

Alexi Räisänen

MARTENSIITTISET TERÄKSET

Dynaamisen myötövanhenemisen mallintaminen

Diplomityö
Tekniikan ja luonnontieteiden tiedekunta
Tarkastajat: Mira Adolfson
Veera Langi
Toukokuu 2025

TIIVISTELMÄ

Aleksi Räisänen: Martensiittiset teräkset – Dynaamisen myötövanhenemisen mallintaminen
Diplomityö
Tampereen yliopisto
Materiaalitekniikan DI-ohjelma
Toukokuu 2025

Teräksien käyttäytymisen tunteminen niiden suunnitelluissa käyttöolosuhteissa on sekä turvallisuuden että luotettavuuden kannalta hyvin tärkeää. Martensiittiset teräkset tunnetaan niiden korkeasta lujuudesta ja hauraudesta, mikä rajoittaa niiden käyttöä eri sovelluksissa. Teräksissä voi lisäksi tapahtua dynaamista myötövanhenemistä mekaanisen kuormituksen alaisena korotetuissa lämpötiloissa, mikä lisää teräksen haurastumista. Työn tavoitteena on selvittää kuinka dynaaminen myötövanheneminen vaikuttaa materiaalissa ja kuinka sitä voidaan mallintaa. Mallinnuksessa keskeisiä teemoja ovat kuinka eri malleja voidaan käyttää kokeiden tukena ja selittämään koetuloksia sekä mitä rajoituksia malleilla on. Työssä pohditaan myös tekoälyn hyödyntämistä mallinnuksessa ja kuinka olemassa olevia malleja tulisi jatkossa kehittää.

Työ alkaa materiaaleihin ja dislokaatioihin liittyvien taustatietojen esittelyllä. Dynaaminen myötövanheneminen on ilmiö, jossa dislokaatioiden liikkumiskyky heikkenee materiaalissa, minkä johdosta dislokaatiot lukkiutuvat paikoilleen. Dislokaatioiden uudelleen aktivoiminen tarvitsee korkeampia ulkoisia voimia, mikä voidaan nähdä jännitys-venymä kuvaajassa nykivänä/sahalaitaisena käyränä. Ilmiötä käsitellään työssä sen mekanismin, vaikuttavien tekijöiden, syitä sen esiintymiseen ja sen materiaalin aiheuttamien vaikutusten näkökulmasta. Seuraavaksi työssä esitellään kuinka ilmiötä on tutkittu ja millä työhön liittyvillä materiaaleilla. Työssä esitellään 7 eri dynaamisen myötövanhenemisen mallia eli kuinka mallit rakentuvat ja miten niitä voidaan käyttää.

Eri mallien hyödyntäminen riippuu käytetyistä malleista. Eri mallit keskittyvät kuvaamaan eri aspekteja dynaamisessa myötövanhenemisessä. Työssä tarkasteltiin seitsemää mallia, joiden laajuus ja käytettävyys vaihteli. Osa malleista keskittyivät selittämään tarkasti kuinka dynaaminen myötövanheneminen tapahtui materiaalissa, ja toiset keskittyivät kuvaamaan yleisemmin mitä materiaalissa tapahtui dislokaatioiden käyttäytymisen kautta. Mallien avulla pystytään arvioimaan muun muassa missä venymässä ilmiö alkaa ja kuinka voimakasta nykiminen on ilmiön aikana. Loppuja malleista käytettiin kuvaamaan dynaamisen myötövanhenemisen käyttäytymistä materiaalissa muodostamalla mallin ja kokeellisten tuloksien avulla jännitys-lämpötila kuvaajia. Jännitys-lämpötila kuvaajan käyrän muodosta voidaan nähdä, milloin ilmiö alkaa vaikuttamaan materiaalissa, milloin se on vahvimmillaan ja koska sen vaikutus alkaa heikkenemään. Tämä auttaa materiaalin käytöksen ymmärtämisessä ja mallin avulla voidaan säästää aikaa vähentämällä kokeellisten mittauksien määrää. Käytettävästä mallista riippuen myös muutoksia materiaalin käyttökseen voidaan arvioida muokkaamalla teräksen koostumusta tai mikrorakennetta.

Eri malleja tyypillisesti testataan vain yhdellä tai kahdella teräslaadulla, jolloin ei voida varmasti sanoa mallien toimivan eri materiaaleilla. Lisäksi mallien tarkkuus vaihtelee käyttöolosuhteiden mukaan. Erityisesti korkeat lämpötilat, myötymät ja myötönopeudet aiheuttavat haasteita mallinnuksessa johtuen materiaalissa tapahtuvissa monimutkaisista muutoksista. Tekoälyä hyödyntämällä voidaan tarkkuutta parantaa, mutta näissä tapauksissa mallit muodostuvat kokeellisten tuloksien pohjalta ja mittauksia tulee olla suuri määrä. Tekoälyä käyttämällä malleista on mahdollista muodostaa laajempia, jolloin materiaaleissa tapahtuvia prosesseja voidaan kuvata tarkemmin. Nykyisiä malleja pitää modifioida muokkaamalla nykyisten parametrien määrittystä tai lisäämällä uusia parametreja, joilla voidaan kuvata eri prosessien vaikutusta dynaamiseen myötövanhenemiseen. Vaihtoehtoisesti mallit voidaan jakaa useampaan osaan ja käytettävä lämpötila määrittä mikä mallin osa on dominoiva. Myös laajempien materiaalien käyttäytymistä kuvaavien mallien käyttämistä ilmiön mallinnuksessa tulee lisätä tarkkuuden parantamiseksi

Avainsanat: Dynaaminen myötövanheneminen, martensiittinen teräs, mallintaminen, tekoäly

Tämän julkaisun alkuperäisyys on tarkastettu Turnitin Originality Check -ohjelmalla.

ABSTRACT

Aleksi Räisänen: Martensite steels – Modeling of dynamic strain aging
Master's Thesis
Tampere University
Master's Programme in Materials Engineering
May 2025

Predictability of material behavior is an important factor when ensuring that the material is suitable to be used safely in an application. The martensitic steels are known for their excellent strength but low ductility, which limits their use. Dynamic strain aging is a phenomenon, which causes further embrittlement of steels under mechanical loading at higher temperatures. The goal of this thesis was to determine how dynamic strain aging affects martensitic steels and how it can be modeled. The main focus of the modeling aspects was how different models can be used to support experimental results and what limitations there are. Additionally, the use of AI and machine learning was discussed, and how existing models should be further developed in the future.

First, a brief introduction to the materials of the thesis and dislocations were given to describe the background information. Dynamic strain aging is a phenomenon where the mobility of dislocations is reduced by the diffusion of solute atoms near the dislocations. The solute atoms mitigate the stresses caused by the dislocations to the crystal structure. This causes a more stable crystal structure and higher external forces are needed to get the dislocations moving again. This can be seen as segregated flow in stress-strain graphs. Dynamic strain aging was introduced in the aspects of its mechanism in different materials, what factors affect it, what the reasons for its appearance, and how it affects the material behavior. Some common methods used to study the phenomenon with martensite steels were introduced. The modeling aspect of dynamic strain aging was carried out by examining seven models and two machine learning models. The main topics for the models were how these models are formed and what can be gained by using them.

Different models focus on different aspects of dynamic strain aging and their extent and usability varies. Some models explain more accurately how dynamic strain aging happens on the material while others explain it generally by using dislocation behavior in the material. For example, models can estimate at which strain value dynamic strain aging starts affecting the material and how strong the segregation is. The rest of the examined models were used to create stress-temperature graphs by calibrating the models with experimental results. These graphs can be used to describe the dynamic strain aging effect as the temperature region and its maximal value can be determined. Models can be used to understand the material behavior under dynamic strain aging conditions and can save time by requiring fewer experimental results than creating these graphs solely from experimental results. Depending on the model used, the effects of changing the material's composition or microstructure to dynamic strain aging can be evaluated.

Typically, these models are only tested with one or two different steel grades so there are no guarantees that these models work with other materials. Additionally, these models have varying accuracy depending on the conditions used. Especially, high temperatures, strains, and strain rates cause inaccuracy as these models are not able to describe complex changes happening in the material at these conditions. By using AI or machine learning, the accuracy of models can be improved as they use large amounts of experimental results to form a model according to different algorithms. These models can be more complex and so describe the complex changes happening on the material with higher accuracy. The existing models need to be modified to have higher accuracy with more materials and different conditions. For example, new parameters can be added, or the determination of existing parameters can be modified to include these more complex changes happening on the material. Alternatively, the models can be divided into different parts, and the used temperature affects what part of the model is dominant so that models can predict the material behavior at different conditions better. Smaller models can be combined to create larger material behavior models, which can predict behavior with higher accuracy.

Keywords: Dynamic strain aging, martensite steel, modeling, artificial intelligence

The originality of this thesis has been checked using the Turnitin Originality Check service.

TEKOÄLYN KÄYTTÖ OPINNÄYTTEESSÄ

Opinnäytteessäni on käytetty tekoälysovelluksia:

- Ei
- Kyllä

Ilmoitukseni mukaan olen käyttänyt opinnäytteessäni tutkielmaprosessin aikana seuraavia tekoälysovelluksia: Scopus AI

Tekoälysovellusten nimet ja versiot: Scopus AI, Viimeinen käyttöpäivämäärä: 30.3.2025. Ei löytynyt tarkkaa versiota.

Käyttötarkoitus: Tekoälyä on käytetty diplomityön alkuvaiheissa tiedonhaussa paremman alkukäsityksen saamiseksi tutkitusta aiheesta. Lisäksi tekoälyä käytettiin lähteiden haussa, mutta jokainen lähde on käyty läpi myös manuaalisesti ja tarkastettu sopivuus työhön.

Osiot, joissa tekoälyä on käytetty: 2.4 Dynaaminen myötövanhentuminen

Olen tietoinen siitä, että olen täysin vastuussa koko opinnäytteeni sisällöstä, mukaan lukien osat, joissa on hyödynnetty tekoälyä, ja hyväksyn vastuun mahdollisista eettisten ohjeiden rikkomuksista.

ALKUSANAT

Haluan alussa kiittää diplomityön ohjaajani Mikko Hokkaa kärsivällisyydestä ja kiinnostavasta aiheesta. Työn aihe ei ole ollut minulla entuudestaan tuttu ja työn suuntaa jouduttiin vaihtamaan maaliskuun aikana. Tämä aiheutti aikataulu- ja työsuuntautumishaasteita, mutta niistä on selvitty ohjaajan tuella. Haluan myös kiittää perhettä ja ystäviä tuesta opintojen aikana.

Tampereella, 12.5.2025

Alexi Räisänen

SISÄLLYSLUETTELO

1. JOHDANTO	1
2. MATERIAALIT JA ILMIÖ	2
2.1 Teräkset	3
2.1.1 Mikrorakenteet	3
2.2 Martensiittinen teräs	4
2.3 Dislokaatiot	5
2.4 Dynaaminen myötövanhentuminen	6
2.4.1 Mekanismi	7
2.4.2 Vaikuttavat tekijät	16
2.4.3 Syitä	18
2.4.4 Vaikutukset	20
2.5 Kuinka dynaamista myötövanhenemistä on tutkittu?	22
2.5.1 Mitä menetelmiä käytetty?	22
2.5.2 Mitä materiaaleja on tutkittu	23
3. MALLINTAMINEN	25
3.1 Mallinnusmenetelmiä	25
3.1.1 Diffuusiomallit	25
3.1.2 Dislokaatioiden monistumismalli	28
3.1.3 Martensiittinen mikrokomposiitti malli	31
3.1.4 Voyiadjis-Abed-Rusinekin malli	35
3.1.5 Kehittyvän plastisuuden malli	37
3.2 Tekoällyn hyödyntäminen mallinnuksessa	40
4. TULOKSET JA ANALYYSI	42
4.1 Mallien käyttö kokeiden tukena ja selittämään koetuloksia?	42
4.2 Mitä rajoituksia ja ongelmia malleilla on?	44
4.3 Tekoällyn hyödyntäminen mallinnuksessa	47
4.4 Miten olemassa olevia malleja pitäisi kehittää?	48
5. YHTEENVETO	50
LÄHTEET	57

LYHENTEET JA MERKINNÄT

AISI	American Iron and Steel Institute
DSA	Dynamic strain aging, dynaaminen myötövanheneminen
EBSD	Electron back-scattered diffraction, Takaisin heijastuneiden elektronien diffraktio
GEP	Gene expression programming
M-MGGP	Multi-gene genetic programming
PLC	Portevin-Le Chatelier
AI	Artificial intelligence, tekoäly
<i>A</i>	Liikkuvien dislokaatioiden tuhoutumisnopeus
<i>a</i>	Vakio
<i>a_d</i>	Dynaamisen myötövanhenemisen lujuuden kasvun voimakkuus
\bar{a}	Vakio
<i>B</i>	Vakio, määrittää atermisen lujittumisen
<i>b</i>	Burgersin vektori
<i>b_d</i>	Kuvaa lämpötila-aluetta, missä dynaaminen myötövanheneminen esiintyy
<i>b_p</i>	Osittaisdislokaatioiden Burgers vektorin voimakkuus
\bar{b}	Vakio
<i>C</i>	Vakio
<i>C₀</i>	Välisija-atomien konsentraatio
<i>C₁</i>	Välisija-atomien konsentraatio dislokaatiossa , joka tarvitaan dislokaation lukkiutumiseen
<i>C₄</i>	Materiaaliparametri, kuvaa DSA:n voimakkuutta
<i>C₅</i>	Materiaaliparametri, kuvaa DSA:n lämpötila-aluetta
<i>C₆</i>	Materiaaliparametri, kuvaa DSA:n voimakkuutta
<i>D</i>	Vakio
<i>D₀</i>	Diffuusiotaajuustekijä
<i>d</i>	Keskimääräinen etäisyys, jonka dislokaatio liikkuu esteiden välillä
<i>d_{SF}</i>	Kärjessä ja perässä olevien osittaisdislokaatioiden välinen etäisyys
<i>e_c^y</i>	Austeniitin kriittinen insinöörienvymä
<i>f</i>	Vakio
<i>G</i>	Liukumoduuli
<i>G₀</i>	Gibbsin viitevapaaenergia 0 kelvinissä
<i>K</i>	Vakio
<i>k</i>	Boltzmannin vakio
<i>L</i>	Mikrorakenteen esteiden etäisyys toisistaan
<i>M</i>	Taylorin tekijä
<i>m</i>	Vakio
\tilde{m}	Schmidtin orientaatiotekijä
<i>N</i>	Vakio
<i>n_a</i>	Vakio
<i>n_b</i>	Vakio
<i>n_w</i>	Materiaalivakio
<i>n₁</i>	Vakio, määrittää atermisen kovettumisen
<i>p</i>	Vakio
<i>Q</i>	Välisija-atomien diffuusion aktivaatioenergia

Q_{re}	Aktivaatioenergia C-Mn kompleksin uudelleen orientoitumiselle pinousvika alueella heksagonisessa tiivispakkaus kidejärjestelmässä
q	Vakio
T	Lämpötila kelvineissä
T_l	DSA lämpötila-alueen alaraja
T_u	DSA lämpötila-alueen yläraja
t_{re}	Hiiliatomien uudelleen orientoitumiseen kulunut aika
t_s	Hiiliatomien pinousvika alueella kulunut aika
t_w	Dislokaation esteellä kuluttama aika
U	Dislokaatioiden tuhoutumisnopeus
U_m	Välisija-atomien dislokaatioita sitova energia
ν	Poissonin luku
$V_d(\varepsilon)$	Dislokaatioiden nopeus todellisen venymän funktiona
\mathcal{W}	Liittyy lämpötilaan, jossa liikkuvien dislokaatioiden ja seosatomien välinen vuorovaikutus korostuu
$\bar{\mathcal{W}}$	Materiaalivakio
$\bar{\bar{\mathcal{W}}}$	Materiaalivakio
χ	Dynaamisen myötövanhenmiseen liittyvä kerroin
β	Vakio
β_1	Vakio, kuvaa mikrorakennetekijöitä
β_2	Vakio, kuvaa mikrorakennetekijöitä
γ_{SFE}	Pinousvika energia
ε	Myötymä/venymä
ε_p	Plastinen venymä
ε_{ini}	Myötönopeus alussa
$\dot{\varepsilon}$	Vakio myötönopeus
$\dot{\varepsilon}_p$	Myötönopeus
$\dot{\varepsilon}_p^0$	Ekvivalenttinen plastinen myötönopeus
λ_1	Kuvaa liikkuvien dislokaatioiden monistumista
λ_2	Kuvaa liikkuvien dislokaatioiden tuhoutumista
λ_3	Kuvaa liikkuvien dislokaatioiden lukkiutumista esteisiin
μ	Leikkausmoduuli
ρ	Dislokaatiotiheys
ρ_f	Kasautuneiden dislokaatioiden tiheys
ρ_m	Liikkuvien dislokaatioiden tiheys
ρ_γ	Austeniitin dislokaatiotiheys
$\rho(\varepsilon)$	Dislokaatiotiheys tietyssä venymässä
ρ_0	Dislokaatiotiheys alussa
σ	Myötöjännitys
σ_0	Hilakitka
$\Delta\sigma$	Jännityksen vaihtelu nykivän muodonmuutoksen aikana
σ_a	Jännityksen aterminen komponentti
σ_d	Jännityksen DSA komponentti
σ_{th}	Jännityksen terminen komponentti
σ_W	Dynaamisen myötövanhenemisen todennäköisyysfunktio
$\bar{\sigma}_a$	Aterminen myötöraja
τ_0	Vakio
τ_0	Leikkausjännitys
ν_0	Dislokaatioiden viitenopeus
ξ	Lämpötilamitoitettu vakio
Ω	Liikkumattomien dislokaatioiden tuhoutumistodennäköisyys

1. JOHDANTO

Materiaalin turvallinen ja tehokas käyttäminen edellyttää, että materiaalin käyttäytyminen tunnetaan. Kun materiaalin käyttäytyminen ymmärretään, voidaan muun muassa komponenteille määrittää turvalliset käyttörajat ja suunnitella milloin komponentit tulee vaihtaa uusiin. Materiaalin käyttäytyminen ei kumminkaan aina pysy sama ja se voi muuttua olosuhteiden muuttuessa. Martensiittiset teräkset ovat vahvimpia teräksiä, mutta samalla myös hauraimpia. Hauraus tarkoittaa, ettei materiaali varoita etenevästä murtumisesta muun muassa plastisen muodonmuutoksen kautta ja lopullinen murtuminen voi tapahtua nopeasti. Näin ollen materiaalien haurastuminen on yleisesti ei toivottua, vaikka materiaalin lujuus voi parantua. Joidenkin teräslaatuojen on havaittu haurastuvan korotetuissa lämpötiloissa mekaanisen kuormituksen alaisena. Tämä on merkittävä ongelma, sillä haurastumisolosuhteet voivat vastata joidenkin koneiden osien käyttöolosuhteita. Ilmiötä kutsutaan dynaamiseksi myötövanhenemiseksi (Dynamic strain aging, DSA) ja sen ymmärtäminen on erityisen tärkeää etenkin jo valmiiksi hauraiden materiaalien tapauksessa.

Opinnäytetyössä tutkitaan dynaamisen myötövanhenemisen ilmenemistä martensiittisissä teräksissä. Työ aloitetaan esittelemällä lyhyesti käytettävä materiaali ja dislokaatiot näiden ollen tärkeitä taustatietoja ilmiön ymmärtämisessä. Tämän jälkeen ilmiötä käsitellään neljästä näkökulmasta. Ensin käydään läpi ilmiön taustalla olevaa mekanismia, siihen vaikuttavia tekijöitä, syitä ilmiön esiintymiseen ja miten se vaikuttaa materiaalin käyttäytymiseen. Seuraavaksi työssä esitetään kuinka ilmiötä on tutkittu käyttämällä erilaisia martensiittisiä teräksiä. Tämän jälkeen työssä esitellään erilaisia malleja, joilla ilmiötä pystytään kuvaamaan. Perinteisten mallien lisäksi esitellään lyhyesti kaksi koneoppimista hyödyntävää tutkimusta. Lopuksi esitettyjen mallien pohjalta pohditaan ja analysoidaan seuraavia tutkimuskysymyksiä. Ensin kuinka erilaisia malleja voidaan hyödyntää kokeellisten tuloksien tukena ja kuinka ne selittävät koetuloksia. Toiseksi analysoidaan eri mallien mahdollisia rajoituksia ja ongelmakohtia. Tämän jälkeen pohditaan tekoälyn hyödyntämistä ilmiön mallinnuksessa ja kuinka olemassa olevia malleja tulisi tulevaisuudessa kehittää eteenpäin. Työ päätetään yhteenvetoon, jossa työn keskeiset teemat esitetään lyhyesti.

2. MATERIAALIT JA ILMIÖ

Tämän diplomityön aiheena on dynaaminen myötövanheneminen martensiittisissä teräksissä. Ilmiö on moniulotteinen ja esiintyy samanaikaisesti usean ilmiön kanssa, jonka johdosta teoria osion alussa käydään läpi useita ilmiöön liittyviä seikoista niin materiaaleista kuin materiaaleissa tapahtuvissa ilmiöistä. Ensin esitellään materiaalit eli metallit ja teräkset, jonka jälkeen esitellään varsinainen martensiittinen teräs. Tämän jälkeen esitellään ilmiöön liittyvää teoriaa dislokaatiosta ja niiden vaikutuksista, jonka jälkeen käsitellään varsinaista ilmiötä.

Metallit ovat laajalti käytössä eri sovelluskohteissa ja tämä johtuu niiden ominaisuuksista. Metallien prosessointi ja kierrätys ovat suhteellisen yksinkertaista verrattuna muihin materiaalityyppeihin, mikä lisää niiden käytettävyyttä. Tyypillisesti metallit ovat suhteellisen tiheitä, jäykkiä ja vahvoja materiaaleja, jotka kykenevät kokemaan merkittävää muodonmuutosta ennen murtumista. Tämä sitkeä muodonmuutos toimii varoitusmerkkinä ennen materiaalin murtumista ja lisää näiden turvallisuutta. Metallien mekaaniset ominaisuudet voidaan selittää atomitason rakenteen avulla. [1, s. 7–8]

Atomitasolla metallisidos pitää materiaalin kasassa. Metallisidoksessa atomin ylimmän elektronikuoren valenssielektronit eivät ole sidoksissa mihinkään tiettyyn atomiin, vaan muodostavat vapaiden elektronien meren. Valenssielektronit estävät positiivisesti varautuneita atomiytimiä joutumasta kosketuksiin toisten ytimien kanssa, mikä johtaisi sähköstaattiseen hylkivään voimaan ytimien välillä ja hajottaisi rakenteen. Tämä selittää metallien hyvän muodonmuokkaavuuskyvyn. Rakenne pysyy koossa negatiivisesti varautuneiden valenssielektronien ja positiivisesti varautuneiden ytimien välisen sähköstaattisen vetovoiman johdosta. Metallisidos ei ole suuntautunut ja vapaat elektronit toimivat lämmön ja virran kuljettajina, minkä johdosta metallit toimivat hyvinä johtimina. [1, s. 38–39]

Metallisidoksen lisäksi kiderakenteella on merkittävä vaikutus metallien ominaisuuksiin ja käyttäytymiseen. Kiderakenne kuvaa atomien toistuvaa ja järjestäytyneitä rakennetta pitkillä atomitason etäisyyksillä. Pienin erottuva toistuva rakenne, jolla kuvataan materiaalin kiderakennetta, on yksikkökoppi. Yksikkökopissa kuvataan atomien tai ionien sijainnit ja koko kiderakenne voidaan mallintaa toistamalla yksikkökoppia. Yksikkökoppeja ja kidejärjestelmiä on useita erilaisia, mutta metalleissa kolmekeskeisintä ovat tilakeskinen- ja pintakeskinen kuutiollinen sekä heksagoninen. [1, s. 50–57]

Kiinteä materiaali vaikuttaa makroskooppisessa skaalassa täysin kiinteältä ja yhtenäiseltä, mutta materiaali voi koostua joko yhdestä tai useammasta rakeesta. Yksikiteisessä materiaalissa sama kiderakenne toistuu koko rakenteen läpi ja monikiderakenne koostuu useista rakeista, joilla on tyypillisesti eri orientaatio. Materiaalin kiderakenteella on merkittävä vaikutus materiaalin ominaisuuksiin, esimerkiksi vahvuuteen, ja kiteiden erilainen orientoituminen voi aiheuttaa materiaalille suunnasta riippuvaa käyttäytymistä. Monikide materiaaleilla eri rakeiden välillä esiintyy raerajoja, joissa materiaalin rakenteessa esiintyy poikkeavuutta, kun eri orientaatioissa olevat rakeet kohtaavat. Normaalisti monikidemateriaaleissa rakeet ovat sattumanvaraisesti orientoituneet, mutta muun muassa valmistusmenetelmillä materiaalin rakeet voidaan orientoida halutulla tavalla. Tällöin puhutaan tekstuurista ja materiaalin ominaisuudet voivat vaihdella tarkastelusunnasta riippuen. [1, s. 80–82] Metalleista erityisesti teräksiä käytetään laajalti ja seuraavaksi teräkset esitellään lyhyesti.

2.1 Teräkset

Metalliseokset voidaan tyypillisesti jakaa rautavaltaisiin ja ei-rautavaltaisiin, jossa rautavaltaiset voidaan luokitella vielä pidemmälle hiilipitoisuuden mukaan [1, s. 376–377]. Tämän työn kannalta jako mikrorakenteen perusteella on merkittävämpi tekijä ja seuraavaksi esitellään työn kannalta oleelliset raudan mikrorakenteet.

2.1.1 Mikrorakenteet

Mikrorakenteella kuvataan materiaalin rakennetta mikroskooppisessa skaalassa ja käytännössä tämä voi tarkoittaa, että materiaalin rakenteessa esiintyy useita faaseja, jotka toistuvat rakenteessa säännöllisesti ja muodostavat yksilöllisen kokonaisuuden. Eri faasit voivat sisältää eri kidejärjestelmiä omaavia rakeita. Teräksien tapauksessa raudalla esiintyy useita mikrorakenteita, jotka omaavat itselleen tyypilliset ominaisuudet ja käyttäytymiset. [1, s. 274] Tämän työn kannalta oleelliset raudan faasit ovat ferriitti, austeniitti ja martensiitti. Martensiitti on työn päämateriaali ja se esitellään tarkemmin myöhemässä luvussa. Ferriitti ja austeniitti ovat työn kannalta oleellisia, koska martensiittia käytetään usein näiden kanssa kaksifaasiteräksissä. Ferriitillä on tilakeskinen kuutiollinen kidejärjestelmä, kun taas austeniitilla on pintakeskinen kuutiollinen [1, s. 307].

