suurempien rakeiden raerajoille, kun taas pienempien rakeiden raerajat ovat verrattain puhtaita erkaumasta. Karbidien määrä oli merkittävästi pienempi kuin valtaosassa hehkutuskokeiden näytteistä. Simuloitujen FGHAZ:ien ja perusaineen rajoilla oli enemmän raerajaerkaumaa kuin simuloituissa CGHAZ:eissa ja kyseisillä alueilla oli epähomogeeninen raekoko. Perusaineiden mikrorakenteet vastasivat kaikilla näytteillä valetussa tilassa olevan mangaaniteräksen mikrorakennetta niin raekoon kuin karbidierkauman osalta.

HAZ-kokeissa ei muodostunut hehkutuskokeisiin verrattuna juurikaan neulasmaisia karbideja. Voidaan siis päätellä, että pahimmillaan hitsauksen aikana mangaaniteräksessä esiintyvät lämpötilat ja jäähtymisajat ovat riittäviä raerajaerkauman ja rakeiden sisäisten

karbidien ydintymiselle ja kasvulle, mutta neulasmaisia karbideja ei pääse muodostumaan kuin pieniä määriä ja hyvin paikallistuneesti. Vaikka karbidien määrät ovat pieniä, karbidit itsessään aiheuttavat jännityskeskittymiä, jotka altistavat rakenteen murtumien ydintymiselle (Lindroos ym. 2015, s.9).

HAZ-kokeiden näytteissä joillain alueilla raekoko on merkittävästi keskiarvoista pienempi eikä näillä hienorakeisilla alueilla havaita juurikaan raerajaerkaumaa. Oletettavasti näillä alueilla teräksen mekaaniset ominaisuudet ovat paremmat kuin karkearakeisilla alueilla tai alueilla, joissa on runsaasti karbidierkaumaa. Hienorakeisilla alueilla karbideja on voinut myös liueta teräksen matriisiin, minkä seurauksena kyseisillä alueilla on voinut tapahtua liuoslujittumista. HAZ:ien raekoot olivat siis paikoin hyvin epähomogeenisia. Tästä luultavasti seuraa voimakasta anisotropiaa mekaanisissa ominaisuuksissa eli HAZ:in sisällä on voimakasta vaihtelua lujuudessa, sitkeydessä ja kovuudessa. Nämä vaihtelut voivat altistaa tietyt alueet säröjen ydintymiselle ja lopulta hitsatun kappaleen murtumiselle.

## 7 YHTEENVETO

Tämän diplomityön tavoitteena oli tutkia karbidien erkautumista ja niiden vaikutusta mekaanisiin ominaisuuksiin Hadfieldin mangaaniteräksessä sekä pyrkiä tunnistamaan hitsausmetallurgian kannalta oleelliset muuttujat mangaaniteräksen korjaushitsaukseen liittyen. Työn alussa tarkasteltiin pääasiassa tutkimusartikkelien perusteella mangaaniteräksiin ja niiden hitsaukseen liittyvää teoriaa, minkä perusteella tehtiin ensimmäiset alustavat kokeet JmatPro- ja ThermoCalc-ohjelmilla sekä dilatometrillä. Mangaaniteräkselle toteutettiin hehkutuskoesarja lämpötilavälillä 225-1100 °C, jonka tavoitteena oli saada tietoa mangaaniteräksen mikrorakenteen kehityksestä eri hehkutuslämpötiloilla ja jäähtymisnopeuksilla sekä karbidien erkautumisen kinetiikasta ja erkautuvien karbidien morfologiasta. Mangaaniteräkselle tehtiin myös HAZ-simulointeja Gleeble termomekaanisella simulaattorilla. Erilaisia Gleeble-ajoja suunniteltiin kolme, joista yksi simuloi standardien ohjeistuksien mukaista yhden palon hitsausta ja kaksi muuta ajoa simuloivat liian korkealla välipalkolämpötilalla toteutettua monipalkohitsausta. HAZ-simuloinneilla pyrittiin saamaan tietoa mangaaniteräksen mikrorakenteen kehittymisestä hitsauksen aikana erityisesti tilanteissa, joissa hitsin lämpöä ei ole hallittu oikein.

Hehkutuskokeissa Hadfieldin mangaaniteräkseseen ei juurikaan erkautunut karbideja standardien mukaan vaarallisessa 260 °C lämpötilassa vaan huomattavampi karbidien erkautuminen alkoi vasta noin 350 °C hehkutuslämpötilassa hitaalla jäähtymisnopeudella. Hehkutuskokeiden ja kuva-analyysien tuloksista nähtiin, että karbidien erkautumisen kannalta erityisen vaarallinen lämpötilaväli on noin 450-700 °C, jossa erkautuminen rakeiden sisälle ja raerajoille on nopeaa, eikä erkautumista pystytä minimoimaan nopealla jäähdytyksellä. Mangaaniteräkseseen erkautuvat karbidit ovat tyypiltään (Fe, Mn)<sub>3</sub>C-karbideja. Hehkutuskokeissa muodostuneet karbidit olivat muodoltaan pääasiassa neulasmaisia ja erkauma oli keskittynyt raerajoille, mutta näytteissä oli myös runsaasti rakeiden sisäisiä neulasmaisia ja pyöreitä karbideja sekä tasaisempaa raerajaerkaumaa.

