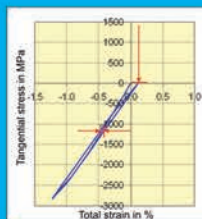
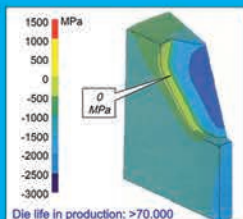
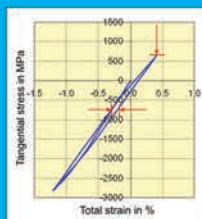
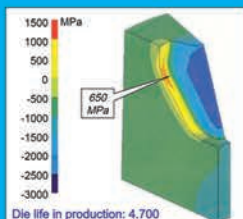
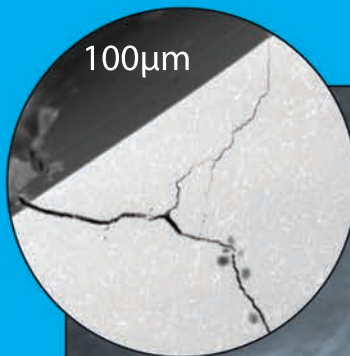
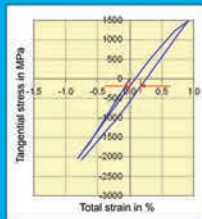
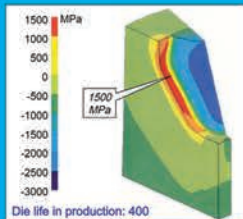




ANYAGVIZSGÁLÓK LAPJA

Az ország vezető szaklapja - www.anyagvizsgaloklapja.hu 2019/IV. lapszám



Kisciklusú fáradás



ország
anyagvizsgáló képzések

www.orszak.hu

A lap kiemelt
ipari partnere az
ORSZAK NOVUM KFT.



FDM nyomtatás mérföldkövei



Hosted by Washington University in St. Louis

SES2019

Konferencia beszámoló



✚ Dr. Szunyogh László



Portré - Albu Gábor



ország

anyagvizsgáló képzések



RONCSOLÁSMENTES ANYAGVIZSGÁLÓ KÉPZÉSEK

Az iskola nem egy épület.
Az iskola az azonosan
gondolkodó, elhivatott
tanárok és a tanulni akaró
hallgatók közössége.

A kifáradás a szerkezeti anyagok egyik tönkremeneteli módja. Periódikusan ismétlődő terhelés esetén a szerkezeti anyagok szakítószilárdságuknál esetleg folyáshatáruknál is kisebb feszültség szinten eltörnek. A jelenség a kifáradás, a tönkremenetelt fáradt törésnek nevezik. A jelenséget először August Wöhler német mérnök tanulmányozta módszeresen 1860-ban, az Ő nevét viseli a Wöhler-görbe is.

A fáradásos törések kimutatása nem minden eljárással lehetséges. A három felületi anyagfolytonossági hiányok kimutatására szolgáló eljárás a legalkalmasabb és legkézenfekvőbb:

- Szemrevételezéses vizsgálat
- Folyadék behatolásos vizsgálat
- Mágnesezhető poros vizsgálat

Mindhárom vizsgálati módszer lehetővé teszi a fáradásos tönkremenetel korai fázisban való kimutatását. Mindhárom eljárásból rendszeresen indítunk az MSZ EN ISO 9712 szabvány szerinti anyagvizsgáló tanfolyamokat.

ORSZAK NOVUM Kft.

Cím: 1161 Budapest, Béla utca 62.

E-mail: ország@ország.hu

www.ország.hu

ANYAGVIZSGÁLÓK LAPJA

A Magyar Roncsolásmentes
Vizsgáló Szövetség Lapja
MAROVISZ

Az ország vezető szaklapja.
Alapítva: 1991-ben.

Negyedévente elektronikusan megjelenő folyóirat.
Országos, iparágakat átfogó, szakmai folyóirat a
minőségért és biztonságunkért.

Az Anyagvizsgálók Lapjának szerkesztősége a ki-
adó, a **MAROVISZ**, a Magyar Roncsolásmentes
Vizsgáló Szövetség címen érhető el:

1191 Budapest, Üllői út 206., B. ép. II. lh.

Tel.: (36-1) 278-0632;

fax: (36-1) 278-0633;

e-mail: info@anyagvizsgaloklapja.hu

web: www.anyagvizsgaloklapja.hu
www.avilap.hu

Az Anyagvizsgálók Lapjának szerkesztőbizottsága:

Dr. Divós Ferenc

† Dr. Gillemot László

Harnisch József

Kecskés Péter

Lutor Attila

Dr. Mertinger Valéria

Skopál István

Szűcs Pál

Zsoldos Zsuzsanna

Dr. Tóth László, felelős szerkesztő

Dr. Trampus Péter, felelős kiadó

Berki Gábor, főszerkesztő

Balogh Bence, digitális szerkesztő



tripladuplav.hu
webstudio

Az elektronikus folyóirat szerver háttérét a

tripladuplav.hu
webstúdió biztosítja.



ISSN: 1215-8410

JEGYZET

„Saure Wochen, frohe Festen” mondja egy német közmondás, amit talán úgy is lehet fordítani, hogy kemény folytonos munka és vidám ünneplés. A Tisztelt Olvasó – gondolom - azonnal egy magyar mondást idézve kérdez: „Hogy kerül a csizma az asztalra?” Nem folytatván a szójátékokat, maradjunk a tényeknél. Az Anyagvizsgálók Lapjának első száma 1991-ben jelent meg, de az alapítás előkészületei már 1990-ben megindultak. Most, amikor már lassan 30 év telt el Szappanos György kiváló gondolatának megszületésétől, mindenki számára nyilvánvaló, hogy 30 év kemény munkája (Saure Wochen) tette lehetővé a lap fennmaradását. A „frohe Festen” pedig előttünk áll, amelyet a 2020-as és 2021-es évek „ünnepi számaival” kívánunk átélni. E számokban emléket kívánunk állítani egyrészt azon nagyszerű szakembereinknek, akik már nem lehetnek közöttünk, de tevékenységük mérföldköveket jelöl, másrészt azoknak, akiknek köszönhetjük lapunk folytonosságát. Hogy e törekvésünk sikeres lehessen, várjuk Tisztelt Olvasóink történeteit, anekdotáit, ill. a történelmi időt átölelő periódus szakmai fejlődését bemutató közleményeit.

Most nem kívánom értékelni Lehofer Kornél és Gillemot László, korábbi felelős szerkesztők áldozatos munkáját – erre a következő számokban visszatérek – inkább azt hangsúlyoznám, hogy milyen „súlyos” (nagy jelentőségű) témákkal záránk lapunk első, nagyobb periódusát. Az egyik „örök-zöld” téma, a kisciklusú fáradás. Noha vissza-visszatérő témakör, talán azt is mondhatjuk, hogy sokat tudunk sajátosságairól, de még most sem „eleget”. A másik témakör a mérnöki szerkezetek biztonságos üzemeltethetősége szempontjából legfontosabb tudományterületet érinti, bemutatván azt, hogy az elmúlt 50 év elméleti megfontolásai miképpen ültethetők át a mindennapi gyakorlatba, létrehozván a „mindennapi törésmechanikára alapozott biztonság” szemléletét.

Sajnos e lapszámunk most sem mentes a minket magunkra hagyó szakember méltatásától. Most Dr. Szunyogh Lászlótól búcsúzunk, aki egy hosszú élet kitartó eredményes munkájával írta be nevét szakmai életünk arany-könyvébe.

Dr. Tóth László

TARTALOMJEGYZÉK

ÁLLAPOTELLENÖRZÉS - RELIABILITY ASSESSEMENT

5

Fekete B., Trampus P.: A reaktortartály kisciklusú termomechanikai fáradása

Fekete B., Trampus P.: Low cycle thermomechanical fatigue of nuclear pressure vessel

Mileffné Dudra J., Erdei R., Tóth L.: Mindennapi törésmechanika a szerkezetek biztonságok üzemeltethetőségének alapja

Mileffné Dudra J., Erdei R., Tóth L.: Everyday Fracture Mechanics as the Basis of the Safe Operation of Engineering Structures

PORTRÉ - PORTRAIT

43

Skopál I.: Albu Gábor bemutatása

Skopál I.: Portrait of Gábor Albu

HÍREK - NEWS

45

Balogh B.: Az additív eljárások statisztika áttekintése és az FDM nyomtatás fontosabb mérföldkövei

B. Balogh: Overview of additive process statistics and key milestones in FDM printing

Borsodi E.:Növényi olajok relaxációjának vizsgálata

E. Borsodi: Relaxation of the Vegetable Oils

Tóth L.: Beszámoló a SES2019 Konferenciáról, St. Louis, 2019. Október 13-15.

L. Tóth: Report on the SES2019 Conference, St. Louis, 13-15 October, 2019

Tóth L.: Nekrológ – Szunyogh László

L. Tóth: Obituary – László Szunyogh

Berki G.: Olvasottságunk

G. Berki: Visits of the journal

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 üzemüknek 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 anyagaiban 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

www.szemelytanusitas.hu

SZOLGÁLTATÁSAINK

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

SZEMÉLYTANÚSÍTÁSI RENDSZER

ELŐNYEINK

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

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 érthetők meg, és kezelhetők megfelelően.

A nyomottvizes 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 ötvöztött bainites szövetszerkezetű melegszilárd acélból és ennek korrózióálló belső (plattírozott) felületét adó ausztenites acélból készült. A csomópontok főként a falvastagság inhomogenitása, valamint a csatlakozó csővezetékek 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.

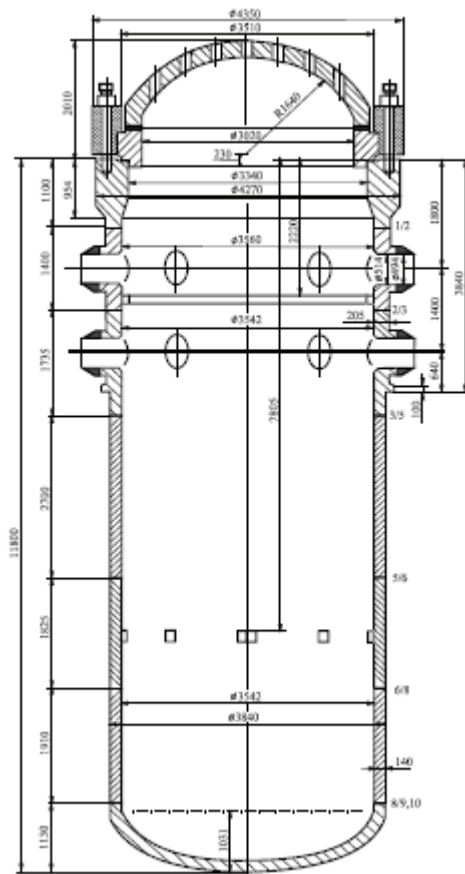
A kutatómunka során a tényleges üzemi terhelések figyelembevételével Gleeble 3800 fizikai szimulátorra adaptált mérési eljárást dolgoztunk ki, mellyel elvégeztük a tartály anyagának termomechanikus fárasztókísérleteit. A kutatómunka része volt a szer-

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 nyomottvizes 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 hosszszelvénye 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 kiválasztott 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 képlekeny 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 amely 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 általánosan 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 körülményt 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 vízűtéssel, a próbatestre szórt vízpermettel, valamint a próbatestre fűjt 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 amplitúdóalapuló mérnöki modellekkel végzik. Az alakváltozás vagy feszültség amplitúdóra épülő modellek tekinthetők a klasszikus módszereknek. Ezek általános egyenlete:

melyben a baloldalon a terhelési paraméterek sze-

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

repelnek, az egyenlet jobb oldalán N_f a tönkremeneteli ciklusszám, $\sigma_f, \varepsilon_f, \kappa$ és g 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 közép feszültség (σ_m) értéke jelentős hatással van a kifáradási élettartamra, ezért ennek a tényezőnek a figyelembevételére számos összefüggés született. A közép feszültség-korrektíós modellek leggyakrabban alkalmazott összefüggése, Morrow egyenlete [Morrow, 1968], mely a közép feszültség 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], mikroötvözt acélok [Wehner, Fatemi, 1991; Koh, Stephens, 1991] és ötvözt 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 paraméterei

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 próbatest)	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 paraméterei.

A fenti klasszikusnak tekinthető energia alapú modellek számos módosított változatát publikálták a közép feszültség, a hőmérséklet és a próbatestek

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

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 alapgondolata 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 próbatest méretének függvényében, és azt találták, hogy a szabványos alakú és a miniatűr próbatestek törési energiája között 50%-os eltérés van, a kis próbatestek károsodási kinetikája eltér a hagyományosétól, kevesebb közölt energia hatására mennek tönkre [Callaghan, 2011]. Ezt a szerzők a próbatestek képlékeny alakváltozásban résztvevő, eltérő felület/térfogat arányának tulajdonították. A kísérleti eredményeik alapján analitikus modellt adtak meg a mérethatás

figyelembevételére, melyben a próbatestek aktív felületének és térfogatának hányadosát és a vastagságának arányát építik be, mint korrekciós tényezőt. Az így kapott modell alkalmas a miniatűr próbatesteken végzett kísérletek eredményeit megfeleltetni a hagyományos próbatesttel 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 rács hibák 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 fásasztott 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 fásasztóvizsgálatot, majd a tönkremenetelig végzett mérések mintáinak fémtani elemzésével vizsgálták a repedéskeletkezés mechanizmusát [Shankar, 2012]. A transzmissziós elektronmikroszkópiai (TEM) felvételeiken ekvixiális szubszemcsék voltak láthatók a fásasztott mintákon. Kimutatták, hogy a szemcsehatárokon jelen lévő karbidok jelentős szerepet játszanak a mikro-repedések keletkezésében, melyek a szemcsehatár mentén terjednek. Facheris és munkatársai tiszta lengő igénybevétellel fásasztott, 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 diszlokációsűrűségekre 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, melegszilárd acélon végeztek megszakított fásasztási 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 melegszilárd acél fáradás alatti mechanikai tulajdonságainak és mikroszerkezetének kapcsolatát vizsgálták [He, 2014]. A kiindulási állapotú és a tönkremenetelig fásasztott 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

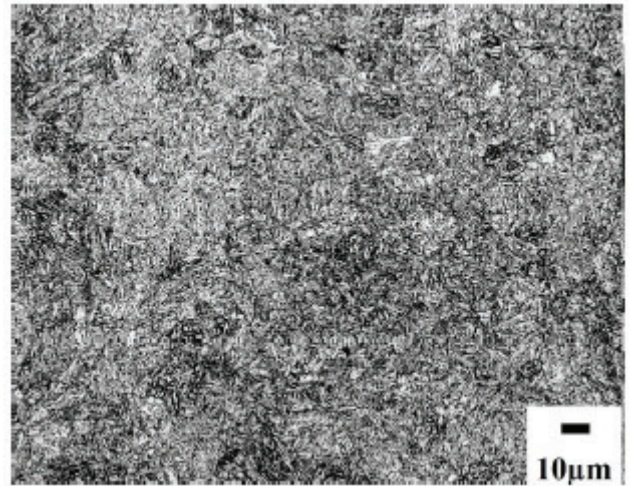
A fásasztóvizsgálatokhoz szükséges kísérleti anyagot (15H2MFA jelű reaktortartály acélt) az MVM Paksi Atomerőmű Zrt. bocsátotta rendelkezésünkre, egy 149 x 110 x 305 mm méretű, Csehországban gyártott reaktortartály acélból származó tömb formájában. A kísérleti anyag beérkezését követően a próbatestek 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 hőkezeltiségi 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 ötvöztetésének 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 anyagréss 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.

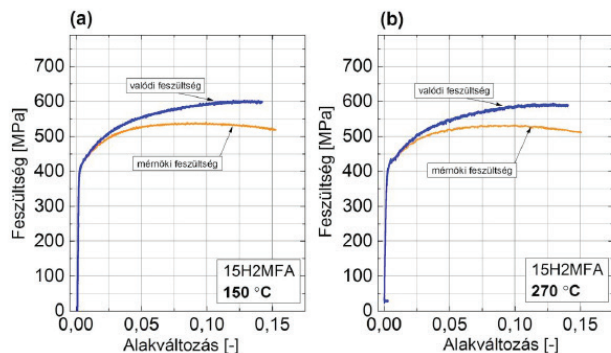
A hőkezelést követően a hasáb előgyártmányok egy részéből arányos szakító próbatestet munkáltunk ki, melyeket kvázi-statisztikus szakítóvizsgálatnak vetettünk alá a következő alfejezetben ismertetett termomechanikus fárasztás szélső hőmérsékletein, melyek 150 °C és 270 °C. Az eredmények a 3. ábrán láthatók. 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	$\alpha = 1,16 \cdot 10^{-5} m^2 / s$
Hővezetési tényező	$k = 40,04 W / mK$
Feketeségi fok	$\bar{\epsilon}_R = 0,78$
Hőtágulási együttható	$\alpha_{CTE} = 10,9 \cdot 10^{-6} / K$
Fajhő	$C_v = 440 J / kgK$
Sűrűség	$\rho = 7820 kg / m^3$
Rugalmassági modulus	$E = 210 GPa$



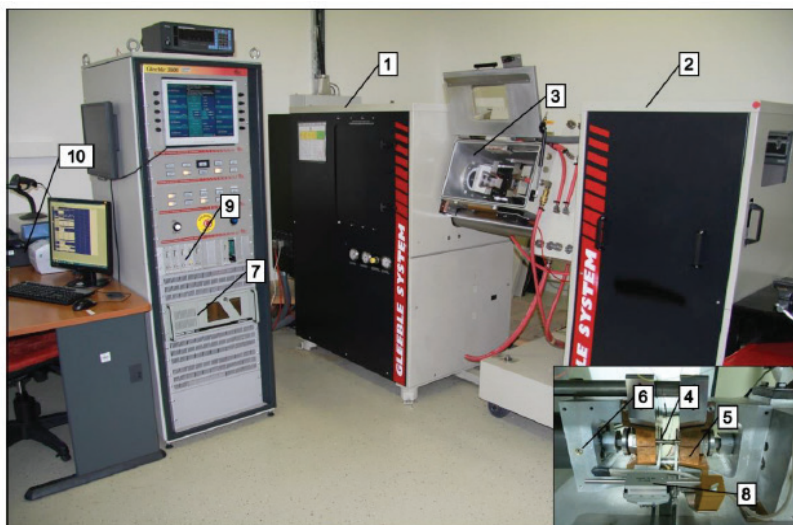
3. ábra. – Szakítóvizsgálatok (a) 15H2MFA, $T=150\text{ °C}$ (b) 15H2MFA, $T=270\text{ °C}$

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, fém 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 fárasztóvizsgálatokhoz alkalmazott átalakító egységgel

a vizsgálókamrában (3) valósul meg, ahol a próbatesteket (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 fárasztóvizsgálatok próbatesteinek felületén repedések még nem láthatók, ezért a TEM vizsgálatok kritikus kérdése, a minta kivételének helye volt. A törésig fárasztott 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 vágtuk 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 összegzett 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 $\xi g = 40,00 \text{ nm}$ [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 szakaszaig 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 szögtartományt 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]:

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

ahol A_f^s a méret Fourier együttható, L a Fourier paraméter, g a diffrakciós vektor abszolút érté-

ke, és $\langle \varepsilon_{g,L}^2 \rangle$ a diffrakciós vektor irányú deformáció négyzetének átlaga. Ha a rácsstorzulást 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 dipólokba 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 állandói-ból 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]:

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

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

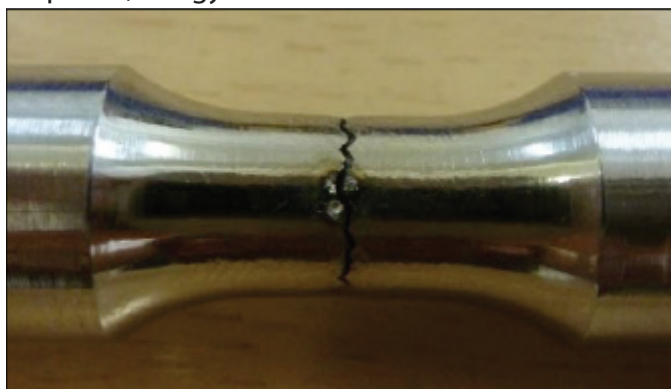
A szerkezeti anyagok termomechanikai igénybevételét a legtöbbször az üzemi körülmények között fellépő termikus igénybevételekkel és az anyagtulajdonságokból számított egyenértékű, állandó hőmérsékleten végzett mechanikai fárasztóvizsgálatokkal modellezzük [Nagesha, 2009]. Figyelembe kell azonban venni, 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 modellezzük, 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 csomak csatlakozásának belső felületét találtuk a termomechanikai fáradás szempontjából kritikus résznek. Az üzem közbeni hőmérséklet transziensek 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 csomakot érő terhelések adatai 50 és 60 üzemévre vonatkozó ciklusszámmal együtt szerepelnek a terheléskatalógusban. A termomechanikus fárasztóvizsgálatok megtervezésénél célunk volt ezek figyelembevételével a tartály hidegági csomakve 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

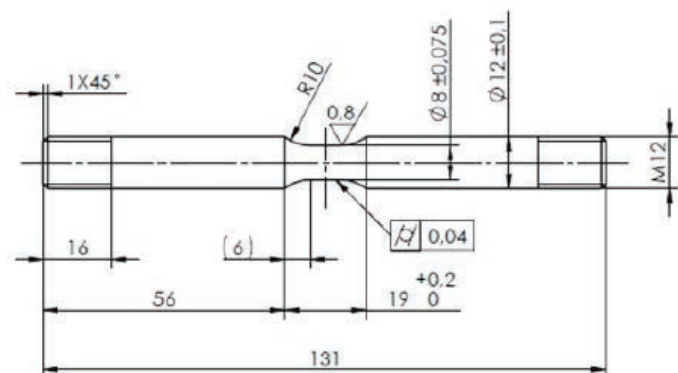
A fizikai szimulátor kamratereiben korlátozott hely áll rendelkezésre, melyet a próbatetek megtervezésénél figyelembe kell venni. A próbateteknek illeszkedniük kell a berendezés befogó rendszeréhez, és a nagy nyomó igénybevételt kihajlás nélkül el kell viselniük. A fentiek alapján 12 mm átmérőjű befogó résszel és 8 mm hosszú, 8 mm átmérőjű és 2 mm lekerekítésű mérőszakasszal kialakított próbateteket tervezünk, 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 próbatest 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

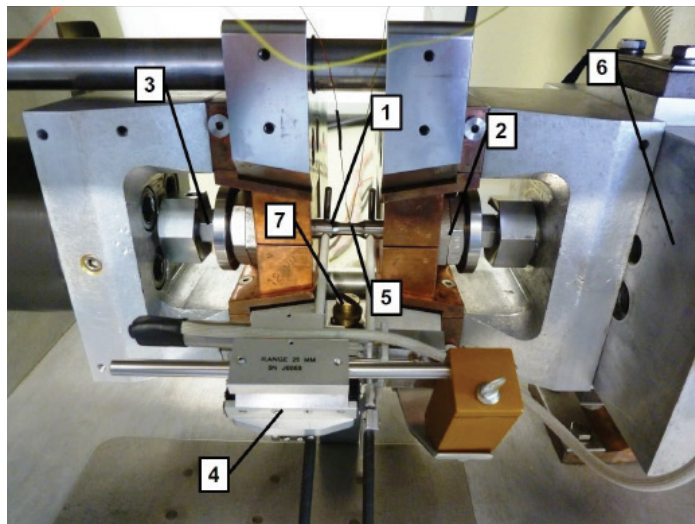
A próbatest végleges alakja a 6. ábrán látható. A próbatestek 13 mm élhosszúságú négyzet alapú hasáb előgyártmányokból, CNC esztergán készültek. A vizsgálatok megkezdése előtt minden próbatestet hagyományos esztergagépen azonos felületi minőségűre políroztuk annak érdekében, hogy a gyártásból adódó felületi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



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

B. Próbatess 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.



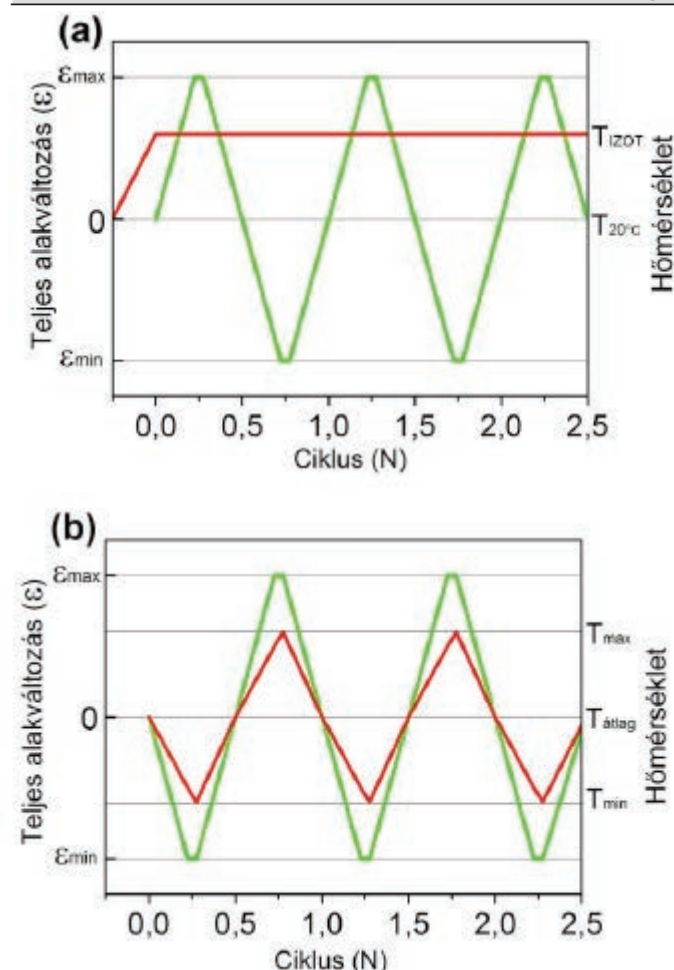
7. ábra. – A termomechanikus fárasztóvizsgálatok mérési elrendezése

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, $R_{\varepsilon} = -1$	
Mérési ciklus frekvenciája	0,083 Hz	
Teljes alakváltozás amplitúdó	0,6-2,0%	0,3-1,5%
Alakváltozási sebesség	$1-5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	$1-5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$
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.