Stabiilin faasin määrittää termodynamiikka ja se on tila, jossa systeemi on minimienergiatilassa, jos sille annetaan riittävästi aikaa hakeutua kyseiseen tilaan. Käytännössä tämän määrittää olosuhteet, kuten esimerkiksi lämpötila, paine ja hiilipitoisuus, mutta yk-

sinkertaistuksena paineen oletetaan pysyvän vakiona. [1, s. 274–275] Teräksillä on mahdollista vaikuttaa, mikä on stabiili faasi halutuissa olosuhteissa lisäämällä muita yhdisteitä, kuten kromia, nikkeliä ja titaania. Tämä vaikuttaa myös esiintyvien faasien suhteellisiin pitoisuuksiin ja näin teräksien ominaisuuksia voidaan optimoida halutun kaltaisiksi. [1, s. 318] Seuraavaksi tämän työn kannalta oleellisin materiaali, martensiittinen teräs esitellään.

2.2 Martensiittinen teräs

Martensiitti on austeniitin epästabiili muoto, joka saadaan nopealla jäähdytyksellä mataliin lämpötiloihin. Nopea jäähdytys tarkoittaa, ettei hiilellä ole aikaa jakautua diffuusiolla ja se jää hilarakenteeseen välisija-atomeina. Diffuusio mahdollistaa martensiitin muuttumisen ferriitiksi ja/tai sementiitiksi. Vaikka kyseessä on epästabiili rakenne, huoneenlämmössä se voidaan ajatella stabiiliksi. Kiderakenteeltaan kyseessä on tilakeskinen tetragonaali, joka on yksinkertaisesti tilakeskinen kuutio, jonka yksi dimensio on venynyt. [1, s. 347–349]

Mekaanisilta ominaisuuksiltaan martensiitti on kovin ja vahvin terässeos, mutta myös haurain. Etenkin tämä hauraus ja olematon sitkeys rajoittaa martensiitin käyttöä. Martensiitin kovuus riippuu hiilipitoisuudesta noin 0.6 m-% asti ja kovuus/vahvuus ei riipu mikrorakenteesta, vaan välisija hiiliatomien kyvystä estää dislokaatioiden liikettä. Dislokaatiot ovat keskeinen tekijä tämän työn ilmiössä ja ne esitellään tulevassa kappaleessa. Lisäksi liukujärjestelmien pieni määrä martensiitin rakenteessa selittää vahvuutta. Nopea jäähdytys aiheuttaa martensiittiin jäännösjännityksiä, sillä austeniitti on hieman tiheämpää kuin martensiitti, mikä aiheuttaa tilavuusmuutoksen jäähdytyksen aikana. [1, s. 358–359]

Sitkeyden parantamiseksi martensiittinen teräs voidaan lämpökäsitellä, jolloin puhutaan päästömartensiitista. Lämpökäsittely suoritetaan eutektoidisen lämpötilan alapuolella, yleisesti 250–650 °C välillä. Diffuusio voi edetä tässä lämpötilassa ja rakenteeseen muodostuu stabiilia ferriittiä ja sementiittiä. Nämä faasit muodostavat mikrorakenteen, missä erittäin pienet sementiitti partikkelit ovat jakautuneet tasaisesti jatkuvaan ferriitti faasiin. Mekaanisilta ominaisuuksilta päästömartensiitti on melkein yhtä kovaa ja vahvaa kuin martensiitti, mutta huomattavasti sitkeämpää. Sementiitti partikkelien koko on sidoksissa karkaistun martensiitin kovuuteen, sillä raerajat vaikeuttavat dislokaatioiden liikettä, jolloin pienet rakeet lisäävät vahvuutta sitkeyden kustannuksella. [1, s. 359–362] Sitkeys liittyy vahvasti materiaalin kykyyn kokea plastista muodonmuutosta. Tämä voidaan metalleilla selittää dislokaatioiden liikkeen avulla.

2.3 Dislokaatiot

Dislokaatiot ovat lineaarisia ja yksiulotteisia kidevirheitä, jossa materiaalin säännöllisessä kiderakenteessa esiintyy epäjatkuvuutta. Dislokaatiot voidaan jakaa särmä- ja ruuvidislokaatioihin ja todellisuus on näiden sekoitus. Särmädislokaatiossa kiderakenteeseen on lisätty ylimääräinen atomitaso, joka lisää rakenteeseen puristus- ja vetojännityksiä. Ruuvidislokaatiossa dislokaation rakenne muistuttaa spiraalimaista ramppia. Dislokaatiot ovat tärkeitä, koska ne ja niiden liikkuminen liittyvät materiaalin muokkautumiseen ja moneen vahvistumisilmiöön. [1, s. 107–110]

Plastinen eli pysyvä muodonmuutos voidaan selittää dislokaatioiden liikkeellä. Ulkoinen kuormitus saa atomisidokset tietyssä tasossa katkeamaan dislokaation ympärillä, jolloin dislokaation ylimääräinen atomitaso voi muodostaa sidoksen tähän atomitasoon. Näin ollen dislokaatio ikään kuin liikkuu vaiheittain, jos ulkoinen voima on riittävän korkea. Ylimääräinen atomitaso päättyy lopulta rakeen pinnalle. [1, s. 197–199]

Dislokaatioiheys ja niiden liikkumiskyky ovat keskeisiä teemoja materiaalin muodonmuutoksessa ja vahvistumisessa. Dislokaatioiheys kuvaa dislokaatioiden määrää ja plastisen muodonmuutoksen aikana dislokaatiot monistuvat. Uusia dislokaatioita muodostuu lisäksi muiden kiderakenne vääristymien johdosta, kuten raerajojen ja epäpuhauksien yhteydessä. Ylimääräinen atomitaso aiheuttaa puristusjännityksiä ja sen alapuolella on vetojännityksiä kiderakenteen vääristymän vuoksi. Nämä jännityskentät voivat vuorovaikuttaa toistensa kanssa ja näin aiheuttaa dislokaatioiden välisiä vuorovaikutuksia. Esimerkiksi puristusjännityskenttä hylkii muita puristusjännityskenttiä ja vastaava tapahtuu myös vetojännityskenttien tapauksessa. Nämä hylkimisvoimat vaikeuttavat dislokaatioiden liikettä. Toisaalta puristus- ja vetojännityskentät vetävät toisiaan puoleensa ja kohdatessaan häviävät. [1, s. 199–200]

Dislokaatioihin liittyy eri vahvistumisilmiöitä ja näitä ovat esimerkiksi raekoon pienentäminen sekä liuos- ja muokkauslujittuminen [1, s.209–215]. Nämä ilmiöt esiintyvät samanaikaisesti dynaamisessa myötövanhenemisessä ja tämän voidaan ajatella olevan näiden summa. Näin ollen taustailmiöiden ymmärtäminen on tärkeää dynaamisen myötövanhenemisen kuvaamisessa. Ilmiöt esitellään lyhyesti.

Raekoon vahvistava vaikutus perustuu raerajojen kykyyn vaikeuttaa dislokaatioiden liikettä. Tämä voidaan selittää eri rakeiden erilaisella orientaatiolla ja raerajojen epäjatkuvuudella. Eri orientaatio tarkoittaa, että dislokaation pitää raerajalla muuttaa suuntaansa ja tämä on sitä vaikeampaa, mitä suurempi ero orientaatioissa on. Epäjatkuvuus taas aiheuttaa eroja liukutasoissa, mikä vaikeuttaa dislokaatioiden liikettä. Näin ollen dislo-

kaatiot tyypillisesti kertyvät raerajoille ja toimivat jännityskeskittyminä. Keskeisenä tekijänä dislokaatiokertymän muodostumiselle toimii kulmaero viereisten rakeiden kesken. [1, s. 209–211]

Liuoslujuutumisessa seosatomit aiheuttavat materiaalin vahvistumisen. Seosatomit voivat korvata alkuperäisen materiaalin paikkoja hilassa, jolloin puhutaan korvaussija-atomeista. Seosatomit voivat sijoittua lisäksi välisijapaikoille ja tässä työssä välisija-atomit ovat merkittävämpiä niiden tyypillisesti korkeamman diffuusion johdosta. Liuoslujuutuminen voidaan selittää seosatomien aiheuttamalla vääristymillä hilarakenteessa, jotka vaikeuttavat dislokaatioiden liikettä. Erityisesti seosatomien koolla on merkitys, kuinka se vuorovaikuttaa hilarakenteen kanssa. Suuret seosatomit aiheuttavat puristusjännityksiä ja pyrkivät vuorovaikuttamaan dislokaatioiden kanssa siten, että dislokaation vetojännitys kumoaa osan puristusjännityksestä. Pienet epäpuhtausatomit vastaavasti aiheuttavat vetojännityksiä ja sijoittuvat hilassa siten, että osa vetojännityksestä kumoutuu dislokaation puristusjännityksen myötä. Tämän johdosta dislokaatioiden liikkumiskyky heikentyy ja enemmän energiaa tarvitaan niiden liikkumiseen. [1, s. 211–212]

Muokkauslujuutumisessa materiaali vahvistuu, mitä enemmän se kokee plastista muodonmuutosta samalla kun materiaali sitkeys laskee. Plastinen muodonmuutos aiheuttaa dislokaatioiden monistumista ja uusien muodostumista, jolloin dislokaatiotiheys kasvaa ja dislokaatioiden välinen keskietäisyys lyhenee. Keskiarvoisesti, dislokaatioiden välinen vuorovaikutus on hylkivää, jolloin tarvitaan enemmän energiaa dislokaatioiden liikkumiseen ja dislokaatioiden liikkumiskyky heikkenee. [1, s. 212–215]

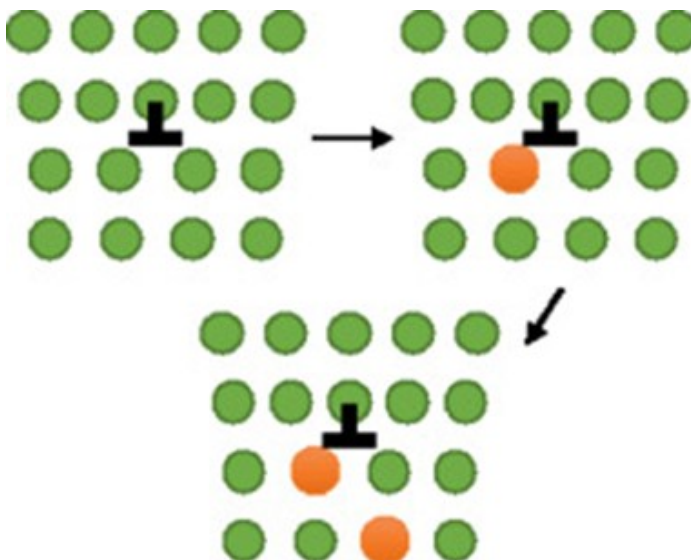
Dynaamiseen myötövanhentumiseen liittyvät taustatiedot on esitelty lyhyesti ja ilmiön varsinainen käsittely voidaan aloittaa. Seuraavassa luvussa esitetään yleiskuva ilmiön esiintymisestä martensiittisissa teräksissä.

2.4 Dynaaminen myötövanhentuminen

Dynaaminen myötövanheneminen tapahtuu olosuhteissa, jotka mahdollistavat usean ilmiön esiintymisen samanaikaisesti. Lisäksi monet materiaaliikohtaiset ominaisuudet, kuten mikrorakenne ja kemiallinen koostumus, vaikuttavat näiden ilmiöiden esiintymiseen ja voimakkuuteen [2, 3]. Tämä johdosta DSA:n mallinnus on haastavaa ja sen ilmeneminen voi riippua käytettävästä materiaalista ja olosuhteista. Seuraavissa alaluvuissa kuvataan ilmiön esiintymistä eri materiaaleissa ja olosuhteissa.

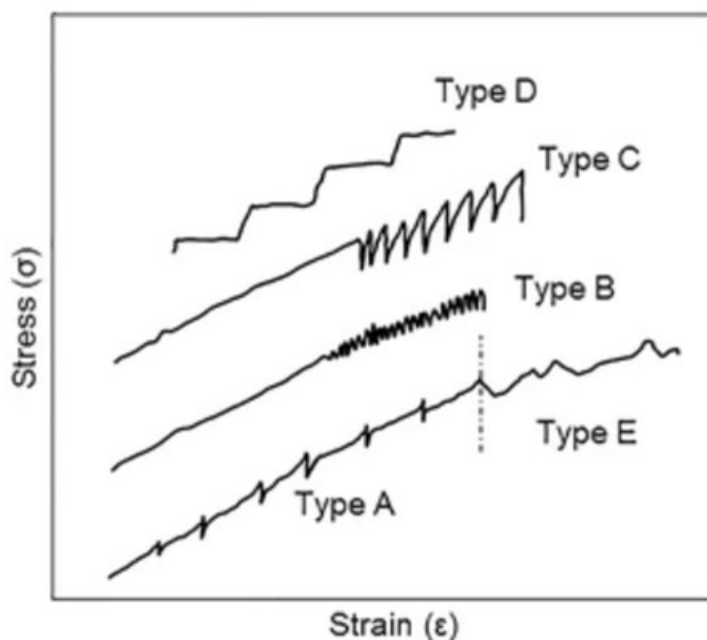
2.4.1 Mekanismi

Yleisesti dynaaminen myötövanheneminen voidaan selittää liikkuvien dislokaatioiden ja pistemäisten kidevirheiden toistuvilla vuorovaikutuksilla, mikä johtaa dislokaatioiden liikkumiskyvyn heikkenemiseen ja muutokseen murtumiskäytöksessä. Ilmiön esiintyminen riippuu niin ympäristön lämpötilasta kuin myös käytettävästä myötönopeudesta. Myötönopeus on tyypillisesti noin $10^{-2} - 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ja lämpötila noin 200–400 °C ilmiön esiintyessä. Pistemäisiä kidevirheitä voivat olla esimerkiksi välisija seosatomit, kuten hiili- ja typpiatomit teräksissä. [2–10] Ilmiön voi aiheuttaa myös seos- ja epäpuhtausatomit, mitkä korvaavat alkuperäisen atomin kiderakenteessa, kuten kromi teräksissä [4]. Kumminkin välisija-atomit ovat merkittävämpi tekijä ilmiössä kuin korvaussija-atomit [11]. Niukkahiilisiä teräksissä typpi- ja hiiliatomit ovat yleisesti merkittävimmät seosaineet ilmiön taustalla niiden korkean diffuusion takia [6]. Liuenneet seosatomit hakeutuvat dislokaatioiden lähelle siten, että dislokaatioiden ja epäpuhtausatomien jännityskentät osittain kumoavat toisensa johtaen matalampaan myötöenergiaan kiteessä. Materiaali pyrkii pitämään tämän matalan energian tilan, jolloin dislokaatiot lukkiutuvat ja niiden liikkumiskyky heikkenee [2, 3, 12]. Liian matalissa tai korkeissa lämpötiloissa on mahdollista, ettei liuenneet atomit pysty järjestäytymään liikkuvien dislokaatioiden kanssa. Tämän johdosta dislokaatiot säilyttävät liikkumiskykynsä ja DSA ei ilmene materiaalissa. [4] Kuvassa 1 on esitetty kuinka liuenneet atomit pyrkivät hakeutumaan ylimääräisen atomitason alapuolelle kompensoidakseen dislokaation alapuolella olevaa vetojännitystä.

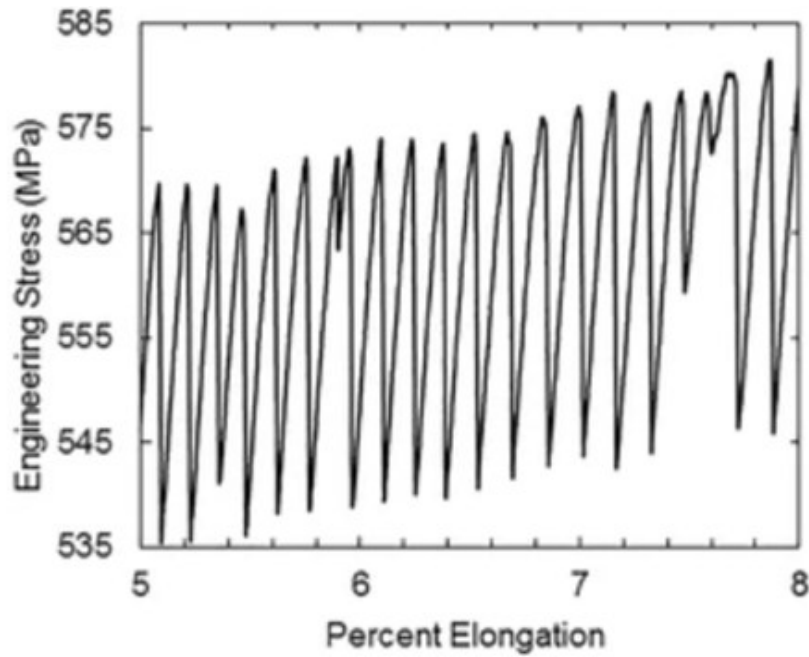


Kuva 1. Kuvassa dislokaatio eli ylimääräinen atomitaso, jonka alapuolelle hakeutuu liuenneita atomeita kompensoidakseen dislokaation aiheuttamaa kiteen vääristymää ja sen aiheuttamia jännityskenttiä. [12]

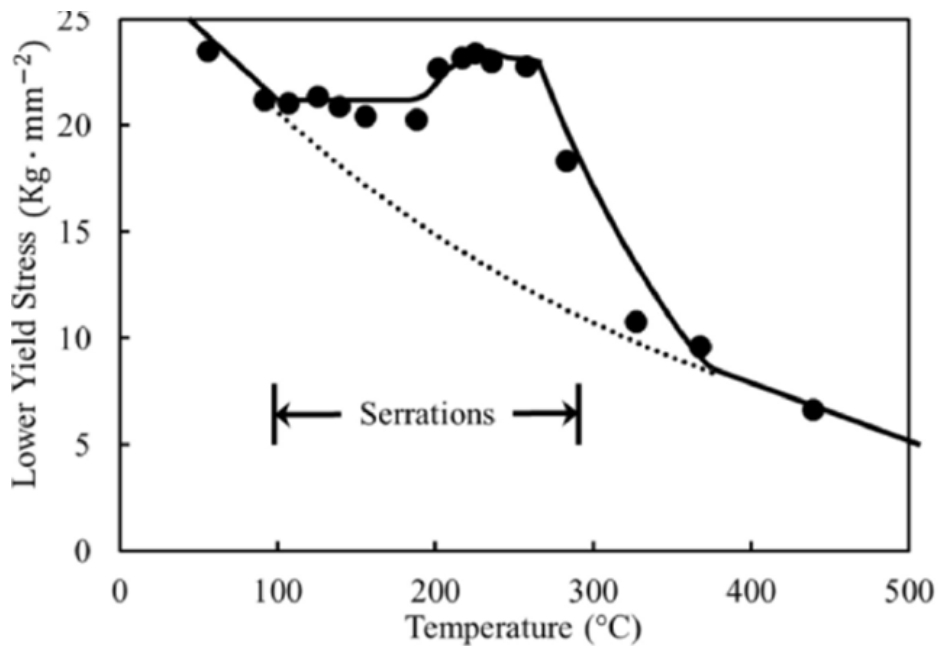
Dislokaatioiden ja seosatomien vuorovaikutus johtaa dislokaatioiden lukkiutumiseen ja vapautumiseen vuorotellen ja mahdollisesti dislokaatioalarakenteen muodostumiseen. Dislokaatioiden lukkiutuminen tarkoittaa, että niiden uudelleen liikuttamiseen tarvitaan korkeampi ulkoinen kuormitus. Dislokaatiot lukkiutuvat ja avautuvat toistuvasti, jolloin epästabiliia paikallista plastista muodonmuutosta tapahtuu plastisen muodonmuutoksen aikana. Näiden yhteisvaikutuksesta dynaaminen myötövanheneminen ilmenee materiaalin nykivänä tai sahalaitaisena muodonmuutoksena jännitys-venymä kuvaajassa. Tämä tunnetaan myös Portevin-Le Chatelier (PLC) ilmiönä. Ilmiöön liittyvä epähomogeeninen ja tietylle alueelle paikallinen muodonmuutos rajoittaa venymistä ja haurastuttaa terästä. [12–16] Nykivä muodonmuutos ei ole aina samanlaista ja ainakin viisi erilaista nykivän muodonmuutoksen tyyppiä on tunnistettu [17]. Kuvissa 2 ja 3 esitetään miltä nykivä muodonmuutos voi näyttää jännitys-venymä kuvaajissa. Nykivän muodonmuutoksen laatu ja voimakkuus riippuu käytettävästä materiaalista ja sen ominaisuuksista, kuten kemiallisesta koostumuksesta ja mikrorakenteesta. Etenkin kuvassa 3 nähdään kuinka nopeaa ja herkkää nykiminen voi olla materiaalissa. DSA voidaan lisäksi huomata jännitys-lämpötila kuvaajassa, johon se tekee alaspäin aukeavan koveran käyrän [12, 18]. Esimerkki tällaisesta mittauksesta on kuvassa 4.



Kuva 2. Havainnollistava kuva miltä dynaamiseen myötövanhenemiseen liitetty nykivä muodonmuutos voi näyttää. Mittaukset riippuvat käytetyistä materiaaleista sekä mitaolosuhteista. [17]



Kuva 3. Havainnollistava kuva miltä nykiminen voi näyttää oikeissa tuloksissa. Jännitys vaihtelee useita kymmeniä MPa nopeasti. [17]



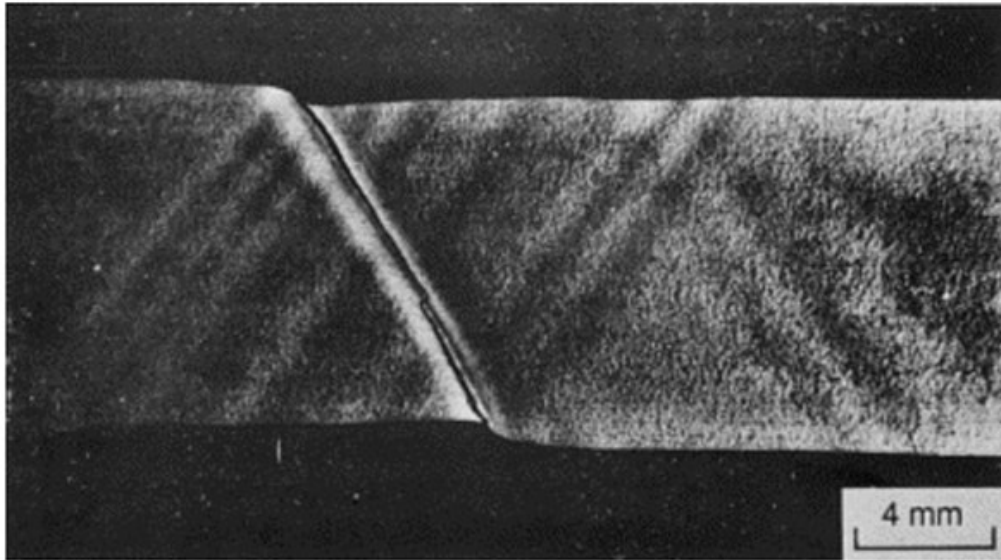
Kuva 4. Havainnollistava kuva dynaamisen myötövanhenemisen esiintymisestä myötöraja-lämpötila kuvaajassa. Kuvaajassa pienet pisteet kuvaavat oletettua käytöstä nykyvän muodonmuutoksen aikana ja suuret pisteet kokeellisia tuloksia. [12]

Materiaalissa havaitaan lisäksi vaihtelevaa kasvua muokkauslujittumisessa ja sen nopeudessa, negatiivista myötönopeusherkkyttä, lämpötilariippuvuutta myötöraja ja laskenutta sitkeyttä [8, 13]. Negatiivista myötönopeusherkkyttä on havaittu myötönopeuden 10^{-3} s^{-1} lähellä ja tämä johtuu liuenneiden atomien ja liikkuvien dislokaatioiden välisestä vuorovaikutuksesta [19]. Dynaamista myötövanhenemistä on havaittu Al, Au,

Cu, Cr, Mo, Nb, Ni, V ja Ti sisältävissä seoksissa ja eroja ilmiössä eri sidosaineiden tapauksessa on selitetty muun muassa seosatomien kasaumien muodostumisella. Eri liuenneet atomit osoittavat erilaista herkkyyttä ja vaikutusta ilmiölle. Yleisesti materiaali vahvistuu ja haurastuu ja ilmiötä voidaan kontrolloida esimerkiksi vaikuttamalla mitä aineita teräkseen lisätään ja niiden pitoisuuksia, eri lämpökäsittelyillä ja materiaalin mikrorakenteella. [3, 10, 11] DSA:n vahvistava vaikutus riippuu niin lämpötilasta, myötönopeudesta ja kuinka pitkälle kappaletta muokataan [12].

Ilmiön taustalla olevista mekanismeista on olemassa useita eri teorioita ja todennäköisesti tarkka mekanismi riippuu materiaalin koostumuksesta ja rakenteesta. Murtumismekanismin tutkimuksissa on huomattu, että murtumispinta sisältää vähän sitkeän murtumisen alueita. Tämä viittaa halkeaman hyppyihin eli halkeama etenemiseen vaiheittain. Ensin halkeaman eteneminen on hidasta ja kiihtyy tämän jälkeen, jolloin murtumispinnat eroavat hyvin nopeasti. Nopean vaiheen jälkeen eteneminen on hidasta ja tämä toistuu murtumisen edetessä. [4, 5, 7] Tällöin murtumisessa ei ole riittävästi aikaa, jotta suuri määrä onkaloita kerkeisi muodostua ja kasvaa sitkeän murtumisen etenemisen mukaisesti. Tällöin sitkeän murtuman alueet jäävät pieniksi ja vaikuttavat murtumismekanismiin vähemmän. Sitkeänmurtumisen alueiden kokoa voidaan kontrolloida myötönopeutta säätämällä, sillä korkeampi myötönopeus pienentää alueiden kokoa, kun taas pienempi myötönopeus suurentaa aluetta ja näin sitkeyttä. Mahdollinen selitys näille nopeille halkeaman hypyille voisi olla myötönopeusherkkyydessä. [5, 7, 20]

Myötönopeusherkkyyttä aiheuttavat olosuhteet voivat johtaa muodonmuutoksen paikallistumiseen ja hidastaa halkeaman kärjen relaksaatio-prosesseja. Nämä tekijät voivat toimia ajavana tekijänä halkeaman etenemiselle nostamalla varastoidun elastisen energian nopeutta. Lisäksi epähomogeeninen muodonmuutos Portevin-Le Chatelier ilmiössä laskee jännitystä halkeaman kärjessä. PLC-kaistojen säännöllinen vapautuminen voi aiheuttaa häiriöitä plastisessa muodonmuutoksessa halkeaman kärjen edellä, jolloin paikallisten halkeamien kärkien jännityksien relaksaatio voi heikentyä. Tämän johdosta varastoidun elastisen energian nopeus kasvaa ja halkeama etenisi hyppimällä. On todettu, että plastisen muodonmuutoksen alueen pienentyminen johtaa myös heikentyneeseen kykyyn laskea halkeaman kärjen jännitystä relaksaation kautta. Kumminkin, tarkka mekanismi säännöllisten halkeaman hyppyjen taustalla pysyy tuntemattomana. [5, 7, 20] Kuvassa 5 on esitetty PLC-kaistoja eli materiaalissa tapahtuvaa paikallista nykivää plastista muodonmuutosta.



