

CIRKÓNium MINT AZ ATOMERŐMŰVEK SZERKEZETI ANYAGA

Griger Ágnes
AEMI Atomenergia Mérnökiroda

A nukleáris reaktorokhoz kapcsolódó különböző technikai és gazdaságosságra irányuló fejlesztések egyik folyamatosan szem előtt tartott célja – a meglévő reaktorok élettartamának növelése mellett – azok fenntartható és egyre biztonságosabb működtetése. Ennek megfelelően a biztonsággal szembeni követel-

mények egyre növekednek, ami folytonos kihívást jelent a reaktoranyagok tulajdonságainak optimalizálásában.

A könnyű- és nehézvízes reaktorok működéséhez szükséges fűtőelemek kiégetése során aktinidaelemek izotópjai és hasadási termékek keletkeznek, amelyek bomlása az élő szervezetekre veszélyes radioaktív sugárzást okoz. Ezen radioaktív anyagok környezetből való elzárása mindig is hangsúlyos cél volt. Bár a fűtőelemmátrix (urán-dioxid) alapvetően visszatartja a keletkezett anyagokat, nagyon lényeges a fűtőelem burkolatának izoláló hatása. A fűtőelemek burkolatának legfontosabb feladata az, hogy a fűtőelemmátrixból kilépő radioaktív anyagok környezetbe való kijutása szempontjából *elsődleges gátként* működjön. Ehhez – még szélsőséges működési körülmények között is – a burkolat integritásának megőrzésére, a *hermetikus megőrzésére* van szükség.

Az üzemeltetési körülmények jelentős gazdasági haszonnal járó kiterjesztésével és a villamosáram-termelés

A munkát a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Hivatal az NVKP_16-1-2016-0014 számú projekt keretében támogatta.



Griger Ágnes, a fizikai tudomány kandidátusa az AEMI Atomenergia Mérnökiroda tudományos főmunkatársa. Kutatási területe az atomreaktorok-fűtőelemek besugárzás alatti viselkedésének vizsgálata, különös tekintettel a reaktorbiztonsági kérdésekre, például a továbbfejlesztett fűtőelemek bevezetésével nemzetközi együttműködésben kiégetett VVER fűtőelemek széleskörű anyagtudományi vizsgálatát végezték. A FURÓM stationer fűtőelem-viselkedési kód egyik szerzője.

fokozásával ma is további fejlesztések válnak szükségessé a fűtőelem-burkolat mechanikai tulajdonságainak javításához, a sugárkárosodással szembeni ellenállásának és korrózióállóságának növeléséhez.

Ugyanakkor az új fejlesztésű üzemanyagpálcák bevezetése hatósági engedélyekhez kötött. Az engedély megszerzésének alapja a fűtőelem-pálcák megfelelőségének igazolása a burkolat integritását biztosító kritériumok teljesüléne bizonyításával. Ehhez mindenkor valamennyi reaktorállapotot lefedő, nagyszámú fűtőelem-viselkedési szimuláció elvégzése és értékelése szükséges az új fűtőelemek üzemeltetés közbeni várható viselkedésének megismeréséhez. Az eredmények alapul szolgálnak az üzemanyagpálcák sérülésmentességének előzetes igazolásához, illetve azon körülmények azonosításához, amikor a pálcák esetleg inhermetikussá válhatnak. Ezeket a szimulációkat – természetesen – kísérletileg széleskörűen ellenőrzött számítógépi programokkal kell elvégezni.

A végső cél olyan fűtőelem-pálcák kifejlesztése és optimalizált működtetési körülmények megvalósítása, amelyek hozzájárulnak a fűtőelem-gazdálkodás folyamatos javításához.

A burkolatanyagok fejlesztése területén megszerezhető ismeretek nemcsak jelentős mértékben befolyásolják a reaktorok, így a Paksi Atomerőmű reaktorainak biztonságát, hanem önmagukban is érdekes anyagtudományi kérdéseket vetnek fel.