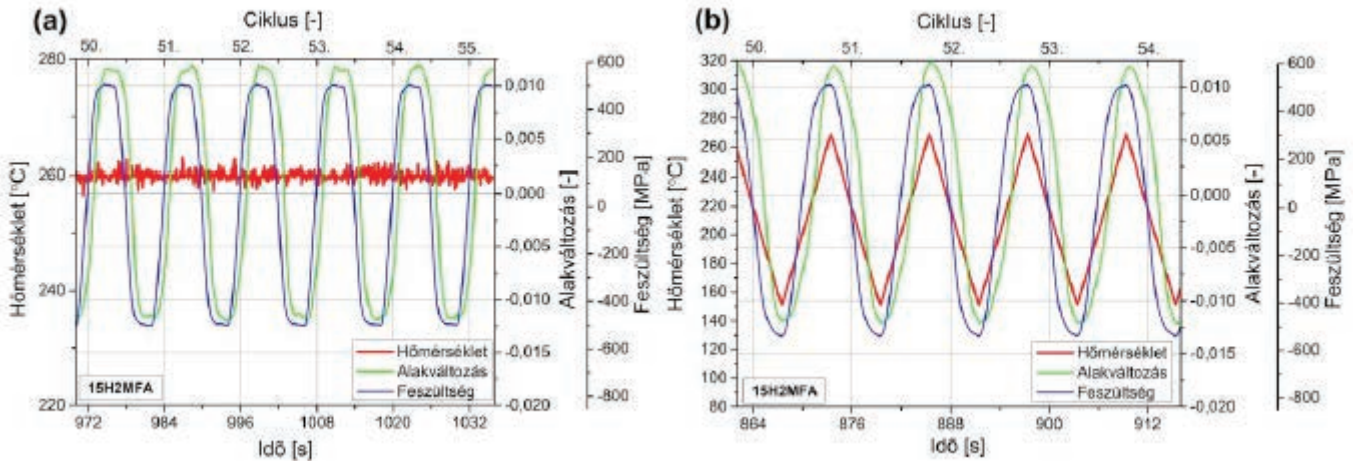
C. Mérési paraméterek meghatározása

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.

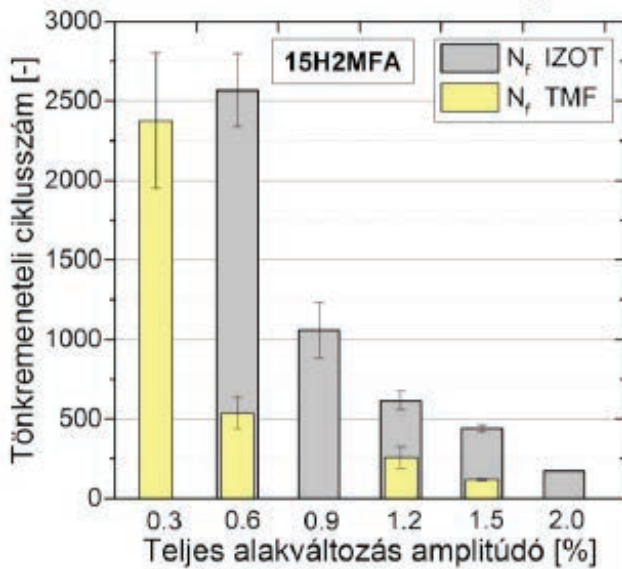
4.2 TERMOMECHANIKUS FÁRASZTÓKÍSÉRLETEK VÉGREHAJTÁSA, MÉRÉSI EREDMÉNYEK

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.

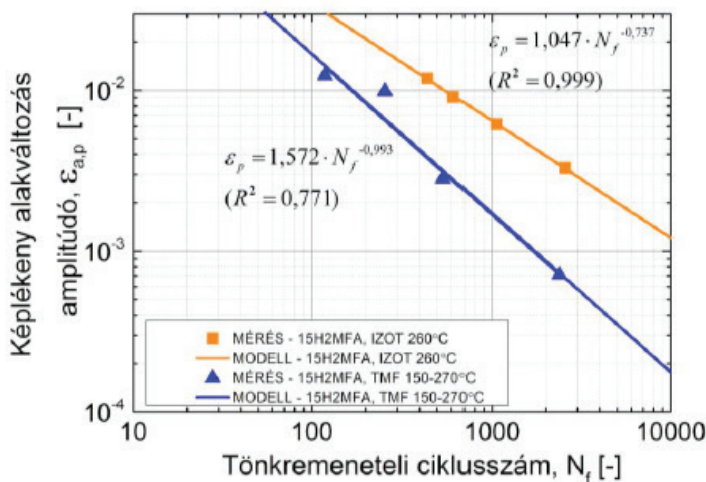
A bemutatott adatok a fárasztóvizsgálatok ciklikus mechanikai viselkedés szempontjából stabil szakaszból származnak. A mérési adatokat elemezve megállapítható volt, hogy a fizikai mennyiségek előírt időfüggvénye és a mért értékek igen jó egyezést mutattak az összes beállításra vonatkozóan. Az egyes beállításokhoz 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. – Tönkrementeli 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 igénybevételei 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 tönkrementelig 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 tönkrementeli 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, (ϑ)	Determinációs együttható (R^2)
15H2MFA (IZOT)	$\varepsilon_{a,p} = \varepsilon_f' \cdot N_f^{\vartheta}$	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

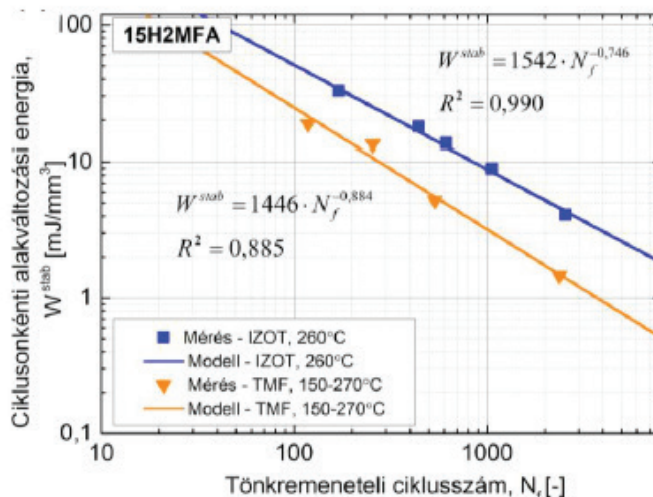
összegzett alakváltozási energiájával kapcsolatban, hogy nagyobb élettartamnál - azaz kisebb alakváltozási amplitúdóval történő fárasztáskor - nagyobb törésig elnyelt energia szükséges. Erre több szerző [Lehofer, 2004; Luo, 2012] azt a magyarázatot adja, hogy kisebb terhelési intenzitás mellett több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

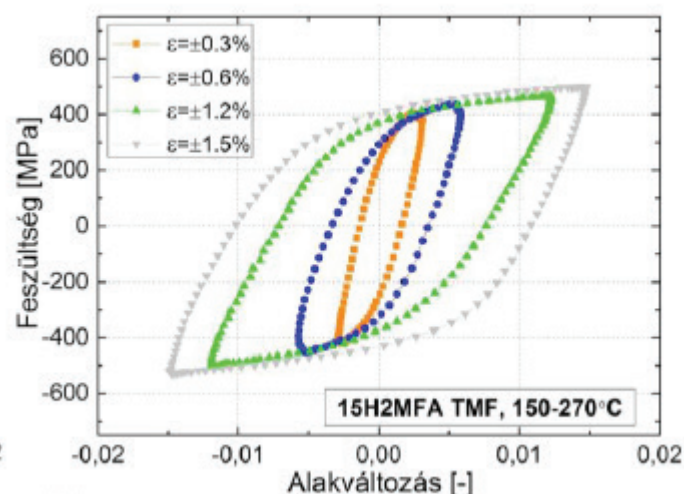
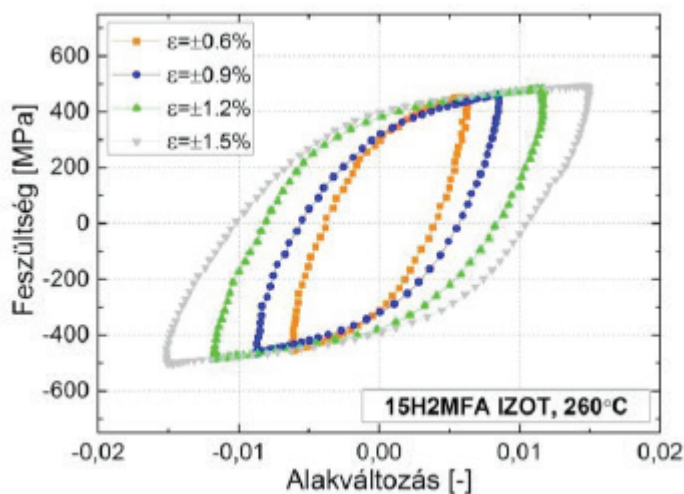
5. AZ ANYAGSZERKEZETBEN LEJÁTSZÓDÓ VÁLTOZÁS KINETIKÁJÁNAK VIZSGÁLATA

5.1 MEGSZAKÍTOTT FÁRASZTÓVIZSGÁLATOK

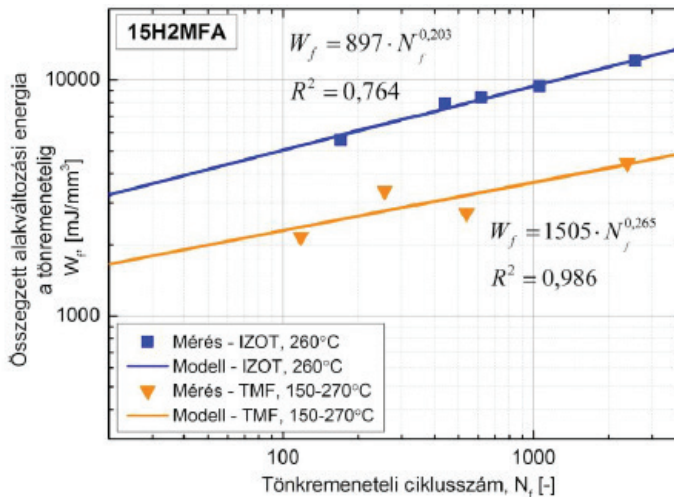
A 4. pontban leírt módon meghatároztuk a kísérleti anyagok adott fárasztási paraméterekhez tartozó élettartamát, mely eredményeket a megszakított fárasztási vizsgálatok tervezésénél használtunk fel.



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 $0,3\text{--}1\text{ }\mu\text{m}$ széles hosszúságú cellák tagolják. A felvételen látható $0,1\text{--}0,2\text{ }\mu\text{m}$ 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 elszennvedett 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 paraméterei

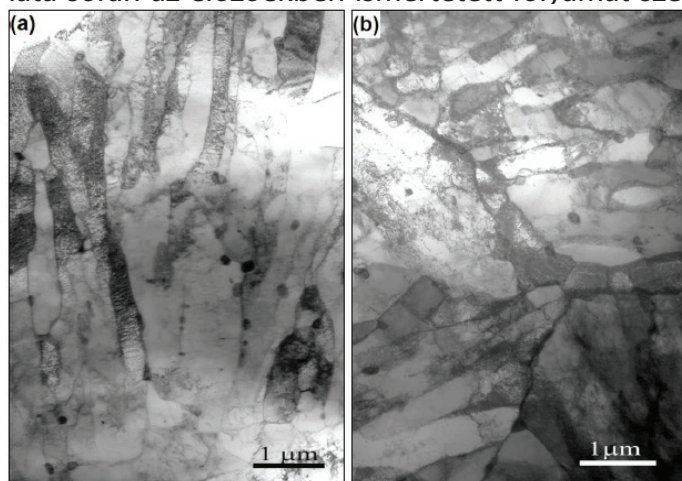
Mérés	Modell	Fáradási szívósság együttható (B)	Fáradási szívósság kitevő (β_f)	Determinációs együttható (R^2)
15H2MFA (IZOT)	$W^{stab} = B \cdot N_f^{\beta_f}$	1542	-0,746	0,990
15H2MFA (TMF)		1446	-0,884	0,885
Mérés	Modell	Fáradási szívósság együttható (C)	Fáradási szívósság kitevő (γ_f)	Determinációs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

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

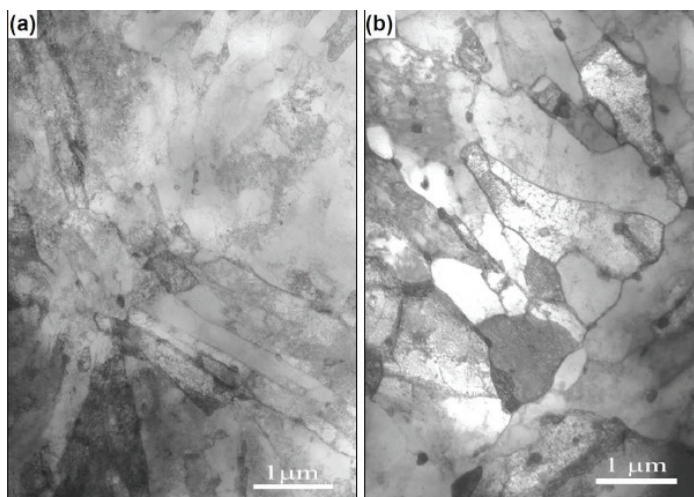
az $1,2 \times 10^{14} / \text{m}^2$ értékre növekedett. A 0,25-os károsodás értéknél a cellák méretének kismértékű csökkenése figyelhető meg (16. (a) ábra), és ebben az állapotban mértük a legnagyobb diszlokációsűrűség értéket ($6,1 \times 10^{14} / \text{m}^2$). A legjelentősebb változást az élettartam 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 fárasztott 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,

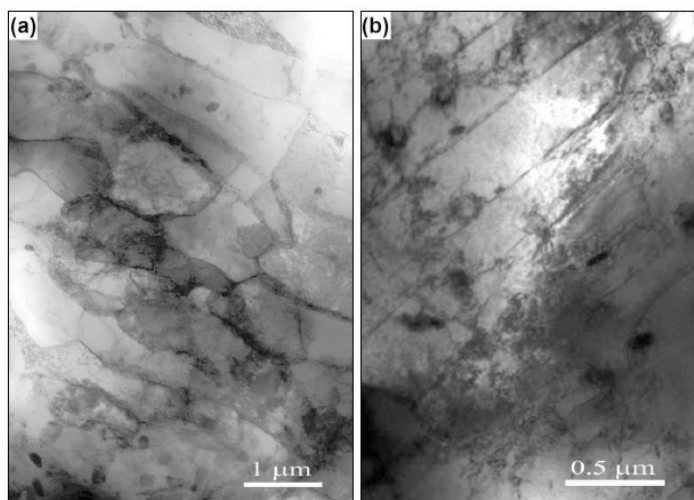


16. ábra. –A 15H2MFA acél mikroszerkezete. (a) $UF=0,25$ károsodásig fárasztott állapotban (b) $UF=0,50$ károsodásig fárasztott állapotban. TEM felvételek

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 fárasztott 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



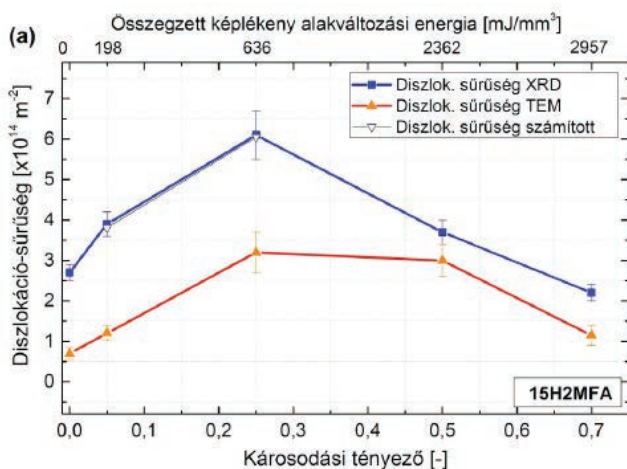
17. ábra. –A 15H2MFA acél mikroszerkezete $UF=0,70$ károsodásig fárasztott állapotban. TEM felvételek

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.



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

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 úthosszána (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]:

$$\dot{\epsilon}_p = b \cdot \rho_d \cdot \bar{v} \quad (10)$$

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]:

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

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 fásztóvizsgálatok 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 fásztóvizsgálatok 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 $\rho_{d,i=CUF5} = 3,81 \cdot 10^{14} / \text{m}^2$, míg a $UF=0,25$ -ra vonatkozóan $\rho_{d,i=CUF25} = 6,08 \cdot 10^{14} / \text{m}^2$

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 találhatók. 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 cellahatárokból. 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 üzemzavarai 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 ötvöztött, bainites szövetszerkezetű, melegszilárd acélból készültek. Jelen kutatásban a reaktortartály anyagának termomechanikus kisciklusú fáradásával foglalkozunk. 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.
- Ginsztler, 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., Konovalov, 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 International, 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 Energeticheskyy 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
χ	-	diszlokációk láthatósági faktora

Mindennapi törésmechanika a szerkezetek biztonságok üzemeltethetőségének alapja

Dr. Dudra Judit¹, Erdei Réka², Tóth László DSc³,

¹ Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft, Vezető Kutató, judit.dudra@bayzoltan.hu

² Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft, Junior Kutató, reka.erdei@bayzoltan.hu

³ Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft, Tudományos tanácsadó,
laszlo.toth@bayzoltan.hu

Összefoglaló: *A mérnöki szerkezetek biztonságos üzemeltethetősége szempontjából a legveszélyesebbek az anyagfolytonossági hibák. Ezeket repedésszerű hibáknak tekintve, hatásuk a törésmechanikai (TM) elvek alkalmazásával értékelhetők. A legkonzervatívabb módszerek, a lineárisan rugalmas törésmechanikai elvek alkalmazása kellő biztonságot nyújt a megengedhető repedésméret meghatározására. A biztonság még inkább növelhető az anyagjellemzők konzervatív megválasztásával. A roncsolásmentes vizsgálattal szembeni minimális követelmény az, hogy az így kijelölt repedésméretet üzembiztosan kimutassa.*

Kulcsszavak: törésmechanika, biztonság, szerkezetintegritás, roncsolásmentes vizsgálat, periodikus felülvizsgálat.

1. A törésmechanikai elemzések helye, szerepe a periodikus felülvizsgálatokban, a szerkezetek biztonságának megítélésében

1.1 Periodikus felülvizsgálatok jelenlegi rendszere, gyakorlata

A szerkezetek periodikus felülvizsgálata kapcsán különböző roncsolásmentes (általában szemrevételezéses, folyadékbehatolós, mágneses, esetleg radiológiai, stb.) vizsgálatokat végeznek, ezek eredményeit értékelve döntenek a további üzemeltethetőségről. Nyomástartó rendszereknél (általában az üzemi nyomásnál nagyobb nyomással elvégzett hidraulikus) nyompróbával még meggyőződnek az összeszerelt rendszer biztonságáról. Ha e folyamatot végiggondoljuk csupán egyetlen biztos kapaszkodót, kritériumot találunk a szerkezet biztonságának megítélésében, nevezetesen azt, hogy sérülés nélkül kibírta-e a próbanyomást, avagy sem. Az összes többi vizsgálati eredmény értékelése többé-kevésbé szubjektív, azaz az üzemeltethetőség és annak feltételei az értékelők felkészültségétől, tudásának

színvonalától, tapasztalataitól, időnként még az érdekköröitől is függhet. A terhelési-, nyomáspróbák tekinthetők egyedül objektívnek (kibírja-e károsodás nélkül, vagy sem!). Nem hagyható azonban figyelmen kívül az a tény, hogy ezek egyrészt költségesek, másrészt káros hatásai is lehetnek, pl. egy 1000 m³-es tartály feltöltése vízzel, ennek a lábazatra, az esetleges lokális képlékeny alakváltozásnak az anyag ridegedésére, átmeneti hőmérsékletére gyakorolt hatása. Ebből egyértelműen következik, hogy terhelés (nyomás) próba önmagában messze nem tekinthető a biztonság megítélésének egyedüli kritériumaként.

