

- Inhibitors. *British Corrosion Journal* 12 (1977) 46–50.
- [3] F. Hanna, G. M. Sherbini, Y. Barakat: Commercial fatty acid ethoxylates as corrosion inhibitors for steel in pickling acids. *British Corrosion Journal* 24 (1989) 269–272.
- [4] M. Th. Makhlof, S. A. El-Shatory, A. El-Said: The synergistic effect of halide ions and some selected thiols as a combined corrosion inhibitor for pickling of mild steel in sulphuric acid solution. *Materials Chemistry and Physics* 43 (1996) 76–82.
- [5] H. A. El-Dahan, T. Y. S. Mohamed, S. A. A. El-Enin: Efficient quaternary ammonium salt as corrosion inhibitor for steel pickling in sulfuric acid media. *Anti-Corrosion Methods and Materials* 46 (1999) 358–363.
- [6] A. A. El-Meigli, S. Turgoose, A. A. Ismail, S. H. Sanad: Effect of corrosion inhibitors on scale removal during pickling of mild steel. *British Corrosion Journal* 35 (2000) 75–77.
- [7] B. Tang, W. Su, J. Wang, F. Fu, G. Yu, J. Zhang: Minimizing the creation of spent pickling liquors in a pickling process with high-concentration hydrochloric acid solutions: Mechanism and evaluation method. *Journal of Environmental Management* 98 (2012) pp. 147–154.
- [8] B. Tang, D. N. Li, F. L. Fu, Y. C. Xu, G. J. Yu, J. Y. Zhang: A Strategy for Cleaner Pickling: Effect, Mechanism and Evaluation Method of a Complex-Inhibitor in Hydrochloric Acid Medium. *Industrial and Engineering Chemistry Research* 51 (2012) pp. 2615–2621.
- [9] M. N. El-Haddad, K. M. Elattar: Role of novel oxazocine derivative as corrosion inhibitor for 304 stainless steel in acidic chloride pickling solution. *Research on Chemical Intermediates* 39 (2013) pp. 3135–3149.
- [10] M. Tourabi, K. Nohair, M. Traisnel, C. Jama, F. Bentiss: Electrochemical and XPS studies of the corrosion inhibition of carbon steel in hydrochloric acid pickling solutions by 3,5-bis(2-thienylmethyl)-4-amino-1,2,4-triazole. *Corrosion Science* 75 (2013) pp. 123–133.
- [11] M.-J. Cornu, A. Kaltsov, S. Nicolas, L. Colom, M. Dossot: Behaviour of tetramine inhibitors during pickling of hot rolled steels. *Applied Surface Science* 293 (2014) pp. 24–36.

FEKETE BALÁZS – TRAMPUS PÉTER – RADNÓCZI GYÖRGY

Az anyagszerkezetben végbemenő változás kinetikájának vizsgálata a reaktortartály anyagának termomechanikus fáradása során

A VVER-440 reaktortartály 15H2MFA minőségű szerkezeti anyagának kisciklusú fárasztóvizsgálatát végeztük el teljes alakváltozás-amplitúdó vezérlés mellett. A méréseket Gleeble 3800 szervo-hidraulikus fizikai szimulátoron végeztük 150 és 270 °C között ciklikusan változó hőmérséklet-tartományban. A névleges élettartam ismeretében megszakított fárasztóvizsgálatokat végeztünk, majd a próbatesteket transzmissziós elektronmikroszkópban vizsgáltuk, amellyel a célunk a fáradási folyamat követése volt.

Bevezetés

A nyomottvízes-reaktoroknál (Pressurized water reactor – PWR) a leggyakrabban bekövetkező mechanikai tönkremenetel a kisciklusú termomechanikai fáradás, amelyet az egyidejűleg fellépő termikus és mechanikai igénybevétel okoz a tranziens igénybevételi folyamatok (pl. indítás, és leállítás) és az esetlegesen fellépő üzemzavari körülmények hatására. A hőfáradás vagy termikus fáradás során a ciklikusan váltakozó hőterhelés

(vagy egyidejű hő- és mechanikai terhelés) váltakozó képlékeny alakváltozást idéz elő az anyag felületközeli rétegeiben, a külső és belsőbb anyagrések eltérő és akadályozott hőtágulása következtében, illetve a csővekben áramló közeg hőreterjedésének hatására a cső keresztmetszetében. Az erőmű szerkezeti anyagok kisciklusú fáradási viselkedésének ismerete egyre nagyobb fontosságúvá válik az atomerőművek üzemidő-hosszabbítása kapcsán. Jelen munkánkban a célunk az előzetes – kifá-

radásig végzett – kísérletek eredményeire [1] támaszkodva, megszakított fárasztással öregített próbatestek transzmissziós elektronmikroszkópos (TEM) vizsgálatával nyomon követni a fáradási alapstruktúra fejlődését a 15H2MFA reaktortartály-acél esetében. A szerzők ismeretei szerint a vizsgált szerkezeti acélra vonatkozóan hasonló kutatómunkát – melyben a termomechanikus fáradást folyamatában, fémtani elemzésekkel kiegészítve vizsgálják – még nem publikáltak.