Kuva 5. Kuvassa esitetty plastisen muodonmuutoksen paikallistuneet Portevin-Le Chatelier kaistat martensiittisessä näytteessä. Jokainen kaista kuvastaa jännityksen putoamista nykivän muodonmuutoksen aikana. [15]

On ehdotettu, että hiilipitoisissa martensiittisissä teräksissä nykivä muodonmuutos johtuu hiiliatomien hakeutuessa ruuvidislokaatioiden luokse. Alussa dislokaatiot eivät ole lukkiutuneet, sillä hiiliatomit hakeutuvat vielä niiden luokse ja tämä mahdollistaa alun jatkuvan stabiilin muodonmuutoksen. Dislokaatiot menettävät kykynsä liukua ristiin hiiliatomien saapuessa ruuvidislokaatioiden luokse. Näin ollen materiaali ei kykene generoimaan dislokaatioita riittävästi jatkuvan plastisen muodonmuutoksen ylläpitämiseksi ja epäjatkovaa myötymistä tapahtuu. Jännityksen putoaminen johtuu korkean dislokaatiitiheyden muodostuessa paikalliselle alueelle uusien dislokaatioiden generoitua. Epäjatkuva kasvu dislokaatiitiheydessä vakio myötönopeudella tarkoittaa, että dislokaatioiden liikkumiseen tarvittava jännitys tulee laskea. [15] Ruuvidislokaatioiden merkitys matalan lämpötilan plastisessa muodonmuutoksessa korostuu etenkin tilakeskisissä kuutiollisissa kidejärjestelmissä. Ruuvidislokaatioiden tapauksissa muun muassa C, Ni, Si, Cr ja Al kykenevät lukitsemaan ja heikentämään dislokaatioiden liikettä. [18]

Matalampi hiilipitoisuus matriisissa johtaa dynaamisen myötövanhenemisen suurempaan lämpötila-alueeseen rauta-hiili rakenteissa. DSA:ta voidaan kontrolloida muun muassa lisäämällä kromia tai alumiinia, sillä näillä korvaussija-atomeilla on vahva kemiallinen affiniteetti hiilen kanssa. Tämä johtaa DSA:n sekä ala- että ylälämpötilarajojen siirtymisen korkeammille lämpötiloille hiiliatomien heikentyneen diffuusion ansiosta. Liuenneilla atomeilla täytyy olla korkea kemiallinen affiniteetti hiilen kanssa toimiakseen, jotta nämä voivat rajoittaa DSA:n esiintymistä. [18] Huomion arvoista on myös, että päästömartensiitti voi sisältää karbideja. Tämän johdosta saatavilla on vähemmän vapaita hiiliatomeja, jotka voivat osallistua dynaamiseen myötövanhenemiseen. Lyhyet etäisyydet

hiilivapaiden dislokaatioiden ja siirtymäkarbidien välillä tarvitsisivat korkeampia jännityksiä jatkuvaan plastiseen muodonmuutokseen muokkauslujuuttumisteorian mukaisesti. [15]

Diffuusion vaikutusta dynaamiseen myötövanhenemiseen voidaan kuvata kahdella eri mallilla. Ensimmäinen on pitkän kantaman diffuusiomalli, joka soveltuu pinta- ja tilakeskisiin kuutiollisiin kiderakenteisiin. Toinen on lyhyen kantaman diffuusiomalli, joka soveltuu ainoastaan pintakeskiseen kuutiolliseen kiderakenteeseen. [16] Ottaen huomioon, että martensiitilla on venynyt tilakeskinen kuutiollinen kiderakenne, voidaan pitkän kantaman diffuusiomallin olevan ainakin jossakin määrin sovellettavissa myös martensiittiseen teräkseen. Pitkän kantaman diffuusiomalli on luvun alussa esitetty DSA-malli, jossa liuenneilla seosatomilla on diffuusion ja riittävän määrän tyhjien atomipaikkojen avulla riittävä liikkumiskyky hakeutua dislokaatioiden luokse. Tämä lukitsee ne paikoilleen, kunnes ulkoinen voima repii ne taas liikkeelle ja sama toistuu ja aiheuttaa epäjatkovaa plastista muodonmuutosta. Malli perustuu hiiliatomien lämpöaktivoitumiseen ja mitä korkeampi lämpötila on, sitä suurempi diffuusiokyky on hiiliatomeilla on ja näin DSA on voimakkaampi. Tästä mallista on materiaalikohtaisia modifioituja versioita, joissa keskitytään tiettyyn aspektiin ilmiössä ja selittää tätä tarkemmin. [16]

Fe–Cr–Ni Austeniittisissa teräksissä dynaaminen myötövanheneminen voidaan selittää pitkän kantaman diffuusiomallilla, jossa liikkuvat dislokaatiot lukkiutuvat paikallisten dislokaatioesteiden (Muut dislokaatiot, saasteet, raerajat...) lisäksi myös seosatomien vaikutuksesta kulkeutumalla diffuusion avulla niiden luokse. Matalissa lämpötiloissa eli noin 250–400 °C diffuusiolla kulkeutuvat seosatomit ovat välisija-atomeja ja korkeissa 400–650 °C korvaussija-atomeja. Fe–Cr–Ni Austeniittisissa teräksissä DSA:ta ei yleensä esiinny alle 250 °C lämpötiloissa, sillä liuenneiden seosatomien diffuusio on liian alhainen pitkän kantaman diffuusiolle. Dynaamisen myötövanhenemisen on kuitenkin mahdollista tapahtua myös alhaisemmissa lämpötiloissa, kuten 50 °C ja jopa huoneenlämmössä, tietyissä olosuhteissa. [9, 21, 22]

Lyhyen kantaman mallissa, toistuva dislokaatioiden lukkiutuminen voidaan selittää materiaalissa tapahtuvalla virhekompleksien lyhyen kantaman uudelleen orientoitumisella [9, 16]. Myös muut kaksifaasialueet voivat ilmentää dynaamisen myötövanhenemisen vaikutuksia. Esimerkiksi karbidien olemassaolo mikrorakenteessa voi johtaa aloituslujuuden heikkenemiseen, mutta tämä ei aina riitä selittämään DSA:n esiintymistä. Vaikutusta on selitetty onkaloiden ydintymisillä sitkeän muodonmuutoksen aikana, mikä voi olla helpompaa näissä toissijaisissa faaseissa kuin partikkeleista vapaisissa mikrorakenteissa. [5] Esimerkki tällaisesta on muodonmuutoksen aikana tapahtuva hiiliatomien uudelleen orientoituminen hiili-mangaani kompleksissa pinousvika-alueella, kun liikkuvat

osittaisdislokaatiot pakottavat hiiliatomit siirtymään oktaedrisista välisijapaikoista tetraedrisiin. Kun dislokaatiot saapuvat uudelleen orientoituneiden hiiliatomien asettamille oktaedrisille välisijapaikoille, jatkuva liukuminen vaatii suurempia leikkausvoimia ja DSA tapahtuu. [16]

Hiiltä ja mangaania sisältävissä austeniittisissa teräksissä dynaaminen myötövanheneminen voidaan selittää näiden atomien vahvan vuorovaikutuksen johdosta tapahtuvan paikallisen järjestäytymisen avulla. Hiiliatomit sijaitsevat oktaedrisissa välisijapaikoissa ja muodostavat kasaumia läheisten mangaaniatomien kanssa. Ulkoinen jännitys saa kasaumat hajoamaan ja tämä aiheuttaa hiiliatomien sijainnin muuttumisen tetraedriseen välisijapaikkaan muodonmuutoksen aikana. Muutos aiheuttaa materiaalin väliaikaisen heikkenemisen. Kasaumarakenne voi palautua rakenteen alhaisen aktivaatioenergian johdosta. Kasaumarakenne vastustaa dislokaatioiden liikettä paremmin muodonmuutoksessa siinä tapahtuvan hiilen sijainnin muutoksen takia. Tämä selittää DSA:n ilmenemisen näissä materiaaleissa. [13]

Diffuusiomalleissa on rajoituksensa, vaikka ne voivat selittää ilmiön esiintymistä joissain teräksissä. Kokeelliset mittaukset ovat osoittaneet, ettei päästömartensiitin jännitys-venymä käyrässä ilmene sahalaitaisuutta, mikä poistaa pitkän kantaman diffuusio mallin mekanismin soveltuvuuden päästömartensiitin tapauksessa. Lyhyen kantaman mallissa dynaamisen myötövanhenemisen tulisi tapahtua, jos hiiliatomien uudelleen orientoimisaika tetraedrisestä oktaedriseen välisijaan on yhtä suuri kuin hiiliatomien viipymisaika pinousvika-alueella. Näin ei kuitenkaan aina ole. [16] Näin ollen mallit eivät voi yksiselitteisesti selittää DSA:n esiintymistä kaikissa tapauksissa. Kaksifaasiteräksissä mallien aukkoja voidaan osittain täyttää muodonmuutoksen aiheuttamalla martensiitin muodostuksella, joka aiheuttaa suuren määrän kidevirheitä ja suurien dislokaatioiheyksien muodostumia nykivän muodonmuutoksen raeraja-alueilla [16, 22].

Dynaaminen myötövanheneminen tapahtuu eri materiaaleilla eri lämpötiloissa. Yleisesti se voidaan ajatella olevan vahvimmillaan noin 300 °C lämpötiloissa ja alkavan noin 150 °C lämpötiloissa. Matalissa lämpötiloissa lienneet hiiliatomit eivät välttämättä kykene lukitsemaan dislokaatioita. [4, 8, 10, 24] On myös raportoitu ilmiön alkavan jollain teräksillä jo 100 °C lämpötilassa ja häviävän 400 °C yksiakksiaalisessa vedossa [7,14]. Korkean lämpötilan plastisessa muodonmuutoksessa DSA:n lisäksi tapahtuu lämpöpehmeämistä ja mahdollisesti martensiitin päästöä. DSA parantaa teräksen kykyä vastustaa plastista muodonmuutosta, kun taas lämpöpehmeäminen ja esimerkiksi dynaaminen palautuminen laskee dislokaatioiheyttä helpottaen muodonmuutoksen tapahtumista. Martensiitin päästö pehmentää martensiittifaasia ja näin suurempi päästömartensiitin osuus voi laskea muokauslujittumisnopeutta. Matalissa lämpötiloissa DSA on dominoiva efekti

ja korkeissa lämpötiloissa taas pehmentävät ilmiöt dominoivat, mutta teräksen käytös on näiden ilmiöiden summa kaikissa lämpötiloissa. Martensiitin tapauksessa on huomattu, ettei martensiitin morfologialla tai tilavuusosuudella ole vaikutusta missä lämpötilassa dynaamiseen myötövanhenemiseen liittyvä nykivä muodonmuutos esiintyy. [2, 4, 8]

Kaksifaasiteräkset koostuvat pehmeästä faasista, kuten ferriitistä, ja vahvemmassa faasista, kuten martensiitista tai bainiitista. Ominaisuuksiltaan nämä teräkset ovat näiden kahden faasin yhdistelmä ja yleisesti omaavat korkean työstettävyyden ja alhaisen myötö-/vetolujuus-suhteen. Kaksifaasiteräksissä dynaaminen myötövanheneminen esiintyy tyypillisesti 150–450 °C lämpötila välillä. [4] Kaksifaasiteräksissä martensiittiset alueet toimivat materiaalia vahvistavana tekijänä niiden korkeiden hiilipitoisuuden ja dislokaatiotiheyden johdosta. Dislokaatioiden on vaikea edetä näille alueille, jolloin martensiitti faasin rajapintaan muodostuu dislokaatioiden kertymiä, minkä aiheuttama jännitys aiheuttaa martensiitin muodonmuutoksen. Dislokaatioiden kertymät näin ollen stabiloivat kaksifaasi rakennetta, koska ilman tätä murtuminen etenisi martensiitti faasissa tai sen rajalla. [2, 6] Dynaamiseen myötövanhenemiseen liittyvä epäjatkuva muodonmuutos on sidoksissa mikrorakenteen ominaisuuksiin ja kristallografisiin faasityyppeihin sekä näihin liittyviin ilmiöihin. Esimerkiksi austeniittisissa teräksissä on mahdollista tapahtua muodonmuutoksen aiheuttamaa martensiitin muodostumista, missä osa alkuperäisestä austeniitista muuttuu martensiitiksi muodonmuutoksen yhteydessä. Tämä mahdollistaa paikan dislokaatioiden monistumiselle ja korkean dislokaatiotiheyden muodostumiselle. [16]

Martensiitin muodostuminen aiheuttaa rakenteeseen jäännösjännityksiä ja korkeita dislokaatiotiheyksiä ja hiilen hakeutuminen dislokaatioiden luokse ja jäännösjännityksien kumoutuminen ovat tärkeitä tekijöitä myötölujuuden nousussa ja epäjatkuvan myötön esiintymisessä näissä teräksissä [2, 6]. Seosatomilla on kumminkin merkittävämpi vaikutus dynaamisen myötövanhenemisen esiintymiseen kuin mikrorakenteen muutoksilla. DSA:n aiheuttamaa sitkeyden laskemista on onnistuttu merkittävästi vähentämään lisäämällä vanadiinia. Tämä voidaan selittää vapaiden välisijapaikkojen laskeneella määrällä ferriitti faasissa, mikä vaikuttaa hiilen diffuusion. [3]

Muodonmuutoksen aiheuttama austeniitin muutos martensiitiksi voi luoda korkean diffuusion polun hiiliatomeille myös alhaisemmissa lämpötiloissa. Austeniitin faasitransitio muodonmuutoksen aikana aiheuttaa muodostuneen martensiitin ja austeniitin rajapinnalle suuren määrän muodonmuutoksesta ydintymisiä. Tämä johtaa suurtaajuiseen dislokaatioiden emissioon ja muodostunut korkea dislokaatiotiheys voi kompensoida hiiliatomien heikkoa diffuusiota matalissa lämpötiloissa. Näin ollen muodostuneet dislo-

kaatiot vuorovaikuttavat diffuusiolla kulkeutuvien hiiliatomien kanssa ja lukkiutuvat, jolloin dynaaminen myötövanheneminen on mahdollista myös alhaisemmissa lämpötiloissa. [21, 22]

Muodonmuutoksen aiheuttamaa martensiitin muodostumisen vaikutusta dynaamiseen myötövanhenemiseen kaksifaasiteräksissä voidaan todentaa austeniittisen teräksen avulla. Muodonmuutoksen alkuvaiheissa DSA on voimakkaimmillaan ja heikkenee muodonmuutoksen edetessä, kunnes sammuu kokonaan muodonmuutoksen lopussa. Käyttäytyminen voidaan selittää jäljelle jääneen austeniitin pienentyneellä raekoolla sekä kiteessä esiintyvien puristusjännityksien avulla, mitkä suojaavat faasimuutosta vastaan. Näin ollen jäljelle jääneellä austeniitilla on korkeampi mekaaninen stabiilisuus, jolloin on dislokaatioiden nopea monistuminen faasimuunnoksen mahdollistamana on epätodennäköisempää. Myös faasimuutoksen estäminen käyttämällä korkeaa venymänopeutta heikentää dynaamisen myötövanhenemisen vaikutusta muodonmuutoksen adiabaattisen vaikutuksen avulla. [16]

Ferriittisissä teräksissä seosatomit vuorovaikuttavat dislokaatioiden kanssa, jolloin dislokaatioiden liikkumiskyky heikkenee. Tämä johtaa paikalliseen plastiseen muodonmuutokseen ja paikallisen kurouman alkamiseen sekä myötörajan nousemiseen, kun pienemmän määrän dislokaatiota täytyy liikkua nopeampaa pysyäkseen määrättyssä myötönopeudessa. Dislokaatioiden monistuminen tai vapautuminen suuremman ulkoisen voiman toimesta johtaa ohimenevään pudotukseen myötörajassa, kun suurempi määrä dislokaatioista pystyvät liikkumaan. Ferriitin tapauksessa mekanismi liittyy joko hiilen tai pistevirhekompleksin diffuusioon pinousvika-alueelle. [17] Ferriitti-martensiitti-kaksifaasiteräksissä dynaaminen myötövanheneminen vaikuttaa enimmäkseen ferriittifaasiin ja martensiitilla tai karbideilla on pienempi vaikutus. Tämä on todettu aktivaatioenergian määrittämisellä DSA:n alkamis- ja päättymiskohdissa, mikä viittaa hiiliatomien diffuusion ferriittifaasissa aiheuttavan ilmiön. [4, 7, 23].

Erityisesti hiilellä on erikoisasema martensiittisessä teräksessä, sillä se on monen ilmiön taustalla. Hiiliatomit vahvistavat terästä liuoslujuutumisessa, sekä pystyvät jossakin määrin hakemaan paikkaa rakenteessa ja haurastuttamaan terästä dynaamisen myötövanhenemisen kautta, mikäli hiilen liikkuvuutta ei saada tukahduttua. Nämä dynaamiset vuorovaikutukset määrittävät teräksen käyttäytymisen korkeiden muokkauslujuutumisnopeuksien kautta muodonmuutoksen yhteydessä. [15] Seuraavassa osiossa käsitellään, mitkä kaikki tekijät vaikuttavat dynaamisen myötövanhenemisen esiintymiseen ja vahvuuteen.

2.4.2 Vaikuttavat tekijät

Dynaaminen myötövanheneminen on kompleksinen ilmiö ja siihen vaikuttavia tekijöitä on lukuisia. Muun muassa lämpötila, myötönopeus, liuenneet atomit ja materiaalin rakenteelliset ominaisuudet vaikuttavat ilmiön esiintymiseen [10]. DSA:han vaikuttavat tekijät voidaan luokitella ympäristöllisiin-, käyttö- ja materiaalikohtaisiin tekijöihin. Ympäristö- ja käyttöolosuhteilla, kuten lämpötilalla ja myötönopeudella, on merkittävä vaikutus ilmiön esiintymiseen [3]. DSA:n vaikuttavista tekijöistä merkittävämpinä voidaan pitää lämpötilaa, liuenneiden aineiden laatua ja määrää sekä myötymää ja myötönopeutta [24]. Tyypillisesti dynaaminen myötövanheneminen tapahtuu metallisissa materiaaleissa tietyllä materiaalikohtaisella lämpötila-alueella ja myötönopeus välillä [12].

Lämpötilan ja myötönopeuden vaikutusta ilmiön selittämiseen voidaan kuvata sillä, että lämpötila vaikuttaa kiteessä esiintyvien pistevirheiden diffuusioon ja myötönopeus määrittää liikkuvien dislokaatioiden nopeuden plastisessa muodonmuutoksessa [14, 18]. Lämpötila ja myötönopeus vaikuttavatkin dislokaatioiden jakaumaan matriisissa [18]. Dynaamisen myötövanhenemisen esiintyminen riippuu dislokaatioiden ja pistevirheiden, kuten liuenneiden atomien, vuorovaikutuksesta, joten lämpötila ja myötönopeus määrittävät kohtaavatko nämä kiteessä. On raportoitu, että lämpötilan ja myötönopeuden kasvattaminen vähentää nykivän plastisen muodonmuutoksen määrää [9, 16]. Lisäksi myötönopeuden kasvattaminen kasvattaa myös myötölujuutta, mutta laskee murtovenymää [20]. Kaksifaasi teräksissä näytteeseen tehty esivenytys kasvattivat myötörajaa ja murtolujuutta [24].

Jännitystilalla on merkittävä vaikutus metallisten materiaalien sitkeään murtumiseen. Dynaamista myötövanhenemistä tutkitaan tyypillisesti yksiaksisiaalisessa vedossa tai puristuksessa joko monotonisessa tai syklisessä kuormituksessa, mutta dynaaminen myötövanheneminen riippuu myös jännitystilasta. DSA:ssa jännitystila riippuvuus koskee materiaalin lujuutta ja murtumiskäyttäytymistä ja haurastumista voidaan vähentää kasvattamalla Lode kulmaparametria tai jännityksen triaksiaalisuutta. [7] Syklisessä kuormituksessa dynaaminen myötövanheneminen riippuu myös asetetusta venymä/jännitys amplitudista. Ilmiöön tarvittavat liikkuvat dislokaatiot muodostuvat syklisen muodonmuutoksen vaikutuksesta ja venymä/jännitys amplitudi vaikuttaa tähän. [25]

Dynaamista myötövanhenemistä on raportoitu niin matalan kuin korkean hiilen teräksissä ja ferriittisissä, martensiittisissä, bainiittisissä, austeniittisissä ja perliittisissä mikro-rakenteissa [7]. Teräksen tarkalla koostumuksella on vaikutus DSA:n esiintymiseen ja sen aiheuttamien muutoksien nopeuteen tietyssä lämpötilassa. Etenkin ilmiötä aiheuttavien seosatomien konsentraatioilla on merkittävä vaikutus. On raportoitu, että ilmiön

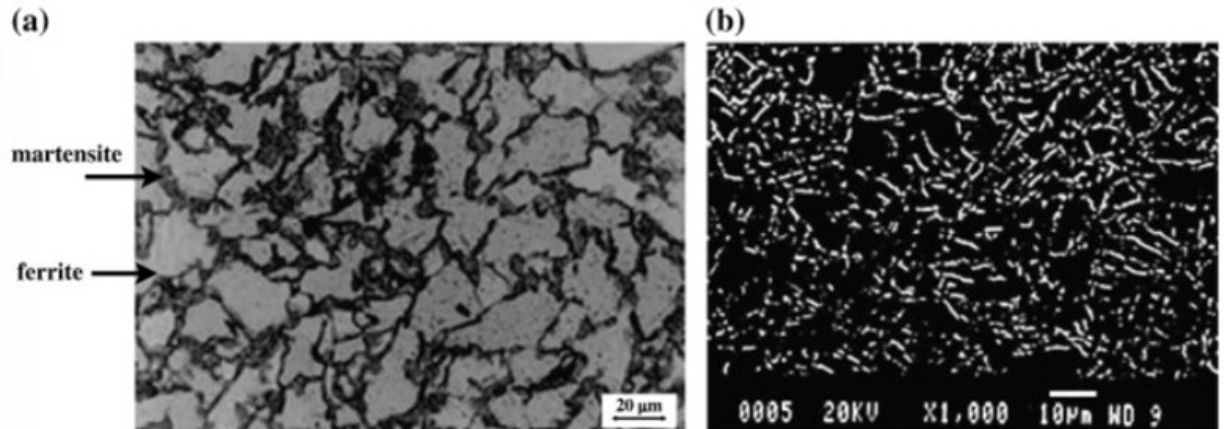
poistamiseksi välisija seosatomien konsentraation tulee olla noin 0.0001 % tai vähemmän, kun taas ilmiö on voimakkaimmillaan konsentraatioiden ollessa noin 0.002 %. [2, 3] Tulee muistaa, että välisija seosatomit tarvitsevat myös vapaita välisijapaikkoja pystyäkseen liikkumaan, mikä selittää miksi ilmiö ei ole voimakkaimmillaan, kun näiden välisija-atomien konsentraatio on maksimissaan.

Liuenneiden aineiden määrän lisäksi niiden laadulla on väliä ja eri aineilla voi olla hyvin erilaisia vaikutuksia [26]. Liuenneet aineet voivat lisäksi vaikuttaa ilmiön voimakkuuteen ja on raportoitu, että suurempi Mg konsentraatio Al-Mg seoksissa johtaa suurempaan amplitudiin nykivässä muodonmuutoksessa [3]. Jossain austeittissa teräksissä alumiinin lisäyksellä on onnistuttu vähentämään dynaamisen myötövanhenemisen esiintymistä, sillä alumiini vaikuttaa sisäiseen pinousvikaenergiaan [17]. Pinousvikaenergian nostaminen onkin yksi keino heikentää DSA:n esiintymistä [7, 16]. Hiilen tapauksessa konsentraation noustessa myös DSA vahvistuu [13]. Hiilen konsentraation noustessa teräksen muokkauslujittumisnopeus ja dislokaatioiden monistuminen ovat suurempia [19]. Hiilen lisäksi myös tyypellä on suuri vaikutus dynaamisen myötövanhenemisen ilmentymisessä ja näiden pitoisuuksia voidaan kontrolloida seostuksella ja prosessoinnilla.

Raekoon vaikutusta voidaan yleisesti kuvailla pienemmän raekoon vahvistavan dynaamisen myötövanhenemisen voimakkuutta [14]. Tämän voidaan olettaa johtuvan siitä, että raerajat toimivat esteinä dislokaatioiden liikkeelle. Lisäksi mikrorakenteessa olevat vahvat esteet, kuten saostumat ja raerajat, voivat heikentää dislokaatioliikettä ja suosia DSA:n esiintymistä [3]. Tällaisia saostumia ovat esimerkiksi karbidit, nitridit ja kompleksiset hiilinitridit ja ferriittisissä teräksissä karbidien muodostuminen toimii hiilineluna vähentäen niiden liikettä ja samalla DSA:n voimakkuutta [17]. DSA:n esiintymistä voidaan kontrolloida vaikuttamalla teräksen mikrorakenteeseen, kuten seosatomeihin, rakeiden kokoon ja aiheuttamalla esivenymää materiaaliin. Etenkin seosatomien diffuusion pysäyttäminen saostuslämpökäsittelyillä on merkittävä keino sitoa ne paikoilleen ja rajoittaa dynaamisen myötövanhenemisen esiintymistä. [3]

Myös muiden teräksissä esiintyvien mikrorakenteiden, kuten ferriitin, austeniitin, perliitin, bainiitin ja martensiitin, vaikuttavan dynaamisen myötövanhenemisen vaikutuksiin ja mekanismiin luvun 2.4.1 mukaisesti [3]. Lisäksi näiden eri faasien morfologia vaikuttaa DSA:n esiintymiseen. Esimerkiksi martensiitin tapauksessa on raportoitu kuitumaisen morfologian omaavan korkeamman lujuuden, venymän ja paremman väsymisen kestämisen kuin yhtä suuri osuus martensiittia verkostomuodossa. [8, 27] Sama voidaan saavuttaa kasvattamalla martensiitin osuutta [8]. Tämä on tärkeää muistaa etenkin, jos teräksessä tapahtuu muodonmuutoksen aiheuttamaa martensiitin muodostumista. Lisäksi

muuttamalla martensiitti verkostosta kuitumaiseksi tai lisäämällä martensiitin osuutta voidaan kasvattaa muokkauslujittumista lämpötilan kasvaessa noin 350 °C asti [8]. Muodonmuutoksen aiheuttama martensiitin muodostuminen aiheuttaa myös merkittävästi kidevirheiden muodostumista nykivän muodonmuutoksen alueella, mikä voidaan nähdä suurena dislokaatiitiheytenä [16]. Tämä dislokaatiitiheyden kasvu voi vahvistaa dynaamista myötövanhenemistä. Kuvassa 6 on havainnollistettu martensiitin kahta eri morfologiaa.