Az MTA Energiatudományi Kutatóközpont és az ELTE TTK Anyagfizikai Tanszéke a NUBIKI Nukleáris Biztonsági Kutatóintézet és a TÜV Rheinland bevonásával – az NKFIH anyagi támogatásával – 2017 és 2019 között e tárgyban projektet valósít meg.

Miért éppen cirkónium?

A burkolatanyagokkal szembeni követelmények érvényesítése a „hősi időkben”, amikor a nukleáris biztonsági kérdések megoldása még nem volt olyan kiforrott, mint napjainkban, komoly technikai kihívást jelentett az anyagtudomány számára. Az ötvenes években, az atom-tengeralattjárókban működő nukleáris reaktorok fűtőelemei számára olyan anyagokat kerestek, amelyek *termikusneutron-abszorpciós hatás keresztmetszete kicsi, magas hőmérsékleti szilárdsági tulajdonságai jók* (nagyszilárdságú, ugyanakkor jól alakítható anyagok) és *magas hőmérsékletű vizes közegben ellenállnak a korróziónak* [1]. A keresés során a hagyományos szerkezeti anyagok hamar kiestek a rostán, mert például az amúgy jó korróziós és magas hőmérsékleti mechanikai tulajdonságokkal rendelkező acélok (vagy akár a nikkel- és a titánötvözetek) nagy neutronbefogási hatás keresztmetszettel rendelkeznek, az acélok ráadásul még sok olyan ötvöző elemet is tartalmazhatnak, amelyek erősen felaktiválódnak. Az alumínium- és magnéziumötvözetek főleg a gyenge magas hőmérsékleti szilárdsági tulajdonságaik miatt estek ki a versenyből. A cél megvalósítása érdekében az anyag kiválasztásának tiszte nem ki-

sebb személyiséget illetett meg, mint *H. G. Rickover*, a US NAVY legendás hírű admirálisát [2], aki nemcsak kiváló katona volt, hanem élenjáró reaktor-technológiai, reaktorfizikai és nem utolsósorban anyagtudományi tudással is rendelkezett [3]. Az admirális ötvenes évek beli döntése mind a mai napig meghatározza a nyugati fejlett országokban használatos nukleáris reaktorok fűtőelemeinek burkolatanyagát, annak egész technológiáját és fejlesztését. A Szovjetunióban – ettől függetlenül – az ott kifejlesztett nukleáris reaktorok néhány szerkezeti anyagához és a fűtőelemek burkolatanyagához szintén cirkóniumötvözet mellett döntöttek, de a történeti részletek számunkra kevésbé ismertek.

A cirkónium és ötvözetei

A cirkóniumot tartalmazó ércben több természetes kísérő elem található, amelyek közül egyedül a $\leq 4,5$ tömeg %-ban előforduló hafnium a lényeges, mivel ennek mennyisége jelentős és nagyon nagy termikusneutron-abszorpciós hatás keresztmetszete van. Ezért a hafniumot a nukleáris reaktorok céljaira szolgáló fém cirkónium alapanyagból eltávolítják, vagy tömegarányát legalább ≤ 100 tömeg ppm alá szorítják. Az alapanyag ekkor sorolható „reaktor minőségű” tisztasági osztályba és használható fel nukleáris alkalmazásokban.

A fém cirkónium alacsony hőmérsékleti állapota α -Zr *szoros illeszkedésű hexagonális szerkezetű* (tércsoport: $P6_3/mmc$, elemicella-méret: $a = 0,323$ nm és $c = 0,515$ nm), ami magas hőmérsékleten (≥ 863 °C-on) β -Zr *tércentrálalt köbös szerkezetű* (tércsoport: $Im\bar{3}m$, elemicella-méret: $a = 0,361$ nm) szilárd fázisként létezik.

A nukleáris alkalmazásban a cirkónium kétféle kétalkotós ötvözetcsoportját használják, ahol az *ón* és a *nióbbium* a fő ötvözők, illetve újabban a kettő kombinációjából kialakított háromalkotós ötvözeteket is használnak (*1. táblázat*). (Az „Exxx” jelű ötvözetek orosz, az M5 francia, a ZIRLO Westinghouse, a Zr2,5Nb orosz vagy kanadai fejlesztésű, a többi amerikai, angol vagy francia.)