Termomechanikus fárasztóvizsgálatok

Anyagminőség és a próbatestek kialakítása

A próbatesteket a VVER-440/V-213 (orosz tervezésű PWR) tartály Cr-Mo-V ötvöztetésű alapanyagából (15H2MFA) munkáltuk ki. A névleges kémiai

1. táblázat. A vizsgált anyag névleges kémiai összetétele (%)

Anyag	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	As	Co	Cu
15H2MFA	0,13– 0,18	0,17– 0,37	0,30– 0,60	max. 0,025	max. 0,025	2,50– 3,00	max. 0,040	0,60– 0,80	0,25– 0,35	max. 0,05	max. 0,02	max. 0,015

2. táblázat. A vizsgált anyag mechanikai tulajdonságai

Anyag	20 °C				350 °C			
	R_m [MPa]	R_p [MPa]	A [%]	Z [%]	R_m [MPa]	R_p [MPa]	A [%]	Z [%]
15H2MFA	540	431	14	50	490	392	13	50

összetételt az 1. táblázat, a mechanikai tulajdonságokat a 2. táblázat tartalmazza.

A próbatesteket az esztergáláshoz szükséges hasáb előgyártmányok elkészítése után gyártói előírás szerint 1000 °C-ról olajban edzettük, majd 680 °C-on 15 órán keresztül megereztettük. A hőkezelés hatására bainit-martenzites szövetszerkezet alakul ki, termodinamikailag stabil diszperz eloszlású karbidhálózattal. A hőkezelést követően a szövetszerkezetről készült fénymikroszkópos felvétel az 1. ábrán látható. A hőkezelést követően a hasáb előgyártmányok egy részéből arányos ($l_0=5d_0$) szakító próbatesteket munkáltunk ki, amelyeket kvázisztatikus szakítóvizsgálathoz vetettünk alá a termomechanikus fárasztás szélső hőmérsékletein. Az alkalmazott jeltávolság 20 mm volt. A 2. ábrán látható eredményekből megállapítható, hogy e két hőmérsékleten a mechanikai tulajdonságokban jelentős eltérés nem tapasztalható, az anyag a gyártói adatok szerinti szilárdsági tulajdonságokkal rendelkezik.

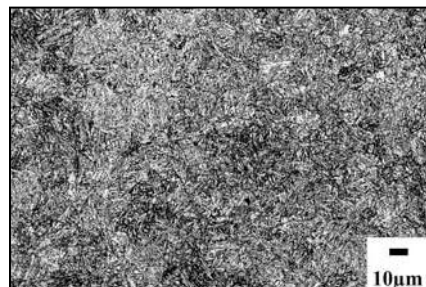
lárdsági tulajdonságokkal rendelkezik.

A vizsgálatok során 8 mm átmérőjű, 7 mm mérőhosszúságú hengeres próbatestet alkalmaztunk. A geometriai tervezés során a próbatestek lehetséges méretének határt szabott a Gleeble berendezés belső méretei által határolt tér és a gép befogórendszere. Továbbá a magas nyomóerősültségek miatt fontos szempont volt a kihajlás elkerülése. Az alkalmazott próbatest méretei a 3. ábrán láthatók.

Annak érdekében, hogy a gyártási körülményekből adódó esetleges inhomogén felületi minőség ne befolyásolja a mérési eredményeket, a vizsgálatok előtt a próbatesteket esztergagépen csiszoltuk és políroztuk.

A mérési elrendezés

A kisciklusú fáradási vizsgálatokat szervo-hidraulikus mechanikai rendszerrel működő Gleeble 3800 fizikai szimulátorral végeztük, állandó mechanikai nyúlásamplitúdó (ϵ_m) mellett. Az egytengelyű mechanikai terhelés mellett a Gleeble 3800 termikus rend-