Kuva 6. Kuvassa vasemmalla 0.25 tilavuusosuus verkostomaista martensiittia ja oikealla sama tilavuusosuus kuitumaisena. [8]

Tämä voidaan selittää kuitumaisen martensiittisen rakenteen korkeammalla dislokaatiitiheydellä, jolloin myös dynaaminen myötövanheneminen on voimakkaampi [27]. Kumminkin, martensiitin morfologialla ei ole vaikutusta teräksen käyttäytymistrendiin eli molemmat materiaalit vahvistuvat, mutta ero näkyy kuinka paljon niiden käytös muuttuu [8]. Näin ollen käytettävän teräksen mikrorakenteen koostumuksen tunteminen on erittäin tärkeää dynaamisen myötövanhenemisen esiintymisen ymmärtämiseksi. Seuraavassa osiossa on tiivistetysti eri syitä ilmiön esiintymiseen.

2.4.3 Syitä

Kuten aiemmissa luvuissa on käyty läpi, teräksen liuenneilla seosatomilla on suuri vaikutus dynaamisen myötövanhenemisen esiintymisessä. Kiteessä etenkin välisija-atomeilla, kuten hiilellä on merkittävä vaikutus ilmiön esiintymiseen, mutta myös korvasija-atomit voivat vaikuttaa. Aiemmissa luvuissa on havainnoitu korkean hiilipitoisuuden omaavan martensiittisen faasin murtuvan helpommin kuin matalan hiilipitoisen martensiitin, jolloin martensiitin kyky kokea muodonmuutosta laskee hiilipitoisuuden noustessa. Korkean Mn pitoisuuden teräksissä hiili-dislokaatio vuorovaikutus voi johtaa murtumisen

etenemiseen raerajoja pitkin ja matalaan muodonmuutoskykyyn [7, 18, 26]. Dislokaatioiden vuorovaikuttaminen muiden liuenneiden atomien kanssa johtaa dislokaatioiden monistumiseen, suurempaan dislokaatiitiheyteen, ja tiheiden dislokaatioseinien/solujen muodostumiseen [7].

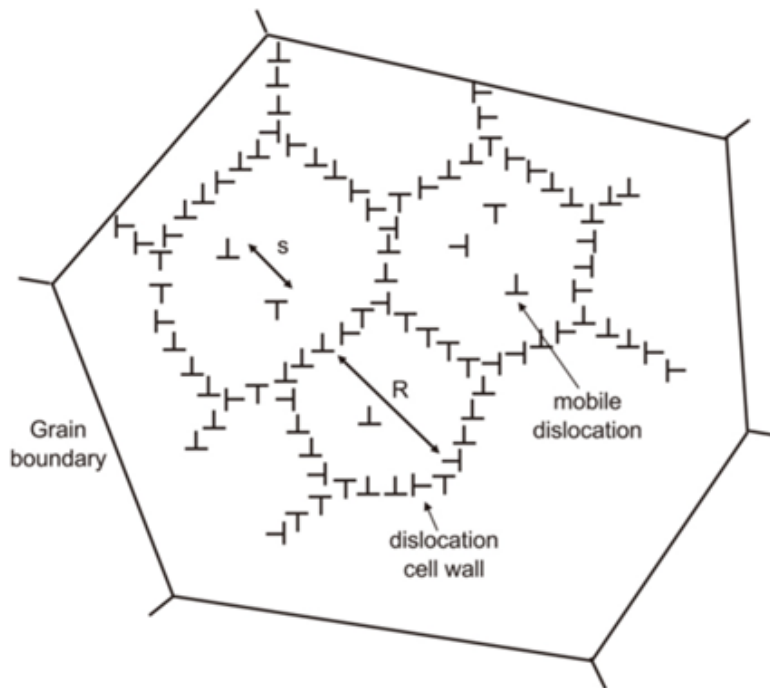
Materiaalin sitkeyteen vaikuttaa lisäksi mikro-onkaloiden muodostuminen, niiden kasvu ja yhdistyminen. Martensiittisien partikkeleiden korkeampi määrä materiaalissa tilavuutta kohden voi tarkoittaa, että materiaalissa on suurempi määrä mahdollisia ydintymiskohtia mikro-onkaloiden muodostumiselle. [2] Dislokaatioiden monistumista voi tapahtua etenkin, jos muodonmuutoksen aiheuttamaa martensiitin muodostumista voi tapahtua materiaalissa [16].

Kumminkin muodostuvat uudet dislokaatiot jumiutuvat jo lukkoon jääneisiin vanhoihin dislokaatioihin, joten uusien dislokaatioiden muodostuminen ei johda merkittävään kasvuun liikkuvien dislokaatioiden määrässä [18]. Dislokaatioiden lukkiutuminen johtaa dislokaatioiden keskimääräisen liukunopeuden laskemiseen, joka taas laskee materiaalin sitkeyttä ja efekti on sitä vahvempi, mitä enemmän dislokaatioita lukkiutuu [18]. Dynaamisen myötövanhenemiseen osallistuvat dislokaatiot kattavat niin ruuvi- kuin särmädislokaatiot ja näiden sekoitukset [18, 26]. On kumminkin mahdollista, että ruvidislokaatioilla on suurempi merkitys, sillä on huomattu joissain tapauksissa nykivän muodonmuutoksen kokeneiden näytteiden sisältävän ainoastaan ruvidislokaatioita [15].

Liuenneiden atomien lisäksi dislokaatiot voivat vuorovaikuttaa myös muiden kiderakenteessa esiintyvien esteiden kanssa. Esimerkiksi hiiltä sisältävissä austeniittisissa teräksissä voi tapahtua hiilen paikallista järjestäytymistä kasaumiksi. Myös muut seosatomit voivat uudelleen orientoitua eri komplekseissa ja dislokaatiot voivat vuorovaikuttaa näiden kanssa, jolloin niiden liikkumiskyky heikkenee. Huoneenlämpötilassa typpi konsentraation lisääminen johtaa suurempaan määrään N-Cr kompleksien muodostumiseen, minkä takia myös aktivaatioenergia nykivään plastiseen muodonmuutokseen nousee. Tämän takia typpi voi heikentää dynaamisen myötövanhenemisen ilmenemistä metallissa lämpötiloissa. [13] Kumminkin, kuten aiemmissa osioissa on ilmennyt, typpi voi myös vahvistaa dynaamista myötövanhenemistä korotetuissa lämpötiloissa.

Myös lämpökäsittelyn vaikutusta dynaamiseen myötövanhenemiseen on tutkittu ja on havainnointu, että muodonmuutos on yksi edellytys DSA ilmenemiselle. Eli pelkkä lämpökäsittely ei riitä ilmiön esiintymiselle vaan materiaalia pitää lisäksi kuormittaa mekaanisesti siten, että muodonmuutosta tapahtuu. [24] Tämän voidaan olettaa johtuvan siitä, että DSA:n yksinkertainen mekanismi liittyy liikkuvien dislokaatioiden vuorovaikutukseen kiteessä esiintyvien esteiden kanssa. Toinen yksinkertainen selitys ilmiön esiintymiselle

on, että parantunut muokkauslujittumisnopeus ilmiössä johtuu liikkuvien dislokaatioiden vähentyneestä tuhoutumisnopeudesta, jolloin dislokaatiitiheys kasvaa [19]. Dislokaatiitiheyden kasvu voidaan selittää dislokaatiosolurakenteiden muodostumisen estymisellä, mikä johtaa dislokaatioiden parantuneeseen monistumiseen dynaamisessa myötövanhenemisessä. [7, 19] Kuvassa 7 on havainnollistettu yksi mahdollinen dislokaatiosolurakenne. DSA lämpötiloissa voidaankin havaita selkeitä suoria dislokaatioviivoja ja tiheitä dislokaatioseiniä, mutta vähemmän dislokaatiosolurakennetta [7].



Kuva 7. Yksi mahdollinen dislokaatiosolurakenne, joka johtaa dislokaatioiden parantuneeseen monistumiseen. [19]

Seuraavassa osiossa keskustellaan joitakin dynaamisen myötövanhenemisen keskeisiä vaikutuksia materiaalin käyttäytymiseen.

2.4.4 Vaikutukset

Dynaamisen myötövanhenemisen vaikutukset materiaalin voidaan luokitella yleisesti neljään luokkaan. Ensimmäinen on nykivä plastisen muodonmuutoksen käyttäytyminen, sitten kasvanut lujuus lämpötilan kasvaessa. Seuraavaksi on materiaalin käytöksen riippuvuus käytettävästä myötönopeudesta ja lopuksi on materiaalin yleinen haurastuminen. [7] Murtumismekanismiin liittyvinä vaikutuksina voidaan sanoa, että DSA heikentää teräksen vastustuskykyä säröjen ydintymiselle ja kasvulle [3, 5, 7]. Lisäksi materiaalin absorboima energian määrä pienenee lämpötilan kasvun mukana, joka nähdään materiaalin

haurastumisena [24]. Tyypillisesti DSA aiheuttaa muun muassa materiaalissa kasvanutta epähomogeenisuutta, suuremman määrän säröjen ydintymisiä muodonmuutoksen alussa, nopeutettua vaurion kasvamista, piirteetöntä tasaista murtumapintaa ja yleisesti ennenaikaista murtumista [7]. Ilmiöön liittyy nopeaa murtumisen etenemistä, mikä voi liittyä korkeampaan muokkauslujittumisnopeuteen [4]. Korkeampi muokkauslujittumisnopeus liittyy uusien dislokaatioiden muodostumiseen, mikä voidaan selittää esimerkiksi faasimuunnoksilla kaksifaasi teräksissä [23].

Dynaamisen myötövanhenemisen merkittävin vaikutus materiaaliin on lujuuden kasvu sitkeyden kustannuksella. Lujuuden kasvu voidaan havaita murtolujuuden kasvussa ja sitkeyden laskeminen murtumisvenymän pienentymisenä. [2, 3, 5] On kumminkin muis-tettava, että myös martensiittisen faasin osuuden kasvu voi selittää lujuuden kasvua ja myös martensiitin päästö voi olla mahdollista riippuen käytettävästä lämpötilasta. Dynaamista myötövanhenemistä voi tapahtua samanaikaisesti muun muassa martensiitin muodostumisen kanssa ja molemmat kasvattavat materiaalin dislokaatiotiheyksiä ja haurastuttavat terästä. [6] Lisäksi materiaalissa tapahtuvat dynaamiset reaktiot voivat johtaa myös muiden faasien ja siirtymäkarbidien hajoamiseen tai saostumisiin, mitkä vaikuttavat myös materiaalin mekaaniseen käyttäytymiseen. Lujuuden kasvu jatkuu tiettyyn materiaalikohtaiseen lämpötilarajaan asti, kunnes dynaaminen myötövanheneminen ei ole enää dominoiva efekti ja materiaali alkaa pehmentyä lämpötilan vaikutuksesta. [7, 24, 27] Tyypillisesti ilmiö on voimakkaimmillaan noin 300 °C lämpötilassa [14, 24, 27]. Niukkaseosteisilla teräksillä vetolujuus on pysynyt lähes tasaisena dynaamisen myötövanhenemisen lämpötila alueella. Tämä voidaan olettaa johtuvan liuenneiden atomien ja dislokaatioiden vuorovaikutuksien vähyydestä. [3, 7]

Lujuuden lisäksi myös materiaalin kovuus kasvaa ilmiön vaikutuksesta [24]. Materiaalissa tapahtuu tietysti myös nykivää muodonmuutosta, mikä johtaa materiaalissa tapahtuvan plastisen muodonmuutoksen paikallistumiseen tietyille alueille. Muita seurauksia ovat kasvanut muokkauslujittuminen ja Hall-Petch kulmakerroin, sekä huippu muokkauslujittumisnopeudessa ja negatiivinen myötönopeuserkkyys. Negatiivinen myötösnopeuserkkyys vaikuttaa materiaalin käyttöön laskemalla sen lujuutta myötönopeuden kasvaessa. [3, 7, 14, 27] Kaikki dynaamisen myötövanhenemisen vaikutukset eivät kumminkaan ole negatiivisia. On raportoitu kuinka jossakin tilanteissa ilmiö on parantunut testatun materiaalin väsymislujuutta ja murtumislujuutta. Materiaalin väsymislujuuden parantuminen on ollut sitä suurempaa, mitä suurempi martensiitin osuus on ollut näytteissä. [6, 7, 27] Joissakin harvoissa tapauksissa myös austeniittisen teräksen sitkeys

on parantunut dynaamisen myötövanhenemisen lämpötila-alueella [7]. On kummin-kin myös raportoitu tilanteita, jossa väsymislujuus on heikentynyt ja materiaali on koke-
nut enemmän säröjen ydintymisiä ja näiden nopeampaa kasvua [5, 12, 25].

2.5 Kuinka dynaamista myötövanhenemistä on tutkittu?

Seuraavaksi käydään läpi kuinka dynaamista myötövanhenemistä on yleisesti tutkittu ja kuinka sekä mitä materiaaleja on testattu. On tärkeää muistaa, että ilmiötä on tutkittu eri materiaaleilla ja ilmiön esiintyminen riippuu niin käytetystä materiaalista kuin testausolo-
suhteista. Näin ollen ilmiön tutkimiseen käytettyjä menetelmiä käsitellään yleisellä ta-
solla.

2.5.1 Mitä menetelmiä käytetty?

Ilmiö vaikuttaa erityisesti materiaalin mekaaniseen käyttäytymiseen, jolloin erilaiset me-
kaaniset testausmenetelmät ovat merkittäviä ilmiön tutkinnassa. Tyypillisesti testaus
suoritetaan yksiakselisessa vedossa eri lämpötiloissa ja myötönopeuksilla. Vetoko-
keissa myötönopeudet ovat suhteellisen hitaita ja ovat esimerkiksi luokkaa $10^{-2} -$
 $10^{-4} s^{-1}$ ja lämpötila 100–600 °C. [6–9, 20–25] Vetokokeissa näytteisiin on joissakin ta-
pauksissa tehty esivenytys valmiiksi ennen varsinaista mittausta [19]. Ilmiön haurastu-
misvaikutuksen takia myös kovuusmittaukset ovat olleet oleellisia ilmiön tutkimisessa
[24]. Vetokokeiden lisäksi myös Newmanin pyörivä-taivutus väsymystestikonetta (New-
man rotating-bending fatigue test machine) on käytetty väsymiskäyttäytymisen tutkimi-
seen [27]. Syklistä kuormitusta on myös käytetty materiaalin väsymiskäyttäytymisen tut-
kimiseen ilmiön vaikutuksen alaisena [11, 25].

Mekaanisen kuormituksen lisäksi tutkimuksissa yleisesti selvitetään jonkin muun tekijän
vaikutusta ilmiöön ja muita menetelmiä käytetään mekaanisen testauksen yhteydessä.
Tämä voi sisältää esimerkiksi murtumispintojen analysointia, jotta ilmiön mekanismia
voidaan tutkia [7]. Käytettyihin menetelmiin kuuluu niin optisia kuin läpivalaisu- ja pyyh-
käiselektronimikroskooppeja [14, 16, 23, 25, 26]. Mikroskopian yhteydessä voidaan
käyttää eri kuvan analysointityökaluja esimerkiksi eri faasiosuuksien määrittämiseen
mikrorakenteessa [6, 8, 9, 27]. Murtumispintojen lisäksi pinnan lämpötilajakaumaa on
tutkittu käyttämällä infrapunakameroita [16]. Myös muita lämpöanalyysi menetelmiä voi-
daan käyttää, esimerkiksi differentiaalista pyyhkäisykalorimetria voidaan käyttää selvit-
tämään materiaalissa tapahtuvia muutoksia [22].

Mikrorakenne tutkimukset ovat merkittävä osa dynaamisen myötövanhenemisen tutkimista. Esimerkiksi magneettisen kyllästymisen analyysia on käytetty ferromagneettisen faasin osuuden määrittämiseen kaksifaasi materiaaleissa [13]. Myös eri röntgensironta menetelmiä, kuten synkrotroniröntgensirontaa, on käytetty mikrorakenne tutkimuksissa dislokaatiitiheyksien määrittämiseen eri venymätasoissa sekä faasiosuuksien tunnistamiseen [14]. Röntgendiffraktiolla on tutkittu dislokaatiitiheyksien lisäksi faasimuunnoksia ilmiön aikana [9, 16, 19, 20, 25, 26]. Faasien tilavuus- ja pinta-alaosuusien määrittämiseen on käytetty myös takaisin heijastuneiden elektronien diffraktiota (EBSD) [9, 16, 20, 21]. Energiadisersiivista röntgenspektroskopiaa on käytetty materiaalin mikrorakenteen analysoinnissa. [20].

Kuten aiemmissa kappaleissa on esitetty, dynaaminen myötövanheneminen on moniulotteinen ilmiö, jossa monet tekijät vaikuttavat sen esiintymiseen. Näin ollen etenkin materiaalin mikrorakenne tutkimukset ovat tärkeitä ilmiön tutkimiseen ja tämän johdosta monia eri menetelmiä voidaan käyttää. Yleisesti ilmiötä tutkitaan yhdistämällä mekaaninen testaus jonkin toisen mikrorakennetta kuvaavan menetelmän kanssa. Tärkeitä ovat esimerkiksi eri faasiosuudet mikrorakenteessa, niiden rakenteet ja dislokaatiitiheyksien jakautuminen materiaalissa.

2.5.2 Mitä materiaaleja on tutkittu

Teräksiä, joita kuvataan puhtaasti martensiittisiksi on tutkittu vähän dynaamisen myötövanhenemisen kannalta. Tämä voi johtua martensiitin valmiiksi erittäin suuresta lujuudesta ja hauraudesta, mikä rajoittaa materiaalin käyttöä jo valmiiksi. Tutkimukset, joissa käytettiin puhtaasti martensiittisiä teräksiä, martensiitti oli joko niukkaseoksellista, pääsitettyä tai yleistä AISI 403 12 % Cr martensiittistä terästä [5, 11, 20].

Yleisempiä testattuja materiaaleja oli kaksifaasi teräkset, joista yleisin oli martensiitin ja ferriitin mikrorakenteen omaava teräs [2, 4, 6, 7, 19, 27]. Näissä martensiitin morfologia on vaihdellut saarista ja kuitumaisista rakeista verkostomaiseen rakenteeseen [8]. Lisäksi martensiitin osuus ja hiilipitoisuus vaihtelee eri tutkimuksien välillä. Näiden lisäksi bainiitti faasia on voinut esiintyä ferriitin ja martensiitin lisäksi [3, 23]. Myös ferriitti-perliitti teräksiä on tutkittu ilmiöön liittyen [14].

Myös austeniittisiä teräksiä on tutkittu, mutta näissä martensiitin osuus ilmenee siitä, että muodonmuutos voi aiheuttaa näissä teräksissä uuden martensiitti faasin muodostumista. Useita eri austeniittisiä teräs laatuja on tutkittu ilmiöön liittyen [13, 21, 22, 25].

Dynaaminen myötövanheneminen esiintyy laajasti eri teräslaaduissa ja sen vaikutuksen teräksen käyttäytymiseen ovat yleisesti negatiivisia. Opinnäytetyössä käytetyissä tutkimuksissa materiaalissa on ollut joko valmiiksi martensiittista faasia tai sitä on muodostunut muodonmuutoksen yhteydessä. Näin ollen tutkimuksista on saatu työn kannalta oleellista aineistoa ja seuraavaksi käsitellään dynaamisen myötövanhenemisen erilaisia mallinnus keinoja.

3. MALLINTAMINEN

Dynaaminen myötövanheneminen vaikuttaa merkittävästi materiaalin käytöksen muuttumiseen ja se tapahtuu samanaikaisesti muiden ilmiöiden kanssa, jolloin DSA:n mallintaminen on haastavaa. Tämä vaikuttaa kuinka materiaalia voidaan käyttää turvallisesti ja tehokkaasti, mikä voi rajoittaa materiaalin käyttöä. Etenkin martensiittisilla teräksillä DSA:n aiheuttama haurastuminen voi olla merkittävä tekijä materiaalin soveltuvuuden kannalta tiettyyn applikaatioon johtuen martensiitin valmiiksi hauraasta luonteesta. Luvussa 3 keskitytään kuinka ilmiötä voidaan mallintaa erilaisilla matemaattisilla, fysikaalisilla, teoreettisilla ja numeerisilla malleilla sekä tekoälyn hyödyntämismahdollisuuksia.

3.1 Mallinnusmenetelmiä

Seuraavaksi esitellään joitakin malleja, joita käytetään ilmiön kuvaamisessa. Mallien välillä on eroja muun muassa mihin ne perustuvat ja kuinka niitä käytetään. Osa malleista ovat lyhyempiä itsenäisiä, jotka kuvaavat ilmiön tiettyä aspektia ja toiset mallit ovat osia laajemmista materiaalin käytöstä kuvaavista malleista.

3.1.1 Diffuusiomallit

Dynaamista myötövanhenemistä voidaan kuvata sekä pitkän että lyhyen kantaman diffuusiomalleilla ja näiden matemaattisia malleja käsitellään seuraavaksi. Pitkän kantaman mallissa liikkumiskykyiset dislokaatiot lukkiutuvat erilaisiin mikrorakenteessa oleviin esteisiin muodonmuutoksen aikana. Esteitä voivat olla esimerkiksi erilaiset saostumat, raerajat ja dislokaatioiden kertymät ja dislokaatioilla kuluu aikaa, mitä kutsutaan odotusajaksi, esteiden ylittämiseen. Odotusaikaa käytetään ilmiön mallintamiseen, sillä pidempi odotusaika tarkoittaa, että eri seosatomilla on enemmän aikaa hakeutua diffuusiolla dislokaatioiden luokse ja lukita ne paikoilleen. Tämä johtaa ilmiön vahvistumiseen materiaalissa ja voidaan todeta, että materiaali ilmentämä nykivä muodonmuutos riippuu sekä seosatomien diffuusiosta ja dislokaatioiden odotusajasta. Materiaalin nykivä muodonmuutos tapahtuu, kun välisija-atomien diffundoitumiseen kulunut aika pysähtyneiden dislokaatioiden luokse on yhtä suuri kuin dislokaatioiden odotusaika. [28] Näin ollen seuraava yhtälö on ehdotettu austeniitin kriittiselle insinöörienvymälle e_c^y

$$(e_c^y)^\beta = \left(\frac{C_1}{\alpha C_0}\right)^{\frac{3}{2}} \frac{kTb\epsilon_{ini}}{LKU_m D_0 \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right)}, \quad (1)$$

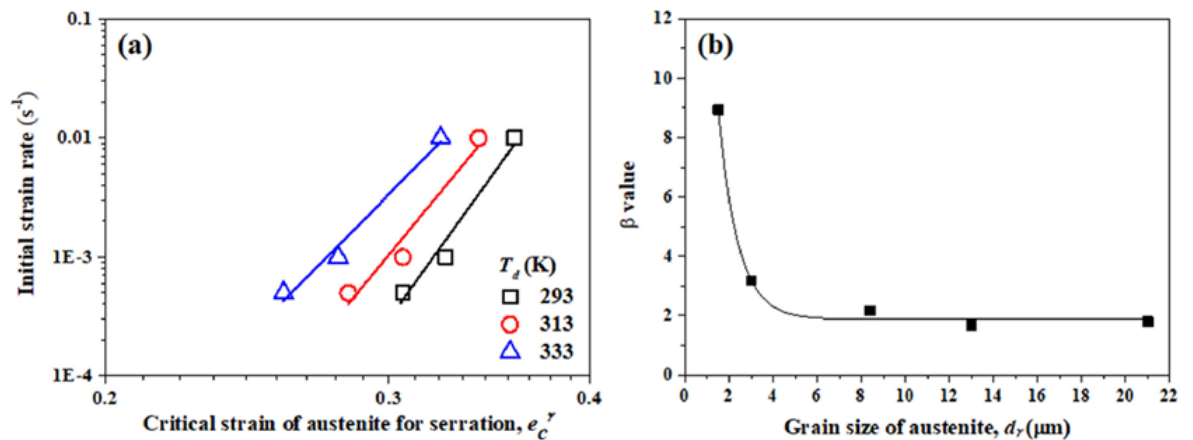
missä α on ~ 3 , C_0 on välisija-atomien konsentraatio ja C_1 on välisija-atomien konsentraatio dislokaatioissa, joka tarvitaan dislokaation lukkiutumiseen. L on mikrorakenteen esteiden etäisyys toisistaan ja U_m on välisija-atomien dislokaatioita sitova energia ja T on lämpötila. D_0 on diffuusiotaajuustekijä ja Q on välisija-atomien diffuusion aktivaatioenergia. K ja β ovat vakioita ja k on Boltzmannin vakio ja b on Burgersin vektori. Jotta Q voidaan ratkaista, otetaan yhtälöstä (1) puolittain luonnollinen logaritmi, jolloin yhtälö asettuu suoran kaavan mukaiseksi. [28]

$$\ln \left[\frac{(e_c^y)^\beta}{T} \right] = \frac{Q}{kT} + \ln P, P = \left(\frac{C_1}{\alpha C_0} \right)^{\frac{3}{2}} \frac{kb\epsilon_{ini}}{LKU_m D_0} \quad (2)$$

β arvon ratkaisemiseksi kaava voidaan vielä muokata seuraavaksi ja muodostaa $\log \epsilon_{ini}$ vs $\log e_c^y$ kuvaaja [28].

$$\log \epsilon_{ini} = \beta \log e_c^y + \log R, R = \left(\frac{\alpha C_0}{C_1} \right)^{\frac{3}{2}} \frac{KU_m D_0 \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right)}{kTb} \quad (3)$$

Kuvassa 8 on esitetty näin saatu kuvaaja, josta voidaan ratkaista keskiarvo β arvo eri mittauksille.



