

Mira Mustonen

KEHITTYNEET KORKEALUJUUSTERÄKSET

Tekniikan ja luonnontieteiden tiedekunta
Kandidaatintyö
Marraskuu, 2023

TIIVISTELMÄ

Mira Mustonen: Kehittyneet korkealujuusteräkset
Kandidaatintyö
Tampereen yliopisto
Materiaaliteknikan tutkinto-ohjelma
Marraskuu 2023

Teräkset ovat käytetyimpiä materiaaleja maailmassa ja erilaisia terästyypppejä on useita tuhansia. Monessa tapauksessa terästen lujuuden kasvaessa niiden venyvyys heikkenee. Kehittyneillä korkealujuusteräksillä pyritään saamaan aikaan sekä korkeita lujuuksia että venyvyyksiä. Kehittyneet korkealujuusteräkset voidaan karkeasti jakaa kolmeen sukupolveen niiden mikrorakenteiden perusteella.

Ensimmäisen sukupolven korkealujuusteräkset pohjautuvat ferriittiin ja niitä ovat kaksoisfaasi-, monifaasi-, TRIP- ja martensiittiset teräkset. Ensimmäisen sukupolven kehittyneillä korkealujuusteräksillä on suurempia lujuuksia kuin perinteisillä teräslaaduilla, mutta niillä on heikko venyvyys. Toisen sukupolven kehittyneet korkealujuusteräkset pohjautuvat austeniittiin ja niihin kuuluu TWIP-, L-IP- ja austeniittiset ruostumattomat teräkset. TWIP-teräksissä hyödynnetään kaksostumisefektiä, jonka avulla saavutetaan suuria venyvyyden arvoja. Kolmannen sukupolven kehittyneet korkealujuusteräkset ovat mikrorakenteeltaan monifaasisia. Kolmanteen sukupolveen kuuluvat Q&P-, bainiittiferriittiset TRIP-, nano- ja medium Mn-teräkset. Erityisesti kolmas sukupolvi on vielä kehityksen alla, mutta myös ensimmäisen ja toisen sukupolven teräksiä kehitetään ja tutkitaan.

Kehittyneiden korkealujuusterästen etuna on niiden korkea lujuus yhdistettynä hyvään muovattavuuteen. Korkean lujuuden ansiosta materiaali tarvitsee käyttää pienempinä ainepaksuuksina saman lujuustason saavuttamiseksi. Tätä hyödynnetään erityisesti autoteollisuudessa, jossa kevyemmät rakenteet tarkoittavat pienempiä päästöjä ja polttoaineenkulutusta. Suuremmat lujuudet sekä energian sitomiskyky myös suojaavat paremmin erilaisissa törmäystilanteissa. Kehittyneiden korkealujuusterästen lujuudet tuottavat kuitenkin myös haasteita, esimerkiksi teräslevyjen muotoiluun käytetyt muotit kuluvat nopeammin sillä muotoilu vaatii suurempia voimia. Kehittyneiden korkealujuusterästen osalta tarvitaan vielä lisää tutkimusta lämpökäsittelyjen ja seosaineiden vaikutuksista. Valmistusprosessien kehittyessä näiden terästen käyttö tulee lisääntymään.

Avainsanat: kehittyneet korkealujuusteräkset, AHSS, mikrorakenne, lämpökäsittely

Tämän julkaisun alkuperäisyys on tarkastettu Turnitin OriginalityCheck –ohjelmalla.

SISÄLLYSLUETTELO

1. JOHDANTO	1
2. TERÄKSEN MIKRORAKENNE	2
2.1 Rauta-hiilitasapainopiirros	2
2.2 Mikrorakenteet	3
3. KEHITTYNEET KORKEALUJUUSTERÄKSET	5
3.1 Ensimmäisen sukupolven korkealujuusteräket	6
3.2 Toisen sukupolven korkealujuusteräket	9
4. KOLMANNEN SUKUPOLVEN KORKEALUJUUSTERÄKSET	12
4.1 Q&P-teräket	12
4.2 Bainiitti-ferriittiset TRIP-teräket	14
4.3 Mangaaniteräket	16
4.4 Nanoteräket	17
5. KÄYTTÖKOHTEET	20
YHTEENVETO	22
LÄHTEET	24

LYHENTEET JA MERKINNÄT

AHSS	Advanced High Strength Steel, kehittynyt korkealujuusteräs
AUST.SS	Austenitic Stainless Steel, austeniittinen ruostumaton teräs
CP Steel	Complex Phase steel, monifaasiteräs
DP Steel	Dual Phase Steel, kaksoisfaasiteräs
L-IP	Lightweight Steels with Induced Plasticity
Q&P	Quenching & Partitioning, sammutus- ja jakaantumiskäsittely
TBF	TRIP-assisted Bainitic-Ferritic, bainiittisferriittinen TRIP-teräs
TRIP Steel	Transformation Induced Plasticity Steel, TRIP-teräs
TWIP Steel	Twinning-Induced Plasticity Steel, TWIP-teräs
A ₁	lämpötila, jonka alapuolella mikrorakenne on ferriittis-sementtiittinen
A ₃	lämpötila, jonka yläpuolella mikrorakenne on austeniittinen
Ac ₃	lämpötila, jossa kuumennuksen aikana mikrorakenne on muuttunut ferriitistä austeniitiksi
M _s	Martensite start, lämpötila, jossa martensiitin muodostuminen alkaa
M _f	Martensite finish, lämpötila, jossa martensiitin muodostuminen loppuu

1. JOHDANTO

Kehittyneet korkealujuusteräkset ovat kehittyneitä terästyyppejä, jotka omaavat normaaleja rakenneteräksiä merkittävästi korkeampia lujuuksia menettämättä kuitenkaan muovattavuutta. Korkean lujuuden ansiosta näitä teräksiä voidaan käyttää ohuempina ainepaksuuksina, mikä mahdollistaa kevyemmät rakenteet käyttökohteissa. Kun materiaalia tarvitsee käyttää vähemmän, pienenee energiankulutus. Näistä syistä korkealujuusteräksiä käytetäänkin paljon erityisesti autoteollisuudessa. Pienentyneen polttoaineen kulutuksen lisäksi korkealujuusteräkset parantavat myös turvallisuutta törmäystilanteessa.

Teräksen mekaaniset ominaisuudet pohjautuvat sen mikrorakenteeseen. Mikrorakenteeseen vaikuttaa olennaisesti lämpökäsittely sekä seostus. Mikrorakenteeseen muodostuu erilaisia faaseja riippuen siitä kuinka nopeasti se jäähdytetään austeniittialueelta matalampiin lämpötiloihin. Eri faaseilla on erilaisia ominaisuuksia esimerkiksi lujuuden suhteen, joten niiden suhteita muuttamalla saadaan aikaan erilaisia ominaisuuksia omaavia teräksiä.

Tämä työ tehtiin kirjallisuustutkimuksena. Ensin työssä käydään läpi yleisesti teräksissä esiintyviä mikrorakenteita ja rauta-hiilitasapainopiirrosta. Tämän jälkeen käsitellään kehittyneiden korkealujuusterästen ensimmäistä ja toista sukupolvea. Lopuksi tarkastellaan korkealujuusterästen uusinta eli kolmatta sukupolvea ja yleisesti korkealujuusterästen käyttökohteita.

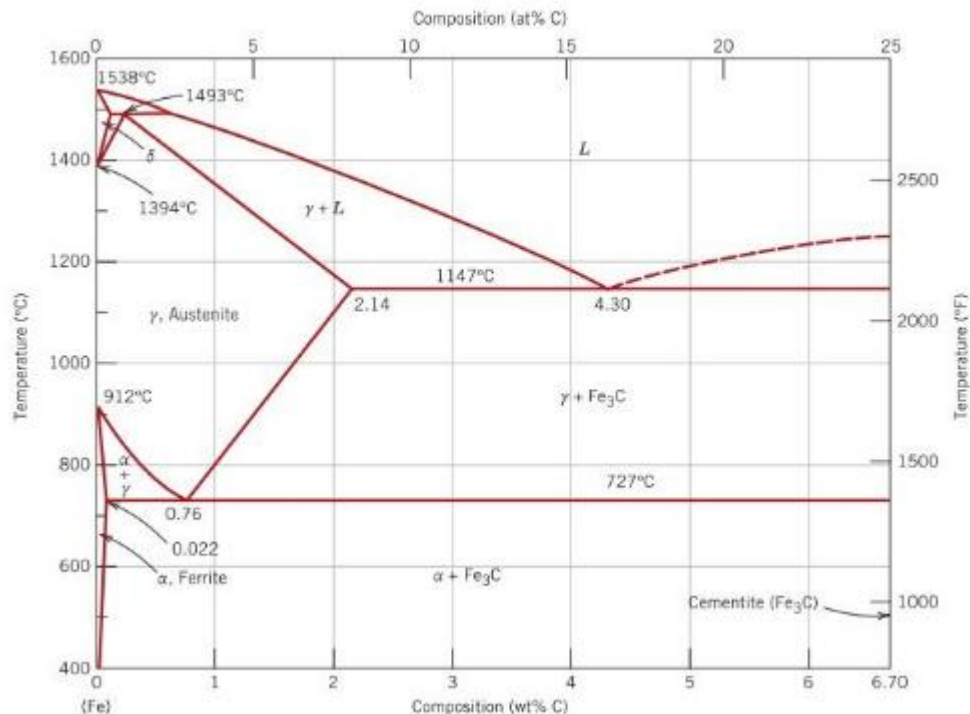
Tutkimuskysymyksiä työssä ovat:

1. Millaisia ominaisuuksia kehittyneillä korkealujuusteräksillä on?
2. Miten korkealujuusterästen ominaisuuksia kehitetään edelleen käyttökohteisiinsa?

