



**KERPELY ANTAL ANYAGTUDOMÁNYOK ÉS TECHNOLÓGIÁK
DOKTORI ISKOLA**

Doktori Iskola vezetője: Prof. Dr. Mertinger Valéria

**MISKOLCI EGYETEM – ANYAG- ÉS VEGYÉSZMÉRNÖKI KAR
FÉMTANI, KÉPLÉKENYALAKÍTÁSI ÉS NANOTECHNOLÓGIAI INTÉZET**

**A statikus alakítási öregedés kinetikai vizsgálata
nagy karbontartalmú acélhuzalok esetén és a
jelenség hatása a belőlük készült sodratok
mechanikai tulajdonságaira**

Doktori értekezés

Készítette:

Mező Tamás Bálint

okleveles fizikus és gépészmérnök

Tudományos vezető:

Dr. Barkóczy Péter

2025

Miskolc

Édesapámnak

TARTALOMJEGYZÉK

TÉMAVEZETŐI AJÁNLÁS.....	3
1. BEVEZETÉS	5
2. A STATIKUS ALAKÍTÁSI ÖREGEDÉS JELENSÉGE – IRODALMI ÁTTEKINTÉS	8
3. CÉLKITŰZÉS	18
4. ANYAGOK ÉS MÓDSZEREK	20
4.1. Kísérleti anyagok.....	20
4.2. Minta előkészítés	23
4.3. Mérési módszer és az alkalmazott berendezés	24
4.4. A mérési eredmények kiértékelése és elemzésének módszerei	27
5. KUTATÁSI EREDMÉNYEK	29
5.1. Az alakítási öregedés időbeli lefutása és telítődési jellege	29
5.2. A statikus alakítási öregedés kinetikai vizsgálata a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov modell alapján.....	34
5.3. A statikus alakítási öregedés kinetikai vizsgálata az Austin-Rickett modell alapján.....	40
5.4. A statikus alakítási öregedés kinetikai vizsgálata az általánosított diffúziós modell alapján	43
5.5. A különböző kinetikai modellek alkalmasságának összehasonlítása.....	46
5.6. A fizikai paraméterek változásának kvantitatív meghatározása nagy elemszámú kompakt sodronyminta vizsgálatával	50
5.7. Sodronyok abnormális lépcsős szakadása és ennek fenomenológiai értelmezése	57
6. ÖSSZEFOGLALÁS.....	64

7. SUMMARY	66
8. AZ EREDMÉNYEK GYAKORLATI HASZNOSÍTHATÓSÁGA	68
9. TÉZISEK	75
10. A TÉMÁBAN MEGJELENT SAJÁT PUBLIKÁCIÓK LISTÁJA.....	78
IRODALOMJEGYZÉK.....	80
KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS	90
MELLÉKLETEK.....	91

TÉMAVEZETŐI AJÁNLÁS

Mező Tamás Bálint 2004-ben szerzett fizikus diplomát a Szegedi Tudományegyetemen. Már egyetemi évei alatt is és az azt követő években óraadóként elméleti fizikát oktatott a Szegedi Tudományegyetemen és sokrészecskés kvantummechanikai rendszerek kutatásával foglalkozott. Eredményeit felhasználva született egy referált nemzetközi folyóirat cikk. Később besugárzástervező fizikusként dolgozott a Szegedi Egyetem Onkoterápiás Klinikáján. Itt is foglalkozott kutatással a napi munka mellett. Ebből is születtek publikációk a nagy energiájú elektron- és röntgensugaras radioterápia témájában.

2014-től dolgozik a Continental-nál, kezdetben kutatómérnökként, majd 2018-tól kutatásfejlesztési csoportvezetőként. 2022-től máig a nagynyomású tömlő divízió műszaki és termékfejlesztési osztályát vezeti, ahol 20 mérnök fejlesztő munkáját koordinálja. Szakmai életének ez a szakasza fontos a doktori cselekménye szempontjából, amit 2016-ban kezdett meg. Ekkor ismerte fel, hogy az alakítási öregedés hatásának és kinetikájának ismerete elengedhetetlen a nagynyomású tömlők erősítésénél alkalmazott sodratok szilárdsághordozó szerepének tervezésében. Rámutatott, hogy a gyártás során a sodratok szempontjából egy hőkezelés játszódik le, ami az öregedés miatt lényeges mértékben megváltoztatja a sodratok mechanikai viselkedését.

Ekkor kezdte el szisztematikus kísérleti munkáját, melynek eredményei nem csak arra adtak választ, hogy a jelenség milyen változásokat okoz a fizikai paraméterekben, hanem a folyamat pontos lefolyását is leírták az idő és hőmérséklet függvényében. Ez alapján értékelni tudta a tömlőgyártás hatását az erősítő szálak szilárdsági és deformációs jellemzőire. Eredményei új tervezési perspektívákat nyitottak meg a nagynyomású olajipari tömlők fejlesztésében és sok sikeres nemzetközi jelentőségű K+F projekthez, valamint számos világujdonságot jelentő termék megalkotásához vezettek az offshore energiaipar területén. Termékfejlesztő csapatának ezeket a kivételes eredményeit a Continental cégcsoport vállalati nagydíjával is elismerte. Az említett sikerekhez az erősítő acélszálak alakítási öregedésének területén végzett kutatásai nagy mértékben hozzájárultak. Természetesen a gyakorlati felhasználás mellett, jelentős tudományos eredményeket is hozott a kutatómunka, amit a témában született rangos publikációja is mutat.

Az alakítási öregedés maga egy régóta kutatott jelenség. A háttérben húzódó diffúziós folyamat a kinetikai leírásban is jelentkezik. A kutatómunka másik nagy területe a

szisztematikus vizsgálatokon kívül a kinetikai elemzés, ahol a szakirodalom által javasolt kinetikai modellek közül kiválasztja a jelölt a leginkább megfelelőt a leíráshoz. Ezt nem csak a mérési eredmények statisztikai elemzése alapján, hanem a jelenség megfelelő értelmezésének eredményeként is teszi.

A sodratok mechanikai viselkedése mindig komplexebb, mint a huzaloké, amire a dolgozatban szereplő vizsgálatok és azok eredményei is rámutatnak. A huzalok viselkedéséből a sodratok viselkedésére nem mindig lehet egyértelműen következtetni, még egyszerű sodratszerkezeteknél sem. Ezért fontos az, hogy Mező Tamás Bálint külön vizsgálja a sodratok viselkedését is, de az is fontos, hogy keresi a kapcsolatot a huzalok öregedése és a sodratok viselkedése között. Ez az eredmény nem csak a vázolt alkalmazásra és konstrukcióra vonatkoztatható, hanem a kötélpánczmák esetére általánosan is.

Mező Tamás Bálint a vázolt eredményeket tekintve komplex tudományos problémát oldott meg, aminek meglévő, jelentős gyakorlati felhasználásával büszkélkedhet. Ezt a dolgozat által hivatkozott saját szabadalmak is alátámasztják. A szisztematikus vizsgálatok és azok mennyisége, a kiértékelés módszere és módja és az azokból megfogalmazott eredmények mutatják Mező Tamás Bálint rátermettségét a kutató és fejlesztő munkára. Hozzáállása, habitusa és érdeklődése is mutatja, hogy képes önálló, sikeres kutatómunkára, amit folyamatosan publikál is.

Miskolc, 2025. 01. 22.



Dr. Barkóczy Péter

1. BEVEZETÉS

Doktori értekezésem témája a nagy szilárdságú acélhuzalok és sodrataik statikus alakítási öregedése. Az statikus alakítási öregedés jellemzően a ferrites acélokban, azok képlékeny alakítását követően zajlik le, a szokásos hőkezelési hőmérsékleteknél lényegesen alacsonyabb hőmérsékleten. A folyamat a szilárdság növekedésével, valamint a szívósság csökkenésével jár. Értekezésemben e jelenség hatását és hőmérsékletfüggő kinetikáját vizsgálom nagy-, eutektoidos-közeli karbon tartalmú, hideg húzással jelentős mértékben alakított, nagy szilárdságú, finom acélhuzalok és belőlük sodrott pászmák esetén a 200 °C alatti hőmérséklet-tartományban. A jellemző keresztmetszeti redukció 86–92% között, a végső huzalátmérő 0,68–0,91 mm között, a szakítószilárdság a 2000 N/mm² körüli tartományban van.

Ezek a szálak, felhasználásukat tekintve elsősorban nagynyomású gumitömlők fő erősítő anyagaként jelennek meg, tipikusan olajipari felhasználásokban, ahol nem ritka az extrém 2–3000 bar belső nyomás, akár 100–150 mm belső átmérő mellett [1–6].

Az acélszálak tömlőben történő alkalmazása szilárdságtani szempontból is különleges figyelmet érdemel. Az egyre extrémebb nyomásbírasi igényeknek megfelelően a termék falába egyre több rétegben épülnek be erősítőbetétek, ahogy az a következő ábrán megfigyelhető (*1. ábra*).

Ezen erősítőbetétek teherbírását egyesével meghatározni nem jelentene komoly kihívást, viszont például annak a kérdésnek a tisztázása, hogy miként oszlik meg a belső nyomásból származó terhelés a tömlőbe beépülő nagyszámú betét között, illetve, hogy milyen felépítési paraméterek esetén érhető el az optimális tehereloszlás és az ennek megfelelő maximális nyomásbírás, már nagyságrendekkel komplexebb, a mai napig teljesen meg nem oldott feladat [7–8]. A szerkezet méretezése szempontjából a belső nyomás az elsődleges terhelés, melyhez számos, külső hatásokból származó további másodlagos terhelés járul, például az axiális húzás, összenyomás, hajlítás és csavarás révén. A megfelelően megtervezett tömlőszerkezet sajátossága, hogy az említett, külső és belső terhelések változatossága ellenére az erősítő acélszálak jellemző- és mértékadó igénybevétele az esetek döntő többségében kizárólag a tengelyirányú húzás.



1. ábra Acélsodrony erősítésű olajipari termelő tömlő felépítése [1]

A fenti problémakör vizsgálata során kiemelt fontosságú a beépülő anyagok, esetünkben az acélsodronyok és huzalok mechanikai paramétereinek minél pontosabb ismerete. Különösen igaz ez a szálak nyúlási tulajdonságaira vonatkozóan mely kulcsszerepet játszik az egyes betétek közötti terhelésátadásban [6,9]. A statikus alakítási öregedés a szilárdság fokozását célzó nagyarányú képlékeny alakítást követően, éppen a plasztikus nyúlási képességre gyakorol jelentős hatást, melynek egzakt mikroszerkezeti magyarázata, pontos lefolyása és mértéke a releváns, 100–200 °C hőmérséklet-tartományban máig nem tisztázott, nyitott anyagtudományi kérdés.

További érdekes képlékenyalakítási technológiai kérdések merülnek fel azzal kapcsolatban, hogy miként lehet a jelenség hatására az idővel változó mechanikai paramétereket ellenőrzés alatt tartani.

Az acélsodronyok tulajdonságait alapvetően meghatározzák egyrészt az alaphuzal fizikai jellemzői, másrészt a sodrási paraméterek, így fontos tisztázni, hogy az alaphuzalok öregedésére vonatkozó eredményeket miként lehet a belőlük készült sodratokra kiterjeszteni [10].

Doktori értekezésemben a statikus alakítási öregedés jelenségét és annak hatását tárgyalom, a nevezett intenzíven redukált, nagy karbon tartalmú, nagy szilárdságú, finom acélhuzalok és sodrataik esetén.

Maga az alakítási öregedés részletesen kutatott terület, de még napjainkban is nagy számban jelennek meg tanulmányok, amelyek különböző acélminőségek esetén, változatos módszerek alkalmazásával vizsgálják a folyamat hatását. Ezzel szemben a sodratok alakítási öregedéséről és annak következményeiről a statikus mechanikai viselkedésükre csak kevés forrás található, annak ellenére, hogy a sodratszerkezetek viselkedése, széleskörű alkalmazásuk miatt nagy fontossággal bír. A sodratok alakítási öregedése természetesen erősen összefügg az azokat felépítő huzalok alakítási öregedésével, de a sodrott szerkezet komplex mechanikája miatt ez az összefüggés nem egyértelmű.

Kiemelten fontos feladat az alakítási öregedés folyamatának kinetikai leírása. A sodratszerkezetek viselkedésének megértéséhez szükséges, hogy a huzalok szilárdsági paramétereinek változását kinetikai egyenletekkel írjuk le. Ehhez a mechanikai jellemzők gondos vizsgálata szükséges, ami jelentős mérés technikai nehézségek leküzdését igényli a nagy szilárdságú, vékony huzalok és sodrataik esetén.

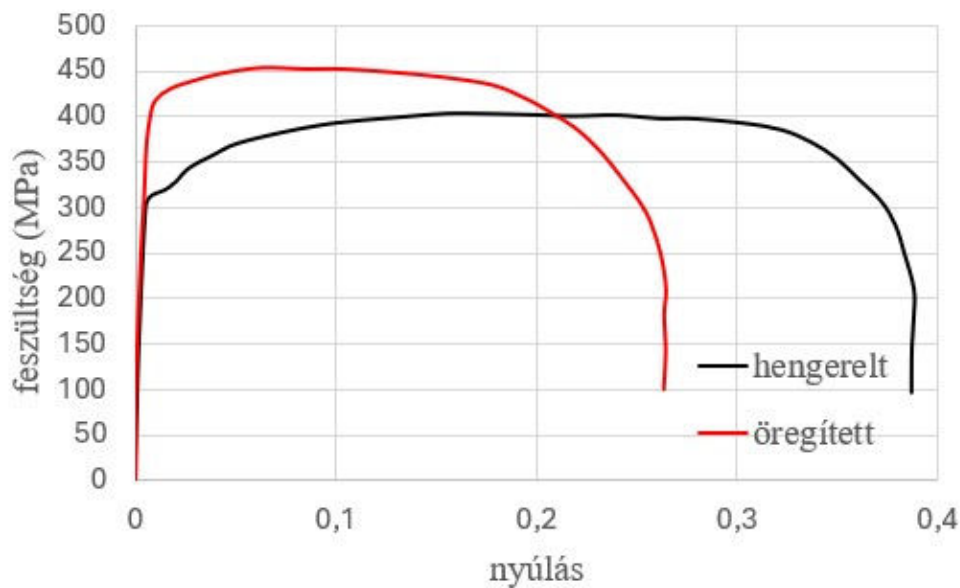
Az itt bemutatott eredményeim jelentősen hozzájárulnak a nagynyomású olajipari tömlők műszaki felhasználási területén végzett szilárdságtani számításokhoz, a jelenség pontos termokinetikai leírása, illetve a főbb anyagparaméterek öregedés hatására történő megváltozásának számszerű meghatározása által. Ezen kívül e dolgozatban összefoglalt eredményeim alapján lehetővé válik bonyolult összetételű acélpázmák szerkezetének optimalizációja is az alakítási öregedés figyelembevételével, az optimális anyagkihasználás és maximális terhelhetőség érdekében.

Kutatási munkámat a Continental AG csoporthoz tartozó ContiTech Rubber Industrial Kft. támogatta annak reményében, hogy a területen elért eredményeim közvetlenül felhasználásra kerülnek a cég tervezési eljárásainak fejlesztésében, különös tekintettel a piacvezető olajipari tömlő termékekre. Mára ez a cél megvalósult, a vállalatnál alkalmazott tervezési módszerek a felhasznált acélszalak alacsony hőmérsékletű alakítási öregedését figyelembe veszik. Ez lehetővé tette számos új termék kifejlesztését a korábbi lehetőségekhez képes nagyobb terhelhetőség, vagy alacsonyabb alapanyagköltség mellett. A sikert jelzi a kutatási eredményeimhez kötődő, a vállalatcsoport által hasznosított kettő szabadalom és számos publikáció, melyek nem ritkán világviszonylatban is új ipari megoldásokról számolnak be [11–17].

2. A STATIKUS ALAKÍTÁSI ÖREGEDÉS JELENSÉGE – IRODALMI ÁTTEKINTÉS

A képlékeny alakítás utáni öregedés során megfigyelhető változás az acélok szilárdsági paramétereiben régóta ismert jelenség. Bauschinger tudományos igényű vizsgálatokat folytatott már a 19. század végén, melyek eredményeképpen beszámolt az előzetesen inelasztikus tartományban deformációt szenvedő acél próbatestek teherviselő képességének növekedéséről bizonyos idő eltelte után [18]. A szilárdság növekedésére vonatkozó első megállapításokat követték az ezzel együtt járó, plasztikus deformációs képesség csökkenésére vonatkozó megfigyelések.

A jelenség hidegen hengerelt, lágyacél próbatestek példáján keresztül figyelhető meg az alábbi ábrán (2. ábra).



2. ábra Hidegen hengerelt lágyacél minták szakítódiagramja, hengerlést követően azonnal, illetve 45 napos szobahőmérsékletű öregítés után felvéve [19]

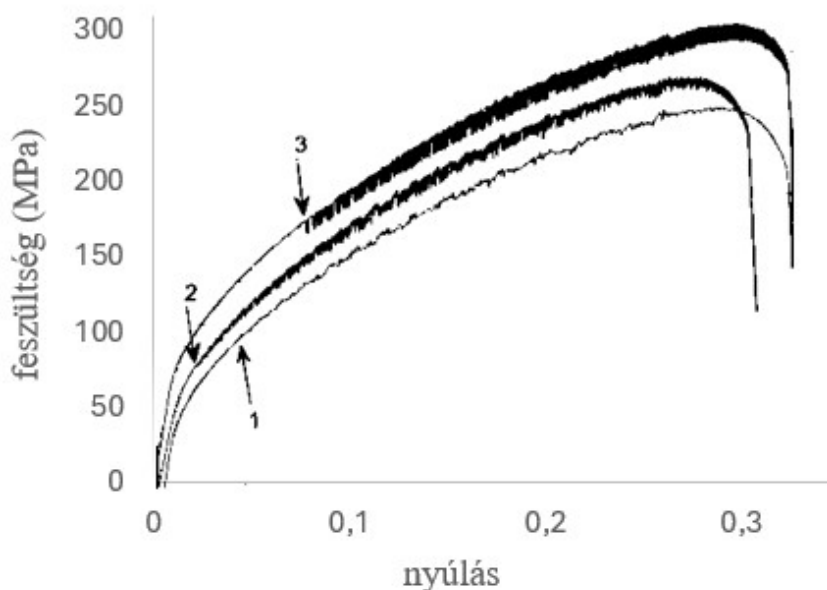
Az angol nyelvű szakirodalom ezt a jelenséget a „strain aging” megnevezéssel hivatkozza, míg a magyar nyelvben az „alakítási öregedés” terminus terjedt el.

Mivel az alakítási öregedés érinti a napjainkban felhasznált hidegen alakított acél anyagok döntő többségét, ennek kutatása manapság is az anyagtudomány egy fontos területe. Köszönhetően a változatos anyag-felhasználási területek egyedi kihívásainak, ugyanannak a jelenségnek, ugyanazon acélfajta esetén is, sokféle szempont szerint elvégzett kutatások eredményeit találjuk meg az irodalomban. Elég arra gondolnunk, hogy például egy emelődarura szánt sodronykötél esetén a szakítószilárdság emelkedése miatt az acélhuzalok gyártás utáni öregedésének hatása kifejezetten előnyös lehet, míg egy személyautó ajtajába beépülő energia-elnyelő elem esetén, a lerövidült plasztikus alakváltozási szakasz és a megnövekedett ridegtörékenység határozottan negatív következményekkel járhat.

Függetlenül azonban attól, hogy a szilárdsághordozó anyagok alakítási öregedését egy adott alkalmazásban előnyösnek, vagy éppen hátrányosnak véljük, a jelenség a legtöbb hidegen alakított acél szerkezeti anyag mechanikai tulajdonságait szignifikánsan megváltoztatja, így hatásának pontos ismerete nagy fontossággal bír. Ez magyarázza, hogy a téma a mai napig intenzíven kutatott terület [20–24].

Az alakítási öregedés témaköre és az ezzel kapcsolatos kutatások kettő – az irodalomban is egyértelműen megkülönböztetett – területre oszthatók. Az egyik az úgynevezett dinamikus alakítási öregedés jelenségcsoportja, angol terminológiával „dynamic strain ageing”, a szokásos rövidítéssel DSA, a másik a statikus alakítási öregedés, angolul „static strain ageing”, rövidítve SSA [25].

A dinamikus alakítási öregedés területe a fémek nagymértékű képlékenyalakítással járó feldolgozása közben létrejövő, az alakítást gátló jelenségekre terjed ki. Tipikus megjelenése a Portevin-Le Chatelier (PLC) hatás néven ismert jelenség, az alakítás közben felvett feszültség-deformáció diagramon megfigyelhető rövid periódusú ciklikus feszültségcsúcsok kialakulása, a szakítógörbe mintegy „kiszőrösödése” [26–27]. Erre látható példa néhány alumíniumötvözet esetén a következő ábrán (**3. ábra**).



3. ábra Al-Mg ötvözetek szakítógörbájén megfigyelhető dinamikus alakítási öregedés, a jellegzetes Portevin-Le Chartelier hatás [28]

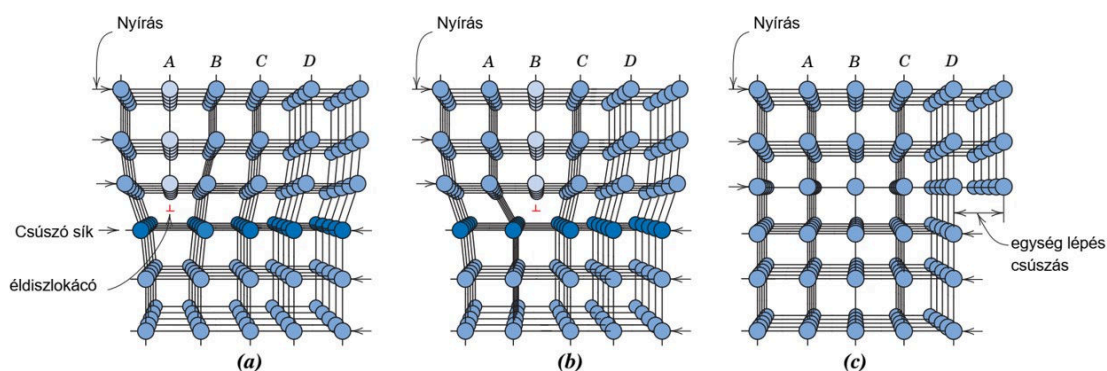
Súlyos esetben az alakított felület durvává, repedezetté válhat, ami fokozódó hőtermelődés során a kiváltó okot tovább erősíti. Klasszikus megjelenése a felületi elszíneződésről elnevezett kéktörékenység. Az esetek legnagyobb részében a dinamikus alakítási öregedés gyártástechnológiai szempontból egyértelműen káros, így a tudományos kutatások műszaki alkalmazásának célja többnyire e jelenség megelőzése, vagy hatásának mérséklése. E cél elérése érdekében a különböző képlékenyalakítási, technológiai paraméterek függvényében, a dinamikus alakítási öregedés hatását számos kutató vizsgálta eredménnyel [29–30].

A dinamikus alakítás öregedés alapvető magyarázata minden esetben a diszlokációk elmozdulásának akadályoztatása a képlékeny alakítás közben. Az, hogy ez a különböző anyagok és eljárások esetén milyen mikroszkopikus jelenségek során lép fel, a mai napig nem lezárt, tág kutatási terület [31–33].

Doktori munkám során a statikus alakítási öregedést kutatom. E terület, a korábban nagyfokú képlékeny alakítást szenvedett fémek alacsony hőmérsékletű, a környezeti hőmérséklet és jellemzően 350 °C között lejátszódó öregedése közben fellépő fizikai és szerkezeti változásokkal foglalkozik. E folyamat a körülményektől függően néhány perctől több tíz évig is tarthat, mely során jelentősen megváltozhat az anyag számos alapvető tulajdonsága. Néhány példát említve ilyenek a folyáshatár, szakítószilárdság, plasztikus

nyúlási képesség, vagy éppen a fajlagos ellenállás. A különböző alapanyagok kémiai összetétele és a különböző geometriai, illetve alakítási előéleti tényezők a statikus alakítási öregedés bekövetkezését és menetét nagymértékben befolyásolják. Ezzel összefüggésben a téma kutatásának irodalma is szerteágazó, azonban a jelenség átfogó kinetikai leírása és mechanizmusának pontos tisztázása még nagyon speciális esetekben is ritka [34].

A jelenség anyagszerkezeti alapokon nyugvó, első közelítésű magyarázata a 20. század közepén született meg. E szerint a ferrites acélokban jelen lévő α -vas kristallitok tércentrált köbös kristályrácsában a plasztikus deformációt – esetünkben speciálisan a hideg huzalhúzást – követően él-diszlokáció jellegű kristályhibák, például extra fél-síkok jelennek meg. Ezen diszlokációk végeinek síkjában ébredő csúsztató feszültség hatására az eredeti atomsíkok mentén a szerkezet könnyen deformálható. Ez a deformáció létrejöhet, mechanikus törés és a kristályszerkezet további makroszkopikus torzulása nélkül, ahogy az a következő ábrán megfigyelhető (**4. ábra**).



4. ábra Nyírófeszültség hatására fellépő él-diszlokáció mozgást kísérő atomi újrendeződés [35]

A kristályrács síkjainak ezen, viszonylag könnyű relatív elcsúszása felelős az acél kezdeti magas szakadási nyúlásáért, melynek oka a nagy terhelések esetén megfigyelhető hosszú plasztikus nyúlási szakasz.

Cottrell szerint, ha elegendő idő áll rendelkezésre, a kristályrácsban intersticiálisan jelen lévő karbon, illetve nitrogén atomok diffundálnak az extra fél-síkok környezetébe. Ezek az atomok alkotják a kristályhibához kötődő, úgynevezett Cottrell felhőt – az angol nyelvű szakirodalomban „Cottrell atmosphere” –, mely hátráltatja a diszlokáció

elmozdulását, így a fent említett deformációt akadályozza. Ez a tény az anyag magasabb szakítószilárdságát eredményezi, ugyanakkor az alakíthatóság nagymértékű csökkenéséhez vezet [36].