Kuva 8. (a) Eri lämpötiloissa suoritettavat vetokokeet, joista saadaan β ratkaistua kaavan 3 mukaisesti. Kuvaajassa alkumyötönnopeus on kuvattu austeniitin nykyvän muodonmuutoksen kriittisen venymän funktiona. (b) β arvon riippuvuus raekoosta Fe-18Mn-0,6C (paino-%) teräksessä. [28]

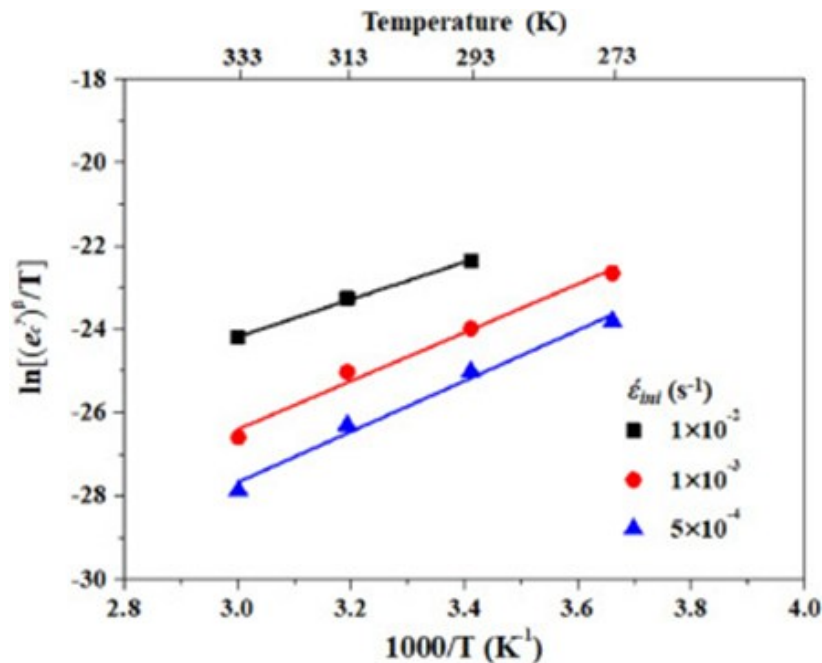
Vaikuttaisi, että β -arvo riippuu vahvasti raekoosta hienorakeisissa näytteissä ja tämä voidaan esittää austeniitin dislokaatioitiheyden ρ_γ avulla kaavalla

$$\rho_\gamma = K\epsilon^\beta, \quad (4)$$

missä K on vakio. [28] On raportoitu ρ_γ riippuvan vahvasti rakeiden hienontamisesta, sillä tämä lisää raerajojen määrä mikrorakenteessa, jolloin dislokaatioilla on enemmän

rakenne-esteitä. Tämä johtaa dislokaatioiden kertymiseen rajoille ja suurempaan dislokaatiotiheyteen. Kun β arvo on saatu ratkaistua, voidaan Q arvo saada muodostamalla

$\ln \left[\frac{(e_c^y)^\beta}{T} \right]$ vs $\frac{1}{T}$ kuvaaja. Kuvassa 9 esitetty tällainen kuvaaja. [28]



Kuva 9. $\ln \left[\frac{(e_c^y)^\beta}{T} \right]$ vs $\frac{1}{T}$ kuvaaja, mistä diffuusion aktivaatioenergia Q voidaan ratkaista. [28]

Lyhyen kantaman diffuusiomallissa dynaaminen myötövanheneminen tapahtuu hiilen uudelleen orientoituessa C-Mn komplekseiksi pinousvika-alueella. Uudelleen orientoitumisessa hiili vaihtaa oktaedrisista välisijapaikoista tetraedrisiin dislokaatioiden kulkeutuessa niiden ohi. Tässä mallissa nykivän muodonmuutoksen ilmentyminen riippuu hiiliatomien uudelleen orientoitumiseen kuluneesta ajasta (t_{re}) ja siitä kuinka kauan hiiliatomit pysyvät pinousvika-alueella (t_s). Dynaaminen myötövanheneminen alkaa, kun nämä ajat ovat yhtä suuret. [28] Nämä parametrit voidaan esittää yhtälöillä

$$t_{re} = \tau_0 \exp\left(\frac{Q_{re}}{kT}\right) \quad (5)$$

$$t_s = \frac{d_{SF}}{V_d(\varepsilon)}, \quad (6)$$

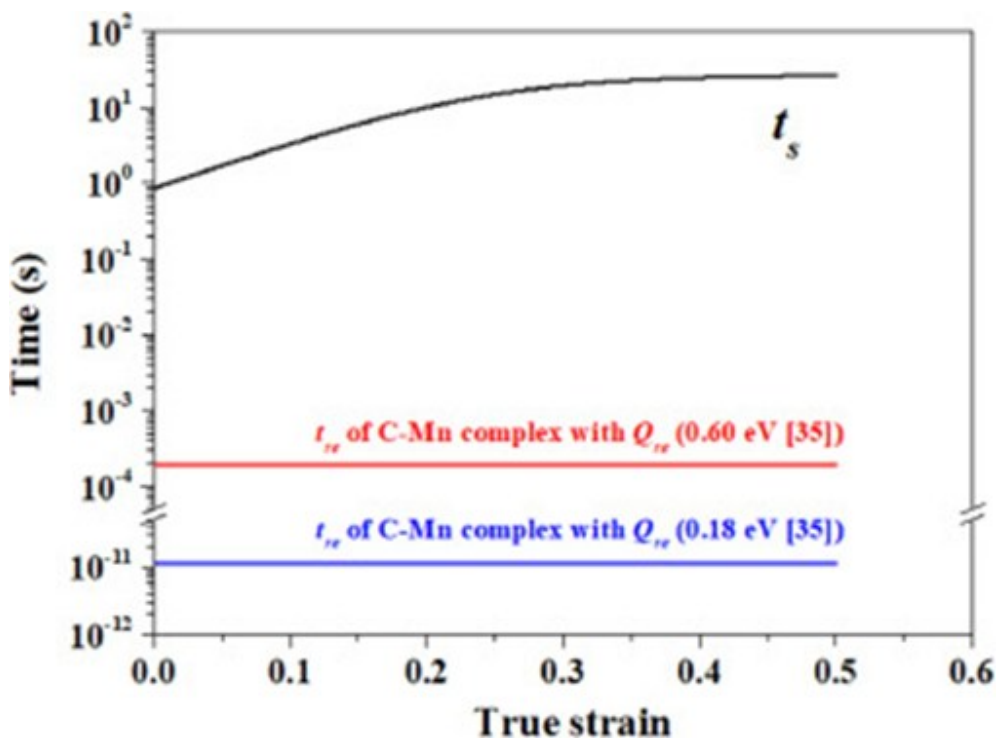
missä τ_0 on vakio ja Q_{re} aktivaatioenergia C-Mn kompleksin uudelleen orientoitumiselle pinousvika-alueella heksagonisessa tiivispakkaus kidejärjestelmässä. d_{SF} on kärjessä ja perässä olevien osittaisten dislokaatioiden välinen etäisyys ja k on Boltzmannin vakio. T on lämpötila kelvineissä. [16, 28] $V_d(\varepsilon)$ on dislokaatioiden nopeus todellisen venymän funktiona, jota voidaan kuvata yhtälöllä

$$V_d(\varepsilon) = \frac{\dot{\varepsilon}}{M\rho(\varepsilon)b}, \quad (7)$$

missä $\dot{\varepsilon}$ on vakio myötönnopeus, M on Taylorin tekijä ja $\rho(\varepsilon)$ on dislokaatiotiheys tietyssä venymässä [16]. d_{SF} arvo voidaan laskea käyttämällä kaavaa

$$d_{SF} = \frac{Gb_p^2}{8\pi\gamma_{SFE}} \frac{2-v}{1-v} \left(1 - \frac{2v\cos 2\theta}{2-v}\right), \quad (8)$$

missä G on liukumoduuli ja b_p on osittaisdislokaatioiden Burgers vektorin voimakkuus. γ_{SFE} on pinousvikaenergia ja v on Poissonin luku. Näistä voidaan muodostaa aika-todellinen venymä kuvaaja ja kuvassa 10 on esitetty tällainen. [16, 28]



Kuva 10. Aika-todellinen venymä kuvaaja, jota voidaan käyttää dynaamisen myötövanhenemisen esiintymisen selittämiseen lyhyen kantaman diffuusiomallissa. [28]

Kuvan 10 esimerkki tapauksessa t_{re} arvot ovat matalampia kuin t_s , jolloin nykivän muodonmuutoksen tulisi alkaa heti vedon ja myödon alkaessa. Näin ei kuitenkaan käynyt, jolloin lyhyen kantaman malli ei kykene selittämään ilmiötä kyseissä teräslaadussa. [28]

3.1.2 Dislokaatioiden monistumismalli

Diffuusiomallien lisäksi dynaamista myötövanhenemistä voidaan mallintaa dislokaatioiden monistumismallien kautta. Erityisesti mallit ovat hyödyllisiä austeniittisissa teräk-

sisä, missä voi tapahtua muodonmuutoksen aiheuttamaa austeniitin muutosta martensiitiksi. Martensiitin muodostuminen on merkittävä tekijä dislokaatiitiheyden kasvussa näissä teräksissä. [16] Myötöjännitystä voidaan kuvata yhtälöllä

$$\sigma = q\varepsilon_p + 2\tau_0 \left[\frac{\dot{\varepsilon}}{0.5bf(\rho_0 + C\varepsilon_p^a)} \right]^{\frac{1}{n}}, \quad (9)$$

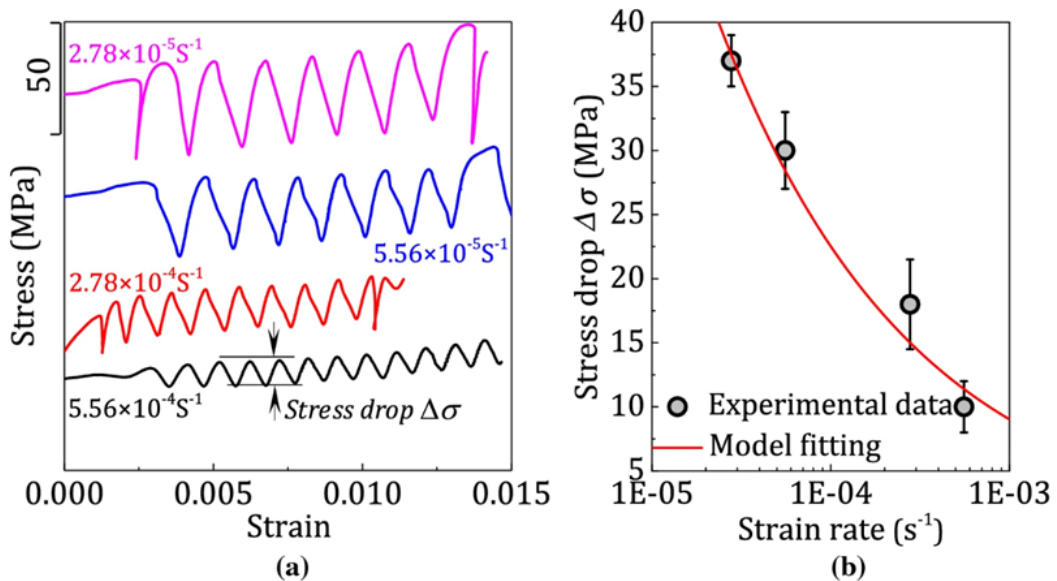
missä ε_p on plastinen venymä, τ_0 on leikkausjännitys ja ρ_0 on dislokaatiitiheys alussa. f , C , a ja N ovat vakioita, joiden arvo määritetään sovittamalla malli kulkemaan koetuloksien kautta. Nykivän muodonmuutoksen aikana jännityksellä on sekä ylä- että alaraja. Jännityksen putoaminen nykivässä muodonmuutoksessa saadaan, kun korkeammasta jännityksen arvosta vähennetään alaraja. Tämä voidaan esittää seuraavalla yhtälöllä. [16]

$$\Delta\sigma = \sigma_U - \sigma_L = \frac{2\tau_0}{n[0.5bf(\rho_0 + C\varepsilon_p^a)]^{\frac{1}{n}}} \left[\frac{1}{\dot{\varepsilon}_U^{\frac{1}{n}}} - \frac{1}{\dot{\varepsilon}_L^{\frac{1}{n}}} \right], \quad (10)$$

Yhtälössä 10 jälkimmäinen termi voidaan vielä sieventää, jolloin yhtälö voidaan muuttaa muotoon

$$\Delta\sigma = \sigma_U - \sigma_L = P\dot{\varepsilon}^m, P = \frac{2D\tau_0}{n[0.5bf(\rho_0 + C\varepsilon_p^a)]^{\frac{1}{n}}}, \quad (11)$$

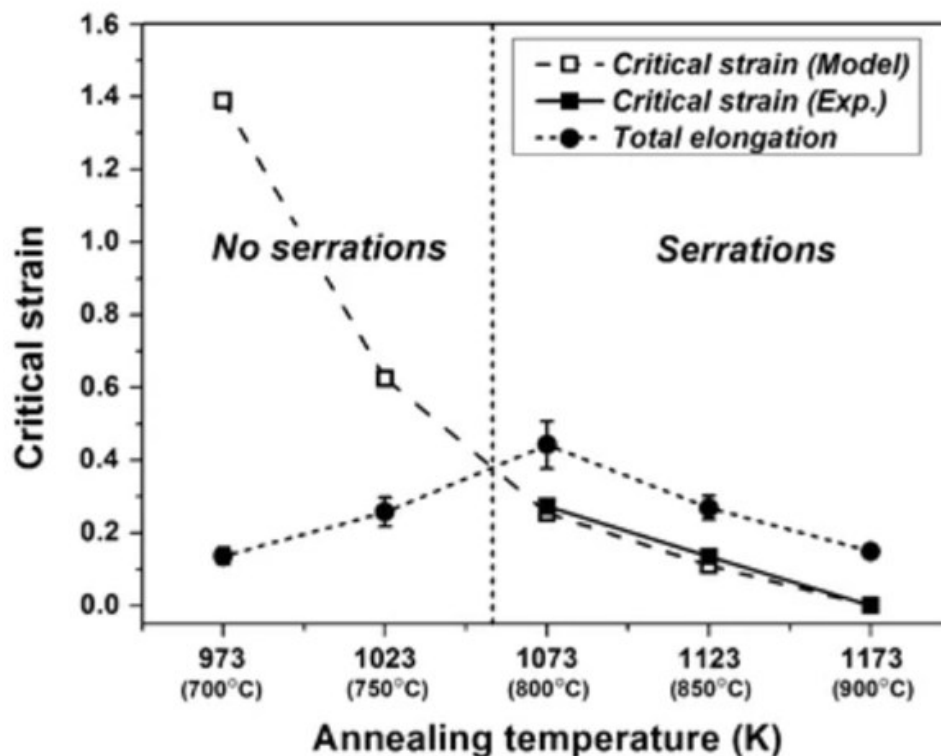
missä D ja m ovat vakioita. Mallin mukaan arvioitu jännityksen putoaminen verrattuna kokeelliseen dataan on esitetty kuvassa 11. [16]



Kuva 11. (a) Dynaamisen myötövanhenemisen aiheuttama nykivän muodonmuutoksen jännitysputoama kokeellisesti mitattuna 297 K lämpötilassa eri myötönopeuksilla. (b) Kokeellinen data verrattuna teoreettiseen mallin ennustukseen jännitysputoamasta. [16]

Kuvan 11 mukaisesti voidaan todeta dislokaatioiden monistumismallin pystyvän ennustamaan jännityksen putoamista nykivän muodonmuutoksen aikana suhteellisen hyvin.

Dislokaatiotiheyteen perustuvaan konstitutiivisen mallin avulla on mahdollista arvioida dynaamisen myötövanhenemisen kriittistä venymää. Käytetty malli rakentuu 15 kaavasta, joilla kuvataan materiaalin käyttäytymistä vedossa eri matemaattisia malleja käyttämällä. Mallissa jokaisen teräksen faasin vaikutuksen sen myötölujuuteen huomioidaan arvioimalla eri seosaineiden vahvistavaa vaikutusta, seosaineiden konsentraatioita ja keskiverto raekokoa. Malli arvioi myös dislokaatiotiheyden kehitystä jokaisessa faasissa vertaamalla varastossa olevia dislokaatioita ja niiden tuhoutumista dynaamisen palautumisen kautta käyttämällä Kocks–Mecking-mallia. Malli huomioi lisäksi useita muita mikrorakenne tekijöitä, kuten rae- ja faasirajoja, sekä dislokaatioiden keskimääräisen vapaan kulkumatkan ja eri faasien tilavuusosuudet sekä morfologisia tekijöitä. Kuvassa 12 on osoitettu kuinka malli pystyi arvioimaan kyseisen teräslaadun kriittistä venymää dynaamisen myötövanhenemisen esiintymiselle. [29]



Kuva 12. Kriittinen venymä-lämpökäsittely lämpötila kuvaaja, josta voidaan nähdä käytetyn mallin ennustavan teräksen kriittisen venymän suhteellisen tarkasti. [29]

Seuraavaksi siirrytään malliin, joka keskittyy martensiittisiin mikrokomposiitti materiaaleihin.

3.1.3 Martensiittinen mikrokomposiitti malli

Konstitutiivisessa mallissa dynaamista myötövanhenemistä kuvataan lämpötilasta ja myötönopeudesta riippuvana funktiota ja mallia käytetään martensiittisilla mikrokomposiitti teräksillä [12]. Mallissa myötöjännitys katsotaan koostuvan kolmesta komponentista

$$\sigma = \sigma_a + \sigma_{th} + \sigma_d, \quad (12)$$

missä σ_a on jännityksen aterminen komponentti, σ_{th} on terminen ja σ_d kuvaa dynaamista myötövanhenemistä. Teräksen mikrorakenteessa olevat dislokaatioiden liikettä heikentävät esteet voidaan jakaa lyhyen ja pitkän kantaman esteisiin. Lyhyen kantaman esteet ovat matala energisimpiä kuin pitkän kantaman esteet ja dislokaatioit voivat ylittää nämä esteet lämpöaktivaatioenergian avulla. Pitkän kantaman esteisiin ei pelkästään lämpöenergia riitä ja tämä toimii periaatteena näiden mallintamisen taustalla. [12] Jännityksen aterminen ja terminen komponentit voidaan kuvata seuraavilla yhtälöillä

$$\sigma_a(\varepsilon_p) = \bar{\sigma}_a + B\varepsilon_p^{n_1} \quad (13)$$

$$\sigma_{th}(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T) = \bar{\sigma}_{th}\varepsilon_p^{n_2} \left(1 - \left(\beta_1 T - \beta_2 T \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_p^0} \right)^{\frac{1}{q}} \right)^{\frac{1}{p}}, \quad (14)$$

missä $\bar{\sigma}_a$ on aterminen myötöraja, B ja n_1 määrittelevät atermisen lujittumisen. Terminen myötölujuus on määritetty parametreilla $\bar{\sigma}_{th}$ ja n_2 . $\dot{\varepsilon}_p^0$ on ekvivalenttinen plastinen myötönopeus. Muuttujat β_1, β_2, p ja q ovat vakioita, jotka tulee määrittää käyränsovituksella koekellisista tuloksista. Muuttujat p ja q määrittelevät mikrorakenteessa esiintyvien esteiden aiheuttaman potentiaalienergia vallin muodon. Tyypillisesti p on nollan ja yhden välillä ja q on yhden ja kahden välillä. [12] Dislokaatiotiheyttä voidaan kuvata yhtälöllä

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon_p} = U - A - \Omega\rho, \quad (15)$$

missä U on dislokaatioiden tuhoutumisnopeus, A on liikkuvien dislokaatioiden tuhoutumisnopeus ja Ω kuvaa liikkumattomien dislokaatioiden tuhoutumistodennäköisyyttä. [12] Tästä voidaan saada yhtälö dislokaatiotiheydelle

$$\rho = \frac{U - A}{\Omega} [1 - \exp(-\Omega\varepsilon_p)] + \rho_0 \exp(-\Omega\varepsilon_p), \quad (16)$$

missä ρ_0 dislokaatiotiheys alussa. Myötörajan kasvua voidaan määrittää korvaamalla yhtälö (16) Taylorin dislokaatiomalliin. [12] Näin saadaan yhtälö

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha\mu b \left\{ \frac{U - A}{\Omega} [1 - \exp(-\Omega\varepsilon_p)] + \rho_0 \exp(-\Omega\varepsilon_p) \right\}^{\frac{1}{2}}, \quad (17)$$

missä σ_0 on hilakitka ja μ on leikkausmoduuli. [12] Dynaamista myötövanhenemistä voidaan mallintaa todennäköisyysfunktiona yhtälöllä

$$\sigma_d = a_d \exp \left[-\frac{\{T - \mathcal{W}\}^2}{b_d} \right], \quad (18)$$

missä a_d kuvaa dynaamisen myötövanhenemisen lujuuden kasvun voimakkuutta ja on $a_d > 0$. Termi b_d kuvaa lämpötila-aluetta, missä dynaaminen myötövanheneminen esiintyy ja $b_d > 0$. Termi \mathcal{W} liittyy lämpötilaan, jossa liikkuvien dislokaatioien ja seosatomien välinen vuorovaikutus korostuu. [12] Termit a_d ja b_d voidaan kuvata plastisen muodonmuutoksen funktioina yhtälöillä

$$a_d(\varepsilon_p) = \bar{a}\varepsilon_p^{n_a} \quad (19)$$

$$b_d(\varepsilon_p) = \bar{b}\varepsilon_p^{n_b}, \quad (20)$$

missä muuttujat \bar{a}, \bar{b}, n_a ja n_b täytyy kalibroida. Termi \mathcal{W} on ε_p funktio ja se voidaan esittää useassa muodossa [12]. Funktio \mathcal{W} voidaan kuvata yhtälöillä

$$\mathcal{W}(\dot{\varepsilon}_p) = \bar{\mathcal{W}}\dot{\varepsilon}_p^{n_w} \quad (21)$$

$$\mathcal{W}(\dot{\varepsilon}_p) = \bar{\mathcal{W}}\dot{\varepsilon}_p + \bar{\bar{\mathcal{W}}} \quad (22)$$

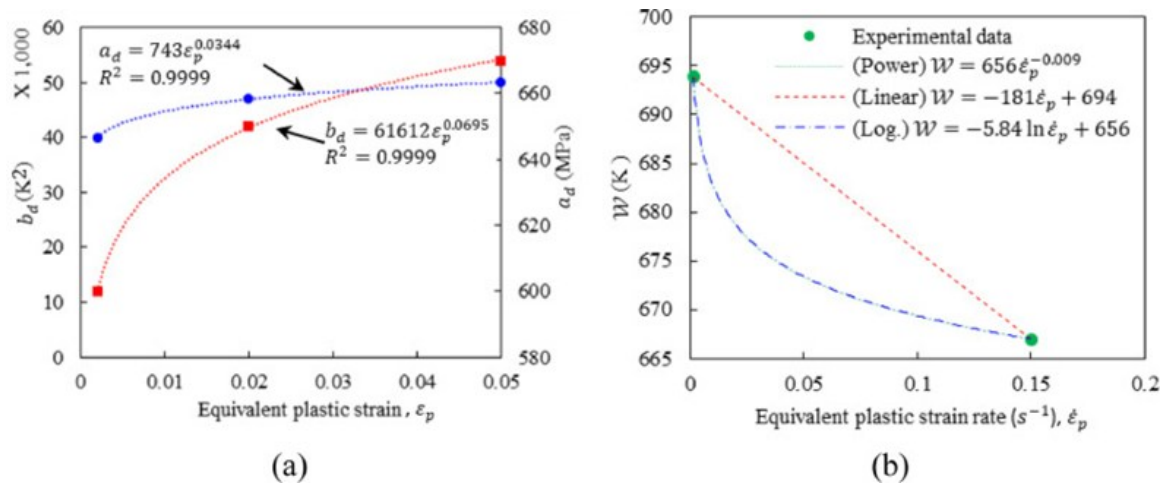
$$\mathcal{W}(\dot{\varepsilon}_p) = \bar{\mathcal{W}} \ln(\dot{\varepsilon}_p) + \bar{\bar{\mathcal{W}}}, \quad (23)$$

missä $\bar{\mathcal{W}}, n_w$ ja $\bar{\bar{\mathcal{W}}}$ ovat materiaalivakioita, jotka pitää kalibroida. Kalibrointi suoritetaan kokeellisten tuloksien kautta, jolloin mallin voidaan saada toimimaan eri teräslaaduilla. Testimenetelmät ovat jännitys-lämpötilavasteita kvasistaattisissa yksiaksiaali vetokoikeita eri myötönopeuksilla tiettyyn venymään asti. Myötönopeudet voivat testeissä vaihdella välillä $0.0015 - 500 \text{ s}^{-1}$. Myötöjännitys yleisesti laskee nousevan lämpötilan mukana tiettyyn lämpötilaan asti, jonka jälkeen se pysyy muuttumattomana. Tätä lämpötilaa kutsutaan kriittiseksi lämpötilaksi ja tällä tasolla olevaa myötöjännitys kuvaa atermistä myötöjännitystä. Kriittisen lämpötilan jännitys-venymä kuvaajasta voidaan ratkaista muuttujat $\bar{\sigma}_a$, B ja n_1 . Näistä $\bar{\sigma}_a$ kuvaa atermistä jännitystä pisteessä $\varepsilon_p = 0$. [12]

Termisen komponentin muuttujat voidaan ratkaista käyttämällä jännitys-lämpötila kuvaajia eri venymissä, sillä $\sigma_{th} = \sigma - \sigma_a - \sigma_d$. Muuttujat p ja q liittyvät lämpöhajoamismekanismiin ja yleisesti p=0.5 ja q=1.5. Muuttujat $\bar{\sigma}_{th}$ ja n_2 voidaan ratkaista muodostamalla

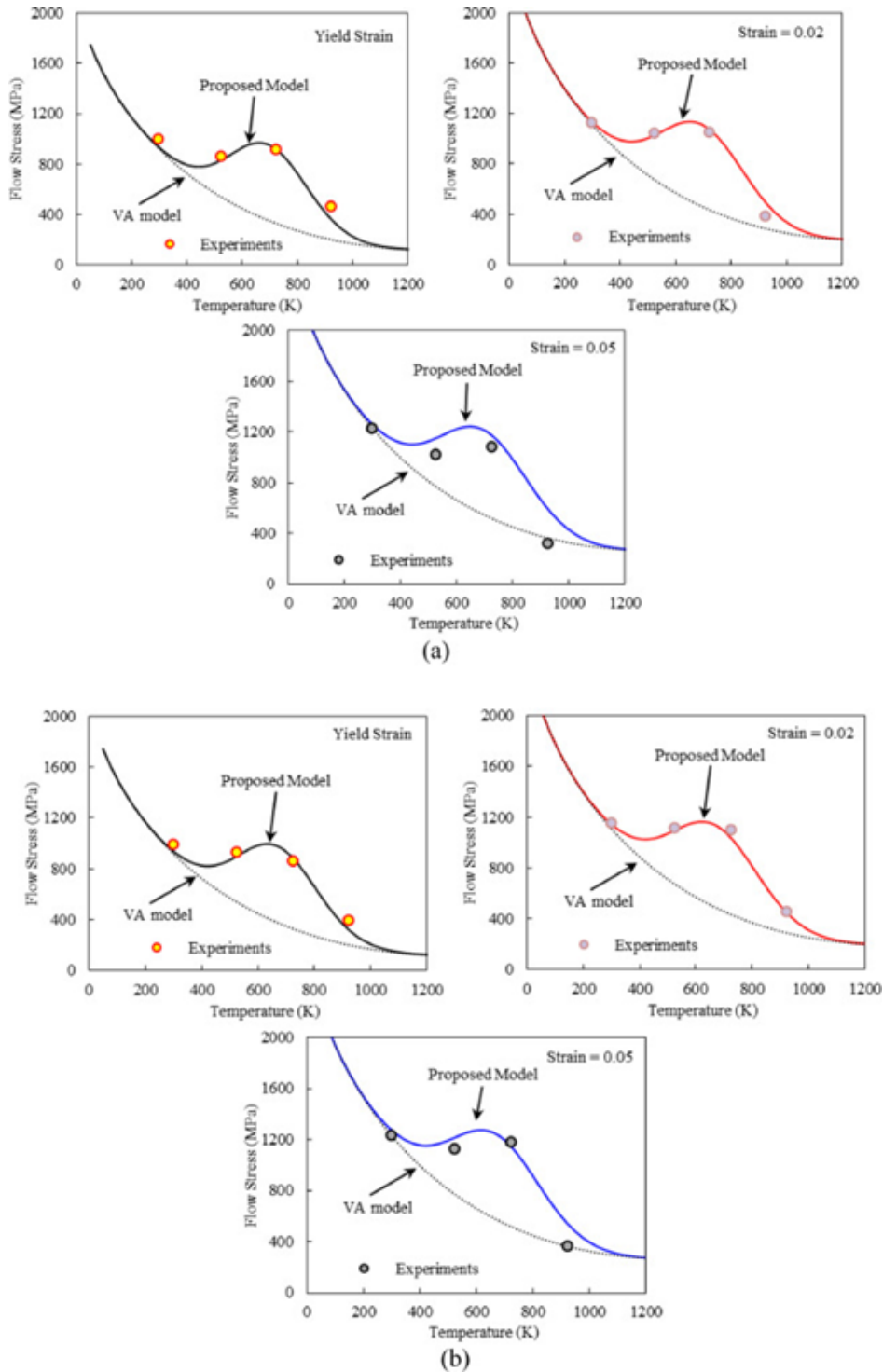
$(\sigma - \bar{\sigma}_a - B\varepsilon_p^{n_1} - \sigma_d)^p$ vastaan $T^{\frac{1}{q}}$ kuvaaja eri venymissä ja myötönopeuksilla. Vastaa-
vasti muuttujat β_1 ja β_2 voidaan ratkaista muodostamalla $\left(1 - \left(\frac{\sigma - \bar{\sigma}_a - B\varepsilon_p^{n_1} - \sigma_d}{\sigma_{th}} \varepsilon_p^{n_2}\right)^p\right)^q$
vastaan $\dot{\varepsilon}_p$ kuvaaja eri lämpötiloissa ja venymissä.[12]

Funktiot a_d, b_d ja \mathcal{W} täytyy määrittää oikein, jotta ne pystyvät kuvaamaan dynaamisen myötövanhenemisen lujuutta kasvattavaa vaikutusta todenmukaisesti. Funktiot a_d ja b_d voidaan määrittää muodostamalla jännitys-lämpötila kuvaaja ja vertaamalla mallin en-
nustamaa dynaamisen myötövanhenemisen kuvaajan muotoa kokeellisesti havaittuun muotoon ja voimakkuuteen. Vastaaavasti \mathcal{W} voidaan määrittää testaamalla, mikä funktion \mathcal{W} muoto sopii parhaiten kokeellisiin tuloksiin. [12] Kuvassa 13 on havainnoitu paramet-
rien määrittämistä.



