

A REAKTORTARTÁLY ANYAGÁNAK KISCIKLUSÚ TERMOMECHANIKAI FÁRADÁSA

Fekete Balázs, Trampus Péter

BUDAPESTI MŰSZAKI ES GAZDASÁGTUDOMÁNYI EGYETEM

1111 Budapest, Műegyetem rkp. 5.

fekete.mm.bme@gmail.com

DUNAÚJVÁROSI EGYETEM

2401 Dunaújváros, Táncsics Mihály utca 1/A.

trampus@uniduna.hu

ABSZTRAKT

A cikkben bemutatjuk a reaktortartály szerepét, főbb jellemzőit és műszaki adatait. A tartály kiemelkedő jelentőségű károsodási folyamatai közé tartozik a kisciklusú fáradás, melynek ismertetjük elvi alapjait, vizsgálati technikáját és mérnöki modelljeit. Szakirodalmi összefoglalást mutatunk be a fémes szerkezeti anyagok kisciklusú fáradási modelljeire vonatkozóan. Betekintést adunk az energetikai berendezésekben alkalmazott szerkezeti acélok fáradása során végbemenő mikroszerkezeti változásokkal kapcsolatos kutatásokról. A reaktortartály acél példáján bemutatjuk a kisciklusú fáradás mérnöki modelljeinek alkalmazhatóságát. A mérések során rögzített mechanikai paraméterek és az eltérő károsodást szenvedett minták fémtani értékelésének együttes alkalmazásával elemezzük a károsodás folyamán lejátszódó dinamikus folyamatokat.

A cikk Fekete Balázs: VVER-440 reaktor szerkezeti anyagok kisciklusú termomechanikai fáradása című doktori disszertációjának eredményeit mutatja be.

1. BEVEZETÉS

A nukleáris erőművek az elmúlt közel hat évtizedben megbízható, tiszta és gazdaságos üzeműnek köszönhetően mára a megtermelt összes villamos energia 13%-át biztosítják világszerte [Zinkle, Was, 2013]. Az üvegházhatású gázok és az ezek által okozott klímaváltozás kezelésében a nukleáris energiá-

nak igen nagy szerepe van [Chu, Majumdar, 2012]. 2014-ben 437 reaktorblokk üzemelt világszerte, melyek összes teljesítménye 380 GW és 2411 billió kWh energiát állítottak elő [WNA, 2015]. Az üzemelő reaktorok közül 52 orosz tervezésű VVER (nyomottvízes) típusú, melyekből 16 blokk a Paksi Atomerőműben is működő VVER-440/213 (második generációs VVER) reaktor. Néhány ezek közül az eredetileg tervezett 30 éves üzemideje végéhez közeledik, de a többség már a meghosszabbított üzemidejét tölti [Katona, 2010]. Az ilyen típusú reaktorokat üzemeltető országok többségében az atomenergia szerepe jelentős (átlagosan a megtermelt energia 40%-át fedezi), ezért ezek az országok a reaktorok hosszú távú üzemeltetését tűzték ki célul, amely túlnyúlik az eredetileg tervezett üzemidőn.

Az öregedő reaktorblokkok biztonságos üzemeltetése érdekében az atomerőművek szerkezeti anyagában fellépő károsodási mechanizmusok és az ezek által kiváltott hatások ismerete egyre nagyobb jelentőségű. A működés során, a fellépő igénybevételek kiváltotta, különböző károsodási folyamatok hatására a tényleges biztonsági tényező értéke folyamatosan csökken. A problémát mindeközben az jelenti, hogy nem áll rendelkezésünkre elegendő információ a valós anyagállapotokat illetően, azaz nem tudjuk, hogy a használat során a valós és a műszakilag lehetséges üzemidő között mekkora különbség van. A kiemelt berendezések szerkezeti integritásának biztosítása minimalizálja a biztonsági kockázatot, és a gazdasági veszteségeket, valamint



MAROVISZ SZEMÉLYTANÚSÍTÓ TESTÜLET

világszerte elfogadott

TANÚSÍTVÁNY-t

bocsájt ki

SZEMÉLYTANÚSÍTÁSI
RENDSZER

ELŐNYEINK

kedvező vizsgadíj,

rugalmas vizsgaidőpont választás,
Európában elfogadott legkorszerűbb
képzési programra épülő követelmények,
anyagvizsgáló igazolvány kiállítása.

SZOLGÁLTATÁSAINK

saját profil szerkesztése,
online adatfeltöltés saját profilba,
online egyszerűsített vizsgára jelentkezés.

www.szemelytanusitas.hu

növeli a nukleáris energia általános elfogadottságát [Saji, Timofeev, 2009]. Az erőművi berendezések szerkezeti anyagainak károsodási formái igen széleskörűek, közöttük összetett kapcsolatrendszer húzódik, és csak jelentős kutatómunka árán érthetőek meg, és kezelhetők megfelelően.

A nyomottvízes atomerőművek biztonságos üzemelése szempontjából a reaktortartály kitüntetett szerepet tölt be. Magában foglalja a reaktor aktív zónáját és biztosítja, hogy radioaktív anyag nem kerül ellenőrizetlenül a reaktor-berendezésen kívülre. A reaktortartály kritikus helyein az intenzív hőmérséklet- és nyomás változás, vagy a nem megfelelő hűtőközeg keveredés miatt fellépő ciklikus képlékeny alakváltozás következtében 10^2 - 10^4 igénybevételeli szám hatására kisciklusú fáradás eredményezte károsodás következhet be, melyet figyelembe kell venni az üzemidő hosszabbítás műszaki megalapozásakor [Saji, Timofeev, 2009]. A károsodási folyamat előrehaladásával a fáradás hatására számolni kell repedések keletkezésével és terjedésével, és ezek a berendezések biztonsági tartalékának folyamatos csökkenéséhez vezethetnek, ami veszélyezteti szerkezeti integritásukat.

Jelen tanulmányban az erőművi berendezések egyik meghatározó károsodási folyamatával, a kisciklusú termomechanikai fáradással foglalkozunk a Paksi Atomerőműben üzemelő VVER-440 típusú berendezések reaktortartályában alkalmazott szerkezeti anyagra fókuszálva. A reaktortartály gyengén ötvözött bainites szövetszerkezetű melegszilárd acélból és ennek korrózióálló belső (plattírozott) felületét adó ausztenites acélból készült. A csomópontokra főként a falvastagság inhomogenitása, valamint a csatlakozó csövezetékek merevítő hatása miatt a fellépő feszültségek szempontjából a reaktortartály egyik kritikus része. Ennél a szerkezeti elemnél számolni kell a folyáshatárt meghaladó feszültségekkel, normál (ciklikus nyomás és hőmérsékletváltozás indításkor és leállításkor) és üzemzavari állapotban (pl. hideg pótvíz vagy üzemzavari hűtővíz betáplálásakor), melyek a tartály anyagának kisciklusú fáradásához vezethetnek. A fentiek miatt a reaktortartály szerkezeti anyaga kisciklusú fáradási viselkedésének, a repedés keletkezés és terjedés jellegzetességeinek ismerete elengedhetetlen a hosszú távú üzemeltetés biztonságának műszaki megalapozásához.

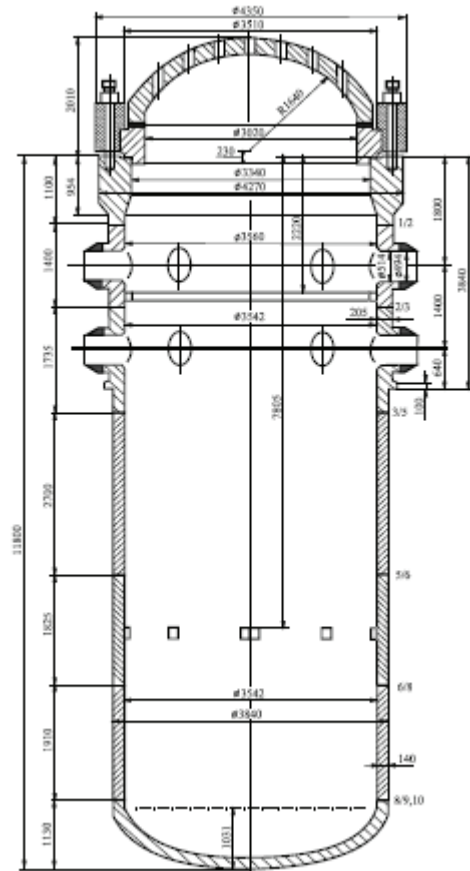
A kutatómunka során a tényleges üzemi terhelések figyelembevételével Gleeble 3800 fizikai szimulátorra adaptált mérési eljárást dolgoztunk ki, mellyel elvégeztük a tartály anyagának termomechanikus fárasztókísérleteit. A kutatómunka része volt a szer-

kezeti anyag előzetesen meghatározott névleges élettartama kiválasztott pontjaiban végzett mikroszerkezeti elemzés eredményeire támaszkodva a fáradási folyamat kinetikájának nyomon követése. Ezzel a munkával átfogó képet kaptunk az igénybevételek hatására létrejövő anyagszerkezeti károsodás folyamatáról és a ciklikus mechanikai viselkedés anyagtudományi hátteréről.

2. SZAKIRODALMI HÁTTÉR

2.1 A REAKTORTARTÁLY

A nyomottvízes reaktorok reaktortartálya az atomerőmű biztonságos üzemeltetése szempontjából kiemelt fontosságú berendezés. Nagy nyomáson (12-15 MPa) és nagy hőmérsékleten (250-325 °C) üzemel és magába foglalja a reaktor aktív zónáját. A tartály és a hozzá kapcsolódó nyomástartó berendezések szerkezeti integritásának biztosítása elsődleges fontosságú az erőmű teljes üzemideje alatt, mivel ezek épsége szavatolja azt, hogy radioaktív közeg nem kerül ellenőrizetlenül a technológiai



1. ábra. A reaktortartály hosszmetsete a főbb méretekkel.

rendszeren kívülre, és nem veszélyezteti az erőmű dolgozóit, a lakosságot és a környezetet [Trampus, 2005]. Emiatt reaktortartálynak a reaktor normál üzemállapotaiból és a lehetséges üzemzavari állapotokból eredő valamennyi terhelést el kell tudnia viselni sérülés nélkül. Annak ellenére, hogy léteznek elemzések, melyek a reaktortartály cseréjének műszaki megoldhatóságát igazolják, az élettartam gazdálkodás szemszögéből nézve nem cserélhető berendezésnek tekintik [Trampus, 2013]. A fentiek szerint a reaktortartály az atomerőmű azon berendezése, amelyik az üzemeltetési élettartam kereteit kijelöli [Trampus, 2005].

A Paksi Atomerőmű négy könnyűvíz hűtésű, könnyűvíz moderálású, nyomottvízes reaktorblokkból áll. A reaktortartályok típusa VVER-440/V-213Cs/1. A tartályokat a Škoda Energetikai Gépgyár gyártotta, Plzenben, az egykori Csehszlovákiában. A reaktortartály egy álló hengeres nyomástartó edény, elliptikus fenékkal és karimás kötéssel csatlakozó fedéllel. A tartály hét részből áll: perem, két csonkzóna gyűrű (felső és alsó), két zóna körüli gyűrű (felső és alsó), támasztó gyűrű és elliptikus fenék. E részeket hat körvarrattal hegesztették egymáshoz, fedettívű hegesztési eljárással. A tartály hosszmetsete az 1. ábrán látható. Valamennyi gyűrű Cr-Mo-V ötvöztetésű, ferrites szerkezetű (térben középpontos szabályos rácsú) acélból készült, amelyet kovácsolást követően a kiválásos keményedés állapotára hőkezelnek [Trampus, 2013]. Ez az anyagszerkezeti állapot a reaktortartály normál üzemi körülményei között a tartós mechanikai és hőigénybevétel szempontjából stabil. Ugyanilyen acélból készült lemezt használtak fel az elliptikus fenék sajtolásához. A reaktortartályok belső falát titánnal stabilizált, króm-nikkel ötvöztetésű, korrózióálló plattírozással látták el. A csonkzóna gyűrűin hat meleg- és hat hidegági csonk található, ezekhez csatlakoznak átmeneti hegesztési varrattal az 500 mm átmérőjű, 70 mm falvastagságú csonktoldatok, majd azokhoz a korrózióálló acélból készült, 32 mm falvastagságú főkeringtető vezetékek. A reaktortartály fő műszaki adatait az 1. táblázat tartalmazza.

1. Táblázat – A reaktortartály tervezési adatai

Termikus teljesítmény (MWt)	1375
Villamos teljesítmény (MWe)	440
Hurkok száma	6
Fűtőelemek száma	312 (hexagonális)

Szabályozórudak száma	37
Külső átmérő (mm)	3840
Falvastagság (mm)	140
Plattírozás vastagsága (mm)	9
Zóna átmérője (mm)	3010
Zóna aktív hossza (mm)	2420
Üzemanyag tömege (t)	44
Hűtőközegáram (m ³ /h)	45000
Kilépő hőmérséklet (°C)	297
Kilépő/belépő hőmérséklet különbsége (°C)	30
Üzemi nyomás (MPa)	12,26
Tervezési nyomás (MPa)	13,7
Próbanyomás (MPa)	19,12
Gyorsneutron-fluxus (n/cm ² s)	1,5x10 ¹¹ (E>0,5 MeV)
Tervezett üzemidő (év)	30
EOL fluencia (n/cm ²)	2,6x10 ²⁰ (E>0,5 MeV)

Az anyagszerkezeti károsodás szempontjából a reaktortartálynak két kitüntetett része van: az aktív zóna környezete és a csonk, mely helyeken a károsodás módja eltérő. Az aktív zóna magasságában éri a reaktortartály anyagát a legnagyobb neutron fluxus, és itt a belső nyomásból származó mechanikai feszültség a szakítószilárdág 40%-át közelíti [Saji, Timofeev, 2009]. A fentiek miatt ebben a környezetben a reaktortartály falának sugárkárosodása a szerkezeti anyag elridegedését idézheti elő, ezért a nagy feszültséget is figyelembe véve itt a ridegtöréssel szembeni ellenálló képesség az élettartam meghatározója. A csonkban fellépő nagy feszültségek főként a falvastagság inhomogenitásából és kisebb mértékben a csonkok csatlakozási pontjainak merevítő hatásából származnak. Ezek nagyságát a csonkokon keresztül a reaktortartályba áramló és távozó közeg hőmérsékletének és nyomásának időbeli változása által okozott tranziens termohidraulikai folyamatok határozzák meg. Ezek eredményeként létrejövő hőfeszültségek ciklikus képlékeny alakváltozást idézhetnek elő az anyag felületközeli rétegeiben és a külső és belső anyagrészek eltérő és akadályozott hőtágulása következtében a reaktor falában, mely 10²-10⁴ ciklus alatt a szerkezet kisciklusú termomechanikus fáradásához vezethet.

2.2 A KISCIKLUSÚ FÁRADÁS

A legtöbb gépészeti szerkezetünket úgy méretezzük, hogy annak anyagában a folyáshatár biztonsági tényezővel csökkentett értékénél nagyobb igénybevétel ne jöhessen létre. Ennek ellenére elkerülhetetlen olyan lokális feszültséggyűjtő helyek kialakulása, melyekben az előre nem ismert járulékos terhelések hatására bizonyos mértékű képlékeny alakváltozás lép fel. Ilyen helyek lehetnek például a hirtelen keresztmetszet változások, hegesztési varratok környezete, furatok, vagy a berendezés olyan részei, melyben bizonyos időtartamra olyan inhomogén hőmérsékletmező alakul ki, amely jelentős feszültséget okoz a szerkezet anyagában, és amelyvel a méretezésnél nem számoltunk. Ha a kritikus helyeken a képlékeny alakváltozás csak egyszer jön létre, akkor annak mértékétől függően a feszültségmező átrendeződésével és a kritikus hely környezetében lévő nagy feszültség gradiens leépülésével az anyag teherbíró képessége növekedhet a képlékeny keményedés által [Lee, 2005]. Ha ezek a méretezés során elhanyagolt, folyáshatár feletti igénybevételek többször megismétlődnek, akkor az anyag mikroszerkezete az ismétlődő makroszkopikus képlékeny alakváltozás hatására megváltozik, benne repedések keletkezhetnek. Ez a folyamat végül a szerkezeti integritás megszűnéséhez, azaz repedésterjedéshez, majd töréshez vezet. A fent leírt jelenséget nevezi a szakirodalom kisciklusú fáradásnak. Fontos megemlíteni, hogy a kisciklusú és a nagyciklusú fáradás tönkremeneteli ciklusszáma között általában nem húzódik éles határvonal és a kétféle károsodási mód valódi fizikai tartalmát nem az elnevezésükben kell keresni. Míg a nagyciklusú fáradás főként arányossági határon belüli feszültség szinten jelentkezik, addig kisciklusú fáradásról csak akkor beszélhetünk, ha az anyagban - ciklusonként - az egész vizsgált térfogatra kiterjedő jelentős mértékű képlékeny alakváltozás is fellép. Coffin bevezette az átmeneti kifáradási élettartam (N_{tr}) fogalmát [Coffin, 1974]. Ez alatt az adott anyag fárasztóvizsgálata során mért ciklusszámot érti, amely egyenlő mértékű rugalmas és képlékeny alakváltozás mellett okoz tönkremenetelt, melyhez a kis- és nagyciklusú fáradás közötti átmenet köthető. A kisciklusú fáradás során keletkező jelentős képlékeny alakváltozások miatt, már a kifáradás korai szakaszában – feszültség szinttől függően akár az első pár ciklusban – keletkeznek mikrorepedések, így a kisciklusú fáradás során a repedésterjedés a meghatározó károsodási folyamat [Murakami, Miller, 2005; Maurel, 2009].