Bilby és Cottrell javasoltak először a statikus alakítási öregedés kinetikájára alkalmazható elméleti modellt, melyet később Harper pontosított. Ez a Cottrell felhő felépülésének időfüggését a diszlokációsűrűség és az atomi diffuzivitás függvényében adja meg, továbbá bevezet egy, az intersticiális atomok és a diszlokációk kölcsönhatását jellemző állandót [37].

Az utóbbi években egyre nagyobb számban végeztek Cottrell elméletén alapuló diszlokáció-kinetikai szimulációs vizsgálatokat, kihasználva a numerikus számítási kapacitás fejlődésével nyíló modellezési lehetőségeket [38–39]. Az eredeti Cottrell és Bilby modell Harper által módosított formája a mai napig elvi lényegében helyesnek és első közelítésben pontosnak elfogadott. Mindazonáltal érvényességének számos korlátja vált ismertté. Jelentős mértékű pontosításra szorul például az öregedés előrehaladtával, amikor a megnövekedett szaturáció révén az ellentétes irányú diffúzió jelentőssé válik [40–44].

A jelenség magyarázata és mechanizmusának jellemzése az elmúlt néhány évtized során folyamatosan fejlődött az elvégzett nagyszámú kísérleti munkák alapján, de a számunkra különösen fontos, eutektoidos-közeli karbontartalmú acélokra vonatkozóan a mai napig nem létezik elfogadott egységes leíró elmélet.

Nagy karbontartalmú acélhuzalok esetén több szerző alátámasztotta a jelenség eltérő mechanizmusát az alacsony 150–200 °C alatti, illetve a magasabb 200 °C és 350 °C közötti hőmérséklet-tartományban [45–48]. Mindkettő esetben, első közelítésben a diszlokációk környezetében a diffúzió során felszaporodó karbon, illetve nitrogén atomok felelősek azok mozgásának akadályozásáért. Azonban az alacsony hőmérsékletű tartományban – különösen annak kezdeti szakaszán –, ezek első számú forrása az eredetileg intersticiálisan oldott karbon és nitrogén, ezzel ellentétben viszont a magasabb – jellemzően 200 °C feletti – hőmérsékletek esetén a cementit dekompozíciója válik uralkodóvá. Ez utóbbi jelenség nagymértékben megemeli a rendelkezésre álló karbon atomok mennyiségét. Ezt a tényt atompróba tomográfia módszerével is alátámasztotta Takahashi [49–51].

Különösen alacsonyabb szilárdságú, illetve nagyobb szemcseméretű alapanyagok, magasabb, 300 °C feletti hőmérsékletű alakítási öregedését és a bekövetkező mikroszerkezeti változásokat vizsgálva, a diszlokáció sűrűség emelkedését igazolták Dong

és munkatársai pásztázó-, illetve transzmissziós elektronmikroszkópos, valamint röntgen diffrakciós módszerekkel [52].

Az általam kutatott anyagok, a nagy szilárdságú hidegen húzott tömlőerősítő huzalok, illetve sodronyok esetén az alakítási öregedés alacsony, 200 °C alatti hőmérsékleteken történő lefolyását befolyásoló jelentősebb tényezők az acél kémiai összetétele, az öregítési hőmérséklet, a szálhúzás technológiai paraméterei, illetve a sodronyszerkezet.

Az alakítási öregedés szempontjából az ötvözőket két csoportba sorolhatjuk. Az első csoportba azok az elemek tartoznak, melyek nagy diffúzitásuknak köszönhetően az α -vasban a diszlokációk mozgását hatékonyan akadályozhatják. Ebből a szempontból az vizsgált acélokból a korábban mondottak alapján a karbon és a nitrogén szerepe kiemelt jelentőségű. A jelenség szempontjából fontos elemek másik csoportját alkotják azok, melyek a karbon, illetve nitrogén oldhatóságát vagy mozgását befolyásolják a rácsban, akár minimális koncentrációban is. A teljesség igénye nélkül ilyenek például az Al, Si, B, Nb, Cr, V, Ti, Mn [53].

Az acélszál húzása során a plasztikus alakítás mértékét elsősorban a teljes keresztmetszeti redukció jellemzi. Ezen túl a húzási folyamat részletes technológiai paraméterei, mint például az egyes redukciós lépések pontos sora, a húzási sebesség, illetve a súrlódási és hőmérsékleti viszonyokat nagyban befolyásoló kenési-hűtési technológiák meghatározzák a kész szál anyagának szemcseméretét és szemcseszerkezetét [29]. A szerkezet jellemzői közül Kemp kiemeli a perlit lemez távolság jelentőségét, mint az alakítási öregedés lefolyására vonatkozó fontos tényezőt [45,54]. A fent említett körülmények befolyásolják legnagyobb mértékben a krisztallitokban előforduló rácshibák, diszlokációk típusait és azok eloszlását, valamint a kész huzal anyagában jelenlévő maradó feszültségeket is [55–56].

A statikus alakítási öregedési jelenség lefolyásának megismeréséhez, illetve minél pontosabb elméleti magyarázatához a különböző alapanyagokon és hőkezelési hőmérsékletek alkalmazásával, valamint különböző kísérleti módszerekkel végzett kinetikai vizsgálatok rendkívül fontosak. Ilyen jellegű vizsgálatok nagy intenzitással folynak napjainkig.

Hammerle és munkatársai például alacsony, 0,1% karbontartalmú, vastag, melegen hengerelt acélhuzalok esetén vizsgálták alacsony hőmérséklet-tartományban, 50 °C és 100 °C között a statikus alakítási öregedés kinetikáját. Megnyújtott mintákat öregítettek

20 és 60 perc közötti kezelési időkkel. Ezt követően szakítóvizsgálattal mérték a folyáshatár megváltozását, ami alapján következtettek az aktivációs energia értékére [57].

Az általam vizsgált acélhuzalhoz hasonló kémiai összetételű, de annál kevésbé alakított huzalok esetén Bueno és munkatársai végeztek átfogó kinetikai vizsgálatokat. Ők a folyáshatár, az elektromos vezetőképesség és a belső súrlódás változása alapján adtak jól egyező kinetikai leírásokat. Ezek során a 200 °C alatti tartományban a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov egyenletet használták [48].

Lamontagne és munkatársai átfogó kísérleti munkát végeztek az általam vizsgált huzalokénál is valamivel nagyobb karbon-, és annál jelentősen kisebb Mn ötvöző tartalommal rendelkező, ultra-nagy szilárdságú acélhuzalokon [47]. Ezek az akár csupán néhány tized milliméter átmérőjű huzalok, a különösen nagymértékű képlékeny alakítás miatt kifejezetten alkalmas modell anyagok az alakítási öregedés laboratóriumi vizsgálatához. A szerzők a statikus alakítási öregedés hatását és az ezzel járó szerkezeti változásokat vizsgálták a 20 °C és 150 °C közötti öregedési hőmérsékletek között, a hideg húzás során bekövetkező keresztmetszeti redukció széles tartományában. A jelenség lefolyásának három szakaszát különítették el. A statikus alakítási öregedés hatására bekövetkező mikroszerkezeti evolúciót direkt módszerrel az atompróba tomográfia (APT) segítségével vizsgálták. Ezt indirekt módszerként kiegészítették mérhető anyagi jellemzők mérésével. A termoelektromos erő (TEP) és a fajlagos ellenállás mérésével, valamint differenciális pásztázó kalorimetria (DSC) módszerével sikeresen követték nyomon az alakítási öregedés kinetikáját, melyet korlátozott számú szakítóvizsgálatból származó eredménnyel is alátámasztottak. Eredményeik kiértékeléséhez ők is a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov modellt, illetve annak egy módosított változatát használták.

A Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov – továbbiakban JMAK – egyenlet az általános értelemben vett F átalakult hányad időbeli evolúcióját az n empirikus hatványfaktor és a B hőmérsékletfüggő sebességi állandó segítségével az alábbi formában adja meg [58–62].

$$F = 1 - \exp[-(Bt)^n] \quad (1)$$

A JMAK kinetikai modellt elsősorban csíráképződéssel járó fázisátalakulások leírására vezették be, kedvező matematikai alakja és paramétereizhetősége miatt rendkívül széles körben alkalmazott, többek között például diffúzió vezérelt kiválások folyamatok

leírására is, de számos sikeres alkalmazása ismert változatos, az anyagtudományon kívüli területeken is [63–66].

A JMAK modell formálisan bizonyítottan jól alkalmazható a statikus alakítási öregedés korábban leírt, valójában csíráképződés nélküli átalakulására [45,48]. Szintén az említett okok miatt a modell kielégítő pontossággal alkalmas a teljes folyamat leírására, annak előrehaladott, a telítéshez közeli állapotára is.

Az említett atomi diffúzió sebességét a hőmérséklet alapvetően befolyásolja, ezért a statikus alakítási öregedés magasabb hőmérsékleten gyorsabban játszódik le [38]. Az alkalmazott modelltől függetlenül, a kinetikai vizsgálatok a hőmérséklet hatását legtöbb esetben az Arrhenius összefüggés paramétereinek szemi-empirikus meghatározásával írják le [67–68].

Az említett széles körű formális alkalmazhatóság mellett, a JMAK egyenleten alapuló kinetikai leírás számos esetben elvi nehézségekbe ütközik [69–70]. Ilyenkor a JMAK elmélet levezetése során tett feltételezések csak korlátozottan teljesülnek, így a kinetikai leírás elméleti jogossága némely esetben megkérdőjelezhető [41,70–71]. Ezen túllépve, a matematikai szempontból könnyen kezelhető formalizmust megőrizve a JMAK egyenlet eredeti, illetve különböző általánosított formáit a mai napig széles körben használják az említett esetekben is [47].

Az egyik elterjedt általánosítás egy c -vel jelölt, úgynevezett empirikus hatásfaktor – angolul „impingement factor” – bevezetésével történt, a következő módon [70,72–74].

$$\frac{dF}{d[(Bt)^n]} = (1 - F)^{1+c} \quad (2)$$

A fenti differenciálegyenlet a hatásfaktor $c \rightarrow 0$ határesetben visszaadja az eredeti Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov-féle egyenletet, illetve $c = 1$ esetén az alábbi összefüggéshez vezet, mely Austin-Rickett egyenletként ismert [70,75–76].

$$F = 1 - [(Bt)^n + 1]^{-1} \quad (3)$$

Mára elfogadottá kezd válni az a nézet, hogy speciálisan az eutektoidos-, vagy eutektoidoshoz közeli karbontartalmú, nagymértékben redukált acélhuzalok esetén, a 200 °C hőmérséklet alatt lezajló alakítási öregedésben szerepet játszó szabad karbon atomok jelentős része a hideg húzás során elszorult, nagymértékű képlékeny alakítás miatt bekövetkező deformáció okozta cementit dekompozícióból származik [77–78]. A továbbiakban a folyamat kinetikáját – a korábban mondottakat kiegészítve –, a már eredetileg is oldatban lévő atomok mozgása mellett, ezen cementit bomlásból származó atomok transzportja határozza meg, ami a cementitből a ferrit lemezek belsejébe irányul.

Ezt a teljes transzport folyamatot a diffúzió hajtja, egészen addig, amíg a karbon atomok, a nagymértékben deformált ferrit szemcsékben jelen lévő rácshibák környezetében megfelelő mértékben szegregálódnak, azaz a Cottrell-felhő teljes felépülésével bekövetkezik a telítődés és a folyamat megáll.

Az alakítási öregedés előrehaladtával annak kinetikájában minden valószerűség szerint másodlagos folyamatok is szerepet játszanak. Erre utal például Lamontagne és munkatársai által leírt, átlagostól eltérő aktivációs energia a jelenség nagyon korai, illetve nagyon késői szakaszában. Ilyen másodlagos folyamat lehet például a nem-egyensúlyi karbid kiválása, növekedése és cementitté történő transzformációja. Ez, a több szerző által is feltételezett folyamat, a szilárdság megfigyelt, szakaszonként eltérő változását magyarázza, azonban az említett karbid kiválást még nem sikerült közvetlen módon igazolni [47].

Az olyan folyamatoknál, melyeknél – a statikus alakítási öregedéshez hasonlóan – a változások időbeli lefolyását a növekedési folyamatok mellett, nagymértékben a diffúzió határozza meg, az említett Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov kinetikai modellel szemben az Austin-Rickett féle kinetika használata elméletileg jobban megalapozott, továbbá számos esetben a kísérleti eredmények tükrében vizsgálva bizonyítottan pontosabb illeszkedést mutat [70,73–74,79–81]. Ezért az irodalomban általánosan egyre többször találkozunk a kísérleti eredmények mind a JMAK, mind az Austin-Rickett kinetikai modellek segítségével történő kiértékelésével és a két módszer alapján nyert eredmények összehasonlításával [76,82].

Az statikus alakítási öregedés szakirodalma megadja a jelenség alapvető mikroszerkezeti magyarázatát és lefolyásának általános jellegét. Ezen túlmenően számos speciális anyagi összetétel és képlékenyalakítási előtörténet esetén ad pontos leírást az

öregedés lefolyásának hőmérséklet és időfüggésére, valamint a fontos fizikai jellemzők számszerű megváltozására.

Azonban ötvözetlen, eutektoidos-közei karbon tartalmú, tipikusan 86–92% mértékű redukción átesett vékony acélhuzalok esetén – melyeket általánosan alkalmaznak pászmába sodrott formában például nagynyomású gumitömlők erősítésére – nem áll rendelkezésre a szilárdsági számításokhoz kielégítő pontosságú adat, az öregedési jelenség várt telítődéséhez szükséges időtartam, illetve a mechanikai paraméterek pontos megváltozásának vonatkozásában.

Acélok alakítási öregedésére vonatkozó kinetikai analízis máig, az esetek döntő többségében a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov egyenlet alkalmazásával került publikálásra. Annak ellenére, hogy a jelenség lefolyásában a diffúzió fontos szerepet játszik, tisztán diffúziós, vagy az Austin-Rickett modellek alkalmazásának vizsgálata acélhuzalok esetén, valamint azok összehasonlítása a JMAK modellel jelenleg hiányzik.

Fontos megjegyezni, hogy a huzalok mechanikai jellemzőinek kiszámítására azok a kinetikai egyenletek alkalmazhatók közvetlenül, melyek paraméterezése szintén, a szóban forgó fizikai tulajdonságok direkt mérésén alapulnak. Ennek ellenére a szakirodalomban kevés esetben lelhető fel olyan kinetikai elemzés, melynek alapját tisztán statikus mechanikai vizsgálatokból származó kísérleti adatok szolgáltatták.

Az említett huzalok a gyakorlatban döntően sodrott szerkezetekben kerülnek felhasználásra, ennek ellenére az irodalom nem tartalmaz megbízható eredményt azzal kapcsolatban, hogy a huzalok alakítási öregedése miként változtatja meg a belőlük készült pászmák vagy sodronykötelek viselkedését. Különösen érdekes és szintén megválaszolatlan ez a kérdés azokban az esetekben, amikor a sodronyok szilárdsági tulajdonságain túl, azok deformációs képességét is nagymértékben kihasználjuk az alkalmazás során.

További fontos és nem tisztázott kérdés, hogy a sodrás geometriája és egyéb paraméterei befolyásolják-e a sodrony mechanikai tulajdonságainak megváltozását, vagy attól független módon azt tisztán az alapanyag alakítási öregedése határozza meg.

3. CÉLKITŰZÉS

Kutatási munkám általános céljaként a statikus alakítási öregedés hatásának pontos feltérképezését tűztem ki nagy karbontartalmú, hidegen húzott, nagy szilárdságú acélhuzalok és belőlük sodrott pászmák esetén, elsősorban a szálak mechanikai tulajdonságaira való tekintettel, alacsony, 80 °C és 200 °C közötti tartományban.

Speciálisan, eutektoidos-közeli, 83–88% karbontartalmú, újrakristályosítás nélkül 86–92% keresztmetszeti redukción átesett, 0,6–0,9 mm végső vastagsággal rendelkező perlites acélhuzalok szilárdsági és nyúlási jellemzőinek, az öregedés hatására a képlékeny alakítást követően bekövetkező megváltozását kívántam kísérletileg meghatározni. A szakirodalom alapján a folyamat telítési jellege jósolható, így célom volt e telítéshez szükséges kezelési időtartam hosszát is megállapítani különböző hőmérsékletek esetén.

Az alkalmazott kezelési idők szempontjából széles tartományban, lehetőleg a telítésig kívántam nyomon követni az acélhuzalok mechanikai paramétereinek változását, azok közvetlen mérésével, az öregedési hőmérséklet függvényében. Ezeket az eredményeket terveztem felhasználni alapanyagspecifikus, pontos kinetikai szabály felállításához, mely alkalmas a statikus alakítási öregedés időfüggő hatásának pontos számítására. Ehhez mérési eredményeim kiértékelését a szakirodalomban szokásos módon alkalmazott – bár a folyamatra elméletileg nem tökéletesen releváns – Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov kinetikai modell mellett, az Austin-Rickett féle kinetikai egyenlet felhasználásával is el kívántam végezni. Ezen kívül, mivel a jelenség lefolyását jelentős mértékben a kristályrácsen keresztül történő atomi diffúzió befolyásolja, egy tisztán diffúziós kinetikai modellt is terveztem illeszteni kísérleti eredményeimhez.

Célom a fenti modellek alkalmasságának kritikai értékelése volt a vizsgált szilárdsági és deformációs jellemzők, az alapanyag, és a kezelési hőmérséklet-tartomány tekintetében, a következő két kérdésre keresve a választ.

Mechanikai vizsgálatok eredményeit elemezve a statikus alakítási öregedés kinetikai egyenlete megállapítható-e?

A fent említett három kinetikai modell közül melyik megfelelő a jelenség kellő pontosságú leírására?

Az irodalom meglehetősen szegény az acélhuzalokból készült sodratok alakítási öregedésének témáját illetően, ezért célul tűztem ki a huzalokra vonatkozó kutatásaim kiegészítését a belőlük készült egyszerű, vonalérintkezésű pászmák statikus alakítási

öregedésének vizsgálatával. A sodratok alkalmazása szempontjából kitüntetett öregedési hőmérsékleten kívántam nagy pontossággal meghatározni a telítési időt, és a teljes egészében lejátszódó öregedési folyamat végén az érintett kritikus mennyiségek megváltozott értékeit. Ilyenek például a sodronyok rugalmassági határához tartozó erő, a szakítóerő és a teljes fajlagos nyúlás. Ezek alapján az alábbi kérdésekre szándékoztam válaszolni a vizsgált alapanyag esetén.

A huzalszálak statikus alakítási öregedése szignifikáns hatással van-e a sodratok mechanikai tulajdonságaira?

Az elemi huzalok ismert megváltozása, valamint a sodrási paraméterek ismeretében lehet-e következtetni a kész sodrony öregedés hatására bekövetkező viselkedésére?

Mennyire jelentős a szerkezet szerepe a sodrony öregedés által befolyásolt fizikai paramétereire?

Ezekre a kérdésekre adott válasz alapvető fontosságú a sodratok elméletének továbbfejlődése érdekében és azok mérnöki szempontból helyes tervezésében és megfelelő kiválasztásában is, különösen a kritikusnak mondható alkalmazások esetén.

4. ANYAGOK ÉS MÓDSZEREK

4.1. Kísérleti anyagok

Kísérleti munkám során nagymértékű hidegalakításon átesett, nagy karbontartalmú, nagy szilárdságú acélhuzalokat és a belőlük készült sodratokat vizsgáltam. A vizsgált acélhuzalok átmérője a 0,68–0,91 mm tartományba esik.

A kiindulási alapanyag melegen hengerelt szénacél hengerhuzal, kémiai összetételét a végső huzaltípus függvényében az alábbi táblázat tartalmazza (**1. táblázat**). A kémiai elemzés a gyártó laboratóriumában történt, az adatok a gyártóművi bizonylaton kerültek rögzítésre.

1. táblázat Az alapanyag kémiai összetétele

	C	Mn	Si	P	S
Ø0,71; Ø 0,76	0,83	0,53	0,35	0,008	0,009
Ø0,68; Ø 0,91	0,88	0,57	0,21	0,009	0,008

A hideg húzási folyamat során 86–92%-os fajlagos keresztmetszeti redukció történik, közbeiktatott újrakristályosítási fázis nélkül, melynek révén kialakul az acélhuzalok finom lemezes perlites szerkezete és a kívánt nagy szilárdság. Az említett nagymértékű redukció 12–14 lépésben történt ipari finomhúzó gépsoron. A folyamat közben a hőmérséklet és súrlódási viszonyok kézbentartásáról olajbázisú hűtő-kenő emulziós fürdő gondoskodott. A végső húzási sebesség 35 m/s volt.

A vizsgált acélhuzalok sárgaréz, illetve cink bevonattal készülnek. A bevonat a fent említett hideg húzási eljárás elején kerül az acél felületére galvanikus úton. A sárgaréz bevonat egyrészt elősegíti a húzási eljárást mivel a húzóköveken fellépő súrlódást csökkenti, másrészt a gumitömlő késztermék előállításánál nagyfokú fém-gumi tapadást biztosít [5,54]. A cink bevonat elsődleges szerepe az erősítő acélszálok korróziós védelme, különösen abban az esetben, amikor nincs mód központi katódos védelem kialakítására [1].

Ezen finom acélhuzalok esetén határozott folyási szakasz nem értelmezhető, így folyáshatárként a 0,2% maradó alakváltozáshoz tartozó feszültséget, az R_{p02} úgynevezett egyezményes folyáshatárt tekintjük.

Az egyezményes folyáshatár gyártó által megadott névleges értékeit és az alkalmazott bevonatok típusát az alábbi táblázat tartalmazza (**2. táblázat**).

2. táblázat Az acélhuzalok névleges egyezményes folyáshatára és az alkalmazott bevonat

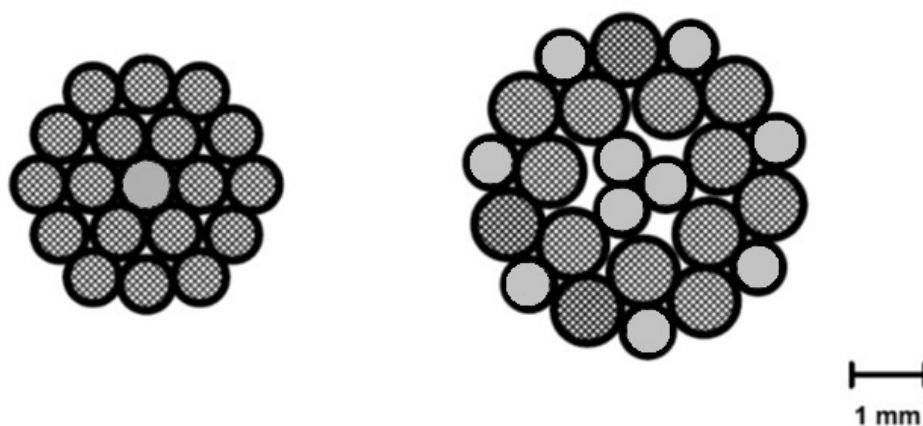
	R_{p02} (N/mm ²)	Bevonat
Ø0,71	1960	67% Cu / 33% Zn
Ø0,76	1760	67% Cu / 33% Zn
Ø0,68	1960	Zn
Ø0,91	1760	Zn

Az alaphuzal sodronyban történő viselkedésének vizsgálatához szabályos elrendezésű, egyszer sodrott huzalnyalábokat választottam. Az ilyen sodronyokat nevezzük pászmának. Bennük az elemi huzalszálak egy központi mag körül koncentrikusan, több rétegben elhelyezkedő koszorúkat alkotnak [83].

Az acélsodronyok vizsgálata során két jelentősen eltérő acélsodronyfélét választottam a 3,6–4,5 mm átmérő tartományból. Mindkét sodrony esetén a belső, illetve a külső koszorúk menetemelkedése megegyezik, ennek köszönhetően az elemi huzalszálak nem keresztezik egymást, azok a pászmában teljes hosszukban, palástjuk egy vonala mentén fekszenek fel egymáson. Az ilyen sodronyokat hívjuk vonalérintkezésű pászmáknak. Előállításuk precíz gyártástechnológiát kíván, a különböző átmérőn lévő huzalok esetén alkalmazandó eltérő és nagyon pontos sodrási szög miatt. Egyértelmű előnyük a többi, szálkeresztezést tartalmazó – úgynevezett pontérintkezésű – pászmákkal szemben, a terhelt alaphuzalok sokkal kedvezőbb feszültségeloszlása, az érintkezés környezetében felépülő lokalizált többtengelyű- illetve Hertz-féle feszültségek mérsékelt megjelenése [9–10,83].

A Ø3.6C jelű egyszerű szerkezetű, maghuzalból és azonos huzalszálakból álló két koszorúból felépülő, úgynevezett kompakt sodrony. A bonyolultabb felépítésű Ø4.5W jelű egy Warrington típusú sodrony. Itt a mag három finom acélhuzal sodrásával készül, mely

köré szintén két koszorút vezetnek fel olyan módon, hogy a külső koszorú esetén a nagyobb keresztmetszeti kitöltés érdekében eltérő átmérőjű huzalokat alkalmaznak [84]. Ennek a pászmának a tömörebb szerkezetből származó, azonos névleges átmérő mellett nagyobb elméleti teherviselő képessége kedvező hajlékonysággal párosul. Hátrányaként a külső rétegben lévő kisebb átmérőjű huzalszálak miatt a koptató igénybevételekkel szemben tanúsított viszonylag kisebb ellenállása említhető [83]. A két sodronytípus keresztmetszetének, szerkezeti sematikus vázlata látható a következő ábrán (**5. ábra**).



5. ábra Ø3.6C (bal) és Ø4.5W (jobb) acélsodronyok keresztmetszetének szerkezeti vázlata

Mindkét sodronyfajtát elsősorban nagynyomású olajipari gumitömlők fő erősítő anyagaként alkalmazzák. A tömlő falába épülő pászmák konstrukciós okokból minden esetben teljesen gumiba vannak ágyazva, így a Warrington szerkezet mérsékelt kopásállósága nem jelent valódi hátrányt [5].