Kuva 13. Dynaamista myötövanhenemistä kuvaavien parametrien määrittäminen. (a) Funktioiden α_d ja b_d määrittäminen eksponentti muodossa plastisen venymän funktiona. (b) Funktion \mathcal{W} määrittäminen kokeellisten tuloksien kautta myötönopeuden funktiona. [12]

Mallin avulla voidaan seuraavaksi kuvata kokonaismyötöjännitys lämpötilan funktiona tietyssä venymässä eri myötönopeuksilla. Kuvassa 14 havainnoitu mallin tarkkuutta. [12]



Kuva 14. Kuvassa myötöjännitys-lämpötila kuvaajat eri venymissä VA-mallissa, esitetystä konstitutiivisesta mallista ja kokeellisissa tuloksissa. (a) Kuvaajissa käytetty myötönopeus on $0.0015 \frac{1}{s}$ ja (b) $0.15 \frac{1}{s}$. [12]

Kuvan 14 mukaan voidaan sanoa, että malli kykenee mallintamaan dynaamista myötövanhenemistä suhteellisen hyvin, mutta ei kumminkaan täydellisesti. [12]

3.1.4 Voyiadjis-Abed-Rusinek malli

Voyiadjis-Abed-Rusinek-malli on muokattu Voyiadjis-Abed-malli, joka perustuu teräksen mikrorakenteeseen ottamalla huomioon dislokaatioiden vuorovaikutusmekanismit ja lämpöaktivaatioenergian. Voyiadjis-Abed mallista on kaksi erilaista versiota, joista toista voidaan soveltaa pintakeskisiin kuutiollisiin ja toista tilakeskinen kuutiollisiin kidejärjestelmiin. Voyiadjis-Abed-Rusinek malli pohjautuu tilakeskiseen kuutiolliseen kidejärjestelmään, jolloin sen voidaan olettaa soveltuvan myös martensiittiin. Vastaavasti edelliseen konstitutiiviseen malliin, Voyiadjis-Abed mallissa myötöjännitys voidaan jakaa atermiseen ja termiseen komponenttiin. Myötöjännitys kokonaisuutena muodostuu näiden summasta ja on myötymän, myötönopeuden ja lämpötilan funktio. Myötöjännityksen aterminen komponentti myötymän funktio, kun taas terminen komponentti on myötönopeuden ja lämpötilan funktio. [30] Aiemmin käsitelty martensiittisen mikrokomposiitti malli pohjautuu Voyiadjis-Abed malliin ollen sen muunnelma. Näin ollen Voyiadjis-Abed ja martensiittisen mikrokomposiitti malleilla on samankaltaisia yhtälöitä ja toiston vähentämiseksi kaikkia yhtälöitä ei käydä läpi uudestaan. Esimerkiksi yhtälöt (13) ja (14) esiintyvät myös Voyiadjis-Abed mallissa, mutta tuntemattomista muuttujista osa on määritelty eri tavalla. Muun muassa yhtälön (14) muuttujat β_1 ja β_2 on yhdistetty Voyiadjis-Abed mallissa yhdeksi tekijäksi

$$\beta = \beta_1 - \beta_2 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right), \quad (24)$$

missä $\dot{\varepsilon}_0$ on viitevenymänopeus. Muuttujat β_1 ja β_2 kuvaavat mikrorakennetekijöitä ja ne voidaan määrittää yhtälöillä

$$\beta_1 = \frac{k}{G_0} \ln\left(\frac{\tilde{m} b^2 \rho_m v_0}{b - \tilde{m} l (\lambda_1 - b^2 \lambda_2 \rho_m - b \lambda_3 \rho_f^{0.5})}\right) \quad (25)$$

$$\beta_2 = \frac{k}{G_0}, \quad (26)$$

missä G_0 on Gibbsin viitevapaaenergia 0 kelvinissä ja \tilde{m} on Schmidin orientaatiotekijä. $v_0 = d/t_w$ on dislokaatioiden viitenopeus, missä d on keskimääräinen etäisyys, jonka dislokaatio liikkuu esteiden välillä ja t_w on dislokaation esteellä kuluttama aika. ρ_m ja ρ_f kuvaavat liikkuvien ja kasautuneiden dislokaatioiden tiheyksiä. Muuttujat λ_1 , λ_2 ja λ_3 kuvaavat puolestaan liikkuvien dislokaatioiden monistumista, niiden tuhoutumista ja niiden lukkiutumista eri esteisiin. Malli sisältää yhteensä kahdeksan parametria, jotka tulee

määrittää, mutta tämä sisältää paljon yhtäläisyyksiä martensiittisen mikrokomposiitti mallin kanssa. Näin ollen seuraavaksi käsitellään VA malliin tehtyjä muutoksia, jotta saadaan Voyiadjis-Abed-Rusinek-malli. [30]

Voyiadjis-Abed-Rusinek-malli myötöjännityksen ajatellaan olevan myötömyönteisuuden ja lämpötilan funktio. Dynaamisen myötövanheneminen lisätään malliin muodostamalla todennäköisyysfunktio σ_W , jota kerrotaan dynaamista myötövanhenemisen voimakkuutta kuvaavalla kertoimella. [30] Mallissa myötöjännitystä kuvataan yhtälöllä

$$\sigma(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T) = \sigma_a(\varepsilon_p) + \sigma_{th}(\dot{\varepsilon}_p, T) + \chi\sigma_W(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T), \quad (27)$$

missä χ on dynaamisen myötövanhenemiseen liittyvä kerroin, joka on lämpötilan funktio. Kerroin χ saa arvo yhden ja nollan välissä, missä kerroin yksi tarkoittaa dynaamisen myötövanhenemisen täydellistä huomioimista ja nolla tarkoittaa, ettei ilmiö esiinny. [30] Kertoimen χ arvo voidaan määrittää yhtälöllä

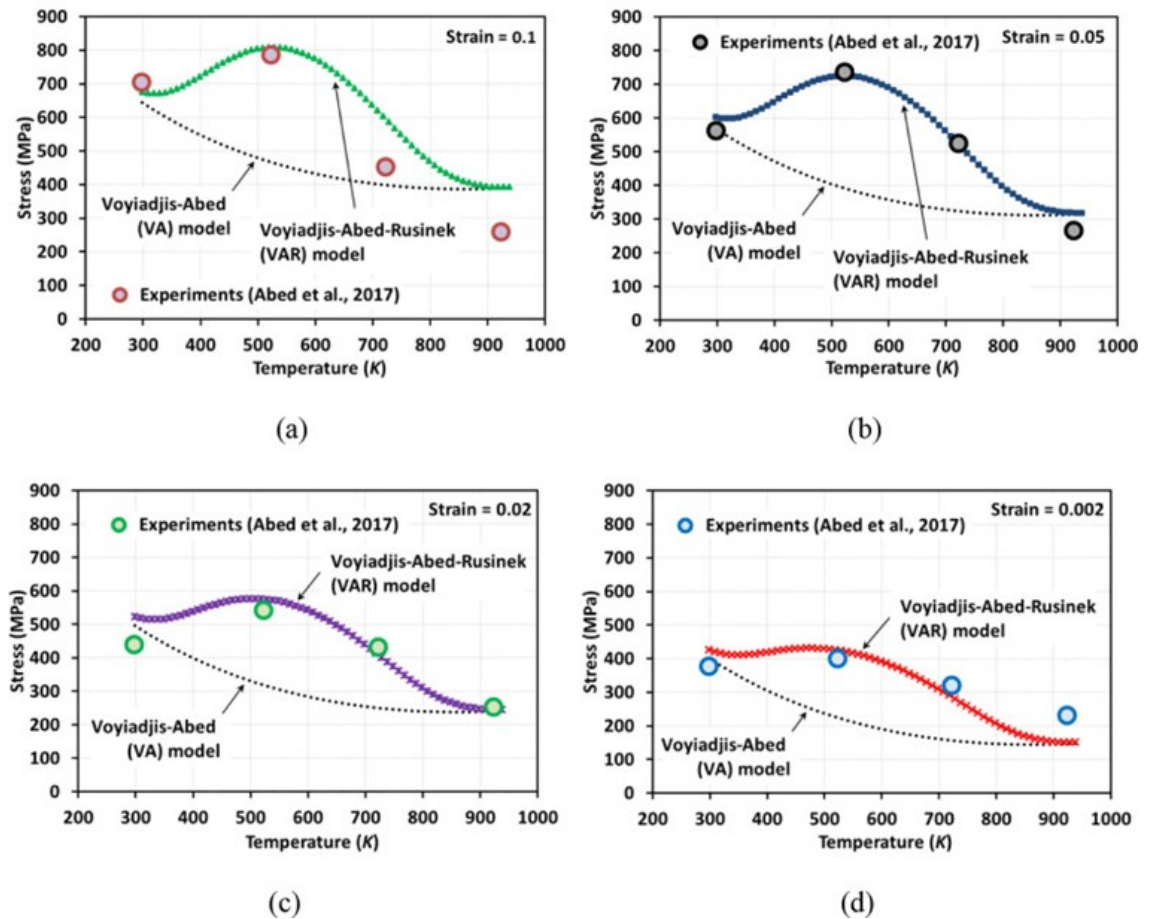
$$\chi(T) = \frac{1}{4} \left(1 + \tanh \frac{T - T_l}{\xi} \right) \left(1 - \tanh \frac{T - T_u}{\xi} \right), \quad (28)$$

missä T_l ja T_u kuvaavat dynaamisen myötövanhenemisen lämpötila-alueen ala- ja ylärajat. Muuttuja ξ on lämpötilamitoitettu ja määrittää funktion χ tasaisuuden. [30] Funktio $\sigma_W(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T)$ voidaan määrittää yhtälöllä

$$\sigma_W(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T) = a_d \exp \left[- \frac{\{W(\varepsilon_p, T)\}^2}{b_d} \right], \quad (29)$$

mikä muistuttaa huomattavasti yhtälöä (18) pienellä erolla.

Mallin kalibrointi tapahtuu samankaltaisesti kuin martensiittisten mikrokomposiitti mallin tapauksessa muodostamalla jännitys-lämpötila kuvaajia eri myötönopeuksilla. Näistä voidaan ratkaista yhtälön (18) muuttujat vastaavasti kuten martensiittisten mikrokomposiitti mallissa. Kalibroinnin jälkeen voidaan muodostaa jännitys-lämpötila kuvaajat mallin avulla eri myötönopeuksilla ja kuvassa 15 on esitetty esimerkki tapaus. [30]



Kuva 15. Voyiadjis-Abed-Rusinek-mallilla muodostettuja jännitys-lämpötila kuvaaja verrattuna kokeellisiin tuloksiin eri venymissä 0.00015 s^{-1} myötönopeudella. [30]

Kuvasta 15 voidaan nähdä, ettei malli pysty kuvaamaan ilmiötä täydellisesti, mutta pääsee erittäin lähelle kokeellisia arvoja tietyissä olosuhteissa. Näistä 0.05 venymän kuvaaja on hyvin lähellä kokeellisia tuloksia.

3.1.5 Kehittyvän plastisuuden malli

Dynaamisen myötövanhenemisen esiintymisolosuhteissa tapahtuu samanaikaisesti useita erilaisia reaktioita. Esimerkiksi dynaamisen myötövanhenemisen rinnalla tapahtuu korkeasta lämpötilasta johtuvaa pehmeämmistä ja erilaisia relaksaatioreaktioita. Näin ol- len yhden ilmiön vaikutuksen erottaminen voi olla haastavaa ja materiaalin plastisuuden tarkka mallintaminen tarvitsee mallin, jossa huomioidaan eri ilmiöt erillisinä ja materiaalin käytös muodostuu näiden eri ilmiöiden summana. Yksi tällainen laaja materiaalin me- kaanista käytöstä kuvaava malli on kehittyvän plastisuuden malli. Konstitutiivinen malli koostuu kehittyvän anisotrooppisen plastisuuden mallista ja lämmöstä riippuvan kehitty- vän anisotrooppisesta mallista. Näistä lämmöstä riippuva kehittyvän anisotrooppisesta

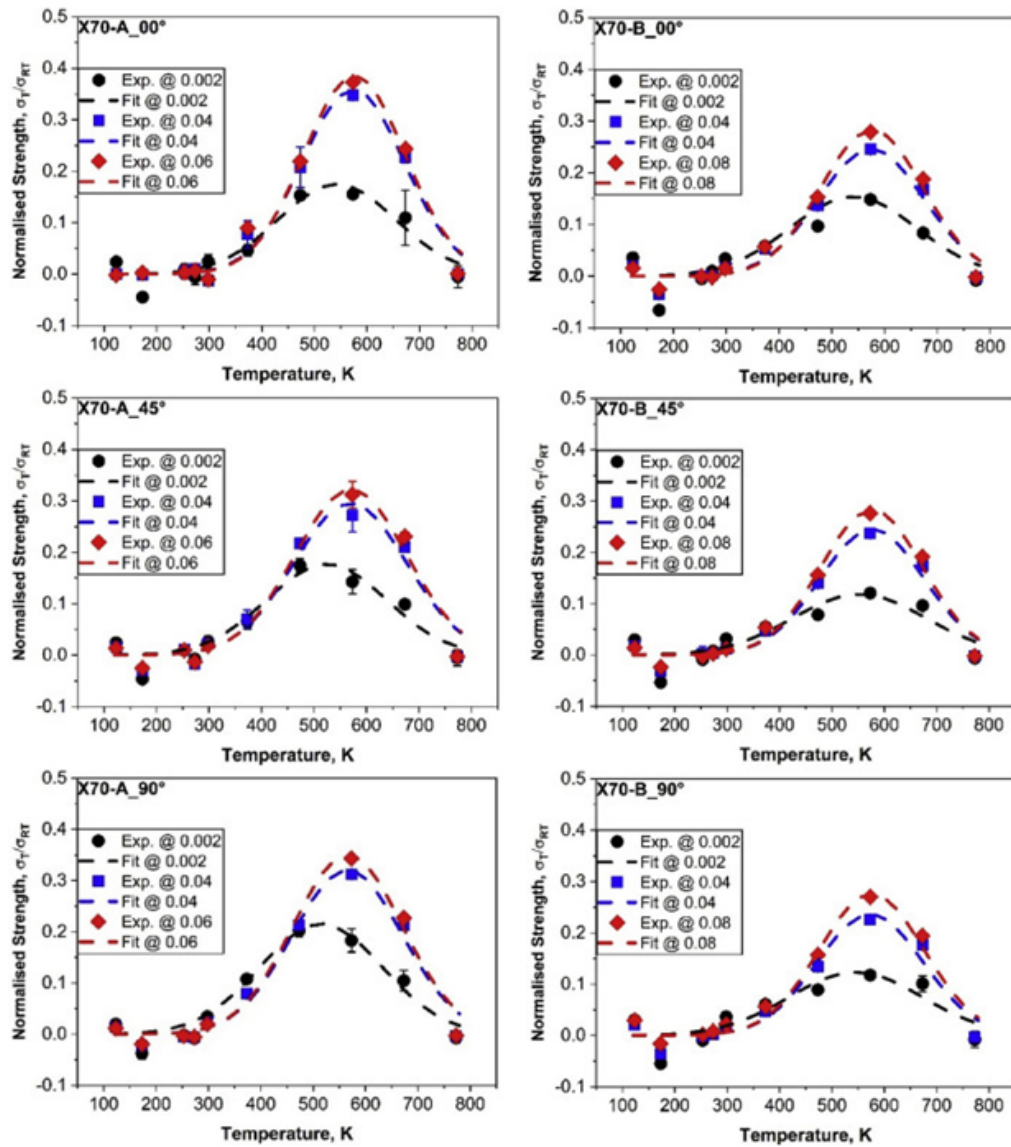
malli kuvaa erilaisia lämpötilasta riippuvia ilmiöitä, kuten lämpöpehmeämmistä ja dynaamista myötövanhenemistä. Koska kyseessä on laaja materiaalin käyttäytymistä kuvaava malli, keskitytään seuraavaksi vain dynaamista myötövanhenemistä kuvaavaan komponenttiin. [31]

Useimmat dynaamista myötövanhenemistä kuvaavat fysikaaliset mallit ovat käytettävissä vain huonelämpötilassa. Fenomenologisissa malleissa on mahdollista kuvata dynaamista myötövanhenemistä myös eri lämpötiloissa ja myötönopeuksilla, mutta nämä mallit rajoittuvat tyypillisesti vain tiettyyn erillisiin pisteisiin, kuten myötörajassa tai tietyissä jännitysarvoissa. Lisäksi mallit rajoittuvat tyypillisesti vain isotrooppisiin materiaaleihin ja anisotrooppinen vaikutus jää huomioimatta. [31] Ehdotettu malli pyrkii tuomaan materiaalin anisotrooppisen puolen mallinnukseen ja dynaamisen myötövanhenemistä kuvataan yhtälöllä

$$f_{DSA}(T) = C_4 \exp \left[\left(\frac{T - C_5}{C_6} \right)^2 \right], \quad (30)$$

missä muuttujat C_{4-6} ovat materiaali parametreja, jotka pitää kalibroida kokeellisista tuloksista. Muuttujista C_4 ja C_6 kuvaavat dynaamisen myötövanhenemisen voimakkuutta ja muuttuja C_5 kuvaa lämpötila-aluetta, jossa dynaaminen myötövanheneminen on voimakkaimmillaan tietyllä venymänarvolla ja myötönopeudella. [31]

Dynaamisen myötövanhenemisen vaikutus myötöjännitykseen voidaan selvittää mallissa vähentämällä lämpöpehmenemiskomponentit kokeellisesta normalisoidusta lujuudesta. Muuttujien C_{4-6} kalibrointi tapahtuu samankaltaisesti aiempien mallien mukaisesti käyttämällä erotettuja DSA-komponentteja vastaavissa lämpötiloissa ja plastisissa myötöymätasoissa. Käytännössä tämä tarkoittaa yhtälön (29) sovittamista kokeellisiin tuloksiin, mikä voidaan nähdä kuvassa 16. [31]



Kuva 16. Dynaamisen myötövanhenemisen vaikutus normalisoituun lujuuteen ehdotetun mallin mukaisesti eri myötymätasoissa ja kolmessa eri suunnassa verrattuna kokeellisiin tuloksiin. [31]

Voidaan havainnoida, että plastisen muodonmuutoksen kasvaessa myös dynaaminen myötövanheneminen voimistuu, mikä voidaan olettaa johtuvan dislokaatioiden monistumisesta ja siten dislokaatiitiheyden kasvusta. Lisäksi dynaamisen myötövanhenemisen huippu siirtyy korkeammille lämpötiloille plastisen muodonmuutoksen kasvaessa. Mallissa myötönopeus ei sisälly parametrien määrittämiseen ja näin ollen myötönopeuden vaikutus jää pienemmälle arvolla. Jotta myötönopeuden vaikutus voitaisiin huomioida, tulisi parametrit muuttaa sellaiseen muotoon, missä ne riippuvat myös myötönopeudesta. Ehdotettu malli kykeni kuvaamaan materiaalin käyttäytymistä tarkasti, mutta tarkkuus riippuu vielä käyttöolosuhteista ja korkeat myötönopeudet tai suuret venymät voivat heikentää mallin tarkkuutta. [31]

3.2 Tekoälyn hyödyntäminen mallinnuksessa

Kuten aiemmassa luvussa nähdään, dynaamisen myötövanhenemisen tarkka mallintaminen voi olla haastavaa, koska ilmiön ohessa ilmenee muita ilmiöitä samanaikaisesti. Lisäksi ilmiön ilmenemiseen vaikuttaa monet eri tekijät, kuten käytetty myötönopeus ja lämpötila sekä materiaalin koostumus ja mikrorakenne. Esitetyt mallit voivat toimia vain tietyissä olosuhteissa, kuten tietyllä lämpötila alueella ja myötönopeudella. Tämä nostaa esille kysymyksen mahdollisesta tekoälyn hyödyntämisestä ilmiön mallinnuksessa. Tekoälyn hyödyntäminen mallinnuksessa ei ole täysin uusi asia, mutta kirjallisuudessa on rajoitettu määrä informaatiota saatavilla juuri dynaamisen myötövanhenemisen tapauksessa.

Tekoälyä on hyödynnetty koneoppimisen muodossa plastisuusmallin kehittämisessä, jotta monimutkaisia myötönopeuden ja lämpötilan vaikutuksia materiaalissa voidaan mallintaa tarkemmin. Kyseisessä mallissa on käytetty täysin yhdistettyä hermoverkko (Fully Connected Neural Network) arkkitehtuuria ja mallissa huomioidaan myötymä, myötönopeus, lämpötila sekä käytetty vanhenemisaika. Mallissa käytetään myös vastaesimerkkiohjattua harjoitusalgoritmia, jotta malli ilmentää materiaalin tunnettua positiivisen myötönopeuserkkyyden vaikutusta viskoosin virtauksen aikana. Mallia käytetään osana suurempaa mallia, jota voidaan käyttää jännitystilasta riippuvan säröjen ydintymisen alkamisen mallintamiseen. [32]

Käytännössä mallissa käytetään kokeellisia tuloksia, josta mallin avulla saadaan ilmiötä kuvaava hermoverkkofunktio käyttämällä takaisin-etenemismenetelmää ja mallia iteroidaan käyttämällä elementtimenetelmää. Mallin muodostamisessa käytetään vetokoe tuloksia kolmella eri myötönopeudella kahdeksassa eri lämpötilassa. Malli kykenee ennustamaan kyseisen materiaalin, martensiitti-ferriitti-kaksifaasi teräksen DP780, plastisuutta ja murtumiskäyttäytymistä tarkasti eri lämpötiloissa ja myötönopeuksilla. Kyseisen mallin käyttö soveltuu teollisuussovelluksiin, kuten metallin muovaukseen ja törmäyssimulaatioihin. [32]

Empiirisessä mallinnuksessa, malli kehittyy kokeellisten tuloksien kautta lopulliseksi malliksi, joka kykenee kuvamaan ilmiötä tarkasti. Empiirisessä mallinnuksessa menetelmät voivat kokeellisten tuloksien kautta kuvata ilmiön perustana olevaa fysiikkaa ja muodos-

taa malleja, jotka kuvaavat eri parametrien välisiä suhteita ja vaikutusta ilmiön esiintymiseen. Empiirinen mallinnus voi sisältää erilaisia tilastollisia ja laskennallisia älykkyyden menetelmiä, joista geneettistä ohjelmointia (genetic programming) on hyödynnetty kuvaamaan eri parametrien vaikutusta dynaamiseen myötövanhenemiseen. Mallissa käytettiin tuloksia vetokokeista, joissa käytettiin neljää eri myötönopeutta eri lämpötiloissa. [33]

Kokeita suoritettiin yhteensä 225 ja kokeita kuvaavat tärkeät suuret ovat käytetty myötönopeus, lämpötila, todellinen plastinen venymä ja todellinen jännitys. Kaikista 225 suoritetusta kokeesta, 180 näytettä käytettiin mallin kouluttamiseen ja loput 45 mallin testaukseen. KS algoritmia käytettiin mallin koulutus- ja testidatan jakamiseen, jotta malli kykenisi mallintamaan dynaamista myötövanhenemistä. Koulutusaineistoa käytetään todellista jännitystä kuvaavan mallin muodostamiseen ja testiaineistoa käytetään testaamaan muodostettujen mallien tilastollista suorituskykyä. Mallien muodostamisen käytetään kahta geneettiseen ohjelmointiin perustuvaa GEP (gene expression programming) ja M-MGGP (multi-gene genetic programming) algoritmeja. [33]

Mallin muodostuksessa tavoitteena oli selvittää kuinka käytetty myötönopeus, lämpötila, todellinen plastinen venymä vaikuttavat muodostuvaan todelliseen jännitykseen. Muodostettu malli kykenee ennustamaan kokeellisia tuloksia suhteellisen hyvin käytetylle ASS 303 austeniittiselle ruostumattomalle teräkselle. Mallin avulla voidaan sanoa lämpötilan olevan merkittävin tekijä todellisen jännitykseen muodostumiselle, jolloin sen kontrollointi korostuu materiaalin mekaanisen käyttäytymisen hallinnassa. [33]

Seuraavaksi luvussa 4 esitettyjä malleja vertaillaan toisiinsa ja analysoidaan niiden välisiä eroja ja yhtenäisyyksiä.