Az energiaiparban még a statikus üzeműnek tekintett szerkezetek igénybevétele is nagymértékben változik indításkor és leálláskor, fűtéskor és hűtéskor, meleg vagy hideg közeg betáplálásakor. Ezek a járulékos feszültségek sokszor jóval nagyobbak a tervezett üzemi feszültségeknél és gyakran okoznak kisciklusú fáradást. Az energetikai berendezéseknél a kisciklusú fáradás előfordulása az alábbiak szerint összegezhető [Nagy, 1999]:

- Indításkor, leálláskor fellépő nyomás és hőmérsékletváltozások okozta igénybevétel.
- Hideg vagy meleg közeg gyors betáplálása okozta hőfeszültség.
- Rezgésből származó feszültségek.
- Kapcsolódó alkatrészek különböző hőtágulási együtthatói okozta hőfeszültségek (pl. plattírozott nyomástartó edények, armatúrák).

A kisciklusú fáradás során a feszültség és az alakváltozás közötti kapcsolat nemlineáris, nagy alakváltozások jöhetnek létre, ezért a feszültség állandó értéken tartása sok körültekintést és bonyolult vizsgálattechnikát igényelne. Emiatt a kisciklusú fáradás vizsgálatát állandó alakváltozás amplitúdó mellett végzik, mely során az egyes ciklusokban, a feszültség értéke változik, - növekszik vagy csökken - annak megfelelően, hogy a vizsgálati anyag keményedik vagy lágyul az ismételt igénybevétel hatására [Lee, 2005]. További fontos vizsgálattechnikai kérdés a hőmérséklet és a mechanikai terhelések kapcsolata. A szakirodalomban található legtöbb kutatás atomerőműi berendezések körében a szerkezeti anyagok állandó hőmérsékleten végzett fáradására irányult. Ezekben a berendezésekben az indítások és leállások, valamint az üzem közben fellépő hőmérsékletingadozások miatt, nemcsak a belső nyomásból származó feszültségek, hanem a hőmérséklet-tranziensek következtében fellépő hőfeszültségek is jelentős intenzitást érhetnek el, továbbá a szerkezeti anyag hőfizikai tulajdonságai is jelentősen változnak hőmérsékletváltozás hatására. Az állandó hőmérsékleten végzett kisciklusú fárasztóvizsgálat során ezeket a hatásokat figyelmen kívül hagyjuk. A valós üzemi körülményeket jobban közelítő termomechanikai fárasztóvizsgálatokkal lehetőség nyílik a mechanikai ciklusokkal párhuzamosan hőmérsékleti ciklusokat működtetni a próbatestre, így a berendezés tényleges terhelése pontosabban modellezhető. Ez történhet olyan ütemben, hogy a hőterhelés és a mechanikai terhelés „fázisban” van (*IP- In Phase Test*), vagy a hőmérséklet és a nyúlás amplitúdó a ciklus során ellentétes előjelű (*OP – Out*

of Phase Test) [Ramesh, 2011]. A fenti három vizsgálati módra a továbbiakban alkalmazzuk az alábbi terminológiákat:

- Izotermikus fárasztóvizsgálat (IZOT)
- Szinkron termomechanikai fárasztóvizsgálat (Szinkron TMF)
- Aszinkron termomechanikai fárasztóvizsgálat (Aszinkron TMF)

A kisciklusú fárasztóvizsgálatokhoz merev, nagy rugóállandójú berendezéseket használnak, amelyen a keresztfej elmozdulása megfordítható, és a húzó-nyomó igénybevételhez szükséges alternáló mozgás a próbatest hossz- illetve keresztirányú mérete szerint vezérelhető [Lukács, 2012]. Általában elektronikus vagy elektrohidraulikus mozgató berendezést alkalmaznak, mellyel a vezérlés könnyen megvalósítható. A nyúlást mérhetjük hossz- és keresztirányú extenzométerek alkalmazásával [Lee, 2005]. Termomechanikus fárasztás során és növelt hőmérsékleten történő mérésekhez optikai elven működő érzékelőket, vagy megfelelő hőálló anyagú tapintóval ellátott elmozdulás mérőket használnak. A próbatest előírt hőmérsékletre történő felfűtését konvektív úton, klímakamrában [Colombo, 2008; Kerezsi and Kotousov, 2000], indukciós tekercsekkel [Ramesh, 2011; Shankar, 2012], vagy ellenállásfűtéssel (Joule-hővel) [Petersen and Rodrian, 2008; Constantinescu, 2004; Haddar, 2012] végzik. A hőmérsékleti ciklusok maximális elérhető frekvenciája az előbbi felsorolás szerint növekszik. A hűtés a befogó pofákon keresztül vízhűtéssel, a próbatestre szórt vízpermettel, valamint a próbatestre fújott sűrített levegővel lehetséges [Kerezsi and Kotousov, 2000; Kudo, 2002].

A tönkremeneteli kritérium meghatározásában nem egységes a szakirodalom. A legelterjedtebb és mérnöki szempontból a legmegalapozottabb, amikor a terjedőképes repedés megjelenését tekintik a tönkremenetelnek. Mivel ennek vizsgálattechnikai megvalósítása bonyolult, ezért több kritérium létezik [Ramesh, 2011; MSZ 4363: 1992]:

- a próbatest kettéválása
- a hiszterézis görbe nyomó periódusában inflexiós pont megjelenése (két repedt próbatestrész felfekvése)
- a stabil szakasz maximális feszültségéhez viszonyított csökkenése
- az előző ciklushoz képest meghatározott mértékű feszültségcsökkenés.

2.3 A KISCIKLUSÚ FÁRADÁS MÉRNÖKI MODELLJEI

A kisciklusú fárasztóvizsgálatok alapvető célja, a külső igénybevételek (mechanikai- és hőterhelések, környezet hatások) és az adott berendezés szerkezeti anyagának válasza (élettartama) közötti összefüggések meghatározása laboratóriumi körülmények között. A vizsgálatok értékelése, azaz a károsodásra vonatkozó kritériumok a használt alap paraméter szempontjából két fő csoportba sorolhatók [Lefebvre, Ellyin, 1984; Surajit, 2010; Gocmez, 2010]:

- alakváltozás vagy feszültség alapú modellek
 - képlékeny alakváltozási energia alapú modellek.
- A károsodást jelző paramétert vizsgálva megállapítható, hogy az első csoport tenzor, míg a második skaláris mennyiség. Mivel az anyag károsodását kisciklusú fáradás során a folyáshatár értékét jelentősen meghaladó igénybevétel ciklikus változása okozza, ezért a fárasztóvizsgálatok adatainak értékelését a leggyakrabban képlékeny alakváltozás amplitúdóalapú mérnöki modellekkel végzik. Az alakváltozás vagy feszültség amplitúdóra épülő modellek tekinthetők a klasszikus módszereknek. Ezek általános egyenlete: melyben a baloldalon a terhelési paraméterek sze-

$$\Phi(\varepsilon_a, \varepsilon_{a,p}, \sigma_a) = f(N_f, \sigma_f, \varepsilon_f, \kappa, \vartheta \dots), \quad (1)$$

repelnek, az egyenlet jobb oldalán N_f a tönkremeneteli ciklusszám, $\sigma_f, \varepsilon_f, \kappa$ és ϑ anyagi állandók (illesztési paraméterek). A Coffin-Manson egyenlet még ma is a legismertebb összefüggés annak ellenére, hogy 1954-ben publikálták [Coffin, 1954; Manson, 1954]. Lineáris kapcsolatot ad a képlékeny alakváltozás amplitúdó és a tönkremeneteli ciklusszám között logaritmikus koordinátarendszerben:

$$\varepsilon_{a,p} = \varepsilon_f \cdot N_f^g, \quad (2)$$

ahol ε_f és g a modell illesztési paraméterei. Az összefüggés jó közelítést eredményez bemetszés nélküli, hengeres próbatestek állandó amplitúdójú és frekvenciájú terhelésénél. A növelt hőmérsékleten bekövetkező kúszás, oxidáció és korrózió okozta károsodás hatásának figyelembevételéhez a frekvenciát figyelembe vevő tényezővel módosították a Coffin-Manson modellt [Coffin, 1974]. A teljes alakváltozás és a tönkremeneteli ciklusszám kapcsolatára Morrow javasolt összefüggést, melyet a

szakirodalom teljes alakváltozás - élettartam egyenletnek nevez [Morrow, 1965]. Ez összegzetten ír le két különálló görbét, a rugalmas alakváltozás amplitúdó-ciklusszám, valamint a képlékeny alakváltozás amplitúdó-ciklusszám kapcsolatát. Az egyenlet első tagja a Basquin összefüggés [Basquin, 1910], a második a korábban ismertetett Coffin-Manson egyenlet.

A tapasztalatok azt mutatják, hogy a fárasztóvizsgálat során a középfeszültség (σ_m) értéke jelentős hatással van a kifáradási élettartamra, ezért ennek a tényezőnek a figyelembevételére számos összefüggés született. A középfeszültség-korrektív modellek leggyakrabban alkalmazott összefüggése, Morrow egyenlete [Morrow, 1968], mely a középfeszültség élettartamra gyakorolt hatását az alakváltozás-élettartam összefüggés rugalmas tagjának módosításával vette figyelembe. A formulát széles körben alkalmazták és validálták acélok kis képlékeny alakváltozás amplitúdón végzett fárasztóvizsgálatára. Smith, Watson és Topper [Smith, 1970] a $\sigma_a \varepsilon_a$ paramétert javasolták a cikluson belüli fáradás mértékének meghatározására, melyben σ_a a ciklus feszültség amplitúdója, ε_a a teljes alakváltozás amplitúdó (a szerzők neveiből: SWT modell). Az SWT modellt sikeresen alkalmazták öntöttvasak [Fash, Socie, 1982], mikroötvözött acélok [Wehner, Fatemi, 1991; Koh, Stephens, 1991] és ötvözött acélok [Forsetti, Blaserin, 1988] kisciklusú fáradásának leírására. Fontos megemlíteni, hogy a legtöbb korszerű végelem szoftver fáradási modulja tartalmazza ezt a modellt. A klasszikus fáradási modelleket a 2. táblázatban foglaltuk össze.

Az előzőekben ismertetett klasszikus modellekhez képest a képlékeny alakváltozási energiára épülő összefüggéseknek több előnyük van. Az egyik ilyen

előny, hogy a vezérelt változótól (alakváltozásra vagy feszültségre vezérelt vizsgálat) független a mérés eredménye, a másik, hogy a meghatározott mérőszám fizikailag megalapozottabb, mint a korábban bemutatottak. Skaláris jellegéből adódóan az energia alapú kritériumok a számítások során a valós szerkezetre könnyebben átvihetők, és alkalmazásukkal a halmozódó károsodás számítása is egyszerűbb [Lagoda, 2001]. Felhasználásuknak hosszú ideig határt szabott, hogy a gépészeti berendezések kritikus helyein nehéz volt meghatározni a szerkezettel közölt képlékeny alakváltozási munka mennyiségét. A numerikus módszerek és a számítástechnika fejlődésével az energia alapú méretezés e korlátja megszűnt [Korsunsky, 2007].

Az energia típusú modellek alapfeltevése, hogy a ciklusonként közölt és összegzett képlékeny alakváltozási munka arányos a károsodási folyamat által felemésztett munkával. Az energia alapú modellek leggyakrabban alkalmazott formája szerint a tönkremeneteli kritériumnak megfelelő összegzett alakváltozási energia (W_f), valamint a ciklusszám között (N_f) az alábbi összefüggés áll fenn [Morrow, 1965; Halford, 1966; Golos, Ellyin, 1988]:

$$W_f = C \cdot N_f^{\gamma_f}, \quad (3)$$

ahol C és γ_f anyagi konstansok. A 3. táblázatban fenti modell illesztési paramétereire mutatunk példákat acélokon végzett fárasztóvizsgálatok mérési adataira vonatkozóan.

A (3) egyenlettel megegyező szerkezetű összefüggéssel írható le a ciklusonként közölt alakváltozási energia (W^{stab}), valamint a ciklusszám kapcsolata [Callaghan, 2010; Abdalla, 2009; Liu, 2015]:

2. Táblázat – Klasszikus kisciklusú fáradási modellek

Modell	Φ	f	Hivatkozás
Coffin-Manson	$\varepsilon_{a,p}$	$\varepsilon_f \cdot N_f^s$	[Coffin, 1954]
Módosított Coffin-Manson	$\varepsilon_{a,p}$	$\varepsilon_f \cdot (N_f V^k)^s$	[Coffin, 1974]
Teljes alakváltozás	ε_a	$\frac{\sigma_f}{E} (N_f)^k + \varepsilon_f \cdot (N_f)^s$	[Morrow, 1965]
Morrow	σ_m, ε_a	$\frac{\sigma_f - \sigma_m}{E} (N_f)^k + \varepsilon_f \cdot (N_f)^s$	[Morrow, 1968]
SWT	σ_a, ε_a	$\frac{(\sigma_f)^2}{E} (N_f)^{2s} + \sigma_f \varepsilon_f (N_f)^{s+k}$	[Smith et al., 1970]

3. Táblázat – Az energia alapú (3) modell szakirodalomban megtalálható paramétereit

Anyagminőség	Vizsgálati Hőmérséklet [°C]	Fáradási szívósság együttható, C [mJ/mm ³]	Fáradási szívósság kitevő, γ_f [-]	Referencia
gyengén ötvözött acél, A516Gr70	20	603	0.389	[Lefebvre and Ellyin, 1984]
betonacél, BS 460B	20	226	0.414	[Abdalla et al., 2009]
betonacél, BS B500B	20	205	0.449	[Abdalla et al., 2009]
2.25Cr-1Mo	540	391	0.312	[Callaghan et al., 2010]
2.25Cr-1Mo (miniatűr próbatesszt)	540	242	0.298	[Callaghan et al., 2011]
gyengén ötvözött acél	20	612	0.344	[Luo et al., 2012]

ahol B és β_f a modell illesztési paramétereit. A fenti klasszikusnak tekinthető energia alapú modellek számos módosított változatát publikálták a közép feszültség, a hőmérséklet és a próbatesszt

$$W^{stab} = B \cdot N_f^{\beta_f}, \quad (4)$$

méretének figyelembevételére. Lee és munkatársai a tönkremenetelig szükséges alakváltozási energia törési munkával dimenzió mentessé tett mennyiségét javasolta károsodási paraméternek a hőmérséklet hatásának figyelembe vételére [Lee, 2008]. A modell alap gondolata a törési munka hőmérsékletfüggésének kihasználása volt. Az összefüggést ausztenites szövetszerkezetű korrózióálló acélok emelt hőmérsékletű fárasztóvizsgálatainak eredményei alapján validálták.

Gocmez és munkatársai belsőégésű motorokban alkalmazott öntöttvasak termomechanikus kisciklusú fáradási viselkedésének leírására módosították a (3) szerinti modellt, melynek alap-paramétere a ciklusonként elnyelt alakváltozási energia és további korrekciós tényezőket tartalmaz a közép feszültségnek és a hőmérséklet hatásának figyelembevételére [Gocmez, 2010].

2.25Cr-1Mo minőségű nyomástartó-edény acélon végeztek vizsgálatokat Callaghan és munkatársai. A fáradás közben tönkremenetelig tárolt alakváltozási munka függését elemezték a próbatesszt méretének függvényében, és azt találták, hogy a szabványos alakú és a miniatűr próbatesszt törési energiája között 50%-os eltérés van, a kis próbatesszt károsodási kinetikája eltér a hagyományosétól, kevesebb közölt energia hatására mennek tönkre [Callaghan, 2011]. Ezt a szerzők a próbatesszt képlékeny alakváltozásban résztvevő, eltérő felület/térfogat arányának tulajdonították. A kísérleti eredményeik alapján analitikus modellt adtak meg a mérethatás

figyelembevételére, melyben a próbatesszt aktív felületének és térfogatának hányadosát és a vastagságának arányát építik be, mint korrekciós tényezőt. Az így kapott modell alkalmas a miniatűr próbatesszten végzett kísérletek eredményeit megfeleltetni a hagyományos próbatessztel nyerhető eredményeknek.