A két sodronytípus névleges szakítóerejét és szerkezeti felépítését a következő táblázat tartalmazza (**3. táblázat**).

3. táblázat Az acélsodronyok névleges szakítóereje és szerkezeti felépítése

	$F_{\max}(\text{N})$	Szerkezeti felépítés
Ø3.6C	18000	$1 \times \text{Ø}0,76 + 6 \times \text{Ø}0,71 + 12 \times \text{Ø}0,71$
Ø4.5W	27000	$3 \times \text{Ø}0,68 + 7 \times \text{Ø}0,91 + (7 \times \text{Ø}0,68 + 7 \times \text{Ø}0,91)$

4.2. Minta előkészítés

Kísérleti ciklusonként a vizsgált huzalminták minden eleme azonos gyártási tételből származott. A laborvizsgálatok, a húzást követő 30 napon belül megtörténtek. Ezen időszak alatt gondoskodtam, a minták +10 °C alatti alacsony hőmérsékleten tartásáról. Így a minták gyártás során elszenvedett képlékeny alakítást követő statikus alakítási öregedését, a vizsgálatok megkezdéséig minimalizáltam. A kinetikai leírás szempontjából azokat a mintaelőkészítés megkezdésekor valóban nyers, a huzal vizsgálatoknál szokásos angol terminológiával „as drawn” állapotúnak tekinthettem [49].

A vizsgálandó acélsodrony-, illetve huzalmintákat feldaraboltam a szakítógép igényeinek megfelelő hosszra. Ezt követően a referencia mintákat félre téve, az öregítésre szánt sodronymintákat kb. 30 cm átmérőjű, a huzalmintákat kb. 12 cm átmérőjű tekercs csévéltem. A feltekerés és általában az előkészítés során gondoskodtam arról, hogy a fellépő deformációk sehol ne haladják meg az alapanyag tökéletesen rugalmas tartományát, így további maradó feszültség, illetve maradó deformáció nem keletkezett.

A hőöregítéseket előmelegített, spirális légkeverést alkalmazó szárítószekrényben végeztem 80 °C, 100 °C, 125 °C, 150 °C, 180 °C és 200 °C hőmérséklet szinteken, a célkitűzésben meghatározott hőmérséklet-tartományt megközelítően egyenlő lépcsőkre osztva. A kényszerített légkeverés segítségével a beállított hőmérséklet értéket ± 1 °C pontossággal tudtam tartani, illetve a mintabehelyezés utáni tranziens szakasz kevesebb mint 10 s volt. A tervezett hőöregítés után a mintákat a szárítószekrényből kivéve azonnal 0 °C hőmérsékletű vízfürdőben hűtöttem vissza.

A finom acélhuzal minták esetén minden hőmérsékleti szinten legalább hat különböző kezelési időt alkalmaztam a 3 és 729 perc közötti tartományban. Az alacsonyabb, 80–125 °C hőmérsékletű hőöregítések során további kezelési időtartamokat is használtam annak érdekében, hogy a statikus alakítási öregedést a teljes tranziens

tartományon tudjam vizsgálni. A legalacsonyabb hőmérséklet esetén a maximális kezelési idő 59049 perc volt.

Az acélsodronyok esetén egységesen 150 °C hőmérsékletű, 45 perces hőöregítést alkalmaztam nagy elemszámú mintán.

4.3. Mérési módszer és az alkalmazott berendezés

Az acélhuzalok és pászmák szakítóvizsgálatát az ISO 6892-1 szabványban leírt eljárás szerint végeztem a ContiTech Rubber Industrial Kft. szegedi laboratóriumában [85].

A terhelő erő - nyúlás diagramokat szobahőmérsékleten végzett szakítóvizsgálatok segítségével határoztam meg. A vizsgálatok elektromechanikus meghajtású Zwick 1465 típusú univerzális vizsgáló berendezéssel történtek, teljes szoftveres erővezérlés mellett. A berendezés méréstartománya 0–50 kN, az alkalmazott terhelési sebesség állandó, egységesen 40 N/s volt. A mintákon a mérés megkezdése előtt előfeszítést alkalmaztam, melynek mértéke huzalok esetén 20 N, a Ø3.6C és Ø4.5W sodronyok esetén rendre 150 N, illetve 250 N volt. A minták pillanatnyi megnyúlásának mérése Zwick Roell gyártmányú, videoXtens 1-270 típusú optikai extenzométerrel történt.

A szakítóberendezésekben szálak anyagok befogására széles körben alkalmazott, hagyományos pofás befogók a befogás helyén elkerülhetetlenül nem kívánt többtengelyű feszültségállapotot hoznak létre. Ebben az esetben a minta szakadása tipikusan a befogási pont közvetlen közelében történik, és a rögzített maximális terhelő erő elmarad az anyagra valójában jellemző értéktől. E tökéletlen mintabefogásból származó hiba jelentős, akár 10%-nál nagyobb mértékű is lehet.

Vizsgálataim során a fenti kedvezőtlen jelenséget speciális befogók használatával kerültem el. A huzalok tökéletes rögzítéséről, a következő ábrán látható, a minta megtámasztására folytonosan változó görbületű, speciális geometriájú befogó gondoskodott (**6. ábra**).



6. ábra A huzalminták szakítóvizsgálatához alkalmazott speciális befogó

A sodronyok szakításához, 200 mm hengerpalásstal rendelkező csigás befogót használtam. A minták megfogására erre 2–3 menetben feltekerve került sor, bilincses rögzítéssel (7. ábra). Ezt a megoldást könnyebben tudtam illeszteni a sodronyok nagyobb átmérőjéhez, mint a huzaloknál használt finom, speciális geometriájú befogót. A vizsgált acélsodronyokra jellemző szakadási kép az alábbi ábrán figyelhető meg (8. ábra).

Mindkét befogási eljárás sikeresen kiküszöbölte az említett méréstechnikai hibát, a minták szakadása a két befogási pont között véletlenszerű helyen történt, nem szignifikánsan azok közelében.



7. ábra A sodronyminták szakítóvizsgálatához alkalmazott csigás befogó



8. ábra A vizsgált acélsodronyok jellegzetes szakadási képe (Ø3.6C)

A szakítódiagramok alapján az F_{max} maximális terhelő erőt, a 0,2% képlékeny deformációnál felvett F_{p02} egyezményes folyáshatári erőt, az ε teljes fajlagos szakadási nyúlást és ennek ε_p tisztán plasztikus komponensét, valamint sodronyok esetén az E_a úgynevezett apparens-, vagy látszólagos rugalmassági modulust értékeltem ki. Ez utóbbi paramétert szokásos még effektív rugalmassági modulusnak is nevezni [10,83].

A rugalmassági modulus általában sodronykötelek esetén egzaktul nehezen meghatározható. Ennek oka az, hogy a sodrat komplexitásának növekedésével annak szerkezeti, nemlineáris deformációja jelentős lehet, ami a szakítógörbe lineáris szakaszát nagymértékben megrövidíti. Az általam választott szabályos, vonalérintkezésű pászmák esetén egy kismértékű kezdeti szerkezeti deformációs szakaszt követően az elemi huzalszálak tökéletesen egymásra fekszenek, így a sodronyok szakítódiagramján határozott meredekségű, hosszú, tökéletesen rugalmas szakasz figyelhető meg. A látszólagos rugalmassági modulust e lineáris szakasz meredekségéből és a sodrony névleges átmérőjéből számított keresztmetszet segítségével számítottam [83].

Megjegyzem, hogy a vizsgált nagy szilárdságú acélok esetén a maximális terhelő erő megegyezik a szakítási erővel. Dolgozatomban a terheléseket végig – a szakirodalomban szokásos módon – az acélsodronyok esetén a fenti közvetlenül mérhető terhelő erőkkel, míg a finom acélhuzalok tárgyalásánál az ezekből közvetlenül átszámított R_m szakítószilárdság, illetve R_{p02} egyezményes folyáshatári feszültség értékekkel adtam meg.

4.4. A mérési eredmények kiértékelése és elemzésének módszerei

Az acélhuzalok egyezményes folyáshatárát, szakítószilárdságát, teljes fajlagos nyúlását, illetve a teljes fajlagos plasztikus nyúlást minden kezelési hőmérséklet és minden kezelési idő esetén 3-3 mintán, illetve a kezeletlen állapot esetén további 18 mintán mértem. Az eredmények átlagát használtam a továbbiakban, a mérés pontosságát az értékek standard deviációjával (SD) jellemeztem.

Az eredmények kinetikai elemzését a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov-féle, az Austin-Rickett-féle, illetve a Fick törvényből levezethető, tisztán háromdimenziós diffúziós kinetika egy általánosított modelljének alkalmazásával végeztem [58–62,75,86]. A hőmérsékletfüggést minden esetben az Arrhenius összefüggés szerint vettem figyelembe. Az egyes kinetikai egyenletek megfelelő logaritmizálása után a mért értékekre lineáris

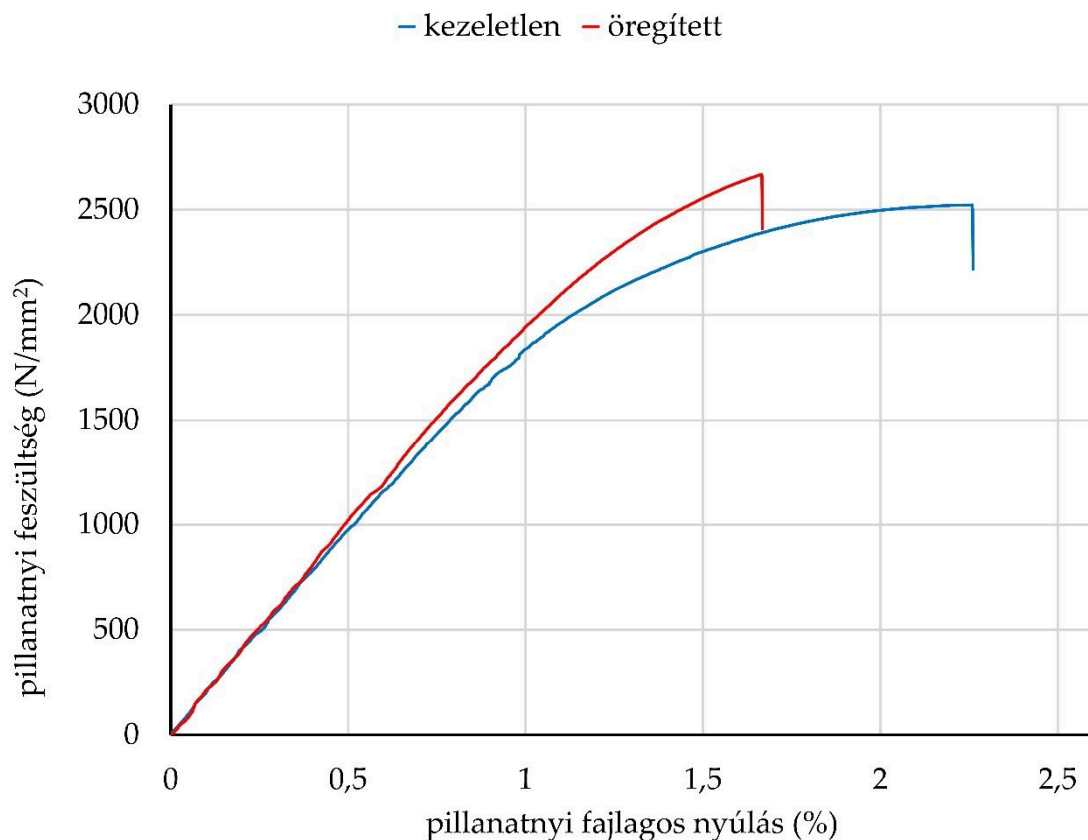
regressziót alkalmaztam. Az egyenes illesztése a legkisebb négyzetek módszerével történt. Az illesztés minőségét a Pearson-féle korrelációs együttható négyzetével jellemeztem. Az Arrhenius diagram esetén a fentiekkel megegyező módon jártam el.

A Ø4.5W jelű acélsodronyok vizsgálata során az egyezményes folyáshatárhoz tartozó erőt, a maximális erőt, a teljes fajlagos nyúlást valamint a teljes fajlagos plasztikus nyúlást 2 x 76 elemű mintán mértem meg kezeletlen, illetve a fent leírt öregítésen átesett állapotban. A Ø3.6C jelű sodrat esetén ugyanezt tettem, a rugalmassági modulus meghatározásával kiegészítve, 2 x 313 elemű mintán. Mindkét esetben meghatároztam a mért értékek átlagát és standard deviációját, továbbá a kiértékelést a mérési adatokat egyenként felhasználva, gyakorisági hisztogramok segítségével végeztem, normális eloszlást feltételezve.

5. KUTATÁSI EREDMÉNYEK

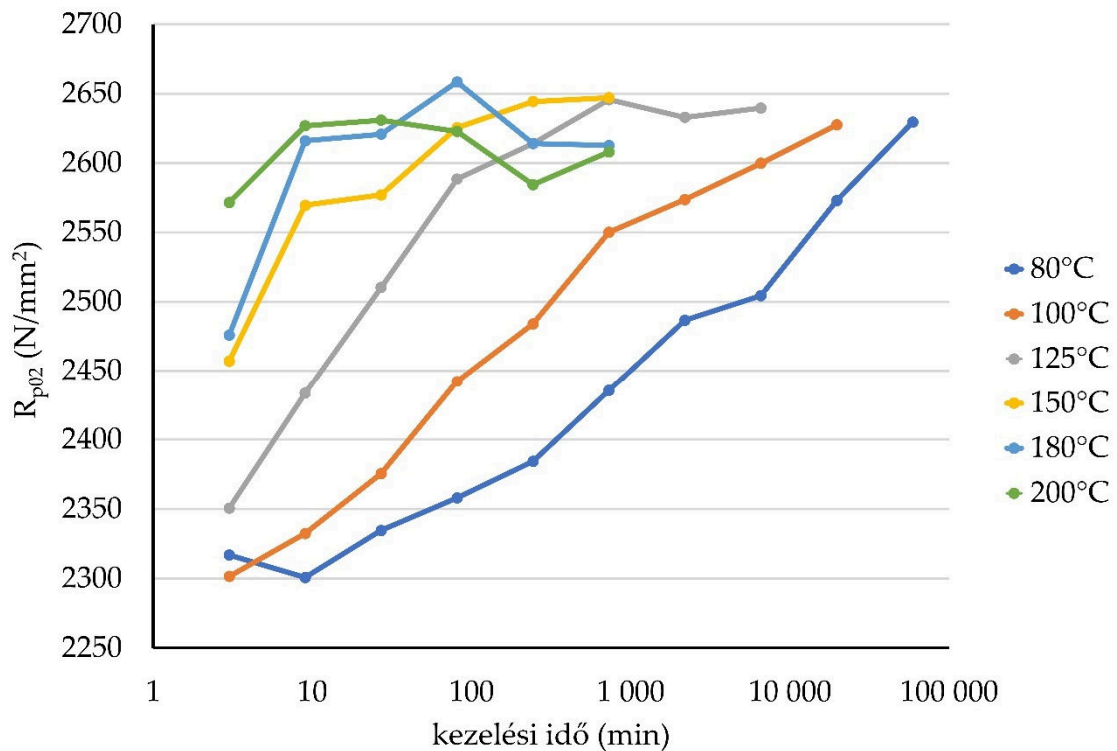
5.1. Az alakítási öregedés időbeli lefutása és telítődési jellege

Szakítóvizsgálatokat végeztem eutektoidoshoz közeli karbontartalmú, nagy szilárdságú, nagymértékben redukált acélhuzalokon, azok kezeletlen és különféle hőkezelési program szerint hőöregített állapotában. Egy tipikus szakítódiagram pár látható a következő ábrán (**9. ábra**). Itt egy Ø0,71 huzalminta esetén jól megfigyelhető a statikus alakítási öregedés hatása. A kezeletlen mintához képest az előzetesen 150 °C hőmérsékleten, 45 percig hőöregített minta szakadási nyúlása jelentősen alacsonyabb, ezzel szemben szilárdsága jól látható módon magasabb.



9. ábra Szakítódiagram pár öregítés előtt, ill. öregítés után
(Ø0,71 acélhuzal, 150 °C/45 min)

A Ø0,71 acélhuzal egyezményes folyáshatárát kísérletileg meghatároztam kezeletlen, illetve különböző hőmérsékletű izotermikus hőöregítésen átesett mintákon, különböző kezelési idők mellett. Az alkalmazott öregítési hőmérsékletek a 80–200 °C tartományban voltak. A kezelési időket mértani sorozat tagjaiként választottam 3 perctől kezdődően, így azok exponenciálisan növekvő hosszúságú periódusok lettek. Minden hőmérsékleten minden öregítési időtartam esetén 3 független mintát vizsgáltam. A mérési eredmények relatív standard deviációja (RSD) jellemzően 1% alatt volt, a pontos adatokat a melléklet tartalmazza (*Melléklet-01*). Az eredmények átlagértékei a kezelési idők logaritmusának függvényében az alábbi grafikonon láthatók (*10. ábra*). A kezeletlen állapotú acélhuzal egyezményes folyáshatára 2292 N/mm² volt.



10. ábra Az egyezményes folyáshatári feszültség a kezelési idő függvényében (Ø0,71 acélhuzal, 80–200 °C)

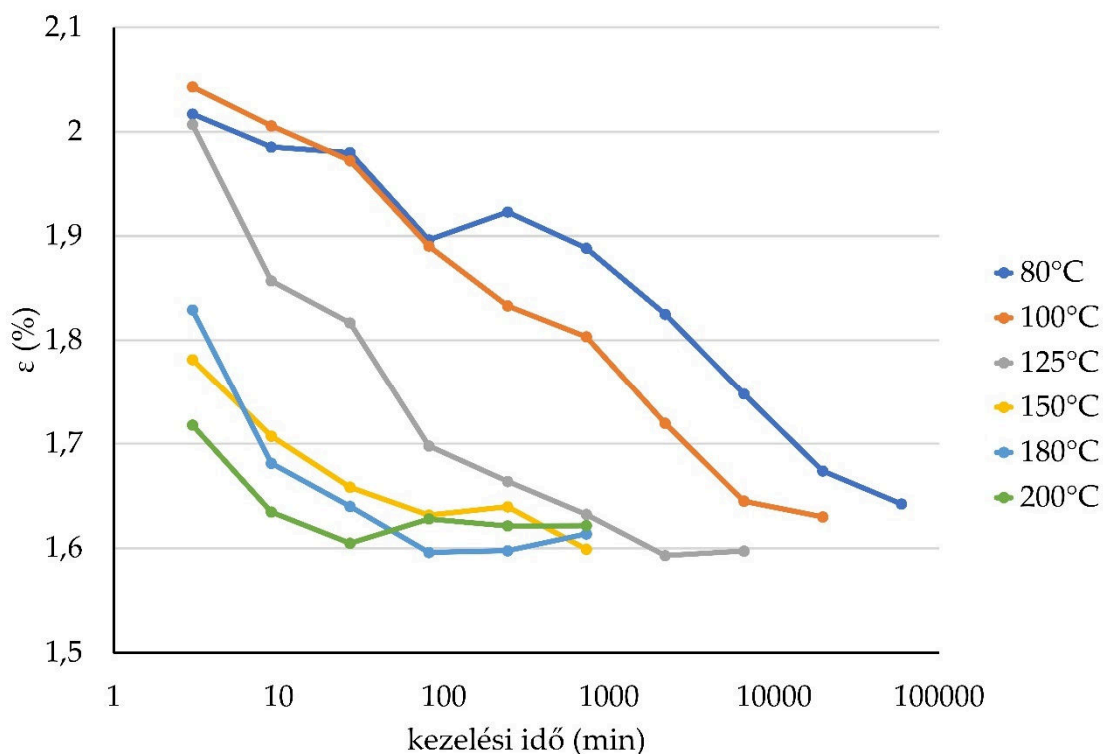
Az egyezményes folyáshatár értékének szignifikáns és döntően monoton növekedését figyelhetjük meg a kezelési idő növekedésével minden kezelési hőmérsékleten. A változás sebessége határozottan nagyobb a magasabb hőmérsékletek

esetén. A trend egyértelmű telítési jelleget mutat a 100 °C-nál magasabb hőmérsékletek esetén. Itt megfigyelhető, hogy a kezdeti kb. 2300 N/mm² értékről az acélhuzalok egyezményes folyáshatára – a kezelési hőmérséklettől lényegében függetlenül – a 2570–2650 N/mm² tartományba fokozódik. Kiemelem, hogy az alkalmazások szempontjából különleges figyelmet érdemlő 150 °C hőmérsékleten ez megközelítőleg 45 perc hőkezelés hatására lejátszódik. Ez után további hőöregítés hatására további változás nem figyelhető meg. Hasonló viselkedés valószínűsíthető a 80–100 °C kezelési tartományban is az általam alkalmazott hőöregítési időtartamoknál jelentősen hosszabb idők esetén.

A szakítószilárdság esetén teljesen hasonló jellegű viselkedés érhető tetten. A kezdeti 2540 N/mm² értékről a kezelési idő növekedésével telítésbe menő változás figyelhető meg 2640–2680 N/mm² közti állandósult maximumokkal. A mérési eredmények relatív standard deviációja 0,5% alatt volt (**Melléklet-02**).

Megfigyelhető tehát, hogy a statikus alakítási öregedés által okozott, telítődésig bekövetkező teljes, abszolút változás az egyezményes folyáshatár tekintetében minden hőmérsékleten megközelítőleg háromszor nagyobb, mint a szakítószilárdság esetén.

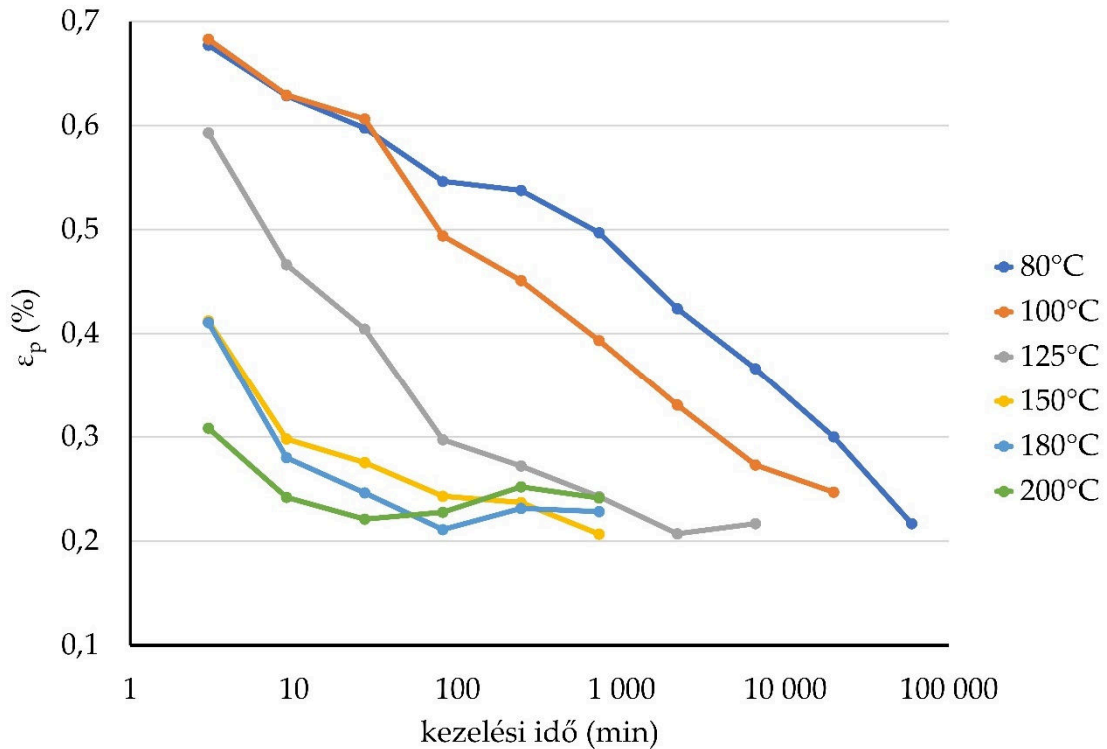
Szintén a Ø0,71 alaphuzal esetén a teljes, szakadási nyúlás megváltozását követhetjük nyomon a következő diagramon (**11. ábra**). A szilárdsági paraméterek megváltozásával ellentétes irányú változás figyelhető meg, azaz a kezelési idő növekedésével a teljes fajlagos szakadási nyúlás határozottan csökken. A telítési jelleg itt is markánsan jelentkezik. Az eredmények maximális relatív standard deviációja ezúttal 3,1% volt (**Melléklet-03**).



11. ábra A fajlagos szakadási nyúlás a kezelési idő függvényében (Ø0,71 acélhuzal, 80–200 °C)

A teljes fajlagos nyúlás minden pillanatban felbontható egy tisztán elasztikus és egy tisztán plasztikus alakváltozási komponensre. Az előbbi meghatározható az egyes szakítódigramok kezdeti szakaszához illesztett egyenes segítségével, míg az utóbbi a teljes fajlagos nyúlás és a lineárisan rugalmas nyúlás különbsége.

Az eddiginél is szemléletesebb képet kapunk az alakítási öregedés hatásáról az alapanyag nyúlási képességére, ha a fenti módon a teljes fajlagos szakadási nyúlás értékeiről leválasztjuk a tisztán rugalmas részt. Az így nyert fajlagos szakadási nyúlás tisztán plasztikus komponensét láthatjuk a következő diagramon, ezúttal is a kezelési idő logaritmusának függvényében (**12. ábra**).