4. TULOKSET JA ANALYYSI

Mallien analysoinnissa keskitytään neljään aspektiin. Ensin analysoidaan kuinka malleja voidaan käyttää kokeiden tukena ja selittämään koetuloksia. Seuraavaksi keskitytään tarkastelemaan eri mallien rajoituksia ja niiden ongelmakohtia. Tämän jälkeen keskustellaan kuinka tekoälyä voidaan hyödyntää mallinnuksessa ja lopuksi kuinka olemassa olevia malleja tulisi kehittää tulevaisuudessa.

4.1 Mallien käyttö kokeiden tukena ja selittämään koetuloksia?

Mallien hyödyntäminen koe tuloksien tukena riippuu vahvasti käytettävästä mallista. Yleisesti eri mallit keskittyvät kuvaamaan tiettyä aspektia dynaamisessa myötövanhenemisessä ja mallit ovat usein osana jotakin laajempaa materiaalin käytöstä kuvaavaa mallia. Esimerkiksi diffuusiomalleilla on suurempi merkitys selittämään kuinka DSA tapahtuu materiaalissa. Pitkän kantaman mallilla pystytään arvioimaan mahdollista kriittistä insinöörivenymää eli missä venymässä DSA alkaa vaikuttamaan materiaalin käyttäytymiseen. Tällöin DSA:n vaikutuksia materiaalin käyttäytymiseen voidaan arvioida ennen varsinaisia mittauksia, jolloin kokeelliset mittaukset voidaan suorittaa tarkemmin.

Lyhyen kantaman diffuusiomallilla voidaan mahdollisesti tutkia DSA ilmentymistä tietyillä prosessiparametreilla. Lyhyen kantaman diffuusiomallia voidaan käyttää yhdessä kokeellisten tuloksien kanssa selittämään DSA:n taustalle olevia mekanismeja, jos kokeelliset mittaukset tukevat teoreettisia arvoja. Jos kokeelliset arvot eivät tue teoreettisia arvoja, voidaan kumminkin sanoa, ettei kyseinen malli ja sen ehdottama mekanismi kykene selittää ilmiötä kyseisellä materiaalilla. Esitetyistä malleista, etenkin diffuusiomallit keskittyvät selittämään, kuinka DSA aiheuttaa materiaalin muutokset, jotka havaitaan vetokokeissa.

Erona diffuusiomalleihin, dislokaatioiden monistumismalleissa dynaamisen myötövanhenemisen taustalla olevia mekanismeja selittää yleisimmin ja DSA sanotaan aiheutuvan yleisesti dislokaatioiden kiihtyneestä monistumisesta ja kasvaneesta dislokaatiotiheydestä. Diffuusiomalleissa DSA kuvattiin johtuvan tarkasti erilaisista mikrorakenteissa olevien esteiden ja dislokaatioiden vuorovaikutuksesta näiden esteiden kanssa ja mahdollisesti mikrorakenteissa tapahtuvista uudelleen orientoitumisista. Dislokaatioiden monistumismalleissa puhutaan yleisimmin vain dislokaatiotiheyden nopeasta kasvusta ja tarkat mekanismit jäävät vähemmälle. Etenkin muodonmuutoksen aiheuttama

martensiitin muodostumisen vaikutus voidaan selittää paremmin näillä malleilla verrattuna diffuusiomalleihin. Erilaiset mikrorakennetekijät, kuten rakeiden keskiarvoinen koko, eri seosatomien konsentraatiot ja dislokaatioiden keskimääräinen vapaa kulkumatka, voidaan ottaa huomioon paremmin näillä malleilla.

Esitetyistä malleista toista voidaan käyttää nykivän muodonmuutoksen aikana tapahtuvaan jännityksen putoamisen arvioimiseen eli malli kuvaa eroa materiaalin korkeamman sekä alhaisemman jännitys rajojen välillä. Mallia pystytään käyttämään kuvaamaan nykimisen ja siten DSA:n voimakkuutta materiaalissa ja siten suunnittelemaan sopiiko materiaali sille tarkoitettuun käyttökohteeseen ja voiko materiaalia käyttää kyseisissä olosuhteissa turvallisesti. Kumminkin, yleisesti halutaan välttää komponentissa tapahtuva plastinen muodonmuutos kokonaan, jolloin jännityksen putoamisen määrittämisellä on vähemmän arvoa verrattuna esimerkiksi kriittiseen venymän arvoon. Toista dislokaatiotihyteen perustuvaa mallia käytettiin kriittisen venymän ennustamisessa, jolloin mallia voidaan käyttää kuvaamaan milloin DSA alkaa vaikuttamaan materiaalissa. Toisaalta kriittistä venymää voidaan käyttää määrittämään materiaalille turvallinen käyttöalue ja esimerkiksi komponentti tulee vaihtaa, kun komponentti lähestyy kriittisen venymän arvoa. Näin DSA vaikutus voidaan välttää ja materiaali voidaan käyttää turvallisesti.

Martensiittinen mikrokomposiitti ja Voyiadjis-Abed-Rusinekin mallit olivat laajoja materiaalin käytöstä kuvaavia konstitutiivisia malleja, jotka kykenevät hyvin kuvaamaan dynaamisen myötövanhenemisen vaikutusta materiaalin kokemaan jännitykseen. Molemmissa malleissa myötöraja kuvattiin koostuvan atermisestä, termisestä ja DSA komponenteista, jolloin mallien tulisi pystyä kuvaamaan materiaalin käytöstä korotetuissa lämpötiloissa erittäin tarkasti. Periaatteessa kaikki materiaalissa tapahtuvat ilmiöt voidaan jakaa johonkin noista komponenteista DSA olosuhteissa. Mallit on muodostettu myötönopeuden ja lämpötilan funktiona ja nämä parametrit onkin tyypillisesti esitetty tärkeimpinä tekijöinä DSA:n ilmentymisessä tietyissä olosuhteissa.

Kumminkin mikrorakennetekijöitä ja esimerkiksi lämpöpehmentymistä ei huomioida erikseen, mutta nämä tekijät voidaan kuvata kalibroinnin aikana tapahtuvalla parametrien määrityksellä. Kalibrointi mahdollistaa mallin toimivuuden myös eri materiaaleilla, mutta tarkkuus voi vaihdella materiaalista ja käyttöolosuhteista riippuen. Suurin ero mallien välillä oli siinä, kuinka DSA vaikutuksia kuvattiin matemaattisesti. Molemmissa se kuvattiin samalla todennäköisyys funktiolla, mutta Voyiadjis-Abed-Rusinekin mallissa tämä kerrottiin lisäksi erillisellä DSA kertoimella.

Malleja käyttämällä voidaan muodostaa myötöraja-lämpötila kuvaaja, jossa DSA aiheuttaa alaspäin aukeavan koveran käyrän. Käyrän muodon ja voimakkuuden analysointia

voidaan käyttää kuvaamaan, kuinka vahvasti DSA vaikuttaa materiaalin käyttöön eri lämpötiloissa. Myötöraja-lämpötila kuvaaja onkin selkeämpi havainnoimaan DSA esiintymistä kuin jännitys-venymä kuvaaja, johon DSA aiheuttaa nykivää muodonmuutosta, jolloin DSA analysointi voi olla haastavaa. Mallien avulla voidaan määrittää koska DSA alkaa vaikuttamaan materiaalissa, milloin DSA on voimakkaimmillaan ja milloin sen vaikutus häviää lämpöpehmenemisen kautta. Mallien avulla voidaan vähentää tarvittavien mittausten määrää, sillä myötöraja-lämpötila kuvaajan tarkka muodostaminen tarvitsee suuren määrän mittauksia, jolloin malli vähentää kokeellisen työn määrää ja parantaa materiaalin käytön kuvaamista.

Kehittyvän plastisuuden mallissa dynaamisen myötövanhenemisen kuvaaminen oli pienosa laajempaa materiaalin käytöstä kuvaava mallia. Mallissa DSA:n vaikutusta kuvattiin samankaltaisesti kuin martensiittisen mikrokomposiitti mallissa, mutta kokonaismalli oli laajempi ja huomioi esimerkiksi lämpöpehmeämisen omana tekijänä. Kokonaismallin kykeni huomioimaan eri kuormitussuuntien vaikutuksen materiaalin käyttöön erona aiempiin malleihin, mutta se ei sisältänyt myötönopeutta parametrien määrittelyssä. Näin ollen mallin tarkkuus voi vaihdella, jos myötönopeus vaihtelee suuresti.

Kehittyvän plastisuuden mallia käytettiin elementtimenetelmän rinnalla, jolloin sitä voidaan käyttää kuvaamaan materiaalin käyttäytymistä tarkasti. Yhdistettynä elementti menetelmän kanssa mallin avulla voidaan ennustaa materiaalin käytöstä eri kuormitusolosuhteissa ja mahdollisesti kuvata materiaalin murtumiskäyttäytymistä. Mallia voitaisiin käyttää eri tuotteiden suunnittelussa, jotta niistä saataisiin kestävämpiä. Mallin voidaan katsoa olevan käytännönläheisempi johtuen sen laajuudesta verrattuna aiempiin malleihin, joita voidaan käyttää paremmin DSA kuvaamiseen.

4.2 Mitä rajoituksia ja ongelmia malleilla on?

Seuraavaksi käsitellään eri mallien rajoituksia ja ongelmakohtia. Lisäksi keskustellaan kuinka eri mallit kalibroidaan ja niiden käyttämää koedataa. Ensimmäisenä rajoituksena on mallien toimivuus eri teräslaaduilla. Useimmissa tutkimuksissa tietyn mallin todetaan toimivan tietyllä teräslaadulla eikä niiden todeta olevan universaaleja. Tämä näkyy etenkin diffuusiomalleissa, missä on useita parametreja, jotka riippuvat käytettävästä teräslaadusta.

Jos tiedetään teräksen sisältävän useita eri seosaineita, jotka vahvistavat dynaamisen myötövanhenemisen esiintymistä, tulee käytettävää mallia modifioida huomioimaan myös muut liuosaineet ja näiden tasapainon DSA:n vaikutukseen. Tällä hetkellä diffuusiomallissa on vain parametri yhdelle välisijalle seosatomien konsentraatiolle eikä ole

varmuutta voidaanko eri liuosatomien vaikutus lisätä vain summaamalla sama yhtälö useita kertoja käyttämällä eri liuosaineita. Jos sama yhtälö summataan useita kertoja eri käyttämällä eri liuosaineita, kaavassa toistuu samat parametrit useaan kertaan, jolloin myös ennuste tulee todennäköisesti olemaan todellisuutta korkeampi.

Lisäksi tunnetaan joitakin seosatomia, joiden läsnäolo heikentää DSA:n vaikutusta ja kaavassa ei erotella erikseen käytettyjen liuosaineiden positiivista tai negatiivista vaikutusta DSA:n vaikutuksiin. Kumminkin, malleissa on paljon parametreja, jotka tulee kalibroida kokeellisista tuloksista. Näiden voidaan olettaa paikkaavan joitakin erikseen mainitsematta jääneitä tekijöitä malleissa, kuten koostumus ja mikrorakennetekijöitä.

Materiaalikohtaisuus voidaan myös nähdä eroissa kuinka dynaamista myötövanhenemistä kuvataan matemaattisesti. Lukujen 3.1.3, 3.1.4 ja 3.1.5 malleissa DSA:ta kuvattiin kaikissa todennäköisyysfunktiolla, mutta mallien välillä on pieniä eroja. Etenkin martensiittisen mikrokomposiitti mallin ja kehittyvän plastisuuden mallin välillä erot ovat hyvin pienet. Käytännössä mallit käyttävät samaa yhtälöä paitsi, että kehittyvän plastisuuden mallissa yhtälö sisältää ainoastaan parametreja. Martensiittisen mikrokomposiitti mallin sisältää funktioita, joissa muuttujan arvo muuttuu riippuen plastisen muodonmuutoksen määrästä ja käytetystä myötönopeudesta. Ero johtaa siihen, että kehittyvän plastisuuden mallissa muuttujat tulee kalibroida uudelleen, kun käytetään plastisen muodonmuutoksen määrä vaihtelee ennustuksissa.

Kehittyvän plastisuuden mallissa myötönopeus ei sisälly parametrien määrittämiseen, jolloin se ei välttämättä sovellu ennustamaan materiaalien käytöstä niissä materiaaleissa, joissa myötönopeuden huomioiva malli onnistuu ennustamaan käytöstä hyvin. Voyiadjis-Abad-Rusinek malli eroaa näistä malleista siinä, että todennäköisyysfunktion ulkoasu eroaa hieman edellisistä malleista. Lisäksi edellisissä malleissa DSA:n vaikutus myötörajaan summataan muiden myötörajaan vaikuttavien komponenttien kanssa, kun taas Voyiadjis-Abad-Rusinek mallissa todennäköisyysfunktio kerrotaan DSA kertoimella ennen summausta. Eroista johtuen voidaan olettaa, etteivät nämä mallit kykene ennustamaan kaikkien samojen materiaalien käytöstä yhtä hyvin. Lisäksi useimmat mallit eivät sisällytä kuormitussuunnan vaikutusta materiaalin käytökseen, kuten kehittyvän plastisuuden malli. Tämä voi aiheuttaa epätarkkuutta anisotrooppisissa materiaaleissa, jos kuormitussuunnan vaikutusta ei erikseen huomioida.

Mallien toimintaa voi myös rajoittaa käyttöolosuhteet. Aiempien lukujen mukaisesti, dynaaminen myötövanheneminen tapahtuu tietyillä lämpötila, myötönopeus ja venymän arvoilla. Yksinkertaisesti kuvattuna lämpötila määrittää liuosatomien diffuusionopeuden, myötönopeus dislokaatioiden etenemisnopeuden ja materiaalissa oleva venymä kuvaa

dislokaatiotiheyttä materiaalissa. DSA tapahtuu materiaalissa, kun dislokaatiotiheys on tarpeeksi suuri ja seosatomien diffuusio- ja dislokaatioiden etenemisnopeudet ovat samaa luokkaa. Tällöin seosatomit pystyvät hakeutumaan dislokaatioiden luokse, jolloin dislokaatiot lukkiutuvat paikoilleen ja tarvitaan suurempi ulkoinen kuormitus niiden avautumiseen. Yksinkertaistettuna suuret myötönnopeudet tarvitsevat korkeamman lämpötilan, jotta DSA voisi ilmentyä. Eli DSA ilmenee vain tietyillä myötön, myötönnopeuden ja lämpötilan arvoilla ja mallien tarkkuus vaihtelee näiden parametrien mukaan.

Luvussa 3 esitetyistä kuvista voidaan nähdä, etteivät mallit kykene kuvaamaan DSA:ta tarkasti kaikissa tapauksissa. Syitä tähän on vaikea sanoa. Ratkaisuna voisi olla esittää useampaa muuttujaa lämpötilan, venymän ja myötönnopeuden funktiona tai sitten DSA:ta kuvaavan yhtälön tulee olla monimutkaisempi. Mahdollisesti yhtälöön pitää sisällyttää myös muita itsenäisiä parametreja, kuten esimerkiksi lämpöpehmeäminen. Myös kalibroinnilla voi olla vaikutus mallien tarkkuuteen eri olosuhteissa, mutta useimmissa malleissa mallin tarkkuus heikkenee venymän kasvaessa. Tämä voisi tarkoittaa, että mallit ovat liian yksinkertaisia kuvaamaan materiaalissa tapahtuvia monimutkaisia reaktioita suurilla venymillä.

Esimerkiksi tunnetaan DSA:n aiheuttavan paikallista plastista muodonmuutosta, jolloin nämä kohdat voivat toimia materiaalin heikkoina kohtina plastisen muodonmuutoksen edetessä. Nämä alueet kohtaavat ensimmäisenä materiaalissa muokkautumisrajansa ja mahdollinen murtuminen voi alkaa näiltä alueilta. Tämä selittäisi miksi useimmissa malleissa suurilla venymillä malli ennustaa suurempaa myötörajaa kuin kokeelliset tulokset todellisuudessa ovat. Pienillä venymillä materiaalissa tapahtuvat muutokset ovat vähäisempiä, jolloin mallit kykenevät kuvaamaan ilmiötä paremmin. Kumminkin, yleisesti mallien tarkkuus rajoittuu suurilla myötönnopeuksilla ja venymillä.

Seuraavaksi mallien kalibroinnista. Kaikki esitetyistä malleista kalibroidiin käyttämällä yksiaksiaalisia vetokokeiden tuloksia eri myötönnopeuksilla tiettyyn venymään asti. Yleisesti vetokokeista saatu data muutetaan kalibroinnissa mallin kuvaamaan muotoon, josta käyrän sovituksella saadaan määritettyä mallin parametrien arvot. Malleissa esiintyy myös muita parametreja, kuten dislokaatiotiheys ja mikrorakenteessa esiintyvien esteiden keskimääräinen etäisyys, joiden tarkka määrittäminen voi tarvita muita kokeellisia menetelmiä. Yleisesti muita menetelmiä, kuten mikroskopiaa ja röntgen diffraktiota, käytetään tukena kuvaaman vetokokeista saatujen tuloksien taustalla olevia mekanismeja. Mallien rajoituksista johtuen tekoälyn hyödyntäminen vaikuttaa hyödylliseltä ja seuraavaksi keskustellaan kuinka tekoäly voitaisiin käyttää mallinnuksessa.

4.3 Tekoälyn hyödyntäminen mallinnuksessa

Perinteiset konstitutiiviset mallit eivät kykene kuvaamaan dynaamista myötövanhenemistä kaikissa olosuhteissa tarkasti. Tämä nostaa esille tekoälyn tai koneoppimisen hyödyntämisen mallinnuksessa. Näin malli voidaan suoraan rakentaa kokeellisten mittauksien perusteella ja etuna voisi olla nopeus verrattuna uuden konstitutiivisen mallin muodostamiseen eri materiaaleille eri olosuhteissa. Tekoälyn avulla dynaamista myötövanhenemistä voitaisiin mallintaa helpommin useammalla materiaalilla. Erona perinteisiin konstitutiivisiin malleihin, tekoäly mallit tarvitsevat suuremman määrän kokeellista dataa.

Kuten aiemmista esimerkeistä voidaan nähdä, tyypillisesti konstitutiiviset mallit tarvitsevat kymmeniä mittauksia toimiakseen, kun taas toisessa koneoppimista hyödyntävistä esimerkeistä mallin muodostamiseen ja testaukseen tarvittiin satoja mittauksia. Koneoppimista ja tekoälyä hyödyntävät mallit tarvitsevat suuremman näyte-erän, koska malli rakennetaan näytteiden perusteella tiettyjen algoritmien mukaisesti. Näin muodostettu malli voi olla tarkempi kuin konstitutiiviset mallit johtuen niiden perustuvan suoraan suureen määrään koetuloksiin.

Etenkin suurilla venymillä ja myötönopeuksilla, missä konstitutiiviset mallit eivät kykene kuvaamaan monimutkaisia muutoksia materiaalin rakenteessa. Tekoäly esimerkki tapauksissa mallin oli yhdistetty elementtimenetelmän kanssa, jolloin mallin hyödyntäminen eri sovelluksissa on helpompaa ja käytännöllisempää kuin perinteiset mallit, jotka keskittyvät kuvaamaan dynaamisen myötövanhenemisen esiintymistä. Tekoälyn hyödyntäminen yhdessä elementtimenetelmän kanssa voi mahdollistaa myös monimutkaisten muotojen ja erilaisten kuormitustilojen mallintamista ja eri tuotteiden käyttökuormituksen mallintamista.

Tekoälyn hyödyntäminen voisi mahdollistaa myös erilaisten menetelmien hyödyntämisen mallinnuksessa. Luvun 3 mukaisesti, esitetyt mallit kalibroidaan käyttäen vetokoetuloja. Kumminkin, luvussa 2.5.1 esitettiin kuinka dynaamista myötövanhenemistä tutkitaan useilla eri tutkimusmenetelmillä. Näitä oli muun muassa erilaiset mikroskopia menetelmät, joilla voidaan analysoida murtumismekanismeja ja eri faasien osuuksien vaikutusta DSA:n ilmentymiseen. Erilaisia kuvan analysointityökaluja käytetään jo valmiiksi ja niistä voidaan muun muassa saada eri faasien tilavuusosuudet. Lisäksi eri röntgensironta menetelmiä on käytetty dislokaatiotiheyden määrittämiseen.

Näiden tekijöiden sisällyttäminen tekoälymalliin voisi mahdollistaa entistä tarkempien mallien muodostamisen, jolloin myös DSA:n taustalla olevia mekanismeja pystytään ym-

märtämään paremmin. Myös kemiallisen koostumuksen sisällyttäminen malliin voisi parantaa ymmärrystä kuinka eri seosatomit ja niiden konsentraatiot vaikuttavat DSA:n ilmentymiseen materiaalissa.

4.4 Miten olemassa olevia malleja pitäisi kehittää?

Nykyiset mallit eivät kykene kuvaamaan eri materiaalien käytöstä yhtä tarkasti muuttuvissa olosuhteissa, joten malleja täytyy muokata paremmin soveltuviksi korkeisiin venymiin ja myötönopeuksiin. Tämä voitaisiin esimerkiksi saavuttaa jakamalla DSA:n ilmentymisalue eri osa-alueisiin, joita kuvataan omilla malleilla. Riippuen käytettävästä lämpötilasta, venymästä ja myötönopeudesta, mallin rakenne muuttuu. Esimerkiksi kuvassa 15 (a), voidaan nähdä 0.1 venymällä mallin kuvaavan materiaalin käytöstä hyvin kahden ensimmäisen koetuloksen kohdalla. Kahden jälkimmäisen mittauspisteen kohdalla ero ennusteen ja kokeellisten tuloksien välillä on kumminkin jo noin yli 100 MPa. Näin ollen voisi olla hyödyllistä jakaa funktio kahteen osaan tai muodostaa funktio siten, että korkeammilla lämpötiloilla ja myödollä jännitystä kerrotaan korjaavalla kertoimella.

Lisäksi useasti mallit ennustavat liian korkeita arvoja korkeilla lämpötiloilla, mikä voisi viitata siihen, etteivät mallit kuvaa erilaisia lämpörelaksaatio ja -pehmeämisreaktioita riittävän tarkasti. Kumminkin, on myös tapauksia missä malli ennustaa liian matalia arvoja verrattuna kokeellisiin tuloksiin. Nämä koskevat yleisesti pienien venymien arvoja. Yleisempi ongelma näistä on mallin ennustavan liian korkeita arvoja, jolloin mallia voitaisiin kuvata paremmin lisäämällä malliin korkean lämpötilan käytöstä kuvaava muuttuja. Sama lähestymistapa voitaisiin ottaa myös erittäin korkeiden myötönopeuksien ja venymien tapauksissa. On myös hyvä muistaa, että DSA aiheuttaa materiaalissa paikallista plastista muodonmuutosta eli plastinen muodonmuutos voi kasautua tietylle alueelle, jolloin se voi toimia murtumisen aloituskohtana ja aiheuttaa materiaalin ennenaikaisen heikentymisen. Tämä voisi selittää miksi mallit usein ennustavat suurempia arvoja korkeammilla venymillä verrattuna kokeellisiin tuloksiin. Näin ollen voisi olla hyödyllistä lisätä malliin plastisen muodonmuutoksen paikallistumista kuvaava funktio, mikä kuvaa lisäksi materiaalin murtumismekaniikkaa.

Esitetyistä konstitutiivisista malleista mahdollisesti tarkin oli kehittyvän plastisuuden malli. Malli oli laajin esitetyistä ja koostui suuresta määrästä monimutkaisia kaavoja ja parametreja. Malli oli yleisempi materiaalin käytöstä kuvaava malli ja sitä ei välttämättä voi suoraan verrata muihin esitettyihin suppeampiin malleihin, jotka keskittyivät ainoastaan dynaamisen myötövanhenemisen kuvaamiseen. Kumminkin, kehittyvän plastisuuden malli oli mahdollisesti tarkin, jolloin voidaan nostaa kysymys pitäisikö muidenkin

DSA:ta kuvaavien mallien olla yhtä laajoja, jotta ne olisivat tarkempia. DSA on monimutkainen materiaalikohtainen ilmiö ja voi olla, ettei sitä pystytä tarkasti kuvaamaan suhteellisen yksinkertaisilla funktioilla tarkasti eri olosuhteissa. Tulevaisuudessa DSA:n mallintamiseen käytettävät mallit voivat olla hyvinkin monimutkaisia, joissa otetaan huomioon useita eri mikrorakennetta ja koostumusta kuvaavia parametreja.

Esitetyt mallien kehitysideat voivat aiheuttaa mallien soveltuvuuden keskittyvän entistä harvempaan materiaaliin yleisesti ja malleista tulisi entistä materiaalikohtaisempia. Täydellinen malli kykenisi kuvaamaan kaikkia materiaalia laajoilla lämpötila-, venymä- ja myötönopeusalueilla. Tällaista mallia ei vielä ole ja malleilla on rajoituksia, kuinka tarkasti ne kykenevät kuvaamaan eri materiaalien käytöstä eri olosuhteissa. Tulevaisuudessa tekoälyn ja tietokoneiden suurentunut laskentateho voi mahdollistaa tällaisen universaalien DSA mallin kehittämisen.