2. TERÄKSEN MIKRORAKENNE

2.1 Rauta-hiilitasapainopiirros

Teräksen mikrorakenne antaa pohjan sen mekaanisille ominaisuuksille. Eri faasit ja niiden määrä rakenteessa vaikuttavat teräksen ominaisuuksiin. Kuvassa 1 on esitetty rauta-hiilitasapainopiirros, jolla voidaan arvioida eri faasien esiintymistä lämpötilan ja hiilipitoisuuden mukaan. Myös seosaineet sekä jäähtymisnopeus vaikuttavat muodostuvaan mikrorakenteeseen. Teräksistä puhutaan hiilipitoisuuden ollessa maksimissaan 2 %. [1]



Kuva 1. Rauta-hiilitasapainopiirros [1]

Tasapainopiirroksessa on vaakasuora viiva lämpötilassa 727 °C, joka alkaa hiilipitoisuudesta 0,022 % ja jatkuu piirroksen oikeaan reunaan asti. Tämä lämpötila on A₁ -lämpötila. Sen alapuolella mikrorakenne on ferriittis-sementiittinen. A₁ -lämpötilan yläpuolella mikrorakenne voi olla ferriittisausteniittinen, austeniittinen tai austeniittis-sementiittinen riippuen hiilipitoisuudesta. Toinen tärkeä lämpötila, joka piirroksessa voidaan nähdä on A₃ -lämpötila. Se on lämpötilasta 912 °C ja hiilipitoisuudesta 0 % alkava kaareva viiva, joka päättyy lämpötilaan 727 °C ja hiilipitoisuuteen 0,76 %. A₃ -lämpötilan yläpuolella mikrorakenne on austeniittinen. A₁ -lämpötilassa 0,76 %

hiilipitoisuudessa on eutektoidinen piste eli jäähtyessä yhdestä faasista muodostuu kahta faasia, tässä tapauksessa austeniitti muuttuu ferriittis-sementiittiseksi. Hiilipitoisuuden ollessa alhaisempi kuin 0,76 % puhutaan alieutektoidisista seoksista ja pitoisuuden ollessa yli 0,76 % ylieutektoidisista seoksista. Toinen piste, jolle on annettu erityinen nimi on lämpötilassa 1147 °C ja hiilipitoisuudessa 4,30 %. Tämä piste on eutektinen, ja siinä sulafaasista muodostuu kaksi kiinteää faasia jäähtymisen yhteydessä. [1, s. 365]

2.2 Mikrorakenteet

Teräkseen syntyvä lopullinen mikrorakenne pohjautuu siihen, miten nopeasti teräs jäähdytetään austeniittialueelta, sillä lämpötilan laskiessa austeniitti hajoaa erilaisiksi rakenteiksi jäähdytysnopeudesta ja myös lisätyistä seosaineista riippuen. Mahdollisia rakenteita ovat ferriitti, sementiitti, perliitti, bainiitti ja martensiitti. Austeniitti, ferriitti ja sementiitti ovat faaseja, jotka muodostavat erilaisilla tavoilla muita mikrorakenteita eli perliittiä, martensiittia ja bainiittia. Ferriitti, perliitti ja bainiitti muodostuvat diffuusion kautta, martensiittireaktio tapahtuu ilman diffuusiota. [1, 9, s. 101]

Ferriitillä on tilakeskinen kuutiollinen rakenne, ja se pystyy sitomaan vain pienen määrän hiiltä, enintään 0,02 %. Ferriitti muodostuu austeniitin raerajoille lämpötilan jäähtyessä austeniittialueen lämpötilan alapuolelle. Ominaisuuksiltaan ferriitti on sitkeää, pehmeää ja helposti muovautuvaa. Ylimääräinen hiili, joka ei pysty sitoutumaan ferriittiin muodostaa sementiittiä. [2, s. 89]

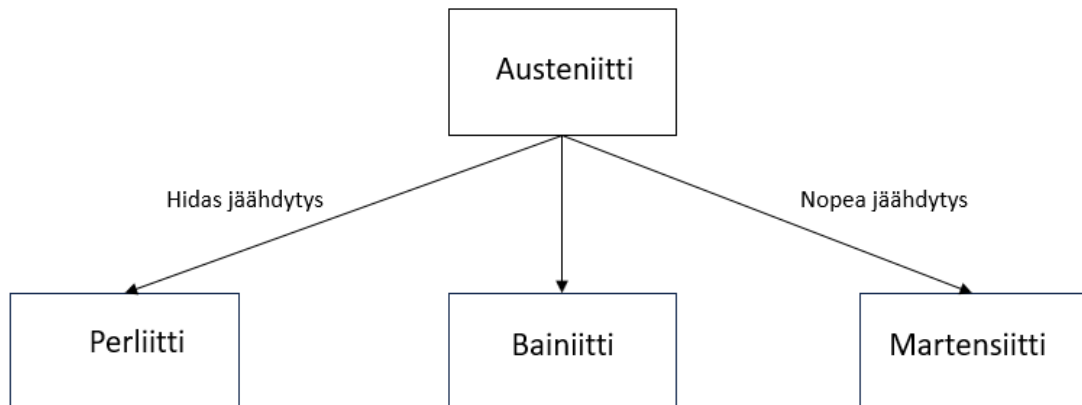
Sementiitti (Fe_3C) on raudan ja hiilen kemiallinen yhdiste eli rautakarbidi. Sementiitti on erittäin kovaa mutta myös erityisen haurasta. [2, s. 89]

Perliitillä on lamellimainen rakenne, jossa on vuorotellen ferriittiä ja sementiittiä ohuen levyn tai liuskan muotoisena. Perliitin kovuus riippuu sementiitin suhteellisesta osuudesta ja sementiittilamellien etäisyyksien mukaan. Lamellien ollessa lähempänä toisiaan rakenteesta tulee kovempi. Lisäksi teräksen hiilipitoisuuden kasvaessa myös sementiitin määrä ja teräksen kovuus kasvavat. [2, s. 90] Perliitin muodostumista tapahtuu lämpötiloissa 727–550 °C. [3, s. 103]

Jäähtymisnopeuden kasvaessa perliitin sijasta muodostuu bainiittia lämpötiloissa 125 – 550 °C. Bainiitti koostuu ferriitistä, jossa on sementiittisulkeutumia. Faasit ovat siis samat kuin perliitillä, mutta rakenne eli morfologia on eri. [2, s. 90] Bainiittia on kahta erilaista, ylä- ja alabainiittia. Yläbainiittia muodostuu korkeammassa lämpötiloissa austeniitin raerajoille kasvaneiden ferriittirakeiden väliin. Yläbainiitti on rakenteeltaan rimamaista. Alabainiitti muodostuu matalammassa lämpötiloissa, joissa diffuusio on vaikeampaa ja

sen rakenne on hienojakoisempi. Alabainiitti on hienojakoisemmasta rakenteestaan johtuen kovempaa kuin yläbainiitti. [3, s. 103] Bainiitilla on hyvä iskutkeys sekä kovuus [2, s. 90].

Martensiitti on ferriittiä, mutta sen sisään on jäänyt ylimääräistä hiiltä pakkotilaan. Martensiitti syntyy teräksen jäähtyessä austeniittisesta rakenteesta niin nopeasti, että hiili jää ferriitiksi muuttuneen kiteen sisään. Martensiitin muodostuessa ei tapahdu diffuusiota, joten sen koostumus on sama kuin austeniitilla josta se muodostui. Hiili on pakkotilassa ja aiheuttaa ferriitin jäähtyessä voimakkaita sisäisiä jännityksiä. Martensiitti on kovaa ja lujaa, mutta sisäisten jännitysten takia haurasta. Hiilipitoisuus vaikuttaa kovuuteen, mitä korkeampi hiilipitoisuus sitä kovempaa martensiitti on. [2, s. 90]

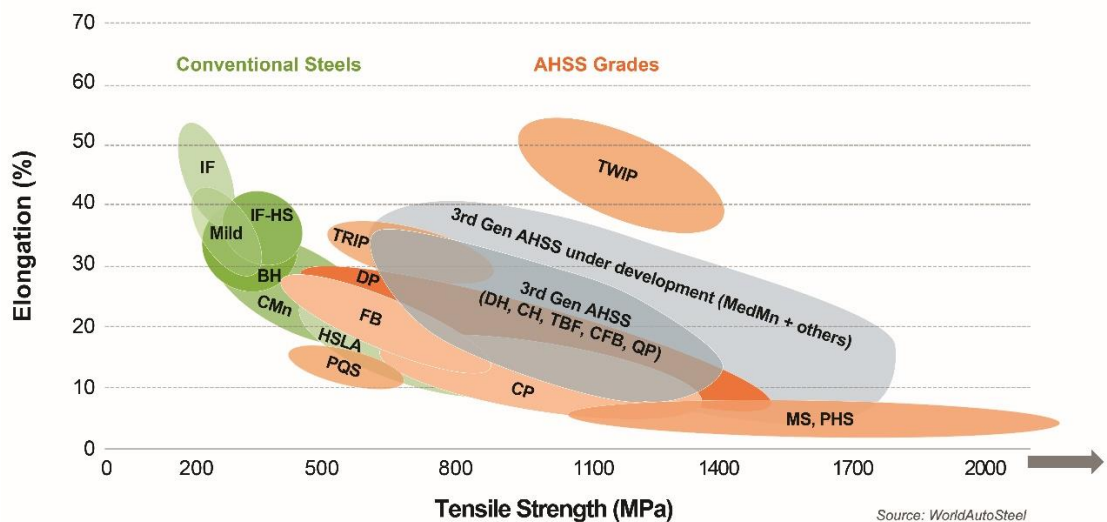


Kuva 2. Mikrorakenteeseen syntyvät faasit jäähtymisnopeudesta riippuen, muokattu lähteestä [1, s. 419]

Jäähtymisnopeuden vaikutusta syntyvään mikrorakenteeseen on havainnollistettu kuvassa 2.

3. KEHITTYNEET KORKEALUJUUSTERÄKSET

Teräksiä voidaan luokitella erilaisiin kategorioihin esimerkiksi niiden lujuuden perusteella. Virallista määritelmää korkealujuusteräksille ei ole asetettu, mutta yleisesti rajana voidaan pitää vetolujuutta 550 MPa. [4, s. 13] Kuvassa 2 on esitetty eri teräsluokkia vetolujuuden ja venymän suhteen jaoteltuna. Kehittyneet korkealujuusteräslaadut (engl. AHSS, Advanced High Strength Steels) ovat kuvassa punaisella, perinteiset teräslaadut vihreällä.