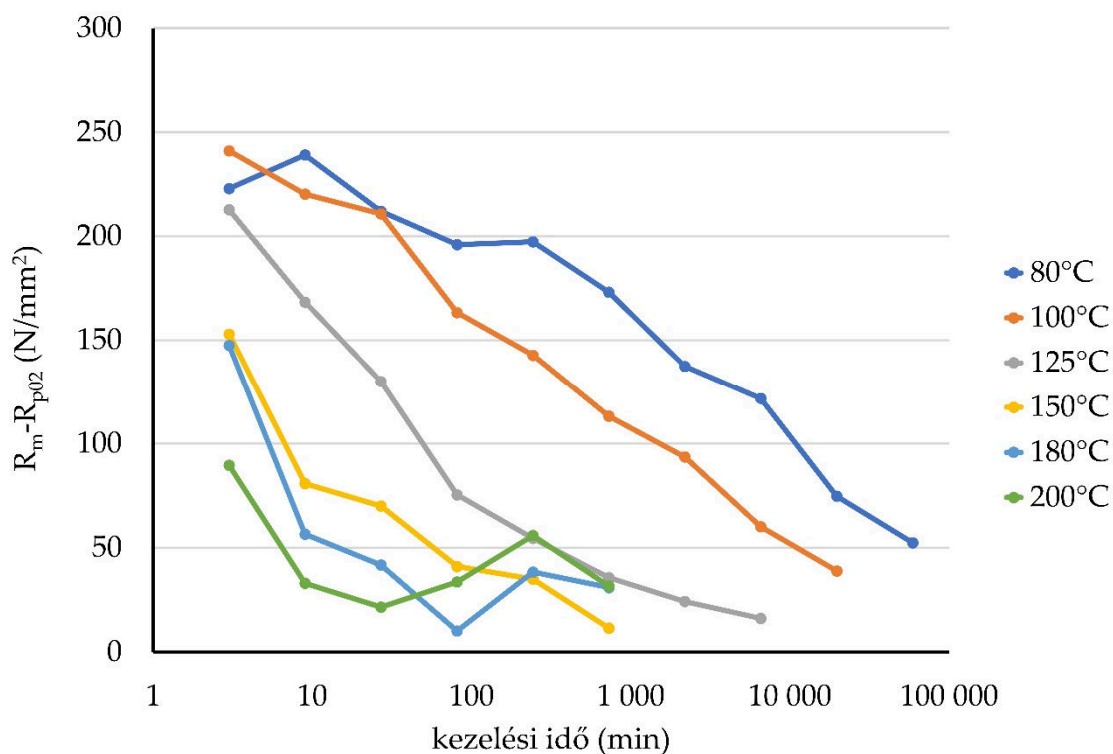


12. ábra A fajlagos szakadási nyúlás plastikus komponense a kezelési idő függvényében ($\emptyset 0,71$ acélhuzal, 80–200 °C)

A vizsgált paraméter monoton csökkenése és a változás telítési jellege egyértelmű. A plastikus nyúlási képesség stabilizálódik a 100 °C feletti kezelési hőmérsékletek esetén a kezelési idő növekedésével. A szilárdsághoz hasonlóan azonos jellegű viselkedést feltételezhetünk a 100 °C és ez alatti hőmérsékleten is. A kezeletlen minták esetén mért 0,7% érték a telítésbe menő öregedési folyamat végén nem több mint 0,2–0,25%. Itt is kiemelem, hogy a vizsgált alapanyag jellemző felhasználása szempontjából kitüntetett 150 °C hőmérsékleten a telítődés, vagyis ez esetben a plastikus nyúlási képesség említett alacsony értéksávjába történő csökkenése megközelítőleg 45 perc hőkezelés hatására már bekövetkezik.

Az eredmények abszolút számértékének csökkenése révén, mérési eredményeim az előzőknél valamivel magasabb, de még mindig jónak mondható 6% alatti relatív standard deviációval rendelkeztek (**Melléklet-04**). Elmondhatjuk, hogy a statikus alakítási öregedés hatása leginkább szembetűnő módon éppen ezen anyagjellemző drasztikus megváltozásában érhető tetten. Mondhatjuk, hogy a huzal hideg húzásából származó, jelentős kezdeti plastikus nyúlás minimálisra mérséklődik.

Ezzel a ténnyel összhangban megfigyelhető, hogy a szakítószilárdság és az egyezményes folyáshatár közötti különbség a kezdeti kb. 250 N/mm² értékről az öregedés előrehaladtával folyamatosan csökkenve, szintén gyakorlatilag eltűnik (**13. ábra**).



13. ábra Az szakítószilárdság és az egyezményes folyáshatári feszültség különbsége a kezelési idő függvényében (Ø0,71 acélhuzal, 80–200 °C)

5.2. A statikus alakítási öregedés kinetikai vizsgálata a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov modell alapján

A méréseimből nyert és az előző fejezetben ismertetett kísérleti adatok alapján a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov kinetikai modell segítségével vizsgálom a statikus alakítási öregedés idő- és hőmérsékletfüggését, a nagymértékben hidegalakított nagy karbontartalmú, nagy szilárdságú acélhuzalokon. A kinetikai analízist az egyezményes folyáshatár adathalmazán végzem el.

Ebben az esetben az F „átalakult hányad” fogalmát az alábbi összefüggéssel értelmezhetjük:

$$F = \frac{R_{p02}^t - R_{p02}^0}{R_{p02}^{max} - R_{p02}^0} \quad (4)$$

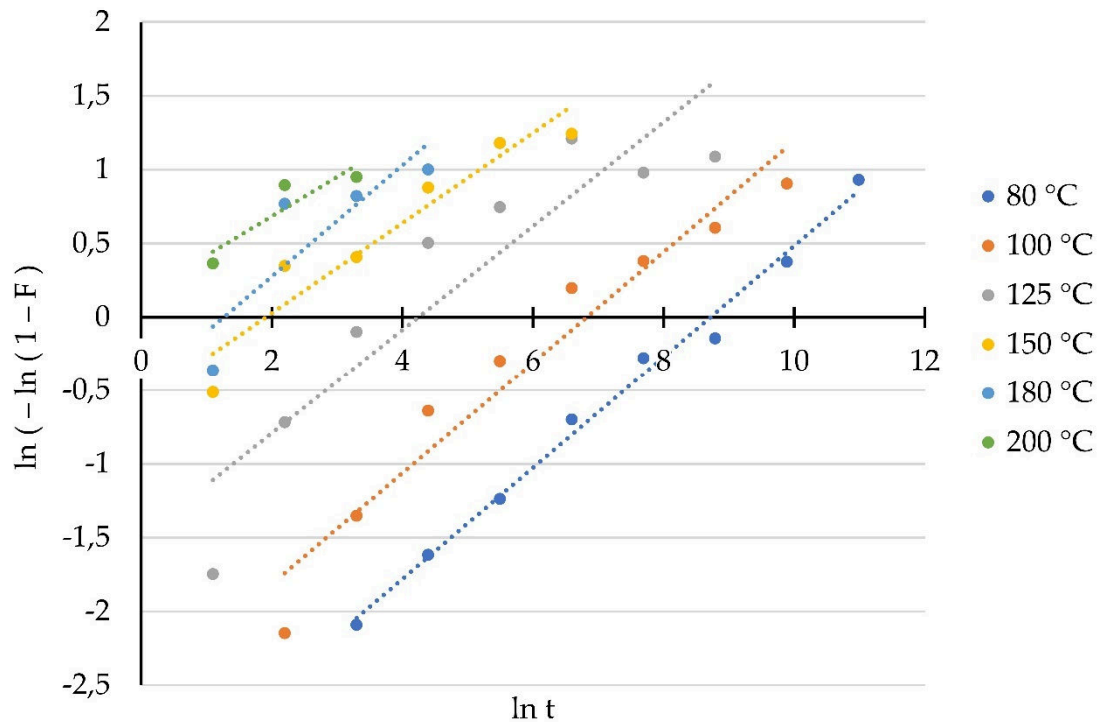
Ahol R_{p02}^t az egyezményes folyáshatári feszültséget jelöli t idejű előzetes hőkezelés után, R_{p02}^0 a kezdeti érték melyet a kezeletlen mintákon végzett mérésekből határoztam meg, illetve R_{p02}^{max} a paraméter maximális értéke [87].

A kinetikai értékelés során a nyers adathalmazt a következő módon szűrtem. Az alacsony hőmérsékletű, 80–100 °C-os hőöregítés esetén a korai, azaz rövid idejű kezeléshez tartozó adatokat, melyeknél F értéke kisebb mint 2,5%, nem használom. Ezekben az esetekben azt feltételezem, hogy az alakítási öregedés hatása nagyon csekély, mértéke összemérhető a mérés szórásával. A magas hőmérsékletű, 180–200 °C-os kezelés esetén azokat a hosszú kezelési időkhöz tartozó adatokat, melyek jóval a telítés bekövetkezése utáni állapothoz tartoznak, az előzőhöz hasonló okokból szintén kiszűröm. Az így megszürt adathalmaz által tartalmazott, a statikus alakítási öregedés kinetikájára jellemző információ számszerű értéke jelentősen meghaladja a mérési bizonytalanságot (*Melléklet-01*).

Az egyezményes folyáshatárra vonatkozó, a leírt módon szűrt mérési eredményeim alapján az (1) Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov egyenletet kétszer logaritmizálva átrendezem a következő alakba.

$$n \cdot \ln B + n \cdot \ln t = \ln[-\ln(1 - F)] \quad (5)$$

A fenti összefüggés alapján veszem fel a JMAK görbéket (*14. ábra*) [58–62].



14. ábra Az egyezményes folyáshatári feszültség linearizált JMAK görbéi
($\varnothing 0,71$ acélhuzal, 80–200 °C)

A különböző kezelési hőmérsékletekhez tartozó pontseregek néhány kivételtől eltekintve diszjunkt tartományokat jelölnek ki. Az alkalmazott matematikai modell egyszerűségének ellenére, az azonos kezelési hőmérsékletekhez tartozó pontokra ugyan nem kifejezetten jó, de kielégítő pontossággal illeszthető egyenes.

A linearizált JMAK görbék tengelymetszeteiből számított n empirikus hatványfaktort, a B hőmérsékletfüggő sebességi állandót és az egyenes illesztések jóságát jellemző korrelációs együtthatók négyzetét az alábbi táblázat tartalmazza (**4. táblázat**).

4. táblázat Az egyes hőöregítési hőmérsékletszintekhez tartozó JMAK empirikus hatványfaktorok, hőmérsékletfüggő sebességi állandók és korrelációs együtthatók négyzete (Ø0,71 acélhuzal)

T (°C)	80	100	125	150	180	200
n	0,377	0,376	0,352	0,306	0,377	0,267
B (1/s)	$2,73 \cdot 10^{-6}$	$1,81 \cdot 10^{-5}$	$2,39 \cdot 10^{-4}$	$2,46 \cdot 10^{-3}$	$4,70 \cdot 10^{-3}$	$2,93 \cdot 10^{-2}$
R ²	0,991	0,942	0,837	0,910	0,742	0,819

Megállapítható, hogy az empirikus hatványfaktor – melyet ez esetben sokszor egyszerűen Avrami kitevőnek is neveznek – értéke a hőmérséklettől kvázi független, így a továbbiakban azok $n_{avg} = 0,343$ átlagértékét használom univerzális konstansként a teljes hőmérséklet-tartományban.

Az alkalmazott Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov kinetikai modellt eredetileg heterogén, csíráképződéssel járó fázisátmenettel rendelkező folyamatokra vezették be. A statikus alakítási öregedés során ilyen fázisátmenetet nem figyeltek meg, mindazonáltal a jelenség kinetikai vizsgálata során a JMAK modell formális használata szélesebb körben elterjedt. Tulajdonképpen másokhoz hasonlóan én is a JMAK modell matematikai formalizmusát a Cottrell és Bilby féle átfogó kinetikai modell, később Harpy által javasolt, alábbi módosított verziójának általánosításaként használom sikerrel a statikus alakítási öregedés folyamatának időbeli vizsgálatára [36–37,45,48].

$$W = 1 - \exp \left[-3L \left(\frac{\pi}{2} \right)^{\frac{1}{3}} \left(\frac{ADt}{kT} \right)^{\frac{2}{3}} \right] \quad (6)$$

Ahol W jelöli a t idő alatt a diszlokációkhoz kötődő intersticiális atomok mennyiségét, L a diszlokáció sűrűséget, D a diffúziós állandót, T az öregedés abszolút hőmérséklete, k a Boltzmann állandó és A , egy az oldatban lévő atomok és a diszlokációk kölcsönhatását jellemző konstans.

Az eredeti 2/3-os értéktől, esetünkben is tapasztalt jelentős eltérés a hatványfaktor tekintetében nem ismeretlen acélhuzalok esetén.

Cottrell, Bilby és Harper eredetileg uniform, alapvetően homogén diszlokáció eloszlást feltételezett [36–37]. Ezzel szemben a mi esetünkhöz hasonló plasztikusan

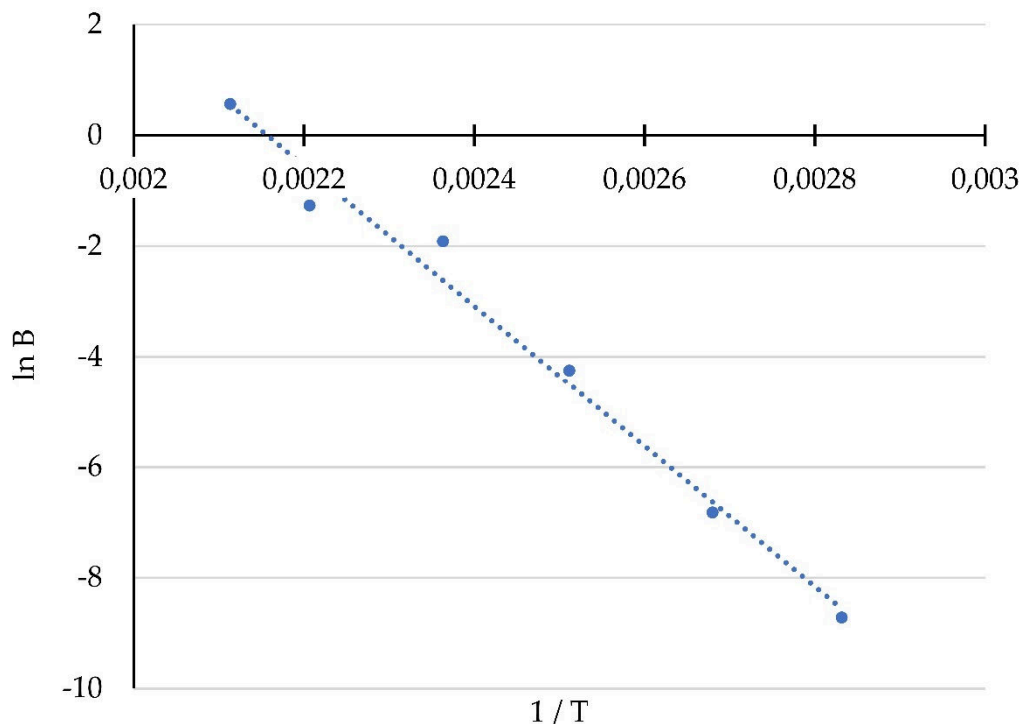
deformált perlites szerkezetnél úgynevezett cellás diszlokáció eloszlást igazoltak [88–89]. Ilyen esetben a diffúziós fluxust a cellahatárokon, arra merőlegesen, egyirányúnak tekintve a hatványfaktor $1/3$ értéke bizonyult helyesnek [90].

Szintén nagy karbontartalmú acélhuzalokon végzett kutatások hozzám hasonló eredményre jutottak. Ezen kutatások a statikus alakítási öregedés hatását a huzalok szilárdsági-, elektromos-, illetve belső súrlódási paraméterein vizsgálták. Ezen módszerek alkalmazásával, az általam használt alapanyagéhoz hasonló kémiai összetételű, de annál jelentősen nagyobb átmérőjű, hidegen húzott acélhuzalok esetén a hatványfaktor értékét a $0,29\text{--}0,56$ tartományban találták [45,48]. Az általam a finom acélhuzalokra meghatározott értékek ennek a tartománynak szignifikánsan az alsó harmadában helyezkednek el. Ez jelezheti a húzási folyamatban, a végső huzalméretben, a fajlagos keresztmetszeti redukcióban és ennek hatására a jellemző lemeztávolságban jelentkező eltéréseket.

Az alakítási öregedés kinetikájának hőmérséklet függésének jellemzésére az alábbi Arrhenius egyenletet használom:

$$B = B_0 \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right) \quad (7)$$

ahol, T az abszolút hőmérséklet, R az univerzális gázállandó, E_a az apparens, vagy látszólagos aktivációs energia, B a hőmérsékletfüggő sebességi állandó és B_0 az úgynevezett pre-exponenciális faktor. A linearizált Arrhenius diagram az alábbi ábrán látható (**15. ábra**).



15. ábra Az egyezményes folyáshatári feszültséghez tartozó JMAK Arrhenius diagram (Ø0,71 acélhuzal, 80–200 °C)

Az empirikus hatványfaktor átlagértékét, a látszólagos aktivációs energia, a pre-exponenciális faktor és az egyenes illesztés minőségére jellemző korrelációs együttható négyzetének értékeit a következő táblázatban foglalom össze (**5. táblázat**).

5. táblázat A JMAK átlagos empirikus hatványfaktor, a látszólagos aktivációs energia, a pre-exponenciális faktor és a korrelációs együttható négyzete (Ø0,71 acélhuzal, 80–200 °C)

n_{avg}	E_a (kJ/mol)	B_0 (1/s)	R^2
0,343	105,4	$1,265 \cdot 10^{10}$	0,984

A linearizáció jósága és jogossága egyértelmű. A látszólagos aktivációs energia jó egyezést mutat más szerzők által publikált értékekkel [45,47–48,91].

5.3. A statikus alakítási öregedés kinetikai vizsgálata az Austin-Rickett modell alapján

A nagy karbontartalmú, hidegen húzott, nagyszilárdságú huzalok szakítóvizsgálatából származó kísérleti eredményeim kiértékelését az Austin-Rickett kinetikai modell segítségével is elvégzem. A cél ez esetben is a statikus alakítási öregedés idő- és hőmérsékletfüggésének általános leírása. A kinetikai elemzést ezúttal is az egyezményes folyáshatár adathalmazán végzem el, így az a részeredmények szintjén is közvetlenül összehasonlítható az előző fejezetben bemutatott, Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov egyenletből származó leírással. Az F 'átalakult hányad' értelmezése ezúttal is a (4) egyenlet szerint történik.

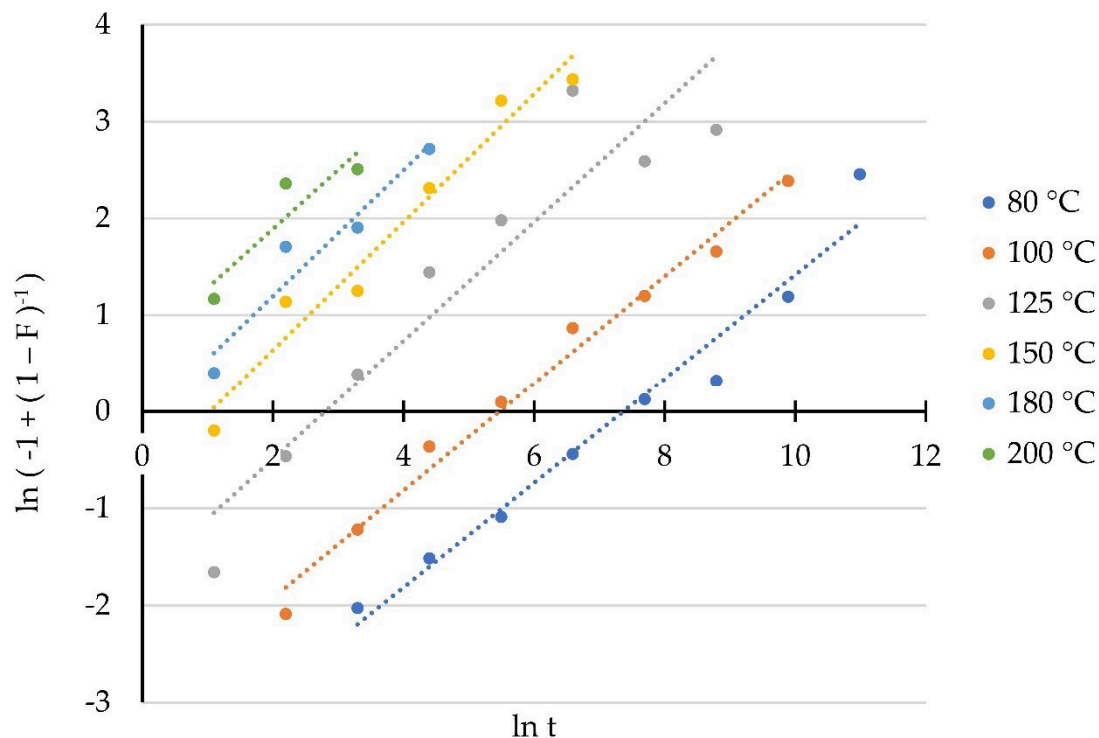
Az Austin-Rickett egyenleten alapuló analízishez is az előző fejezetben bemutatott, saját méréseimből származó, alkalmasan szűrt adathalmazt használom [75].

A (3) egyenletet, átrendezem az alábbi módon.

$$n \ln B + n \ln t = \ln[-1 + (1 - F)^{-1}] \quad (8)$$

Ennek segítségével veszem fel, az egyezményes folyáshatár értékeit használva a következő ábrán látható Austin-Rickett diagramot (**16. ábra**) [76].

A különböző kezelési hőmérsékletekhez tartozó pontseregek ezúttal kivétel nélkül diszjunkt tartományokat jelölnek ki és az azonos kezelési hőmérsékletekhez tartozó pontokra, az JMAK modellhez képest határozottan nagyobb pontossággal illeszthető egyenes.



16. ábra Az egyezményes folyáshatári feszültség linearizált Austin-Rickett görbéi (Ø0,71 acélhuzal, 80–200 °C)

A linearizált Austin-Rickett görbék tengelymetszeteiből számítom ezúttal is az n empirikus hatványfaktor és a B hőmérsékletfüggő sebességi állandó értékeit, melyek az alábbi táblázatban láthatók (6. táblázat).

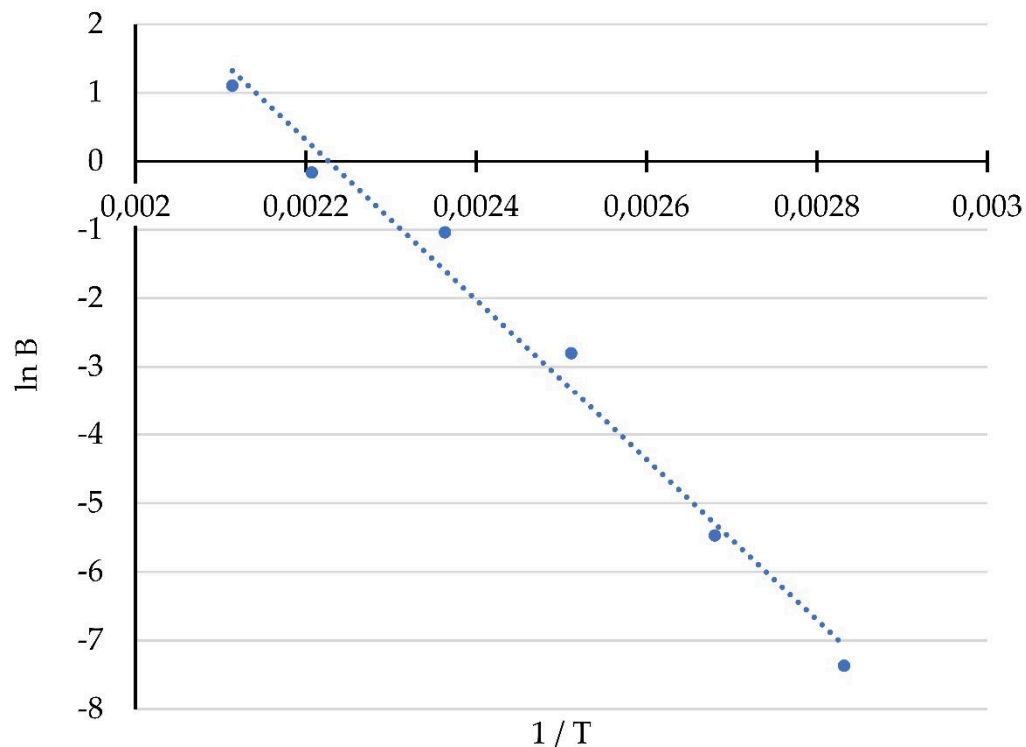
6. táblázat Az egyes hőöregítési hőmérsékletszintekhez tartozó Austin-Rickett empirikus hatványfaktorok, hőmérsékletfüggő sebességi állandók és korrelációs együtthatók négyzete (Ø0,71 acélhuzal)

T (°C)	80	100	125	150	180	200
n	0,539	0,5543	0,6134	0,6621	0,6509	0,6092
B (1/s)	$1,05 \cdot 10^{-5}$	$7,01 \cdot 10^{-5}$	$1,01 \cdot 10^{-3}$	$5,91 \cdot 10^{-3}$	$1,42 \cdot 10^{-2}$	$5,03 \cdot 10^{-2}$
R^2	0,965	0,985	0,886	0,959	0,924	0,832

Az empirikus hatványfaktor értéke ezúttal is a hőmérséklettől jó közelítéssel független, így a továbbiakban azok $n_{avg} = 0,605$ átlagértéke használható állandó értéként a vizsgált hőmérséklet-tartomány egészében.

Az alakítási öregedési folyamat hőmérsékletfüggésének jellemzésére ezúttal is a (7) Arrhenius egyenletet használom.

A linearizált Arrhenius diagram az alábbi ábrán látható (17. ábra).



17. ábra Az egyezményes folyáshatári feszültséghez tartozó Austin-Rickett Arrhenius diagram
(Ø0,71 acélhuzal, 80–200 °C)

Az Austin-Rickett empirikus hatványfaktor átlagértékét, a látszólagos aktivációs energia, a pre-exponenciális faktor és az Arrhenius egyenes illesztés minőségére jellemző Pearson-féle korrelációs együttható négyzetének értékei a következő táblázatban láthatók (7. táblázat).