A nióbbium ötvözőelem és további mellékötözők, szennyezők a Fe, Ni, Cr, Cu stb., valamint a működés alatt felvett hidrogén a magas hőmérsékleti β -fázist, míg az ón ötvözőelem és az O, C, N, Al stb. elemek az α -fázist stabilizálják. Ennek megfelelően a kétféle ötvözet mechanikai tulajdonságai, besugárzás alatti viselkedésük és főleg korróziós tulajdonságaik jelentősen eltérnek egymástól.

A nukleáris reaktorokban – hasonlóan más felhasználásokhoz – a szerkezeti anyagokként megjelenő ötvözetek megfelelőségét és használhatóságát azok mindenkor fémfizikai állapota, és az abból adódó tulajdonságai és viselkedése biztosítja.

A nukleáris technológiában alkalmazott burkolatötvözetekből kialakított szerkezetek (főleg csövek) fémfizikai állapotát elsőként az előállítási mód, a hideg- és melegalakítások, azok mértéke, illetve az azokat

1. táblázat						
ötvozet	Sn	Nb	Fe	Cr	Ni	felhasználás
Zircaloy-2	1,3–1,5		0,15–0,18	0,1	0,05–0,07	BWR ¹ /C ²
Zircaloy-4	1,3–1,5		0,2	0,1		PWR ³ /BWR/C
ZrSn	0,25					BWR
E110		0,9–1,1	0,005–0,07			VVER ⁴
M5 TM		1,0	0,015–0,06			PWR
E125		2,5				RBMK ⁵
Zr2,5Nb		2,4–2,8				CANDU ²
E635	0,8–1,3	0,8–1,0				VVER
Zirlo TM	0,67	1,0	0,1			PWR/BWR

¹ BWR (Boiling Water Reactor): forralóvízes reaktor

² CANDU (=C): forralóvízes reaktor (kanadai típus)

³ PWR (Pressured Water Reactor): nyomottvízes reaktor

⁴ VVER: nyomottvízes reaktor (oroszi típus)

⁵ RBMK: grafitmoderátoros reaktor (oroszi típus)

követő hőkezelések határozzák meg. A használat (kiégetés) alatt az eredeti állapotból a besugárzás és a további hőhatások alakítják ki a mindenkori állapotokat (*alapállapot, alakított, alakított és feszültségmentesített, vagy valamilyen mértékben kilágyított*), amelyekhez meghatározott nano- és mikroszerkezet tartozik. Ezek kialakulása és továbbfejlődése a besugárzás alatt nagymértékben meghatározza a sugárzás okozta anyagdegradációból származó makroszkopikus tulajdonságokat, valamint a burkolatviselkedés folyamatainak dinamikáját, irányfüggését és mértékét.

A burkolatanyagként használt cirkóniumötvozetek – mint polikristályos anyagok – egyik fő jellemzője, hogy valamilyen *textúrával* rendelkeznek. Hexagonális kristályszerkezetű, anizotróp anyagok textúrájának korrekt számszerűsítéséhez az úgynevezett Kearns-féle *textúrafaktorokat* (f_r, f_T, f_Z) használják [4].

Méretváltozások besugárzás alatt

A cirkóniumötvozetek esetében – a felhasználás és a biztonsági kérdések szempontjából – a besugárzás okozta hatások közül a *méretváltozások* (dimenzionális instabilitás) a legfontosabbak, mivel azok szoros összefüggésben vannak a pálcák hermetikusságának megtartásával.

Ezért a burkolatszilárdsági és a vele összefüggő méretváltozási tulajdonságaira vonatkozó szigorú, bonyolult kísérletek sorozatából származó kritériumok írják elő az üzemeltetés alatti méretváltozások, illetve a burkolatban ébredő feszültségek megengedett maximális értékeit (*kritériális paraméterek*), amelyek elérése esetén sem léphet fel burkolatsérülés. A reaktorok biztonsága érdekében a kritériumok teljesülésének igazolására nagyszámú fűtőelem-viselkedést kell szimulálni, mégpedig az adott kritériumban szereplő paraméterre ható legkedvezőtlenebb körülmények között, azaz a legkonzervatívabb besugárzási történet mellett.