Az energia alapú kritériumok tárgyalásánál fontos megemlíteni, hogy kisciklusú fárasztás során bevitt képlékeny alakváltozási munka csak egy része okozza az anyag mikroszerkezetének megváltozását (károsodását), a munka másik része a fárasztás során hővé alakul és átadódik a környezetnek. Kutatások bizonyítják, hogy a hőfejlődés mértéke erősen függ az alakváltozás körülményeitől (alakváltozás mértéke és sebessége) és az anyag mikroszerkezetétől, melyek miatt a klasszikus fáradási modellek módosítására lehet szükség.

2.4 MIKROSZERKEZETI VÁLTOZÁSOK A FÁRADÁSI FOLYAMAT SORÁN

A fáradási folyamat során az anyagban mikroszerkezeti változások mennek végbe, amelyek a mechanikai tulajdonságok megváltozásához és a károsodáshoz vezetnek. Ez főként a diszlokációk és a pontszerű rácshibák mennyiségének és struktúrájának változását, illetve az egymással és a különböző fázisokkal lejátszódó reakcióit jelenti [Lukács, 2012]. A következőkben az erőművi acélokra vonatkozó eredményekre fókuszálva áttekintjük a kisciklusú fáradás során létrejövő mikroszerkezeti változásokkal kapcsolatos kutatásokat.

Ginsztler erőművi gőzfejlesztő acélok intenzív hőmérséklet ciklusok hatására létrejövő hőfáradásának mikroszerkezetre gyakorolt hatását vizsgálta [Ginsztler, 1988]. A hőciklusok hatására szubszemcsék képződését figyelte meg a diszlokációsűrűség növekedése mellett. Gromova és munkatársai nukleáris erőművekben alkalmazott ausztenites acé-

lok termomechanikus fáradása során a diszlokáció szerkezet megváltozását vizsgálták, terhelésmentes állapotú, az élettartam felénél megszakított, és repedést tartalmazó mintákon [Gromova, 2010]. Eredményeik alapján a diszlokációsűrűség a kezdeti értékhez képest az élettartam felénél határozott növekedést mutatott, majd a tönkremenetelig fásztott mintákban lecsökkent, közel a kezdeti állapotban mért értékre. Sankar és munkatársai nagy hőmérsékleten üzemelő berendezésekben használt 9Cr-1Mo ferrites acélon végeztek szinkron és aszinkron termomechanikus fásztóvizsgálatot, majd a tönkremenetelig végzett mérések mintáinak fémtani elemzésével vizsgálták a repedéskeletkezés mechanizmusát [Shankar, 2012]. A transzmissziós elektronmikroszkópiai (TEM) felvételeiken ekvixiális szubszemcsék voltak láthatók a fásztott mintákon. Kimutatták, hogy a szemcsehatárokon jelen lévő karbidok jelentős szerepet játszanak a mikrorepedések keletkezésében, melyek a szemcsehatár mentén terjednek. Facheris és munkatársai tiszta lengő igénybevétellel fásztott, ausztenites szövetszerkezetű minták mikroszerkezetét hasonlították össze halmozódó képlékeny alakváltozással terhelt mintákéval, azonos ciklusszámnál megszakítva a tesztek [Facheris, 2013]. Az eltérő terheléssel öregített próbatestek diszlokációs szerkezetének jellege azonos volt, a terhelés korai szakaszán cellás szerkezet, majd csúszási sávok alakultak ki. A halmozódó képlékeny alakváltozással terhelt mintákban a diszlokációsűrűség növekedése intenzívebb volt és a diszlokációsűrűsége nézve is gyorsabban telített állapotba került, melyet a halmozódó képlékeny alakváltozás által akvitált, megnövekedett számú csúszási rendszernek tulajdonítottak. Megjegyzendő, hogy utóbbi terhelési mód intenzívebb ciklikus keményedést eredményezett. Mayer és munkatársai gőzturbinákban használt, bainites szövetszerkezetű, melegsziárd acélon végeztek megszakított fásztási kísérleteket [Mayer, 2012]. A kísérleti anyag ciklikusan lágyuló viselkedést mutatott, a lágyulás mértéke jelentősen függött az alakváltozás sebességétől és a hőmérséklettől. A különböző

halmozódó károsodást elszenvedett próbatesteken meghatározták a diszlokációsűrűséget röntgen vonalprofil analízissel és TEM felvételekből, valamint a szubszemcseméretet, melyből látható, hogy a diszlokációsűrűség csökkenő, míg a cellaméret növekvő tendenciát mutat a fáradási folyamat előrehaladásával. He és munkatársai fúziós reaktorokban alkalmazott melegsziárd acél fáradás alatti mechanikai tulajdonságainak és mikroszerkezetének kapcsolatát vizsgálták [He, 2014]. A kiindulási állapotú és a tönkremenetelig fásztott minták diszlokációsűrűségét TEM felvételekből határozták meg, mely nem mutatott változást sem a ciklusszám növelésével, sem az alakváltozás amplitúdó változtatásával.

Ezen a területen végzett irodalomkutatásból megállapítható, hogy fáradási folyamat mikroszerkezeti vonatkozásaival kapcsolatban nincs egységesen elfogadott álláspont. Ezért helye van a mikroszerkezet további együttes kvalitatív (TEM, SEM) és kvantitatív (XRD) elemzésének, aminek eredményei a fáradás folyamán lejátszódó mikroszerkezeti változások jobb megértéséhez vezethetnek.

3. KÍSÉRLETI ANYAGOK, ALKALMAZOTT BERENDEZÉSEK ÉS ESZKÖZÖK

3.1 A VIZSGÁLT ACÉLOK TULAJDONSÁGAI

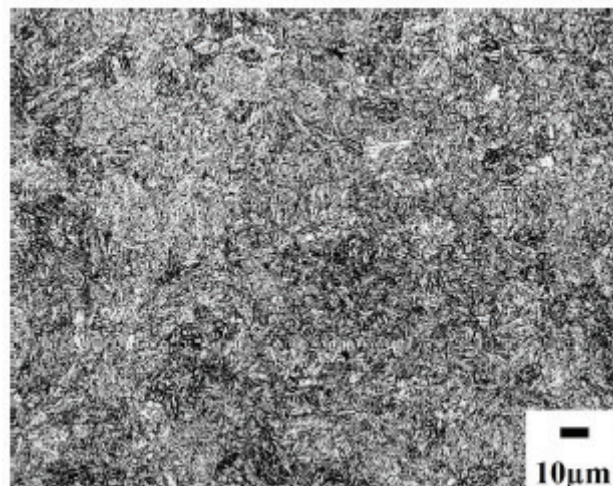
A fásztóvizsgálatokhoz szükséges kísérleti anyagot (15H2MFA jelű reaktortartály acélt) az MVM Paksi Atomerőmű Zrt. bocsátotta rendelkezésünkre, egy 149 x 110 x 305 mm méretű, Csehországban gyártott reaktortartály acélból származó tömb formájában. A kísérleti anyag beérkezését követően a próbatestek gyártásának megkezdése előtt átfogó állapotfelmérést végeztünk, amely az acélok fémtani vizsgálatából és a mechanikai tulajdonságaik méréséből állt. A kísérleti anyag névleges, és optikai emissziós spektrométerrel meghatározott kémiai összetétele a 4. táblázatban látható. A kísérleti anyag összetétele megfelel a gyártó által megadott előírásoknak, az egyes elemeknél mért eltérés nem

4. Táblázat – A kísérleti anyag kémiai összetétele, tömeg%

Anyag	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	As	Co	
15H2MFA	Névleges	0.13-0.18	0.17-0.37	0.30-0.60	max. 0.025	max. 0.025	2.50-3.00	max. 0.04	0.60-0.80	0.25-0.35	max. 0.05	max. 0.02
	Kísérleti anyag	0.14	0.26	0.37	0.012	0.009	2.92	0.08	0.497	0.27	--	--

számottevő.

A beszállított acéltömbből a hőkezelt állapot felderítése érdekében fénymikroszkópon szövetszerkezet vizsgálatokat és keménységmérést végeztünk, melyből megállapítottuk, hogy a reaktortartály acél a kovácsolást követő ferrit-perlites (normalizált) szövetszerkezetű volt. Emiatt a próbatestek hasáb alakú előgyártmányait az esztergálást megelőzően a tartály kovácsolt gyűrűinek gyári technológiai utasítása szerint hőkezeltük; 1000 °C-ról olajban edzettük, majd 15 órán át 680 °C-on megeresztettük. A 15H2MFA acél Cr, Mo, V ötvözésének hatására a ferrit-perlites átalakulás az acél folyamatos lehűtésre vonatkozó átalakulási diagramján oly mértékben jobbra tolódik, hogy a lehűtés után a reaktortartály 140–170 mm-es szelvényű fő elemeinél csak martenzit és bainit alakul ki, melyek aránya attól függ, hogy a vizsgált anyagrészt milyen távolságban helyezkedik el a hűtőfolyadékkal közvetlenül érintkező felületektől. Az anyag előbbiek szerint végzett hőkezelésével a reaktortartály felület közeli rétegével azonos szövetszerkezetet hoztunk létre, mivel a próbatestek gyártására előkészített hasábok méretéből adódóan az edzéskor fellépő hűlési sebesség a tartály e részének hűlési sebességéhez áll közel. A hőkezelés hatására finomszerkezetű szemcsés bainit alakul ki, az igénybevétel hőmérsékletén termodinamikailag stabil, diszperz eloszlású Cr-Mo-V komplex karbidokkal [Davies, 1997; Gorynin, 1998]. Erre az acélra jellemző karbidszerkezet eltér a nyugati nyomottvizes reaktortartályok anyagától, mivel finomabb eloszlású, kisebb méretű és főként vanádiumban gazdag kiválásokat tartalmaz



2. ábra. – A 15H2MFA acél szövete képe tömeg%

[Davies, 1997].

A hőkezelést követően a 15H2MFA acél szövetszerkezetéről készült fénymikroszkópos felvétel a 2. ábrán látható. A minták csiszolatain mikrokeménység méréseket végeztünk Wilson Wolpert 401 MVD típusú mikrokeménység mérő berendezéssel, 5 N terheléssel. A reaktortartály acél hőkezelés utáni keménysége $HV_{0.5} 230 \pm 5$ értékre adódott. A névleges mechanikai jellemzőket az 5. táblázatban tüntettük fel.

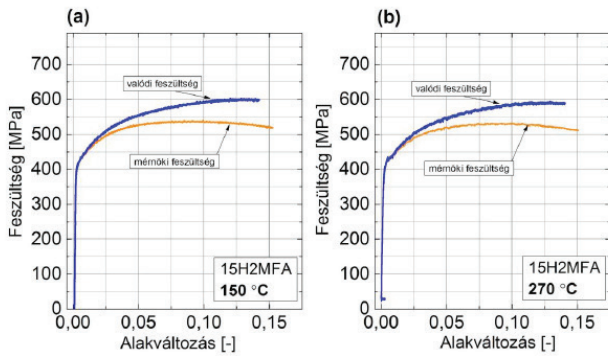
A hőkezelést követően a hasáb előgyártmányok egy részéből arányos szakító próbatestet munkáltunk ki, melyeket kvázi-statisztikus szakítóvizsgálatnak vetettünk alá a következő alfejezetben ismertetett termomechanikus fárasztás szélső hőmérsékletein, melyek 150 °C és 270 °C. Az eredmények a 3. ábrán láthatók. Megállapítható, hogy e két hőmérsékle-

5. Táblázat – A kísérleti anyag gyártó által megadott mechanikai tulajdonságai

Anyag	20 °C				350 °C			
	R_m [MPa]	$R_{p0.2}$ [MPa]	A_{40} [%]	Z [%]	R_m [MPa]	$R_{p0.2}$ [MPa]	A_{40} [%]	Z [%]
15H2MFA	540	431	14	50	490	392	13	50

6. Táblázat – A kísérleti anyag termofizikai tulajdonságai

Hődiffuzivitás	$\alpha = 1,16 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2 / \text{s}$
Hővezetési tényező	$k = 40,04 \text{ W} / \text{mK}$
Feketeségi fok	$\bar{\epsilon}_R = 0,78$
Hőtágulási együttható	$\alpha_{CTE} = 10,9 \cdot 10^{-6} / \text{K}$
Fajhő	$C_V = 440 \text{ J} / \text{kgK}$
Sűrűség	$\rho = 7820 \text{ kg} / \text{m}^3$
Rugalmassági modulus	$E = 210 \text{ GPa}$



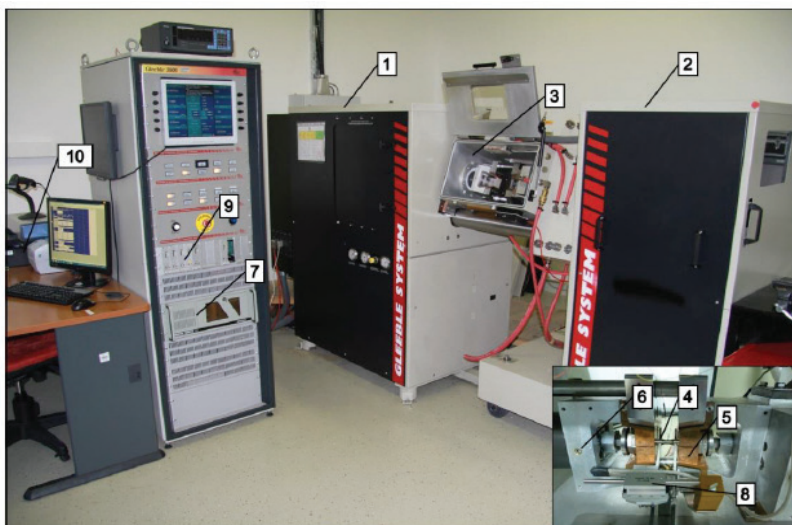
3. ábra. – Szakítóvizsgálatok (a) 15H2MFA, T=150 °C (b) 15H2MFA, T=270 °C

ten a mechanikai tulajdonságokban jelentős eltérés nem tapasztalható, és a kísérleti anyagok szilárdsági jellemzői a 5. táblázat szerinti, gyártó által előírt értékeknek megfelelnek.

3.2 A KÍSÉRLETEKHEZ ALKALMAZOTT BERENDEZÉS BEMUTATÁSA

A méréseket egy Gleeble 3800 típusú fizikai szimulátoron hajtottuk végre, amelynek átfogó képe a 4. ábrán látható. A berendezés egy többfunkciós szimulátor, amely különböző fémtechnológiai és fémtani folyamatok fizikai szimulációjára, fémes szerkezeti anyagok termomechanikus kezeléseire és anyagvizsgálatára egyaránt alkalmas [Bereczki , 2014].

A berendezés két jól elhatárolható része a termikus és a mechanikai rendszer, amelyeket a főegység (1) és az ahhoz csatlakoztatott, az aktuális vizsgálathoz használható Mobil Átalakító Egység (2) együttese alkotja. A fémtani folyamatok fizikai szimulációja



4. ábra. - A Gleeble 3800 termomechanikus fizikai szimulátor a fázisátviteli vizsgálatokhoz alkalmazott átalakító egységgel

a vizsgálókamrában (3) valósul meg, ahol a próbatestet (4) a megfelelően választott befogó pófák (5) közé helyezve végrehajtható a felhasználó által előírt termikus és mechanikai terhelési program. A termikus és a mechanikai rendszer az alábbiak szerint működik.

3.3 FÉMTANI VIZSGÁLATOK

A mikroszerkezeti vizsgálatok feloszthatók lokális és nem lokális eljárásokra. A lokális módszerek közé tartoznak a mikroszkópos technikák, a legelterjedtebbek az optikai mikroszkóp, a pásztázó elektronmikroszkóp (SEM), és a transzmissziós elektronmikroszkóp (TEM). A lokális és nem lokális módszerek jól kiegészítik egymást, együtt alkalmazva hatékonyan lehet kvantitatív és kvalitatív mikroszerkezet vizsgálatokat végezni [Balogh, 2009].