7. táblázat Az Austin-Rickett átlagos empirikus hatványfaktor, a látszólagos aktivációs energia, a pre-exponenciális faktor és a korrelációs együttható négyzete
(Ø0,71 acélhuzal, 80–200 °C)

n_{avg}	E_a (kJ/mol)	B_0 (1/s)	R^2
0,605	97,1	$3,348 \cdot 10^9$	0,983

Az egyenes illesztés ezúttal is nagy pontossággal lehetséges volt. Az Austin-Rickett modell segítségével nyert aktivációs energia jól egyezik a korábban a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov modellből származó számértékkel és szintén kis hibahatáron belül van más szerzők által publikált értékekkel [45,47–48,91].

5.4. A statikus alakítási öregedés kinetikai vizsgálata az általánosított diffúziós modell alapján

A statikus alakítási öregedés időbeli lefutását első közelítésben egyrészt a karbon atomok diffúziója, másrészt a Cottrell felhő felépülésének növekedési kinetikája határozza meg. Ezért tisztán, a háromdimenziós diffúzió által determinált átalakulások alábbi, kinetikai egyenlete nem alkalmas a folyamat leírására [86].

$$F = 1 - [1 - (Bt)^{1/2}]^3 \quad (9)$$

Kísérletet tettem, az Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov és az Austin-Rickett modellek mintájára általánosított diffúziós kinetikai egyenlet alkalmazására. Az $1/2$ hatványkitevő, helyett szintén egy n empirikus hatványfaktort vezetek be az alábbi egyenlet szerint.

$$F = 1 - [1 - (Bt)^n]^3 \quad (10)$$

A hőmérsékletfüggést ezúttal is a $B=B(T)$ hőmérsékletfüggő sebességi konstanson keresztül kezelem, ilyen értelemben az n hatványfaktor a kísérleti eredményekre illeszthető, de a hőkezelési hőmérséklet szempontjából univerzális konstans.

Az előzőekhez hasonlóan ezúttal is a nagyszilárdságú huzalok szakítóvizsgálatából származó kísérleti eredményeim kiértékelését végzem el a fenti módon általánosított

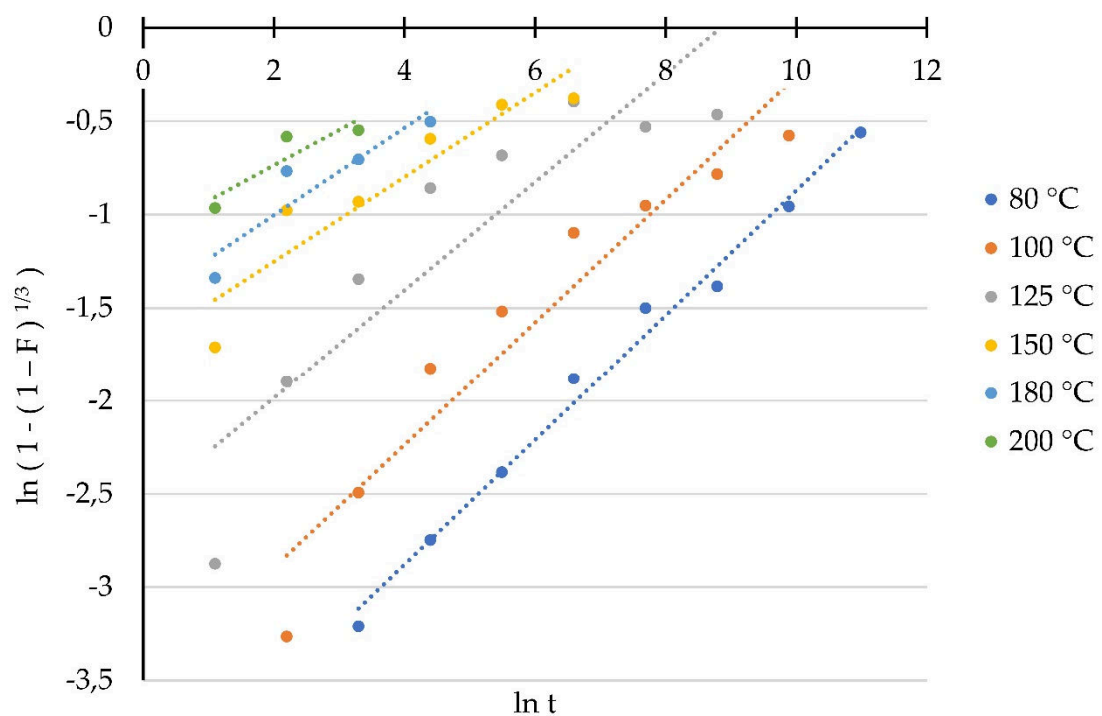
háromdimenziós diffúziós kinetikai modell segítségével. A kinetikai elemzést most is az egyezményes folyáshatár korábban ismertetett módon szűrt adathalmazának felhasználásával hajtom végre.

Az F 'átalakult hányad' értelmezése szintén a már bemutatott módon, a (4) egyenlet szerint történik.

A tárgyalt módon általánosított (10) diffúziós kinetikai egyenletet, átrendezem az alábbi formába.

$$n \ln B + n \ln t = \ln[1 - (1 - F)^{1/3}] \quad (11)$$

Ennek segítségével veszem fel, az egyezményes folyáshatár értékeit használva a következő ábrán látható diffúziós kinetikai diagramokat (**18. ábra**).



18. ábra Az egyezményes folyáshatári feszültség linearizált diffúziós kinetikai görbéi (Ø0,71 acélhuzal, 80–200 °C)

A különböző kezelési hőmérsékletekhez tartozó pontseregek ezúttal is csak néhány kivételtől eltekintve határoznak meg diszjunkt tartományokat, illetve az azonos kezelési hőmérsékletekhez tartozó pontokra, az Austin-Rickett modellnél kevésbé jól, nagyjából a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov modellnél tapasztalt pontossággal végezhető el az egyenesek illesztése.

Ezúttal is a fenti linearizált diffúziós görbék tengelymetszeteiből számítom az n empirikus hatványfaktor és a B hőmérsékletfüggő sebességi állandó értékeit, melyek az alábbi táblázatban láthatók (**8. táblázat**).

8. táblázat Az egyes hőöregítési hőmérsékletszintekhez tartozó diffúziós empirikus hatványfaktorok, hőmérsékletfüggő sebességi állandók és korrelációs együtthatók négyzete (Ø0,71 acélhuzal)

T (°C)	80	100	125	150	180	200
n	0,3347	0,3294	0,2895	0,2260	0,2335	0,1893
B (1/s)	$5,61 \cdot 10^{-8}$	$3,43 \cdot 10^{-7}$	$2,39 \cdot 10^{-6}$	$8,90 \cdot 10^{-6}$	$3,07 \cdot 10^{-5}$	$4,61 \cdot 10^{-5}$
R^2	0,989	0,917	0,803	0,870	0,856	0,812

Az általánosított, háromdimenziós diffúziós kinetikai leíráshoz tartozó empirikus hatványfaktor számértékei jól látható módon jelentős különbségeket mutatnak az egyezményes folyáshatár különböző kezelési hőmérsékletek esetén kiértékelt eredményei esetén. Megállapítható, hogy a hőmérséklet 80 °C-ról 200 °C-ra emelkedésével értéke megközelítőleg monoton módon mintegy felére csökken. Ez azt jelenti, hogy a (10) kinetikai egyenletben szereplő n hatványfaktor nem tekinthető univerzális konstansnak, és az ott szereplő B sebességi konstans nem határozza meg a statikus alakítási öregedés folyamatának hőmérsékletfüggését a vizsgált alapanyag és hőmérséklet-tartomány esetén.

A fentiek értelmében kijelenthetjük, hogy a diffúziós kinetikai modell még a tárgyalt általánosított formájában sem alkalmazható az Austin-Rickett, vagy a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov modellekhez hasonló pontossággal a jelenség leírására.

5.5. A különböző kinetikai modellek alkalmasságának összehasonlítása

Az öregedés kinetikai leírására három modellt alkalmaztam.

Triviális választásként kísérletet tettem a folyamat leírására a háromdimenziós diffúziós kinetika alapján. Ez a modell kézenfekvő választásnak tűnik, hiszen a statikus alakítási öregedés során az intersticiálisan oldott – jelen esetben elsősorban karbon – atomok a ferrit rácsban diffúziós mozgással vándorolnak a diszlokációs élekhez [36]. A vizsgált huzalok nagymértékű képlékeny deformáción estek át, így a diszlokációsűrűség nagy, azaz a karbon atomoknak nem kell nagy távolságot megtenniük, hogy a legközelebbi hibahely hatásövezetébe kerüljenek és a hatásövezeten belül a legmélyebb energiájú helyzetüket vegyék fel [37]. Ez a diffúziós transzport a teljes ferrit fázisban végbemegy.

A kinetikai modellben az anyagban lejátszódó alakítási öregedés előrehaladtát a folyáshatár megváltozásán keresztül értékeltem, azaz a megállapított telítési állapotot és a kiinduló, közvetlenül a képlékeny deformáció utáni állapotot jellemző folyáshatár értékek különbségéhez viszonyítottam a folyáshatár aktuális növekményét. Ez a leírási mód közvetlenül a huzal mechanikai viselkedéséről ad számot, nem pedig a karbon atomok mozgásáról és mozgékonyaságáról. Megállapítható tehát, hogy bár a mechanikai tulajdonságok változása erős és elméletileg meghatározó kapcsolatban van a karbonatomok diffúziós intenzitásával, ez a kapcsolat mégsem teljesen direkt.

A folyáshatár növekményét közvetlen módon nem a diffúziós folyamat, hanem a Cottrell felhő felépülése határozza meg. A diszlokációk elmozdításához annál nagyobb lokális feszültség szükséges, minél több karbon atom képezi a felhőt, illetve minél nagyobb annak kiterjedése. A Cottrell felhő felépülésének alapvető szerepe miatt, az öregedés folyamatának leírására lényegében helyesnek fogadható el egy növekedési kinetika használata is. Hasonló megfontolásból a szakirodalomban sok helyen találkozunk a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov egyenlet alkalmazásával [45,47–48]. Ez a fenti gondolatmenethez jól illeszkedő leírást biztosít, emellett kedvező matematikai tulajdonságai miatt általában megfelelő pontossággal írja le a folyamat idő és hőmérsékletfüggését.

Abban az esetben azonban, amikor a növekedés nagymértékben függ a diffúziótól az eredeti JMAK egyenlet elvi megalapozottsága megkérdőjelezhető [70–71]. Ilyenkor a szakirodalom a JMAK modell általánosításán keresztül is levezethető, Austin-Rickett féle kinetikai leírást javasolja [70,72,75]. Esetünkben a Cottrell felhő kialakulásában a karbon diffúzió szerepe esszenciális, tulajdonképpen annak növekedése a diffúzió révén valósul

meg, ezért az említett kinetikai modellek közül az Austin-Rickett féle egyenlet alkalmazása elméletileg jól megalapozott.

Mind a JMAK, mind az Austin-Rickett modell elsősorban heterogén átalakulások leírására lett bevezetve. A statikus alakítási öregedés természetesen nem heterogén átalakulási folyamat, viszont kinetikáját a Cottrell felhő fent tárgyalt felépülése határozza meg, így a fenti modellek és egyenleteik alkalmazhatók az időfüggés leírására, a korábban bemutatott folyáshatárral számszerűsített átalakult hányad fogalmán keresztül.

A folyáshatár méréstechnikai nehézségek miatt jellemzően nagyobb bizonytalansággal mérhető, mint például az elektromos vezetőképesség, emiatt a kinetikai elemzés általában nagyobb hibával végezhető el, azonban, ha ezt a hibát mérési-kiértékelési szórással összehangoljuk, akkor – amint azt láthattuk – a mechanikai vizsgálatok is alkalmassá válnak a megfelelő pontosságú kinetikai elemzésre. Ez azzal a nyilvánvaló előnnyel jár, hogy a műszaki gyakorlat számára sokkal fontosabb szilárdsági anyagtulajdonságok előrejelzésére és számítására közvetlenül felhasználható összefüggéseket eredményez.

A különböző modellek összevetése az egyes kinetikai állandókon keresztül nem lehetséges, mert azok fizikai interpretációja, illetve a modellek matematikai formalizmusa is eltérő.

A kinetikai értékelések során két esetben is regressziót alkalmaztam. Egyik esetben az izoterm mérési eredmények transzformált értékeire, másik esetben az Arrhenius összefüggés alapján az aktivációs energia meghatározására kiszámított pontsor értékeire illesztettem. Mindkét esetben lineáris regressziót alkalmaztam megfelelő transzformáció után. A tárgyalt különböző modellek összehasonlítását ilyen módon a regresszió értékelésére használt Pearson-féle korrelációs együtthatók összevetésével elvégezhettem. A következő táblázatban zöld színnel jelöltem az egyes öregítési hőmérsékletek esetén azokat az eseteket, amikor a korrelációs együttható tekintetében, a méréseimből származó pontok és az adott modell illeszkedése a legjobb volt (**9.táblázat**).

9. táblázat A különböző kinetikai modellek esetén az egyes hőöregítési hőmérsékletszintekhez tartozó izoterm mérési eredmények lineáris regressziójának R^2 Pearson-féle korrelációs együttható négyzetei ($\emptyset 0,71$ acélhuzal)

T (°C)	80	100	125	150	180	200
R^2 (3D diffúziós)	0,989	0,917	0,803	0,870	0,856	0,812
R^2 (JMAK)	0,991	0,942	0,837	0,910	0,742	0,819
R^2 (Austin-Rickett)	0,965	0,985	0,886	0,959	0,924	0,832

Ezek alapján megállapítható, hogy az Austin-Rickett-féle kinetikai modell az, ami a legjobban alkalmazható a folyáshatár változásának becslésére a vizsgált hőkezelési hőmérséklet-tartomány egészére vonatkozóan.

Mindegyik kinetikai egyenletben szerepel egy $B = B(T)$ hőmérsékletfüggő sebességi konstans, amely az Arrheniusi összefüggésen keresztül a jelenség hőmérsékletfüggésére vonatkozó információt hivatott hordozni. Ez azt jelenti, hogy az egyenletekben szereplő másik illesztendő paraméter, vagyis az n empirikus hatványfaktor egy, a hőmérséklettől elvileg független állandó. Az egyes kinetikai modellek alkalmasságát jogos abból a szempontból értékelni, hogy ez a kritérium milyen mértékben teljesül. Ehhez meghatároztam az egyes kezelési hőmérsékletszintekhez tartozó n empirikus hatványfaktorok értékeinek $RSD(n)$ fajlagos standard deviációját, az $\bar{n}$ átlagértéktől való eltérés mértékeként. Ezt az értéket is a kinetikai modellek helyességének megítélésére használok.

A modell a statikus alakítási öregezés leírására elméletileg annál inkább alkalmas, minél kisebb ez az $RSD(n)$ érték. Ideális szélső esetben a zérus jelenti azt, hogy az n kitevő teljesen független a hőmérséklettől, az attól való függést valóban a $B(T)$ hőmérsékletfüggő sebességi állandó adja meg. Az alábbi táblázat a korábbiaknál még szemléletesebben mutatja, hogy a vizsgált folyamat leírására a 80 °C és 200 °C közötti tartományban ténylegesen az Austin-Rickett formalizmus a legalkalmasabb (**10. táblázat**).

10. táblázat *A különböző kinetikai modellek esetén az empirikus hatványfaktorok $\bar{n}$ átlagértékei és $RSD(n)$ relatív standard deviációjuk ($\emptyset 0,71$ acélhuzal)*

	$\bar{n}$	$RSD(n)$
3D diffúziós	0,267	22,4%
JMAK	0,343	13,5%
Austin-Rickett	0,605	8,2%

Látható továbbá, hogy a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov modell, bár az előzőnél kevésbé jó, de még kielégítő pontossággal alkalmazható. Ugyanezt a háromdimenziós diffúziós kinetikáról nem mondhatjuk el az empirikus hatványfaktor, hőmérséklettől való bizonyítottan nagymértékű függése miatt.

Ez az állítás összhangban van a korábbi megállapításommal, miszerint a folyáshatár változása alapján meghatározott átalakult hányad nem áll közvetlenül kapcsolatban a karbon diffúziójával, azt döntő mértékben a Cottrell felhő időbeli felépülése és annak mérete határozza meg.

Az Arrhenius összefüggés alapján az aktivációs energia meghatározása céljából kiszámított pontsor lineáris regressziója során megállapított korrelációs együtthatók a JMAK, illetve az Austin-Rickett modell esetén gyakorlatilag megegyeznek. Itt fontos megemlíteni, hogy az értékek már egy erős transzformáción estek át és az elemzésben felhasználtam az előző lépésben történt illesztés eredményét, azaz nem csak a modell maga és a mérési adatok minősége, hanem a modell illesztési lépéseiben a hibaterjedés is befolyásolja az értékeket. Ez utóbbi jelenség pontos hatását nem célozom elemezni, illetve a fenti korrelációs együtthatók alapján nem kívánok különbséget megfogalmazni a szóban forgó két modell között. Mindenesetre az értékekből világosan látszik, hogy a JMAK és az Austin-Rickett modell illesztése közel azonos korrelációval volt elvégezhető ugyanannál az adatsornál, és ez a korreláció erős.

Mindezeket az eredményeket figyelembe véve megállapítom, hogy az Austin-Rickett kinetikai modell az, ami a legjobban leírja magát a jelenséget fémtani elméleti alapokon is, és saját méréseim eredményeire is a legnagyobb pontossággal illeszthető. A fenti elemzés alapján kijelenthető, hogy azok a módszerek, amik a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov kinetikát alkalmazzák nem követnek el nagy hibát, azonban közel eutektoidos karbontartalmú, nagy redukción átesett, vékony acélhuzalok

öregedésének folyáshatár változáson keresztül leírt kinetikáját az Austin-Rickett modell írja le a legjobban. Így ez alkalmazható a folyáshatár változás becslésére a leginkább megfelelő módon, a vizsgált értelmezési tartományban.

5.6. A fizikai paraméterek változásának kvantitatív meghatározása nagy elemszámú kompakt sodronyminta vizsgálatával

Az elemi acélhuzalok alakítási öregedésének sodrony paramétereket befolyásoló hatását kívántam kísérletileg meghatározni. A célom az volt, hogy statisztikai szempontból megalapozott, számszerű eredményeket tudjak közölni, melyek mérnöki számításokhoz is közvetlenül felhasználhatók.

Ennek megfelelően méréseimet nagy elemszámú mintán végzem és modellanyagként a Ø3.6C kompakt sodronyt választottam. Ennek a sodronytípusnak a szerkezete nagyon egyszerű, döntően azonos elemi szálakból épül fel, így az eredmények közvetlenül kapcsolatba hozhatók az alapanyag viselkedésével [9–10,83]. A kísérletsorozatban mintegy 626 elemű mintát vizsgáltam, melyek 56 különböző gyártási tételből származtak.

A minták egyik felét kezelés nélkül, másik felét izotermális hőöregítést követően vettem szakító vizsgálat alá. Az alkalmazott hőöregítés minden esetben 150 °C hőmérsékleten 45 perc időtartamig történt.

A huzalok vizsgálata során nyert és az 5.1 fejezetben részletesen tárgyalt eredmények alapján kijelenthetem, hogy ez a hőkezelési program mind a szilárdsági, mind a plasztikus nyúlási tulajdonságok számottevő megváltozása szempontjából elegendő a szóban forgó alaphuzalok alakítási öregedésének lefolyásához. Ez okból 150 °C hőmérsékletű 45 perces hőkezelés során a statikus alakítási öregedés a vizsgált sodronyok esetén is minden bizonnyal végbemegy, azaz további hőkezelés hatására a mechanikai paraméterek jelentős, további változása nem várható.

A vizsgált acélsodronyok elsődleges műszaki alkalmazási területe a nagynyomású gumitömlők erősítése. Ezen tömlők tipikus vulkanizálási hőmérséklete a 150 °C közeli tartományba esik, a választott hőöregítési hőmérséklet így az alkalmazás szempontjából is különös figyelmet élvez [1,5].

A nagy elemszámú sodronymintán végzett szilárdsági méréseim eredményét az alábbi táblázat tartalmazza, az egyezményes folyáshatári erőt és a maximális erőt illetően

(11. táblázat). Az eredmények egymással összehasonlítva láthatók a kezeletlen, illetve az öregítésen átesett minták esetén.

11. táblázat A Ø3.6C sodrony szilárdsági jellemzői kezeletlen és hőöregített állapotban

		kezeletlen	hőöregített*
F_{p02} (N)	átlag	16655	19598
	SD	409	209
F_{max} (N)	átlag	18735	20095
	SD	323	220

* 150 °C/45 min

A szilárdsági jellemzők átlagértékei, illetve ezek megváltozása a hőöregedés hatására számszerűen nagyon jó összhangban vannak az alaphuzal vonatkozásában, a korábbi fejezetekben tárgyaltakkal. Megállapítható tehát, hogy az egyszerű szerkezetű kompakt sodronyon végzett mérések eredményei, a szilárdsági paraméterek tekintetében valóban az alapanyag statikus alakítási öregedésével vannak közvetlen kapcsolatban.

A méréseket kielégítő pontossággal sikerült elvégezni, melyet a relatív standard deviáció 2,5% alatti értéke jelez.

A teljes fajlagos nyúlást, illetve ennek tisztán plasztikus komponensét kezeletlen, illetve hőöregített sodronyok esetén a következő táblázatban foglalom össze (12. táblázat).

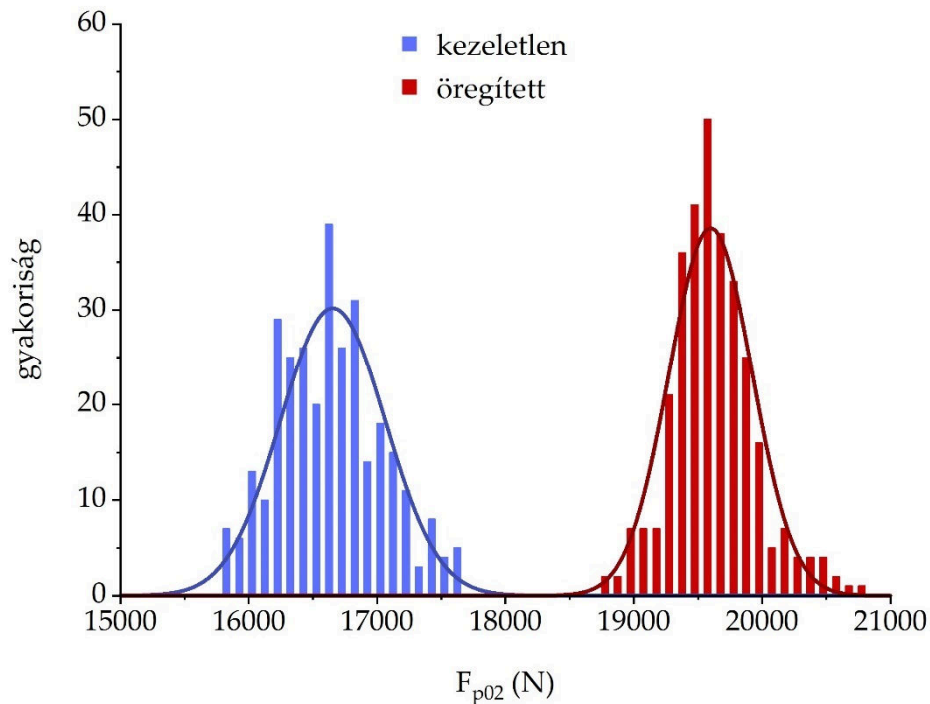
12. táblázat A Ø3.6C sodrony nyúlási jellemzői kezeletlen és hőöregített állapotban

		kezeletlen	hőöregített*
ε (%)	átlag	2,591	1,845
	SD	0,128	0,061
ε_p (%)	átlag	1,168	0,379
	SD	0,131	0,063

* 150 °C/45 min

Az elemi acélhuzalok kinetikai vizsgálatánál látott markáns visszaesést a nyúlási paraméterekben megfigyelhetjük az acélsodronyoknál is. Azonban a szilárdsággal ellentétben a sodronyok nyúlásának számszerű értéke nem származtatható közvetlenül a huzalok azonos paramétereiből, sem kezelt sem kezeletlen állapotban. Megfigyelhető, mindkét esetben, hogy a teljes fajlagos nyúlás plastikus komponense a Ø3.6C sodronyminták esetén közel kétszer akkora, mint a Ø0,71 átmérőjű elemi huzal azonos paramétere. A különbség magyarázható az acélsodratok és sodronykötelek elméletében jól ismert úgynevezett szerkezeti nyúlással [10]. Ez a szerkezeti nyúlás az alapanyag homogén deformációját kiegészítve jelentősen hozzájárul a szál hosszirányú terhelés hatására bekövetkező makroszkopikus megnyúlásához [83].

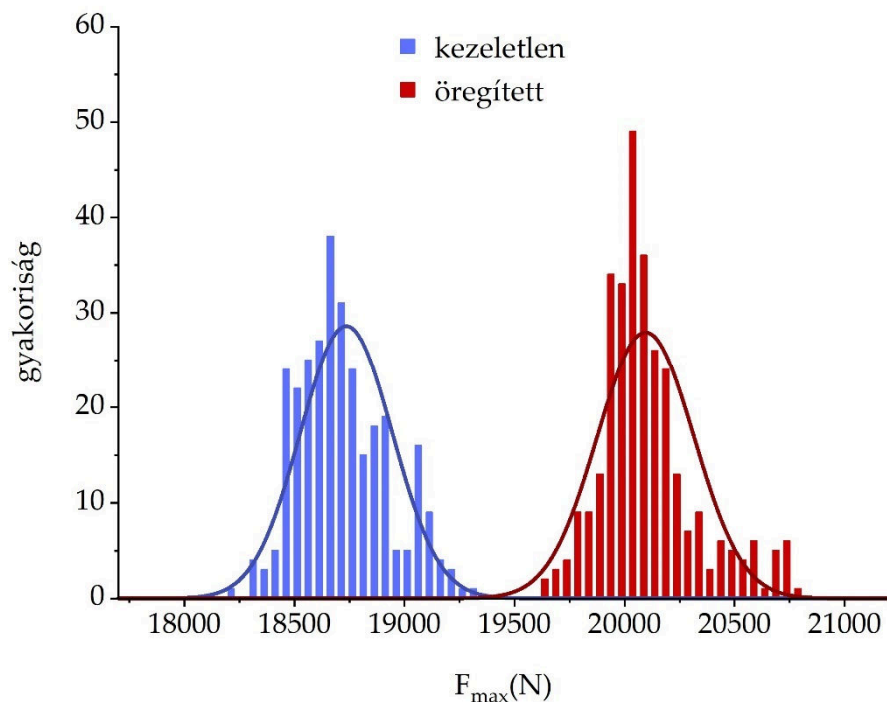
Az következő ábrák hisztogramos formában mutatják a kezeletlen és öregített sodronyok adatait (**19-22. ábra**).