A besugárzás természetesen az egyéb fizikai jellemzőkre (például a hővezető-képesség vagy a mechanikai tulajdonságok) is hatással van, de az okozott változások általában csak a méretváltozásokra ható körülményeket befolyásolják (például a besugárzás alatti hőmérsékletet, a kialakuló belső feszültségviszonyokat). A megváltozott körülmények azonban visszahatnak a méretváltozásokra, amit a fűtőelem-viselkedési kódok méretváltozási folyamatok leírására szolgáló modelljeiben figyelembe kell venni.

A cirkóniumötvozetekben a besugárzás okozta anyagdegradációból származó két fő maradandó alakváltozással járó burkolatviselkedési folyamat a besugárzás okozta *sugárzási alakváltozás*, illetve a *besugárzás által felfokozott* termikus *kúszás* (állandó terhelés melletti, időben növekvő alakváltozás).

V. P. Smirnov és munkatársai mérései alapján [5] a maradandó alakváltozás elsősorban kúszásból ered, míg a sugárzási alakváltozás a kúszás felénél is kisebb. Tipikus erőművi besugárzás végén a teljes axiális méretváltozás körülbelül 0,5%, aminek 30%-a a besugárzásos alakváltozás. A besugárzás okozta méretváltozásokat VVER és PWR pálcákra nagy pontossággal tudjuk modellezni az MTA EK-ban kifejlesztett és használt FUROM fűtőelem-viselkedési számítógépes programmal [6].

A sugárzáskontrollált méretváltozási folyamatokban nagy szerepe van az adott ötvozetek mindenkori aktuális textúra/anizotrópiaállapotának, ami meghatározza a folyamatok irányfüggő hatásait. Ugyanakkor az irányfüggő makroszkopikus tulajdonságok jól értelmezhetőek és jellemezhetőek az anizotróp nano/mikroszerkezettel [7–10].

A besugárzás okozta sugárzási alakváltozás csak azon ötvozetekben, például a cirkóniumötvozetekben lép fel, ahol az alapfém kristályszerkezete *anizotróp*. A folyamat feszültségmentes állapotban zajlik le és nem jár térfogat-növekedéssel. Ha adott (kitüntetett) irányban növekedés következik be, a térfogat állandóságának kényszere miatt szükségszerűen a másik két irány legalább egyikében kontrakciónak kell történnie. (Megjegyzendő, hogy szélsőséges – normálüzemi reaktorműködésben nem előforduló –, például kísérleti körülmények között nagyon magas hőmérsékletnél, nagymértékű besugárzásnál – mind a térfogat állandóságára, mind a feszültségmentességre nézve az állítás nem mindig helytálló.)

Izotróp anyagokban (például a burkolatanyagként szintén alkalmazott acélokban), feszültségmentes állapotban ugyancsak fellép besugárzás okozta sugárzási alakváltozás, de ez térfogat-növekedéssel járó izotróp folyamat, amelyet *duzzadásnak* nevezünk.

Tartós, *külső mechanikai feszültségek* hatására mind az izotróp, mind az anizotróp anyagokban a mindenképp fellépő termikus *kúszás* egy sugárzás okozta járulékkal erősödik fel, ami reaktorkörnyezetben dominánssá válik.

Mikroszkopikus folyamatok besugárzás alatt

A besugárzáskontrollált dimenzionális instabilitásokat elsősorban az ötvözet *összetétele*, annak *metallurgiai állapota* és a külső behatások: a *bőmérséklet*, a *gyors-neutron-fluxus* és *-fluens* befolyásolják. A burkolatanyagok – gyártástechnológiájukból adódóan, már felhasználásuk előtt – úgynevezett *axiális textúrával* rendelkeznek, ahol a kitüntetett irány a pálca hosszanti tengelye. Ennek megfelelően a sugárzás okozta méretváltozás ezen irányban szignifikáns és pozitív.