Kuva 3. Teräsluokkien jaottelua vetolujuuden ja venymän suhteen [5]

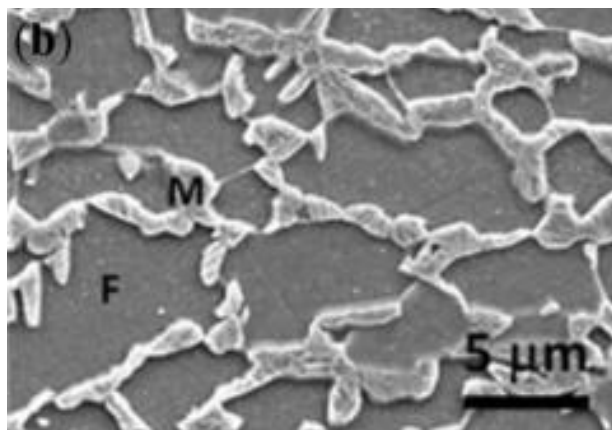
Kuvasta voidaan huomata, että lujuuden kasvaessa teräksen muovattavuus tyypillisesti heikkenee. Lujuuden kasvattamiseksi tarvitaan enemmän kovia faaseja, kuten martensiittia ja bainiittia, mutta niiden muovautuvuus ei ole yhtä hyvää kuin pehmeämmällä ferriitillä. [6] Korkealujuusteräksillä pyritään saavuttamaan sekä korkeita lujuuksia että hyvää muovattavuutta. AHSS-teräkset voidaan jakaa useampaan sukupolveen niiden ominaisuuksien, pääsääntöisesti vetolujuuden ja venyvyyden mukaan.

Seuraavissa alaluvuissa esitellään ensimmäisen ja toisen sukupolven AHSS-teräksiä. Uusimmalle sukupolvelle eli kolmannen sukupolven AHSS-teräksille on varattu oma lukunsa.

3.1 Ensimmäisen sukupolven korkealujuusteräket

Ensimmäisen sukupolven AHSS-teräket pohjautuvat ferriittiseen mikrorakenteeseen, jonka lisäksi rakenteessa on muita faaseja sekä seosaineita parantamassa ominaisuuksia kuten lujuutta. Ensimmäiseen sukupolveen voidaan lukea kaksoisfaasi- (DP), TRIP- (transformation induced plasticity), monifaasi- (CP) ja martensiittiset teräket. [7]

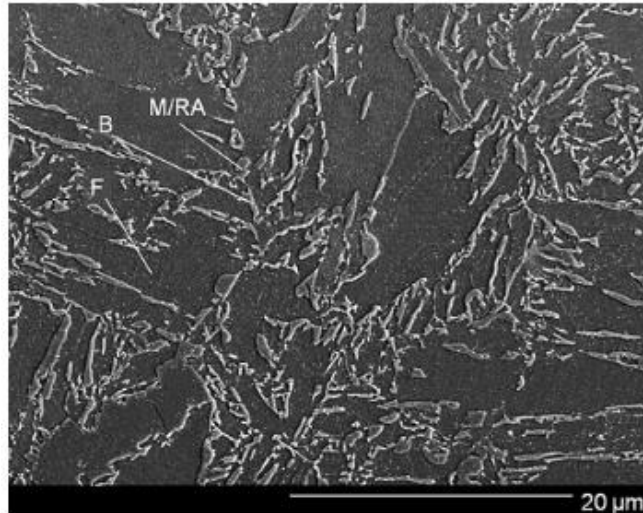
DP- eli kaksoisfaasiteräksiä (engl. dual phase) alettiin kehittämään 1970-luvulla [8]. DP-teräksistä valmistetaan mm. ohutlevyä sekä kuuma- että kylmävalssaamalla. Kuumavalssauksessa teräksen jäähtytystä sen austeniittisestä rakenteesta kontrolloidaan. Kylmävalssauksessa tehdään välikriittinen hehkutus eli teräs kuumennetaan A_1 - ja A_3 -lämpötilojen väliin, jonka jälkeen se sammutetaan nopeasti huonelämpötilaan. Sammutuksen aikana mikrorakenteessa oleva austeniitti muuttuu martensiitiksi. Saadaan aikaan ferriittis-martensiittinen rakenne, jossa martensiitti on hajaantunut ferriitin sekaan saarekkeiksi. Mikrorakennetta on kuvattu kuvassa 4, ferriitti kirjaimella F ja martensiitti kirjaimella M.



Kuva 4. DP-teräksen mikrorakenne [9]

Pehmeä ferriittimatriisi antaa kaksoisfaasiteräksille hyviä myötymäominaisuuksia sekä auttaa muokkauslujittumisessa. Materiaalin muokkauslujittuessa tarvitaan enemmän voimaa, jotta muodonmuutosta tapahtuu. Martensiitti tuo teräkseen lujuutta, ja mitä korkeampi martensiitin osuus on, sitä lujempaa teräksestä tulee. [10, s. 8] DP-terästen vetolujuudet vaihtelevat 450 ja 1200 MPa:n välillä. DP-teräksillä tapahtuu paljon muokkauslujittumista. [3]

TRIP-terästen (transformation induced plasticity) mikrorakenne koostuu ferriittimatriisista, jonka seassa on martensiittia, bainiittia sekä jäännösausteniittia [3]. Kuvassa 4 on kuvattu TRIP-terästä pyyhkäisyelektronimikroskoopilla. Kuvaan on merkitty ferriitti kirjaimella F, bainiitti B, martensiitti M ja jäännösausteniitti RA.

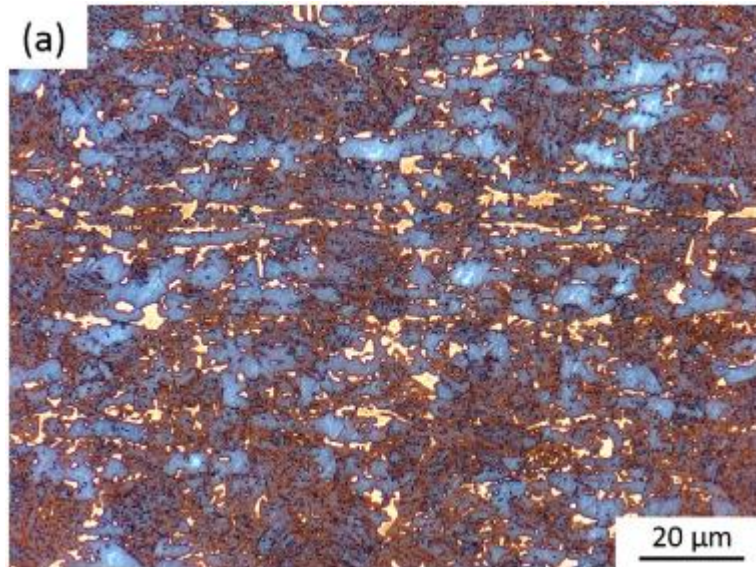


Kuva 5. TRIP-teräksen mikrorakenne [3]

Mikrorakenne saadaan aikaan kuumentamalla teräs austeniittialueelle ja pitämällä lämpötila vakiona. Tämän jälkeen teräs jäädytetään vakiolämpötilaan bainiittialueelle eli alle 500 °C mutta kuitenkin martensiitin muodostumislämmön yläpuolelle. [10, s. 9] Martensiitin muodostumislämpö riippuu mm. teräksen kemiallisesta koostumuksesta. TRIP-efekti on mekaanisessa muodonmuutoksessa tapahtuva faasimuutos, jossa jäännösausteniitti muuttuu martensiitiksi [11]. Faasimuutos aiheuttaa muokkauslujittumisnopeuden kasvamista, jolloin teräksen muovautuvuus paranee. TRIP-efektin hyödyntämistä teräksissä alettiin tutkimaan 1990-luvulla. [3] Teräksen hiilipitoisuudella voidaan vaikuttaa siihen, miten paljon venymistä tapahtuu ennen kuin TRIP-efekti alkaa ja jäännösausteniittia alkaa muuttua martensiitiksi. Pienillä hiilipitoisuuksilla muutosta alkaa tapahtua melkein heti muodonmuutoksen tapahduttua esim. kun teräksestä valmistettua ohutlevyä muotoillaan. Suuremmilla pitoisuuksilla jäännösausteniitti on vakaampaa ja faasimuutos tapahtuukin vasta teräksen muodostamisen jälkeen sen ollessa jo käyttökohteessaan. [11] TRIP-teräksillä on DP-teräksiin verrattuna parempi muokkautuvuus, ja niiden lujuudet ovat alueella 600–800 MPa [12].

Monifaasiteräkset (complex phase, CP) ovat mikrorakenteeltaan samankaltaisia kuin TRIP-teräkset. Ne ovat ferriittibainiittisia ja sisältävät myös martensiittia, perliittia ja jäännösausteniittia. CP-terästen valmistus on samankaltaista kuin TRIP-teräksillä, mutta

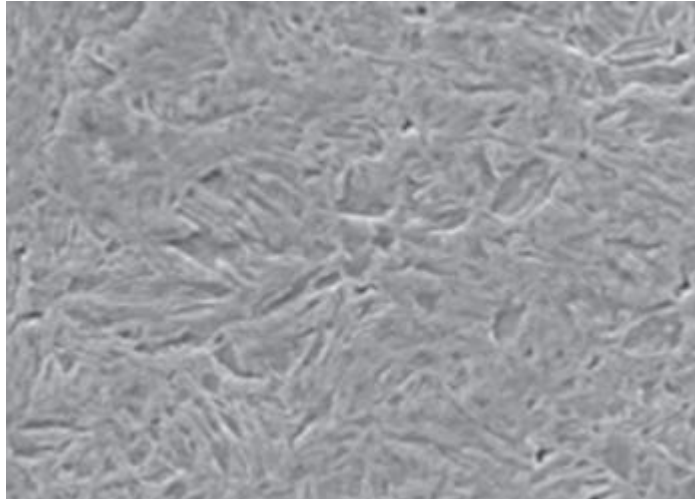
valmistuksen loppuvaiheessa jäädytyksen kanssa ei tarvitse olla niin tarkka sillä CP-teräkset eivät vaadi jäännösausteniittia mikrorakenteeseensa. [13, s. 107] Kuvassa 5 on monifaasiteräksen mikrorakennetta, jossa ferriitti sinisellä, bainiitti ruskealla ja martensiitti keltaisella.