19. ábra Az egyezményes folyáshatárhoz tartozó erő hisztogramja kezeletlen, ill. öregített esetben (Ø3.6C acélsodrony, 150 °C/45 min, $N=2 \times 313$)

Megállapítható, hogy a folyáshatár erőszükséglete, a maximális terhelő erő és a hozzá tartozó nyúlások esetén mért adataim jó közelítéssel normális eloszlást mutattak, így Gauss görbe illesztésével tudtam értékelni ezen paramétereket.

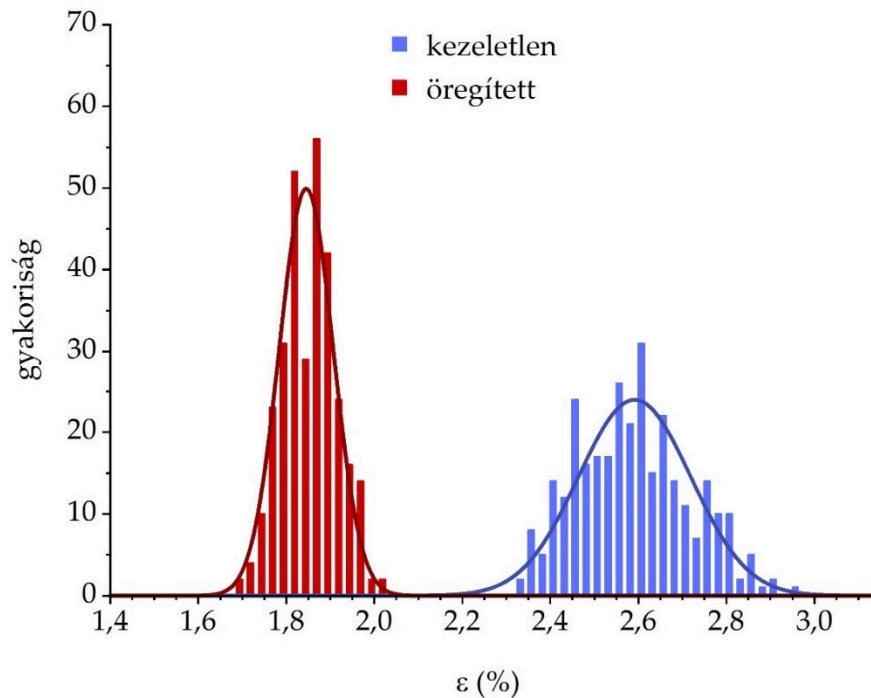
A kezeletlen referencia minták és a 150 °C, 45 perces hőöregítésen átesett minták populációi jól láthatóan elkülönülnek.



20. ábra A maximális erő hisztogramja kezeletlen, ill. öregített esetben
(Ø3.6C acélsodrony, 150 °C/45 min, $N=2 \times 313$)

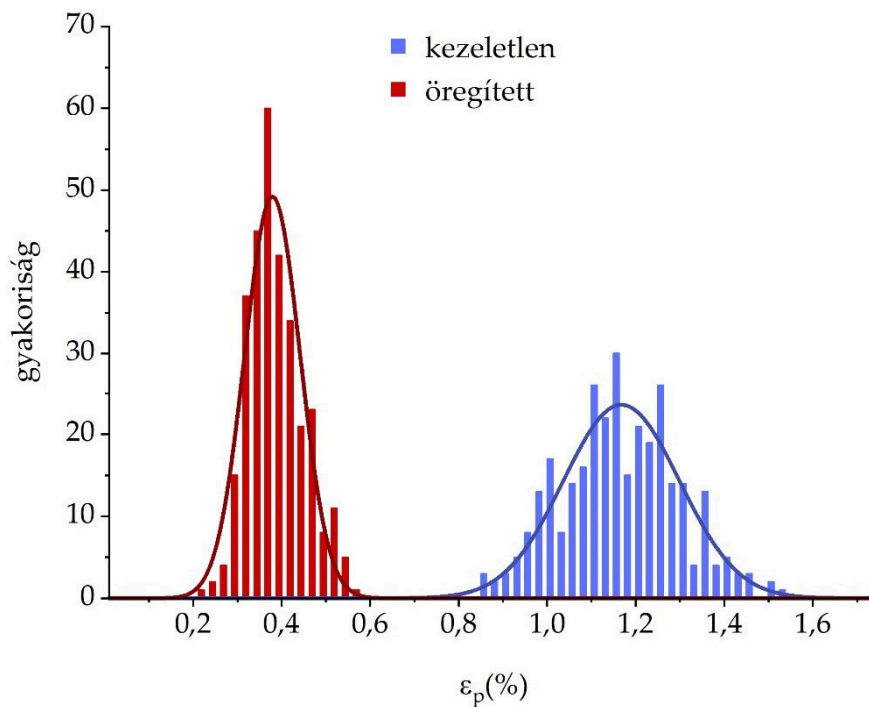
Megállapítható, hogy a folyáshatári erő átlagos emelkedése az öregedés hatására 17,3%, ami együtt jár az eredmény megbízhatóságának növekedésével. A maximális terhelő erő átlagosan 7%-kal növekedett a hőöregítés révén.

A teljes fajlagos nyúlás átlagértéke 2,591%-ról 1,845%-ra módosult, ami közel 30%-os relatív változás. A maximális erőhöz tartozó teljes fajlagos nyúlás tisztán plasztikus része a kezdeti átlagos 1,168%-ról 0,379%-ra csökkent.



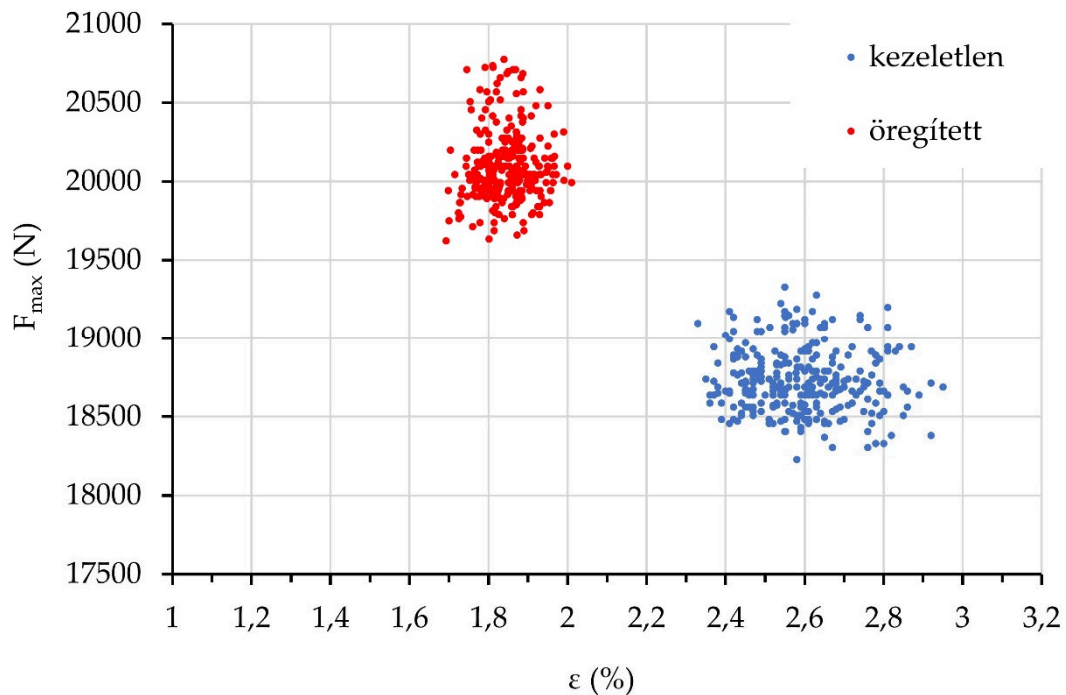
21. ábra A fajlagos szakadási nyúlás hisztogramja kezeletlen, ill. öregített esetben ($\varnothing 3.6C$ acélsodrony, $150\text{ }^{\circ}\text{C}/45\text{ min}$, $N=2 \times 313$)

Mindkét nyúlási érték jelentős csökkenését a megbízhatóság nagymértékű növekedése kísérte. A vonatkozó standard deviáció az öregítés után mindkét esetben kevesebb mint fele a kezeletlen minták értékének.



22. ábra A fajlagos szakadási nyúlás plastikus részének hisztogramja kezeletlen, ill. öregített esetben (Ø3.6C acélsodrony, 150 °C/45 min, $N=2 \times 313$)

Az alakítási öregedés hatására bekövetkező szilárdság növekedést és a szívósság ezzel együtt járó csökkenését nagyon szemléletessé tehetjük, ha közös diagramon ábrázoljuk az öregítés előtt, illetve az után mért maximális erő és szakadási nyúlás adatpárokat (**23. ábra**). Ebben a koordináta-rendszerben megjelenő pontok által alkotott felhő nagyon markánsan tolódik a nagyobb szilárdság és a kisebb deformációs képesség irányába. Itt is jól megfigyelhető a szakadási nyúlás értékek szórásának határozott csökkenése a hőkezelés hatására.



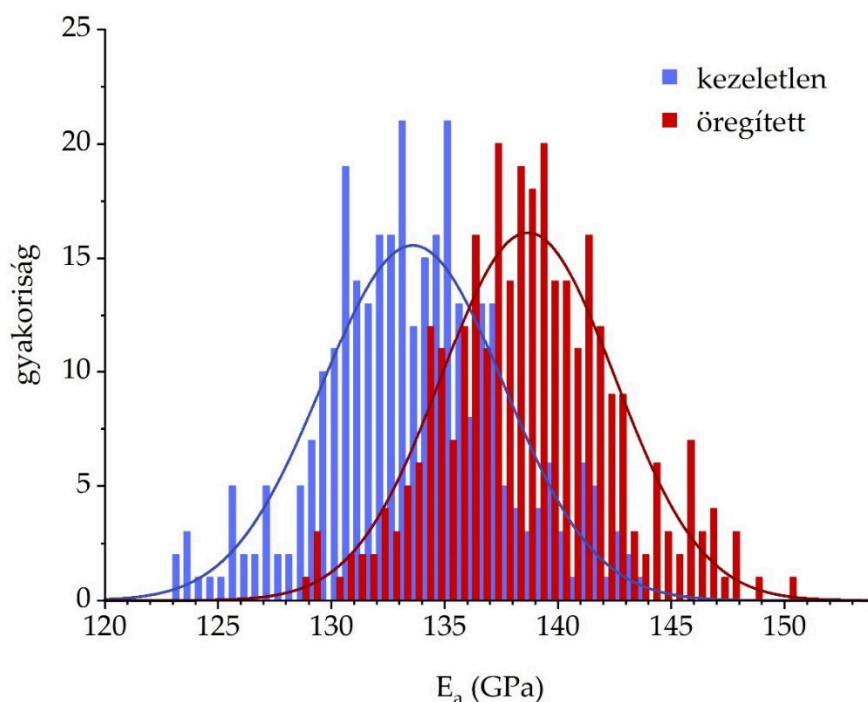
23. ábra Az adott sodronymintákon öregítés előtt, ill. után mért maximális erő és fajlagos szakadási nyúlás értékpárok pontfelhői (Ø3.6C acélsodrony, 150 °C/45 min, $N=2 \times 313$)

Érdekes eredményként a statisztikai kiértékelés alkalmazásával sikerült kimutatnom szignifikáns, mintegy 3,58%-os emelkedést a vizsgált sodrony látszólagos rugalmassági modulusában az alaphuzalok alakítási öregedésének eredményeként (24. ábra). Kezeletlen állapotban ez az érték 133,59 GPa volt 3,00% relatív standard deviáció mellett, míg hőöregítés után 138,37 GPa, illetve 2,55%. Szeretnék visszautalni arra, hogy a 4. fejezetben tárgyalt okokból a sodronyok, e látszólagos rugalmassági modulusa természetes módon jelentősen kisebb, mint a sodronyt alkotó acél alapanyaghoz tartozó Young-modulus érték [83].

A rugalmassági modulus ilyen mértékű emelkedése egyáltalán nem elhanyagolható, összehasonlításképpen megjegyzem, hogy ilyen arányú változást például a hőmérséklet közelítőleg 50 °C-os megváltozása okozhat nagy karbontartalmú acélokban [92].

Korábbi, kisebb elemszámú mintán végzett kísérleteim során ezt nem tapasztaltam, valószínűleg azért, mert a mérések hibája ott is összemérhető volt a változás nagyságával, és az alacsony elemszám nem tette lehetővé a valódi változás statisztikai kimutatását.

Az általános rácskinetikai elméletek nem adnak magyarázatot arra, hogy az alakítási öregedés milyen mechanizmus során módosítja az anyag rugalmassági modulusát, ennek átfogóbb kísérleti alátámasztása és elméleti magyarázata további kutatást igényel.



24. ábra A látszólagos rugalmassági modulus hisztogramja kezeletlen, ill. öregített esetben (Ø3.6C acélsodrony, 150 °C/45 min, $N=2 \times 313$)

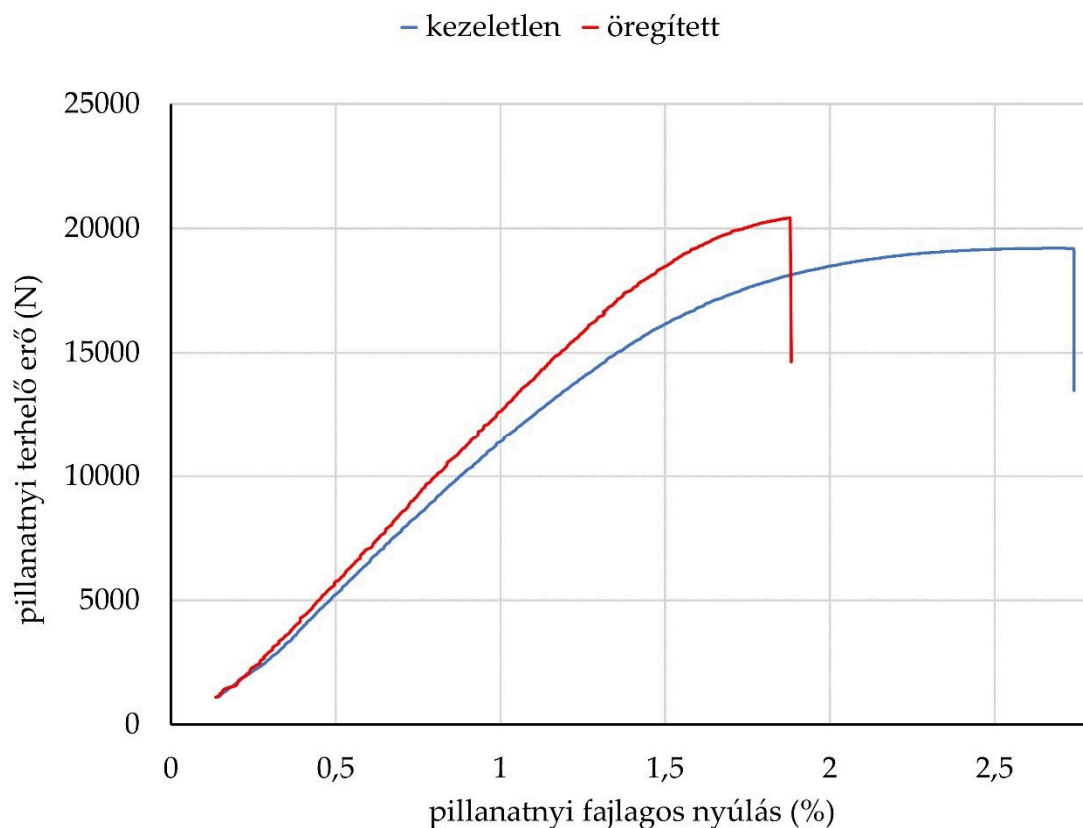
5.7. Sodronyok abnormális lépcsős szakadása és ennek fenomenológiai értelmezése

Egyes sodronyok nyers, illetve öregített állapotában felvett szakítódíagramját összehasonlítva érdekes megfigyelést tettem.

A Ø3.6C jelű kompakt sodrony esetén a következő ábrán látható diagramok összhangban vannak az azt felépítő elemi acélhuzalok elméletnek megfelelő alakítási öregedése miatt vártakkal (**25. ábra**).

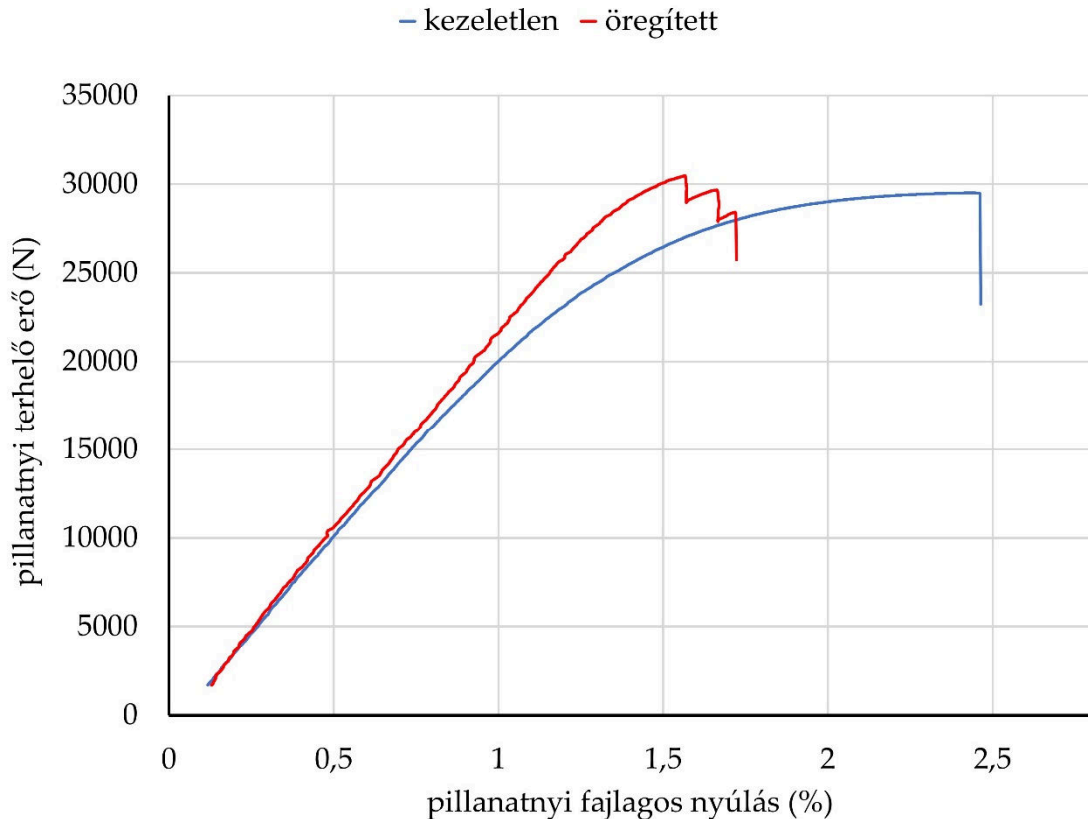
A szakadási nyúlás nagymértékű csökkenése annak a következménye, hogy az öregedés következtében a határozott plasztikus nyúlási szakasz gyakorlatilag eltűnt. Ezt az anyag mérsékelt felkeményedése kísérte. Jól látható továbbá, hogy szakadási pont egyértelműen meghatározott mind a kezeletlen, mind a hőöregítésen átesett minta esetén.

Ez a tény jelzi, hogy a pászmát alkotó elemi szálak a nagy terhelés hatására, alakváltozási képességük határát egyszerre érik el, más szóval az egyenletes terhelés eloszlás a sodronyt alkotó közel azonos keresztmetszetű szálak között megmarad az alakítási öregedés lefolyása után is. A szakítóvizsgálatnak alávetett 313 db Ø3.6C öregített sodronyminta esetén, kivétel nélkül e kívánt szabályos tönkremeneteli módot figyeltem meg.



25. ábra Szakító diagram pár öregítés előtt, ill. öregítés után
(Ø3.6C acélsodrony, 150 °C/45 min)

Az esetek többségében azonban, merőben más képet mutatott a hőöregített Ø4.5W Warrington sodronyminták szakítási görbéje, mint a jóval egyszerűbb felépítésű kompakt sodronyoké (26. ábra).



26. ábra Szakító diagram pár öregítés előtt, ill. öregítés után
(Ø4.5W acélsodrony, 150 °C/45 min)

A hőregítés után vizsgált 76 minta közül 52 esetben a diagram nagy nyúlásokhoz tartozó szakaszán lépcsős jelleg figyelhető meg. A szintén 76 db kezeletlen referencia minta mindegyike a kompakt sodronyhoz hasonló szabályos tönkremenetelt mutatott. Ez azt jelzi, hogy a kezdetben egyensúlyban lévő sodronyszerkezet ellenére, az öregedés után bizonyos elemi szálak már az elméleti maximális terhelést megelőzően elszakadnak. Ennek oka a sodronyt alkotó különböző keresztmetszetű – és ennek okán eltérő képlékenyalakítási előtörténettel rendelkező acélhuzal szálak eltérő alakítási öregedésében rejlik. Elmondhatjuk, hogy a szerkezeten belüli optimális tehereloszlás az alakítási öregedés hatására megbomlott, amit a látott lépcsős szakadás egyértelműen jelez.

A Ø4.5W jelű sodronyt 10 szál Ø0,68 és 14 szál Ø0,91 alaphuzal alkotja. A fent leírt lépcsős szakadási anomáliát azzal magyarázom, hogy a kétféle huzal mechanikai paraméterei az alakítási öregedés során kis mértékben, de szignifikánsan eltérően módosulnak. Ennek alátámasztására megvizsgáltam a kétféle alaphuzal

szakítószilárdságát, szakadási nyúlását és azok megváltozását a szokásos 150 °C/45 min hőregítés hatására. Mindkét huzaltípus esetén 9–9 elemű mintát vizsgáltam. Az eredményeket a kétféle huzal esetén kezeletlen, illetve hőkezelt állapotban összehasonlítva a következő táblázat tartalmazza (**13. táblázat**).

13. táblázat *A maximális erő és a fajlagos szakadási nyúlás átlag értékei és a standard deviáció abszolút értékei, a Ø4.5W sodronyt alkotó huzalok kezeletlen, ill. öregített állapotában*

Ø0,68 acélhuzal		kezeletlen	öregített*
F_{max} (N)	átlag	927	1011
	SD	5,37	5,30
ε (%)	átlag	2,28	1,82
	SD	0,039	0,019
Ø0,91 acélhuzal		kezeletlen	öregített*
F_{max} (N)	átlag	1424	1545
	SD	6,19	5,15
ε (%)	átlag	2,30	1,70
	SD	0,034	0,011

* 150 °C/45 min

A mérések pontossága kielégítő volt, a standard deviációk relatív értéke a maximális erő esetén kevesebb mint 0,58%, a fajlagos szakadási nyúlás esetén kevesebb mint 1,75% volt. Megfigyelhető, hogy a Ø0,68 és Ø0,91 huzalok átlagos szakadási nyúlása gyakorlatilag megegyezik a kezeletlen állapotban, ez magyarázza a pászma szabályos kiindulási szakadási képét. Ezzel szemben a statikus alakítási öregedés hatására megjelenik egy szignifikánsnak mondható, abszolút 0,12% különbség, a Ø0,91 huzal szakadási nyúlása ennyivel elmarad a Ø0,68 huzalétól. Ez a 0,12% abszolút különbség kb. 7% relatív eltérést jelent, ami jelentősen meghaladja a mért értékek 1,75%-os relatív standard deviációját, így szignifikánsnak nevezhető. Ez a megfigyelés lehetőséget ad, a szabálytalan lépcsős szakadás mechanizmusának következő fenomenológiai magyarázatára.

A sodrony terhelésének növekedése során, az elemi huzalszálakban ébredő eredő feszültség meghaladja az egyezményes folyáshatárt, azaz a huzalok maradó nyúlást szenvednek. Ekkor a Ø0,91 huzalok közül az, mely a statikus alakítási öregedés hatására legnagyobb mértékben veszítette el plasztikus alakváltozási képességét, elérve szakadási nyúlásának lecsökkent határértékét, elszakad. Ebben a pillanatban viszont a pászma egésze, különösen a Ø0,68 huzalok, még jóval a szakítószilárdságuk alatt vannak terhelve, tehát az első elemi szál szakadása még nem okozza a teljes pászma azonnali szakadását. A maradék pászma egyensúlya az elszakadt szál hiányában némiképp megbomlik, ami a sodrony további megnyújtása során teret enged a huzalok hosszirányú megnyúlását kiegészítő szerkezeti deformációnak is, ami szintén stabilizálja a pászmát, egészen addig míg a maradék Ø0,91 huzalok közül a legalacsonyabb szakadási nyúlással rendelkező elszakadásával a folyamat újra lejátszódik. A tapasztalatom szerint ez ismétlődhet egy vagy két alkalommal, addig míg a maradék, sérült sodronyszerkezet rendelkezik a szükséges alakváltozási tartalékkal.

A jelenség fenti értelmezését megerősíti az a tény, hogy az ábrán megfigyelhető módon a szakítódiagramon jelentkező lépcsők nagyságrendileg 1500 N ugrást jelentenek a sodrony által felvett teljes erőben, ami jól korrelál éppen egy szál Ø0,91 huzal erőfelvételével a szakadását megelőző pillanatban, amint az a fenti táblázatban látható **(26. ábra; 13. táblázat)**.