Transzmissziós elektronmikroszkópos vizsgálatok

A megszakított fázisátviteli vizsgálatok próbatesteinek felületén repedések még nem láthatók, ezért a TEM vizsgálatok kritikus kérdése, a minta kivételének helye volt. A törésig fázisátvitelt próbatesteken a repedések a legtöbb esetben a mérőszakasz közepén, a hegesztéssel rögzített termoelemek környezetében jelentkeztek, ezért a mintát innen munkáltunk ki. A minta-előkészítéshez szükséges 3 mm magas korongot gyémánttárcsás asztali vágógépen vágunk ki. Az így kapott darabból gyémántfűrészsel 0,5-0,7 mm vastagságú lemezt készítettünk, amelyből 3 mm átmérőjű kör alakú mintát vágunk ki.

A 15H2MFA anyag mintáinak előkészítésekor mechanikus csiszolással (SiC, gyémánt) 40-50 µm vastagságig, utána ionsugaras vékonyítással (10 keV Ar+, a felülettől mért 2-5° beesési szög mellett) perforációig vékonyítottuk. A mintában több lyuk keletkezett, amelyek közötti hidakban, illetve a lyukak szélénél vannak az elektronok számára átlátható helyek. Ezek területére a 10 µm laterális méret jellemző. A vizsgálatokat egy Philips CM-20 típusú elektronmikroszkópban, 200 kV gyorsítófeszültség mellett végeztük.

A diszlokációsűrűséget a TEM felvételek alapján a Keh-Weismann analízissel határoztuk meg [Keh and Weismann, 1963]. A mikroszerkezetről készített felvételekre négyzet-hálót helyeztünk, és a diszlokáció vonalakkal történő metszéspontokat számoltuk, majd a diszlokációsűrűséget a következő képlettel határoztuk meg:

$$\rho_d = \left(\frac{n_1}{L_1} + \frac{n_2}{L_2} \right) \cdot \frac{x}{t_f} \quad (5)$$

ahol n_1 és n_2 a diszlokáció vonalak és az L_1 és L_2 öszszegzett hosszúságú négyzetháló metszéspontjainak száma, x a diszlokációk láthatósági faktora, t_f a fólia vastagsága.

A felvételek kétsugaras leképezéssel készültek. A 15H2MFA anyagnál az (110) síkok által szórt sugarat választva történt a diszlokációk feltérképezése. Az acél vizsgálatánál $\xi g = 40,00nm$ [Nakata, 1998] extinkciós hossz értéket vettünk figyelembe a fólia vastagságának meghatározásánál. A mintánál $x=1$ láthatósági faktor értékkel számoltunk az él- illetve csavardiszlokációkra vonatkozóan [Hirsch, 1965].

Röntgen-diffrakciós mérések

Az élettartam kiválasztott szakaszáig fárasztott próbatestek mikroszerkezetének kvantitatív értékelésére röntgendiffrakciós méréseket végeztünk. A mérések nagyfelbontású kétkristályos diffraktométerrel, Co- $K\alpha_1$ sugárzással történtek. Az alkalmazott berendezéssel előállított diffraktogramok a kis instrumentális profilszélesedés miatt megbízhatóan értékelhetők vonalprofil analízissel [Ungár, 1998]. A finomfókuszált kobalt anódot 30 kV-on 35 mA árammal üzemeltettük. Egy sík Ge monokromátor szimmetrikus (220) visszaverődését használtuk a Co sugárzás $K\alpha_2$ komponensének kiküszöbölésére. A mintába visszaverődő sugár keresztmetszete $0,2 \times 2 \text{ mm}^2$ volt. A mintákról szóródott nyaláb detektálásához 2D imaging plate (IP)-et használtunk, mindegyiket 193mm sugarú körív mentén, ahol a kör középpontjában a megvilágított minta helyezkedett el. A két hajlított IP fogta át a 2θ szögterományt 40 és 160° között. A diffrakciós spektrum egyes reflexióihoz tartozó csúcsait az IP-ken rögzített intenzitás eloszlás, Debye-Scherrer gyűrűk mentén való elhajlási szög szerinti integrálásából kaptuk.

Ha feltételezzük, hogy a vonalszélesedés forrásai a szemcseméret és a rácsdeformáció, akkor a vonalprofil függvény Fourier transzformáltja a következő képlettel adható meg [Warren, 1996]:

$$\ln A(L) \cong \ln A_i^s - 2\pi^2 L^2 g^2 \langle \varepsilon_{g,L}^2 \rangle \quad (6)$$

ahol A_i^s a méret Fourier együttható, L a Fourier paraméter, \mathbf{g} a diffrakciós vektor abszolút érté-

ke, és $\langle \varepsilon_{g,L}^2 \rangle$ a diffrakciós vektor irányú deformáció négyzetének átlaga. Ha a rácsorzulást diszlokációk okozzák, a deformáció négyzet átlaga a következő formulával adható meg [Ungár, 1999]:

$$\langle \varepsilon_{g,L}^2 \rangle = (b/2\pi)^2 \rho_d \bar{C} f(\eta) \quad (7)$$

ahol b a Burgers vektor abszolút értéke, ρ_d a diszlokációsűrűség, \bar{C} a diszlokáció kontraszt faktor, f a Wilkens függvény [Wilkens, 1970], $\eta = R_e/L$, R_e a diszlokációk külső levágási sugara. A diszlokáció dipóljellegét a diszlokációk R_e effektív külső levágási sugarával jellemezzük. R_e azt mutatja meg, hogy a diszlokációk okozta rugalmas torzulás energia tere azok magjától távolodva milyen gyorsan cseng le. Ha az ellentétes Burgers vektorú diszlokációk dipóllokba rendeződnek, akkor energia tereik kölcsönhatásba lépnek, így R_e értéke kisebb lesz. A diszlokáció szerkezet dipóljellegének jellemzésére R_e helyett inkább a dimenziótlan $M = R_e \sqrt{\rho_d}$ mennyiséget szokták használni, amit diszlokáció elrendeződési paraméternek neveznek [Jóni, 2011].

Az egyes diszlokációk kontrasztfaktora kifejezi, hogy a diszlokációk anizotróp deformációs tere miatt a vonalprofil szélesedés a Burgers vektor, a diszlokáció vonalvektora és a diffrakciós vektor egymáshoz viszonyított állásától is függ. Ez azt jelenti, hogy ugyanaz a diszlokáció szerkezet a különböző indexű diffrakciós csúcsok eltérő mértékű kiszélesedését eredményezi.

Az átlagos kontrasztfaktor köbös kristályokban az alábbi módon adható meg [Ungár and Tichy 1999]:

$$\bar{C} = \bar{C}_{h00} (1 - q_d H^2) \quad (8)$$

ahol \bar{C}_{h00} a köbös kristály rugalmas állandóiból származtatható átlagos kontraszt faktor és

$H^2 = (h^2 k^2 + h^2 l^2 + k^2 l^2) / (h^2 + k^2 + l^2)^2$. A q_d paraméter értéke a köbös kristályban a diszlokációk él vagy csavar jellegéről ad információt.

A méret Fourier együtthatókat lognormális eloszlást feltételezve értékeltük ki [Hinds, 1982]. A koherens szórótartomány méret az eloszlásfüggvény m_e mediánjával és a σ_e szórásával kifejezve [Ribárik, Ungár, 2010]:

$$\langle x \rangle_{area} = m_e \exp(2,5\sigma_e^2) \quad (9)$$

A diffrakciós profilok kiértékelésére az ELTE Anyagfizikai Tanszékén kifejlesztett Konvolúciós Teljes Profil

Illesztés módszerét (CMWP) használtuk, melynek lényege, hogy az összes mért diffrakciós profilra egyszerre illeszti a mikroszerkezeti paraméterektől függő elméleti függvényeket. Ezeket az elméleti függvényeket a mikroszerkezet modellje alapján számíthatjuk ki. A teljes vonalprofil illesztéssel így a szemcseméret eloszlás m_e és σ_e paraméterét, a diszlokációsűrűséget (ρ_d), a diszlokáció típusát (q_d) és a diszlokáció eloszlás dipóljellegét (M) is meg lehet határozni. A diszlokáció típus alatt köbös anyagnál a csavar és él jelleget értjük.

4. A TERMOMECHANIKUS FÁRASZTÓKÍSÉRLETEK

4.1 A KÍSÉRLETI ELRENDEZÉS KIDOLGOZÁSA, VIZSGÁLATI PARAMÉTEREK

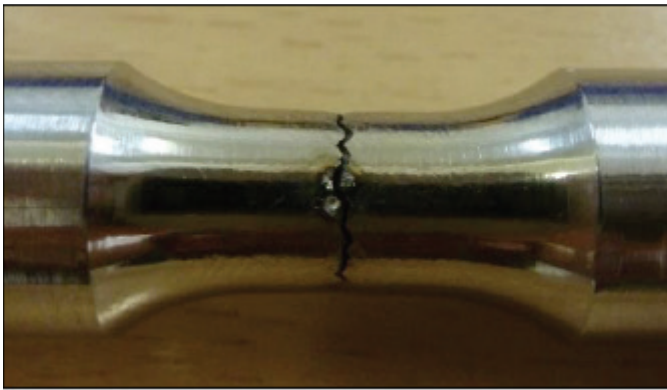
A szerkezeti anyagok termomechanikai igénybevételét a legtöbbször az üzemi körülmények között fellépő termikus igénybevételekkel és az anyagtulajdonságokból számított egyenértékű, állandó hőmérsékleten végzett mechanikai fárasztóvizsgálatokkal modellezik [Nagesha, 2009]. Figyelembe kell azonban venni, hogy a kristályos anyagok mechanikai tulajdonságai jelentősen függenek a hőmérséklettől, ezért felmerül, hogy az izotermikus és a ciklikus hőmérsékletváltozás mellett megvalósuló termomechanikus fáradás során az anyagban végbemenő deformációs mechanizmus eltérő. Megfelelően megválasztott paraméterekkel végzett termomechanikus fárasztóvizsgálattal, a fentiek szerint az üzemi körülmények lényegesen jobban modellezhetők, ezért célszerű a ciklikus hőmérsékletterheléssel megvalósított fárasztókísérletek eredményeit alapul venni [Ramesh, 2011]. A 3.2 fejezetből látható, hogy a nukleáris iparban alkalmazott szerkezeti anyagok kisciklusú fáradását a legtöbb esetben nagy, jellemzően 300 °C feletti átlaghőmérsékletű fárasztóvizsgálatokkal modellezik, melyek maximális hőmérséklete sok esetben 600 °C feletti. Ezen a hőmérsékleten már megjelenik a kúszás és az oxidáció is a fáradással kölcsönhatásban [Kuwabara, Nitta, 1979; Mannan, Valsan, 2006]. A kisebb hőmérséklet tartományon végzett termomechanikus fárasztóvizsgálatok megvalósításánál nehézséget jelent, hogy a ciklus hűtési fázisában a kisebb hőmérséklet eltérés (a próbatest pillanatnyi és a labor hőmérséklete között) kisebb termodinamikai hajtóerőt jelent, ezáltal gondoskodni kell a megfelelő hűtés biztosításáról [Ramesh, 2011; Haddar, 2012].

Áttekintve a Paksi Atomerőmű terheléskatalógusának reaktortartályra vonatkozó kötetét [Boros, 2011], valamint a reaktortartály termomechanikai elemzésével kapcsolatban készült jelentéseket, az NA 500 hidegági csonk csatlakozásának belső felületét találtuk a termomechanikai fáradás szempontjából kritikus résznek. Az üzem közbeni hőmérséklettranziensek itt okozzák a legintenzívebb terheléseket az inhomogén hőmérséklet eloszlás és egy esetleges üzemzavar következtében fellépő hűtés során. Ezen a helyen a reaktortartály üzemi hőmérséklete 267 °C, és 125 bar normál üzemi nyomás uralkodik. A kilépő csonkot érő terhelések adatai 50 és 60 üzemévre vonatkozó ciklusszámmal együtt szerepelnek a terheléskatalógusban. A termomechanikus fárasztóvizsgálatok megtervezésénél célunk volt ezek figyelembevételével a tartály hidegági csonkja igénybevételét modellező mesterséges öregítési program kidolgozása a Gleeble 3800 berendezésre. Elsőként állandó hőmérsékleten végzett tesztek tervezünk (IZOT), majd az ezekből adódó tapasztalatok felhasználásával, a termikus program továbbfejlesztésével és kiegészítő berendezések felszerelésével ciklikus hőmérsékletváltozás mellett megvalósuló szinkron termomechanikus fárasztóvizsgálatokat (TMF) végeztünk.

A. Próbatetek kialakítása

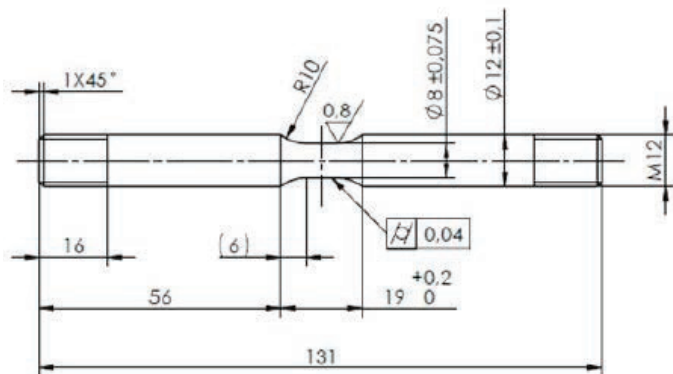
A fizikai szimulátor kamraterében korlátozott hely áll rendelkezésre, melyet a próbatetek megtervezésénél figyelembe kell venni. A próbateteknek illeszkedniük kell a berendezés befogó rendszeréhez, és a nagy nyomó igénybevételt kihajlás nélkül el kell viselniük. A fentiek alapján 12 mm átmérőjű befogó résszel és 8 mm hosszú, 8 mm átmérőjű és 2 mm lekerekítésű mérőszakasszal kialakított próbateteket terveztünk, melyekkel tesztméréseket végeztünk, 1,2%-os teljes alakváltozás terheléssel. Az így kialakított próbatetekeken rendre a hengeres szakasz és a lekerekítés átmeneténél jelentkeztek a repedések. Ez azért hátrányos, mert az ellenállásfűtés és a befogó pófák hőelvonásának eredményeként, tengelyirányban a szabályozó jelet biztosító termoelemtől két oldalra kismértékben csökkenő hőmérséklet eloszlás alakul ki a próbatestben, így a rádiusz helyén nem a kívánt hőmérsékleten megy végbe a fáradás. A próbatest geometriai kialakításának módosításával el kellett érni, hogy a repedések nagy biztonsággal a hengeres szakaszon keletkezzenek. A mechanikai vizsgálathoz végeselem-moddelt készítettünk, melyből megállapítottuk, hogy

az ilyen nagy igénybevételek tartományában a kis lekerekítés jelentős radiális irányú merevítő hatása miatt a feszültségállapot erősen többtengelyűvé válik, így ciklusonként nagyobb károsodás játszódik le ezen a helyen. A geometriai modell módosításával kimutattuk, hogy 10 mm-es rádiusz alkalmazásával ez a hatás a kívánt szint alá csökken, mivel a lekerekítés környezetében ébredő feszültségek 5%-nál nagyobb mértékben nem tértek el az aktív (hengeres) szakaszon számított értékektől. Ezek alapján módosítottuk a próbatetest méreteit, és további tesztméréseket végeztünk. Az tapasztaltuk, hogy a 10 mm-es lekerekítésű próbatestek mindegyikén a hengeres szakasz középső harmadában jelent meg a repedés, ahogy az 5. ábrán látható.



5. ábra. – 10 mm-es lekerekítéssel gyártott próbatest a fárasztóvizsgálatot követően

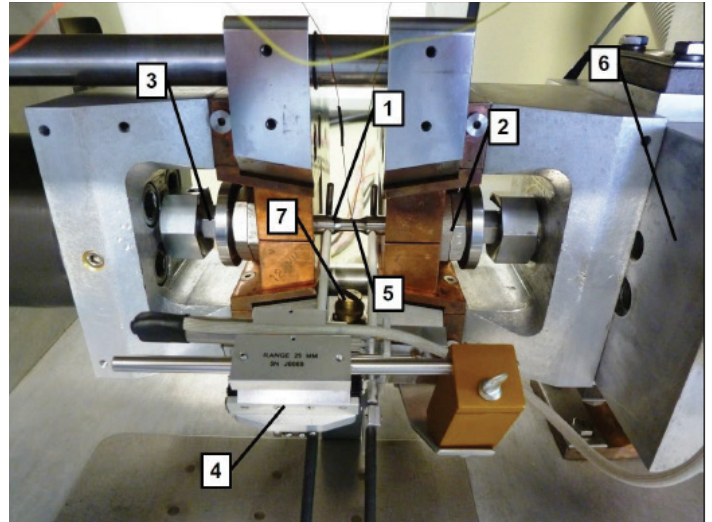
A próbatest végleges alakja a 6. ábrán látható. A próbatestek 13 mm élhosszúságú négyzet alapú hasáb előgyártmányokból, CNC esztergán készültek. A vizsgálatok megkezdése előtt minden próbatestet hagyományos esztergagépen azonos felületi minőségűre políroztuk annak érdekében, hogy a gyártásból adódó felületi egyenetlenségek a lehető legkisebb mértékben befolyásolják a fárasztóvizsgálatok eredményét.