1.2 Periodikus felülvizsgálatok javasolt rendszere

A periodikus felülvizsgálatok tervezéséhez más utat kell keresni! A logikailag lehetséges legmegbízhatóbb gondolatsor a következő:

- Feltételezzük, hogy a szerkezetben létezik a biztonságot döntően befolyásoló anyagfolytonossági hiba.
- Ezt a hibát repedésnek tekintjük.
- A repedés csúcsában ébredő viszonyokat konzervatív eszközökkel értékeljük.
- Az anyag repedés terjedésével szembeni ellenállását konzervatív módon becsülve meghatározzuk azt a repedésméretet, amely kritikus állapotot idézhet elő állandó, statikus terhelés esetén.
- E repedés méretét módosítjuk (csökkentjük), abban az esetben, ha a terhelés változó (fáradást okozó) a korábbi üzemeltetési tapasztalatok és a tervezett élettartam függvényében.
- A roncsolásmentes vizsgálatok végzésére pedig olyan módszert, szakembereket választunk, amely garantálja azt, hogy a fenti gondolatmenettel kiszámított repedéshossznál nagyobb hiba 100 % örüli valószínűséggel

kimutatható.

- Zárójelben kell megjegyezni, hogy amennyiben a fenti elemzéssel kijelölt
 - › repedéshossznál nagyobbat detektálnak, az nem jelenti automatikusan a további üzemeltehetőség kizárását, hanem újabb – kevésbé konzervatív – elemzésre van szükség.
 - › Repedéshosszra a biztonságos detektálás lehetőségét jelentősen csökkentő érték adódik, akkor ugyancsak újabb – kevésbé konzervatív – elemzésre van szükség.

Ahhoz, hogy a javasolt módszer megbízhatóan alkalmazható legyen, mindenképpen biztonsági kritériumokat kell a folyamatba beépíteni. Ezek a következők:

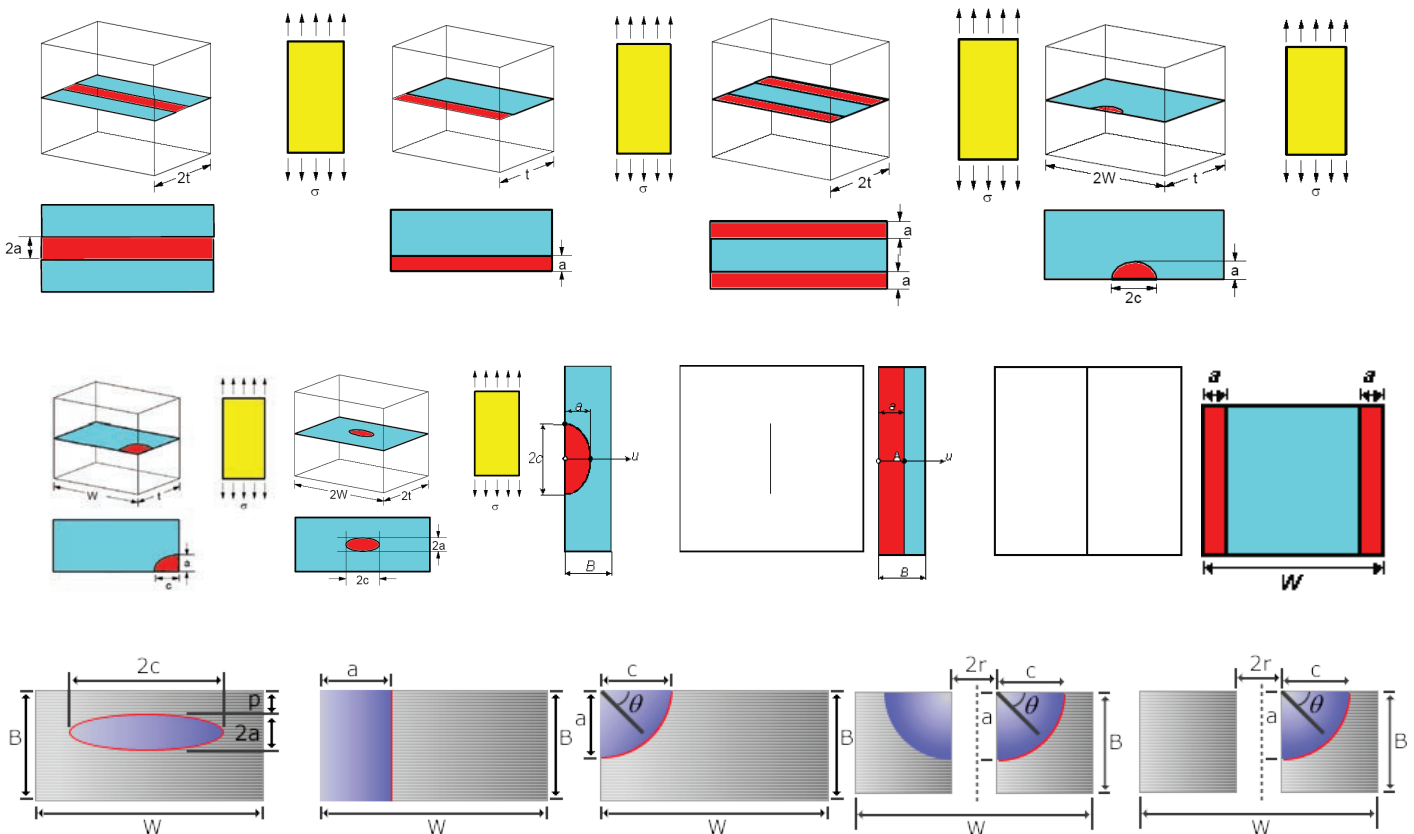
- A repedéscsúcs környezetében kialakuló viszonyok számítására felhasznált összefüggés megbízhatósága
- A repedésterjedéssel szembeni ellenállást tükröző anyagjellemző konzervativizmusának szerepe.

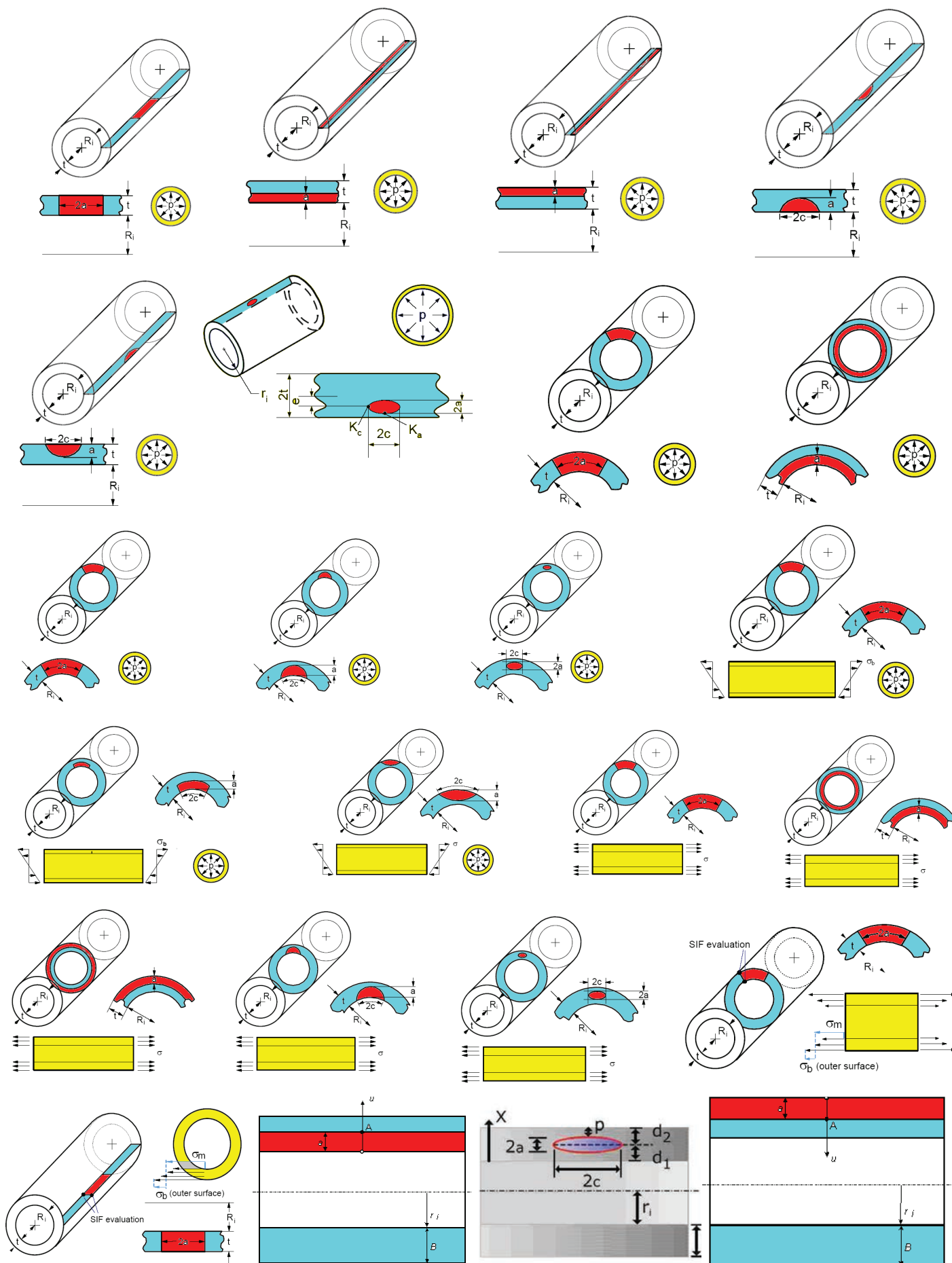
A periodikus felülvizsgálat javasolt rendszerének gyakorlati alkalmazhatóságát egy olyan cikksorozattal mutatjuk be, amelyben az ismertetett lépé-

seket egy-egy tipikus szerkezeti elemre kidolgozott számpéldák szemléltetik.

1.3 A repedéscsúcsban ébredő viszonyokat jellemző paraméterek és ezek gyűjteménye

A lineárisan rugalmas törésmechanika tekinthető a legkonzervatívabb modellnek, mert ezt alkalmazva feltételezzük, hogy a szerkezetet terhelve a benne felhalmozódott alakváltozási energia teljes egészében a repedés terjesztésére fordítódik. A repedéscsúcsban keletkező viszonyok ilyen anyagmodell esetén függenek a szerkezet kialakításától, terhelésének körülményeitől valamint a repedés alakjától, hosszától és helyének paramétereitől. Ekkor a repedéscsúcsban kialakuló viszonyokat az ún. feszültségintenzitási tényező az ún. K ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) foglalja össze. E kifejezések könnyen megtalálhatók kézikönyvekben, különböző közleményekben és az INTERNET-en is [1-3]. Ez utóbbi illusztrálására: a GOOGLE keresésre beírt „SIF expression” több mint 5 millió, a SIF calculator” kb. 1,5 millió, a „SIF formulas” több mint 3,5 millió találatot ad (SIF = stress intensity factor = feszültségintenzitási tényező). Jelenlegi gyűjteményünk 100 különböző esetre tartalmazza a feszültségintenzitási tényező számítására használt kifejezéseket. Ezeket szemlélteti az 1. ábra.







ANYAGVIZSGÁLÓK LAPJA

Az ország vezető szaklapja - www.anyagvizsgaloklapja.hu 2020/I. lapszám

ANYAGVIZSGÁLÓK LAPJA



ANYAGVIZSGÁLÓK LAPJA



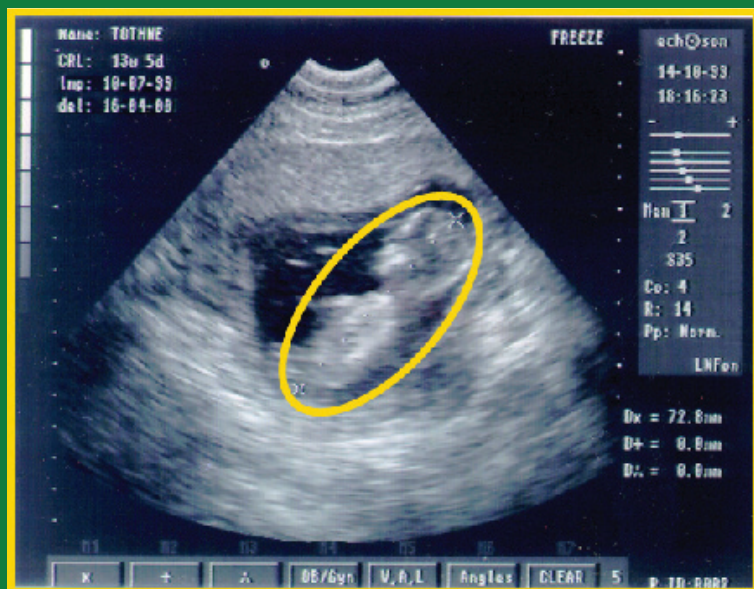
ANYAGVIZSGÁLÓK LAPJA



30

éves az Anyagvizsgálók lapja
1990-2020

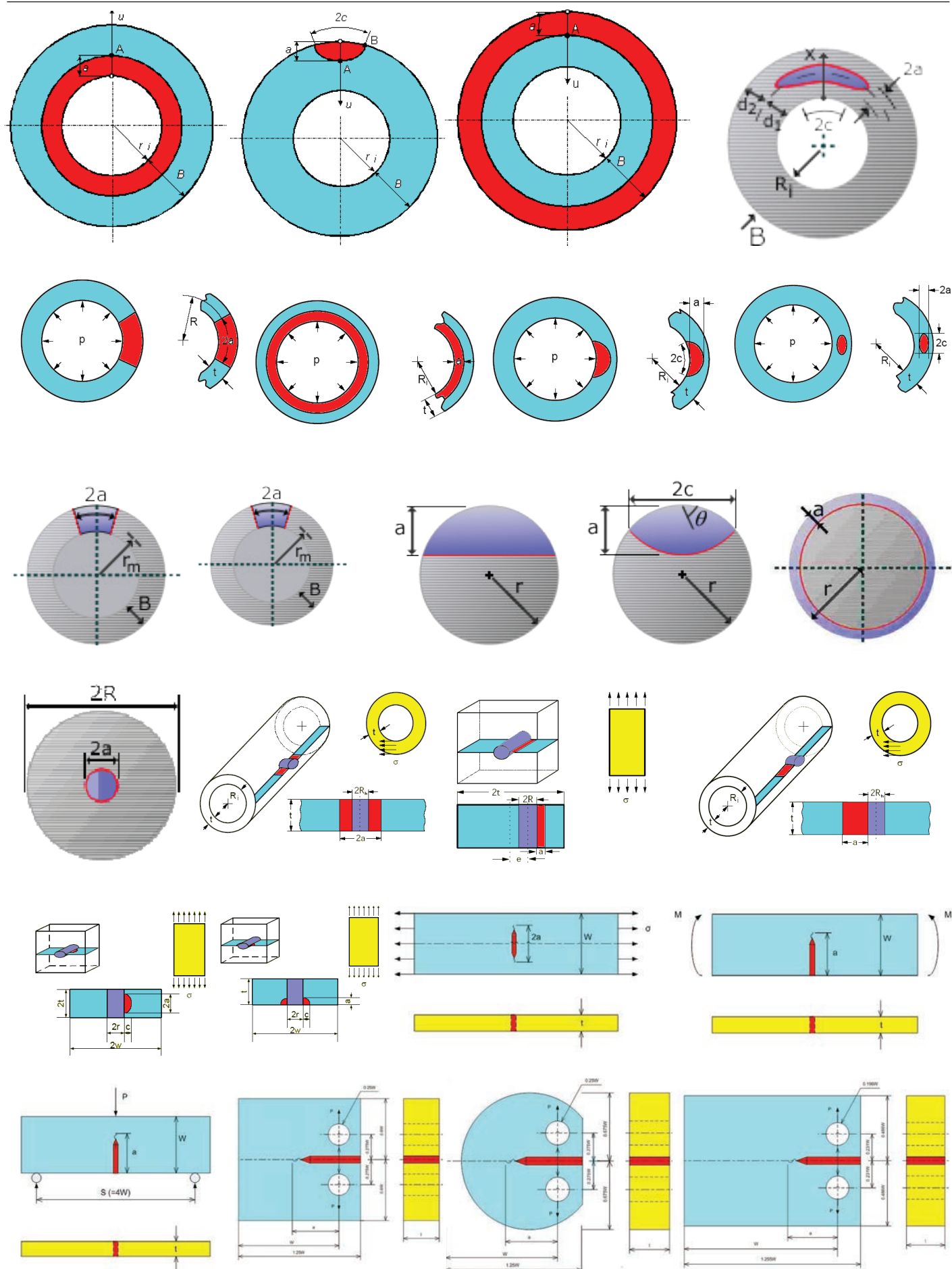
ELŐZETES

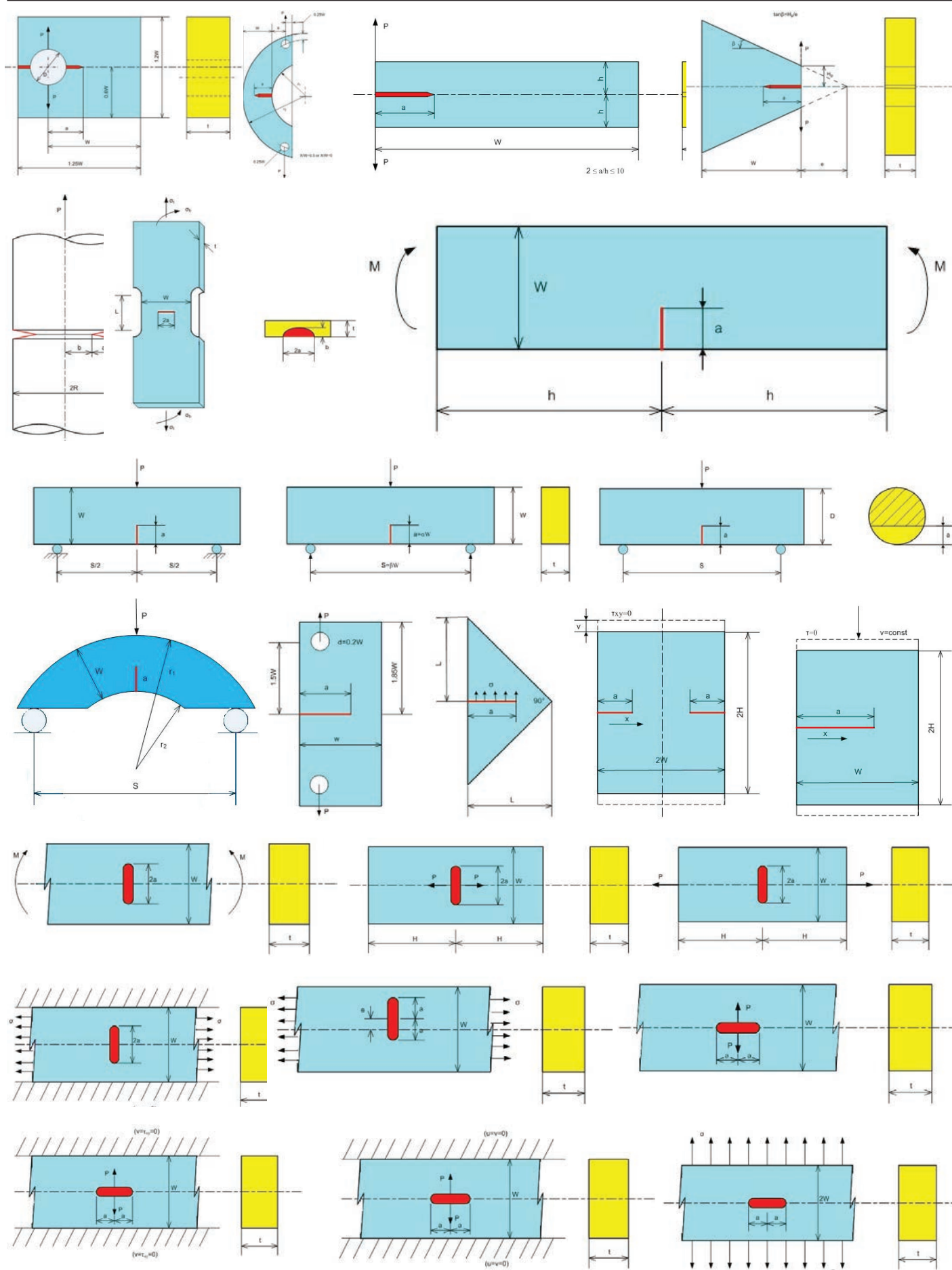


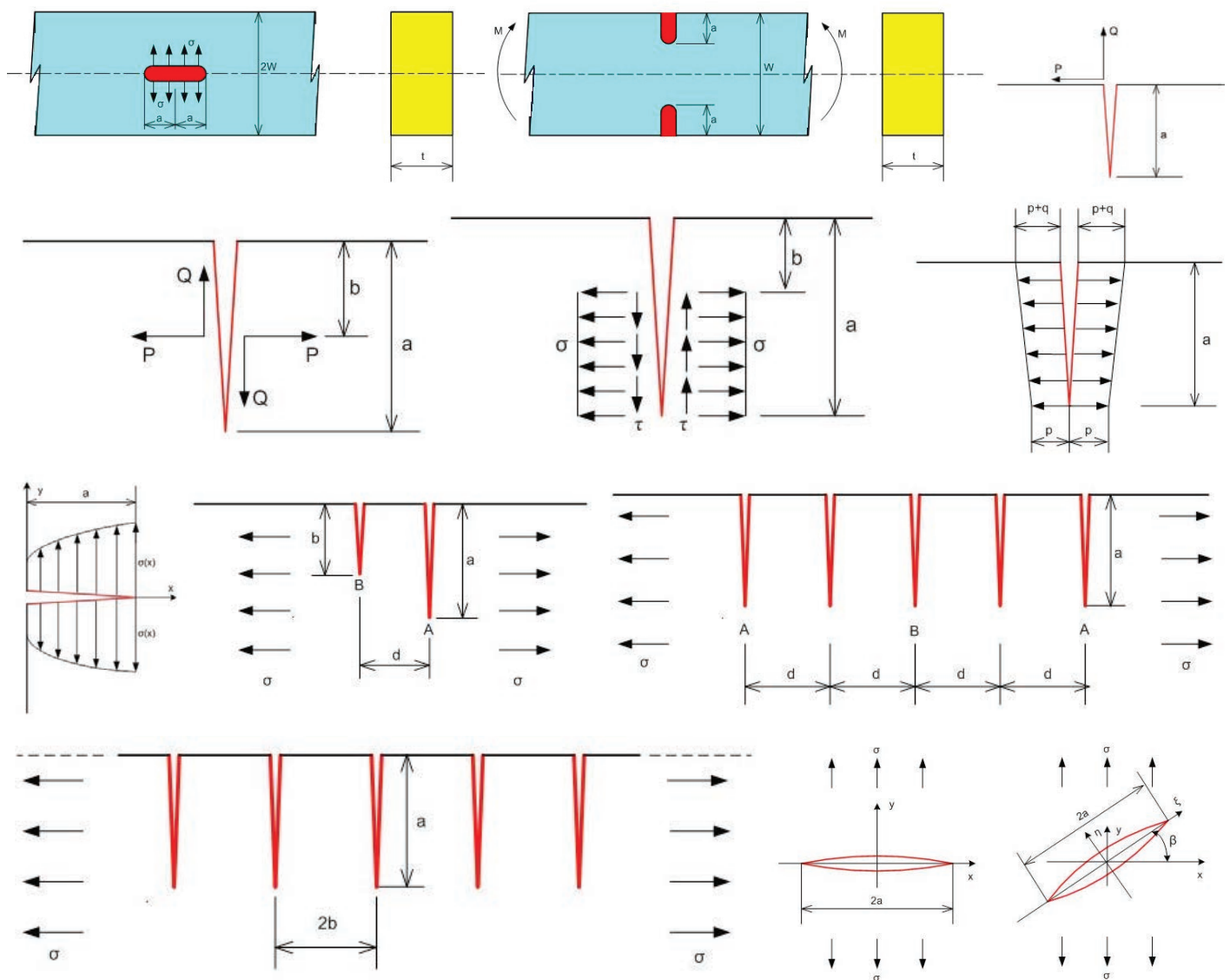
Anyagvizsgálók Lapja 30 éves

Gondoljunk csak bele, hogy ebből a magzatból 30 év alatt milyen kedves NŐ vagy milyen karakán FIÚ alakulhat ki!