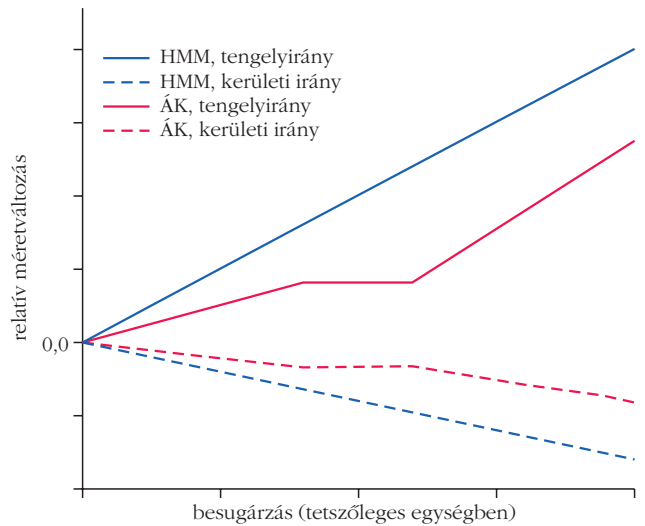
A besugárzás okozta dimenzionális instabilitásokat alapvetően az anyagban fellépő sugárkárosodás, azaz a ponthibák [11] megjelenése, majd azokból az $\langle a \rangle$ és $\langle c \rangle$ típusú diszlokációk kialakulása és fejlődése, valamint a fő és segédötvezők átrendeződése okozza.

Az $\langle a \rangle$ irányú (főleg) intersticiális atomcsoportokból, illetve a $\langle c \rangle$ irányú (főleg) vakanciákból álló diszlokációhurkok kontrollálják a növekedési folyamatot, ahol az $\langle a \rangle$ irányú hurkok a kristályrács prizmatikus lapjain, míg a $\langle c \rangle$ irányú hurkok a bázislapon helyezkednek el. Természetesen ezek a vakancia- és intersticiális csoportképződmények vonaldiszlokációs formában, hálózatosan, véletlenszerűen, és/vagy szemcsehatárok mentén is elhelyezkedhetnek, ekkor az irányultságuk vegyesen $\langle a \rangle$, $\langle c \rangle$ és $\langle a+c \rangle$ is lehet. Az nyilvánvaló, hogy a síkokba rendeződött vakanciákból, illetve intersticiális atomokból képződött diszlokációhurkok a megfelelő síkokra merőleges irányban összehúzódnak, illetve tágulást okoznak.

A sugárzási alakváltozás jelenségének fő ismérve, hogy a vakanciák és az intersticiális atomok csoportjai *anizotróp módon* helyezkednek el a kristályráciban. Azaz a vakanciák, illetve az intersticiális atomok alkotott csoportosulások saját *anizotróp eloszlással* rendelkeznek a rácshoz képest, amelyek egymástól is különböznek [9].

A nano-nagyságrendű diszlokációs szerkezet kialakulását és a besugárzás alatti fejlődését a szemcse- és szubszemcseszerkezet, a szemcseméret, a szemcsehatárok, azok orientációja, a szilárdoldat-tartalom dinamikája, a másodlagos kiválás beoldódása és újra kiválása, azok amorfizálódása befolyásolja [12]. A (szub)szemcseszerkezet a szemcsehatárok révén, a ponthibák és a diszlokációk számára nyelő/gyűjtő funkcióval befolyásolja azok elhelyezkedését és átrendeződését.

Az egyes mellékötvezők, főleg a *vas*, valamint a cirkónium α -fázisát stabilizáló *oxigén*, már 100–1000 ppm nagyságrendű megjelenése jelentősen megváltoztatja a cirkóniumötvezetek dimenzionális stabilitását, növelve a besugárzás okozta sugárzási alakváltozással szembeni ellenállásukat. A vas másodlagos intermetallikus vegyületeket tud létrehozni, amelyek



1. ábra. A relatív méretváltozás a besugárzás mértékének függvényében, különböző irányokban. HMM = hidegen megmunkált és ÁK = átkristályosított (kilágyított) ötvözetekben.