Kuva 6. CP-teräksen mikrorakenne [14]

CP-teräksillä on hyvin pieni raekoko, mikä auttaa korkean lujuuden saavuttamisessa. Raekoko saavutetaan seosaineilla, kuten vanadiinilla, titaanilla ja niobiumilla, jotka estävät raekoon kasvua teräksen valmistuksen aikana. [4, s. 19] CP-terästen vetolujuudet ovat noin 750–1500 MPa välillä. CP-teräksillä muovautuvuus on hieman heikompaa verrattuna muihin ensimmäisen sukupolven AHSS-teräksiin, koska venymä on 5–30 %:n luokkaa. [15]

Martensiittiset teräkset eroavat muista ensimmäisen sukupolven teräksistä, sillä niiden mikrorakenne koostuu enimmäkseen martensiitista, joka on rakenteessa säiemäisenä, kuva 7. Rakenne saadaan aikaan kuumennuksella austeniittialueelle ja sen jälkeen nopealla jäädytyksellä. [4, s. 19] Lisäksi rakenteessa voi esiintyä pieniä määriä ferriittia ja/tai bainiittia. Martensiittiset teräkset ovat yksiä lujimpia teräksiä, ja ne voivat saavuttaa 2 000 MPa vetolujuuden. [16] Niiden muovattavuus on kuitenkin heikkoa, tyypillisesti alle 10 % [4, s. 19].



Kuva 7. Martensiittinen teräs

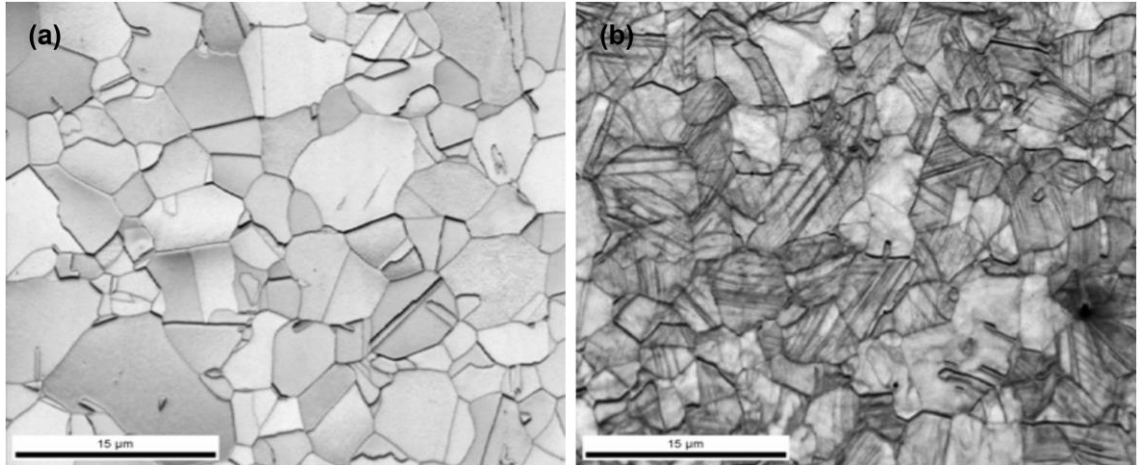
Yhteenvedona ensimmäisen sukupolven AHSS-teräksistä voidaan todeta niiden pohjautuvan ferriittiin, poikkeuksena martensiittiset teräkset. Ensimmäistä sukupolvea lähdettiin kehittämään perinteisiä teräslaatuja lujemmiksi ja niiden vetolujuudet vaihtelevat karkeasti 500–1500 MPa:n välillä. Martensiittiset teräkset ovat vielä lujempia, jopa 2000 MPa. Heikkoutena ensimmäisen sukupolven AHSS-teräksillä on niiden suhteellisen heikko muovautuvuus. Parhain muovautuvuus, noin 30–40 % on TRIP-teräksillä.

3.2 Toisen sukupolven korkealujuusteräkset

Toisen sukupolven AHSS-teräksiä ovat tärkeimpänä TWIP-, L-IP- ja AUST.SS-teräkset [7]. Toinen sukupolvi pohjautuu mikrorakenteeltaan austeniittiin ja ne sisältävät suuria määriä seosaineita [17, s. 52].

TWIP-teräksillä (twinning-induced plasticity) on erittäin hyvä muovattavuus ja kyky absorboida energiaa muodonmuutoksen tapahtuessa. TWIP-terästen vetolujuus on 1000 MPa luokkaa ja venymä tyypillisesti yli 50 %. Niiden mikrorakenne on täysin austeniittinen ja yleensä ne sisältävät 20–30 % mangaania, sekä pienempiä määriä alumiinia, piitä ja hiiltä. Seosaineet stabiloivat terästä, jotta sen mikrorakenne pysyy austeniittisena huoneenlämmössä. Näin muovattavuus on erinomainen myös huoneenlämmössä. [3, s. 35, 18, s. 102] Kuitenkin erityisesti mangaanin lisääminen suurissa määrissä nostaa hintaa [17, s. 52]. TWIP-teräksissä tapahtuu kaksostuminen (engl. twinning), jonka kautta ne saavat sitkeytensä. Yksinkertaistettuna kaksostuminen on kidehilassa tapahtuva pinoutumisvirhe, jonka seurauksena virhe peilautuu hilassa.

Lopputuloksena on säännöllisesti peilautuneita kiteen osia. Peilautuneiden osien rajat käyttäytyvät raerajojen tapaan ja vahvistavat terästä. [18, s. 102] Kaksostuminen tapahtuu pian myötölujuuden ylityksen jälkeen [3, s. 332]. Kuvassa 7 on esitetty TWIP-teräksen mikrorakennetta.



Kuva 8. TWIP-teräksen mikrorakenne [19]

Kuvassa on vasemmalla mikrorakenne ennen ja oikealla kaksostumisen jälkeen. Kaksostuminen voidaan huomata mikrorakenteessa viivoina, jotka erottavat peilautuneita osia toisistaan. [19]

L-IP-teräkset (Lightweight Steels with Induced Plasticity) kuuluvat TWIP-terästen kategoriaan, mutta erona muihin TWIP-teräksiin niissä on korkea alumiinipitoisuus [20]. Yleensä TWIP-teräksissä on korkea mangaanipitoisuus, joten L-IP-teräksissä korvaamalla osa mangaanista sitä paljon kevyemmällä alumiinilla saadaan teräksen painoa alemmas.

Austeniittiset ruostumattomat teräkset (Austenitic stainless steel, AUST.SS) ovat käytetyimpiä ruostumattomia teräksiä. Ne sisältävät yli 50 % rautaa, 16–26 % kromia ja alle 35 % nikkeliä. [13, s. 151] Ruostumattomuus perustuu kromiin, joka muodostaa teräksen pintaan suojaavan oksidikerroksen happipitoisessa ympäristössä. Austeniittiset ruostumattomat teräkset voidaan jakaa 200-sarjaan ja 300-sarjaan. 300-sarjan teräkset sisältävät kromia ja nikkeliä, kun taas 200-sarjan teräksissä osa nikkelistä on korvattu mangaanilla ja/tai vedyllä. [21, s. 143] Kaikista käytetyin laatu on 304, mikä sisältää 18 % kromia ja 8 % nikkeliä. Austeniittisten ruostumattomien teräksien vetolujuudet ovat 900–1200 MPa ja venymät noin 50–60 %. [13, s. 153, s. 155] AUST.SS-teräkset ovat hyvin muokattavissa olevia ja niissä tapahtuu kaksostumista. Muokkauslujittumisen ansiosta paikallinen kuroutuminen myöhästyy venytyksessä [13, s. 156].

Toisen sukupolven AHSS-teräksillä on paremmat ominaisuudet lujuuden ja venymän suhteen kuin ensimmäisen sukupolven AHSS-teräksillä. Toisen sukupolven teräksissä hyödynnetään kaksostumisefektiä korkean venyvyyden aikaansaamiseksi. Niiden käyttöä rajoittaa kuitenkin tuotannon epätaloudellisuus. Jotta halutut ominaisuudet saavutetaan täytyy näissä teräksissä käyttää paljon seosaineita stabiloimaan austeniittia, mikä nostaa niiden hintaa. [17, s. 54]

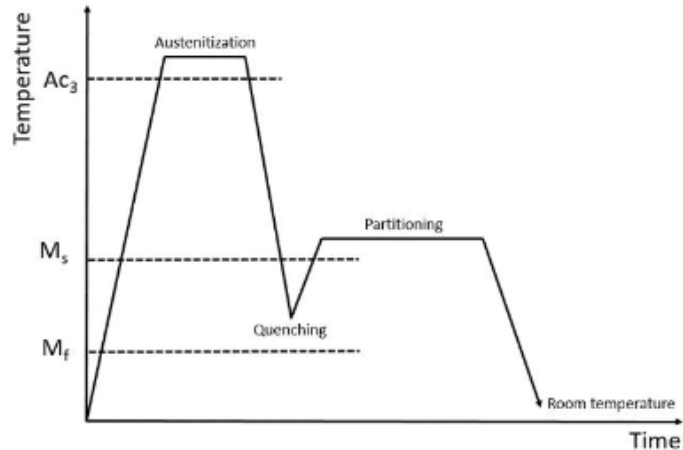
4. KOLMANNEN SUKUPOLVEN KORKEALUJUUSTERÄKSET

Kolmas sukupolvi on uusin sukupolvi kehittyneiden korkealujuusterästen saralla. Katsottaessa kuvaa 3 sivulla 5 voidaan huomata, ettei DP-terästen yläpuolella ole teräslaatuja vetolujuuden ollessa 800 MPa tai suurempi ja samalla venyvyyden ollessa yli 30 %. Tämän alueen alapuolelta löytyvät ensimmäisen sukupolven korkealujuusteräokset ja yläpuolelta toisen sukupolven korkealujuusteräokset. Ensimmäisen sukupolven teräksillä on hyviä vetolujuuden arvoja, mutta venyvyydet heikkenevät lujuuden kasvaessa. Toisen sukupolven teräksillä on sekä vetolujuutta että venyvyyttä, mutta haittana seosaineiden aiheuttamat kustannukset. Kolmannen sukupolven korkealujuusteräöksillä pyritään täyttämään tämä aukko vetolujuuden ja venymän osalta ensimmäisen ja toisen sukupolven välillä. Kolmannen sukupolven teräksillä onkin korkeampia lujuuksia ja suurempia venyvyyksiä kuin ensimmäisen sukupolven korkealujuusteräöksillä, mutta ne ovat kustannuksiltaan halvempia valmistaa kuin toisen sukupolven teräokset. [17, s. 54] Kolmannen sukupolven AHSS-teräokset ovat monifaasiteräoksiä ja pohjautuvat bainiittiseen tai martensiittiseen rakenteeseen, jossa on jäännösausteniittia sekä mahdollisesti ferriittia ja seosaineita. Tällä hetkellä kehityksessä olevien kolmannen sukupolven AHSS-teräöksissä käytetään usein hyväksi TRIP-efektiä, jota on selitetty kappaleessa 3.1 [22].