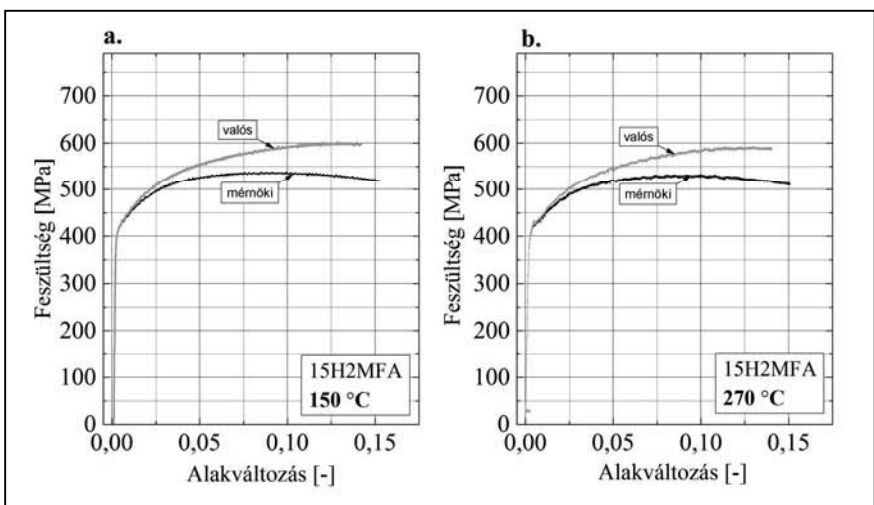


1. ábra. A kísérleti anyag szövetsképe (N=200x, 5% Nital)

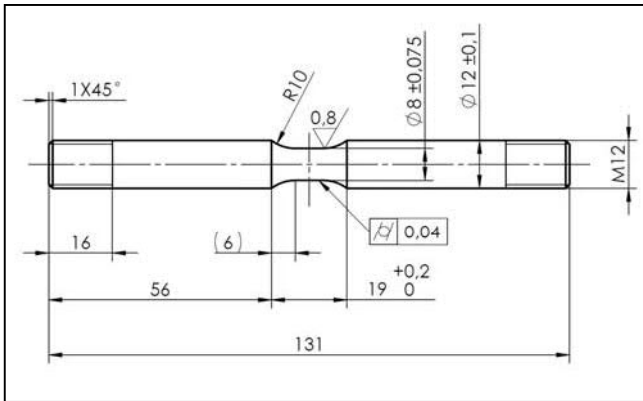
szere segítségével időben változó hőmérséklet-terhelést működtettünk a mérés során $T=150-270$ °C között, a mechanikai terheléssel fázisban. A hőmérséklet-szabályozás a próbatestre a befogópofáktól szimmetrikusan, középen felhegesztett K-típusú termoelem segítségével történt. A fárasztóvizsgálat idő-mechanikai terhelés, és idő-hőmérséklet diagramja a 4. ábrán látható.

A teszteket háromszög programozott jelalakkal és 0,08 Hz-es frekvenciával végeztük. A ciklikus terhelést a nyomott oldalról indítottuk. A teljes deformációt HZT060 típusú lineáris útagóval mértük, melyet közvetlenül a próbatestre rögzítettünk. A berendezés közvetlen ellenállásfűtéssel hevíti a próbatestet rézpofákon keresztül, a hűtés a próbatest mérőhosszára irányított nagynyomású levegővel történt. A vizsgálat elrendezése és a Gleeble 3800-as berendezés kamrateret az 5. ábrán látható.

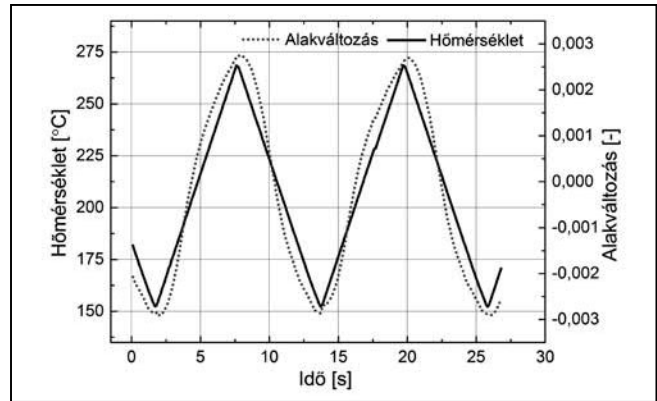
A terhelés-amplitúdó hatásának vizsgálata során négy alakváltozási szinten végeztünk előzetes vizsgálatokat annak érdekében, hogy az adott mérési beállításhoz tartozó tönkremeneteli élettartamot megismerjük. A tönkremenetelig lefuttatott fárasztóvizsgálatok mechanikai terhelés amplitúdói (a teljes alakváltozás amplitúdói) a következők voltak: $\pm 0,3\%$, $\pm 0,6\%$, $\pm 1,2\%$, $\pm 1,5\%$. Mérési beállításonként három ismétlést végeztünk, tönkremeneteli kritériumként a vizsgálat során mért húzóirányú maximális erő 75%-ának elérését határoztuk meg. Az így definiált tönkremeneteli