Kirjallisuudessa on usein mainittu nyrkkisääntönä, ettei mangaaniteräksiä saisi kuumentaa 260 °C tai korkeampaan lämpötilaan hitsauksen tai muun lämpökäsittelyn seurauksena, jotta välttyttäisiin haitalliselta karbidierkaumalta. Väite ei näytä pitävän

täysin paikkaansa. On totta, että mangaaniteräksissä voi tapahtua merkittävää karbidien erkautumista korotetuissa lämpötiloissa, mutta tämän työn perusteella 260 °C lämpötilassa ei juurikaan tapahdu muutoksia teräksen mikrorakenteessa. Erittäin hitaalla jäähtymisnopeudella haitallista karbidierkaumaa alkaa muodostua noin 350 °C lämpötilassa ja jäähtymisnopeudesta riippumatta merkittävää karbidien erkautumista havaittiin vasta 450 °C lämpötilassa. Hitsauksen kannalta absoluuttista lämpötilaa tärkeämpää on hallita jäähtymisnopeutta erityisesti vaarallisen lämpötilavälin 450-700 °C läpi.

Gleeble HAZ-simuloinneissa havaittiin, että simuloituissa HAZ:eissa ei ole tapahtunut koko HAZ:in kattavaa merkittävää karbidien erkautumista raerajoille tai rakeiden sisälle edes 10 palon ajoissa. HAZ:eissa on erittäin epähomogeeninen raekoko ja tästä johtuen mahdollisesti voimakasta anisotropiaa mekaanisissa ominaisuuksissa. Karbideja on voinut liueta teräksen matriisiin hienorakeisilla vyöhykkeillä, minkä seurauksena niissä on luultavasti tapahtunut liuoslujittumista. Myös simuloitujen FGHAZ:ien ja perusaineen rajoilla nähdään hienorakeisia vyöhykkeitä sekä tämän lisäksi merkittävää karbidien erkautumista raerajoille. Kokeiden perusteella mangaaniterästen hitsauksen aikana voi tapahtua haitallisia muutoksia HAZ:in mikrorakenteessa, mutta muutokset karbidierkauman määrässä ja morfologiassa ovat jääneet HAZ-simuloinneissa selvästi pienemmiksi kuin heikutuskokeissa. Hitsien kestävyuden kannalta karbidierkauma heikentää teräksen sitkeyttä ja karbidit toimivat jännityskeskittiminä, jotka voivat altistaa rakenteen haurasmurtumalle.



## LÄHDELUETTELO

Astaʼev, A.A., 1997. Effect of Grain Size on the Properties of Manganese Austenite Steel 110G13L. *Metal Science and Heat Treatment*, 39 (5-6), S. 198-201.

AWS D15.2:2003, 2003. Recommended Practices for the Welding of Rails and Related Rail Components for Use by Rail Vehicles. American Welding Society: 14 + 24 s.

Ayadi, S., Hadji, A., 2019. Effect of Heat Treatments on the Microstructure and Wear Resistance of a Modified Hadfield Steel. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, 41 (5), S. 607-620.

Bayraktar, E., Khalid, F.A., Levallant, C., 2004. Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 147, S.145-154.

Chen, C., Feng, X.Y., Lv, B., Yang, Z.N., Zhang, F.C., 2016. A study on aging carbide precipitation behavior of hadfield steel by dynamic elastic modulus. *Materials Science & Engineering A*, 677, S. 446-452.

Chen, C., Lv, B., Ma, H., Sun, D., Zhang, F., 2018. Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel. *Tribology International*, 121, S. 389-399.

Curiel-Reyna, E., Contreras, J., Rangel-Ortiz, T., Herrera, A., Baños, L., Del Real, A., Rodríguez, M.E., 2008. Effect of Carbide Precipitation on the Structure and Hardness in the Heat-Affected Zone of Hadfield Steel after Post-Cooling Treatments. *Materials and Manufacturing Processes*, 23 (1), S. 14-20.

Deke, S., Junhai, L., 1990. Deformation and Work Hardening of Hadfield Manganese Steel. *Acta Metallurgica Sinica (English Edition)*, 3 (1) S.59-62.

Dhar, S., Danielsen, H.K., Fæster, S., Rasmussen, C., Zhang, Y., 2019. Crack formation within a Hadfield manganese steel crossing nose. *Wear* 438-439, 8 s.

Gürol, U., Can Kurnaz, S., 2020. Effect of Carbon and Manganese Content on the Microstructure and Mechanical Properties of High Manganese Austenitic Steel. *Journal of Mining and Metallurgy*, 56 (2) B, S. 171-182.