Lapunk folyamatos megjelenésével szakmánk változásait igyekeztünk követni.







1. ábra. A feszültségintenzitási tényező számítására összegyűjtött kifejezések különböző szerkezeti elemek és repedéskonfigurációk esetén



Új szakmérnöki képzés: Szerkezetintegritási és roncsolásmentes vizsgáló

A Debreceni Egyetem Műszaki Kara új, Szerkezetintegritási és roncsolásmentes vizsgáló szakmérnök szakirányú továbbképzést indít várhatóan 2020-ban. A 180 óra terjedelmű 2 féléves képzés 13 különböző tantárgyaiban **20%-ot** képviselnek a **matematikai** (gépi tanulás, statisztika és véges elemes eljárások), **35%-ot** az **anyagokra** vonatkozó (tulajdonságok változása, hibák értékelése, szerkezetek megbízhatósága) és **45%-ot** a **roncsolásmentes vizsgálati** módszerek, ezek megbízhatósága és az ipar 4.0-ban betöltött szerepük). A képzést sikeresen befejező hallgatók a MAROVISZ második szintű roncsolásmentes anyagvizsgáló tanúsítását is megkaphatják.

A képzés részleteiről Dr. Mankovits Tamás tanszékvezető ad részletesebb tájékoztatást (tamas.mankovits@eng.unideb.hu)

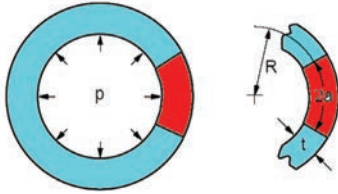
2. Belső nyomással terhelt gömbhéj periodikus felülvizsgálata

A tervezett közleménysorozat első közleményében egy belső nyomással terhelt gömbhéjat veszünk górcső alá. Ebben igazán két veszélyes repedéskonfiguráció tételezhető fel, úgymint **átmenő** (a teljes falvastagságon áthaladó) és a **teljes kerületre kiterjedő** felületi repedés.

2.1 Átmenő repedés gömbhéján

Az egyik veszélyes repedéskonfiguráció az, amikor a gömbhéjban levő repedésszerű hiba pl. ismétlődő terhelés hatására növekszik, a héj átllyukad, majd a repedés stabilan terjed (a lyuk növekszik). Elérve a kritikus nagyságot a repedés terjedése instabillá válik, azaz a gömbhéj eltörik. E modellt szemlélteti a 2. ábra.

Ilyen a repedéskonfigurációra a szakirodalomban



2. ábra. Átmenő repedés a gömbhéján

több kifejezés található. A Fraunhofer Intézet VERB7 törésmechanikai programcsomagjában [4]

$$K = M\sigma\sqrt{\pi a} \quad \sigma = \frac{pR}{2t} \quad \delta = 1,818 \frac{a}{\sqrt{Rt}}$$

$$M = 1,006 - 0,00984\delta + 0,3366\delta^2 - 0,0761\delta^3 + 0,006962\delta^4$$

III. egy kézikönyv [5]

$$\sigma = \frac{pR}{2t} \quad \lambda = \frac{a}{\sqrt{Rt}}$$

$$K_I = F\sigma\sqrt{\pi a}$$

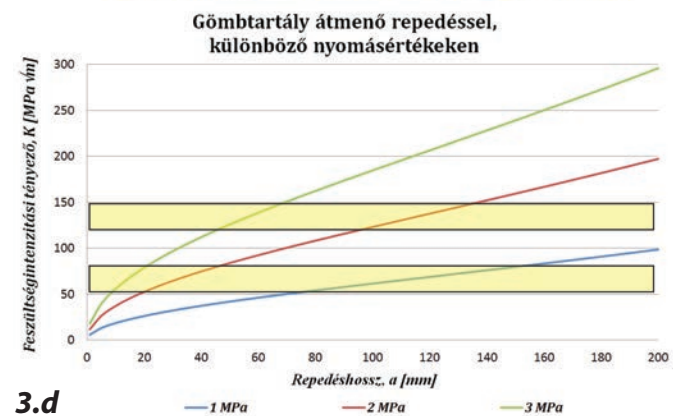
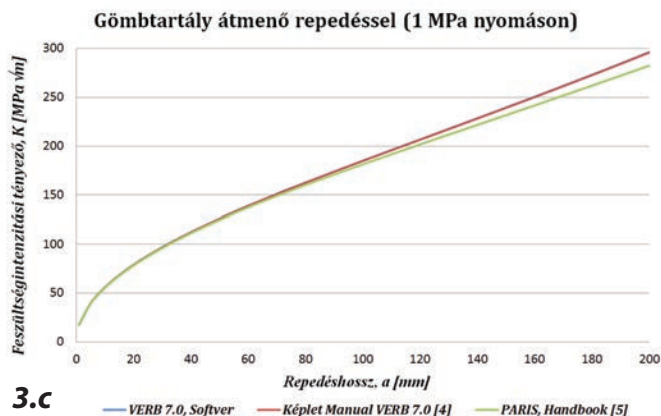
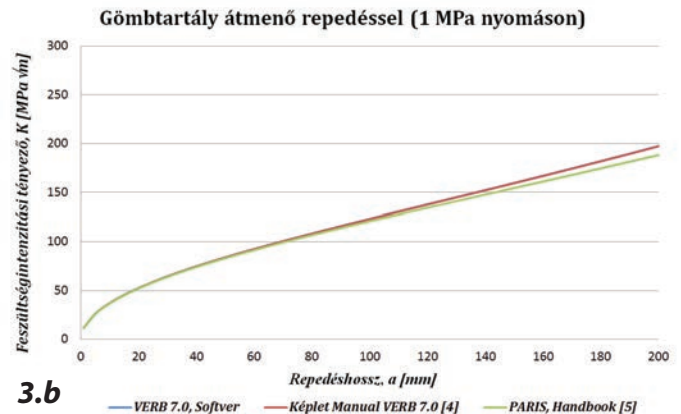
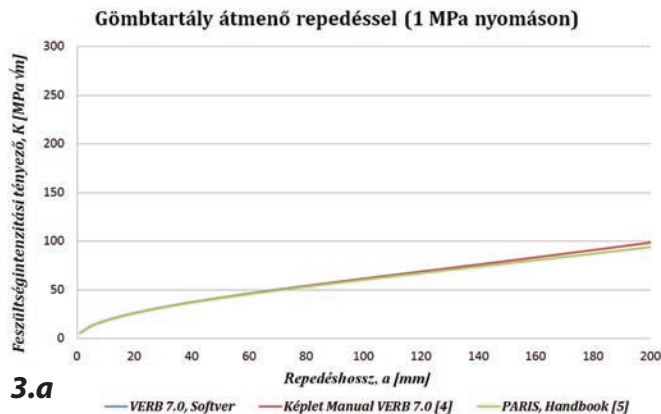
$$F = (1 + 1,41\lambda^2 + 0,04\lambda^3)^{\frac{1}{2}} \quad 0 < \lambda \leq 3$$

képleteket közöl. A VERB 7.0 programjával, a kézikönyvében közölt kifejezéssel, valamint a kézikönyv képleteivel számított feszültségintenzitási tényezőket a 3. ábra szemlélteti a repedéshossz függvényében $0 \leq K \leq 200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ tartományban a következő geometriai és terhelési adatokkal:

Közepes sugár: $R=6240 \text{ mm}$

Falvastagság: $t=30 \text{ mm}$

Nyomás: $p_1=1 \text{ MPa}$, $p_2=2 \text{ MPa}$, $p_3=3 \text{ MPa}$



3. ábra. A gömbhéj átmenő repedésére különböző összefüggésekkel számított K-értékek a repedéshossz függvényében különböző belső nyomás esetén.

A 3.a. -3.d ábrákon feltüntetett diagramokat szemlélve az alábbi gyakorlati megállapítások tehetők:

- A K_{Ic} görbék számítására talált összefüggések azonosnak tekinthetők a $0 \leq K_{Ic} \leq 200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ tartományban. Megjegyzendő, hogy a tartályok építésénél felhasznált acélok törési szívóssága (K_{Ic} értéke, repedésterjedéssel szembeni ellenállása) nem haladhatja meg a jelzett felső határt.
- A feszültségintenzitási tényező nagysága azonos geometriai paraméterek (átmérő és falvastagság) esetén egyenesen arányos a terheléssel (belső nyomással). Ez egyébként egyértelműen következik a $K - \sigma$ kapcsolatból (lásd a képeteket).
- A 3.d. ábrán különösen jól látható, hogy a törési szívósság (repedésterjedéssel szembeni ellenállás) bizonytalanságának (sárga színnel jelezett sáv) hatása miképpen befolyásolja a repedések kritikus hosszát K_{Ic} és a terhelés (nyomás) függvényében.

A gömbhéj anyagának törési szívósságának értékéhez (repedésterjedéssel szembeni ellenállása) különböző módon juthatunk el:

- Szabványos törésmechanikai vizsgálatok elvégzésével a legalacsonyabb megengedhető üzemi hőmérsékleten. Vigyázat! Ilyenkor a legalacsonyabb üzemi hőmérséklethez tartozó terhelést kell figyelembe venni a törésmechanikai elemzéseknél!
- Az anyagcsoportokra vonatkozó K_{Ic} gyűjteményéből kiválasztunk egy nagyon is konzervatív értéket. E gyűjteményt szemlélteti a 4. ábra. Látható, hogy a lágyacélok 50-90 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ nagyságrendje biztonsággal elfogadható.

A K_{Ic} és más szívóssági mérőszámok (pl. a Charpy próbatesteken mért ütmunka) közötti korrelációs kapcsolatok felhasználásával. Néhány ezek közül:

$$K_{Ic} = \left[\sqrt{0.222 \cdot 2.1 \cdot 10^5 \cdot (KV)^{3/2}} \right] \cdot 0.0316$$

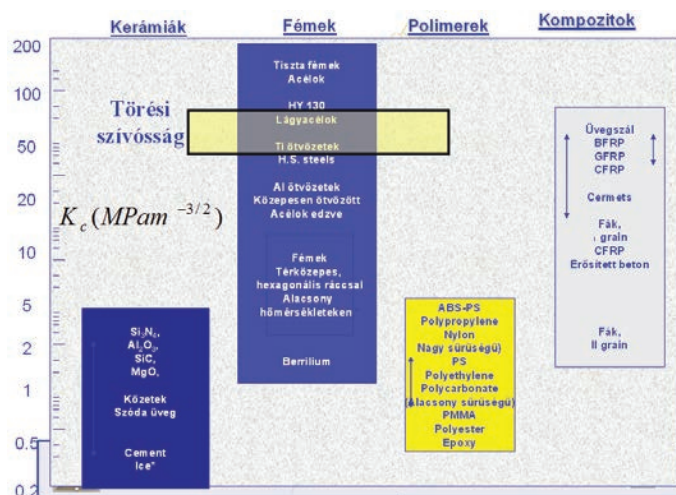
$$K_{Ic} = 14.6 \cdot \sqrt{KV}$$

$$K_{Ic} = 19 \cdot \sqrt{KV}$$

$$K_{Ic} = \left[\sqrt{2.1 \cdot 10^5 \cdot 1.75 \cdot KV} \right] \cdot 0.0316$$

$$K_{Ic} = \sqrt{0.64 \cdot 350 \cdot KV - 6.4 \cdot 10^{-3} \cdot 340^2}$$

$$K_{Ic} = \sqrt{480 \cdot KV - 1.44 \cdot 10^{-3} \cdot 340^2}$$



4. ábra. A különböző anyagcsoportok K_{Ic} értékeinek nagyságrendje

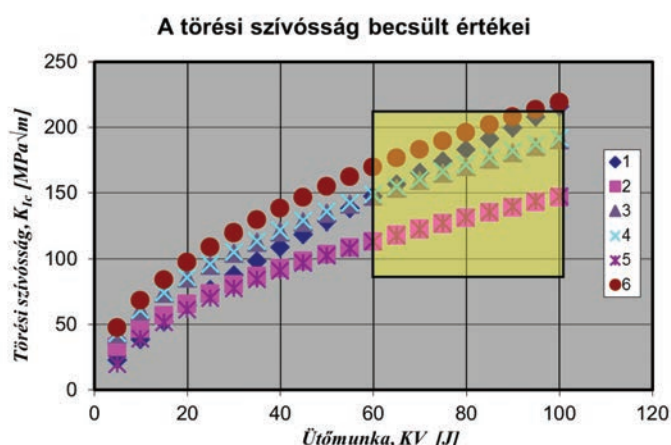
Megjegyzés:

- Folyáshatár: 340 MPa
- Rugalmassági modulus: $2,1 \cdot 10^5 \text{ MPa}$

Az előző összefüggésekkel becsült törési szívósságot a Charpy-V próbatesten mért ütmunka függvényében szemlélteti az 5. ábra.

A kiválasztott gömbhéj anyagára vonatkozó ütvhajlító vizsgálatok eredményei alapján került berajzolásra az 5. ábrán a sárga színnel kijelölt négyzet. Ez pedig azt prognosztizálja, hogy az anyag törési szívósságának (K_{Ic}) értéke 100 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ fölött van, azaz a már korábban jelzett 50-90 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ nagyságrend jelentős konzervativizmust tartalmaz.

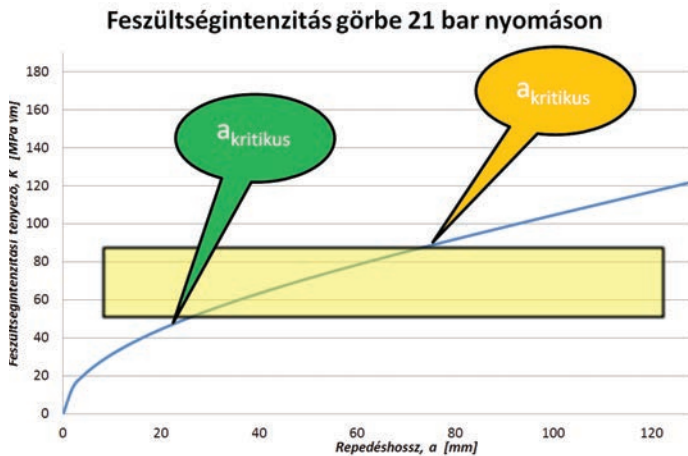
A K_{Ic} -re vonatkozó becslések alapján az adott 2,1 MPa (21 bar) üzemi nyomáson, a falvastagságon



5. ábra. A K_{Ic} becsült értékei a Charpy-V próbatesteken mért ütmunka függvényében

átmenő kritikus repedés hossza (a 6. ábrán láthatóan) 20-50 mm, még a legkonzervatívabb szemléletmód alkalmazása esetén is.

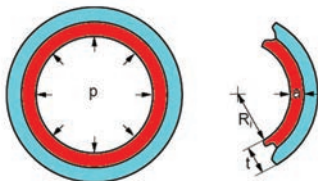
Ebben az esetben tehát teljesül a „lyukadás törés



6. Ábra. A K-a görbe 21 bar nyomáson

előtt" kritérium is (leak before break), amely a nagy ipari katasztrófák megelőzésének egyik eszköze. Az elv kifejlesztésére alapvetően a nukleáris berendezések méretezése, anyagválasztása kapcsán került sor. Alkalmazása kapcsán viszont fel kell készülni az esetleges lyukadás során kiáramló közeg hatásának értékelésére és biztonságos kezelésére.

A kerület mentén körbefutó repedés gömbhéjon Ebben az esetben feltételezzük azt, hogy a gömbhép középsíkjában pl. a varrat hőhatásövezetében van egy állandó mélységű körbefutó repedés. Ez a terhelés (pl. változó belső nyomás) hatására fokozatosan mélyül, addig, amíg el nem éri a kritikus mélységet. Ekkor a terjedés instabillá válik, a gömbhép szétesik. E modellt szemlélteti a 7. ábra.



7. ábra. A gömbhép kerülete mentén körbefutó repedés

A repedés csúcs környezetében a terhelés hatására kialakuló feszültségintenzitási tényező az alábbi összefüggésekkel számítható:

$$K_1 = K_2 + \left[\left(\frac{t}{R} \right) - 0.1 \right] \frac{K_1 - K_2}{0.1}$$

$$K_1 = \sigma \left(1 + \frac{2t}{R} \right) \sqrt{a} \frac{2 - 1.0025 \left(\frac{a}{t} \right) + 4.79463 \left(\frac{a}{t} \right)^2 - 6.21135 \left(\frac{a}{t} \right)^3 + 1.79864 \left(\frac{a}{t} \right)^4}{\sqrt{1 - \left(\frac{a}{t} \right)}}$$

$$K_2 = \sigma \left(1 + \frac{2t}{R} \right) \sqrt{a} \frac{2 - 0.625027 \left(\frac{a}{t} \right) + 3.58965 \left(\frac{a}{t} \right)^2 - 0.968876 \left(\frac{a}{t} \right)^3 - 2.73242 \left(\frac{a}{t} \right)^4}{\sqrt{1 - \left(\frac{a}{t} \right)}}$$

$$\sigma = \frac{pR}{2t}$$

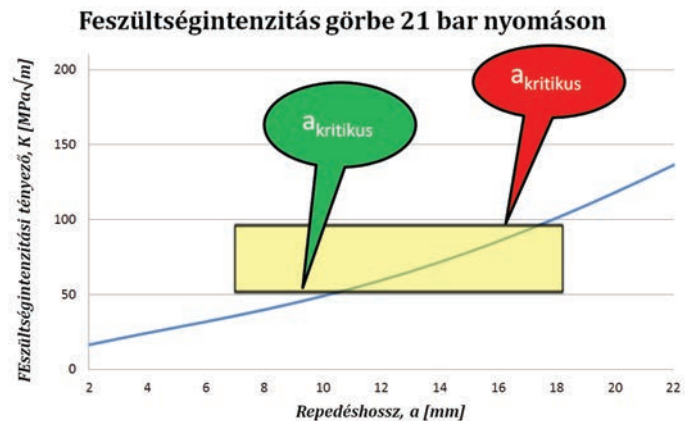
A szakirodalomban más kifejezést nem találtunk ezen esetre.

A belső kerületen körbefutó felületi repedés csúcsá-

ban ébredő feszültségintenzitás tényező értékét a repedés mélységének függvényében a 8. ábra szemlélteti.

Az ábrára pillantva látható, hogy a törési szívósság legkonzervatívabb becslésénél, $K_{IC} = 50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ értékénél is 8 mm-nél nagyobbra adódik a kritikus repedés mélysége. Kevésbé konzervatív repedésterjedéssel szembeni ellenállás esetén akár elérheti a falvastagság felét is.

Ahhoz, hogy milyen lehessen e kritikus méretűnél rövidebb, és biztonságosan megengedhető repedés hossza, azt kell figyelembe venni, hogy miképpen terjedhet, növekedhet üzemeltetés során és mennyi a tervezett élettartam. Első közelítésben tételezzük fel, hogy a repedés növekedését a változó belső nyomás, a fáradás okozza, és évente van egy maximális és egy minimális terhelés (pl. egy gáztartálynál ez teljesen életszerű, hiszen a mele



8. ábra. A K-a görbe 21 bar nyomáson

gebb évszakokban a töltés, a hidegebbek az ürítés a meghatározó). Természetesen ebben az esetben is a kellően konzervatív törésmechanikai modellek alkalmazásához fordulunk, azaz a lineárisan rugalmas esetet feltételezzük.

A fáradásra végzett törésmechanikai elemzés célja az, hogy ha van a tartályban egy repedés, az hány terhelési ciklus múlva érheti el a kritikus értéket. Ennek megválaszolása azonban több problémát is felvet. Ezeket a következőkben lehet összefoglalni:

- Milyen méretű az a legkisebb repedés, amely terjedhet és a tartály teljes összeomlásához vezet?
- Hogyan lehet e repedést kimutatni, milyen módszerekkel, eszközökkel és kvalifikáltságú szakemberekkel?
- Melyik repedéskonfiguráció a legveszélyesebb?

- Hogyan lehet kompromisszumot találni a roncsolásmentes vizsgálat költségigénye és a tartály megbízhatósága között.

A fenti szempontok együttes mérlegelését nagymértékben segíti az a tény, hogy évenként egy terhelési ciklussal lehet számolni. Ennek **konzervatív jellege azzal is növelhető**, hogy az évi igénybevett $0 \leq p \leq p_{\max} = 21 \text{ bar}$ tartományban vesszük figyelembe.

A számításokat a következő megfontolásokkal végeztük a különböző repedéskonfigurációk esetén:

- Átmenő repedés**, azaz a tartály már kilyukadt, benne egy **4 mm méretű átmenő repedés** van (a repedés csúcsban a feszültségintenzitási tényező értéke, $K=24,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)

Feladat: Hány terhelési ciklussal növekedhet a repedés a kritikus 18 mm-es hosszúságúra. Ekkor ugyanis a repedés csúcsában a feszültségintenzitási tényező értéke $K=52 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, amely egyenlő az erősen konzervatív módon becsült törési szívóssággal.

- Belső körkörös repedés, azaz a tartályban már van egy üzembiztosan kimutatható mélységű körkörös repedés. Itt a mélység a lényeges és a kompromisszumkeresésre alkalmas eszköz. Ugyanis, ha kis repedésmélységet, pl. 1-2 mm-t veszünk figyelembe, akkor a vizsgálati költségek emelkednek, de a tartály teljes széteséséhez tartozó ciklusok száma is növekszik.

Feladat: Hány terhelési ciklussal növekedhet a **4 mm mélységű** repedés a kritikus 8 mm-es mélységűre. Ekkor ugyanis a repedés csúcsában a feszültségintenzitási tényező értéke $K=49 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, amely egyenlő az erősen konzervatív módon becsült törési szívóssággal.

Ez utóbbi számítás feltételezi, hogy csupán 4 mm-es repedésmélységet kell üzembiztosan megtalálni, detektálni!

Egy adott a hosszúságú repedést tartalmazó szerkezeti elem maradék élettartama, az N_R értéke a következő összefüggéssel számítható:

$$N_R = \int_a^{a_c} \frac{da}{da/dN} = \int_a^{a_c} \frac{da}{C(\Delta K)^n}$$

ahol:

- a ΔK -az egyszeri nyomásváltozás ($0 \leq p \leq p_{\max} = 21 \text{ bar}$) során a repedés csúcsában a feszültségintenzitási tényező amplitúdója,
- a C és n anyagjellemzők, amelyek között lágya-

céloknál mintegy 400 irodalmi adat alapján **$\lg C = -3,9872 - 1,4346 n$** kapcsolat van. Az **n** értéke a hegesztett nyomástartó rendszereknél felhasznált acélokra nézve biztosan $2 \leq n \leq 3$ tartományon belül van, így a számítások során az n változásának hatását célszerű elemezni. Különböző méretű átmenő repedés esetén a maradék élettartamot (a kritikus értékig történő növekedés ciklusszámát évi egyetlen terheléssel számolva) az 1. Táblázat foglalja össze. A számításokat az (1) kifejezésben szereplő **n** kitevő (anyagjellemző) hatásának elemzésére is elvégeztük.