6. ábra. – 10 mm-es lekerekítésű próbatest méretei

B. Próbatest befogása, felműszerezés

A 7. ábrán a vizsgáló berendezés kamraterét mutatjuk be a fárasztóvizsgálatokhoz előkészített állapotban. A húzó igénybevétel felvételét a próbatestek (1) végein kialakított M12 menethez kapcsolódó nagyméretű csavaranyák (2), a nyomó igénybevétellel szembeni megtámasztást a szorító kengyelek (3) biztosítják.



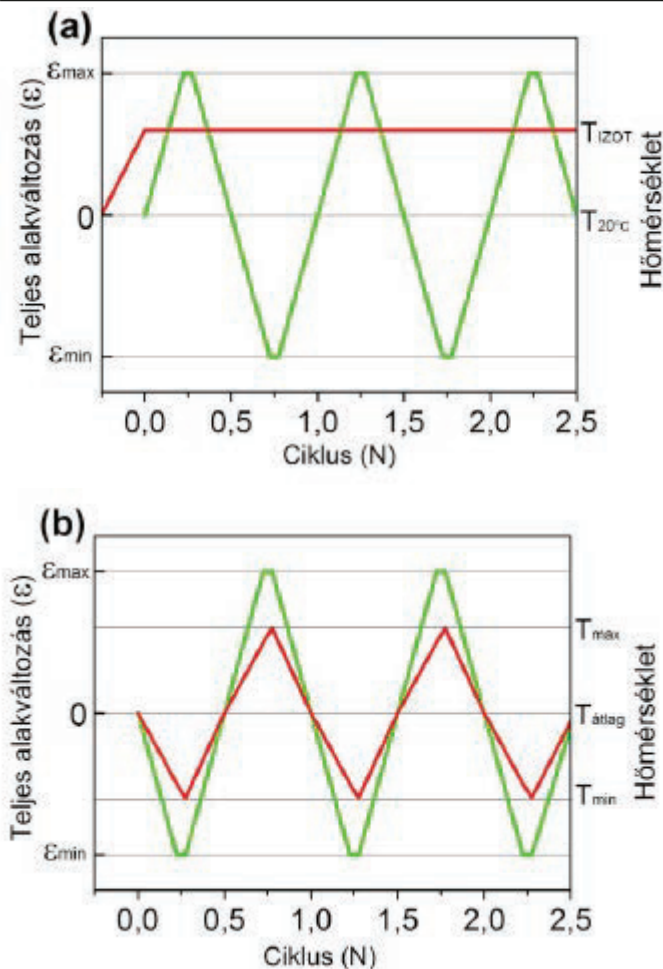
7. ábra. – A termomechanikus fárasztóvizsgálatok mérési elrendezése

A hosszirányú alakváltozást a próbatesthez rögzített HZT060 típusú finomnyúlásmérő (4) méri. A hőmérséklet mérése és szabályozása a mérési szakasz közepére felhegesztett K-típusú (5) termoelemmel történt. A befogórendszer mobil átalakító egység felőli oldalán van beépítve az erőmérő cella (6), mely az axiális irányban fellépő erőket regisztrálja a mérés során. Az összehasonlíthatóság érdekében célunk volt, hogy az állandó és a ciklikus hőmérséklet terhelésű teszteknek azonos legyen a ciklusideje. A mérések frekvenciáját a mechanikai rendszer irányváltási sebessége és a TMF mérések hűtési fázisának időigénye határozta meg. A mérőrendszer tesztelése során mindkét szempont szerint 12 s bizonyult a megfelelő ciklusidőnek. Az előírt hőmérséklet profil szerinti hűtési sebességet a Gleeble kamraterébe szerelt nagynyomású levegőfúvóka biztosította, amelyet a próbatest mérési szakaszára irányítottunk. Az így kialakított hűtőrendszert szakaszosan működtettük egy a számítógép által vezérelt mágneskapcsoló segítségével, mely a TMF mérések fűtési fázisában megszakította a levegőáramot. A befogás megtervezésénél meg kell említeni a ciklikus mechanikai terhelés hatására esetlegesen bekövetkező lazulást, amely a terhelés irányának megváltozása-

kor holtjátékot eredményezne, ami kerülendő. Ennek érdekében a mérési programot úgy alakítottuk ki, hogy a ciklikus terhelést megelőzően a vizsgálat programozott alakváltozási értékére megfeszítettük a próbatestet, melyet a mechanikai rendszer állan-

7. Táblázat – A vizsgálati paraméterek

	15H2MFA	
	IZOT	TMF
Vezérelt mechanikai változó	Teljes alakváltozás, ϵ	
Programozott jelalak	Trapéz, $R_{\epsilon} = -1$	
Mérési ciklus frekvenciája	0,083 Hz	
Teljes alakváltozás amplitúdó	0,6-2,0%	0,3-1,5%
Alakváltozási sebesség	$1\text{-}5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	$1\text{-}5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$
Hőmérséklet	260 °C	150-270 °C
Hőmérsékletváltozás sebessége	-	20 °C/s
Tönkremeneteli kritérium	A ciklusonkénti maximális húzóerő 75%-ának elérése.	



8. ábra. – A termomechanikus fárasztóvizsgálatok vezérelt változói. (a) Izotermikus fárasztóvizsgálat. (b) Termomechanikus fárasztóvizsgálat

dó értéken tartott további parancs kiadásáig, ami alatt lehetőség volt meghúzni a támasztó kengyelek (3) csavarjait. Az így kialakított módszerrel elértük, hogy a befogás a maximális húzóerőnél nem lazul meg, és a kengyelek csavarjainak meneteit sem terheljük túl.

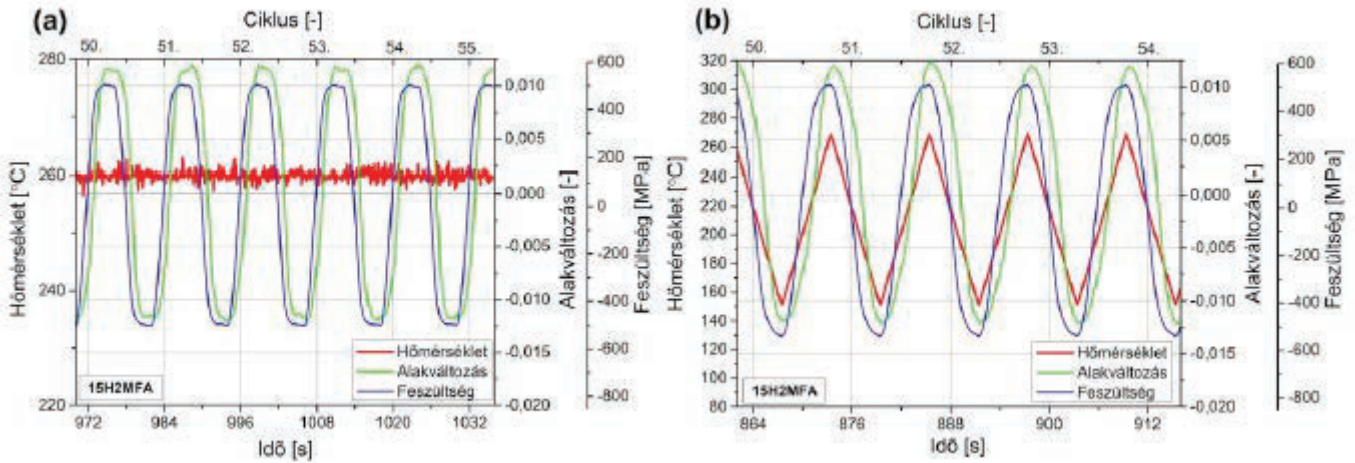
C. Mérési paraméterek meghatározása

Az izotermikus tesztek vizsgálati hőmérsékletét 260 °C-ra, míg a termomechanikus mérések szélső hőmérsékleteit 150 °C és 270 °C-ra választottuk a rendelkezésünkre álló szakirodalom alapján, figyelembe véve a terheléseket és azok 50 év üzemidő alatt fellépő ciklusszámát. A mechanikai terhelés amplitúdók meghatározásánál hasonló acélok kisciklusú fárasztóvizsgálatával kapcsolatos szakirodalmat tekintettük át. Ez alapján a fárasztóvizsgálatok alakváltozási amplitúdóit úgy tűztük ki, hogy a legkisebb terhelésnél várható élettartam ne haladja meg az 5000 ciklust, és a legnagyobb terheléskor 200 körüli értékre adódjon. A két szélsőérték közötti intervallumot arányosan felosztva jelöltük ki a terheléseket. A mérési paramétereket a 7. táblázatban gyűjtöttük össze. A 8. ábrán a mérési ciklusok vezérelt változóinak diagramjai láthatók.

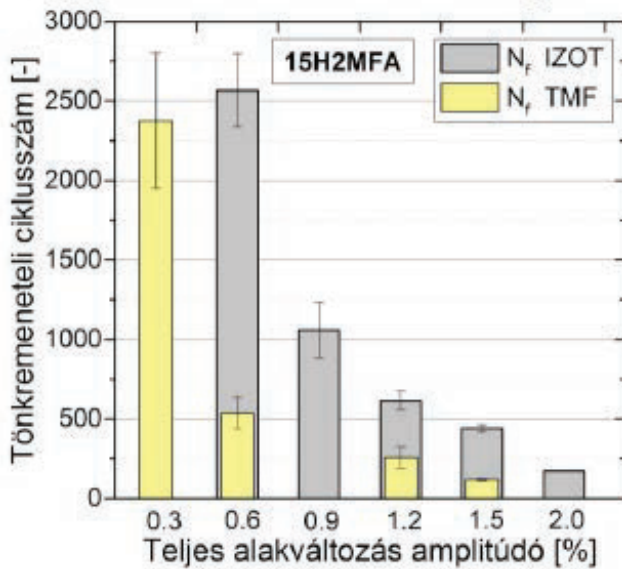
4.2 TERMOMECHANIKUS FÁRASZTÓKÍSÉRLETEK VÉGREHAJTÁSA, MÉRÉSI EREDMÉNYEK

Az előző fejezetben bemutatott izotermikus és termomechanikus fárasztóvizsgálatokat négy különböző terhelési szinten, három ismétléssel hajtottuk végre a kísérleti anyagokon, amely összesen 24 mintát eredményezett. Az izotermikus vizsgálatokat egy-egy próbatesten nagyobb terhelés amplitúdóval (2,0%) is elvégeztük a fáradási modellek és a ciklikus mechanikai viselkedés pontosabb vizsgálata érdekében. Az alakváltozás, az erő, és a hőmérséklet adatokat 100 Hz-cel mintavételeztük. A 9. ábrán a regisztrált adatokra mutatunk példát 1,2% teljes alakváltozás terhelésre vonatkozóan.

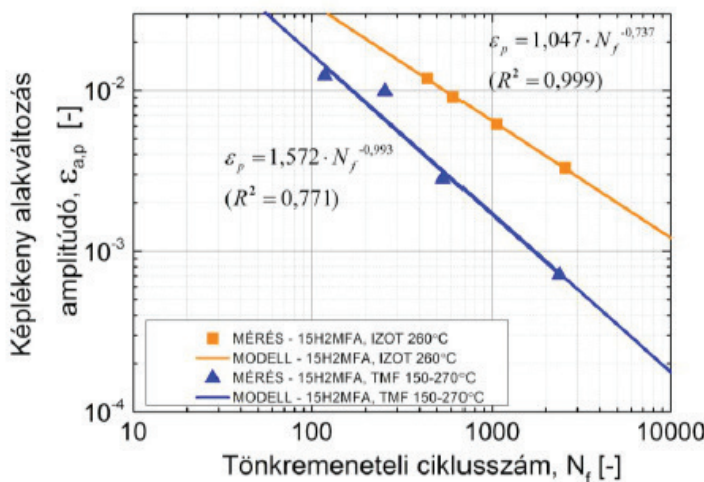
A bemutatott adatok a fárasztóvizsgálatok ciklikus mechanikai viselkedés szempontjából stabil szakaszából származnak. A mérési adatokat elemezve megállapítható volt, hogy a fizikai mennyiségek előírt időfüggvénye és a mért értékek igen jó egyezést mutattak az összes beállításra vonatkozóan. Az egyes beállításokhoz tartozó tönkremeneteli ciklusszámok a 10. ábrán láthatók. Megfigyelhető, hogy a tönkremeneteli ciklusszám kisebb a termomechanikus fárasztóvizsgálatokra nézve.



9. ábra. – Példa a fárasztóvizsgálatok során rögzített adatokra. (a) IZOT (b) TMF



10. ábra. – Tönkremeneteli ciklusszámok



11. ábra. – Coffin-Manson egyenesek

4.3 MÉRÉSEK ÉRTÉKELÉSE COFFIN-MANSON SZERINT

A kísérleti adatok Coffin-Manson modellel történő értékeléséhez terhelési szintenként meghatároztuk a képlékeny alakváltozás amplitúdó értékét, majd regresszió számítással felvettük az egyes fárasztási munkarendekhez tartozó görbéket, melyek a 11. ábrán láthatók.

A 8. táblázatban a Coffin-Manson modell illesztési paramétereit foglaltuk össze. A mérési eredmények kis szórásából és a modell görbéivel való igen jó egyezésből a kidolgozott mérési eljárás hatékonysága és a kísérletek reprodukálhatósága állapítható meg.

4.4 MÉRÉSEK ÉRTÉKELÉSE ENERGIA MODELLEL

A szakirodalom áttekintés 2.3 pontjában leírtak szerint az energetikai berendezések nagy igénybevételi szintje és az üzemállapotok közötti nagy eltérések komplikálttá tehetik a halmozódó károsodás alakváltozási amplitúdó alapján történő számítását. A kísérleti adatokat értékeltük a (3) és az (4) egyenletek szerinti modellekkel, melyhez meg kellett határozni a ciklusonként közölt, valamint a tönkremenetelig összegzett alakváltozási energiát az összes próbatest mérési adatai alapján. A számításokat a mérési adatok előkészítését követően, az előállított valódi alakváltozás – valódi feszültség adatvektorokból numerikus integrálással határoztuk meg. A 12. ábrán a fárasztóvizsgálatok stabil szakaszára számított, ciklusonként közölt alakváltozási munka (W^{stab}) és a tönkremeneteli ciklusszám (N_f) közötti modell alkalmazása látható a kísérleti anyagokra vonatkozóan. A ciklusonként közölt energia a

8. Táblázat – A Coffin-Manson egyenesek illesztési paraméterei

Mérés	Modell	Fáradási szívósság együttható, (ϵ_f')	Fáradási szívósság kitevő, (ϱ)	Determinációs együttható (R^2)
15H2MFA (IZOT)	$\epsilon_{a,p} = \epsilon_f' \cdot N_f^{\varrho}$	1,047	-0,737	0,999
15H2MFA (TMF)		1,572	-0,993	0,771

hiszterézis hurkok által határolt területtel egyenlő, melyeket a 13. ábrán mutatunk be az összes mérési beállításra vonatkozóan.

A fárasztóvizsgálatok során tönkremenetelig felhalmozott képlékeny alakváltozási energia (W_f) és a tönkremeneteli ciklusszám (N_f) kapcsolatát ábrázoltuk a 14. ábrán, a kísérleti adatokra illesztett modellekkel.

A szakirodalmi adatokkal összhangban [Lefebvre, 1984; Callaghan, 2010; Abdalla, 2009] azt tapasztaltuk a kísérleti anyagok tönkremenetelig szükséges

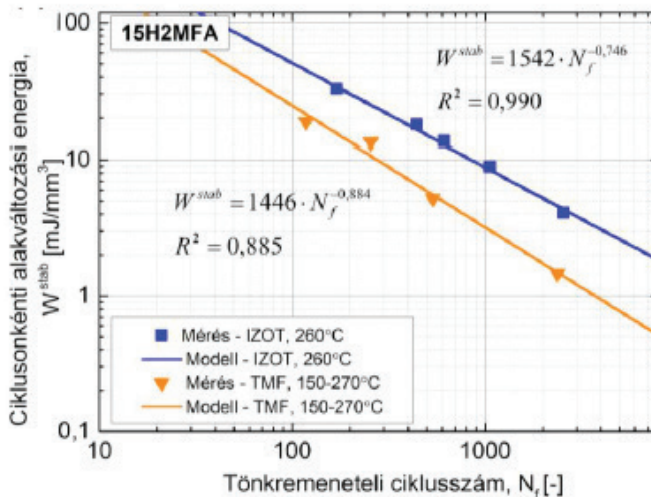
összegzett alakváltozási energiájával kapcsolatban, hogy nagyobb élettartamnál - azaz kisebb alakváltozási amplitúdóval történő fárasztáskor - nagyobb törésig elnyelt energia szükséges. Erre több szerző [Lehofer, 2004; Luo, 2012] azt a magyarázatot adja, hogy kisebb terhelési intenzitás mellett több munkát igényelnek a fémtani (diszlokációs) folyamatok ahhoz, hogy abba az állapotba hozzák az anyag szerkezetét, hogy mikrorepedés, majd ezek egyikéből (vagy többől) terjedőképes makrorepedés kialakuljon.