Kolmannen sukupolven teräoksiä ovat Q&P-, bainiitti-ferriittiset TRIP-, nano- ja medium Mn-teräokset. [23]

4.1 Q&P-teräokset

Q&P (engl. Quenching and Partitioning) viittaa lämpökäsittelyyn, jolla saadaan aikaiseksi martensiittisausteniittinen mikrorakenne [24]. Koska kyseessä on lämpökäsittely, voidaan se tehdä useille erilaisille teräksille, jolloin mekaaniset ominaisuudet riippuvat alkutilanteesta sekä lämpökäsittelyn parametreista. Kuvassa 8 on esitetty Q&P lämpökäsittelyn periaate. Kuvaajaan on merkitty lämpötilat A_{c3} , jonka yläpuolella rakenne on austeniittinen, M_s (engl. martensite start) lämpötilassa alkaa austeniitin muuttuminen martensiitiksi ja M_f (engl. martensite finish) lämpötila, jossa tämä muutos on valmis.



Kuva 9. Q&P lämpökäsittelyn kuvaaja [25]

Ensin teräs austenoidaan eli kuumennetaan Ac_3 -lämpötilan yläpuolelle, jolloin mikrorakenne muuttuu ferriitistä austeniitiksi. Tyypillisesti austenointi tapahtuu lämpötila-alueella 790–915 °C. Tämän jälkeen teräs sammutetaan (engl. quenching) martensiittialueelle M_s - (350 °C) ja M_f - (250 °C) lämpötilojen väliin. Martensiittialueen lämpötilat riippuvat muun muassa hiili- ja seosainepitoisuudesta, joten suluisissa olevat lämpötilat ovat tyypillisiä matalan hiili- ja seosainepitoisuuden teräksille. Sammutuksessa mikrorakenteeseen saadaan aikaan jäännösausteniittia. Tämän jälkeen lämpötilaa nostetaan hieman M_s - lämpötilan yläpuolelle. Tässä lämpötilassa tehdään jakaantumiskäsittely (engl. partitioning) pitämällä lämpötila vakiona. Jakaantumiskäsittelyn aikana hiili siirtyy ylikyllästyneestä martensiitista austeniittiin tehden siitä stabiilia. Lopussa teräs vielä karkaistaan huonelämpötilaan. [25] Kriittisimmät parametrit Q&P-käsittelyissä ovat siinä käytetyt lämpötilat ja pitoaika käsittelylämpötiloissa.

Sammutuslämpötila määrää kuinka paljon martensiittia syntyy ja kuinka paljon hiiltä on käytettävissä sammutuksen jälkeisessä jakaantumiskäsittelyn vaiheessa. Sammutuslämpötila vaikuttaa myös teräksessä oleviin seosaineisiin ja niiden käyttäytymiseen. Q&P-käsittelyssä hyödyllisiä seosaineita ovat mangaani, kromi ja pii, mutta niillä tapahtuu erottautumista mikrorakenteessa [26]. Rakenteeseen syntyy nauhamaisia alueita, joissa on seosaineista rikastuneita ja vastaavasti köyhtyneitä kohtia. Seosaineiden epätasaisuus aiheuttaa eroja eri alueiden M_s - lämpötiloihin, mikä puolestaan vaikuttaa lopulliseen mikrorakenteeseen ja mekaanisiin ominaisuuksiin. Sammutuslämpötilan alentaminen vähentää nauhoittumista, mutta samalla se vähentää myös jäännösausteniitin määrää. Sammutuslämpötila pitääkin valita sopivasta kohdasta ottaen huomioon molemmat asiat sekä kyseisen teräksen kemiallinen koostumus. [26]

Korkeammassa jakaantumisvaiheen lämpötiloissa hiilen diffuusiointi tapahtuu nopeammin. Lämpötilaa nostettaessa vetolujuus ja

muokkauslujittusekspONENTTI pienenevät, kun taas venyvyys kasvaa. [] Materiaalista ei siis välttämättä tule ominaisuuksiltaan parempaa.

Q&P-käsittelyssä tulee välttää karbidien saostumista, sillä ne vähentävät käytettävissä olevan hiilen määrää jakaantumisvaiheessa. [25] Hiilen määrä on tärkeä, sillä jäännösausteniitin stabiilisuus vaikuttaa teräksen mekaanisiin ominaisuuksiin. Jäännösausteniitin ollessa epästabili se muuttuu jäähtymisen aikana martensiitiksi, jolloin sitä ei ole hyödynnettävissä TRIP-efektissä.

Q&P-teräksillä on saavutettu 2 000 MPa vetolujuuksia ja 25 % muovautuvuuksia. [27] Ominaisuuksia on pyritty parantamaan lisäämällä mikrorakenteeseen ferriittiä lyhentämällä austenointiaikaa. Näin mikrorakenne ei ehdi kokonaan muuttua austeniitiksi, vaan osa pysyy ferriittisenä. Ferriitin lisääminen alentaa myötö- ja vetolujuutta, mutta nostaa muovautuvuutta. Ferriitti on pehmeämpää ja muovautuvampaa kuin martensiitti, joten se vastaanottaa muodonmuutosta martensiittia aiemmin ja austeniitin TRIP-efekti tapahtuu myöhemmin. [27] Haittapuolena Q&P-käsittelyssä on, ettei sitä voi suoraan käyttää perinteisissä terästen lämpökäsittelylinjoissa vaan linjastoa pitää muokata. [23] Q&P-käsittelyä pitää siis vielä kehittää sopivammaksi perinteisiin linjastoihin ja myös lämpötilaparametreihin liittyvää tutkimusta tarvitaan vielä.

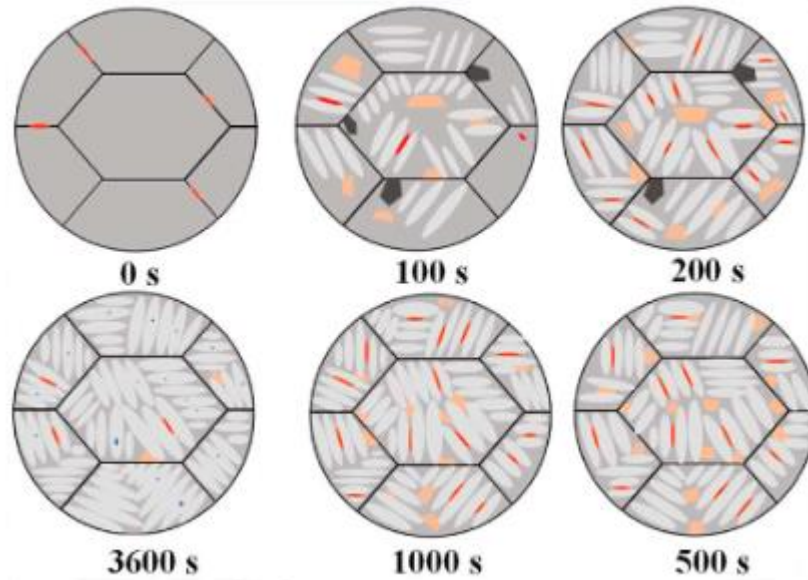
4.2 Bainiittis-ferriittiset TRIP-teräkset

Bainiittis-ferriittiset TRIP-teräkset eli TBF-teräkset (engl. TRIP assisted Bainitic Ferritic) ovat mikrorakenteeltaan bainiittis-ferriittisiä, jossa on jäännösausteniittia sekä hieman martensiittia. Perinteiset TRIP-teräkset ovat mikrorakenteeltaan ferriittisiä, jossa on bainiittia, martensiittia ja jäännösausteniittia [3].

Perinteisillä TRIP-teräksillä ei ole niin hyvät ominaisuudet venyttävän särmäyksen suhteen (engl. stretch flangeability) johtuen niiden mikrorakenteesta joka ei ole tarpeeksi hienojakoinen. Tätä ominaisuutta TBF-teräksillä pyritään parantamaan tuomalla bainiittia mikrorakenteeseen. Venyttävällä särmäyksellä tarkoitetaan materiaalin kykyä muovautua taivutuksessa ilman materiaalin säröämistä tai halkeilua. Terästä käytetään usein ohutlevynä ja sitä muovataan erilaisiin muotoihin, joten muodonmuutoskyky venyttävän särmäyksen suhteen on tärkeää. Bainiitilla on yhtenäinen ja hienojakoinen rakenne ja se omaa hyvän venyttävän särmäyksen ominaisuuden. [28]

TBF-teräksiä voidaan valmistaa Q&P-käsittelyä muistuttavalla lämpökäsittelyllä, mutta erona on sammutuslämpötilan sijoittuminen bainiittialueelle, mikä sijaitsee M_s -lämpötilan yläpuolella. Lämpötila pidetään vakiona bainiittialueella, kunnes haluttu määrä bainiittia on muodostunut, jonka jälkeen teräs sammutetaan huoneenlämpötilaan.