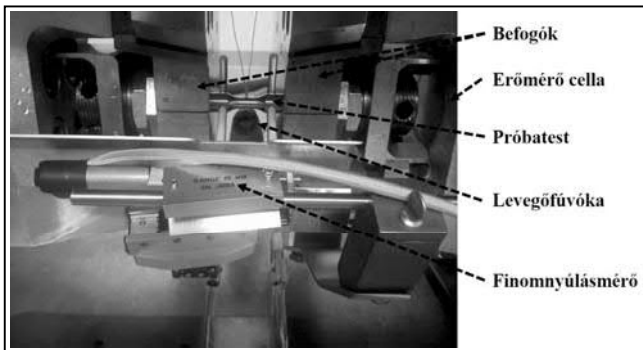
2. ábra. A szakítóvizsgálatok eredményei a. 150 °C-on, b. 270 °C-on



■ 3. ábra. A próbatetek méretei



■ 4. ábra. A terhelések vezérelt változóinak idő diagramja



■ 5. ábra. A kísérleti elrendezés a Gleeble szimulátor kamrájában

kritériummal fásztva, a próbatetek keresztmetszetében jelentős méretű, a keresztmetszet 40-60%-ára kiterjedő repedés keletkezett. Az alakváltozás, az erő, és a hőmérséklet jeleket 10 Hz-es frekvenciával mintavételeztük.

Kifáradási élettartam

A tönkremeneteli ciklusszám és a képlékeny alakváltozás-amplitúdó közötti kapcsolat egyik széles körben elfogadott modellje a Coffin–Manson-egyenlet [2]. Jelen vizsgálat Coffin–

kus vizsgálatok eredményeit a Coffin–Manson-törvény nem írja le olyan megbízhatósággal, mint az izotermikus körülmények között végzett vizsgálatokét.

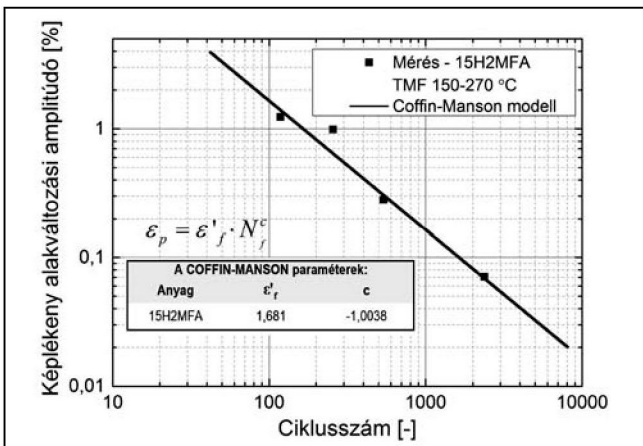
A diagramban ábrázolt mennyiségek a terhelési szintenként adódó eredmények átlagértékei.

Az illesztés korrelációs együtthatójának négyzete a korábbi izotermikus tesztek esetén $r^2=0,999$ -re, míg a termomechanikus tesztek értékelése során $r^2=0,771$ -re adódott. Az elméleti görbétől való nagyobb eltéréstől elő-

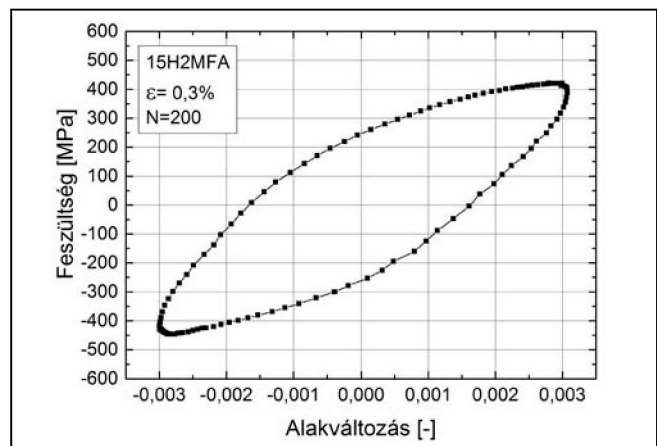
zetesen arra következtetünk, hogy a termomechanikus vizsgálatok során, a ciklikus lágyulást követő stabil szakasz hiszterézisgörbéje a 7. ábrán látható. Összehasonlítva az eredményeket a korábbi izotermikus vizsgálatokkal [1] megállapítottuk, hogy a termo-mechanikus vizsgálatok eredményeit a Coffin–Manson-törvény nem írja le olyan megbízhatósággal, mint az izotermikus körülmények között végzett vizsgálatokét.