1. Táblázat: A maradék élettartam értékek 4- 16 mm átmenő repedés és $0 \leq p \leq 2,1 \text{ MPa}$ nyomás esetén az anyagjellemzők bizonytalanságának figyelembevételével

a [mm]	$N_R (n=2)$	$N_R (n=2,5)$	$N_R (n=3)$
4	71	62	55
6	52	43	36
8	38	31	25
10	28	22	17
12	19	15	11
14	12	9	7
16	6	4	3

Az 1. Táblázatban feltüntetett maradék élettartamok alapján a következő **megállapítások tehetők**:

- Ha a gömbháj (tartály) átlukadt és benne egy 4 mm-es átmenő repedés van az igen stabil és még a legrosszabb esetben is 55 terhelési ciklus (**$0 \leq p \leq 2,1 \text{ MPa}$**) során éri el a kritikus méretet. Ez az évi egy terhelési ciklus esetén 55 éves üzemidőt jelent. Az üzemeltető feladata annak mérlegelése, hogy egy esetleges lyukadásnak mi a következménye (elfagyás vagy a közeg kiáramlása, ill. ez utóbbi esetben a mennyiség és hatásának elemzése).
- Az **n** anyagjellemző hatása nem számottevő, tehát kísérleti meghatározása pl. a gömbhájból (tartályból) kivágott lemezen több mint felesleges mind gazdasági, mind pedig a gömbháj (tartály) biztonsága szempontjából.

Mivel a mindenkor repedés csúcsában ébredő fe-

szültségintenzitási tényező nagysága a belső nyomástól függ, így természetesen a maradék élettartam is ennek függvénye. Hogy milyen mértékű lehet ez, érzékeltetésül válasszuk a belső nyomás változását $0 \leq p \leq 1,7$ MPa tartományban az előbbi $0 \leq p \leq 2,1$ MPa helyett. A számítások eredményeit a 2. Táblázatban foglaltuk össze.

Az 1. és 2. Táblázat adatainak összehasonlítása alapján jól érzékelhető a terhelés, belső nyomás változásának a maradék élettartamra gyakorolt hatása. Megállapítható, hogy:

- A nyomás értékének csökkentése lényegesen növeli a kritikus repedésméret eléréséhez tartozó élettartamot. Ha még azt is figyelembe vesszük, hogy pl. ha a tényleges belső nyomás még az 1,4 MPa értéknél is kisebb, akkor egy 4 mm hosszúságú átmenő repedés is nagyon stabilan hosszú ideig megtartja méretét.
- Az n anyagjellemző hatása nem számottevő, tehát kísérleti meghatározása a gömbhéjból (tartályból) kivágott lemezen, több mint felesleges mind gazdasági, mind pedig a tartály biztonsága szempontjából.

A belső felületen levő körkörös repedés veszélyesebbnek ítélnél, hiszen olyan látható következménye nincs, mint egy teljes átlukadásnak. Ebből adódóan ezt az esetet tekinthetjük mértékadónak a tartály további üzemeltetésére vonatkozó javaslatok megfogalmazásakor. Mint láttuk, kritikus repedésméretre a legkonzervatívabb modellel végzett számítások esetén 8 mm kritikus repedésméret adódott.

2. Táblázat: A maradék élettartam értékek 4-16 mm átmenő repedés és $0 \leq p \leq 1,7$ MPa nyomás esetén az anyagjellemzők bizonytalanságának figyelembevételével

a [mm]	N_R (n=2)	N_R (n=2,5)	N_R (n=3)
4	109	106	104
6	79	73	68
8	59	52	46
10	42	37	32
12	29	25	21
14	18	15	12
16	8	7	6

E méret a 30 mm-es falvastagság figyelemvételével

mintegy $\frac{1}{4}$ falvastagságot jelent! A maradék élettartam számításának eredményeit foglalja össze a 3. Táblázat, 4 mm-es mélységű (biztosan kimutatható) **Belső felületen levő körkörös kiterjedésű repedés esetén.**

A 3. Táblázatban feltüntetett maradék élettartamok alapján a következő megállapítások tehetők:

- Ha a gömbhéj (tartály) lemezében egy 4 mm-es mélységű körkörös repedés van, az meglehetősen stabil és még a legrosszabb esetben is 14 terhelési ciklus ($0 \leq p \leq 2,1$ MPa) során éri el a kritikus, 8 mm mélységű méretet. Ez az évi egy terhelési ciklus esetén 14 éves üzemidőt jelent. Az n anyagjellemző hatása nem számottevő, tehát kísérleti meghatározása a gömbhéjból (tartályból) kivágott lemezen, több mint felesleges mind gazdaságilag, mind pedig a tartály biztonsága szempontjából.
- A gömbhéj belső nyomásának csökkentése az élettartam növekedését eredményezi. Ennek mértékére végzett számítások eredményeit foglalja össze a 4. Táblázat.

A 4. Táblázatban feltüntetett maradék élettartamok alapján a következő megállapítások tehetők:

- Ha a gömbhéj (tartály) lemezében egy 4 mm-es mélységű körkörös repedés van az meglehetősen stabil és még a legrosszabb esetben is 27 terhelési ciklus ($0 \leq p \leq 1,7$ MPa) során éri el a kritikus, 8 mm mélységű méretet. Ez az évi egy terhelési ciklus esetén 27 éves üzemidőt jelent.
- Amennyiben 5 mm mélységű (biztosan kimutatható) repedésmélységet engedünk meg, még ekkor is 16 terhelési ciklus alatt terjedhet a repedés a kritikus értékre, azaz 8 mm mélységűre. Ez 16 év üzemidőt jelent. Ha a tényleges belső nyomás még ennél is alacsonyabb, így a kritikus repedésméret is nagyobb, ill. ennek következtében a biztonságosan üzemeltethető évek száma is több abban az esetben, ha évente egy terhelési ciklussal kell számolni. Ebből adódóan az éves terhelési adatok folyamatos (évenkénti) feldolgozása indokolt és javasolt.

**3. Táblázat: A maradék élettartam értékek
4-7.5 mm mélységű körkörös repedés és
 $0 \leq p \leq 2,1$ MPa nyomásetén az anyagjellemzők
bizonytalanságának figyelembevételével**

a [mm]	N_R (n=2)	N_R (n=2,5)	N_R (n=3)
4	20	17	14
4,5	16	13	11
5	13	10	9
5,5	10	8	6
6	7	6	5
6,5	5	4	3
7	3	3	2
7,5	2	1	1

**4. Táblázat: A maradék élettartam értékek
4-7.5 mm mélységű körkörös repedés és
 $0 \leq p \leq 1,7$ MPa nyomásetén az anyagjellemzők
bizonytalanságának figyelembevételével**

a [mm]	N_R (n=2)	N_R (n=2,5)	N_R (n=3)
4	30	28	27
4,5	24	23	21
5	19	18	16
5,5	15	13	12
6	11	10	9
6,5	8	7	6
7	5	4	4
7,5	2	2	2

- Az n anyagjellemző hatása nem számottevő, tehát kísérleti meghatározása a gömbhéjból (tartályból) kivágott lemezen, több mint felesleges mind gazdaságilag, mind pedig a tartály biztonsága szempontjából.

3. Összefoglalás

A közlemény célkitűzését, a számpéldákkal illusztrált, ezek eredményeiből levonható következtetését figyelembe véve az alábbi megállapítások tehetők:

1. A lineárisan rugalmas törésmechanikai elvek, mint a legkonzervatívabb megfontolások, alkalmasak a mérnöki szerkezetek biztonságának értékelésére a periodikus felülvizsgálatok során.
2. A mindennapi alkalmazás eszközrendszere

(számítástechnikai háttér és a repedéscsúcs környezet viszonyait tükröző feszültségintenzitási tényező – K- számításának összefüggései) biztosított.

3. Mivel a K értékének számítására a szakirodalomban számos összefüggés található, ezeket célszerű összehasonlítani, mert alapvetően hibás következtésre juthatunk.
4. A kritikus hibaméret számítására szolgáló anyagjellemző, a törési szívósság becslésére első közelítésben a legkonzervatívabb eredményeket célszerű figyelembe venni.
5. A kvázistatikus terhelésre vonatkozó kritikus repedés méreténél kisebb nagyságú repedés engedhető meg abban az esetben, ha terhelés ismétlődő. Következésképpen a szerkezet korábbi terheléstörténetének folyamatos feldolgozása indokolt.
6. A kvázistatikus és ismétlődő terhelésre vonatkozó megengedhető repedésméreték különbsége a tervezett élettartamnak (is) függvénye.
7. A megengedhető repedésméreték kimutatására a roncsolásmentes vizsgálatot végzőket tudatosan fel kell készíteni (és ellenőrizni) mind a módszer, eszköz és személyzet tekintetében.
8. Amennyiben a legkonzervatívabb eljárással becsült megengedhető repedéshossz a roncsolásmentes vizsgálat kimutathatóságának határát közelíti, úgy a törésmechanika alkalmazásában kellő gyakorlattal rendelkező szakember a konzervativizmus mértékét tudatosan csökkentheti. Jelen közlemény egy olyan cikksorozat első eleme, amelyekben rá kívánunk mutatni arra, hogy a mérnöki szerkezetek periodikus felülvizsgálata során a biztonság megítélésében a törésmechanikai elvek kiválóan alkalmazhatók, objektumorientált roncsolásmentes vizsgálatok elvégzéséhez tudatos felkészítésre és ellenőrzésre van szükség.

Irodalom

1. Tóth L.: A törésmechanika alapelvei. <https://mek.oszk.hu/01100/01190/>
2. Tóth L., P. Rossmanith: A törésmechanika és az anyagvizsgálat története. <https://mek.oszk.hu/01100/01191/index.phtml>
3. G. Pluinage, Tóth L.: Törésmechanikai példatár: <https://mek.oszk.hu/01100/01192/index.phtml>
4. Defect assessment software IWM VERB, Version 7.7.0, Fraunhofer IWM, Freiburg. 2002
5. H. Tada, P.C. Paris, G.R. Irwin: Stress Analysis of Cracks Handbook. 3. Kiadás, 2000, ASME Press. 486, old.

Albu Gábor

Albu Gábor, bár nem egyéni tagja a MAROVISZ-nak – a GE Aviation Hungary Kft. képviselője a szövetségünkben –, egyre aktívabban vesz részt a szakmai közéletben: részletesen hozzászólt az ISO 9712 szabvány megújításához, elvállalta a Radiográfiai Szakbizottság „felélesztését” és – elnöki felkérésre – dolgozott abban a munkacsoportban, mely a MAROVISZ megújulásához tett le javaslatokat az elnökség asztalára. Ha olykor érdeesebben fogalmaz is, szakmai elköteleződése jól érezhető a szavaiból.

Már jó pár éve a GE-nél dolgozol, ami egy „vérbeli” multinacionális cég. Mennyiben más itt egy anyagvizsgáló élete, mint egy magyar (tulajdonú) vállalatnál?

Erre a kérdésre nehéz válaszolni, olyan, mintha a körte a dióhoz hasonlítanánk. Termelésben, mielőtt a GE-hez csatlakoztam, nem dolgoztam. Itt az anyagvizsgálat szerves része az állapotellenőrzésnek és az azt követő javításnak. Azt, hogy hogyan élnek meg a kollégák a különbséget, ők tudnák megmondani.

Milyen tanulmányokat végeztél és hogyan jutottál el a roncsolásmentes anyagvizsgálat területére?

A roncsolásmentes anyagvizsgálat valójában mindig a szívem csücske volt. Érdekelt a fizika, és miközben a leendő kollégák beszélgettek a munkájukról, életvitelükről, megtetszett ez a szakma.

A főiskolai tanulmányaim alatt találkoztam először az anyagvizsgálattal a győri Széchenyi István főiskolán (ma már egyetem). Többet voltam a laborokban, mint előadásokon. Mivel akkoriban szabadidőmben motorcsónak versenyeken voltam szerelő, sokszor találkoztam anyagfáradással és annak következményeivel. Igazán Szűcs Palinak és Szalai Ferinek köszönhetem, hogy ez a szakma lett – kisebb nagyobb kitérők után – a szerelmem.

Miért tartod érdekesnek ezt a szakmát?

Ez a szakma folyamatosan fejlődik. Ha megnézzük például az ultrahangos eljárást, azt látjuk, hogy az első, „házilag” készített ultrahangos készülékektől nagyon gyorsan eljutottunk a fázisvezérelt berendezésekig. (Itt nem feltétlenül az ipari alkalmazásra gondolok, ugyanis az egészségügyben már régóta

ismert ez a technika). Új eljárások jelennek meg a kísérletező kedvű fizikus és anyagvizsgáló kollégáknak köszönhetően, melyek érdekessé és egyszerűbbé teszik a vizsgálók életét. Viszont mindez veszélyekkel is jár: nagyobb minőségügyi kontroll szükséges a modern technikák használatához, és kritikusabbnak kell lennünk az eredmények értékelése során.



Albu Gábor

A GE melyik egységénél dolgozol jelenleg és milyen beosztásban?

A GE Aviation Kft.-nél dolgozom, a minőségügyön, szakfolyamat gazdaként. Ez EN 4179 / NAS 410 szerinti 3-as szintű jogosításhoz kötött feladatkör. Én felelek a roncsolásmentes anyagvizsgálat műszaki követelményeinek teljesüléséért PT, MT és RT eljárás alkalmazásakor, valamint a kollégák képzési programjának felügyeletéért.

Milyen roncsolásmentes (és esetleg roncsolásos) vizsgálati eljárásokkal, módszerekkel foglalkoztál az utóbbi években és milyen tanúsítványokkal rendelkezel?

Fő profilom a radiográfiai és a folyadék-behatolásos vizsgálat, de mellette segédkezem ultrahangos vizsgálatok kidolgozásánál, illetve mágnesezhető poros vizsgálatoknál is.

Volt-e olyan érdekes, tanulságos vizsgálati munkád, amire szívesen emlékszel vissza?

Rengeteg kihívással találkoztam az elmúlt időszakban, ez megérne néhány sort, de hosszadalmas lenne megszerezni a cégem jóváhagyását ahhoz, hogy beszélhessek róla. Esetleg később egy cikk vagy előadás kikerekedhet belőle.

Apropó tanulság! Hogy látod, lenne-e értelme valamiféle „mesterkursusnak”, aminek keretében speciális, különleges vizsgálati feladatok megoldására képezhetnénk a kollégákat?

dását adnák elő az érintettek a szakmai közösség okulására?

Mindenképpen. Manapság elsősorban tanfolyamokon, konferenciákon találkozunk egymással, ami mellett szerintem nagyon hasznos lenne, ha szakmai összejöveteleken is beszélgethetnénk és kicserélhetnénk a tapasztalatainkat. A mindennapi munka során kevés lehetőség van a tudásszint fenntartására, fejlesztésére. Fontos lenne, például, hogy átbeszéljük a friss szabványokat és közösen véleményezzünk szabványtervezeteket. Ne csak a napi rutin legyen az életünkben, ami közben elfelejtjük, miért is kezdtük el a szakmát és miért csináljuk éveken, évtizedeken keresztül.

Nem lenne ebben, legalábbis az egyes eljárásokhoz tartozó témákban, szerepe a szakbizottságoknak?

Dehogynem, feltétlenül!

Milyen külső és belső szabályok, előírások, szabványok határozzák meg az anyagvizsgálók tennivalóit nálatok?

Mi ún. „Part 145” karbantartó szervezet vagyunk, ennek következtében meg kell felelnünk a légügyi hatóságok követelményeinek, amelyek az anyagvizsgálók képzésére és vizsgáztatására is kiterjednek. Annak függvényében, hogy milyen lajstrom alatt üzemeltetik a hajtóműveket, az adott légügyi hatóságok követelményeit figyelembe kell venni.

A másik fontos előíráscsomag az egyes hajtóműgyártók karbantartási dokumentációi, amelyekben bármilyen karbantartási adat csak az OEM (hajtóműgyártó) mérnökszolgálatának jóváhagyásával változhat. Ezek az adatok kihatással vannak az elvégzendő vizsgálatokra is.

Ezen felül természetesen a saját cégünk, a GE belső előírásainak is meg kell felelnünk.

Sokat beszélnek manapság az egymásutáni generációk igen eltérő mentalitásáról. Érezhető, a tapasztalatod szerint, számottevő különbség az idősebb és az ifjabb anyagvizsgáló kollégák munkához való hozzáállásában, szakmai megbízhatóságában? Megfigyelhető valamiféle tendencia?

Ez szerintem nem generációs kérdés. Nálunk csak az dolgozhat önállóan, aki teljesíti a szakmai követelményeket. Függetlenül attól, hogy fiatal vagy idő-

sebb, mindenkinek ugyanazon a szakmai színvonalon kell dolgoznia. A GE-nél van egy mondás: 5 év gyakorlathoz 5 évre van szükség.

A képzett anyagvizsgálók megbízhatóságának egyértelműnek kell lennie. Mindenki számára kötelező, hogy birtokában legyen annak a tudásnak, amivel elláthatja a munkakörét – függetlenül attól, hogy mennyi ideje foglalkozik anyagvizsgálattal. Az persze nem mindegy, hogy az életpályája melyik szakaszánál tart valaki. Kezdő anyagvizsgálóként képesek vagyunk a feladatunkat ellátni, majd sok gyakorlással egyre magabiztosabbak leszünk a szakmában. Aztán jön egy hanyatló korszak, amikor a napi „mókuserék” lassan megöli a szakma szeretetét. Ezen az időszakon a rutin és a szakmai továbbképzés segíthet át minket. Ha sikerült túljutni rajta, akkor jön a legszebb része a pályánknak, amikor már újból keressük a kihívásokat.

A tanulók hozzáállása már más kérdés, az idősebbek szeretnek társadalmi életet élni, míg a fiatalok a virtuális világba menekülnek.

Miben, hogyan kellene javítani az anyagvizsgáló képzést és tanúsítást, véleményed szerint?

Jelenleg azt látom, hogy nincs anyagvizsgáló utánpótlás. A fiatalok nem ismerik ezt a szakmát. Ahhoz, hogy a szakma ne halljon ki, a MAROVISZ-nak fel kellene vállalnia a népszerűsítését – legalább a középiskolások körében – és az ezzel kapcsolatos tudományos tevékenység fellendítését. A tapasztalt „öreg szakikat” be kellene vonni a felsőfokú oktatásba.

Mivel ez a szakma gyakorlat központú, igen fontos lenne nagyobb hangsúlyt helyezni a gyakorlati képzésre. Ha nem lépünk hamarosan, a roncsolásmentes anyagvizsgálat leminősül betanított munkának.

Szinte mindenütt, minden szakmában szakemberhiány van ma Magyarországon. Mit kellene tenni azért, hogy vonzóbb legyen az anyagvizsgálói pálya, és nagyobb legyen a laborok munkaerő-megtartó ereje? Egyáltalán, hogyan látod a szakma jövőjét idehaza?

Ez egy érdekes kérdés. Mindenki azt mondja, a pénz nem boldogít, de tudomásul kell vennie a magyar munkáltatóknak, hogy ez a szakma nem MAGYAR, hanem európai, sőt globális. Ha a munkáltatók nem akarnak/nem képesek az európai színvonalnak megfelelő bérezést biztosítani az anyagvizsgálóiknak, akkor ők – hacsak nincs itthon szoros kötelékük – nem gondolkodnak sokat azon, hol vállaljanak munkát.

Az additív eljárások statisztika áttekintése és az FDM nyomtatás fontosabb mérföldkövei

Balogh Bence

Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet, PhD hallgató,
metben@uni-miskolc.hu

Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft, Tudományos munkatárs,
bence.balogh@bayzoltan.hu

*Az induló cikksorozat alapvető célja, hogy az aktuális gépipari gyártási folyamatok közül egyet kiragadva áttekintsük a múltat annak érdekében, hogy megérthessük a jelent és megkíséreljük a jövő várható eseményeit prognosztizálni. Kissé önkényesen úgy ítéljük, hogy napjaink egyik ilyen technológiája az **additív** jelzőt viseli.*

1. Statisztikai áttekintés

Vizsgálatot végeztünk arra vonatkozóan, hogy az „additive manufacturing, 3D printing, filament és material science” kulcsszavak keresése, ezen témák felé irányuló érdeklődés milyen módon változott az elmúlt 15 évben világszerte (1. ábra). A 2. ábrán megfigyelhetjük, hogy a 2004-es évtől 2009-ig még nem volt elterjedve az additív gyártás és 3D nyomtatás a köztudatban, ezáltal a keresettség is alacsony és valószínűsíthető, hogy azok is főleg kutatás fejlesztési és ipari környezetben fordultak elő.

A „filament” azért volt korábban is önálló módon keresettebb, mert jelentése „szál/rost” más területen is keresett volt. Azonban látható, hogy a 3D nyomtatás radikális növekedésével, egy társítás, hozzárendelés történt ehhez a technológiához, mint az ebben az eljárásban (FDM) felhasznált nyomtató szál, így ezzel alátámasztható, az összefüggős a közös növekedési szakaszra. Az anyagtudomány szinte tart-

ja a keresettség szintjét az elmúlt 15 év szintjén. A 2015-ös év utáni minimális csökkenés valószínűleg annak tudható be, hogy maga az anyagtudomány mára annyi már társtudomány részévé vált vagy alapot képzett a kialakulásukhoz, hogy más keresőszóval is elérhető a keresett tartalom.

Világszinten összesített lebontásban a 3. ábra szerint, Olaszországban, Vietnámban, Japánban, Németországban és Portugáliában volt a legsűrűbb a kulcsszavakra való keresés a vizsgált időtartományban. Magyarország az 53. helyen jelenik meg.

Arra a kérdésre, hogy miért látható a diagramon 2009-től folyamatos növekvés a 3D nyomtatás tématerületében, a következő fejezetben kapunk választ.

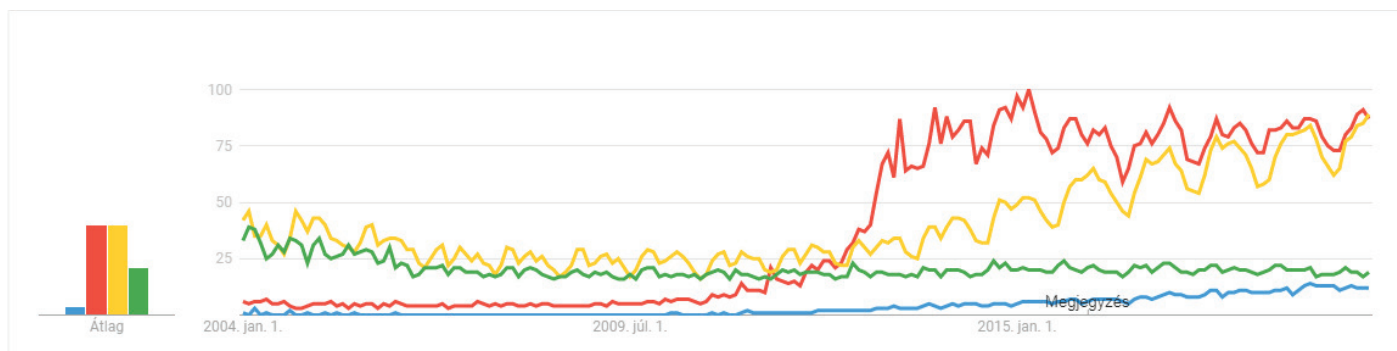
2. 3D nyomtatási szabadalmak hatása

A 2016-os év gyorsan a 3D nyomtatási innovációs technológiák egyik legfontosabb évévé vált. Annak ellenére, hogy még mindig nagy felkapottság övezi magát a 3D nyomtatást, és azt hogy miként lesz vagy nem lesz ez a technológia a következő legnagyobb iparmegváltó technológia, de egy dolog már most biztos: a nyomtatási költségek továbbra is csökkenni fognak, míg a 3D nyomtatók minősége tovább emelkedik.