A 9. táblázatban összefoglalt regresszió számítások eredményeiből jól látható, hogy a (3) és (4) egyenletek szerinti modellek hatékonyan alkalmazhatók a vizsgált anyagok fárasztóvizsgálatai során közölt alakváltozási energiája és tönkremeneteli ciklusszáma kapcsolatának leírására.

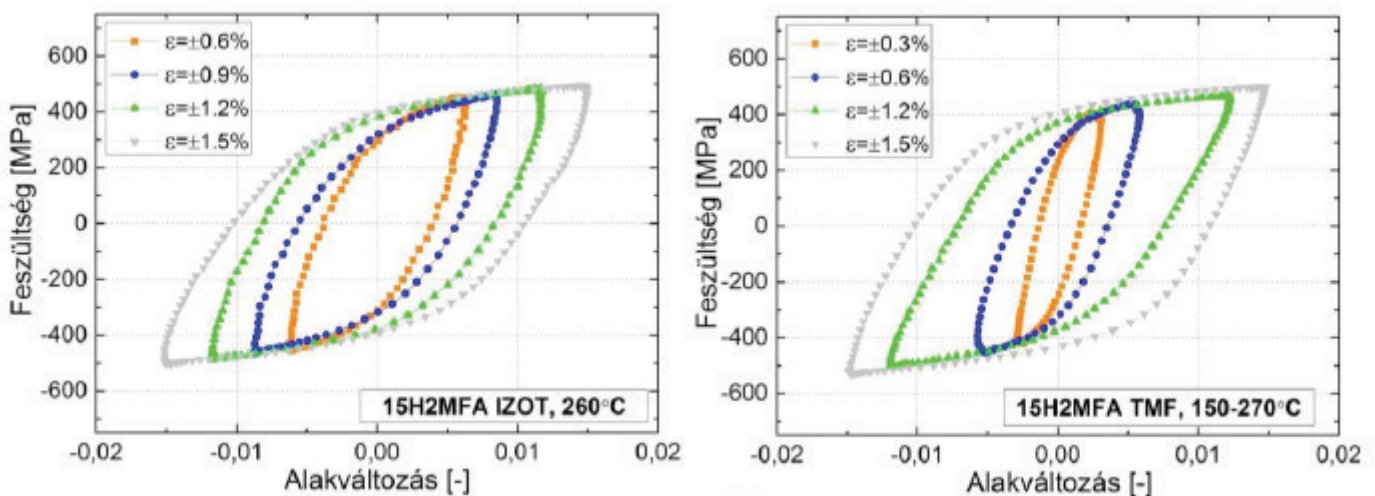
5. AZ ANYAGSZERKEZETBEN LEJÁTSZÓDÓ VÁLTOZÁS KINETIKÁJÁNAK VIZSGÁLATA

5.1 MEGSZAKÍTOTT FÁRASZTÓVIZSGÁLATOK

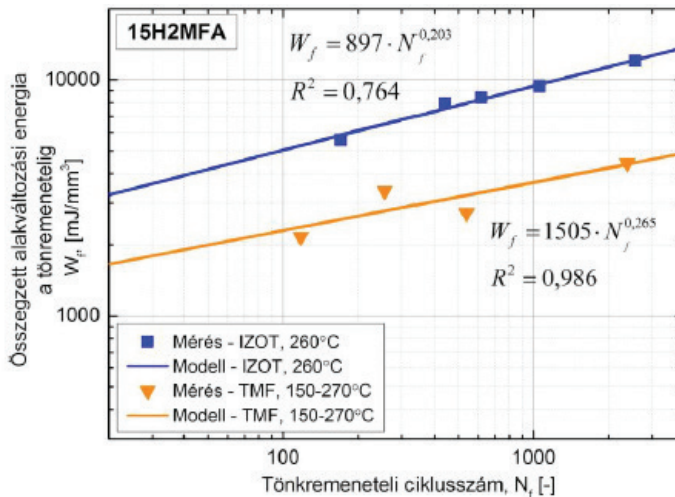
A 4. pontban leírt módon meghatároztuk a kísérleti anyagok adott fárasztási paraméterekhez tartozó élettartamát, mely eredményeket a megszakított fárasztási vizsgálatok tervezésénél használtunk fel.



12. ábra. – A ciklusonkénti alakváltozási energia a tönkremeneteli ciklusszám függvényében



13. ábra. – A fárasztóvizsgálatok során rögzített hiszterézis görbék (a) 15H2MFA IZOT (b) 15H2MFA TMF



14. ábra. –Az összegzett alakváltozási energia a tönkremeneteli ciklusszám függvényében

A terhelési szint kiválasztásánál, az üzemi körülményeket legjobban modellező igénybevétel definiálása volt a célunk, emiatt $\epsilon_a=0,3\%$ -ra választottuk megszakított fárasztókísérletek terhelés amplitúdóját.

A 15H2MFA anyag terhelési szintjének meghatározásánál figyelembe vettük, hogy a nagyobb alakváltozás amplitúdó az anyag fáradási viselkedésének tanulmányozásához, és a fáradási modell felvéte-

léhez szükséges, azonban a valós berendezésen a geometriai kényszerek miatt üzem közben nem jellemzők ekkora alakváltozások. A kiválasztott terhelési szinteken a 15H2MFA anyag átlagos tönkremeneteli élettartama (N_f) 2376 ciklus, melyet négy részre osztottunk a 10. táblázat szerint.

5.2 MIKROSZERKEZETI VÁLTOZÁSOK A FÁRADÁS SORÁN

A 15H2MFA anyag mikroszerkezetéről hőkezelt, kiindulási állapotában készült TEM felvétel látható a 15. (a) ábrán, ahol a szemcsék belsejét 0,3-1 μm széles hosszúkás cellák tagolják. A felvételen látható 0,1-0,2 μm átmérőjű fekete szemcsék karbid kiválások, melyek többsége a cellahatárokon fekszik. Az átlagos diszlokációsűrűség nagy ebben az állapotban ($0,7 \times 10^{14} / \text{m}^2$), ami jellemző a bainites szerkezetre [Mayer, 2012]. A diszlokáció-szerkezet homogén eloszlást mutat. A legkisebb mértékű károsodást elszenvedett minta (15. (b) ábra) szemcséiben lévő cellák hasonló alakúak, irányuk szemcsénként változik.

A ciklikus terhelés hatására cellák mérete változatlan a kiindulási állapothoz képest, azonban az XRD mérések szerint az átlagos diszlokációsűrűség

9. Táblázat – Az alkalmazott energia alapú modellek illesztési paramétereit

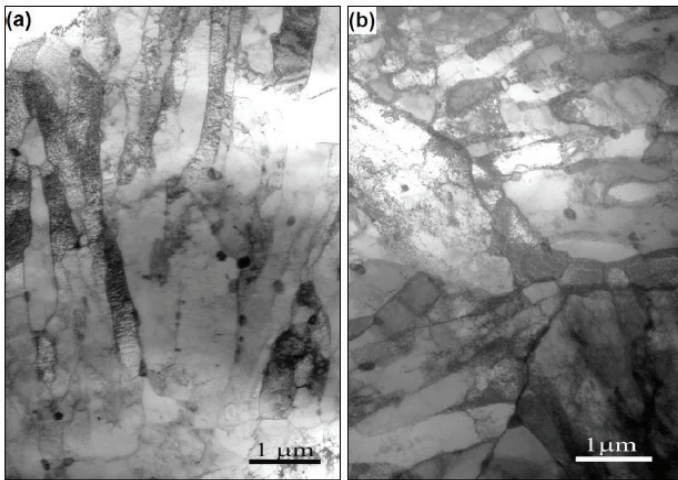
Mérés	Modell	Fáradási szívósság együttható (B)	Fáradási szívósság kitevő (β_f)	Determinációs együttható (R^2)
15H2MFA (IZOT)	$W^{stab} = B \cdot N_f^{\beta_f}$	1542	-0,746	0,990
15H2MFA (TMF)		1446	-0,884	0,885
Mérés	Modell	Fáradási szívósság együttható (C)	Fáradási szívósság kitevő (γ_f)	Determinációs együttható (R^2)
15H2MFA (IZOT)	$W_f = C \cdot N_f^{\gamma_f}$	1505	0,265	0,986
15H2MFA (TMF)		897	0,203	0,764

10. Táblázat – A megszakított fárasztóvizsgálatok paramétereit

Mérés	Mechanikai nyúlás amplitúdó ϵ_a	Vizsgálati hőmérséklet T	Károsodási tényező $UF=N/N_f$	Ciklusszám N
15H2MFA TMF	0,3%	150-270 °C	0,05	106
15H2MFA TMF			0,25	594
15H2MFA TMF			0,50	1188
15H2MFA TMF			0,70	1663

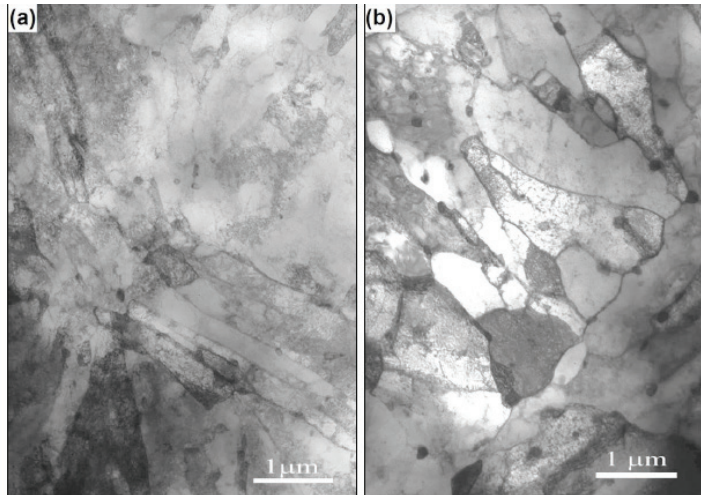
az $1,2 \times 10^{14} / \text{m}^2$ értékre növekedett. A 0,25-os károsodás értéknél a cellák méretének kismértékű csökkenése figyelhető meg (16. (a) ábra), és ebben az állapotban mértük a legnagyobb diszlokációsűrűség értéket ($6,1 \times 10^{14} / \text{m}^2$). A legjelentősebb változást az élettartam felénél ($UF=0,50$) megszakított minták mikroszerkezeténél tapasztaltuk (16. (b) ábra). Itt a korábbi állapotokhoz képest a cellák méretének határozott növekedése figyelhető meg, mialatt a diszlokációsűrűség jelentősen csökkent ($3,2 \times 10^{14} / \text{m}^2$). Megfigyelhető a cellafalak elhajlása, melyet vélhetően relaxációs folyamat eredményezett, melyből blokkolt diszlokáció-mozgásra következtethetünk.

A 70%-os károsodást elszenvedett minták vizsgálata során az előzőekben ismertetett folyamat sze-



15. ábra. –A 15H2MFA acél mikroszerkezete. (a) hőkezelést követő kiindulási állapotban (b) $UF=0,05$ károsodásig fázasztott állapotban. TEM felvételek

rinti változást tapasztaltunk, a cellaméret további növekedése és a diszlokációsűrűség csökkenése volt megfigyelhető (17. (a) ábra). A 17. (b) ábra jellemző diszlokációban szegény térképet mutat. Az elnyújtott diszlokációk jellemzően a karbid-kiválásokon vannak feltűzve. Meyer és munkatársai melegszilárd bainites, ciklikusan lágyuló acélon végzett hasonló kutatómunkájuk során a diszlokációsűrűség folyamatos csökkenését és a cellaméret növekedését regisztrálták [Mayer, 2012]. Fontos szempont, hogy a 15H2MFA acél kiindulási diszlokációsűrűsége egy nagyságrenddel kisebb volt, mint az általuk vizsgálté. A reaktortartály anyagban a korábbiak szerint 25%-os károsodást elszenvedett próbatestnél mértük a legnagyobb diszlokációsűrűséget ($6,1 \times 10^{14} / \text{m}^2$), ami Meyer és munkatársai által vizsgált anyag kezdeti értékének felel meg [Mayer,

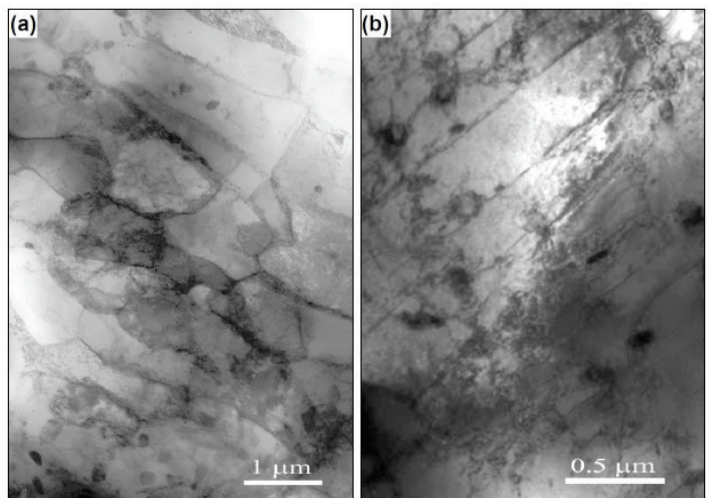


16. ábra. –A 15H2MFA acél mikroszerkezete. (a) $UF=0,25$ károsodásig fázasztott állapotban (b) $UF=0,50$ károsodásig fázasztott állapotban. TEM felvételek

2012]. A 15H2MFA anyagnál a diszlokációsűrűség csökkenés és a cellaméret növekedés ezután következett. A diszlokációsűrűség csökkenése vélhetően két egyidejű folyamat eredménye: mozgásuk közben bizonyos diszlokációk kioltják egymást és a diszlokációk a cellafalakba ütközve nem mozognak tovább. Ezek eredményeként a mikro-deformációs folyamatok a szemcsehatárokon zajlanak tovább, ahol a mikrorepedések keletkeznek.

A fázasztott minták diszlokációsűrűségét kétféle módon határoztuk meg; a TEM felvételekből a Keh-Weismann módszerrel és röntgen vonalprofil analízissel a 3.3 fejezetben leírtak szerint.

A 15H2MFA anyag vizsgálata során a TEM felvételekből a diszlokációsűrűség átlagértékét határoztuk meg. Az XRD mérésekből és a TEM felvételekből



17. ábra. –A 15H2MFA acél mikroszerkezete $UF=0,70$ károsodásig fázasztott állapotban. TEM felvételek

11. Táblázat – A megszakított fárasztóvizsgálatok mintáin végzett röntgen-vonalprofil analízis eredményei. ρ_d a diszlokációsűrűség, M^* a diszlokációk dipól jellegét adja, q_d a diszlokációk él/csavar jellegét adja meg (térben középpontos szabályos rácsú acélra q_d (él/csavar) = 1.3/2.7), $\langle x \rangle_{area}$ a felülettel súlyozott szemcseméret (koherens szórótartomány).

Minta	q_d [-]	ρ_d [10^{14} m^{-2}]	M [-]	$\langle x \rangle_{area}$ [nm]
15H2MFA kiindulási	1,8±0.2	2,7±0.2	2,8±0.5	95±10
15H2MFA 5%	1,8±0.2	3,9±0.3	2,2±0.5	103±10
15H2MFA 25%	1,8±0.2	6,1±0.6	2,2±0.5	101±10
15H2MFA 50%	1,8±0.2	3,7±0.3	2,2±0.5	106±10
15H2MFA 70%	1,8±0.2	2,2±0.2	2,2±0.5	110±10

meghatározott diszlokációsűrűség értékek összehasonlítása látható a károsodási tényező függvényében a 18. ábrán.