Megszakított termomechanikus fásztóvizsgálatok

Az előző részben leírt módon meghatároztuk a szerkezeti anyag adott fásztási paraméterekhez tartozó élettartamát, amely eredményeket a megszakított fásztási vizsgálatok tervezésénél használtunk fel. A terhelési szintek közül jelen kutatáshoz a legalacsonyabbat választottuk (0,3%), mivel az üzemi körülményeket legjobban modellező igénybevétel hatásának vizsgálata volt a célunk. A magas alakváltozás-amplitúdó az anyag fáradási viselkedésének tanulmányozásá-



■ 6. ábra. A TMF-teszt Coffin–Manson-diagramja



■ 7. ábra. A hiszterézisgörbe

3. táblázat. Átlag tönkremeneteli élettartam $\varepsilon=0,3\%$ terhelési szinten

Minta-azonosító	Mechanikai nyúlás amplitúdó	Vizsgálati hőmérséklet	Halmozódó károsodás $\frac{N_i}{N_t}$	Ciklusszám N_i
1	0,3%	150-270 °C	0,05	106
2	0,3%	150-270 °C	0,25	594
3	0,3%	150-270 °C	0,50	1188
4	0,3%	150-270 °C	0,70	1663

hoz, és a fáradási modell felvételéhez szükséges, azonban a valós berendezésben a geometriai kényszerek miatt üzem közben nem jellemzőek ekkora alakváltozások. A kiválasztott terhelési szinten az átlag tönkremeneteli élettartam (N_t) 2376 ciklus, amelyet négy részre osztottunk a 3. táblázat szerint.

A korábbiakban ismertetett kísérleti módszer szerint lefuttattuk a fárasztóvizsgálatokat a 3. táblázat szerinti ciklusszámokkal.

Transzmissziós elektronmikroszkópos vizsgálatok

Próbatest-előkészítés

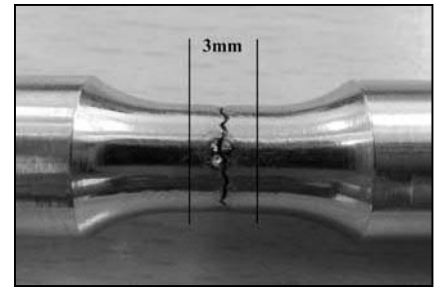
Mivel a megszakított fárasztások próbatestjeinek felületén repedések még nem láthatók, ezért a vizsgálatok kritikus kérdése a minta kivételének helye. A 8. ábrán egy jellemző repedéskép látható, melyen bejelöltük a töréshelyig fárasztott próbatesteken jellemző repedések jellemző helyét.

A fárasztott próbatestek fent jelölt, és látható repedéssel még nem rendelkező részéből 3 mm magas korongot vágunk ki gyémántárcsás asztali vágógépen. Az így kapott mintából

gyémántfűrészsel 0,5-0,7 mm vastagságú lemezt készítettünk, amelyből 3 mm átmérőjű kör alakú mintát vágunk ki. A mintát 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 keletkezik, amelyek közötti hidakban illetve a lyukak szélénél vannak az elektronok számára átlátható helyek. Ezek területére a 10 μm laterális méret jellemző. A vizsgálatokat CM-20 típusú elektronmikroszkópban, 200 kV gyorsítófeszültség mellett végeztük.

A TEM-vizsgálatok eredményei

Az 1. mintára jellemző (9. ábra), hogy elnyújtott szubszemcséket látunk benne, amelyek keresztmetszete a 0,1-1 μm közötti, hosszuk azonban ennek a méretnek többszöröse, 10 μm is lehet. Az elnyújtott szemcsék iránya változó, jellemző, hogy több helyen egy centrumba mutatnak. Az ekvixiális szemcsékről elképzelhető, hogy ezek esetében elnyújtott szemcsék keresztmetszetét látjuk. A 9. ábrán mutatott terep csak kisszögű határokat tartalmaz.



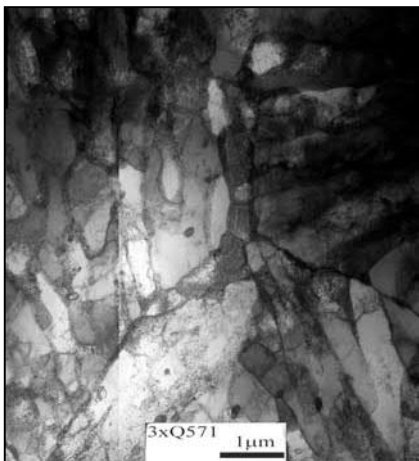
8. ábra. A repedések helyzete

A szemcséknek tűnő cellák belsejében viszonylag kevés diszlokációt látunk, a diszlokációk nagy része a falakban van. A diszlokációk száma egyes szemcsék belsejében 400-800 $1/\mu\text{m}^2$.