Ez a hirtelen megugrás szerű fejlődés arra vezethető

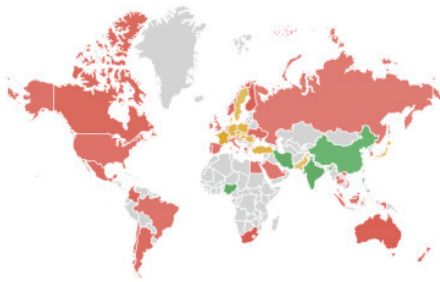


1. ábra. Kulcsszavak



2. ábra. 15 év áttekintése

● additive manufacturing ● 3D printing ● filament ● material science



A szín erőssége a keresések százalékos arányát mutatja [TOVÁBBI INFORMÁCIÓ](#)

Rendezés: Érdeklődés a(z) additive manufacturing iránt ▼

1	Olaszország	
2	Vietnám	
3	Japán	
4	Németország	
5	Portugália	

3. ábra. Világ szerinti megoszlás

vissza, hogy kulcsfontosságú ipari szabadalmak jártak le, ezzel utat nyitva az additív eljárások szabadkezü fejlődésének.

Ezek a lejáró szabadalmak, amiből sokat még a századforduló előtt jegyezték, az élettartamuk végén járnak, ami elősegíti az eddigi monopol helyzet oldódását és így már nem csak a 3D nyomtatás korai úttörői vesznek majd részt a piaci versenyben.

Mikor 2009-ben a Fused Deposition Modeling (FDM) nyomtatási folyamat szabadalma lejárt, az FDM nyomtatók árai megközelítőleg 10 000 dollárról kevesebb mint 1000 dollárra estek és ösvény nyílt olyan cégek megalapulásához, mint a MakerBot és az Ultimaker, akik a vásárlóbarát és könnyen elérhető 3D nyomtatók terén mára kiváló eredményeket értek el.

Az additív gyártástechnológia következő generációja az ipari piacról az otthoni asztali szegmens felhasználóira is kiterjedt, egyre több technológia terén, de elsők közt az FDM érte ezt el. Az előrejelzések alapján a közel jövőben három legnépszerűbb technológia, a folyadék alapú, a por alapú és a fém alapú 3D nyomtatás lesz.

3. Mérföldkövek az FDM technológia területén

- 1989: Scott és Lisa Crump szabadalmaztatott egy új additív gyártási módszert, Fused Deposition Modeling (FDM) védjegy alatt, megalapításra került a Stratasys.
- 1991: A Stratasys először forgalmaz FDM 3D nyomtatókat.
- 2005: A RepRap projekt kezdete. Az FDM 3D nyomtatás költségeinek csökkentése.
- 2008: A Stratasys bejelenti, hogy nagyteljesítményű ULTEM 9085-öt kínál az FDM 900mc és 400mc gépeihez - óriási előrelépés az FDM anyagokban.
- 2009: Az első FDM szabadalmak lejártak, lehetővé téve a rajongók számára, hogy saját csinálják magad „DIY” FDM 3D nyomtatóikat fejlesszék és forgalmaz-

zák. Az olyan vállalatok, mint a MakerBot és a Lulzbot, rendkívül sikeresek lettek az otthoni felhasználók számára forgalmazott nyomtatóikkal.

- 2011: Megalakul az Ultimaker, az asztali FDM 3D nyomtatók egyik vezető gyártója.
- 2013: A Stratasys megvásárolja a MakerBot-ot.
- 2013: megalakul a Markforged, a kompozit FDM 3D nyomtatási technológiát kínáló cég.
- 2014: Megalapítják a nagyszabású FDM 3D nyomtatógyártót, a BigRep-et.
- 2015: A Voodoo Manufacturing elindítja 3D nyomtatási üzletét, amely 2019-re digitális gyárrá alakul, több mint 200 FDM géppel.
- 2017: A Stratasys bevezeti a Continuous 3D Build Demonstrator eljárását - egy moduláris 3D nyomtatóegységet a nagy teljesítményű műveletekhez.
- 2018: Az Essentium forgalmazza „nagysebességű extrudálási” platformját, mely FlashFuse technológiájával rendelkezik, amely elektromos fűtést használ a 3D nyomtatott alkatrészekhez.

A sorozat következő rövid cikkei pedig az additív technológiával gyártott alkatrészek minősítésének anyagvizsgálati vonzataival kíván hangsúlyozottan foglalkozni, körképet nyújtva az általános tendenciákról.

Irodalomjegyzék

1. How expiring patents are ushering in the next generation of 3D printing
<https://techcrunch.com/2016/05/15/how-expiring-patents-are-ushering-in-the-next-generation-of-3d-printing/>
2. FDM 3D Printing: Where Are We Today?
<https://amfg.ai/2019/06/06/fdm-3d-printing-where-are-we-today/>

Növényi olajok relaxációjának vizsgálata

¹Borsodi Eszter – ²Tamási Kinga – ³Prof. Dr. Marossy Kálmán

¹ Miskolci Egyetem, Anyagmérnöki MSc hallgató, borsodies@gmail.com

² Miskolci Egyetem, PhD hallgató, polkinga@uni-miskolc.hu

³ Miskolci Egyetem, egyetemi tanár, marossyk@gmail.com

Absztrakt:

Jelen cikk egy Tudományos Diákköri Dolgozat rövidített változata. Kutatásom alapvető célkitűzése annak a kérdésnek a megválaszolása, hogy a növényi olajok felhasználhatók természetes lágyítóként gumipari célra. Ennek kiderítéséhez első lépésként négy fajta növényi olajat (olíva, repce-, napraforgó-, és ricinusolaj) termikus analitikai módszerekkel (DMA, TSDC) vizsgáltam, a kapott eredményeket pedig összehasonlítottam egymással. Két hipotézist állítottam fel, az egyik, hogy a növényi olajok egyfajta makromolekulaként fognak viselkedni. Másik feltételezésem, hogy az eltérő zsírsavösszetétel eltérő relaxációs folyamatokat és üvegesedési hőmérsékletet eredményez.

1. Bevezetés

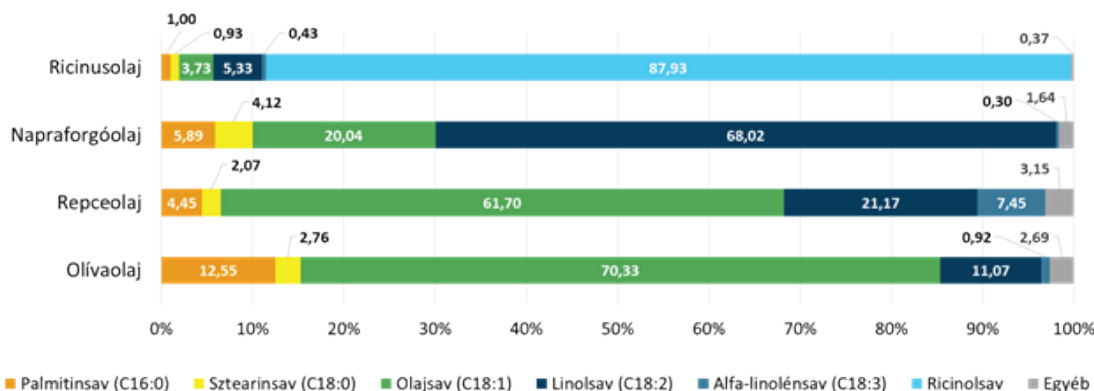
A növényi olajok műanyagipari alkalmazásának előnyei közé tartozik, hogy megújuló anyagok, alacsony az áruk, és környezeti hatásaik mérsékeltek biodegradábilisek [1]. Jelenleg kevesen foglalkoznak a növényi olajok lágyítóként való alkalmazásával, viszont fontosnak tartom az olyan új anyagok felfedezésére irányuló kutatásokat, amelyek biztosítják a termékek anyagköltségének csökkenését, a tulajdonságok jelentős romlása nélkül. Céлом továbbá a növényi olajok alkalmazhatóságával a ftálsav-észterek miatt kialakult negatív fogyasztói megítélés enyhítése. Kutatásom emellett elősegítheti a hazai olajok ipari célokra való felhasználásnak népszerűbbé válását.

2. Vizsgált anyagok

A zsírsavak az olajok fő építőkövei, a glicerinnel együtt, triglicerideket képezve alkotják az olajokat. A zsírsavak karbonsavak, amelyeket attól függően, hogy tartalmazznak-e kettős kötést, két nagy csoportra, a telített és a telítetlen zsírsavakra oszthatjuk. Jelölésük: C_n:_k, ahol n a szénatom szám, k a kettős kötések száma (vagyis hányszorosan telítetlen). [2] Mivel arra nem volt lehetőségem, hogy a vizsgált minták összetételét meghatározzam, ezért más kutatásokat felhasználva (olívaolaj: [3], [4], [5]; repceolaj: [3], [5]; napraforgóolaj: [3], [6]; ricinusolaj: [7], [8], [9]), mindegyik olaj esetén három összetétel eredményből számtani átlagot számítottam. Az így kapott komponens értékeket használtam fel a saját kutatásomhoz. (Mindegyik hivatkozott kutatás gázkromatográfiával határozta meg az olajok összetételét.) Az összehasonlító diagramon (1. ábra) csak a legnagyobb mennyiségben előforduló, legfontosabbnak tekinthető zsírsavak szerepelnek. A könnyebb összehasonlíthatóság érdekében ezt a hat zsírsavat jelöltem külön, az egyébbel jelölt összetevő egyaránt tartalmaz telített és telítetlen zsírsavakat is, de ezek kis mennyiségben fordulnak elő a vizsgált olajokban.

3. Vizsgálati módszerek

A növényi olajok elemzése termikus analitikai módszerekkel történt. A termikus analitikai módszerek a hő hatására bekövetkező átalakulási folyamatok vizsgálatára alkalmasak. Általánosságban az ilyen



1. ábra. A vizsgált olajok irodalmi zsírsav tartalmának összehasonlítása

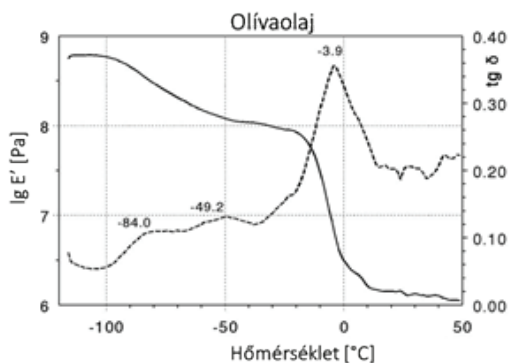
típusú vizsgálat elve, hogy a minta valamely tulajdonságát (tömeg, modulus, energia felvétel stb.) mérjük, a hőmérséklet függvényében [10]. A módszerek önmagukban is használhatók, de a vizsgálatok kombinálásával megalapozottabb következtetéseket vonhatunk le. Senatra és mtársai korábban is végeztek hasonló vizsgálatot, szintén folyadékokat (olaj-víz emulzió) vizsgáltak TSDC módszerrel, de az eredményeket DSC vizsgálat eredményeivel hasonlították össze [11,12].

3.1 Dinamikus Mechanikai Analízis (DMA)

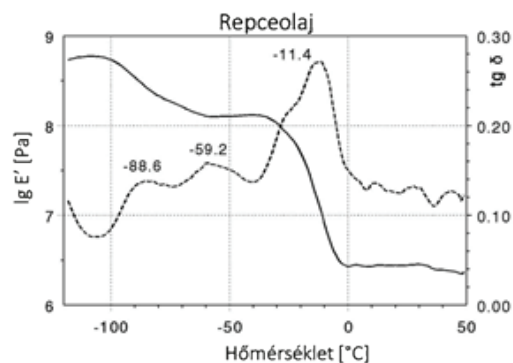
Mivel az olajok DMA vizsgálatára a kis viszkozitás miatt csak nyíró (rotációs) üzemmódban lenne lehetőség, a készülék adottságai miatt új módszert kellett kifejleszteni. Ichemaguba [13] lágyítók vizsgálatára használt módszere szerint lágyítóval átítatott szűrőpapírt mért dual cantilever üzemmódban, miszerint 35x10mm téglalap alakú boroszilikát üveg szűrőpapírt használt. Ezt a módszert követtük, azonban nagyobb kapacitású 150g/m² nem szőtt szövetet alkalmaztunk single cantilever üzemmódban. Ez sokat javított a módszer érzékenységén. A mérés kezdő hőmérséklete -120°C volt, a fűtési sebesség 2°C/perc. A mérés 1Hz frekvencián történt $\pm 32\mu\text{m}$ deformációval.

3.2 Termikusan Stimulált Depolarizációs Áram (TSDC)

A méréshez az olajokat 2,6 μm pórusméretű boroszilikát „üvegpapír” szűrőbe itattuk fel. Az előzetes mérés szerint ez az anyag két nagyságrenddel kisebb polarizálhatóságú, mint a vizsgált olajok. A polarizálást 50°C-on végeztük, -120°C-os kezdő hőmérséklettel. A hűtési- és felfűtési sebesség egyaránt 5°C/perc volt. A polarizáló térerő 500V/mm. A kiértékelést Marossy által fejlesztett egyedi programmal végeztük.



2. ábra. Olívaolaj DMA görbéje

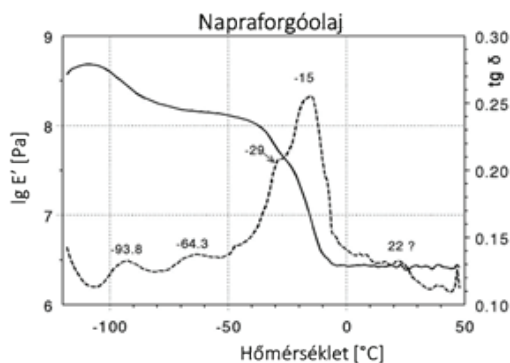


3. ábra. Repceolaj DMA görbéje

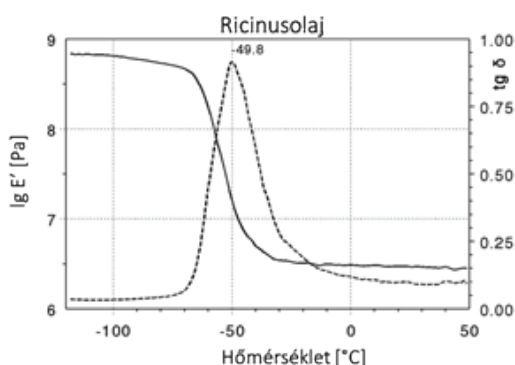
4. Mérési eredmények, következtetések

A TSDC és a DMA mérések eredményeként kapott diagramok kiértékelése alátámasztotta azt a hipotézisemet, miszerint az eltérő zsírsavösszetétel eltérő relaxációs folyamatokat fog eredményezni. A DMA esetén az üvegesedési hőmérséklet a szaggatott vonallal jelölt mechanikai veszteségi tényező ($\text{tg } \delta$) görbéjének csúcsai közül a legnagyobb intenzitású csúcshoz tartozó hőmérsékletérték, ami egyben a teli vonallal jelölt $\text{lg } E'$ (E' :tárolási modulus) görbéjének inflexiós pontjához tartozó hőmérséklet [14]. Az olívaolaj (2. ábra) és a repceolaj (3. ábra) DMA görbéje hasonló alakú, több átmenet is van bennük, amit több csúcs is jelez. Ebben a két vizsgált olajban van az irodalmi összetétel szerint a legtöbb olajsav, és a legmagasabb az üvegesedési hőmérsékletük. Ebből az a következtetés vonható le, hogy minél kevesebb az olajsav tartalom, annál alacsonyabb lesz a T_g . Az a feltételezésem, hogy a legintenzívebb csúcsokat a $\text{tg } \delta$ -hőmérséklet görbéken az olajokban legnagyobb mennyiségben elforduló zsírsavak okozzák. Így az olívaolaj esetén a legnagyobb intenzitású csúcsok -84.0, -49.2 és -3.9 °C-nál vannak, a három legnagyobb mennyiségben elforduló zsírsav összetevője sorrendben: olajsav, palmitinsav és linolsav. Az olívaolajnak van a DMA mérés alapján a legmagasabb (-3.9 °C) T_g -je. A repceolaj esetén -88.6, -59.2 és -11.4 °C-nál vannak a $\text{tg } \delta$ csúcserkéi, ezeket feltehetően a sorban az olajsav, linolsav, alfa-linolénsav okozzák.

A legtöbb csúcsot, így a legtöbb átalakulási folyamatot a napraforgóolaj DMA görbéje (4. ábra) mutatta. A napraforgóolaj görbéje sokkal tagoltabb a többi olaj görbéjéhez képest, négy csúcsa van, ami azért lehet mert az összetevői arányaiban jobban megoszanak a többi olajhoz képest. A legnagyobb mennyiségben előforduló alkotója a linolsav (68%). A ricinusolaj DMA görbéje (5. ábra) hasonlít a leg-



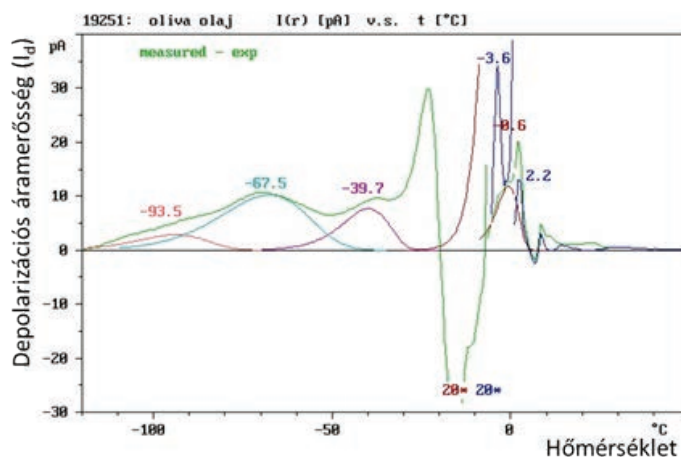
4. ábra. Napraforgóolaj DMA görbéje



5. ábra. Ricinusolaj DMA görbéje

inkább az elasztomeréhez. Egy átmenet van benne csak, a legkisebb üvegesedési hőmérséklet, -49.8°C ennél figyelhető meg. Ezért a viselkedésért a ricinolsav tartalma lehet a felelős, hiszen az irodalmi összetétele szerint körülbelül 90%-át a ricinolsav teszi ki, ami egy különleges telítetlen omega-9 zsírsav, aminek a 12. szénatomjához egy hidroxil funkció csoport csatlakozik [15]. Ez azt eredményezi, hogy a ricinolsav (és így maga a ricinusolaj is) polárosabb, mint a legtöbb zsírsav. Ebből azt a következtetést lehet levonni, hogy az olajokban található zsírsav polárossága befolyásolja az üvegesedési hőmérsékletet, minél polárosabb az olaj, annál kisebb a T_g . Továbbá feltételezhető, hogy a ricinolsav makromolekula, hiszen a nagyrészt belőle felépülő ricinusolaj a polimerekre jellemző viselkedést mutat a DMA szerint.

A görbék alapján az is megállapítható, hogy a legnagyobb telített zsírsav tartalommal rendelkező olívaolajnak van a legmagasabb üvegesedési hőmérséklete, ezt követi csökkenő sorrendben - a T_g -et és a telített zsírsav tartalmat is tekintve - a repce-, napra-



6. ábra. Olívaolaj TSDC eredménye

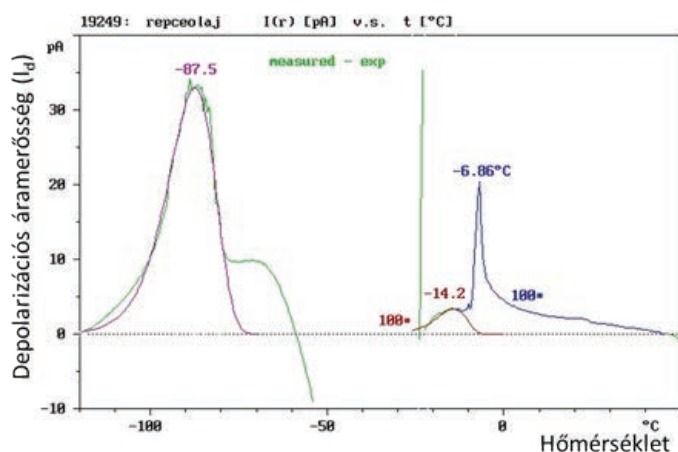
forgó- és a ricinusolaj. Ez alapján az a következtetés állapítható meg, hogy minél kevesebb telített zsírsavat tartalmaz az olaj, annál alacsonyabb lesz az üvegesedési hőmérséklete.

Az olívaolaj TSDC eredménye (6. ábra) a DMA-hoz hasonlóan három csúcsot mutat, vagyis több átalakulási folyamaton is átesik, ami arra utal, hogy egymástól független molekuláris mozgások vannak az anyagban. A -67.5°C -hoz tartozó csúcs valószínűleg az alfa relaxációt jelzi, míg a másik kettő laposabb csúcs, -93.5°C és -39.7°C -nál béta relaxációra utal. Az α relaxációt (üveges átmenet) a főlánc szegmensmozgása határozza meg, a β relaxáció az oldalcsoportok mozgásával van összefüggésben [16]. A DMA eredményével ellentétben a repceolaj TSDC (7. ábra) görbéjén csak egy csúcs látható a $-100\ldots-50^{\circ}\text{C}$ -os intervallumon, ez -87.5°C -nál van. Ez a csúcs alfa relaxációra utal, és a TSDC mérések eredményeként ennek az olajnak a legalacsonyabb az üvegesedési hőmérséklete.