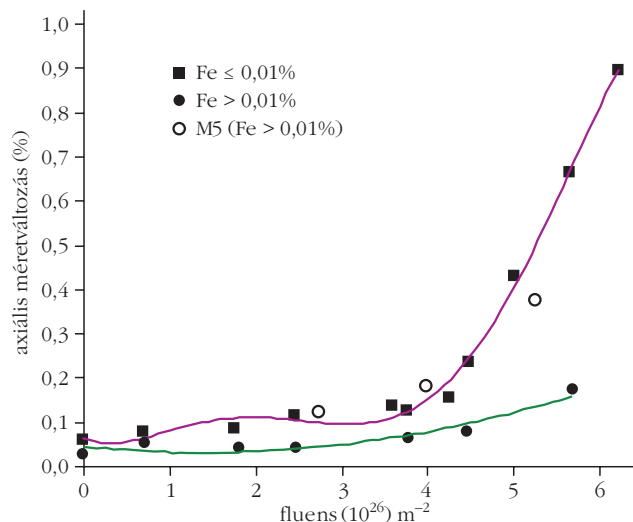
besugárzás alatti változása (dinamikus beoldódása, újra kiválása finom, diszperz alakban, illetve túltelített szilárd oldat képzése vagy amorfizálódása) a kiválásos szilárdságot növeli. A vas nano/mikroszerkezetbeli mozgása továbbá legfőképpen olyan nukleációs helyeket hoz létre, amelyek a diszlokációs szerkezet változásait befolyásolják.

A sugárzás okozta nano/mikroszerkezet-változási folyamatok kvalitatív jellemzése alapján jól magyarázható a különböző metallurgiai, termomechanikai állapotban lévő, polikristályos anizotróp ötvözetek sugárzás okozta méretváltozása. A méretnövekedés többfajta nano/mikrofolyamat szerint zajlik le a besugárzás mértékének (*fluens*, *dpa* vagy *kiégés*) függvényében. A méretváltozást a kezdeti szakaszban az ötvözet eredeti, majd ezt követően a besugárzás során kialakuló aktuális nano/mikroszerkezete kontrollálja [13].

A függés menetét az $\langle a \rangle$, illetve a $\langle c \rangle$ típusú diszlokációhurkok versenye határozza meg. A burkolatötvezet kezdeti állapota általában vagy *átkristályosított*, ahol a jellemző nano/mikroszerkezetben túlnyomó többségben vannak az $\langle a \rangle$ diszlokációk, vagy *hidegen megmunkált*, ahol a $\langle c \rangle$ típus alkotja a diszlokációk zömét.

Átkristályosított anyagban a besugárzás elején az $\langle a \rangle$ típusú diszlokációhurkok dominálják a mikroszerkezetet. A méretnövekedés lassú, és kis telítési értéken állandósul (inkubációs periódus). Egy bizonyos fluensérték elérése után azonban a növekedési sebesség drasztikusan megnő (breakaway). Ekkor jelennek meg a nano/mikroszerkezetben a $\langle c \rangle$ típusú diszlokációhurkok és sűrűségük a besugárzással fokozatosan nő. Ez a méretváltozási séma a közel véletlenszerűen elhelyezkedő szemcsékkel jellemezhető mikroszerkezetű, átkristályosított ötvözetekre írja le az irányfüggő makroszkopikus változást.