5. YHTEENVETO

Opinnäytetyössä on tarkasteltu dynaamisen myötövanhenemisen esiintymistä martensiittisissä teräksissä sekä ilmiön mallintamista. Työ aloitettiin esittelemällä ilmiöön liittyvät taustatiedot, mikä sisälsi teräksien ja dislokaatioiden lyhyen kuvauksen. Tämän jälkeen DSA:ta kuvattiin sen taustalla olevan mekanismin, siihen vaikuttavien tekijöiden, ilmiötä aiheuttavien tekijöiden ja sen materiaalin aiheuttamien vaikutuksien näkökulmasta. Tämän jälkeen kuvattiin lyhyesti, kuinka ilmiötä on tutkittu ja mitä materiaaleja tähän on käytetty. Seuraavaksi työssä esiteltiin seitsemän DSA mallia, joita käytetään ilmiön käytöksen kuvaamiseen ja selittämiseen. Perinteisten mallien lisäksi esiteltiin kaksi koneopimista hyödyntävää tutkimusta. Lopuksi työssä käytettiin analyysiä ja keskustelua mallien toiminnasta. Mallien toiminnan analyysin keskipisteenä pidettiin neljää kysymystä. Ensin kuinka malleja voidaan hyödyntää kokeellisten tuloksien tukena ja mitä rajoituksia malleilla on. Lopuksi pohdittiin kuinka tekoälyä voidaan hyödyntää ilmiön mallinnuksessa ja kuinka olemassa olevia malleja tulee tulevaisuudessa kehittää, jotta ne pystyvät kuvaamaan ilmiötä tarkemmin.

Martensiittinen teräs tunnetaan sen lujuudesta ja hauraudesta. Yleisesti martensiittisien teräksien lujuus voidaan selittää dislokaatiotiheyden ja niiden liikkumiskyvyn kautta. Dynaaminen myötövanheneminen on ilmiö, joka vahvistaa teräksien lujuutta niiden sitkeyden kustannuksella. Ilmiö esiintyy korotetuissa lämpötiloissa, kun materiaali on mekaanisen kuormituksen alaisena. Yksinkertainen selitys ilmiölle on seosatomien vuorovaikutus dislokaatioiden kanssa, mikä johtaa stabiilimpaan kiderakenteeseen. Tämän johdosta tarvitaan korkeampia ulkoisia voimia niiden uudelleen liikuttamiseen. Ilmiön tarkka mekanismi riippuu niin käytetyn teräksen kemiallisesta koostumuksesta sekä sen mikrorakennetekijöistä. Yleisesti kaikki tekijät, mitkä vaikuttavat dislokaatioiden määrän ja liikkumiskykyyn sekä ilmiötä aiheuttavien seosatomien diffuusioon, vaikuttavat myös DSA:n ilmenemiseen ja sen voimakkuuteen. DSA:ta kuvataan lämpötilan, venymän ja myötönopeuden funktioina ja se esiintyy näiden eri kombinaatioilla, kun ne mahdollistavat seosatomien ja dislokaatioiden välisen vuorovaikutuksen. Taulukossa 1 on esitetty joi-tain DSA:n ilmenemiseen vaikuttavia käyttöolosuhde- ja materiaaliparametreja ja seli-tetty niiden vaikutusta.

Taulukko 1. Eri tekijöiden vaikutus dynaamisen myötövanhenemisen esiintymiseen.

Tekijä:	Vaikutus:	Selitys:
Lämpötila	Yleisesti vahvistaa DSA:ta lämpötilan noustessa tiettyyn pisteeseen asti.	Lämpötila vaikuttaa seosatomien diffuusionopeuteen, jolloin ne voivat hakeutua dislokaatioiden luokse.
Myötönopeus	Yleisesti korkeampi myötönopeus heikentää DSA:ta.	Myötönopeus vaikuttaa dislokaatioiden etenemisnopeuteen, jolloin dislokaatiot voivat karata seosatomeilta.
Dislokaatioitiheys	Korkeampi dislokaatioitiheys yleisesti vahvistaa DSA:ta.	Dislokaatioita tarvitaan vuorovaikuttamaan seosatomien kanssa ja keskimääräisesti dislokaatiot hylkivät toisiaan. Hylkimisvoimat heikentävät dislokaatioiden liikkumiskykyä.
Seosatomit	Riippuu seosatomien laadusta ja määrästä.	Jotkin seosatomit hakeutuvat voimakkaammin dislokaatioiden luokse, jolloin DSA on voimakkaampi. Toiset seosatomit voivat heikentää DSA:ta vahvistavien seosatomien liikkumiskykyä, jolloin DSA voi heikentyä
Dislokaatioesteet (Raerajat, saostumat, partikkelit, dislokaatioiden dislokaatioiden kasaumat...)	Dislokaatioiden liikkumiskykyä heikentävät mikrorakennetekijät yleisesti vahvistavat DSA:ta.	Esteet heikentävät dislokaatioiden liikkumiskykyä ja dislokaatioilla kuluu aikaa näiden esteiden ylittämiseen. Seosatomit voivat saavuttaa dislokaatiot näiden ollessa esteillä ja lukita ne paikoilleen.
Karbidit, nitridit	Yleisesti voivat heikentää DSA:n esiintymistä	Karbidit/nitridit sitovat hiiltä/typpeä, jolloin rakenteessa on vähemmän vapaita hiili- ja typpi-atomeita, jotka voivat osallistua DSA:han.

Työssä käsitellyt seitsemän dynaamista myötövanhenemistä kuvaavat mallit keskittyvät eri aspekteihin DSA:n mallinnuksessa ja vaihtelevat laajuudeltaan. Diffuusiomallit ovat lyhempiä ja kuvaavat enemmän DSA:n taustalla olevia mekanismeja. Dislokaatioiden monistumiseen ja dislokaatioitiheyteen perustuvat mallit jättävät mekanismin selittämisen

vähemmälle ja keskittyvät DSA:n merkittävään vaikutukseen eli dislokaatiotiheyden kasvuun materiaalissa. Loput esitellyistä malleista olivat laajempia konstitutiivisia malleja, joita voidaan käyttää jännitys-lämpötila kuvaajien muodostamiseen ja näin DSA käyttäytymisen kuvaamiseen. Mallien tarkkuus riippuu käyttöolosuhteista ja yleisesti korkeat venymät, myötönopeudet ja lämpötilat aiheuttavat epätarkkuutta mallien toiminnassa, kun nämä eivät kykene kuvaamaan materiaalissa tapahtuvia monimutkaisia prosesseja. Tekoälytutkimuksissa koneoppimista käytettiin mallien muodostamiseen kokeellisista tuloksista. Tutkimuksissa suoritettiin suuri määrä kokeita, joista osaa käytettiin mallin muodostamiseen erilaisten algoritmien avulla ja loput näytteet käytettiin muodostetun mallin testaamiseen.

Mallien hyödyntäminen koetuloksien tukena riippuu käytetystä mallista. Eri mallit keskittyivät kuvaamaan dynaamisen myötövanhenemisen eri aspekteja, jolloin myös niiden hyödyntäminen riippuu mallista. Esimerkiksi diffuusiomalleilla pystytään selittämään DSA:n taustalla oleva mekanismi, jos kokeelliset tulokset täsmäävät mallin kanssa, mutta sillä ei voida kuvata materiaalin käyttäytymistä yhtä vahvasti. Esimerkiksi kriittistä insinöörivenymää voidaan arvioida pitkän kantaman diffuusiomallilla, jolloin varsinaiset kokeet voidaan suunnitella paremmin, jotta ne kuvaavat DSA käyttäytymistä.

Erona diffuusiomalleihin, dislokaatioiden monistumiseen ja dislokaatiotiheyteen perustuvat mallit eivät perustele tarkasti, kuinka DSA tapahtuu. Malleilla voidaan kumminkin kuvata tarkemmin erilaisia mikrorakennetekijöitä kuin diffuusiomalleilla. Dislokaatio malleilla voidaan arvioida jännityksen värähtelyä nykivän muodonmuutoksen alueella, jolloin DSA:n voimakkuutta voidaan arvioida käyttämällä malleja. Lisäksi malleilla voidaan myös arvioida kriittistä insinöörivenymää. Eli malleilla voidaan arvioida paremmin materiaalien sisäisten tekijöiden vaikutusta DSA:n esiintymiseen kuin diffuusiomalleilla. Malleja voidaan käyttää kokeellisten mittauksien suunnittelussa ja materiaalin käyttäytymisen arvioinnissa DSA olosuhteissa. Tämä voi olla hyödyllistä esimerkiksi koneenosien suunnittelussa, jossa komponentit ovat mekaanisen kuormituksen alaisina korotetuissa lämpötiloissa.

Loput malleista olivat laajempia konstitutiivisia malleja, joita käyttämällä voidaan muodostaa jännitys-lämpötila kuvaajia. Kuvaajat ovat erittäin hyödyllisiä materiaalin DSA käyttäytymisen kuvaamisessa. Jännityslämpötila kuvaajista voidaan nähdä milloin dynaaminen myötövanheneminen alkaa vaikuttaa materiaalissa, milloin se on vahvimillaan ja koska sen vaikutus heikkenee. Kuvaajien muodostaminen käyttämällä pelkästään kokeellisia tuloksia tarkoittaa, että suuri määrä mittauksia pitäisi tehdä eri lämpötiloissa käyttäen eri venymiä ja myötönopeuksia. Tämä veisi paljon aikaa ja työtä, jolloin DSA käyttäytymisen kuvaaminen voi olla epäkäytännöllistä.

Mallit vähentävät kokeellisten tuloksien määrää, jolloin DSA käyttäytymisen arvioiminen on helpompaa osana esimerkiksi koneosien suunnittelua. Suunnitteluvaiheessa voidaan arvioida vaikuttaako DSA materiaalin käytökseen suunnitelluissa käyttöolosuhteissa. Mallit myös kalibroidaan käyttämällä kokeellisia tuloksia, jolloin myös niiden tarkkuus voi olla parempi verrattuna malleihin, joissa kalibroiminen on vähäisempää. Malleissa oli eroja parametrien määrittelyssä, mikä tekee niiden tarkkuuksiin eroja, mutta yleisesti mallit olivat samankaltaisia matemaattisesti kuvattuina. Malleja käytettiin yhdessä muiden mallinnustyökalujen kanssa, kuten esimerkiksi elementtimenetelmän kanssa, jolloin mallien avulla pystytään kuvaamaan laajemmin materiaalien käytöstä tietyissä olosuhteissa.

Mallien toiminnassa esiintyi kumminkin rajoituksia. Yleisesti malleja testataan ainoastaan yhdellä tai kahdella teräslaadulla, jolloin ei ole pystytty varmasti sanomaan millä materiaaleilla mallit toimivat tarkasti. Lisäksi mallit eivät välttämättä toimi koostumukseltaan monimutkaisilla teräslaaduilla. Kuten aiemmin kuvailtiin, jotkin sidosaineet vahvistavat dynaamisen myötövanhenemisen vaikutusta ja toiset voivat heikentää sitä. Malleissa tyypillisesti huomioidaan ainoastaan yhden seosaineen ja sen konsentraation vaikutus DSA:ta vahvistavana tekijänä eikä huomioida seosatomien tyyppiä. Lisäksi mallit eivät yleisesti sisällytä kuormitus suunnan vaikutusta materiaalin käytökseen, jolloin epätarkkuutta voi esiintyä anisotrooppisissa materiaaleissa. Mallien välillä oli eroja parametrien määrittelyssä ja muodossa, jolloin mallit eivät todennäköisesti ennustaa materiaalin käyttäytyvän samalla tavalla. Näin ollen materiaalin käytöksen ennustamisen tarkkuus riippuu käytettävästä mallista.

Mallien toimintaa rajoittaa myös suuri vaihtelu käyttöolosuhteissa. DSA:ta kuvataan lämpötilan, myötymän ja myötönopeuden funktiona, jolloin on haastavaa kuvata materiaalin käytöstä kaikissa olosuhteissa tarkasti. Etenkin suuret arvot aiheuttavat haasteita, koska materiaalissa voi tapahtua enemmän muutoksia näissä olosuhteissa, joita mallit eivät kykene kuvaamaan. Esimerkiksi DSA aiheuttaa teräkseen paikallista plastista muodonmuutosta, mikä voi toimia murtuman ydintymiskohtana. Paikallisen taso materiaalin käytöksen kuvaaminen malleilla on haastavaa. Epätarkkuutta ilmenee myös korkeissa lämpötiloissa, mikä voisi viitata siihen, ettei mallit kykene kuvaamaan lämpöpehmeämis- ja relaksaatioreaktioita tarkasti. Mallit kalibroidaan yleisesti käyttämällä yksiakselisen vetokokeiden tuloksia eri myötönopeuksilla ja eri lämpötiloissa. Mallien kalibrointi tapahtuu käyrän sovituksella kokeellisiin tuloksiin, millä voidaan määrittää parametrien arvoja malleissa. Taulukossa 2 on esitetty eroavaisuuksia eri mallien hyödyntämisessä, niiden eduissa ja rajoituksissa.

Taulukko 2. Eri mallien erot niiden hyödyntämisessä, eduissa ja rajoituksissa.

Malli:	Kuinka voidaan hyödyntää:	Edut:	Rajoitukset:
Pitkän ja lyhyen kantaman diffuusiomallit	Keskittyvät selittämään DSA mekanismien. Koetulokset voidaan selittää mallien avulla.	DSA:n kriittistä insinööriä voidaan arvioida. Suhteellisen yksinkertaiset mallit.	Eivät ennusta materiaalin DSA käytöstä laajasti. Tarkkuus riippuu teräslaadusta ja olosuhteista.
Dislokaatioiden monistumismallit	Keskittyvät kuvaamaan DSA:ta dislokaatioiden käyttäytymisen mukaan. DSA alkamisvenymää ja sen voimakkuutta voidaan arvioida, jotta mittaukset suoritetaan tarkemmin DSA olosuhteissa.	DSA:n kriittistä insinööriä ja nykimisen voimakkuutta voidaan arvioida. Erilaiset mikrorakennetekijät voidaan huomioida tarkemmin. Suhteellisen yksinkertaiset mallit.	Eivät ennusta materiaalin DSA käytöstä laajasti. Tarkkuus riippuu teräslaadusta ja olosuhteista.
Martensiittinen mikrokomposiittimalli	Keskittyvät kuvaamaan ja ennustamaan DSA käytöstä. Voidaan käyttää jännitys-lämpötila kuvaajan muodostamiseen, mikä kuvaa selkeästi DSA käytöstä.	DSA kuvataan venymän, lämpötilan ja myötönopeuden funktiona. Ennustaa laajemmin DSA käytöstä.	Mallit ovat monimutkaisempia ja laajempia. Tarkkuus riippuu teräslaadusta ja olosuhteista.
Voyiadjis-Abed-Rusinek malli	Voivat vähentää kokeellisten tuloksien määrää ja arvioida eri teräksien DSA käytöstä.		Korkeat venymät, myötönopeudet tai lämpötilat aiheuttavat epätarkkuutta.
Kehittyvän plastisuuden malli	Laajempi materiaalin käytöstä kuvaava malli. Käytetään elementtimenetelmän rinnalla, jolloin materiaalin käytöstä voidaan laajemmin simuloida.	Tarkempi kuvaus eri DSA olosuhteissa tapahtuvista prosesseista. Ennustaa laajemmin materiaalin käytöstä DSA olosuhteissa.	Tarkkuus riippuu teräslaadusta ja olosuhteista. Mallissa myötönopeus ei sisälly parametrien määrittämiseen
Tekoälymallit	Muodostuvat kokeellisten tuloksien pohjalta eri algoritmien kautta. Laajempia materiaalin käytöstä kuvaavia malleja. Käytetään eri simulaatiotyökalujen rinnalla.	Tarkkuus Yhdistettynä automatisaatioon eri teräksien käytöstä voidaan kuvata tarkasti. Voidaan yhdistää muihin simulaatiotyökaluihin. Soveltuu periaatteessa kaikkiin materiaaleihin	Tarvitaan erittäin suuri määrä näytteitä Haastavia ja aikaa vieviä muodostaa

Malleissa esiintyvät rajoitukset nostavat esille tekoälyn hyödyntämisen dynaamisen myötövanhenemisen mallinnuksessa. Koneoppimista ja tekoäly hyödyntävät mallit rakentavat mallin suoraan koedatasta tiettyjen algoritmien mukaisesti. Mallit tarvitsevat suuren määrän kokeellisia tuloksia mallin muodostamiseen ja testaamiseen verrattuna perinteisiin malleihin. Kumminkin, jos kokeiden suorittaminen voidaan automatisoida, malleja voidaan muodostaa suhteellisen nopeasti eri materiaaleille. Etuna on suhteellisesti suurempi tarkkuus verrattuna perinteisiin malleihin, mutta nämä mallit ovat myös työläämpiä ja haastavia muodostaa.

Periaatteessa tekoälymallit toimivat kaikille materiaaleille, koska mallit rakentuvat suoraan kokeellisista tuloksista. Tarkkuus voi vaihdella perustuen algoritmeihin, mistä mallit muodostuvat. Tekoälyn hyödyntäminen voisi tarkoittaa nopeampaa prosessointia, milloin myös muita kuin vetokokeiden tuloksia voitaisiin käyttää kalibroinnissa. Esimerkiksi dislokaatiotiheyden ja eri faasien osuuksien määrittäminen voisi olla osa mallin toimintaa. Tekoälymalli paremman tarkkuuden ja monimutkaisemman rakenteen avulla tulevaisuudessa esimerkiksi teräksen kemiallisen rakenteen muutoksien vaikutusta DSA käyttäytymiseen voitaisiin arvioida ennen kokeita eri prosessien suunnitteluvaiheessa.

Nykyisiä malleja tulisi kehittää siten, että niitä pystyisi käyttämään laajemmin eri materiaaleilla ja tarkasti eri olosuhteissa. Malleja voidaan esimerkiksi modifioida jakamalla se useampaan osaan, jotta se pystyisi tarkemmin kuvaamaan materiaalin käytöstä. Esimerkiksi jotkin nykyiset mallit kykenevät kuvaamaan dynaamisen myötövanhenemisen käytöstä tarkasti matalilla lämpötiloilla, mutta eivät korkeilla. Tässä tapauksessa malli voitaisiin jakaa kahteen osaan, joista kumpikin kuvaavat eri lämpötila käyttäytymistä ja dominoiva osa riippuu malliin syötetystä lämpötilasta.

Toinen vaihtoehto on modifioida malleja lisäämällä parametreja, jotka kuvaavat eri prosesseja DSA olosuhteissa. Lisäksi olemassa olevien parametrien määrittäystä voidaan muokata, jotta ne voisivat kuvata eri prosesseja paremmin. Esimerkiksi yleisesti mallit ennustavat liian korkeita jännityksiä korkeilla lämpötiloilla. Tämä viittaa, etteivät mallit kykene kuvaamaan materiaalissa tapahtuvia monimutkaisia prosesseja, kuten lämpöpehmeämistä ja relaksaatioprosesseja, näissä lämpötiloissa. Näin ollen nämä prosessit voidaan lisätä malleihin, joko antamalla niille oma niiden voimakkuutta kuvaava parametri tai lisäämällä niiden vaikutus olemassa oleviin parametreihin.

Voi olla myös, ettei yksinkertaiset mallit kykene kuvaamaan DSA käyttäytymistä tarkasti kaikissa olosuhteissa. Ilmiön tarkka mallintaminen voi edellyttää laajempia materiaalin käytöstä kuvaavia malleja. Tulevaisuudessa nykyisiä yksinkertaisempia malleja voidaan mahdollisesti yhdistää, jotta saadaan laajoja materiaalin käytöstä kuvaavia malleja.

Nämä mallit voisivat lämpötilan, venymän ja myötönopeuden lisäksi huomioida erilaisia mikrorakennetta ja koostumusta kuvaavia parametreja. Ideaali malli toimisi kaikilla materiaaleilla ja kaikissa olosuhteissa ja tällaista mallia ei tällä hetkellä ole olemassa. Tulevaisuudessa tekoälyn laskentatehon kehittyessä tällainen malli voisi kehittyä.

LÄHTEET

- [1] William D. Callister J, Rethwisch DG. Callister's Materials Science and Engineering. 10th Edition, Global Edition edition. Wiley-Blackwell; 2020.
- [2] Gündüz S, Demir B, Kaçar R. Effect of aging temperature and martensite by volume on strain aging behaviour of dual phase steel. *Ironmaking & steelmaking*. 2008;35(1):63–8.
- [3] Gupta C, Chakravartty JK, Banerjee S. Microstructure and dynamic strain aging phenomena in two structural steels. *Materials science and technology*. 2011;27(6):1007–12.
- [4] Shahriary MS, Koohbor B, Ahadi K, Ekrami A, Khakian-Qomi M, Izadyar T. The effect of dynamic strain aging on room temperature mechanical properties of high martensite dual phase (HM DP) steel. *Materials science & engineering A, Structural materials : properties, microstructure and processing*. 2012;550:325–32.
- [5] Gupta C, Chakravartty JK, Wadekar SL, Banerjee S. Fracture behaviour in the dynamic strain ageing regime of a martensitic steel. *Scripta materialia*. 2006;55(12):1091–4.
- [6] Molaei MJ, Ekrami A. The Effect of Dynamic Strain Aging on Subsequent Mechanical Properties of Dual-Phase Steels. *Journal of materials engineering and performance*. 2010;19(4):607–10.
- [7] Liu W qi, Lian J he. Stress-state dependence of dynamic strain aging: Thermal hardening and blue brittleness. *International journal of minerals, metallurgy and materials*. 2021;28(5):854–66.
- [8] Ekrami A. High temperature mechanical properties of dual phase steels. *Materials letters*. 2005;59(16):2070–4.
- [9] Seol JB, Kim JG, Na SH, Park CG, Kim HS. Deformation rate controls atomic-scale dynamic strain aging and phase transformation in high Mn TRIP steels. *Acta materialia*. 2017;131:187–96.
- [10] Aleshin GN, Kodirov IS, Raab GI. Features of Dynamic Strain Aging of Low-Carbon Steels during Severe Plastic Deformation Processing. *High Technology: Research and Applications 2016 - HTRA-2016*. 2017;743:191–6.
- [11] Wei W, Feng Y, Han L, Zhang J, Wang H. High-Temperature Low-Cycle Fatigue Behavior of HS80H Ferritic–Martensitic Steel Under Dynamic Strain Aging. *Journal of materials engineering and performance*. 2018;27(12):6629–35.
- [12] Song Y, Yeon J, Voyiadjis GZ. Constitutive modeling and numerical simulations for dynamic strain aging in MMFX steel at elevated temperatures. *International journal of mechanical sciences*. 2021;210:106743-.
- [13] Quitzke C, Huang Q, Biermann H, Volkova O, Wendler M. Influence of c and n on strain-induced martensite formation in fe-15cr-7mn-4ni-0.5si austenitic steel. *Materials*. 2021;14(21):6502-.

- [14] Jacobs TR, Findley KO, Klemm-Toole J, Matlock DK. Mechanical property-microstructure relationships of an X70 pipeline steel at elevated temperatures. *Materials science & engineering A, Structural materials : properties, microstructure and processing*. 2020;798(C).
- [15] Krauss G. Martensite in steel: strength and structure. *Materials science & engineering A, Structural materials : properties, microstructure and processing*. 1999;273:40–57.
- [16] Du H, Gong Y, Zeng Q, Li Y, Min N, Jin X. Interpretation of Dynamic Strain Aging in an Intercritical Annealed Steel by Dislocation Multiplication Induced by Martensitic Transformation. *Metallurgical and materials transactions A, Physical metallurgy and materials science*. 2021;52(12):5258–73.
- [17] Field DM, Van Aken DC. Dynamic Strain Aging Phenomena and Tensile Response of Medium-Mn TRIP Steel. *Metallurgical and materials transactions A, Physical metallurgy and materials science*. 2018;49(4):1152–66.
- [18] Mao C, Liu C, Yu L, Li H, Liu Y. Mechanical properties and tensile deformation behavior of a reduced activated ferritic-martensitic (RAFM) steel at elevated temperatures. *Materials science & engineering A, Structural materials : properties, microstructure and processing*. 2018;725:283–9.
- [19] Niino T, Inoue J, Ojima M, Nambu S, Koseki T. Effects of Solute Carbon on the Work Hardening Behavior of Lath Martensite in Low-Carbon Steel. *ISIJ International*. 2017;57(1):181–8.
- [20] Xu D, Zheng G, Qi Z, Chen Y, Zhou B, Wang B, et al. EFFECT OF STRAIN RATE ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF MARTENSITIC STEEL. *IET Conference Proceedings*. 2022;2022(13):1274–80.
- [21] Xie A, Chen S, Rong L. Dynamic Strain Aging Induced by Synergistic Effects of Deformation-Induced Martensite and Deformation Twins in Fe–Cr–Ni Metastable Austenitic Stainless Steel. *Metallurgical and materials transactions A, Physical metallurgy and materials science*. 2023;54(12):4592–7.
- [22] Lee SH, Choi JY, Nam WJ. Hardening behavior of a 304 stainless steel containing deformation-induced martensite during static strain aging. *Materials transactions*. 2009;50(4):926–9.
- [23] Queiroz RRU, Cunha FGG, Gonzalez BM. Study of dynamic strain aging in dual phase steel. *Materials science & engineering A, Structural materials : properties, microstructure and processing*. 2012;543:84–7.
- [24] Wan Z, Guo W, Jia Q, Xu L, Peng P. Hardness Evolution and High Temperature Mechanical Properties of Laser Welded DP980 Steel Joints. *High temperature materials and processes*. 2018;37(6):587–95.
- [25] She M, Liu X, He G. The deformation-induced martensite and dynamic strain aging during cyclic deformation in AISI 321. *Materials research express*. 2019;6(2):26530-.
- [26] Mao C, Liu C, Yu L, Li H, Liu Y. The correlation among microstructural parameter and dynamic strain aging (DSA) in influencing the mechanical properties of

- a reduced activated ferritic-martensitic (RAFM) steel. *Materials science & engineering A, Structural materials : properties, microstructure and processing*. 2019;739:90–8.
- [27] Molaei MJ, Ekrami A. The effect of dynamic strain aging on fatigue properties of dual phase steels with different martensite morphology. *Materials science & engineering A, Structural materials : properties, microstructure and processing*. 2009;527(1):235–8.
- [28] Nam JH, Oh SK, Park M heom, Lee YK. The mechanism of dynamic strain aging for type A serrations in tensile curves of a medium-Mn steel. *Acta materialia*. 2021;206:116613-.
- [29] Lee S, De Cooman BC. Annealing Temperature Dependence of the Tensile Behavior of 10 pct Mn Multi-phase TWIP-TRIP Steel. *Metallurgical and materials transactions A, Physical metallurgy and materials science*. 2014;45(13):6039–52.
- [30] Voyiadjis GZ, Song Y, Rusinek A. Constitutive model for metals with dynamic strain aging. *Mechanics of materials*. 2019;129:352–60.
- [31] Shen F, Münstermann S, Lian J. An evolving plasticity model considering anisotropy, thermal softening and dynamic strain aging. *International journal of plasticity*. 2020;132:102747-.
- [32] Li X, Roth CC, Bonatti C, Mohr D. Counterexample-trained neural network model of rate and temperature dependent hardening with dynamic strain aging. *International journal of plasticity*. 2022;151:103218-.
- [33] Garg A, Panda BN, Tai K. True stress measurement of nuclear fuel rod cladding material subjected to DSA regime. *Neural computing & applications*. 2017;28(Suppl 1):119–26.