[29] Se miten kauan terästä pidetään bainiittialueella vaikuttaa mikrorakenteeseen ja näin ollen mekaanisiin ominaisuuksiin. Zhou, Hojo ja et. al. tutkivat bainitointiajan vaikutusta ja totesivat kyseisellä teräksellä jäännösausteniitin määrän kasvavan bainitointiajan kasvaessa 1 000 sekuntiin. Kuitenkin ajan kasvaessa 3 600 sekuntiin jäännösausteniitin määrä oli vähentynyt ja rakenteeseen oli syntynyt karbideja.



Kuva 10. Mikrorakenteen muuttuminen bainitointiajan kasvaessa [30]

Kuvassa 9 on esitetty mikrorakenteen muutosta bainitointiajan kasvaessa. Vaaleat soikiot ovat bainiittiferriittiä ja punaiset ja keltaiset alueet jäännösausteniittia. Viimeisessä kuvassa bainitointiajan ollessa 3600 s näkyvät siniset pallot ovat karbideja.

Venyvyys parani bainitointiajan kasvaessa, kunnes yli 1 000 sekunnin jälkeen sekin heikkeni. [30] Venyvyyden muutos voidaan selittää karbideilla sillä niiden syntyessä mikrorakenteeseen on jäännösausteniitti epästabiilimpaa, jolloin sitä on vähemmän mikä vaikuttaa TRIP-efektiin ja näin ollen venyvyyteen. Bainitoinnin aikana hiiltä siirtyy bainiitista ja ferriittistä jäännösausteniittiin tehden siitä stabiilimpaa [31]. Sammutuksessa huoneenlämpötilaan austeniittia voi muuttua martensiitiksi riippuen austeniitin stabiilisuudesta. Jäännösausteniitilla tapahtuu TRIP-efekti muodonmuutoksen yhteydessä parantaen muovattavuutta, martensiitti taas lisää lujuutta.

TBF-teräkset sisältävät seosaineita, joista pii on erityisen tärkeä sillä se estää karbidien muodostumista bainiitin muodostumisen yhteydessä. Pii estää myös sementiitin muodostumista jäähtymisen aikana. [23, 28]

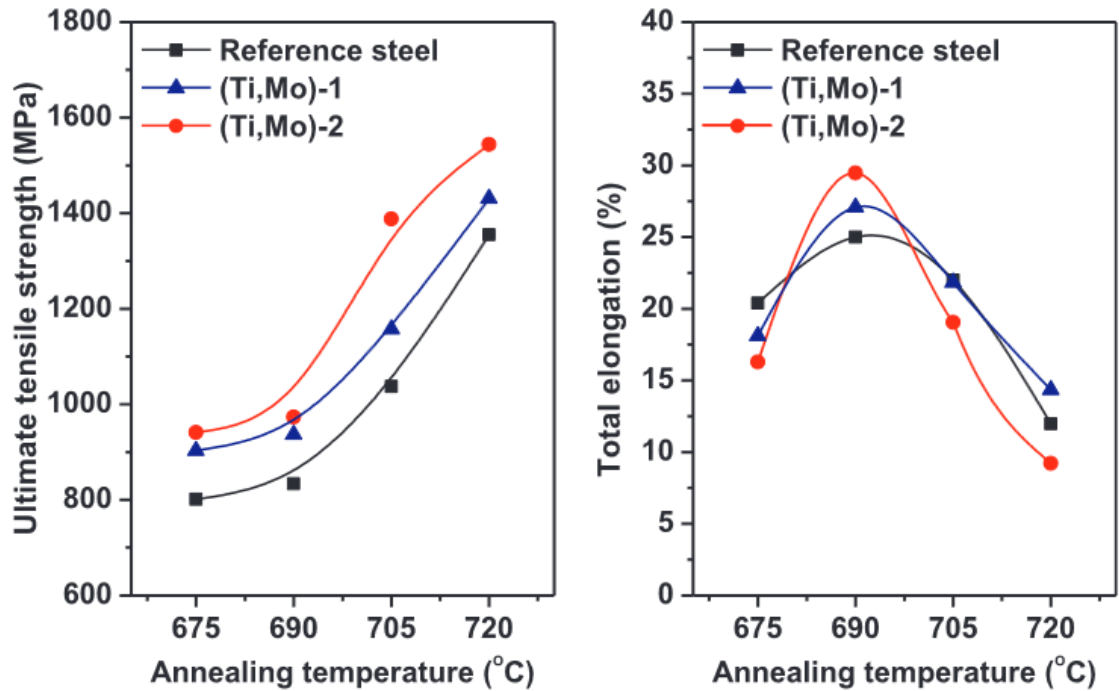
TBF-teräksillä on saavutettu lähes 2 000 MPa vetolujuuksia ja 23 % venymiä. [30]

4.3 Mangaaniteräkset

Mangaania käytetään teräksissä stabiloimaan jäännösausteniittia. Erityisesti TWIP-teräksissä sitä on paljon, jopa 30 %. Mangaani on kuitenkin kallista, joten on tarvetta kehittää teräslaatuja, joissa käytetään pienempiä määriä mangaania. AHSS-terästen kolmanteen sukupolveen lasketaan medium-Mn teräkset, joissa mangaania on 4–12 %. [32] Medium-Mn -teräksiä voidaan valmistaa useilla erilaisilla lämpökäsittelyillä kuten Q&P-käsittelyllä tai välikriittisellä hehkutuksella [33]. Q&P-käsittelyllä saadaan aikaan mikrorakenne, jossa on martensiittia ja jäännösausteniittia kun taas välikriittisellä hehkutuksella ferriittinen ja jäännösausteniittinen mikrorakenne. Q&P-käsittelyjen terästen venyvyudet ovat alhaisempia kuin välikriittisesti hehkutettujen. [33] Tämä johtuu Q&P-käsittelyjen teräsen martensiittisestä mikrorakenteesta, joka on hauraampaa kuin ferriitti. Medium-Mn -teräksissä voi olla jäännösausteniittia jopa 78%. Suuri jäännösausteniitin määrä auttaa saavuttamaan erinomaisia venyvyyksiä TRIP- ja kaksostumiseffektien kautta, joita on esitelty työn luvuissa 3.1 ja 3.2.

Medium-Mn -terästen ominaisuuksia on pyritty parantamaan mikroseostamalla niihin esim. vanadiinia, titaania, niobiumia ja molybdeenia. Mikroseostamisella tarkoitetaan seostamista pienillä ainemäärillä. [32]

Lee, Kim et. al. tutkivat titaanin ja molybdeenin vaikutusta 4 % mangaania sisältävän teräksen mikrorakenteeseen ja mekaanisiin ominaisuuksiin. Teräs sisälsi seosaineita yhteensä alle 6 %. Tuloksia on esitetty kuvassa 11. Välikriittisellä hehkutuksella valmistettujen terästen vetolujuudet kasvoivat hehkutuslämpötilan noustessa. Titaanilla ja molybdeenilla seostettujen terästen vetolujuudet olivat korkeampia kuin seostamattoman verrokiteräksen. Seostetuille teräksille saadut arvot olivat yli 100 MPa suurempia kuin verrokiteräksen. Aluksi myös venyvyyden arvot kasvavat hehkutuslämpötilaa nostettaessa, mutta 690 °C jälkeen ne alkavat laskea. Kuvassa 10 on esitetty hehkutuslämpötilan vaikutusta teräksen vetolujuuteen ja venyvyyteen.



Kuva 11. *Hehkutuslämpötilan vaikutus vetolujuuteen ja venyvyyteen [34]*

Hehkutuslämpötila pitää siis optimoida, jotta haluttu venymä ja vetolujuus saadaan aikaiseksi. Titaanilla ja molybdeenilla seostetuilla teräksillä ferriitin raekoko oli noin puolet verrokkiteräksen ferriitin raekoosta. Austeniitin raekoot olivat myös pääsääntöisesti pienempiä. Pienemmällä raekoolla on terästä lujittava vaikutus mikä selittää kuvan 10 tuloksia. [34] Seosaineiden vaikutuksista pitää kuitenkin tehdä lisää tutkimusta. Medium-Mn -teräksillä on saavutettu 800–1400 MPa vetolujuuksia ja 15–58 % venymiä [32].

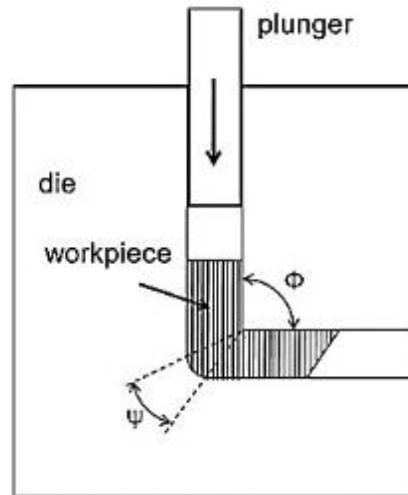
4.4 Nanoteräokset

Nanoteräksillä tarkoitetaan teräksiä, joiden raekoko on alle 100 nanometriä. Vertailun vuoksi perinteisten lämpökäsittelyillä valmistettujen hienorakeisten terästen raekoko on noin 1-10 mikrometriä. Nanoteräokset ovat vielä vahvasti kehityksen alla, eikä niitä ole kaupallisessa käytössä. [37]

Perinteisesti nanoteräksiä on valmistettu laboratorioissa suuren plastisen muodonmuutoksen avulla. Viime aikoina tutkimuksen kohteena on ollut myös valmistus seostuksen ja lämpökäsittelyn kautta sekä valmistusmenetelmien mahdollistaminen teollisessa mittakaavassa. [35]

Muutamia käytössä olevia menetelmiä nanorakenteen aikaansaamiseksi ovat ECAP (engl. Equal channel angular extrusion), HPT (engl. High pressure torsion) ja ARB (engl. Accumulative roll bonding). ECAP-menetelmässä materiaali syötetään muottiin, ja siinä olevan kanavan läpi. Kanava kääntyy, usein 90 astetta, jolloin materiaali kokee

leikkausta mennessään kanavaa pitkin. Menetelmässä käytettävän kappaleen dimensiot eivät muutu, joten kappale voidaan syöttää kanavan läpi uudelleen kääntäen sitä. Näin saadaan aikaiseksi homogeenisemmat ominaisuudet. Menetelmää on havainnollistettu kuvassa 11.