Az ábrából látható, hogy a kétféle módszerrel meghatározott értékek trendje azonos, mellyel az XRD mérések eredményeinek érvényességét igazoltuk [Mayer , 2012]. Az abszolút értékek különbségei a kétféle módszer (lokális és nem lokális) eltérő jellegéből adódnak. Az ábrából egyértelműen következik, hogy a fáradási folyamat során a vizsgált szerkezeti anyag diszlokációsűrűség változása nem monoton függvény szerint történik. Ez azt jelenti, hogy ha rendelkezésünkre áll egy ismeretlen károsodást elszenvedett minta, akkor a diszlokációsűrűségének mérésével az élettartam kimerültségének foka nem állapítható meg, mivel adott diszlokációsűrűséget két egymástól távol eső kifáradási állapotban is mérhetünk. A TEM vizsgálatokkal kiegészítve azonban a fentiek figyelembevételével jó közelítéssel becsülhető a fáradás mértéke.

5.3 A KÁROSODÁS KINETIKÁJA ÉS A CIKLIKUS MECHANIKAI VISELKEDÉS MIKROSZERKEZETI HÁTTERE

A fáradás során lezajló mikroszerkezeti változások, és a mechanikai viselkedés fémtani hátterének vizsgálata érdekében a megszakított fárasztóvizsgálatok mintáin végzett TEM és az XRD mérések eredményeit együtt elemezzük. A kísérleti anyag termomechanikus fárasztóvizsgálata során folyamatos ciklikus lágyulást mutatott, amely a mérések kezdeti szakaszán intenzívebb volt (UF=0,05 eléréséig), majd a stabil ciklusok alatt a lágyulás mértéke jelentősen lecsökkent. A lágyulás szakaszán, a 11. táblázat szerint a diszlokációsűrűség növekedését tapasztaltuk, amely formális ellentmondásban van a klasszikus képlékenységtani ismeretekkel. A folyamat megértésére a diszlokációk szabad úthosszának (l) elemzése ad lehetőséget az alábbiak szerint. A diszlokáció mozgás szempontjából közelítve a problémát a képlékeny alakváltozási sebesség ($\dot{\epsilon}_p$) a diszlokációk Burgers vektorától (b), a diszloká-

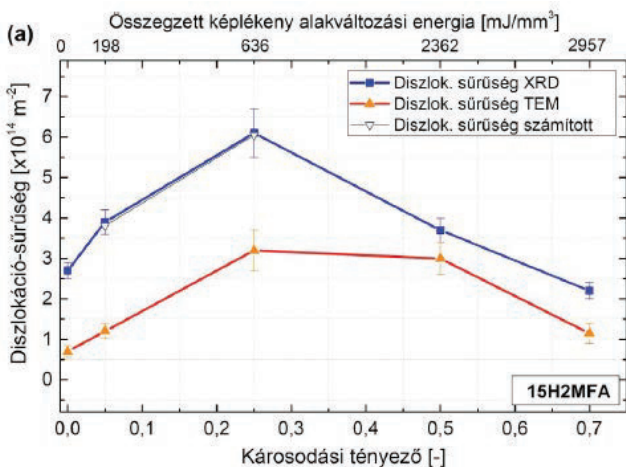
ció mozgás átlagsebességétől ($\bar{v} = \frac{dl}{dt}$), és a mozgó diszlokációk sűrűségétől (ρ_d) függ a következő képlet szerint [Cottrell, 1949]:

$$\dot{\epsilon}_p = b \cdot \rho_d \cdot \bar{v} \tag{10}$$

Mivel a b állandó és ρ_d nem változhat a diszlokációk mozgása nélkül, ezért az alakítási szilárdság egyértelműen a diszlokációk sebességéhez (\bar{v}) köthető [Gilman, 1961].

A feszültség és a diszlokáció sebesség között az alábbi empirikus összefüggés áll fenn [Partin , 2010]:

$$\bar{v} = \left(\frac{\tau}{\tau_0} \right)^m \tag{11}$$



18. ábra. –A diszlokáció-sűrűség változása a károsodási tényező függvényében.

ahol τ a csúsztatófeszültség és τ_0 állandó, a $v = 1 \text{ cm/s}$ diszlokáció sebességet okozó feszültséget reprezentálja [Prekel, 1968]. Az m anyagi paraméter a diszlokáció sebesség-feszültség együttható. A fenti egyenletekből:

$$\dot{\epsilon}_p = b \cdot \rho_d \cdot \left(\frac{\tau}{\tau_0} \right)^m \quad (12)$$

melyet átrendezve az alábbi formulát kapjuk:

$$\tau = \tau_0 \sqrt[m]{\frac{\dot{\epsilon}_p}{b \cdot \rho_d}} \quad (13)$$

A (13) egyenletet két különböző fáradási állapotra felírva, és egymással osztva az alábbi összefüggés adódik:

$$\frac{\tau_{i=k}}{\tau_{i=n}} = \frac{\tau_{0i=k}}{\tau_{0i=n}} \sqrt[m]{\frac{\dot{\epsilon}_{pi=k} \cdot b_{i=n} \cdot \rho_{d,i=n}}{b_{i=k} \cdot \rho_{d,i=k} \cdot \dot{\epsilon}_{pi=n}}} \quad (14)$$

ahol az i index különböző (n és k ciklusszámokhoz tartozó) károsodással terhelt állapotokat jelöl. Az alábbi mennyiségek nem változnak a ciklikus képlékeny alakváltozás során, ezért írható:

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_{p,i=n} &= \dot{\epsilon}_{p,i=k} \\ b_{i=n} &= b_{i=k} \\ \tau_{0,i=n} &= \tau_{0,i=k} \end{aligned} \quad (15)$$

így (14) a következő formulára hozható:

$$\left(\frac{\tau_{i=n}}{\tau_{i=k}} \right)^m = \frac{\rho_{d,i=k}}{\rho_{d,i=n}} \quad (16)$$

A különböző állapotokban a fásasztóvizsgálatok során elért alakítási szilárdságok arányának ismeretében, a (16) modellel a ciklusok során megvalósuló képlékeny alakváltozáshoz szükséges diszlokációsűrűség hányadosát határozhatjuk meg. A diszlokáció sebesség-feszültség együttható értéke hasonló mikroszerkezetű nyomástartó edény acélokra $m=13$ [Partin, 2010].

A diszlokáció sebesség hányadosokat a fenti képlet szerint kiszámítottuk a $UF=0-0,05$ és a $UF=0,05-0,25$ állapotokra a fásasztóvizsgálatok során rögzített alakítási szilárdságok értékéből, melyek 1,47 és 1,56 értékre adódtak. Az előző fáradási állapotra vonatkozó XRD eredmények felhasználásával a (16) modell segítségével kiszámíthatók az adott állapotra érvényes diszlokációsűrűségek. A diszlokációsűrűség a $UF=0,05$ állapotban $\rho_{d,i=CUF5} = 3,81 \cdot 10^{14} / m^2$, míg a $UF=0,25$ -ra vonatkozóan $\rho_{d,i=CUF25} = 6,08 \cdot 10^{14} / m^2$

értékre adódott. A modellből számított eredményeket a 11. táblázat ugyanarra az állapotra vonatkozó értékeivel összehasonlítva, azok igen jó egyezését állapíthatjuk meg, amelyből arra következtethetünk, hogy a ciklikus lágyulás során ezen az élettartam szakaszon mozgásra képes diszlokációk keletkeztek. A telítődési diszlokációsűrűség elérését követő tartományon (18. ábra) a modell láthatóan nem érvényes, amelynek oka a TEM felvételek (16. ábra) alapján, hogy a makroszkopikus képlékeny alakváltozás a mikroszerkezet szintjén különböző folyamatok mentén folytatódik, melyek a diszlokációk mozgása, a cellafalak deformációja és vándorlása. További ciklikus terhelés hatására a folyamat egyre inkább a klasszikus lágyulási mechanizmusok szerint zajlik, melyben a cellahatárok dominánsak, és amit a diszlokációsűrűség csökkenése, valamint a szubszemcse méret növekedése jellemzi [Mayer, 2012].

A fentiekből látható, hogy a fáradási élettartam első szakaszát ($UF=0,05$ -ig) a diszlokációk cellákon keresztül történő szabad mozgása, és a kiválások Frank-Read forrásként működő diszlokáció-sokszorozó hatása uralja. A diszlokációk szabad úthosszát a cellaméret és a kiválások távolsága határozza meg. A fáradási folyamat előrehaladásával ($UF=0,25$) a diszlokációsűrűség eléri a maximum értékét a szabad úthosszak lecsökkenek, és a lágyulási folyamat kvázi-stabil módon folytatódik. További ciklikus terhelés hatására létrejövő diszlokációsűrűség csökkenés a források blokkolódásának, a diszlokációk kioltásának és a mozgó cellafalakba történő beépülésének a következménye.

A mikroszerkezetben a legjobban érzékelhető változás az élettartam felétől tapasztalható, amelyet követően a dinamikus folyamatok megjelenése jellemző. Erre a cellahatárok elhajlása utal (16. (b) ábra). $UF=0,70$ elérése után a cellahatárok elveszítik irányítottágukat és vonaluk a TEM- képeken (17. ábra) helyenként megtörik, ami a korábbi állapotokban nem figyelhető meg. A karbid kiválások mérete is valamelyest megnő és a karbidok rendszerint a cellahatárokon található. Mindezek a jelenségek arra utalnak, hogy a ciklikus terhelés folyamán diffúziós folyamatok mennek végbe, amelyek következtében megindul a cellahatárok elmozdulása. Emellett a diszlokációsűrűség is csökken, egyre több cella belseje tűnik diszlokáció-mentesnek. Mindezek a (dinamikus) folyamatok elvezethetnek oda, hogy a kisszögű cellahatárok szerkezete átalakul, azok mozgásképesé válnak. Ezáltal a kialakult csúszási rendszerek elzáródhatnak, a csúszás/elmozdulás a disz-

lokációs mechanizmusról áttevődhet a szemcse- és cellahatárokba. Mivel utóbbiak már nem fekszenek benne valamilyen csúszási síkban, a határok menti elmozdulások, repedések kinyílásához vezetnek. Ezt a folyamatot erősíti a karbid kiválások jelenléte a határokon. A ciklusszám további növelésével a meghatározó repedés növekedésnek indul.

ÖSSZEFOGLALÁS

A nyomottvízes reaktorok reaktortartálya az atomerőművek biztonsága szempontjából kiemelt fontosságú berendezés. Nagy nyomáson és hőmérsékleten üzemel, magában foglalja a reaktor aktív zónáját, ezen felül nem cserélhető berendezés, tehát meghatározza a reaktor műszakilag lehetséges üzemidejét. A reaktortartály egyik meghatározó károsodási folyamata az indítások és leállások, a terhelés változások, valamint az esetleges üzemzavari állapotok okozta mechanikai és hőterhelések eredményeként bekövetkező kisciklusú fáradás. A károsodási folyamat előrehaladásával a fáradás hatására számolni kell repedések keletkezésével és terjedésével. Ez a berendezések biztonsági tartalékának folyamatos csökkenéséhez vezethet, ami veszélyezteteti szerkezeti integritásukat.

A Paksi Atomerőműben üzemelő blokkok reaktortartályai 15H2MFA minőségű gyengén ötvözött, bainites szövetszerkezetű, melegszilárd acélból készültek. Jelen kutatásban a reaktortartály anyagának termomechanikus kisciklusú fáradásával foglalkoztunk. A munkánk során célunk volt olyan, korszerű anyagvizsgálati módszerekre épülő mérnöki modell kidolgozása, amely közvetlenül vagy közvetve alkalmazható az atomerőművi (és más energetikai) berendezések fáradásának elemzésére, és maradék élettartamának becslésére. A kutatómunkánk során további célunk volt a szerkezeti anyagok előzetesen meghatározott névleges élettartamának kiválasztott szakaszáig fárasztott próbatestei mikroszerkezeti elemzésének eredményeire támaszkodva a fáradási folyamat kinetikájának nyomon követése, mely kutatás révén várhatóan megbízhatóbb képet kapunk az igénybevételek hatására létrejövő anyag-szerkezeti károsodás folyamatáról.

A kutatást a következő források támogatták:

TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 „Nagy teljesítőképességű szerkezeti anyagok kutatása”

TÁMOP 4.2.4. A/1-11-1-2012-0001 „Nemzeti Kiválóság Program - Hazai hallgatói, illetve kutatói sze-

mélyi támogatást biztosító rendszer kidolgozása és működtetése országos program”

IRODALOMJEGYZÉK

- Abdalla, J.A., Hawileh, R.A., Oudah, F., Abdelrahman, K., 2009. Energy-based prediction of low-cycle fatigue life of BS 460B and BS B500B steel bars. *Materials and Design* Vol. 30, p. 4405–4413
- Balogh, L., 2009. Síkhibák karakterizációja röntgen vonalprofil analízis alapján köbös és hexagonális kristályokban. Doktori értekezés, ELTE TTK Fizikai Intézet, Anyagfizikai Tanszék, Budapest
- Basquin, O. H., 1910. The exponential law of endurance tests, *American Society for Testing and Materials Proceedings*, Vol. 10. pp. 625–630.
- Bereczki, P., Szombathelyi V., Krallics, Gy., 2014. Determination of flow curve at large cyclic plastic strain by multiaxial forging on MaxStrain System, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 84, p. 182.
- Boros J. 2011. Fáradásos elemzést igénylő RRE-k terheléskatalógusa. ETV-Erőterv, Budapest
- Callaghan, M.D., Humphries, S. R., Law, M., Ho, M., Bendeich, P., Li, H., Yeung, W.Y., 2010. Energy-based approach for the evaluation of low cycle fatigue behaviour of 2.25Cr–1Mo steel at elevated temperature: *Materials Science and Engineering A* Vol. 527, p. 5619–5623
- Callaghan, M.D., Humphries, S.R., Law, M., Ho, M., Yan, K., Yeung, W.Y., 2011. Specimen-size dependency and modelling of energy evolution during high-temperature low-cycle fatigue of pressure vessel steel, *Scripta Materialia*, Vol. 65, p. 308–311
- Chu, S., Majumdar, A. 2012. Opportunities and challenges for a sustainable energy future. *Nature*, Vol. 488, p. 294.
- Coffin, L. F., 1974. Fatigue at high temperature – Prediction and interpretation. *Proc. Instn. Mech. Engrs*. Vol. 188 9/74
- Coffin, L. F. Jr. 1954. A study of the effects of cyclic thermal stresses on ductile metal. *Transactions of ASME*. Vol. 76. pp. 923-949
- Colombo, F., Mazza, E., Holdsworth, S. R., Skelton, R. P., 2008. Thermo-mechanical fatigue tests on uniaxial and component-like 1CrMoV rotor steel specimens, *International Journal of Fatigue*, Vol. 30. pp. 241–248.
- Constantinescu, A., Charkaluk, E., Lederer, G., Verger, L., 2004. A computational approach to thermomechanical fatigue, *International Journal of Fatigue*, Vol. 26, p. 805–818
- Cottrell, H., 1949. *Progress in Metal Physics, Theory of Dislocations*. Vol. 1
- Davies, L. M., 1999. A comparison of Western and Eastern nuclear reactor pressure vessel steels, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 76, pp. 163–208
- Fash, J. and Socie, D. F., Fatigue behavior and mean effects in grey cast iron, *International Journal of Fatigue*, Vol. 4, No. 3, 1982, p. 137.
- Forsetti, P. Blasarin, A., 1988. Fatigue behavior of microalloyed steels for hot forged mechanical components, *International Journal of Fatigue*, Vol. 10. pp. 153–161.
- Gilman, J. J., 1961. Dislocation motions and the yield strength of solids.