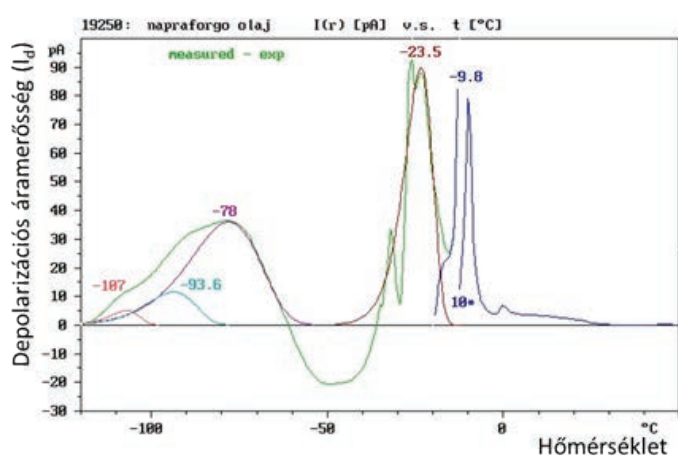
A napraforgóolaj (8. ábra) TSDC és a DMA görbéje viszont hasonlóak. Ugyanúgy négy csúcs látható rajtuk, hasonló alakúak, több átalakulási folyamat is lejátszódik benne. A három laposabb csúcs (-107.0 , -93.6 és -78.0°C) béta relaxációra utalhat, míg a legnagyobb intenzitású (-23.5°C -nál) alfa relaxációra. Hasonló a DMA görbéhez a ricinusolaj TSDC eredménye (9. ábra) is. Egy elkülönülő, nagy intenzitású csúcsa van, a $-100\ldots-50^{\circ}\text{C}$ hőmérséklet intervallumon (-62.5°C -nál), ami alfa relaxációt jelez. Ezen nagyon nagy intenzitású csúcs (ami majdnem eléri

1. táblázat Az olajok DMA görbéiről leolvasott üvegesedési hőmérséklet értékek

Vizsgált olajok	Olívaolaj	Repceolaj	Napraforgóolaj	Ricinusolaj
Üvegesedési hőmérséklet [$^{\circ}\text{C}$]	-3,9	-11,4	-15,0	-49,8

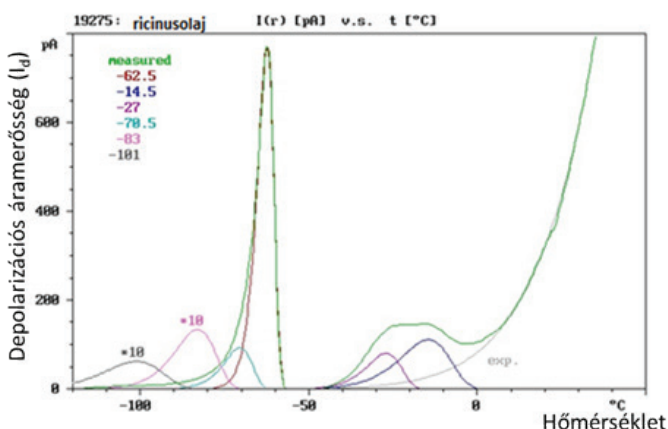


7. ábra. Repceolaj TSDC eredménye



8. ábra. Napraforgóolaj TSDC eredménye

a 700 pA depolarizációs áramerősség értéket, így jóval nagyobb, mint a többi vizsgált olaj legnagyobb intenzitású csúcsához tartozó) is alátámasztja a ricinusolaj erősen poláros jellegét, aminek az oka a benne található nagy mennyiségű ricinolsav. A legalacsonyabb üvegesedési hőmérséklete a TSDC mérés szerint a repceolajnak van (-87.5°C), a legmagasabb a ricinusolajnak (-62.5°C).



9. ábra. Ricinusolaj TSDC eredménye

2. táblázat A TSDC görbékről leolvasott értékek (aláhúzással kiemelve a T_g)

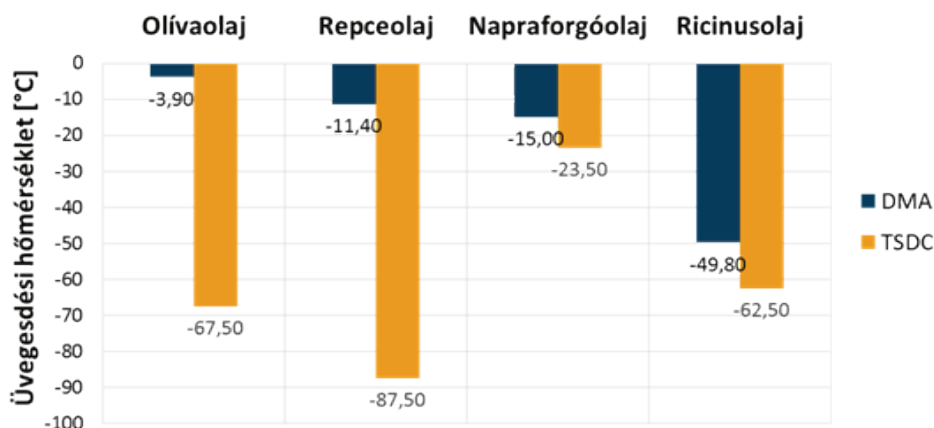
Vizsgált olaj	Csúcsok száma	Csúcs helye [$^\circ\text{C}$]
Olívaolaj	1	-93,5
	2	<u>-67,5</u>
	3	-39,7
Repceolaj	1	<u>-87,5</u>
Napraforgóolaj	1	-107,0
	2	-93,6
	3	-78,0
	4	<u>-23,5</u>
Ricinusolaj	1	-70,5
	2	<u>-62,5</u>
	3	-27,0
	4	-14,5

5. Összefoglalás

TDK munkám keretén belül négy különböző növényi olaj (olíva-, repce-, napraforgó-, és ricinusolaj) vizsgálatát végeztem el dinamikus mechanikai analízis módszerrel, illetve egy elektromos polarizációs berendezéssel. A vizsgálataim célja annak a kiderítése, hogy a növényi olajok használhatók-e gumiipari lágyítószerként. A vizsgált anyagok tulajdonságainak elemzésével megállapítottam, hogy a növényi olajok makromolekulákra jellemző viselkedést mutatnak.

A DMA és a TSDC mérések eredményeit összegezve az alábbi megállapítások vonhatók le:

1. Nem lehet egy konkrét üvegesedési hőmérséklet értéket kijelölni, csak hőmérséklet tartomány határozható meg.
2. A T_g értéke attól is függ, hogy milyen módszerrel van meghatározva.
3. A DMA görbe egyben ábrázolja a csúcsokat, míg a TSDC érzékenyebb, pontosabb értéket szolgáltat, de a minta előkészítése több időt vesz igénybe ennél a módszernél.
4. A DMA akkor előnyös, ha gyorsabb mérést szeretnénk, és kevésbé pontos eredmények is elegendőek számunkra.
5. Feltételezem, hogy a DMA görbék alapján az olajban a legnagyobb mennyiségben megta-



10. ábra. DMA és TSDC vizsgálatok eredményeinek összehasonlítása

lálható zsírsav befolyásolja az üvegesedési hőmérsékletet.

6. Ahogyan a 10. ábrán is látható extrém különbségek tapasztalhatók az azonosított üvegesedési hőmérsékletek között adott minta esetén (legszenbetűnőbb különbség az olíva- és a repceolajnál).
7. A görbék alakját tekintve a ricinusolaj mutatja a legnagyobb hasonlóságot a két mérési módszer között, emellett hasonló T_g értékeket is produkált. Továbbá a ricinusolajhoz tartozó görbe közelíti meg a szakirodalomból jól ismert elasztomerekre jellemző termomechanikai görbe alakját. Ennek oka feltételezhetően a 90% közeli ricinolsav tartalma, amely erősen poláros jelleget mutat. Ennél a mintánál volt a legintenzívebb csúcshoz tartozó depolarizációs áramerősség nagysága a legnagyobb, kb. hétszerese a többi olajnak (TSDC mérés).
8. Az olíva- és a napraforgóolaj görbéje szintén hasonlóságot mutatnak mindkét mérési módszer esetén, alakjukat inkább a tagoltság jellemzi, szemben a ricinussal. Ettől eltérő módon a repceolajhoz tartozó DMA és TSDC görbék jelentősen eltérnek, azok alakja és a csúcsok intenzitása tekintetében.

A kutatásomat azért tartom hasznosnak, mert egy előkísérlet a növényi olajok lágyítószerként történő alkalmazásának témakörében, amely témával jelenleg kevesen foglalkoznak. A jövőben az üvegesedési hőmérsékletekből kiszámolható a minták aktiválási energiája, amely a termodinamikai összeférhetőség alapját képezi. Illetve ezen kívül tervezem a lágyítószerek és a nyers kaucsuk oldhatósági paramétereinek meghatározását, amelyet az olajok zsírsavössz-

zetételének segítségével lehetne meghatározni, GC-MS kromatográfás módszerrel. Ezen adatok ismeretében lehetőség van egy elméleti becslést adni a leendő gumikeverékek termodinamikai és kémiai összeférhetőségére.

A kutatásom következő fázisa a növényi olajok DSC (Differential Scanning Calorimetry) méréssel történő vizsgálata lesz, amely jelenleg egy kevésbé kutatott terület a szakirodalomban. Ez egy harmadik típusú módszer lenne a növényi olajok üvegesedési hőmérsékletének meghatározására, így a három mérési módszer eredményeit összehasonlítva megalapozottabb képet kapnánk a növényi olajok, mint makromolekulák viselkedéséről.

Köszönetnyilvánítás

A cikkben ismertetett kutató munka az EFOP-3.6.1-16-2016-00011 jelű „Fiatalodó és Megújuló Egyetem – Innovatív Tudásváros – a Miskolci Egyetem intelligens szakosodást szolgáló intézményi fejlesztése” projekt részeként – a Széchenyi 2020 keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg. Szeretnék köszönetet mondani konzulenseimnek, Dr. Marossy Kálmánnak és Tamási Kingának, akik segítettek a cikk alapjául szolgáló TDK dolgozatom elkészítésében.

Irodalomjegyzék

- [1] Samarth, N.B. and Mahanwar, P.A. (2015). Modified Vegetable Oil Based Additives as a Future Polymeric Material—Review. Open Journal of Organic Polymer Materials, 5, 1-22. <http://dx.doi.org/10.4236/ojopm.2015.51001>
- [2] Csapó J., Csapóné Kiss Zs. (2003). Élelmiszer-kémia. Mezőgazda

Kiadó

- [3] Orsavova, J., Misurcova, L., Ambrozova, J., Vicha, R., & Mlcek, J. (2015). Fatty Acids Composition of Vegetable Oils and Its Contribution to Dietary Energy Intake and Dependence of Cardiovascular Mortality on Dietary Intake of Fatty Acids. *International Journal of Molecular Sciences*, 16(12), 12871–12890. doi:10.3390/ijms160612871
- [4] Vingerling, N., Oseredczuk, M., du Chaffaut, L., Ireland, J., & Ledoux, M. (2010). Fatty acid composition of commercial vegetable oils from the French market analysed using a long highly polar column. *Oléagineux, Corps Gras, Lipides*, 17(3), 185–192. doi:10.1051/ocl.2010.0309
- [5] Lee, D.-S., Noh, B.-S., Bae, S.-Y., & Kim, K. (1998). Characterization of fatty acids composition in vegetable oils by gas chromatography and chemometrics. *Analytica Chimica Acta*, 358(2), 163–175. doi:10.1016/s0003-2670(97)00574-6
- [6] Zambiasi, R. C., Przybylski, R., Zambiasi, M. W., & Mendonça, C. B. (2007). Fatty acid composition of vegetable oils and fats. *B. Ceppa*, 25(1), 111–120. doi:10.5380/cep.v25i1.8399
- [7] Binder, R. G., Applewhite, T. H., Kohler, G. O., & Goldblatt, L. A. (1962). Chromatographie analysis of seed oils. Fatty acid composition of castor oil. *Journal of the American Oil Chemists' Society*, 39(12), 513–517. doi:10.1007/bf02672540
- [8] Conceição, M. M., Candeia, R. A., Silva, F. C., Bezerra, A. F., Fernandes, V. J., & Souza, A. G. (2007). Thermoanalytical characterization of castor oil biodiesel. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 11(5), 964–975. doi:10.1016/j.rser.2005.10.001
- [9] Salimon, J., Mohd Noor, D. A., Nazrizawati, A. T., Mohd Yusoff, M. F., & Noraishah, A. (2010). Fatty acid composition and physicochemical properties of Malaysian castor bean *ricinus communis* L. seed oil. *Sains Malaysiana*, 39(5), 761–764.
- [10] Szakács H., Varga Cs., Nagy R. (2012). Polimerek mérés technikája. Pannon Egyetem, Veszprém.
- [11] Senatra, D. (2006). Comparative analysis of complex liquids based on a multi-experimental approach. *Advances in Colloid and Interface Science*, 128–130, 65–75. doi:10.1016/j.cis.2006.11.015
- [12] Senatra, D., Gambi, C. M. ., & Neri, A. P. (1981). Thermally stimulated dielectric polarization release in water-in-oil microemulsions. *Journal of Colloid and Interface Science*, 79(2), 443–453. doi:10.1016/0021-9797(81)90095-3
- [13] Ihemaguba, C., L. (2018). Using Physical Methods for the Investigation and Characterization of Fine Structure of Fluid Additives and Selected Polymeric Materials. Diploma Work. University of Miskolc, Miskolc.
- [14] Zsoldos, G., Szoda, K., & Marossy, K. (2017). Combined Mechanical and Electrical Study of Polymers of Biological Origin. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 175, 012028. doi:10.1088/1757-899x/175/1/012028
- [15] Mutlu, H., & Meier, M. A. R. (2010). Castor oil as a renewable resource for the chemical industry. *European Journal of Lipid Science and Technology*, 112(1), 10–30. doi:10.1002/ejlt.200900138
- [16] Hedvig P. (1977). Dielectric spectroscopy of polymers. Akadémiai Kiadó, Budapest.



Triplán megbízható társ a webes világban



tripladuplav.hu

VELÜNK HÁROMSZOR JOBBAN JÁR

- ☒ Domain név regisztráció
- ☒ Tárhely szolgáltatás
- ☒ Internetes alkalmazás fejlesztés
- ☒ Honlap készítés
- ☒ On-line marketing
- ☒ IT biztonság
- ☒ Kreatív design

www.tripladuplav.hu **webstúdió**

BESZÁMOLÓ

A SES2019 konferenciáról, St. Louis, 2019. Október 13-15.

Az Amerikai Mérnöki Tudományok Szövetsége évenként rendez meg seregszemléjét. A 2019. évit, az 56.-at St. Louisban szervezte a Washington Egyetemen, ahol Paul C. Paris is tanított. Az „amerikai típusú” rendezvény keresztmetszetéről a https://ses2019.wustl.edu/honlaprol_kaphatunk – immáron – „korlátozott” információkat. Ez utóbbi azt jelzi, hogy az előadások anyagai nem mindenki számára hozzáférhető korlátlanul. A témakörök sokrétűségét a rendezvény struktúrája is kellően tükrözi:

1. A kitüntetettek előadásai
 1. Prager –érem kitüntetettjének előadása
 2. Eringer- érem kitüntetettjének előadása
 3. G.I. Taylor- érem kitüntetettjének előadása
 4. James Riice érem kitüntetettjének előadása
 5. A fiatal kutató érem kitüntetettjének előadása
2. *Paul C. Paris emlékére szervezett szekció*
3. Mérnökség az élő természetben
 1. Alkalmazott bio-anyagok az idegmérnökség és javítás területén
 2. Bio-anyagok in-vitro modell kísérletei drogok és toxikológiai szűrési vizsgálataiban
 3. Mérnöki növénybiológiai megoldások a globális kihívások terén
 4. Mérnöki eszközök az alternatív lágy szövetek mechanikájában
 5. Képek, képfeldolgozási elemzések a mechanikában
 6. Az agy mechanikája
 7. Mechanobiológia a krónikus betegségeken
 8. A molekuláris, cellás, szövets és organikus mechanikai rendszerek többszintű (multiscale) modellezése
 9. Növények biomechanikája
 10. Elméletek és alkalmazások
4. Folyadékok mechanikája és szállítása
 1. Biológiai vagy biológiai indíttatású folyadékmechanika
 2. Áramlás és szállítás porózus anyagokban
 3. Elméletek és alkalmazások
5. A mérnöki tudományok határfületei
 1. Károsodások lokalizálódása, törés és kompozit anyagok mérethatása
 2. *Szerkezetek alakváltozása, szilárdsága és rugalmassága*
 3. Gépi tanulás a mechanikában és anyagban
 4. Nem klasszikus és nem lokális kontinuummechanika és anyagegyenletei
 5. Elméletek és alkalmazások
6. Szemcsés anyagok és geomechanika
 1. Többszintű és több fizikai elven történő modellezés a geomechanikában
 2. A szemcsés anyagok többszintű mechanikája
 3. Elméletek és alkalmazások
7. Anyagok mechanikája és fizikája
 1. Öngyógyuló szerkezeti anyagok
 2. Funkcionálisan puha kompozitok – Tervezés, mechanika és előállítás
 3. Puha anyagok mechanikája és fizikája
 4. Elektrokémiailag aktív anyagok mechanikája
 5. Szálak hálózatának és szálak szerkezetű biológiai rendszerek mechanikája
 6. Különböző méretű és alkalmazási területű felületek adhéziójának mechanikája
 7. Többfunkciós anyagok mechanikája az érzékelés, beavatkozás, alkalmazkodás területén és ezek modellezése
 8. A disszipatív anyagok többszintű modellezése és fizikája
 9. A porózus és nano anyagok többszintű mechanikája
 10. A féművegek fizikai és mechanikai tulajdonságai
 11. A kemény és lágy anyagok törésének modelljei
 12. Az anyagok mikromechanikai modelljeinek alkalmazásai
 13. Elméletek és alkalmazások
8. Nanoanyagok
 1. Atom szintű vékony rétegek mechanikája
 2. Nanoanyagok és nanokompozitok mechanikája
 3. Nanoanyagok elmélete és szimulációja
 4. Elméletek és alkalmazások
9. Szerkezeti mechanika, metaanyagok és előál-

lításuk

1. 3D/4D nyomtatott funkcionális anyagok és szerkezetek
2. Mechanikai metaanyagok
3. Erősen deformálódó szerkezetek nem lineáris válasza
4. Mechanikai hullámok szabályozása metaanyagokkal
5. Robotok anyagai: Emelőhatás mechanikája a puha anyagoktól a nem remélt teljesítő-képesség eléréséig

A fent részletezett szekciók – a kitüntetettek előadásaitól és a Paul C. Paris emlékére szervezett előadásoktól eltekintve – meglehetősen szerteágazó tudományterületet ölelnek fel. Ha ezeket megkíséreljük valamilyen csoportba, csoportokba foglalni, akkor azt mondhatjuk, hogy **ANYAGOK** és **MŰKÖDÉSÜK** (működtetésük) megismerése, tervezése, előállítása, funkciója, stb. volt a konferencia fő témaköre. Ebből a tényből direkt módon következik, hogy az angol nyelvterületen a „mechanics” nem szükségképpen a magyar „mechanika” kifejezés megfelelője! Sokkal inkább a „működtetés” (a hatás) és az „önszerveződő rendszer” közötti kapcsolat, a „válasz” kifejezésének hordozója. Ez igaz mind az élettelen, mind pedig az élő rendszerek anyagaira nézve. A felsorolt 7 nagy témakör és ezeken belül az összesen mintegy 40 területre fókuszáló előadások 851-es száma nem is meglepően sok. Igaz ebbe a számba már beletartozik a kitüntetettek és a Paul C. Paris emlékére szentelt szekciók előadásai is. Az előzőkből következik, hogy

- Fizikailag képtelenség volt minden előadást végighallgatni a sok-sok párhuzamosság miatt.
- A plenáris előadások (45 perc) meghallgatására a szervezők egységesen helyet biztosítottak. (Talán érdekes lehet az, hogy ezek mindig Graham Chapel-ben – templomban – voltak).
- Minden egyes szekcióban voltak meghívott előadások (keynote lectures). Ezeket (30 perc) a szervezők választották ki a beküldött rövid kivonatok alapján. A programban elhangzott key-note előadások száma 120 volt.
- A normál előadások időtartama diskusszióval együtt 15 percre szorítkozott.
- A konferencia 132 oldal terjedelmű programját a résztvevők a helyszínen megkapták, amely

azonban nem tartalmazta az előadásokat.

- Az 1 oldal terjedelmű kivonatok bármelyikét azonban a befizetett résztvevők letölthették

Beszámolómban reménytelen vállalkozás lenne szakmai áttekintést adni a felsorolt témakörökről. Egyrészt a különböző területekre vonatkozó ismereteim korlátozottsága, másrészt e közlemény terjedelmi lehetőségei szabnak kötöttségeket. Paul C. Paris-hoz személyes ismeretség kötött. Ennek részletei az elhunyt alkalmából összeállított nekrológból megismerhető (Anyagvizsgálók Lapja, 2017/I.¹ lapszám). Fia Anthony Paris Professzor hívta fel figyelmemet, jelezvén, hogy legalább két előadás rövid kivonatát küldjem be. Ezek a következők voltak:

1. Crack Propagation Sensitivity Index Concept of Engineering Structures Having Crack-like Defects
2. Fatigue Behaviours of Materials, as the Response of the Self Organised Systems

A szervezők mindkettőt elfogadták és legnagyobb meglepetésemre az első „keynote-lecture” csoportba sorolták.

Az első a „Szerkezetek alakváltozása, szilárdsága és rugalmassága” szekcióban (5.2), a második a Paul C. Paris emlékére rendezett konferencián hangzott el.

A meglehetősen zsúfolt program azonban szakmai beszélgetéseknek is teret adott. Így a konferencia szervezőivel, az Ukrajnában született Nadia Lapustával, aki egyben a Paul C. Paris emlékkonferencia elnöke is volt (Caltech munkatársa), Guy Genninnel (WashU oktatója), Anthony Paris professzorral (az Alaszkai Egyetem munkatársa, Paul C. Paris fia, az 5.2. szekció elnöke), James Rice, John Landes, Ashok Saxena professzorokkal. A találkozások, megbeszélések eredményeként ez 1. előadásom témájában kecsegtető módos indulhat egy olyan könyv szerkesztése, kiadása Anthony Paris professzorral, amely kiegészíti a „Tada H, Paris P. C, Irwin G. R. The stress analysis of cracks handbook, 1st ed. New York: ASME Press, 1973.” kézikönyvet, ill. az Atlantában 2021-be szervezendő ICF15 programjában egy brazil kollégával közösen „Brittle Fracture: 100 years After Publication of Griffith's Theory” címmel egy szimpóziumot hirdethetünk meg².

Külön öröm és megtiszteltetés volt számomra, hogy néhány órát Szabó Barna professzorral tölthettem, (akiről olvashatnak a már említett Paul C. Paris-ról írt nekrológból is), akivel egyrészt St. Louis legjelentősebb nevezetességeit tekinthettem meg, másrészt

¹ <http://avilap.hu/index.php?id=lapszamok>

² <http://www.icf15.org/node/11>

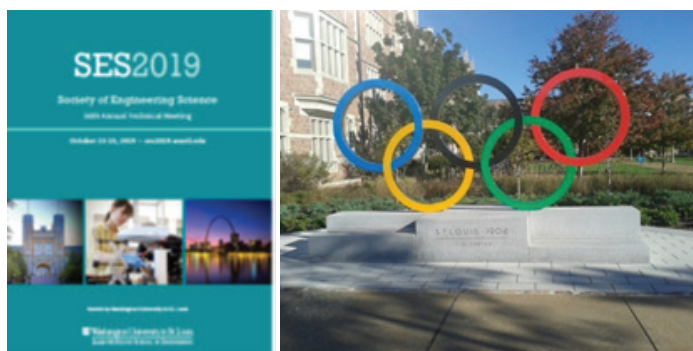


orszak
anyagvizsgáló képzések

saját cégének bemutatásával érzékeltette a „mechanikai számítások” igazi piaci értékét.