A *hidegen megmunkált* (esetleg csak feszültségmentesített) ötvözetekben, a hidegmegmunkálás alatt bevitt rácshibák jelenléte miatt, a nano/mikroszerke-



2. ábra. A sugárzás okozta méretváltozás fluensfüggése a kis vastartalmú régebbi (■) és a nagyobb vastartalmú új (● és ○) fejlesztésű E110 ötvözetek esetében (BOR-60 orosz kutatóreaktor-besugárzás).

zet domináns elemei a ⟨c⟩ típusú diszlokációhurkok, amelyek száma a besugárzás hatására a fokozott további kialakulások miatt folyamatosan növekedik. Ekkor inkubációs periódus nélküli, azonnali nagyméretű, lineáris, makroszkopikus méretnövekedés következik be, amit a nagyszámban jelen lévő ⟨c⟩ típusú diszlokációhurkok kontrollálnak. A méretnövekedés sebességét a ⟨c⟩ típusú diszlokációk sűrűsége határozza meg, ami az ötvözet hidegmegmunkálásának mértékétől függ. Minél erősebb a megmunkálás mértéke, annál nagyobb a diszlokációsűrűség és így a méretnövekedési sebesség.

A csőgeometriával rendelkező cirkónium burkolatanyagok besugárzástól függő méretváltozási trendjének sematikus rajza az 1. ábrán látható, ahol a tengelyirányú és a tangenciális (kerület irányú) méretváltozást is feltüntettük.

A burkolatanyagokként alkalmazott cirkóniumötvözetek kilágyított, újrakristályosított állapotban kerülnek felhasználásra. A besugárzás normál üzemi körülmények között, 270–320 °C hőmérsékleten történik. Ekkor a besugárzási hőmérséklet méretváltozást befolyásoló hatása az újrakristályosított anyagokra mindkét ötvözetcsoporthoz esetében elhanyagolható. A *rekrisztallizált* állapotú anyagoknál a hőmérséklet növekedésével csökkenő axiális növekedés jelensége nem szignifikáns. A *nióbiumentartalmú rekrisztallizált* ötvözetek axiális méretnövekedési mértéke mintegy négyszer kisebb, mint az öntartalmú, hasonló állapotú ötvözeteké [14]. Normál PWR reaktorokban elhelyezett minták is azt mutatták, hogy az M5 burkolatanyagok besugárzás okozta méretváltozása a Zircaloy-4-hez képest ugyanazon fluensértékeknél lényegesen kisebb mértékű és a $2 \cdot 10^{26} \text{ nm}^{-2}$ fluensig nem következik be megszaladás a méretnövekedésben, ami az átkristályosított Zircaloy-4-nél már $0,6 \cdot 10^{26} \text{ nm}^{-2}$ -nél létrejön. Ez a különbség egyrészt az M5 burkolat teljesen átkristályosodott állapotának, valamint a besugárzásnak jól ellenálló, nagy mikroszerkezeti stabilitásának köszönhető [15].

A besugárzás alatt, a mikroszerkezetet stabilizáló segédötözők szerepe az orosz gyártmányú E110 Zr1%Nb ötvözetek továbbfejlesztésében is nagy hangsúlyt kapott. Az E110 ötvözet új változataiban főleg a vastartalom növelése vezetett jobb méretstabilitásra. Mind az új 0,015-0,1%, mind a régi $\leq 0,01\%$ vastartalmú Zr1%Nb ötvözetek esetében $2 \cdot 10^{26} \text{ nm}^{-2}$, illetve $4 \cdot 10^{26} \text{ nm}^{-2}$ fluensig, az inkubációs periódusban (a stacioner növekedő és a telítési szakaszon) az *axiális méretváltozás* gyakorlatilag egyformán nagyon kicsi (0,01-0,02%). Nagyobb fluensértékeknél a régi típusú kis vastartalmú ($\leq 0,01\%$) ötvözetek axiális méretváltozása drasztikus mértékben megváltozik, míg az új, 0,015% feletti vastartalmú ötvözetek méretváltozása még mindig a telítési szakaszon marad, vagy csak nagyon kis sebességgel növekszik. A megszaladás a régi burkolat esetében már $2 \cdot 10^{26} \text{ nm}^{-2}$ fluensnél jelentkezett, de az újabb E110 burkolat esetében már csak $4\text{--}5 \cdot 10^{26} \text{ nm}^{-2}$ fluens felett lép fel (2. ábra). Azonban meg kell jegyezni, hogy ezek a fluensértékek a normál üzemi felhasználás során nem jönnek létre, vagyis a megszaladáshoz szükséges besugárzási érték a gyakorlati használatban messze nem érhető el, még a régi fűtőelem esetében sem.