- ASTM International, Vol 283, p. 67.
- Ginzler, J., 1988. Thermal strain ageing and crack initiation during low cycle thermal shock fatigue. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. Vol. 9. pp. 165–169.
 - Gocmez T., Awarke, A., Pischinger, S., 2010. A new low cycle fatigue criterion for isothermal and out-of-phase thermomechanical loading. *International Journal of Fatigue* Vol. 32, pp. 769–779
 - Golos, K., Ellyin, F. 1988. A total strain energy density theory for cumulative fatigue damage. *ASME Journal of Pressure Vessel Technology*. Vol. 110.
 - Gorynin, I. V., 1998. Structural Materials for NPP Reactor Pressure Vessels in Russia, Fifth International Conference on „Material Issues in Design, Manufacturing and Operation of NPP Equipment, Szentpétervár
 - Gromova, A.V., Ivanov, Yu. F., Vorobyov, S. V., Kononov, S. V., Gorbunov, S. V., Gromov, V. E., 2010. Ways of the dislocation substructure evolution in austenite steel under low and multicycle fatigue, *Procedia Engineering*, Vol. 2, pp. 83–90.
 - Haddar, N., Köster, A., Kchaou, Y., Remy, L., 2012. Thermal–mechanical and isothermal fatigue of 304L stainless steel under middle range temperatures, *C. R. Mecanique*, Vol. 340 p. 444–452
 - Halford, G. J., 1966. The energy required for fatigue. *Journal of Materials*. Vol. 1. pp. 3–18.
 - He, P., Klimenkov, M., Möslang, A., 2014. Lindau, R., Seifert, H. J. Correlation of microstructure and low cycle fatigue properties for 13.5Cr1.1W0.3Ti ODS steel. *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 455. pp. 167–173.
 - Hinds, W. C. 1982. *Aerosol Technology: Properties, Behavior and Measurement of Airborne Particles*, Wiley, New York.
 - Hirsch, P.B., Howie, A., Nicholson, R.B., Pashley, D.W., Whelan, M.J., 1965. *Electron microscopy of thin crystals*, London, Butterworths, p. 423
 - Jóni, B., 2011. Diszlokációsűrűség és ikerhatárok meghatározása hexagonális-szoros-illeszkedésű, hcp fémekben, Diplomamunka, ELTE Anyagfizikai Tanszék, Budapest
 - Katona, T., 2010. Plant life management (PLiM) practices for water-cooled water-moderated nuclear reactors (WWERs). in ed.: Tipping, P. *Understanding and Mitigating Ageing in Nuclear Power Plants*, Woodhead Publishing Series in Energy.
 - Keh, A. S., Weismann, S, 1963. *Electron Microscopy and Strength of Crystals*. New York: Wiley, p. 231
 - Kerezsi, B.B., Kotousov, A.G., J.W.H. Price J.W.H, 2000. Experimental apparatus for thermal shock fatigue investigations. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 77 p. 425.
 - Kettunen, P.O., Kuokkala, V.-T., 2003. Plastic deformation and strain hardening, *Materials Science Foundations*, Vol. 16–18, Trans Tech Publications Ltd., pp. 304–393
 - Kleemola, H. J., Nieminen, M. A., 1974. On the Strain-Hardening Parameters of Metals, *Metallurgical Transactions*, Vol. 5 p. 1863
 - Koh, S. K. and Stephens, R. I., Mean stress effects on low cycle fatigue for a high strength steel, *Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures*, Vol. 14, No. 4, 1991, pp. 413–428.
 - Kudo, Y., Kikuchi, K., Saito, M., 2002. Thermal fatigue crack propagation behaviour of F82H ferritic steel. *Journal of Nuclear Materials* Vol. 307, p. 471.
 - Kuwabara, K., Nitta, A., 1979. Thermal-mechanical low cycle fatigue under creep fatigue interaction on type 304 stainless steel, *Proceeding ICM 3*, Vol. 2, P. 69–78
 - Lagarias, J. C., Reeds, J. A., Wright, M. H., Wright, P. E., 1998. Convergence Properties of the Nelder-Mead Simplex Method in Low Dimensions. *SIAM Journal of Optimization*, Vol. 9, p. 112.
 - Lagoda, T., 2001. Energy models for fatigue life estimation under uniaxial random loading. Part I: The model elaboration, *International Journal of Fatigue*, Vol. 23, p. 467–480
 - Leber, H. J., Niffenegger, M., Tirbonod B., 2007. Microstructural aspects of low cycle fatigued austenitic stainless tube and pipe steels, *Materials Characterization*, Vol. 58, p. 1006–1015
 - Lee, K. O., Hong, S. G., Lee, S. B., 2008. A new energy-based fatigue damage parameter in life prediction of high-temperature structural materials, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 496, p. 471–477
 - Lee, Y. L., Pan, J., Hathaway, R., Barkey, M., 2005. *Fatigue Testing and Analysis – Theory and Practice*. Elsevier Butterworth–Heinemann. USA, MA
 - Lefebvre, D., Ellyin, F., 1984. Cyclic response and inelastic strain energy in low cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, Vol 6.
 - Lehofer, K., 2004. Az alakváltozással vezérelt kisciklusú fáradás törvényszerűségei. *Anyagvizsgálók Lapja*. Vol. 2004/3
 - Levenberg, K., 1944. A Method for the Solution of Certain Non-Linear Problems in Least Squares. *Quarterly of Applied Mathematics*, Vol. 2, p. 164.
 - Li, Z., Han, J., Li, W., Pan, L., 2014. Low cycle fatigue behavior of Cr–Mo–V low alloy steel used for railway brake discs, *Materials & Design*, Vol. 56, pp. 146–157
 - Liu, R., Zhang, Z.J., Zhang, P., Zhang, Z.F., 2015. Extremely-low-cycle fatigue behaviors of Cu and Cu–Al alloys: Damage mechanisms and life prediction. *Acta Materialia* Vol. 83, pp. 341–356
 - Lubliner, J. 1990. *Plasticity Theory*. Macmillian. New York
 - Lukács, J. 2012. Szemelvények a mérnöki szerkezetek integritása témaköréből. Miskolci Egyetem
 - Luo Y. R., Huang C. X., Guo Y., Wang Q. Y., 2012. Energy-Based Prediction of Low Cycle Fatigue Life of High-Strength Structural Steel. *Journal of iron and steel research*. International. Vol. 19, p. 47–53
 - Mannan, S. L., Valsan, M., 2006. High-temperature low cycle fatigue, creep–fatigue and thermomechanical fatigue of steels and their welds. *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 48. pp. 160–175.
 - Manson, S. S. 1954. Behaviour of Materials under Conditions of Thermal Stress. *Nat. Adv. Comm. Aero. Tech. Note* 2933
 - Marquardt, D., 1963. An Algorithm for Least-Squares Estimation of Nonlinear Parameters. *SIAM Journal on Applied Mathematics*, Vol. 11, p. 431.
 - Maurel, V., Rémy, L., Dahmen, F., Haddar, N., 2009. An engineering

- model for low cycle fatigue life based on a partition of energy and micro-crack growth. *International Journal of Fatigue* Vol. 31, p. 952.
- Mayer, T., Balogh, L., Solenthaler, C., Gubler, E. M., Holdsworth, S. R., 2012. Dislocation density and sub-grain size evolution of 2CrMoNiWV during low cycle fatigue at elevated temperatures, *Acta Materialia*, Vol. 60 p. 2485–2496
 - Morrow, J. D. 1968. *Fatigue Design Handbook*, Section 3.2, SAE Advances in Engineering, Vol. 4, Society for Automotive Engineers, Warrendale, PA, p. 21.
 - Morrow, J., in: Lazan, B. J. (Ed.), 1965. *Internal Friction, Damping, and Cyclic Plasticity*. ASTM Internaitonal, West Conshohocken, PA, pp. 45-84
 - MSZ 4363: 1992. Kisciklusú fázisvizsgálat. Magyar Szabványügyi Hivatal
 - Mughrabi, H. 1978. Cyclic hardening and saturation behavior of copper single crystals, *Materials Science and Engineering*, Vol. 33, pp. 207–223
 - Mughrabi, H., Ackermann, F., Herz, K., 1979. Persistent slip bands in fatigued face-centered and body-centered cubic crystals. In: *Fatigue mechanism*, J.T. Fong (Eds.), ASTM-STP 675, American Society for Testing Materials, pp. 69–105
 - Murakami, Y., Miller, K. J., 2005. What is fatigue damage? A view point from the observation of low cycle fatigue process. *International Journal of Fatigue*, Vol. 27 p. 991.
 - Nagesha, A., Valsan, A. M., Kannan, R., Bhanu Sankara Rao, K., Bauer, V., Christ, H.-J., Singh, V., 2009. Thermomechanical fatigue evaluation and life prediction of 316L(N) stainless steel, *International Journal of Fatigue*, Vol. 31, pp. 636–643
 - Nakata, K., Okada, O., Ueki, Y., Kamino, T., 1998. Effects of foil thickness on measurement of grain boundary segregation with FEG-TEM/EDS in austenitic stainless steels, *Journal of Electron Microscopy*, Vol. 47 (3), pp. 193–200
 - Nelder J. A., Mead R., 1965. A simplex for function minimization. *Computer Journal*, Vol. 7. pp. 308–13.
 - Partin, K., Findley, K. O., Van Tyne, C. J., 2010. Microstructural and alloy influence on the low-temperature strengthening behavior of commercial steels used as plates. *Materials Science and Engineering A* Vol. 527 p. 5143
 - Petersen, C., Rodrian, D. 2008. Thermo-mechanical fatigue behavior of reduced activation ferrite/martensite stainless steels. *International Journal of Fatigue*. Vol. 30, p. 339.
 - Prekel, H. L., Lawley, A., Conrad, H., 1968. Dislocation Velocity Measurements in High Purity Molybdenum, *Acta Metallurgica*, Vol 16.
 - Ramesh, M., Hans J. L., Diener, M., Spolenak, R., 2011. Conducting thermomechanical fatigue test in air at light water reactor relevant temperature intervals, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 415 p. 23–30
 - Ribárik, G., Ungár, T., 2010. Characterization of the microstructure in random and textured polycrystals and single crystals by diffraction line profile analysis. *Material Science and Engineering A*, Vol. 528. pp. 112–121.
 - Saji, G., Timofeev, K. 2009. Scientific paradigms of structural safety of aged plants—Lessons learned from Russian activities. *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 239, p. 1614.
 - Shankar, V., Bauer, V., Sandhya R., Mathew M. D., Christ, H. J., 2012. Low cycle fatigue and thermo-mechanical fatigue behavior of modified 9Cr–1Mo ferritic steel at elevated temperatures. *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 420. pp. 23–30.
 - Smith, K. N., Watson, P., and Topper, T. H., 1970. A stress–strain function for the fatigue of metals, *Journal of Materials*, Vol. 5, p. 767.
 - Surajit Kumar Paul, S. K., S. Sivaprasaa, S., S. Dhar, S., Tarafder, S., 2010. Ratcheting and low cycle fatigue behavior of SA333 steel and their life prediction, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 401 p. 17–24
 - Timofeev B. T., Karzov G. P., 2006. Assessment of the WWER-440/V-213 reactor condition, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 83, p. 216.
 - Trampus, P. (ed.), 2010. *A paksi atomerőmű 1–4. blokk reaktortartályainak nyomás alatti hűtés (PTS) elemzése*, MVM Paksi Atomerőmű
 - Trampus, P. *A reaktortartály üzemi kérdései*. 2013. in: Csom Gyula (ed.): *Atomerőművek üzemtana II.4: Az energetikai atomreaktorok üzemtana*. Budapest: Pauker Holding
 - Trampus, P., 2005. *A reaktortartály biztonságának elemzése*. *Fizikai Szemle*, Vol. 2008/9, p. 287.
 - Ungár, T., I. Dragomir, Á. Révész, A. Borbély, 1999. The contrast factors of dislocations in cubic crystals: the dislocation model of strain anisotropy in practice. *Journal of Applied Crystallography*, Vol. 32. pp. 992–1002.
 - Ungár, T., Ott, S., Sanders, P. G., Borbély, A., Weertman, J. R., 1998. Dislocations, grain size and planar faults in nanostructured copper determined by high resolution X-ray diffraction and a new procedure of peak profile analysis, *Acta Materialia*, Vol. 46. pp. 3693–3699.
 - Ungár, T., Tichy, G., 1999. The Effect of Dislocation Contrast on X-Ray Line Profiles in Untextured Polycrystals, *Physica Status. Solidi*, Vol. 147. pp. 425–434.
 - Warren, B.E. 1996. *X-ray diffraction*, Dover Publ. New York
 - Wehner T., and Fateni, A. 1991. Effect of mean stress on fatigue behavior of a hardened carbon steel, *International Journal of Fatigue*, Vol. 13, p. 241.
 - Wilkens, M., *Fundamental Aspects of Dislocation Theory*. 1970. J.A. Simmons, R. de Wit, R. Bullough, (Eds.), Nat. Bur. Stand. Spec. Publ. Washington DC, USA, Vol. II. pp. 1195–221.
 - WNA, World Nuclear Association, 2015. <http://www.world-nuclear.org/>
 - Zhang, Y., Hu, C. L., Zhao, Z., Li, A.P., Xu, X. L., Shi W. B., 2013. Low cycle fatigue behaviour of a Cr–Mo–V matrix-type high-speed steel used for cold forging, *Materials & Design*, Vol. 44, p. 612
 - Zinkle, S. J., Was G.S. 2013. *Materials challenges in nuclear energy*. *Acta Materialia*, Vol. 61, p. 735.
 - Nagy, Gy., 1999. *Anyagok károsodása és vizsgálata különböző üzemi körülmények között, Kisciklusú fázisvizsgálat*, Miskolci Egyetem, TEMPUS S_JEP_11271 projekt támogatásával készült jegyzet, Miskolc

JELÖLÉSEK ÉS RÖVIDÍTÉSEK JEGYZÉKE

GÖRÖG BETŰK

Jelölés	Mértékegység	Definíció
β_f, γ_f	-	a hagyományos energia modell anyagi paraméterei, az anyag fáradási szívósság kitevői
ε_a	-	teljes alakváltozás amplitúdó
$\varepsilon_{a,p}$	-	képlékeny alakváltozás amplitúdó
ε	-	teljes alakváltozás
ε_e	-	teljes alakváltozás rugalmas része
ε_p	-	teljes alakváltozás képlékeny része
κ, ϑ	-	a klasszikus modellek anyagi paraméterei, az anyag fáradási szívósság kitevői
ρ	kg/m ³	sűrűség
ρ_d	1/m ²	diszlokációsűrűség
σ_f, ε_f	-	a klasszikus modellek anyagi paraméterei, az anyag fáradási szívósság együtthatói
σ_a	Pa	feszültség amplitúdó
σ_e	-	szemcseméret eloszlásfüggvényének szórása
σ_Y	Pa	folyáshatár
σ_m	Pa	fárasztóvizsgálat közép feszültsége
ξ_g	m	extinkciós hossz (TEM vizsgálatoknál)
$\langle \varepsilon_{g,L}^2 \rangle$	-	diffrakciós vektor irányú deformáció négyzetének átlaga

RÖVIDÍTÉSEK

VVER	Nyomottvíz hűtésű, vízmoderátoros energetikai reaktor (Vodo-Vodyanoi Energetichesky Reaktor)
IZOT	Izotermikus fárasztóvizsgálat (Isothermal fatigue)
TMF	Termomechanikus fárasztóvizsgálat (Thermomechanical fatigue)
TEM	Transzmissziós elektronmikroszkóp (Transmission electron microscopy)
SEM	Pásztázó elektronmikroszkóp (Scanning electron microscopy)
XRD	Röntgendiffrakciós vizsgálat (X-ray diffraction)
UF	Károsodási tényező (Usage factor)

LATIN BETŰK

Jelölés	Mértékegység	Definíció
A_l^S	-	a röntgen vonalprofil analízisre értelmezett méret-Fourier együttható
b	m	Burgers vektor abszolút értéke
B, C	J/m ³	a hagyományos energia alapú modellek anyagi paraméterei, az anyag fáradási szívósság együtthatói
C_V	J/kgK	állandó térfogaton vett fajhő
\bar{C}	-	a röntgen vonalprofil analízis során számított diszlokáció kontraszt faktor
\bar{C}_{h00}	-	átlagos diszlokáció kontraszt faktor
F_{krit}	N	a tönkremeneteli kritériumhoz tartozó erő
g	m	a diffrakciós vektor abszolút értéke
k	W/mK	hővezetési tényező
L	-	röntgendiffrakciós vizsgálatokra értelmezett Fourier paraméter
L_i	-	a Keh-Weismann analízis során alkalmazott négyzetháló hossza i irányban
m	-	diszlokáció sebesség-feszültség együttható (anyagi paraméter)
m_e	-	szemcseméret eloszlásfüggvényének mediánja
M	-	röntgen vonalprofil analízis során a diszlokációk dipól jellegét kifejező szám
N_f	-	tönkremeneteli ciklusszám
n_i	-	diszlokáció vonalak és a Keh-Weismann analízisnél alkalmazott négyzetháló metszéspontjainak száma
n	-	a keményedést leíró Voce függvény paramétere
q_d	-	a röntgen vonalprofil analízissel meghatározott diszlokáció típus paraméter
R_e	m	a diszlokációk külső levágási sugara
R_{ϵ_a}	-	a fárasztóvizsgálatok asszimetria tényezője
S_1	Pa	a keményedést leíró Voce függvény együtthatója
t_f	m	TEM fólia vastagsága
T	°C	hőmérséklet
W_{STF}	J/m ³	tönkremenetelig összegzett alakváltozási energia a makroszkopikus méretű repedés terjedésének megindulásáig
W^{stab}	J/m ³	ciklusonként közölt alakváltozási energia
W_{STF}^{stab}	J/m ³	az anyagszerkezetben tárolt alakváltozási energia, ciklusonként
W_p	J/m ³	képlékeny alakváltozási munka
x	-	diszlokációk láthatósági faktora