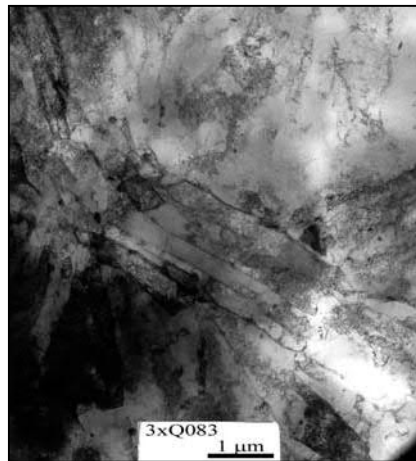
A 2. mintáról készült felvétel látható a 10. ábrán. A szerkezetben elnyújtott cellák kötegeit láthatjuk különböző irányokban, egy nagyobb területen, azonos szemcsén belül. Megjegyezzük, hogy az egyes területeken a cellák láthatósága attól függ, hogy a vizsgált terület mennyire van Bragg-helyzetben. Az egyes kötegekben a cellák a 9. ábrán láthatóhoz képest keskenyebbek, a két szerkezet (9. és 10. ábra) között más érdemi különbség nem volt megfigyelhető.

A károsodási élettartam feléig fárasztott próbatestből készített 3. minta mikroszerkezete látható a 11. ábrán. Itt is megjelennek a különböző irányban álló elnyújtott cellák kötegei, amelyek néhány mikrométeres tartományokban vannak elrendezve. A tipikus cellakeresztmetszet ennél a mintánál is 1 μm alatti, a cellák hossza 1-5 μm . Az 1. és 2. mintával összehasonlítva a cellák keresztirányú méretének növekedése figyelhető meg. Az aprószemcsésnek látszó tartományok lehetnek az elnyújtott cellakötegek keresztmetszeti nézetei, de lehetnek átlapoló kötegek kétirányú darabolódásával előállt szerkezetek is. Ezek rendszeresen az elnyújtott cellák kötegeinek metszéspontjában jelennek meg. A felvételen megjelenő sötét, kb 0,1 μm méretű foltok kiválások.

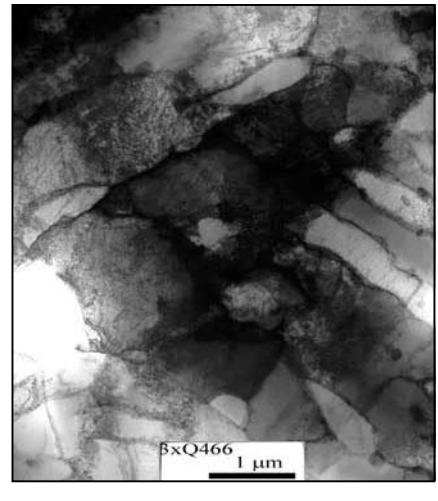
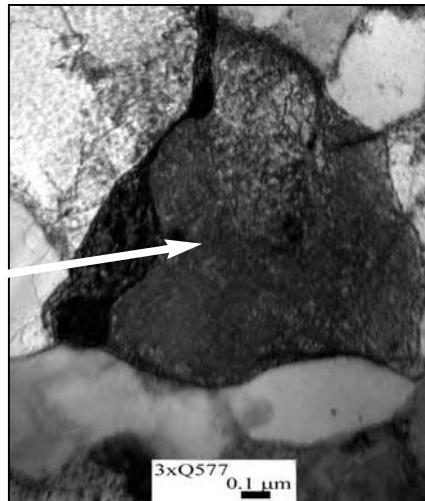
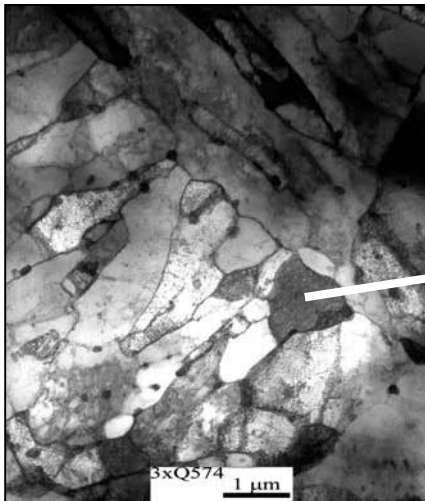
A 11. ábrán látható határok szisztematikusan kihajlása az ekvixiális tartományból az elnyújtott cellák irányába nem lehet a deformációs folyamat következménye. Ez arra utal, hogy a határok elmozdultak a nagyobb – több hibahelyet tartalmazó – cellák irányá-



9. ábra. Az 1. mintáról készült TEM-felvétel (119 ciklus)



10. ábra. A 2. mintáról készült TEM-felvétel (594 ciklus)



■ 11. ábra. A 3. mintáról készült TEM-felvételek (1188 ciklus)

■ 12. ábra. A 4. mintáról készült TEM-felvétel (1663 ciklus)

ba. Az ábra jobb oldalán kiemelt háromszög alakú sötét kontraszttal megjelenő szemcse, szintén még kisebb (néhány tízed μm méretű) cellából áll.