A WashU területén örömmel fedeztem fel a St. Louisban 1904-ben szervezett III. nyári olimpia tiszteletére állított „ötkarikás emlékművet”. E játok éremtáblázatán hazai sportolóink az 5. helyen szerepeltek a 2 arany- és 1-1 bronz- valamint ezüstéremmel¹. Mondanom sem kell úszóink már akkor is a világ élvonalában voltak. Érdekes volt látni az Eads hidat és az 1965-ben rozsdamentes acélból épült 192 m magas boltívet², St. Louis jelképét. Mindkettő tervezésének, építésének történetéről részletesebb információkat már csupán hazatértem után szereztem. Kossuth Lajos nevét utca is őrzi St. Louisban (Kossuth Ave), mivel 1851-52-es amerikai körútja során (lásd pl. John H. Komlos: Kossuth in America, 1851-1852, vagy Dr. Balassa József: Kossuth Amerikában 1851-1852 – 1931-es kiadás) ide is ellátogatott (március 9.-én érkezett hajón) és 1852. március 15.-én (idusán) nagy hatású beszédet is mondott³. Lehangelő volt hallgatni a magyar emlékek itteni elhalványulását.

A SES2020 szervezése már megindult. A Minnesotai Egyetem szervezésében 2020. Szeptember 28-30. között⁴.



A SES2019 programfüzete (bal) és az ötkarikás logó St. Louisban a Washington Egyetem területén az 1904-es olimpia emlékére (jobb)



A mágnesezhető poros vizsgálatnál az egyik megválaszolandó kérdés, hogy milyen mélyre lát a felület alá a módszer. Ezt megbízhatóan a vizsgált anyaghoz hasonló permeabilitású furatos ellenőrző testtel lehet megválaszolni.

Mágnesezhető poros tanfolyamaink ehhez nyújtanak segítséget, tudást.

¹ https://hu.wikipedia.org/wiki/1904._évi_nyári_olimpiai_játékok

² https://en.wikipedia.org/wiki/Gateway_Arch

³ https://mandadb.hu/common/file-servlet/document/494259/default/doc_url/ozdvk019_000101_OCR.pdf

⁴ <https://ccaps.umn.edu/SES>

ORSZAK NOVUM Kft.

Cím: 1161 Budapest, Béla utca 62.

E-mail: orszak@orszak.hu

www.orszak.hu

Dr. SZUNYOGH LÁSZLÓ

1933. március 15.-2019. szeptember 25.

Mély megrendüléssel értesültünk arról, hogy Dr. Szunyogh László gépészmérnök, hegesztő szakmérnök, műszaki doktor életének 86. esztendejében, hosszú betegséget követően eltávozott.

Szunyogh László a jeles minősítésű gépészmérnöki diploma megszerzését követően a Klement Gottwald Villamossági Gyár (Ganz Villamossági Művek) fejlesztési osztályán kutatómérnökként hegesztéssel, forrasztással és anyagvizsgálattal foglalkozott (pl. röntgenvizsgálat gyári honosítása a hegesztett kötések és öntvények vizsgálata). 1958. szeptemberétől - Dr. Zorkóczy Béla meghívására - a Vasipari Kutató Intézet (VASKUT) Hegesztési Osztályának tudományos munkatársa, főmunkatársa, csoportvezetője, 1976-89 között osztályvezetője, majd a Vasipari Kutató és Fejlesztő Vállalattá alakult intézmény technológiai és vizsgálati főmérnöke, műszaki igazgatója, vezérigazgató helyettese, végül vezérigazgatója volt, egészen az 1994. december 30-ai nyugállományba vonulásáig.

1964-66 között a Miskolci Nehézipari Egyetemen jeles diplomával elvégezte el a hegesztő szakmérnöki képzést, majd 1968-ban megszerezte a műszaki doktori címet. 1965-től a hegesztés, a forrasztás és az anyagvizsgálat szakterületeken műszaki szakértői jogosultsággal rendelkezett. 1971-ben középfokú német nyelvvizsgát szerzett.

A VASKUT-ban főként a villamos ellenálláshegesztés, a korrózióálló acélok hegesztése és a felrakó hegesztés, továbbá az öntvényhegesztés, a javító hegesztés, valamint az alapanyagok, a hegesztő anyagok és a hegesztett kötések vizsgálata területén végzett eredményes tevékenységet. Munkásságát hat kutatói nívódíj és öt kiváló dolgozó kiüntetés kísérte.

A VASKUT-nak a Paksi Atomerőmű létesítéséhez történt szakértői intézményként való kijelölése során az Ő feladata volt tevékenység megszervezése. Irányítása mellett, - jórészt személyes szakmai munkájával - folyt a szovjet anyagokat helyettesítő hazai és egyéb külföldi anyagok, hegesztőanyagok alkalmasságának minősítése, a szerelési, karbantartási munkákhoz készült hegesztési technológiák hatósági engedélyezéséhez szükséges szakvélemények elkészítése. Az Interatomenergo nemzetközi atomenergetikai együttműködés keretében végzett kutatói, vizsgálati és szakértői tevékenysége eredményességének elismeréseként 1987-ben a KGM „Kiváló Munkáért” miniszteri kitüntetésben részesítette.

Publikációi száma eléri a 130-at, köztük 8 külföldi szakcikk és konferencia előadás szerzője a villamos ellenállás hegesztés, a felrakóhegesztés, a korrózió-, és hőálló acélok hegesztése, az öntvényhegesztés, a hegesztőanyagok, valamint a vizsgálatok és minőségbiztosítás témakörben. A Műszaki Könyvkiadó által

1985-ben megjelent Hegesztési Kézikönyv hat fejezetének lektorálása fűződik nevéhez, A Gépipari Tudományos Egyesület kiadásában 2007-ben megjelent Hegesztés és rokon technológiák Kézikönyv főszerkesztője volt, melynek során 37 szerző és 21 lektor tevékenységét koordinálta.



1960-tól bekapcsolódott a BME Mechanikai Technológiai Tanszéke oktatási tevékenységébe óraadóként, illetve másodállású adjunktusként a nappali, majd a hegesztő szakmérnöki oktatásba. 1970 és 1980 között a BME Mérnöktovábbképző Intézet keretében előadásokat és tanfolyamokat tartott.

Szakmai társadalmi tevékenysége szerteágazó volt. 1958-tól tagja volt a GTE Anyagvizsgáló Szakosztályának, majd Hegesztési Szakosztályának, 1995 végén közreműködésével alakult meg a Hegeszthetőségi Szakbizottság. Részt vett a Magyar Hegesztési Egyesület megalakításának előkészítésében. A Gépipari Tudományos Egyesület 1975-ben „Egyesületi Érem”, 1997-ben „Bánki Donát díj” és 2000-ben „Zorkóczy Béla Emlékérem” kitüntetésben részesítette.

1989-től tagja az MTA Anyagtudományi és Technológiai Bizottság Hegesztési Albizottságának, megalakulásától a Magyar Mérnöki Kamarának, melyben 2004-től a Gépészeti Tagozat Minősítő Bizottsága elnökeként tevékenykedett. 1990-től a Magyar Nukleáris Társaság, 2001-től a Gazdasági és Tudományos Társaságok Szövetsége tagja.

Delegátusként részt vett a Nemzetközi Hegesztési Intézet (IIW), valamint három magyar szakbizottság elnökeként az INTERATOMENERGO Atomerőművi Nemzetközi Együttműködés munkájában. 1987 és 2005 között a Magyar Hegesztő Minősítő Testület fémhegesztői és hegesztő gépkezelői vizsgabiztos volt, és részt vállalt 1997 és 2003 között a Magyar Hegesztéstechnikai Egyesülés kutató-fejlesztő munkacsoportjának tevékenységében, közreműködött a WPS gyűjtemény I. kötetének kidolgozásában.

Gyászolják családja tagjai, barátai, kollégái, és hallgatói. Búcsúztatása a család külön kérésére szűk családi körben került sor. Nyugodjon békében!

Dr. Gáti József

Olvasottságunk

Berki Gábor

Egy szakmai folyóirat sohasem készülhet öncélúan. Mindig és mindenkor egy-egy szakmai csoportot céloznak meg az írások meg. Nekünk is fel kell tenni a kérdést. Kinek, kiknek, milyen célközönséget szeretnénk a lap írásaival megcélózni? Az a Tisztelt Olvasó, aki az elmúlt évek vajúdasait követte, már többnyire meg is tudja válaszolni kérdésünket. Lap-számaink jobbára egy-egy szakmai terület összefoglaló cikkeivel indultak. Ezek egy-egy disszertáció (DSc vagy PhD) irodalmi összefoglalásainak alapján

kerülnek összeállításra. Ezeket olvasva átfogó képet kaphatunk az adott témakör nemzetközi helyzetéről, eredményeiről. A diplomaterveket, szakdolgozatokat készítő hallgatóink legautentikusabb forrásává válhat lapunk akkor, ha egyetemi városainkban (Budapest, Veszprém, Győr, Pécs, Szeged, Debrecen, Miskolc, Nyíregyháza) minél többen forgatják. Célunk, hogy e városokban oktató munkatársaink figyelmét egyrészt felhívjuk Lapunkra, másrészt aktivitásukat folyamatosan monitorozzuk.

+36 1 278-0632 +36 1 278-0633 marovisz@marovisz.hu



ANYAGVIZSGÁLÓK LAPJA

Az ország vezető szaklapja

[Címlap](#) [Lapszámok](#) [Támogatóink](#) [Elérhetőségek](#)



Az anyagvizsgálók lapja megújul

Prof. Dr. Tóth László vezetésével a mintegy negyed évszázados múltú visszatekintő folyóirat megújul.



Hagyomány

A folyóirat ezen túl hagyományosan, nyomdai formátumra szerkesztve jelenik meg. Célunk nagyobb horderejű cikkek, publikációk, összetett műszaki információk megjelenítése. A kiadvány így egységes formátumban, képekkel, grafikonokkal jól kiegészítve kerül megjelenésre.



Digitális világ

Azonban a folyóirat elsősorban az interneten kerül publikálásra, tehát digitális formátumban, PDF változatban lesz elérhető. Így tartalma is kereshető, feldolgozható lesz.



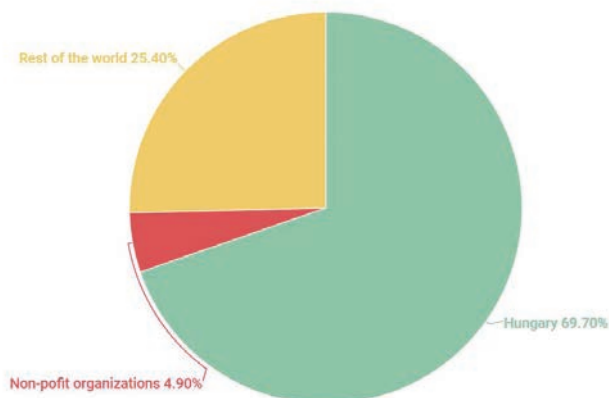
Hirdetési lehetőség

A témakörben tevékenykedő cégek, vállalkozások, szervezetek jelentkezését várjuk, akik a kiadványban jelentős értéket képviselő reklám felületet kapnak a megjelenés támogatásáért. Ebben az esetben kiváló minőségű, papír példányokat is tudunk szállítani számukra 10-, 50- 100db-os, vagy akár nagyobb példányszámban.

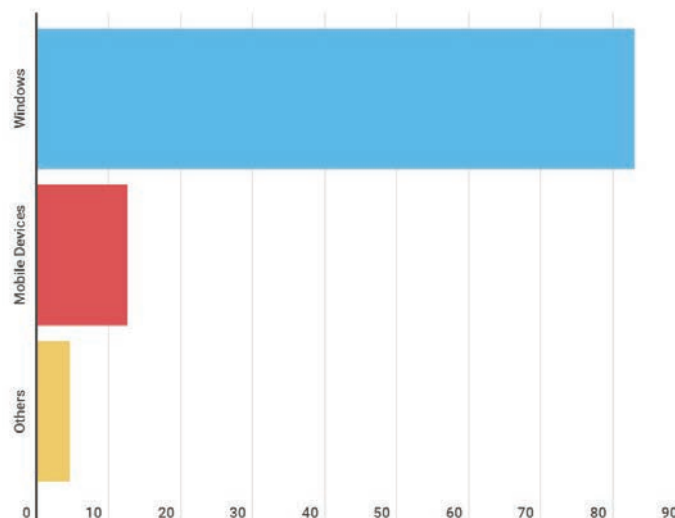
Az anyagvizsgálók lapjának megújítását Tóth László vezetésével egy maroknyi, de lelkes csapat kezdte meg 2017-ben. Még ebben az évben modernizálásra került a weboldal, és frissítésre került a magazin arculata. A kitartó munka eredményeként elmondhatjuk, hogy a lap helyzete stabilizálódott, és az évi 4 lapszám megjelenése önfenntartó módon megvalósítható. Az egyes magazinok hirdetési potenciálja meredeken emelkedik, melyeket jól mutat a folyamatosan emelkedő látogatói létszám és letöltések számának meredek növekedése. A honlapot itthonról és külföldről is nyomon követi a szakmai közönség a, 2017-től összesített adatok szerint a látogatók mintegy 3/4 része Magyarországról, negyede külföldről is látogatja a weboldalt. A látogatók között német, orosz és angolszász területeken tevékenykedők is találhatók. Örülünk annak, hogy az akadémiai és nem profitorientált szervezetek látogatási aránya jól kitűnik, hiszen az összlátogatói létszám közel 5%-át ebből a körből regisztráltuk. Fontosnak tartjuk megemlíteni, hogy a látogatók jelentős része windows platformot jellemzően asz-

Látogatók megoszlása

Location	Domain	Visitors	Percentage
Hungary	hu	3184	69.7 %
Croatia	hr	246	5.4 %
Germany	de	238	5.2 %
Non-profit organizations	org	226	4.9 %
Ireland	ie	167	3.7 %
Seychelles	sc	156	3.4 %
British Indian Territory	io	89	1.9 %
Poland	pl	72	1.6 %
Slovak Republic	sk	68	1.5 %
Unknown	un	59	1.3 %
Luxemburg	lu	22	0.5 %
Italy	it	19	0.4 %
Russian-federation	ru	17	0.4 %
Colombia	co	3	0.1 %
France	fr	2	0 %



	Operation system	Version	Visitors	Percent	Clicks	Percent
1	Windows		3793	83.0	11786	82.4
2		10	1305	28.6	4651	32.5
3		8	728	15.9	2324	16.3
4		unknown	621	13.6	1726	12.1
5		7	517	11.3	1284	9.0
6		Vista	237	5.2	697	4.9
7		XP	378	8.3	1085	7.6
8		2003	7	0.2	19	0.1
9	iOS		326	7.1	977	6.8
10		Mac OS X 10.11	54	1.2	167	1.2
11		Mac OS X 10.10	78	1.7	234	1.6
12		Mac OS Others	156	3.4	452	3.2
13		Mac OS X 10.8	38	0.8	124	0.9
14	Linux		421	9.2	1454	10.2
15		Ubuntu	13	0.3	36	0.3
16		Google Android	406	8.9	1411	9.9
17		GNU Linux	2	0.0	7	0.0
18	Others		28	0.6	79	0.6
19		Java	4	0.1	15	0.1
20		Unknown	18	0.4	52	0.4
21		Unknown Linux	6	0.1	16	0.1

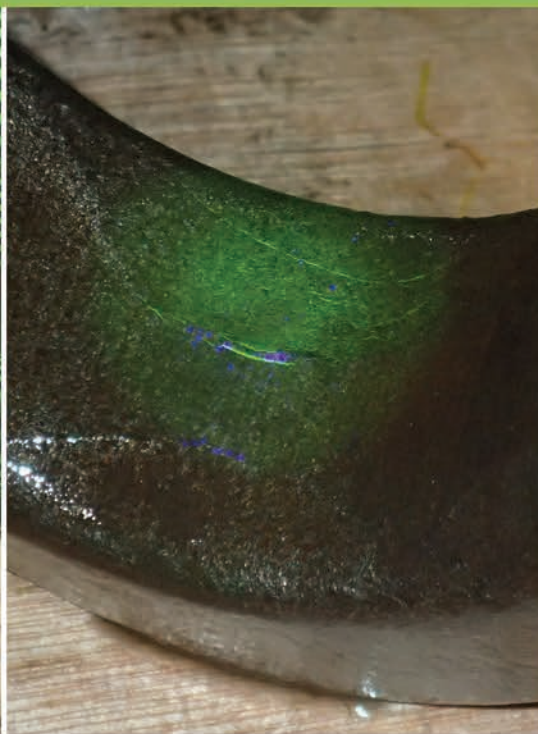


tali gépet vagy notebookot használ, hiszen mintegy 80% körüli arányban fordul elő kattintás ilyen eszközről.

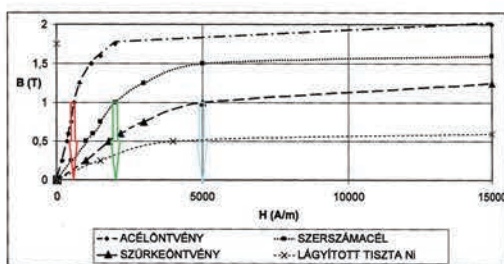
Egyre több azonban a mobil eszközös, telefonos vagy tabletes hozzáférés, mely a honlap megújulástól nézve egyre nagyobb részesedéshez jut, napjainkra már túllépte a 10%-ot, de a 2019-es évre lebontva a 20%-ot ostromolja. Ebből nyilvánvalóan következik, hogy következő lépésként a reszponzív tartalmi megjelenítésen túl az anyagvizsgáló társadalom napi problémáival, valódi közösség építését lehetővé tévő alkalmazások integrálásával kell a weboldalt és a magazin tematikáját fejleszteni, hogy valódi, akár napi szinten a közösség érdeklődésére számot tartó felület jöjjön létre.



orszak
anyagvizsgáló képzések

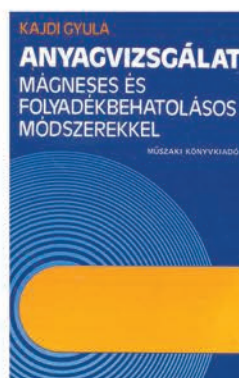


Nem attól „korszerű” egy módszer, mert digitális, de attól, hogy ismerjük az alkalmazhatósága határait, megbízhatóságát. Nem attól fejlettebb egy módszer, mert a virtuális térben is alkalmazható, de mert érzékenyebb és megbízhatóbb lett az elmúlt időszakban. A mágnesezhető poros (MT) vizsgálat másfél évszázados múltra tekint vissza, azóta változatlanok alkalmazásának fizikai alapjai. Mégis ha megkérdezik Öntől: Mitől függ a módszer érzékenysége? Tud rá helyes választ adni?



A vizsgált anyag permeabilitásának, hiszterézis görbéjének ismerete alapvető a vizsgálat tervezésekor.

Ezért (is) kell MSZ EN ISO 9712 szabvány szerinti tanfolyamainkat elvégezni!



ORSZAK NOVUM Kft.

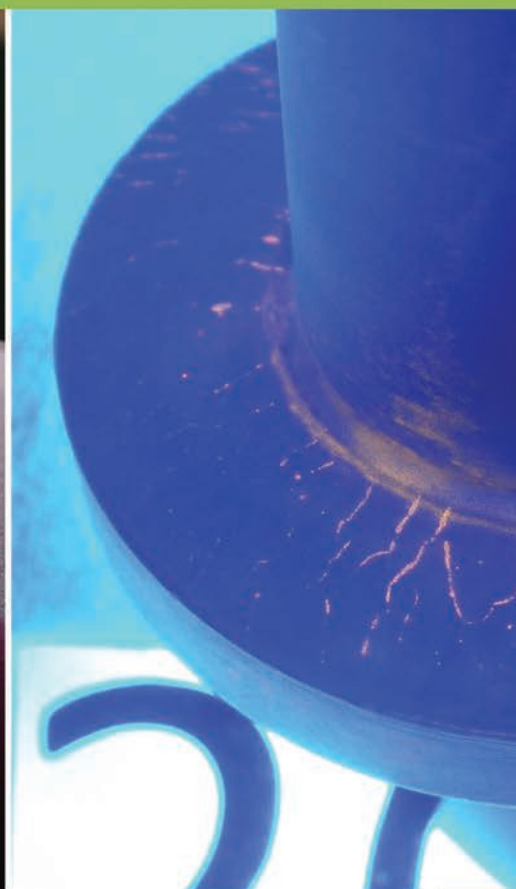
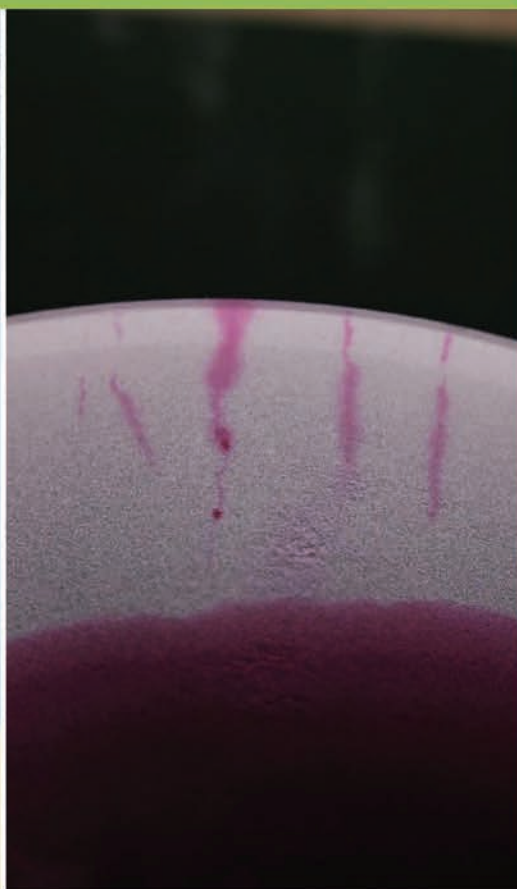
Cím: 1161 Budapest, Béla utca 62.

E-mail: orszak@orszak.hu

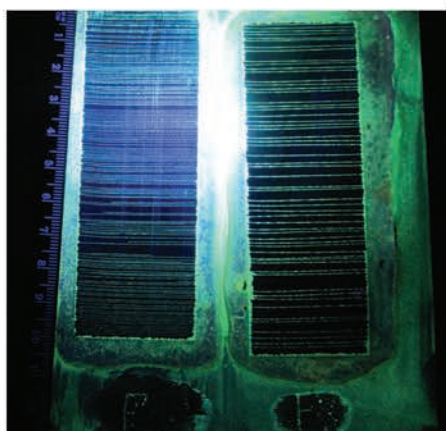
www.orszak.hu



orszak
anyagvizsgáló képzések



A folyadékbehatolós (PT) vizsgálat fejlődése a vizsgáló anyagok csoportja és érzékenysége területén figyelhető meg. Bár megjelentek speciális szerek is (hab, ceruza), de a fő kérdés a kimutatandó eltéréshez megfelelő fajta (I. vagy II. típus) és a megfelelő érzékenység megválasztása.



Az adott méretű eltérést milyen valószínűséggel lehet kimutatni?

Ehhez azonban ismerni kell az anyagot, az igénybevételt, a károsodási folyamatot és a kimutatandó minimális hiba méretet.

Tanfolyamaink ehhez nyújtanak segítséget, tudást.

ORSZAK NOVUM Kft.

Cím: 1161 Budapest, Béla utca 62.

E-mail: orszak@orszak.hu

www.orszak.hu