Nyilvánvaló, hogy az idő előtt elszakadó elemi szálak a pászma visszafordíthatatlan károsodásához vezetnek, ami a sodrat tönkremenetelét okozza az elméleti szakítóerő, illetve az elméleti szakadási nyúlásnál már jelentősen kisebb terhelések esetén.

A Warrington sodronyok plasztikus deformációs szakaszában tapasztalt bizonytalan nyúlási képesség különösen kedvezőtlen az említett nagynyomású olajipari tömlők szempontjából. Ezek a hajlékony nyomástartó edények számos koncentrikus, hélikusan felvezetett acélsodrony réteggel rendelkeznek. Az egyes rétegek felvezetési szöge egyedileg, nagy pontossággal kerül meghatározásra [93]. Az egyik legfőbb tervezési cél az, hogy az elsősorban belső nyomásból származó terhelés egyenletesen oszoljon meg az erősítő betétek között. Ehhez meg kell valósítani az egymás fölé kerülő sodronyrétegek azonos szilárdsági kihasználtságát, melynek kulcsa a rétegek egyedileg, precízen tervezett makroszkopikus deformációja a terhelés hatására [5]. A nagy – akár több mint ezer atmoszféra – túlnyomású olajipari alkalmazások nagymértékű biztonsági és környezeti kockázata a szokásosnál magasabb biztonsági tényezőket indokol, melyet a vonatkozó

szabványok és tervezési előírások szigorúan megkövetelnek a tömlők elméleti repesztési és maximális megengedett üzemi nyomása között [2–3,15,94–96]. A flexibilis acél-gumi kompozit szerkezetek szilárdsági méretezésére fejlesztett, korszerű számítási eljárások az elméleti repesztési nyomás meghatározásánál kihasználják az erősítő szálak maradó alakváltozásához tartozó plastikus deformációs képességet is [97]. Világos tehát, hogy az elméleti maximális nyúlásnál jelentősen alacsonyabb szál deformációknál fellépő szabálytalan tönkremenetel a Warrington pászmák esetén, súlyos gyakorlati következményekkel járhat, ha nincs kellően figyelembe véve a szilárdsági méretezés és konstrukciós tervezés során.

A kockázat kezelésére kézenfekvő megoldást ad a szilárdsági szempontból kritikus – sok erősítőbetéttel rendelkező – tömlők tervezése során a kompakt típusú sodronyok előnyben részesítése, illetve a Warrington típusú sodratok megnyúlásánál egy gyengítési tényező bevezetése a számítások során, mely az alakítási öregedés fent kifejtett negatív hatását figyelembe veszi. Az első megoldás hátránya, hogy a Warrington pászma egyébként kedvező nagyobb keresztmetszeti kitöltöttségből származó előnyt nem tudjuk hasznosítani, a második eset pedig egyértelműen nagyobb anyagfelhasználáshoz vezet a kívánt repesztési nyomás biztosításához.

A fent vázolt megoldásoknál konstruktívabb, az említett kompromisszumoktól mentes két fejlesztési irányra teszünk javaslatot.

Egyrészt a Warrington pászmák szerkezeti paramétereinek optimalizálását javaslom, mely figyelembe veszi az alaphuzalok ismert, eltérő statikus alakítási öregedését.

Másrészt javaslom az eltérő átmérőjű huzalszálak, húzási technológiai lépéseinek optimalizálását annak érdekében, hogy a statikus alakítási öregedés végén az elemi huzalok szakadási nyúlása szűk korláton belül egymással megegyező legyen.

Mindkét megoldás esetén, amennyiben szükséges, a hőkezelésen átesett sodrony ideális tulajdonságainak érdekében eltekinthetünk a kezeletlen állapotú sodrony tökéletes viselkedésétől, hiszen a bevezetőben részletezett okok miatt az nem releváns az adott speciális iparági felhasználásban.

A húzási technológiai paraméterek optimalizációjára való törekvés egyértelmű a legutóbbi évek műszaki anyagtudományi és technológiai kutatásaiban, melyet a kapcsolódó publikációk nagy száma is jelez. Példaként említem Zhou és munkatársai kutatásait. Ők egy speciálisan nagy lépésszámú húzási sor és szintén sok lépcsős megeresztés révén érik el a nagy karbon tartalmú, finom huzal egy újszerű mikroszerkezetét. Ezt a ferrit lemezek

között tervezhető mennyiségben megjelenő cementit nanorészecskék jellemzik. Az így előállított huzalszál a hagyományos technológiával készült, azonos szilárdságú perlites huzalokkal összehasonlítva rendkívül magas, 6% feletti szakadási nyúlással rendelkezik. Ezen újszerű mikroszerkezettel rendelkező, nagy szilárdságú huzalok esetén az alakítási öregedés pontos hatását még meg kell vizsgálni, de megalapozottan feltételezhető, hogy annak lefolyása után is rendelkezésre áll a hagyományos huzalokénál jelentősen magasabb, kívánt mértékű szívósság [98].

A hagyományos perlites szövetszerkezetet megtartva, egy alacsony hőmérsékletű hőkezelési programot fejlesztettek Xiang és munkatársai. Ennek során a cementit lemezek kontrollált vékonyításával mérséklék a diszlokációk elmozdulási korlátait, ami szintén a plasztikus alakváltozási képesség szignifikáns növekedésével jár [99].

Suliga széles határok között vizsgálta a húzási sebesség hatását nagy karbontartalmú huzalok statikus alakítási öregedésére. Igazolta, azonos húzási sor esetén is a hőöregítés előtt mért szilárdsági paraméterek jelentős függését a húzási sebességtől, azonban eredményei alapján nem egyértelműen igazolt annak hatása a húzást követő statikus alakítási öregedés folyamatára [100].

6. ÖSSZEFOGLALÁS

Kutatási munkám során nagy karbontartalmú hidegen húzott finom acélhuzalok és sodrataik statikus alakítási öregedését és annak hatását vizsgáltam különös tekintettel a szálak mechanikai paramétereire. A jelenséget a műszaki alkalmazások szempontjából is kitüntetett 80 °C és 200 °C közötti hőmérséklet-tartományban tanulmányoztam.

Acélhuzalok esetén meghatároztam az öregedési folyamat lefolyása során a legfontosabb szilárdsági és deformációs anyagjellemzők időbeli megváltozását a kezelési hőmérséklet függvényében. Sikeresen igazoltam a folyamat telítődési jellegét és megállapítottam az ehhez szükséges hőöregítési időtartamot.

Mérési eredményeim kiértékelését elvégeztem három különböző kinetikai elmélet alkalmazásával. Ennek eredményeképp a vizsgált alapanyag esetén meghatároztam az öregedéshez tartozó aktivációs energiát és a jellemző sebességi paramétereket. Pontosság és alkalmazhatóság szempontjából kritikailag értékeltem és egymással összehasonlítottam a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov-féle, az Austin-Rickett-féle, illetve az általánosított háromdimenziós tisztán diffúziós kinetikai modelleket.

A vizsgált eutektoidos-közeli karbon tartalmú, nagymértékben redukált acélhuzalok esetén a statikus alakítási öregedés leírására az Austin-Rickett kinetikai modellt találtam megfelelőnek a vizsgált hőmérséklet-tartományban. Meghatároztam az ehhez tartozó kinetikai egyenletet, szilárdsági számításokhoz közvetlenül alkalmazható formában.

A szóban forgó nagy szilárdságú vékony acélhuzalok a gyakorlatban szinte kizárólag pászmává sodorva kerülnek alkalmazásra, ezért sodronyszerkezetek esetén is tanulmányoztam az öregedés hatását. Megállapítottam, hogy az elemi huzalszálakban lejátszódó alakítási öregedés szignifikáns hatással van a sodronyok mechanikai tulajdonságaira.

Nagy elemszámú sodratminta vizsgálatával meghatároztam a folyáshatári erő, a szakítóerő, a teljes-, illetve a tisztánelasztikus megnyúlás, valamint a látszólagos rugalmassági modulus számszerű értékeinek – a folyamat telítődéséig bekövetkező – teljes megváltozását. Megállapítottam, hogy az elemi huzalok ismert megváltozása, valamint a sodrási paraméterek ismeretében a sodronyok alakítási öregedés hatására megváltozó mechanikai paramétereire lehet következtetni.

Kompakt- és Warrington szerkezetű pászmák összehasonlító vizsgálatával kimutattam, hogy az alapanyag öregedésének hatásán túl, a sodrat szerkezetének is jelentős szerepe van a sodronyok alakítási öregedésére.

A Warrington típusú acélsodronyok esetén megfigyeltem egy, a statikus alakítási öregedés hatására jelentkező rendellenes tönkremeneteli módot. A széles körű, és szilárdsági szempontból sokszor kritikus alkalmazások miatt ez, a vártnál alacsonyabb terhelések esetén bekövetkező szabálytalan tönkremenetel nagy jelentőséggel bír. Korábbi eredményeim felhasználásával, sikeresen értelmeztem a jelenség mechanizmusát és mutattam rá annak kiváltó okaira. A műszaki gyakorlat számára javaslatot fogalmaztam meg a tönkremenetel és káros következményeinek lehetséges elkerülésére.

Tudományos kutatási munkám jelentősen hozzájárult az ötvözetlen acélok statikus alakítási öregedésének megismeréséhez egy fontos alapanyag átfogó vizsgálatával, mely a jelenség szempontjából kifejezetten érdekes a rendkívül nagymértékű, hideg, képlékeny alakítás révén. Emellett eredményeim a műszaki gyakorlat számára közvetlenül hasznosítható, új összefüggésekkel és adatokkal szolgáltak.

7. SUMMARY

In my research study the static strain aging of cold drawn, high-carbon steel, fine wires and their cords has been investigated, with special focus on its impact on the mechanical characteristics of these filaments. I have examined the phenomenon in the temperature range between 80 °C and 200 °C, which is of special importance for technical applications.

In the case of steel wires, I have determined the temperature dependent evolution of strength and deformation material parameters as the aging progresses. I have successfully proven the saturation character of the process and defined the time it needs to conclude.

I have evaluated my experimental results by applying three different kinetic theories and determined the related activation energy values as well as the pre-exponential constants. I have compared the performance and the accuracy of the Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov, the Austin-Rickett and the generalized 3-dimensional diffusion models.

For the static strain aging of the examined heavily reduced, near-eutectoid carbon steel wires, I have found the Austin-Rickett kinetic model to be the most appropriate in the given temperature range. I have defined the related equation in a form that is directly applicable to strength calculations.

The mentioned fine, high-tensile steel wires are most commonly used in a form of stranded cords in practice. Thus, I have also investigated the impact of strain aging on steel cords. I have found that the strain aging process of the base wires has significant effect on the mechanical characteristics of the cords.

I have determined the numerical values of the change in the force at yield, breaking force, total elongation, plastic elongation and the apparent elastic modulus caused by the aging process until the complete saturation, by experimental investigation of a large number of steel cord samples. I have verified that from the known change of the wire quality and from the stranding parameters the strain aging induced variation of the mechanical properties of the steel cords can be derived.

By studying compact-type and Warrington-type strands in a comparative way, I have proven that beyond the aging of the base material, the structure also has a significant role in the static strain aging of the cords.

In the case of Warrington-type steel cords I have observed an irregular failure mode caused by the strain aging effect. This special failure pattern that takes place in loading conditions much below the expected material performance limit, is of high importance, especially in the usual case of some highly critical applications. Based on my own results I have successfully interpreted the mechanism of the failure and identified its root cause. I have proposed options for the technical practice, to avoid the failure and its negative effects.

My scientific research study has significantly contributed to the knowledge and understanding of the static strain aging phenomenon of non-alloyed steels, by the comprehensive investigation of an important material family, which is especially relevant due to the extremely high level of plastic cold forming. Moreover, my results have provided the technical and industrial practice with directly applicable equations and data.

8. AZ EREDMÉNYEK GYAKORLATI HASZNOSÍTHATÓSÁGA

E dolgozatban összefoglalt kutatási eredményeim, azonnal hasznosításra kerültek nagynyomású olajipari gumitömlők tervezési eljárásaiban.

Ezek a kompozit tömlőszerkezetek fő szilárdsághordozó elemei a korábban bemutatott hidegen húzott, nagy szilárdságú acélhuzalokból készült sodronyok. Ezek a sodronyok számos, koncentrikusan elhelyezkedő erősítő betétként épülnek be a tömlő falába. A sodronyok tökéletesen gumiba vannak ágyazva. A gumiágyazás nélkül egyrészt a statikus belső nyomásból származó terhelés során, a sodratok érintkezési pontjaiban nagymértékű kontakt feszültség lépne fel, másrészt az időben változó terhelések eredményeképp megjelenő relatív elmozdulás a belső nyomás által összepréselt sodronyok abráziós kopásához vezetne. Ezen kedvezőtlen hatások kiküszöbölése céljából a gyártási folyamat során a sodronybetétek közé nyersgumi réteg kerül beépítésre. A tömlőszerkezet végső formáját telített gőzzel történő vulkanizáció során nyeri el, melynek során a kezdetben meglágyuló, elfolyó gumi tökéletesen kitölti a sodronyok közti teret, majd az ezt követő térhálósodás során eléri végső, úgynevezett nagy-rugalmas állapotát, valamint létrejön a gumi és a sodrony felülete közti adhézió révén a kötött szerkezet (*1. ábra*). A vulkanizáció első, rövidebb szakaszában történik a gumi említett elfolyása 120 °C körüli hőmérsékleten, melyet a hosszabb, akár több órán át tartó, térhálósítás követ tipikusan 150 °C és 160 °C közötti hőmérséklet-tartományban.

Kutatási munkám eredményei alapján kijelenthető, hogy a tömlőszerkezet teljes kivulkanizálása során az acélsodronyokban teljes mértékben lejátszódik a statikus alakítási öregedés. Ennek során jelentős mértékben megváltoznak a szilárdsági és a nyúlási jellemzőik, melyek a folyamat bizonyítottan bekövetkező telítődése miatt, a tömlő további életciklusában már állandónak tekinthetők. A gyártási folyamat végére tehát, a késztermékben lévő acélsodronyok, szakítóereje, folyáshatári ereje, szakadási nyúlása az eredeti értéküktől nagymértékben eltérnek. A felsorolt jellemzők e végső értékeit nagy pontossággal meghatároztam kutatási munkám során.

E szilárdsági és nyúlási paraméterek pontos ismerete nagyon fontos a tömlő tervezése és szilárdsági analízise során [5,8,96–97]. Korábban ez az acélhuzalok és sodronyaik alakítás után közvetlenül mérhető értékei alapján történt, mára azonban mind a szilárdsági számítások mind az alapanyagok minősítése az általam meghatározott, hőöregítés után mérhető értékek felhasználásával történnek.

A továbbiakban néhány konkrét példát mutatok be olyan, olaj- és gázipari, nagynyomású tömlős műszaki megoldásra, melyek kifejlesztése a dolgozatomban bemutatott eredmények közvetlen felhasználásával váltak lehetővé.

Sikerült kifejleszteni a világ első, és ez ideig egyetlen 20000 psi (1380 bar) működési nyomású elfojtó-szabályzó tömlőjét. Ez a termék a mélytengeri fúrásoknál a kitörésgátló egységhez, annak záróelemei előtt csatlakozik. Kulcsszerepet játszik a kutak kitörésének elfojtásában és a kút azt követő stabilizációjában. Korábban a maximális nyomásosztály hajlékony vezetékek esetén 15000 psi (1035 bar) volt. Ehhez képest óriási előrelépés az említett fejlesztés.

A konstrukció elsődleges teherviselő szerkezetét tekintve az új, 3” (76 mm) belső átmérőjű tömlő nyolc egymás felett elhelyezkedő acélsodrony betéttel rendelkezik. A betétek mindegyike egy speciálisan optimalizált, egyedi szögben kerül beépítésre a tömlő hossz tengelyétől mérve. A szögek meghatározása során az a cél, hogy a betétek nyomás hatására kialakuló radiális és axiális deformációjuk révén a terhelés csak egy meghatározott részét vegyék fel, annak nagy részét viszont adják át a felettük elhelyezkedő betéteknek. Az optimalizált szerkezet ilyen módon a maximális igénybevétel esetén azonosan terhelt betétekből, azokon belül azonosan terhelt acélsodronyokból áll. Ilyen módon a sodronyszalak mindegyike azonos mértékben járul hozzá a szerkezet szilárdságához.

Ilyen nagy számú betétet tartalmazó szerkezet szilárdsági optimalizációja korábban nem járt sikerrel. Ennek egyik oka az, hogy nem volt ismert az erősítő szál pontos, az alakítási öregedés hatására kialakuló végső nyúlási képessége.

Az alakítási öregedés hatására megváltozó szál nyúlás-erő karakterisztikáját figyelembe vevő, továbbfejlesztett tervezési eljárás alkalmazásával tervezett tömlő a kitörésgátló elemekre vonatkozó API 16C szabvány minden terv validációra vonatkozó előírását sikerrel teljesítette [3]. A prototípus vizsgálatok során a számított 3100 bar feletti repesztési nyomást a termék a valóságban is bizonyította.

Erről az iparági jelentőségű eredményről, először 2022 tavaszán számoltunk be az Offshore Technology Conference eseményen Houstonban [15]. Azóta elkészült a világ első kettő olajfúró hajója, melyek képesek 20000 psi várható felszíni nyomással rendelkező kutak kifűrésére akár 4000 m mély tengervízen keresztül. Kitörésgátló egységeik ellátása az elfojtó-szabályzó tömlőkkel jelenleg folyamatban van, az első ilyen teljesítményű fúrások 2025-ben kezdődnek a Mexikói Öbölben [101].

Az előző esethez hasonlóan az egyes sodronyok késztermékben jelen lévő, alakítási öregedésen átesett állapotára jellemző szakadási nyúlásának pontos ismerete révén vált lehetővé a világ legnagyobb teljesítményű gumitömlőjének kifejlesztése. Hengeres nyomástartó edényeknél a teljesítményt közérthetően jellemző mérőszám a belső átmérő és a megengedett nyomás szorzata. 2020-ban sikerült a világon először megtervezni és kvalifikálni 6” (150 mm) belső átmérőjű 15000 psi (1035 bar) működési nyomású gumitömlőt, szintén nyolc erősítő betéttel. Azóta már több mint 100 db ilyen termék van használatban és elmondhatjuk, hogy a merev acélcsővek, rengeteg hegesztési munkával járó installációját kiváltva, a termék mára nagy előrelépést hozott az észak-amerikai hidraulikus rétegrepresztési technológia hatékonyságában. Ezek a tömlők láthatók az alábbi ábrákon működés közben, kútfejekhez csatlakoztatva, észak-texasi, illetve kanadai kútkiképzés- és stimulációs alkalmazásokban (**27-28. ábra**).

Mind a 3”, 20000 psi-os elfojtó-szabályzó tömlő, mind a 6”, 15000 psi rétegrepresztő tömlő esetén abszolút világújdonságról beszélhetünk, melyek a mai napig – és minden valószínűség szerint a következő néhány év során is – egyedüli termékként lesznek jelen a piacon.

Harmadikként egy korábbiaknál alacsonyabb nyomású, ám felhasználásánál fogva még azoknál is sokkal bonyolultabb tervezési eljárást követelő példát mutatok be. A nagynyomású, hajlékony, olajipari vezeték alkalmazások közül azok a legkritikusabbak, melyek tengeri környezetben, a kitermelt aktív nyersolaj vagy földgáz továbbítását végzik magas hőmérsékleten. Ezen tömlők tervezési folyamatait, azok validációját és a termékek minőségét az API 17K vagy az API 17J szabványok szabályozzák, a konstrukciós felépítéstől függően [4,102].

A hagyományos tervezési eljárásokkal ellentétben, ezekben az esetekben nem elég az elvárt tervezési biztonsági tényező bizonyítása, hanem előírás a valódi, megengedett felhasználási körülmények kombinált terheléseiből származó, összetett igénybevétel esetén az erősítő anyagok kihasználtsági tényezőjének adott határ alatt tartása. A tervezési kihasználtsági tényező általános esetben az aktuálisan fellépő maximális redukált feszültség és az anyag folyáshatárának hányadosa [4]. Esetünkben speciálisan, ez a tömlő belső nyomásából, külső terheléseiből és dinamikus mozgásaiból származó inerciaterhelések eredőjeként jelentkező, a sodronyokban aktuálisan ébredő maximális erő és az egyezményes folyáshatárhoz tartozó erő hányadosa.



27-28. ábra Hidraulikus rétegrepesztő tömlők működés közben, a repesztő nyomást előállító szivattyú és az olajkútfejek között beszerelve (NA150, PN=1035 bar)

Az előző fejezetekben láttuk, hogy a sodratok esetén az egyezményes folyáshatárhoz tartozó F_{p02} erő szignifikánsan, megváltozik a statikus alakítási öregedés hatására és azt is, hogy ez a változás a tömlő gyártási folyamatának végére teljes mértékben megvalósul. Ez a változás a korábbiakban bemutatott eredményeim alapján akár 15%-nál nagyobb mértékű emelkedés is lehet. Ez azt jelenti, hogy valódi konstrukciós változtatás nélkül egy adott alkalmazás, adott körülményei között a tervezési kihasználtsági tényező

aktuális értéke ugyanilyen arányban kedvezőbb. Az ebből fakadó előnyök kihasználása, jelen esetben, az olajipar rendkívül szigorú műszaki szabályozása mellett csak akkor vált lehetségessé, miután a felhasznált alapanyagokra releváns módon a statikus alakítási öregedés szilárdság növelő hatását tudományosan sikerült bebizonyítanom. Ehhez a nemzetközi tudományos közösség által elfogadott publikációimat be kellett mutatnom az iparági nemzetközi tanúsító intézeteknek [103–104]. Ez 2021-ben sikeresen megtörtént például az American Bureau of Shipping (ABS), és a Det Norske Veritas & Germanischer Lloyd (DNV-GL) esetében.

Az azóta eltelt években az ismert európai szankciós helyzet miatt óriási és azonnali igény jelentkezett Nyugat- és Közép Európa oroszországi forrásoktól független földgáz ellátásra. Ennek biztosítására egy kézenfekvő mód volt a kriogenikusan cseppfolyósított földgáz (LNG) nagy távolságból, tengeri hajókon történő szállítása. A problémát az jelentette, hogy az LNG ilyen mennyiségben történő fogadására alkalmas kikötői terminál kapacitásnak csupán töredéke állt rendelkezésre Európában. Az infrastruktúra célzott és rohamos fejlesztése jelentős kormányzati finanszírozás és irányítás mellett azonnal megkezdődött, elsősorban Hollandia és Németország északi tengeri kikötőiben. A legrövidebb időn belül elérhető műszaki megoldás az alacsony hőmérsékleten szállított, cseppfolyós földgázt újra gázosító hajók úgynevezett „Floating Storage and Regasification Unit”-ok, vagy röviden FSRU-k alkalmazása volt, közvetlenül a kikötőkben horgonyozva. Ezek az FSRU-k fogadták az LNG szállító hajókat és hozták újra gáz fázisba a szállítmányt. Azonban a hagyományos megoldásként, acélból készült átfertő berendezések, amivel a hajó folyamatos mozgása mellett a nagy nyomású és magas hőmérsékletű földgázt az FSRU-ról a közben kiépített parti gáz fogadó állomásokba lehetett juttatni, nem álltak rendelkezésre megfelelő mennyiségben és ezek gyártási ideje az adott helyzetben elfogadhatatlanul hosszú volt.

Erre a problémára sikerült gyors megoldást nyújtani, a célnak megfelelő, nagy átmérőjű, nagynyomású tömlők megtervezésével, gyors validációjával, gyártásával és leszállításával. A nagy nyomású, és nagy hőmérsékletű földgáz közeg miatt, ez csak az API 17K szabvány, a kihasználtsági tényezők szempontjából már mondott nagyon szigorú előírásainak betartásával volt lehetséges. A tervezés és a validáció során felhasználtuk az erősítő sodronyoknál az alakítási öregedés hatására jelentkező – kutatási munkám során igazolt és a tanúsító intézetek által is addigra elfogadott –, többlet teherviselő képességet. Az alábbi ábrán, 300 mm belső átmérőjű 120 bar tervezési nyomású, 30 m hosszú tömlők

láthatók, felszerelés közben az FSRU hajó és a partra telepített gáz fogadó állomás között az egyik északi tengeri kikötőben 2023-ban. (29. ábra)



29. ábra Földgáz szállító tömlők az LNG újra gázosító hajó és a kikötői gáz fogadó állomás között, felszerelés közben (NA300, PN=120 bar, 30 m, API 17K)

Ebben a fejezetben bemutatott mindhárom műszaki fejlesztés a Continental AG, nagynyomású tömlő divíziójának kutatásfejlesztési osztályán történt, a személyes vezetői és szakmai irányításom mellett.

A fenti példák alapján elmondható, hogy doktori témám a műszaki alkalmazások szempontjából fontos terület és az értekezésemben összefoglalt tudományos kutatási eredményeim a műszaki, ipari gyakorlatban hasznosíthatók, illetve több esetben közvetlen hasznosításukra már sor került.

9. TÉZISEK

1. TÉZIS

Ötvözetlen, perlites (C80D-C86D), 86–92% mértékű redukción átesett, vékony acélhuzalokban a statikus alakítási öregedés a 125–200 °C hőmérséklet-tartományban rövid idő alatt teljes mértékben végbemegy. A jelenség teljes lefolyásához 150 °C hőmérsékleten 45 perc hőkezelési idő elegendő, a szilárdsági és deformációs paraméterekben ezt követően további jelentős változás nem történik.

Ennek során a vizsgált Ø0,71 huzal esetén a kezelési hőmérséklettől függetlenül, az egyezményes folyáshatár 2300 N/mm² értékről átlagosan 2600 N/mm²-re, a szakítószilárdság 2540 N/mm² értékről átlagosan 2660 N/mm²-re emelkedik. Eközben a plasztikus nyúlási képesség 0,7% kezdeti értékről 0,2–0,25%-ra csökken.