A 12. ábrán a károsodási élettartam 70%-áig fárasztott minta szerkezete látható (4. minta). A cellák alakja rendezetlenebb, mint a korábbi mintákban, a szubszemcse-határok gyakran a kiválásokon vannak feltűzve. Mindezzel arra utal, hogy szemcsehatármozgások mehettek végbe a mintában. A szerkezetre jellemző az alacsony diszlokáció-koncentráció.

A TEM-vizsgálatok eredményeinek értékelése

Mayer és társai [4] hasonló összetételű és szövetszerkezetű gőzturbinákban használt melegszilárd acélon végeztek megszakított fárasztási kísérleteket. Kísérleti anyaguk ciklikusan lágyuló, a lágyulás mértéke jelentősen függ az alakváltozás sebességétől és a hőmérséklettől. A próbatesten meghatározták a diszlokációsűrűséget, és a szubszemcseméretet a ciklusszám függvényében, melyből látható, hogy a diszlokációsűrűség csökkenő, míg a cellaméret növekvő tendenciát mutat a fáradás előrehaladásával.

Az általunk vizsgált mintákban a cellaszerkezet már a legkisebb ciklusszám (119 ciklus) esetén kialakul, de a cellákon belül még jelentős számú diszlokáció található. A ciklusszám növelésével a cellaméret mintha valamit csökkenne (10. ábra, 594 ciklus). A szerkezetben jobban érzékelhető változást a 1118 ciklusdeformációt

elszenvedett mintában láthatunk, amelyben mintha dinamikus relaxációs folyamatok indultak volna el. Erre a cellahatárok kihajlása utal (11. ábra). 1663 ciklus után a cellahatárok elveszítik irányítottóságukat és vonaluk a TEM-képeken helyenként megtörnek, ami a korábbi állapotokban nem figyelhető meg. A karbidzárványok mérete is valamelyest megnő és rendszerint a cellahatárokon találjuk őket (10. és 11. ábra). 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 diszlokációmentesnek. Mindezek a (dinamikus) folyamatok elvezethetnek oda, hogy a kisszőgű cellahatárok szerkezete átalakul, azok mozgásképesé válnak. Ezáltal a kialakult csúszási rendszerek elzáródhatnak, a csúszás/elmozdulás a diszlokációs mechanizmusról áttevődhet a szemcse- és cellahatárokb. Mivel utóbbiak már nem fekszenek benn valamilyen csúszási rendszerben, a határok menti elmozdulások repedések kinyílásához vezetnek. Ezt a folyamatot erősítheti a karbidok jelenléte a határokb. A ciklusszám további növelésével a repedések növekednek (illetve a meghatározó repedés növekszik), a minta eltörik.

Összefoglalás

A kísérleti és a fémtani eredmények elemzése alapján a bemutatott vizsgálatok az alábbiakban foglalhatóak

össze. A rektortartály anyagán kisciklusú termomechanikai fárasztóvizsgálatot végeztünk különböző terhelés-amplitúdóval, ciklikusan változó 150–270 °C hőmérséklet-terhelés mellett. A kísérleti anyag mechanikai viselkedését tekintve ciklikusan lágyuló. A 0,3% teljes alakváltozás-amplitúdó modellezi legjobban a tényleges berendezésben uralkodó körülményeket, ezért ezzel a terheléssel végeztük a megszakított fárasztóvizsgálatokat az előzetesen meghatározott élettartam 5, 25, 50, 70%-áig. Az így előkészített, eltérő halmozódó károsodással rendelkező próbatestekből TEM-mintákat készítettünk úgy, hogy a minták síkja és a terhelés iránya párhuzamos legyen. Ezeket CM-20 típusú elektronmikroszkópban, 200 kV gyorsítófeszültség mellett vizsgálatokat végeztünk, amellyel a fáradási struktúra fejlődésének követése volt a célunk. A TEM-vizsgálatok kimutatták, hogy a diszlokációsűrűség csökken a fáradási folyamat előrehaladtával. A fáradási struktúra a névleges élettartam felénél intenzívebb változást mutat. Ekkor a cellák belsejében lejátszódó diszlokációs mechanizmust egyre inkább felváltja a szemcse- és a cellahatárok mozgása, mely mikrorepedések kialakulásához vezet. A folyamatot a szemcsehatárokb. jelen lévő karbidok gyorsítják.

Köszönetnyilvánítás

A publikáció elkészítését a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 számú projekt támogatta. A projekt az Európai Unió támogatásával, az

Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

A szerzők köszönetüket fejezik ki dr. Verő Balázs professzornak a TEM-felvételek értelmezésében nyújtott segítségével. A transzmissziós elektronmikroszkópos vizsgálatok az MTA TTK Műszaki Fizikai és Anyagtudományi Intézetében készültek.