Kuva 12. ECAP-menetelmän periaate [38]

ARB-menetelmässä materiaali on ohutlevyn muodossa. Kaksi levyä laitetaan päällekkäin, ja niitä kylmävalssataan eli lämpötila on rekristalisaatiolämpötilan alapuolella. Levyt kiinnittyvät yhteen, jonka jälkeen levy halkaistaan ja prosessi toistetaan uudelleen halutun monta kertaa.

HPT-menetelmässä materiaali on kiekkona, joka asetetaan kahden alasimen väliin. Toisessa tai molemmissa alasimissa on onkalo, johon kiekko asettuu paikoilleen. Toinen alasimista aiheuttaa kiekkoon erittäin suurta kuormaa ja toinen kääntyy aiheuttaen useiden gigapascalien suuruisen vääntymisvoiman.

Näistä kolmesta menetelmästä ECAP:illa on etuja muihin verrattuna. Sen avulla saadaan homogeeninen rakenne ja menetelmää voidaan hyödyntää myös isompiin kappaleisiin. Haasteena ECAP:ssa on suuret alkukustannukset muottisuunnittelussa ja -valmistuksessa. [38]

Perinteisten laboratorioissa valmistusmenetelmien lisäksi nanorakenne voidaan saada aikaiseksi lämpökäsittelyllä. Eräässä tutkimuksessa tutkittiin niukkahiilisten nanoterästen seostamista kuparilla ja nikkelialumiinilla. Tutkimuksessa havaittiin, että kuparilla ja mangaanilla seostaminen yhdistettynä yksinkertaiseen termomekaanisen käsittelyyn saa aikaan nanometriluokan kokoisia rakeita, 300–500 nm. Yleensä hienojakoisen rakenteen aikaansaaminen vaatii monimutkaisia lämpökäsittelyitä. Lisäksi vähäisen hiilimäärän ansiosta näillä teräksillä on erinomainen hitsautuvuus.

Tutkimuksessa saatiin aikaan nanorakenteisia teräksiä, joiden myötölujuus oli yli 2 GPa ja venyvyys 10 %.

Nanoteräksillä esiintyy haurastumista erityisesti lämpötiloissa 300–600 °C. Haurastuminen aiheuttaa ongelmia korkean lämpötilan sovelluskohteissa sekä hitsauksessa ja sen ratkaiseminen vaatiikin vielä tutkimustyötä. Haurastumista on pyritty vähentämään lisäämällä teräkseen booria, joka hidastaa haurastumista. Toinen tapa on lisätä mikrorakenteeseen austeniittia, mutta tämä heikentää lujuutta. Toinen nanoteräksillä ilmenevä ongelma hitsauksissa on hitsiliitoksen pehmeneminen, johtuen seosaineiden liukenemisestä. Liitoksen lujuus voidaan palauttaa hitsauksen jälkeisellä lämpökäsittelyllä, mutta tämä lisää kustannuksia. Nanoterästen käyttöä voidaan helpottaa kehittämällä niille sopivia hitsaustekniikoita, jotta jälkikäsittelyä ei tarvita. [36]

5. KÄYTTÖKOHTEET

AHSS-terästen ominaisuudet kuten korkea lujuus antavat niille paljon etuja perinteisiin teräslaatuihin nähden. Korkeamman lujuuden ansiosta materiaali tarvitsee käyttää vähemmän, jolloin valmistettavan tuotteen materiaalikustannuksia saadaan alemmas. Matalammat materiaalikustannukset korostuvat erityisesti tuotteissa ja käyttökohteissa, joissa terästä käytetään suuria määriä tuotetta kohden, kuten rakennus-, auto-, ilmailu- ja rautatieollisuus. Myös esimerkiksi aseiteollisuudessa hyödynnetään korkealujuusteräksiä panssarointitarkoituksessa [18, s. 677].

AHSS-teräksiä käytetään ja kehitetään erityisesti autoteollisuuden tarpeisiin. Kevyemmät rakenteet vähentävät polttoaineen kulutusta ja päästöjä. Tavaraliikenteessä kuorma-auton matalammasta painosta on hyötyä, sillä tällöin sen kyytiin voidaan lastata enemmän tavaraa ilman että painorajoja ylitetään. Lisäksi korkeammat lujuudet ja energian absorbointikyky lisäävät turvallisuutta törmäystilanteissa. Auton rungossa ja tukipilareissa tarvitaan korkeampia lujuuksia omaavia materiaaleja, kun taas ulkokuoressa tarvitaan muovattavuutta ja hyvää pinnanlaatua [13, s. 160].

AHSS-terästen valmistuksesta syntyvät kasvihuonekaasupäästöt ovat pienempiä kuin alumiinilla ja vähähiilisellä teräksellä. Lisäksi AHSS-teräksiä tarvitsee käyttää pienempiä määriä, mikä entisestään vähentää niistä syntyviä päästöjä. Tällä hetkellä saatavilla olevat AHSS-laadut voivat pienentää auton massaa 25% ja auton koko elinkaaren aikaisia hiilidioksidipäästöjä 15% verrattuna muihin autoteollisuudessa käytettäviin materiaaleihin. Kolmannen sukupolven AHSS-terästen odotetaan pudottavan massaa enemmän kuin 35%. [13, s. 160]

AHSS-teräksiin ja niiden käyttöön liittyy myös haasteita. AHSS-teräkset omaavat perinteisiä teräksiä korkeampia lujuuksia mikä tarkoittaa, että niiden muovaus haluttuun muotoon vaatii enemmän voimaa. Tämä aiheuttaa muottien ja työkalujen nopeampaa kulumista. Lisäksi myös tarvittavan energian määrä kasvaa. Kulumista vastaan muotteja voidaan esimerkiksi pinnoittaa tai nitrata. Tällöin muotin pintaan muodostuu kova kulutusta kestävä kerros, joka suojaa muottia pidentäen sen käyttöikä. Yleisiä pinnoitustekniikoita ovat kemiallinen ja fysikaalinen kaasufaasipinnoitus (CVD ja PVD). [13, s. 190] Kemiallisessa kaasufaasipinnoituksessa pinnoitettava aine on kaasumaisena yhdisteenä ja muodostaa kappaleen pintaan kerroksen kemiallisen reaktion kautta. Reaktio tapahtuu korkeassa lämpötilassa (800–1200 °C), joten pinnoitus vaatii pinnoitettavan kappaleen lämmitystä. Fysikaalisessa kaasufaasipinnoituksessa pinnoiteaine höyrystetään ionipommituksen tai valokaaren avulla, jonka jälkeen

pinnoitehöyry tiivistyy kappaleen pinnalle. Pinnoituslämpötila fysikaalisessa kaasufaasipinnoituksessa on alle 500 °C. Nitrauksessa kappaleen pintaan diffundoidaan typpeä. Kappaleen pintaan muodostuu erittäin kova nitridikerros. Nitraus tehdään 450–580 °C lämpötilassa. Pinnoittamisesta aiheutuu lisäkustannuksia, mutta vastapainona muotteja tarvitsee huoltaa ja vaihtaa vähemmän, mikä vähentää kustannuksia. Vertailuna AISI D2 työkaluteräksestä valmistettu muotti kestää titaanikarbidilla pinnoitettuna lähes 20 000 kappaletta kauemmin kuin pinnoittamaton samasta teräksestä tehty muotti. [13, s. 191]

Levymäisen teräksen taivutuksessa ja särmäyksessä esiintyy takaisinjoustoja. Tällöin taivutuksen jälkeen levyn särmäyskulma aukeaa takaisinpäin kohti alkuperäistä muotoa. AHSS-teräksillä takaisinjoustoja esiintyy enemmän kuin perinteisillä teräksillä, johtuen korkeammista lujuuksista. Hienoraeteräksillä (engl. HSLA) takaisinjoustoja esiintyy 8-12 %, kun taas AHSS-teräksillä 16-24%. Takaisinjoustoja on siis huomattavasti enemmän ja tämä pitää ottaa huomioon tuotetta ja sen valmistusta suunniteltaessa. Takaisinjouston kompensoimiseksi levyä pitää taivuttaa halutun kulman yli, jolloin se auetessaan takaisinpäin asettuu haluttuun kulmaan. Takaisinjoustoja voidaan vähentää parantamalla työkalu- ja muottigeometriaa. Muoteissa esiintyvät kulmien säteet vaikuttavat takaisinjouston määrään ja esimerkiksi välttämällä kulmia, jotka ovat 90° tai alle voidaan takaisinjoustoja vähentää. [13, s. 180]

YHTEENVETO

Teräs on käytetyin metalli maailmassa ja erilaisia teräslajeja on olemassa tuhansia. Tyypillisesti teräksen lujuuden kasvaessa sen muovattavuus heikkenee. Tässä työssä tarkastellut kehittyneet korkealujuusteräkset ovat teräslaatuja, joilla pyritään saavuttamaan korkea lujuus sekä venyvyys. Kehittyneet korkealujuusteräkset voidaan jakaa kolmeen sukupolveen niiden mikrorakenteen ja ominaisuuksien perusteella. Ensimmäisen sukupolven korkealujuusteräkset pohjautuvat mikrorakenteeltaan ferriittiin, ja seassa on myös mm. martensiittia ja bainiittia tuomassa lujuutta. Niiden lujuudet ovat huomattavasti perinteisiä teräslaatuja korkeampia, mutta venyvyydet eivät ole yhtä hyviä. Toisen sukupolven korkealujuusteräksillä on saavutettu sekä korkeita lujuuksia ja venyvyyksiä. Toisen sukupolven korkealujuusterästen mikrorakenne on pitkälti austeniittinen. Austeniittisen mikrorakenteen aikaansaaminen ja stabiloiminen vaatii kuitenkin suuria määriä seosaineita mikä on nostanut toisen sukupolven korkealujuusterästen hintaa. Merkittävin käytetty seosaine on mangaani, jota on toiseen sukupolveen kuuluvissa TWIP-teräksissä tyypillisesti 20-30%. Pienempinä määrinä käytetään alumiinia, piitä ja hiiltä.