Újra érdemes megemlíteni, hogy a nióbiumos ötvözetek méretstabilitása lényegesen kedvezőbb, mint az öntartalmúaké. A nióbiumos ötvözetek jobban ellenállnak a besugárzás okozta méretnövekedésnek és a kúszásnak.

Tanulságok

A létező és most megszerzett tudás valóban alkalmas arra, hogy segítségével egyre pontosabban tudjuk leírni a reaktorok fűtőelemeinek burkolatában lejátszódó termomechanikai folyamatokat. Ez a lényegében alapkutatási módszerekkel megszerzett tudás az akadémiai/egyetemi és az ipari szakemberek élő együttműködése révén valóságosan befolyásolni tudja azt, hogy a Paksi Atomerőmű blokkjai biztonságosan és egyre jobb gazdasági mutatókkal működjenek, és hasonlóképpen hathat a jövőben megépülő új paksi egységek működésére is.

Irodalom

1. R. Krishnan, M. Asundi: Zirconium alloys in nuclear technology. *Sadhana* 4/1 (1981) 41–56.
2. B. Lustman, H. G. Rickover, L. D. Geiger (eds.): *History of the Development of Zirconium Alloys for Use in Nuclear Reactor E. R. a. D. Administration*. Washington DC. (1975)
3. H. G. Rickover et al.: *Naval Reactors Physics Handbook Vol. 1.*, USAEC (1964)
4. J. J. Kearns: *Thermal expansion and preferred orientation in Zircaloy*. WAPD-TM-472 (1965)
5. V. P. Smirnov, D. V. Markov, A. V. Smirnov, V. S. Polenok, S. O. Perepelkin, A. A. Ivashchenko: VVER Fuel: Results Of Post Irradiation Examination. *Top Fuel 2005 Water Reactor Fuel Performance Meeting*, 2–6 October 2005 Kyoto, Japan, Proceedings pdf 1073.
6. János Gadó, Ágnes Griger, Katalin Kulacsy: The fuel behaviour code FUOM and high burn-up simulation capability. *Nuclear Engineering and Design* 327 (2018) 274–285.

7. R. A. Holt, A. R. Causey: Effects of intergranular constraints on irradiation growth. *Journal of Nuclear Materials* 150 (1987) 306–318.
8. V. Fidleris: The irradiation creep and growth phenomena. *Journal of Nuclear Materials* 159 (1988) 22–42.
9. R. A. Holt: Mechanisms of Irradiation Growth of Alpha-Zirconium Alloys. *Journal of Nuclear Materials* 159 (1988) 310–338.
10. G. J. C. Carpenter, R. H. Zee, A. Rogerson: Irradiation growth of zirconium single crystals: a review. *Journal of Nuclear Materials* 159 (1988) 86–100.
11. Chunguang Yan, Rongshan Wang, Yanli Wang, Xitao Wang, Guanghai Bai: Effects of ion irradiation on microstructure and properties of zirconium alloys, a review. *Nucl. Eng. Technol.* 47 (2015) 323–331.
12. S. I. Choi, J. H. Kim: Radiation-induced dislocation and growth behavior of zirconium and zirconium alloys, a review. *Nucl. Eng. Technol.* 45 (2013) 385–392.
13. M. Griffith: A review of microstructure evolution in zirconium alloys during irradiation. *Journal of Nuclear Materials* 159 (1988) 190–218.
14. S. Doriot, D. Gilbon, J.-L. Béchade, M.-H. Mathon, L. Legras, J.-P. Mardon: Microstructural stability of M5™ alloy irradiated up to high neutron fluence. *14th International Symposium on „Zirconium in the Nuclear Industry”*, Stockholm, June 13–17, 2004, ASTM-STP1467, 175–204.
15. J. P. Mardon et al.: Performance of M5 alloy as cladding tube and structural component material. *PBNC'2004*, Honolulu, Hawaii, March. 2004, 22–24.