Irodalom

[1] B. Fekete, P. Bereczki, P. Trampus: Low cycle fatigue behavior of VVER-440 reactor pressure vessel

steels at isothermal condition, Materials Science Forum. 2014. (megjelenés alatt)

[2] L. F. Coffin: Fatigue at high temperature – Prediction and interpretation. Proc. Instn. Mech. Engrs. 1974 Vol. 188 9/74

[3] G. Facheris, M.-S. Pham, K. G. F. Janssens, S. R. Holdsworth: Microscopic analysis of the influence of ratcheting on the evolution of dislocation structures observed in AISI316L stainless steel during low cycle fatigue. Materials Science & Engineering A587 (2013) 1–11.

[4] T. Mayer, L. Balogh, C. Solenthaler, E. Muller Gubler, S. R. Holdsworth: Dislocation density and sub-grain size evolution of 2CrMo NiWV during low cycle fatigue at elevated temperatures. Acta Materialia 60 (2012) 2485–2496.

[5] Vani Shankar, Valerij Bauer, R. Sandhya, M. D. Mathew, H.-J. Christ: Low cycle fatigue and thermo-mechanical fatigue behavior of modified 9Cr–1Mo ferritic steel at elevated temperatures. Journal of Nuclear Materials 420 (2012) 23–30.

PÓR GÁBOR – CSICSÓ GÁBOR – DANKA ZSOLT – GÁRDONYI GÁBOR – MANHERTZ GÁBOR – BEREZKI PÉTER – SZOMBATHELYI VIKTOR – TRAMPUS PÉTER – VERŐ BALÁZS

Akusztikus események detektálása TWIP-acélok szakítása közben

A TWIP- (TWinning Induced Plasticity = ikresedés hatására bekövetkező képlékeny alakváltozás) acélok története körülbelül 16 éves múltra tekint vissza. Ezek az ausztenites acélok széles körben használatosak, mivel nagy szilárdságuk nagymértékű képlékeny alakíthatósággal párosul, emellett jó kopás- és korrózióálló tulajdonsággal rendelkeznek. A TWIP-acélnak egyre nagyobb szerep jut az autóiparban. A TWIP-acélok szakítógörbéje felosztható három jól elkülöníthető részre: az első szakaszban a diszlokációs keményedés jellemző, amelyek akusztikus emissziós (AE) eseményeket okoznak; a második szakaszban az ikresedés következtében jelentkezik az események többsége; míg a harmadik szakaszban az ikerpárok generálják az eseményeket. A méréseink célja az volt, hogy szakítóvizsgálat közben jellegzetességeket találjunk az egyes szakaszok alatt regisztrált akusztikus eseményekben. Különbségeket észleltünk az eseménynagyságban, az eseménygyakoriságban, mialatt a spektrumok első benyomásra nagy hasonlóságot mutattak. Alaposabb vizsgálat után kisebb eltéréseket észleltünk a spektrumokban, melyek fontosak lehetnek a későbbi elemzésekben. A szakítóvizsgálatokat Gleeble szimulátor segítségével hajtottuk végre.

Bevezetés

A cikkben TWIP-acélok eltérő hőmérsékleten történő szakítása közben rögzített akusztikus jeleket mutatunk be. A TWIP-acélok nagy mangántartalommal (17–24%) rendelkeznek, aminek következtében szobahőmérsékleten teljesen ausztenites szövetszerkezetük van és nagymértékű képlékeny alakváltozásra képesek az ikerkristályok keletkezésének köszönhetően. Erről a folyamatról kapta a nevét az anyag. Az ikresedés következtében a mikroszerkezet folyamatosan finomabbá válik. Az ikerhatárok úgy viselkednek, mint a szemcseha-

tárok, ugyanis gátolják a diszlokációk mozgását, növelve az acél szilárdságát. A TWIP-acél egyesíti a nagy szilárdságot a nagy szívóssággal.

A szakítóvizsgálatok kiértékelésénél az egyes szakaszok megkülönböztetésére a keményedésváltozás sebességének görbét használják. A görbe a valódi alakváltozás-valódi feszültség függvény folytonos differenciáljával állítható elő. A függvény lokális szélső értékeinél választhatóak el az alakváltozási mechanizmusok egyes szakaszai. Mivel eltérő anyag szerkezeti változások játszódnak le a különböző szakaszokban, érdekes kihívásnak ígérkezett, hogy eltérése-

ket találjunk az egyes szakaszok akusztikus eseményei közt.

Cikkünkben analizáljuk és összehasonlítjuk a különböző hőmérsékleten (szobahőmérséklet, 100 °C, 150 °C) végzett szakítások során mért akusztikus eseményeket.

A vizsgálati eljárás bemutatása

A szakítóvizsgálatok végrehajtásához a Gleeble 3800 [1] fizikai szimulátort használtuk. A Gleeble egy termomechanikus szimulátor, amelynek egy teljesen integrált, digitális, zárt rendszerű szabályzó rendszere van.

Precíziós öntéssel készült TWIP