Uusimpana sukupolvena kehittyneiden korkealujuusterästen saralla on niin kutsutut kolmannen sukupolven korkealujuusteräkset. Kolmannen sukupolven korkealujuusteräkset ovat monifaasisia teräksiä, joiden ominaisuudet erityisesti venyvyys on parempi kuin ensimmäisen sukupolven korkealujuusteräksillä mutta ne sisältävät vähemmän seosaineita kuin toisen sukupolven korkealujuusteräkset. Seosaineet nostavat teräksen hintaa, joten niiden määrää vähentämällä yritetään laskea kolmannen sukupolven teräksien hintaa toisen sukupolven teräksiä halvemmaksi. Kolmannen sukupolven teräksien lämpökäsittelyprosessit ovat kuitenkin usein monimutkaisia tai erityisiä tietyille terästyypille. Näiden prosessien tekeminen voi nostaa teräksen hintaa ja kolmannen sukupolven korkealujuusterästen valmistusprosessit vaativatkin vielä lisää tutkimusta, jotta niiden hintaa saadaan alemmas.

Kehittyneitä korkealujuusteräksiä käytetään paljon erityisesti autoteollisuudessa. Korkeampien lujuuksien ansiosta niitä tarvitsee käyttää vähemmän mikä vähentää auton painoa ja näin päästöjä. Suuremmat lujuudet sekä energian sitomiskyky muodonmuutoksen tapahtuessa tarkoittavat myös parantunutta suojaa törmäystilanteessa.

Kehittyneet korkealujuusteräket vaativat vielä tutkimusta ja kehitystyötä liittyen seosaineiden vaikutuksiin ja lämpökäsittelyiden optimointiin. Korkea lujuus tuo myös haasteita takaisinjousto- ja muottien kulumiseen liittyen. Kehittyneiden korkealujuusterästen laajempi käyttö vaatii vielä valmistusprosessien kehittämistä ja teräslaatu- ja soveltamista käyttötarkoituksiinsa paremmin.

LÄHTEET

- [1] W. D. Callister J, Rethwisch DG. Callister's Materials Science and Engineering, Wiley-Blackwell, Germany, 2020. 943 p.
- [2] M. Makkonen, P. Lepola, Materiaalit ja niiden käyttö, 3. painos, WSOY, Porvoo, 2003. 314 s.
- [3] R. Rana, S. B. Singh, Automotive steels: design, metallurgy, processing and applications, Woodhead Publishing, 2017. 469 p.
- [4] M. Shome, M. Tumuluru, Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS): the automotive industry, Woodhead Publishing, 2015. 190 p.
- [5] WorldAutoSteel. A new global formability diagram, 2022a, verkkosivu. Saatavissa (viitattu 3.10.2022): <https://ahssinsights.org/blog/a-new-global-formability-diagram/>
- [6] A. Priya Manohar, Through-Process Modeling for Hot Processing of Advanced High Strength Steel Strips, Proceedings of the 6th International Conference on Recrystallization and Grain Growth, Springer International Publishing, 2016, pp. 165–170.
- [7] K. Radwański, A. Wrożyna, R. Kuziak, Role of the advanced microstructures characterization in modeling of mechanical properties of AHSS steels, Materials Science & Engineering. A, Structural materials: properties, microstructures and processing, Vol. 639, 2015, pp. 567–574.
- [8] P.C. Chakraborti, M.K. Mitra, Microstructure and tensile properties of high strength duplex ferrite–martensite (DFM) steels, Materials Science and Engineering: A, Vol. 466, Iss. 1–2, 2007, pp. 123–133.
- [9] DS Kumar, G. Balachandran, PK Rai, Effect of composition and inter-critical annealing parameters on microstructure and mechanical properties of DP steel, Sadhana (Bangalore), Vol. 47, 2022, 10 p.
- [10] S. Curtze, Characterization of the Dynamic Behavior and Microstructure Evolution of High Strength Sheet Steels, Dissertation, Tampere University of Technology, 2009, 113 p.
- [11] WorldAutoSteel. Transformation induced plasticity (TRIP), 2022a, verkkosivu. Saatavissa (viitattu 7.11.2022): <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/ahss/transformation-induced-plasticity-trip/>
- [12] National material company. Advanced high strength steel, 2022a, verkkosivu. Saatavissa (viitattu 17.11.2022): <https://www.nationalmaterial.com/steel-processing-capabilities/advanced-high-strength-steel/>
- [13] M. Y. Demeri, Advanced high-strength steels: science, technology and applications, ASM International, 2013. 312 p.

- [14] A. Ramazani, U. Prah, W. Bleck, X Li, Quantification of complex-phase steel microstructure by using combined EBSD and EPMA measurements, *Materials characterization*, Vol. 142, 2018, pp. 179–186.
- [15] National material company. What is complex phase steel, 2022a, verkkosivu. Saatavissa (viitattu 16.11.2022): <https://www.nationalmaterial.com/complex-phase-steel/>
- [16] WorldAutoSteel. Martensite, 2022a, verkkosivu. Saatavissa (viitattu 17.11.2022): <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/1stgen-ahss/martensite/>
- [17] PK Mallick, *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles*, Elsevier Science & Technology, 2020. 369 p.
- [18] I. Crouch, J. Arthur, *The Science of Armour Materials*, Elsevier Science & Technology, 2016. 754 p.
- [19] WorldAutoSteel. Twinning Induced Plasticity, 2022a, verkkosivu. Saatavissa (viitattu 14.12.2022): <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/ahss/twinning-induced-plasticity/>
- [20] B. B. Lindahl, M. Selleby, The Al-Fe-Mn system revisited – An updated thermodynamic description using the most recent binaries, *Calphad*, Vol. 43, 2013, pp. 86–93
- [21] J. C. Lippold, J. D. Kotecki, J. Damian, *Welding metallurgy and weldability of stainless steel*, John Wiley, 2005. 376 p.
- [22] A.R.H. Midawi, M. Shojaee, et. al., A novel technique to measure the local mechanical properties of third generation advanced high strength steel resistance spot welds, *Forces in Mechanics*, Vol. 9, 2022, pp. 100–150
- [23] M. Tisza, *Development of Advanced High Strength Automotive Steels*, *Acta Materialia Transylvanica*, Vol. 4, 2021, pp. 9-17
- [24] L. Raami, P. Peura, Influence of initial quenching on the microstructure and mechanical properties of quenched and partitioned ferritic stainless steels, *Materials science and engineering. A. Structural materials: properties, microstructure and processing*, Vol. 847, 2022, p. 143339
- [25] R. N. Penha, Y. F. S. Marins, Quenching and partitioning heat treatment: the third generation of advanced high-strength steel, *Research, Society and Development*, Vol. 11, 2022. 10 p.
- [26] F. Forouzan, L. Borasi, et. al., Optimization of Quenching Temperature to Minimize the Micro Segregation Induced Banding Phenomena in Quenching and Partitioning (Q&P) Steels, *Steel research international*, Vol. 90, 2019, 6 p.
- [27] C. Kicking, C. Suppan, et. al., Microstructure and mechanical properties of partially ferritic Q&P steels, *Materials science and engineering. A. Structural materials: properties, microstructure and processing*, Vol. 815, 2021, p. 141296
- [28] Z. Z. Zhao, H. X. Yin, et. al., The influence of the austempering temperature on the transformation behavior and properties of ultra-high-strength TRIP-aided

bainitic-ferritic sheet steel, *Materials science and engineering. A. Structural materials: properties, microstructure and processing*, Vol. 613, 2014, pp. 8-16

- [29] WorldAutoSteel. 3rd Generation Steels, 2023a, verkkosivu. Saatavissa (viitattu 15.02.2023): <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/3rd-generation-steels/>
- [30] Y. Zhou, T. Hojo, et. al., Effect of austempering treatment on the microstructure and mechanical properties of 0.4C-1.5Si-1.5Mn TRIP-aided bainitic ferrite steel, *Materials science and engineering. A. Structural materials: properties, microstructure and processing*, Vol. 819, 2021, p. 1
- [31] S. Chen, R. Rana, C. Lahaije, Study of TRIP-Aided Bainitic Ferritic Steels Produced by Hot Press Forming, *Metallurgical and materials transactions. A, Physical metallurgy and materials science*, Vol. 45, 2014, pp. 2209-2218
- [32] P. J. C. Vázquez, J. S. Pacheco-Cedeño, et. al., Casting and Constitutive Hot Flow Behavior of Medium-Mn Automotive Steel with Nb as Microalloying, *Metals*, Vol. 10, 2020, p. 206
- [33] C. Hu, C. P. Huang, et. al., The dual role of TRIP effect on ductility and toughness of a medium Mn steel, *Acta materialia*, Vol. 245, 2023, p. 118629
- [34] D. Lee, J. Kim, et. al., Microstructures and mechanical properties of Ti and Mo micro-alloyed medium Mn steel, *Materials science and engineering. A. Structural materials: properties, microstructure and processing*, Vol. 706, 2017, pp. 1-14
- [35] H. J. Kong, T. Yang, et. al., Nanostructured steels for advanced structural applications, *Materials Futures*, Vol. 1, 2022, p. 13501
- [36] H. Kong, Z. Jiao, et. al., Low-carbon advanced nanostructured steels: Microstructure, mechanical properties, and applications, *Science China materials*, Vol. 64, 2021, p. 1580-1597
- [37] G. Faraji, H. S. Kim, et. al., *Severe plastic deformation: methods, processing and properties*, Elsevier, Netherlands, 2018, 325 p.
- [38] K. Mohan Agarwal, R. K. Tyagi, et. al., Comparison of different methods of severe plastic deformation for grain refinement, IOP conference series, *Materials Science and Engineering*, Vol. 691, 2019, p. 12074