Harzallah, R., Mouffiez, A., Felder, E., Hariri, S., Maujean, J.-P., 2010. Rolling contact fatigue of Hadfield steel X120Mn12. *Wear*, 269 (9-10), S. 647-654.

Havel, D., 2017. Austenitic Manganese Steel A Complete Overview [verkkodokumentti]. Oregon, Yhdysvallat: Columbia Steel Casting Co., Inc. Saatavissa: <https://www.sfsa.org/doc/2017-4.1%20Columbia%20-%20Havel.pdf> [viitattu 20.4.2021]

Jafarian, H.R., Sabzi, M., Mousavi Anijdan, S.H., Eivani, A.R., Park, N., 2021. The influence of austenitization temperature on microstructural developments, mechanical properties, fracture mode and wear mechanism of Hadfield high manganese steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 10, S. 819-831.

Kuzickin, D., Fremundt, P., Míšek, B., 1988. *Construction Steels Formed and Casted (Konštrukčné Ocele tvarené a Na Odlitky)*. Bratislava: Alfa.

Lindroos, M., Apostol, M., Heino, V., Valtonen, K., Laukkanen, A., Holmberg, K., Kuokkala, V.-T., 2015. The Deformation, Strain Hardening, and Wear Behavior of Chromium-Alloyed Hadfield Steel in Abrasive and Impact Conditions. *Tribology Letters*, 57 (3), Article number 24.

Lindroos, M., Laukkanen, A., Andersson, T., 2020. Micromechanical modelling of polycrystalline high manganese austenitic steel subjected to abrasive contact. *Friction*, 8 (3), S. 626-642.

Lukkari, J., Kyröläinen, A., Kauppi, T., 2016. *Hitsauksen Materiaalioppi Osa 1: Metalliopin perusteet, terästen luokittelu ja valmistus, rakenneterästen käyttäytyminen hitsauksessa, murtuminen ja korroosio*. Helsinki: Suomen Hitsausteknillinen Yhdistys r.y., 186 s. ISBN 978-951-98212-4-5

Mousavi Anijdan, S.H., Sabzi, M., 2018. The Effect of Heat Treatment Process Parameters on Mechanical Properties, Precipitation, Fatigue Life, and Fracture Mode of

an Austenitic Mn Hadfield Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27 (10), S. 5246-5253.

Nikulina, A., Smirnov, A., Velikosel'skaya, E., 2013. Structural Changes in Hadfield Steel under Cold Deformation. *Journal of Surface Investigation*, 7 (1), S. 172-177

Pribulová, A., Babić, J., Baricová, D. 2011. Influence of Hadfield's Steel Chemical Composition On Its Mechanical Properties. *Chemické Listy*, 105, S. 430-432.

Průcha, V., Jansa, Z., Šimeček, J., Žďánský, O., Kříž, A., 2017. Characterization of Microstructure of Hadfield Steel. *Solid State Phenomena*, 270, S. 265-270.

Průcha, V., Kříž, A., Žďánský, O., Vnouček, M., 2019. Analysis of Fractured Weldment of Hadfield Steel. *Manufacturing Technology*, 19 (2), S. 308-313.

Purslow, M., 2017. Weld Repair of Manganese Frogs for Enhanced Performance [verkkodokumentti]. Washington, DC, Yhdysvallat: Federal Railroad Administration. DOT/FRA/ORD-17/01. Saatavissa: <https://railroads.dot.gov/eLibrary/weld-repair-manganese-frogs-enhanced-performance> [viitattu 16.2.2021]. 124 s.

Sabzi, M., Far, S.M., Dezfūli, S.M., 2018. Effect of melting temperature on microstructural evolutions, behavior and corrosion morphology of Hadfield austenitic manganese steel in the casting process. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 25 (12), S. 1431-1438

Sándor, T., Melikhov, A., Johansson, K., 2013. At what minimum ambient temperature can AM crossing be repair welded?. ESAB. RRJS-12/4-1. 15 s.

SFS-EN 15689, 2010. Railway Applications. Track. Switches And Crossings. Crossing Components Made of Cast Austenitic Manganese Steel. Suomen standardisoimisliitto SFS: 19+ 0 s.

Smith, R.W., Mackay, W.B.F., 2002. Austenitic Manganese Steels – Developments For Heavy Haul Rail Transportation. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 42 (3), S. 333-342.

Wiest, M., Daves, W., Fischer, F.D., Ossberger, H., 2008. Deformation and damage of a

crossing nose due to wheel passages. *Wear*, 265 (9-10), S. 1431-1438

Zambrano, O.A., Tressia, G., Souza, R.M., 2020. Failure analysis of a crossing rail made of Hadfield steel after severe plastic deformation induced by wheel-rail interaction. *Engineering Failure Analysis*, 115, Article number 104621