2. TÉZIS

a) Ötvözetlen, perlites (C80D-C86D), 86–92% mértékű redukción átesett, vékony acélhuzalokban a statikus alakítási öregedés folyamatát 125–200 °C hőmérséklet-tartományban termokinetikai szempontból a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov és az Austin-Rickett modellek közül az Austin-Rickett féle ad pontosabb leírást, mert az a Cottrell felhő kifejlődésének folyamatán túl a karbon diffúziójának jelentős hatását is figyelembe veszi, ezért a vizsgált anyag esetén annak használata javasolt.

b) Ötvözetlen, perlites (C80D-C86D), 86–92% mértékű redukción átesett, vékony acélhuzalok statikus alakítási öregedése esetén a Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov kinetikai leírásban az empirikus hatványfaktor $n=0,343$, az apparens aktivációs energia $E_a=105,5$ kJ/mol. Az Austin-Rickett kinetikai leírásban az empirikus hatványfaktor $n=0,605$, az apparens aktivációs energia $E_a=97,1$ kJ/mol.

c) Bár a statikus alakítási öregedés mechanizmusának alapja a karbon atomok diffúziója a diszlokációk hatásövezetébe, a diffúziós kinetikai egyenletek nem írják le kielégítő pontossággal a folyamatot. Ennek oka az, hogy az alakítási öregedés kinetikáját a karbon diffúzió mellett a Cottrell felhő felépülése is lényegesen meghatározza, ami alapvetően egy növekedési folyamattal modellezhető.

3. TÉZIS

Ötvözetlen, perlites (C80D-C86D), 86–92% mértékű redukción átesett, vékony acélhuzalokból sodrott, homogén szerkezetű ún. Kompakt pászmák hőkezelése során is lejátszódik az elemi huzalokban az alakítási öregedés folyamata és szignifikáns hatása van a sodrat mechanikai tulajdonságaira.

Nagy elemszámú, Ø3.6C Kompakt acélsodronyminta vizsgálata alapján, 150 °C hőmérsékletű, 45 perces öregítés hatására a folyáshatári erő átlagosan 17,3%-kal, a maximális terhelő erő átlagosan 7%-kal emelkedik, a maximális erőhöz tartozó teljes nyúlás tisztán plasztikus része a kezdeti átlagos 1,15%-ról 0,38%-ra csökken és a rugalmassági modulus 3,58%-kal emelkedik. A mérési eredmények jó közelítéssel normális eloszlást követnek és azok szórása a szilárdsági és deformációs paraméterek esetén szignifikánsan csökken az alakítási öregedés hatására.

A Kompakt szerkezetű acélsodronyok esetén, a sodratviszony ismeretében az alakítási öregedés hatására bekövetkező változásra lehet következtetni az elemi huzalok tulajdonságainak ismert megváltozása alapján.

4. TÉZIS

A statikus alakítási öregedés hatása ötvözetlen, perlites (C80D-C86D), 86–92% mértékű redukción átesett, vékony acélhuzalokból készült sodratok esetén nagymértékben függ a sodrat szerkezetétől.

a) Azonos anyagi összetételű, de különböző vastagságú acélhuzalokból felépülő Warrington típusú sodronyok esetén az öregedés hatására kialakul egy szabálytalan, lépcsős szakadási folyamat. Ennek oka az, hogy a különböző mértékben redukált acélhuzalok alakítási öregedésének eltérő hatása miatt a sodrony szerkezeten belüli optimális tehereloszlás megbomlik és bizonyos szálak a tervezett elméleti értéknél jelentősen kisebb igénybevétel esetén is túlterhelődnek.

b) A Warrington típusú sodronyok rendellenes tönkremenetele következtében fellépő szilárdság csökkenési lépcsők nagysága származtatható a sodronyt felépítő, különböző átmérőjű alaphuzalok szilárdsági és nyúlási jellemzőinek alakítási öregedés hatására megváltozott értékei alapján.

c) A Warrington típusú sodronyoknál látotthoz hasonló rendellenes tönkremenetel a Kompakt szerkezetű sodronyoknál nem jelentkezik. Ennek oka az, hogy a sodrat szerkezetileg homogén, közel azonos átmérőjű és képlékenyalakítási előtörténettel rendelkező szálakból épül fel, melyeknél az alakítási öregedés egyformán zajlik le, így az elemi huzalszálak sodraton belüli terhelése kiegyensúlyozott marad a teljes öregedési folyamat során.

d) Olyan alkalmazásokban, ahol a sodratok szilárdsági kihasználtsága kritikus mértékű, Kompakt sodronyok alkalmazása javasolt. Amennyiben Warrington szerkezetű sodrat kerül felhasználásra, azok szilárdsági ellenőrzése az alakítási öregedés figyelembevételével szükséges.

10. A TÉMÁBAN MEGJELENT SAJÁT PUBLIKÁCIÓK LISTÁJA

1. Mezo, T.; Barkoczy, P. Study on Static Strain Aging Kinetics of High-Carbon Steel Wires and Its Impact on High-Strength Steel Cords. *Metals* 2021, 11(11), 1684.; DOI: 10.3390/MET11111684
2. Mezo, T.; Barkoczy, P. Impact of Strain Aging Kinetics on the Failure of Thin Steel Wire Ropes. *Mater. Proc.* 2021, 3(1), 10.; DOI: 10.3390/IEC2M-09249
3. Mező, T.; Barkóczy, P.; Vindics, B. Nagynyomású tömlő szerkezetek tervezési módszerének kiterjesztése az erősítő acélszálak alakítási öregedésének figyelembevételével. XXIV. Tavasz Szél Konferencia, Doktoranduszok Országos Szövetsége: Miskolc, Magyarország, 2021.05.28-30; ISBN 978-615-5586-99-6, 443.
4. Mező, T.; Barkóczy, P.; Vindics, B. A statikus alakítási öregedés hatása hidegen húzott, nagy szilárdságú szénacél huzalok és sodronyaik mechanikai tulajdonságaira. XXIV. Tavasz Szél Konferencia, Doktoranduszok Országos Szövetsége: Miskolc, Magyarország, 2021.05.28-30; ISBN 978-615-5586-99-6, 423.
5. Mező, T. Vékony acélhuzalok és acélpázmák alakítási öregedése. Fémten és Fémvizsgálat Határterületei Konferencia, Gyöngyösi, Nagy, Barkóczy: Miskolc, Magyarország, 2018.01.20;
6. Kadar, Z.; Mezo, T.; Kis, L.; Grepaly, I. Small and Full-Scale Test Methods of Bonded Flexible Pipes. 4th Rubber Symposium of the Countries on the Danube, DKG MKE MAGUSZ: Szeged, Hungary, 24-26 Oct 2016;
7. Mezo, T.; Kadar, Z.; Grepaly, I. Rubber Hoses in Special Oil & Gas Applications. 4th Rubber Symposium of the Countries on the Danube, DKG MKE MAGUSZ: Szeged, Hungary, 24-26 Oct 2016;

8. Kovacs, Z.; Gonzales, G.; David, A.; Grepaly, I.; Mezo, T. 20,000-Psi API 16C Choke and Kill Flexible Line Development. Proceedings of the Offshore Technology Conference, Houston, TX, USA, 2-5 May, 2022; OTC-32006-MS, 8 p.; DOI: 10.4043/32006-MS

9. Szekely, G.; Peixoto, E.; Czovek, Z.; Mezo, T. Managed Pressure Drilling Flexible Mud Return Line Advances. Proceedings of the Offshore Technology Conference, Houston, TX, USA, 1-4 May, 2017; OTC-27777-MS, 9 p.; DOI: 10.4043/27777-MS

10. Szekely, G.; Peixoto, E.; Czovek, Z.; Mezo, T. Fast-Track Development of Managed Pressure Drilling Flexible Mud Return Line. Proceedings of the IADC/SPE Managed Pressure Drilling & Underbalanced Operations Conference, Rio de Janeiro, Brazil, March, 2017; SPE-185280-MS, 8 p.; DOI: 10.2118/185280-MS

11. Kádár, Z.; Nagy, T.; Mező, T.; Grépály, I.; Kis, L.; Kovács, Z.; Marosi, T. Csatlakozóval ellátott nagynyomású gumitömlő és eljárás annak előállítására. *Szabadalmi Közlöny és Védjegyértesítő*, 125. évf. 8. szám, 231 062, P 18 00036; Szellemi Tulajdon Nemzeti Hivatala: Budapest, Hungary, 2020;

12. Grepaly, I.; Mezo, T.; Szekely, G.; Kovacs, Z.; Kotai, J.; Nagy, T. T. Early Life Erosion Tracking Layer for High Pressure Fracking Hoses. *Patent Cooperation Treaty*, PCT/US2020/060647; World Intellectual Property Organization: Geneva, Switzerland, 2021;

IRODALOMJEGYZÉK

- [1] Qiang, B.; Yong, B.; Weidong, R. Bonded flexible pipes. *Advances in Pipes and Pipelines Flexible Pipes*, 1st ed.; John Wiley & Sons, Inc.: Hoboken, NJ, USA, 2017; pp. 357–392.
- [2] API Specification 7K: *Drilling and Well Servicing Equipment*, 6th ed.; American Petroleum Institute Publishing Services: Washington DC, USA, 2015;
- [3] API Specification 16C: *Choke and Kill Equipment*, 3rd ed.; American Petroleum Institute Publishing Services: Washington DC, USA, 2021;
- [4] API Specification 17K: *Specification for Bonded Flexible Pipe*, 3rd ed.; American Petroleum Institute Publishing Services: Washington DC, USA, 2017;
- [5] Bartha, Z. szerk. Gumiipari Kézikönyv; Taurus-Omikk: Budapest, Hungary, 1989; pp. 663–691.
- [6] Mezo, T.; Kadar, Z.; Grepaly, I. Rubber Hoses in Special Oil&Gas Applications. 4th Rubber Symp. of the Countries on the Danube, Szeged, Hungary, 2016; Hungarian Chemical Society;
- [7] Kadar, Z., et al. Small and Full-Scale Test Methods of Bonded Flexible Pipes. 4th Rubber Symp. of the Countries on the Danube, Szeged, Hungary, 2016; Hungarian Chemical Society;
- [8] Nagy, T.T., et al. Modified Model for Description of the Behaviour of Reinforced Rubber Hoses. *Kaut. Gummi Kunst.* 1986, 39, 612-614.
- [9] Feyrer, K. Wire Ropes. 2nd ed.; Springer: Heidelberg, Germany, 2015; pp. 1–58.
- [10] Costello, G.A. Theory of Wire Rope. 2nd ed.; Springer: New York, NY, USA, 1997; pp. 11–43.
- [11] Kadar, Z., et al. Csatlakozóval Ellátott Nagynyomású Gumitömlő és Eljárás Annak Előállítására. *Szabadalmi Közlöny és Védjegyértesítő*, 125. évf. 8. szám, 231 062, P 18 00036; Szellemi Tulajdon Nemzeti Hivatala: Budapest, Hungary, 2020;

- [12] Mezo, T. Vékony Acélhuzalok és Acélpázmák Alakítási Öregedése. Fémten és Fémvizsgálat Határterületei Konferencia, Miskolc, Hungary, 2018; Gyongyosi, Nagy, Barkoczy;
- [13] Szekely, G., et al. Managed Pressure Drilling Flexible Mud Return Line Advances. Managed Pressure Drilling & Underbalanced Operations Conference, Rio de Janeiro, Brazil, 2017; IADC/SPE; 185280-MS
- [14] Szekely, G., et al. Fast-track Development of Managed Pressure Drilling Flexible Mud Return Line. Offshore Technology Conference, Houston, TX, USA, 2017; Offshore Technology Conference; OTC-27777-MS
- [15] Kovacs, Zs., et al. 20,000-Psi API 16C Choke and Kill Flexible Line Development. Offshore Technology Conference, Houston, TX, USA, 2022; Offshore Technology Conference; OTC-3206-MS
- [16] Grepaly, I., et al. Early Life Erosion Tracking Layer for High Pressure Fracking Hoses. *Patent Cooperation Treaty*, PCT/US2020/060647; World Intellectual Property Organization: Geneva, Switzerland, 2021;
- [17] Mezo, T.; Barkoczy, P.; Vindics, B. Nagynyomású Tömlő Szerkezetek Tervezési Módszerének Kiterjesztése az Erősítő Acélszálak Alakítási Öregedésének Figyelembevételével. Tavaszi Szél Konferencia, Miskolc, Hungary, 2021; Miskolci Egyetem, DOSZ;
- [18] Bauschinger, J. Variations in the Elastic Limit of Iron and Steel. *J. Iron Steel Inst.* 1887, 1, 442–444.
- [19] Koohbor, B.; Serajzadeh, S Kinetics of Static Strain Aging after Temper Rolling of Low Carbon Steel. *Ironmak. Steelmak.* 2011, 38, 314-320.
- [20] Loporcaro, G.; Pampanin, S.; Kral. M.V. Long-term Strain-ageing Effects on Low-carbon Steel Reinforcement. *Constr. Build. Mater.* 2019, 228, 116606.
- [21] Yang, Y., et al. Mechanical Behaviors and Constitutive Model of Structural Steel Influenced by Strain Aging. *J. Constr. Steel Res.* 2022, 192, 107211.

- [22] Gwon, H., et al. C Clustering and Partitioning by Static Strain Aging in Cold-rolled 16Cr-5Ni Supermartensitic Stainless Steel. *Scr. Mater.* 2021, *192*, 106-110.
- [23] Mishet'yan, A.R.; Fillipov, G.A.; Chevskaya, O.N. Effect of Strain Aging on the Rate Dependence of the Strain Resistance and the Cold Resistance of Low-Carbon Steels with Ferritic–Pearlitic and Bainitic Structures. *Russ. Metall.* 2021, *10*, 1284-1288.
- [24] Vodopivec, F. Strain Aging of Structural Steels. *Metallurgija* 2004, *43*, 143-148.
- [25] Staiger, M.P., et al. Multistage Strain Aging of Low-carbon Steels. *Mater. Sci. Eng.* 2004, *A364*, 35–47.
- [26] Portevin, A.; Le Chatelier, F. On a Phenomenon Observed in the Tensile Testing of Alloys During Processing. *Comptes Rendus Hebdomadaires des Seances de l'Academie des Sciences (in French)* 1923, *176*, 507-510.
- [27] Van Den Beukel, A. Theory of the Effect of Dynamic Strain Aging on Mechanical Properties. *Phys. Status Solidi A* 1975, *30* (1), 197–206.
- [28] Lebyodkin, M.A.; Lebedkina, T.A. The Portevin-Le Chatelier Effect and Beyond. In *High-Entropy Materials: Theory, Experiments, and Applications*, Brechtel, J.; Liaw, P.K.; Springer Nature Switzerland AG: Cham, Switzerland, 2021;
- [29] Dixit, U.S.; Dixit, P.M. An Analysis of the Steady-state Wire Drawing of Strain-hardening Materials. *J. Mater. Process. Technol.* 1995, *47*, 201-229.
- [30] Radionova, L.V., et al. Mathematical Modeling of Heating and Strain Aging of Steel during High-Speed Wire Drawing. *Metals* 2022, *12*, 1472.
- [31] Mesarovic, S.D. Dynamic Strain Ageing and Plastic Instabilities. *J. Mech. Phys. Solids* 1995, *43*, 671-700.
- [32] Kubin, L.; Estrin Y. Dynamic Strain Ageing and the Mechanical Response of Alloys. *J. Phys. III* 1991, *1*, 929-943.
- [33] Koyama, M.; Sawaguchi, T.; Tsuzaki, K. Overview of Dynamic Strain Ageing and Associated Phenomena in Fe-Mn-C Austenitic Steels. *I. S. I. J. International* 2018, *58*, 1383-1395.

- [34] Ono, Y., et al. Roles of Solute C and Grain Boundary in Strain Aging Behaviour of Fine-grained Ultra-low Carbon Steel Sheets. *I. S. I. J. International* 2017, 57, 1273-1281.
- [35] Callister, W.D.; Rethwisch, D.G. Materials Science and Engineering: An Introduction. 9th ed.; John Wiley and Sons: Hoboken, NJ, USA, 2013; p. 218.
- [36] Cottrell, A.H.; Bilby, B.A. Dislocation Theory of Yielding and Strain Aging of Iron. *Proc. Phys. Soc.* 1949, 62A, 49–61.
- [37] Harper. S. Precipitation of Carbon and Nitrogen in Cold-Worked Alpha-Iron. *Phys. Rev.* 1951, 83, 709-712.
- [38] Veiga, R.G.A., et al. Atomistic Modeling of Carbon Cottrell Atmospheres in BCC Iron. *J. Phys. Condens. Matter* 2013, 25, 025401.
- [39] Epperly, E.N.; Sills, R.B. Transient Solute Drag and Strain Aging of Dislocations. *Acta Mater.* 2020, 193, 1-9.
- [40] Kamber, K.; Keefer, K.; Wert, C. Interaction of Interstitials with Dislocations in Iron. *Acta Metall.* 1961, 9, 403-414.
- [41] Ham, F.S. Stress-assisted Precipitation on Dislocations. *J. Appl. Phys.* 1959, 30, 915-926.
- [42] De, A.K.; Vandeputte, S.; De Cooman, B.C. Kinetics of Strain Aging in Bake Hardening Ultra Low Carbon Steel - A Comparison with Low Carbon Steel. *J. Mater. Eng.* 2001, 10, 567-575.
- [43] Bullough, R.; Newman, R.C. The Kinetics of Migration of Point Defects to Dislocations. *Rep. Prog. Phys.* 1970, 33, 101-148.
- [44] Baird, J.D. Strain Aging of Steel a Critical Review. *Iron and Steel* 1963, 36, 368-374.
- [45] Kemp, I. P.; Pollard, G.; Bramley, A.N. Static Strain Aging in High Carbon Steel Wire. *Mater. Sci. Tech.* 1990, 6, 331-337.

- [46] Nishimo, K.; Takahashi, K. Strain Age Hardening in Range 150-350°C of Carbon Steel. *Trans. J. I. M.* 1962, 3, 57-62.
- [47] Lamontagne, A. et al. Evolution of Carbon Distribution and Mechanical Properties During the Static Strain Ageing of Heavily Drawn Pearlitic Steel Wires. *Mater. Sci. Eng. A* 2013, 667, 115-124
- [48] Buono, V.T.L.; Andrade, M.S.; Gonzalez, B.M. Kinetics of Strain Aging in Drawn Pearlitic Steels. *Metall. Mater. Trans.* 1998, 29A, 1415-1423.
- [49] Takahashi, J., et al. Change in Carbon State by Low-temperature Aging in Heavily Drawn Pearlitic Steel Wires, *Acta Mater.* 2012, 60, 387-395
- [50] Tarui, T.; Maruyama, N.; Tashiro, H. Cementite Decomposition in High Carbon Steel Wires. *Journal of the Iron and Steel Institute of Japan* 2005, 91(2), 265-271
- [51] Danoix, F., et al. Direct Evidence of Cementite Dissolution in Drawn Pearlitic Steels Observed by Tomographic Atom Probe. *Mater. Sci. Eng. A* 1998, A250, 8-13.
- [52] Dong, Q., et al. The Influence of Strain Aging at Different Temperatures on the Mechanical Properties of Cold-Drawn 10B21 Steel Combined with an Electron Microscope Study of the Structures. *Materials*, 2024, 17, 826.
- [53] Davies, N.P.W. Strain Aging in Ultra-High Strength Drawn Pearlitic Steels. Ph.D. Thesis, University of the Witwatersrand, Johannesburg, South Africa, 1987.
- [54] Wright, R.N. Wire technology: Process Engineering and Metallurgy. 2nd ed.; Elsevier: Cambridge, MA, USA, 2016;
- [55] Dunlop, J.W.C., et al. Modelling Isothermal and Non-isothermal Recrystallisation Kinetics: Application to Zircaloy-4. *J. Nucl. Mater.* 2007, 366, 178-186.
- [56] Pradell, T., et al. Diffusion Controlled Grain Growth in Primary Crystallization: Avrami Exponents Revisited. *J. Phys.: Condens. Matter.* 1998, 10, 3833-3844.
- [57] Hammerle, J. R.; Almeida, L.H.; Monteiro, S.N. Lower Temperature Mechanism of Strain Aging in Carbon Steels for Drawn Wires. *Acta Mater.* 2004, 50, 1289-1292

- [58] Avrami, M. Kinetics of Phase Change I. General Theory. *J. Chem. Phys.* 1939, 7, 1103-1112.
- [59] Avrami, M. Kinetics of Phase Change II. Transformation. *J. Chem. Phys.* 1940, 8, 212-224.
- [60] Avrami, M. Kinetics of Phase Change III. Microstructure. *J. Chem. Phys.* 1941, 9, 177-184.
- [61] Johnson, W.A.; Mehl, R.F. Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth. *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.* 1939, 195, 416-422.
- [62] Kolmogorov, A.N. On the Statistical Theory of Crystallization of Metals. *Izv. Akad. Nauk SSSR, Ser. Mat.* 1937, 1, 355-359.
- [63] Christian, J. W. The Theory of Transformations in Metals and Alloys. 3rd ed.; Pergamon: South Croydon, UK, 2002;
- [64] Luppó M.I.; Ovejero-Garcia, J. Application of Hydrogen-Permeation Method to Study of Carbide Precipitation Kinetics in a Low-Carbon Martensite. *Mater. Characterization* 1998, 40, 189-196.
- [65] Borrego, A.; Gonzalez-Doncel, G. Calorimetric Study of 6061-Al-15 vol.% SiCw PM Composites Extruded at Different Temperatures. *Mater. Sci. Eng.* 1998, A245, 10-18.
- [66] Shirzad, K.; Viney, C. A Critical Review on Applications of the Avrami Equation Beyond Materials Science. *J. R. Soc. Interface* 2023, 20, 20230242.
- [67] Criado, J.M.; Ortega, A. Non-isothermal Crystallization Kinetics of Metal Glasses: Simultaneous Determination of Both the Activation Energy and the Exponent N of the JMA Kinetic Law. *Acta Metall.* 1987, 35, 1715-1721.
- [68] Woldt, E. The Relationship between Isothermal and Non-isothermal Description of Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov Kinetics. *J. Phys. Chem. Solids* 1992, 53, 521-527.

- [69] Xing, L. Q., et al. Crystallization Behaviour and Nanocrystalline Microstructure Evolution of a Zr₅₇Cu₂₀Al₁₀Ni₈Ti₅ Bulk Amorphous Alloy. *Phil. Mag. A* 1999, 79, 1095-1108.
- [70] Starink, M. J. Kinetic Equations for Diffusion-controlled Precipitation Reactions. *J. Mater. Sci.* 1997, 32, 4061-4070.
- [71] Ham, F. S. Diffusion-limited Growth of Precipitate Particles. *J. Appl. Phys.* 1959, 30, 1518-1525.
- [72] Starink, M.J. On the Meaning of the Impingement Parameter in Kinetic Equations of Diffusion Controlled Reactions. *J. Mater. Sci.* 2001, 36, 4433-4441.
- [73] Lee, E-S.; Kim, Y. G. A Transformation Kinetic Model and its Application to Cu Zn Al Shape Memory Alloys - I. Isothermal Conditions. *Acta Metall. Mater.* 1990, 38, 1669-1676.
- [74] Tomellini, M.; Fanfoni, M. Impingement Factor in the Case of Phase Transformations Governed by Spatially Correlated Nucleation. *Phys. Rev. B* 2008, 78, 014206.
- [75] Austin, J.; Rickett, R. Kinetics of the Decomposition of Austenite at Constant Temperature. *Trans. Am. Inst. Metall. Eng.* 1939, 135, 396-415.
- [76] Blazquez, J. S., et al. On the Isothermal Kinetics Analysis of Transformations in Metastable Systems: Combined Use of Isothermal and Non-isothermal Calorimetry. *Phil. Mag. A* 2007, 87, 4151-4167.
- [77] Li, Y. J. et al. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. *Acta. Mater.* 2011, 59, 3965-3977.
- [78] Zhang, X., et al. Microstructure and Strengthening Mechanisms in Cold-drawn Pearlitic Steel Wire. *Acta. Mater.* 2011, 59, 3422-3430.
- [79] Suchocki, C; Myszka, D.; Wasiluk, K. Transformation Kinetics of Austempered Ductile Iron: Dilatometric Experiments and Model Parameter Evaluation. *Arch. Metall. Mater.* 2019, 64, 1661-1666.

- [80] Shchegolev, A. V., et al. Kinetics of Phase Transformations in Roll Steel 8Kh3SMF. *Met. Sci. Heat Treat.* 2020, *61*, 527-533.
- [81] de Carvalho, L. G., Plaut, R. L.; Padilha, A. F. Precipitation Kinetic Analysis in Maraging 350 Steel Using KJMA and Austin-Rickett Equations. *Defect Diffus. Forum* 2022, *420*, 118-128.
- [82] Maisuradze, M. V., at al. Analysis of the Kinetics of Isothermal Bainitic Transformation in Alloy Steels. *Met. Sci. Heat Treat.* 2023, *65*, 474-484.
- [83] Barkóczi, I. Sodronykötél és Huzal; Fux Zrt.: Miskolc, Hungary, 2007;
- [84] Barkóczi I. Sodronykötél Kézikönyv; Fux Kft., Miskolc, Hungary, 1996;
- [85] International Standard ISO 6892-1: *Metallic Materials - Tensile Testing - Part 1: Method of Test at Room Temperature*, 3rd ed.; International Organization for Standardization: Geneva, Switzerland, 2019;
- [86] Brown, M. E. Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry. *Volume 1: Principles and Practice*; Elsevier Science B. V.: Amsterdam, The Netherlands, 1998;
- [87] Ahmedabadi, P.M.; Kain, V. Modelling Transformation Kinetics of Different Solid-state Reactions Using Sigmoidal Model. *Materialia* 2019, *5*, 100235.
- [88] Embury, J.D.; Fisher, R.M. The Structure and Properties of Drawn Pearlite. *Acta Metall.* 1966, *14*, 147-159.
- [89] Chandhok, V.K.; Kasak, A.; Hirth, J.P. Structures and Strengthening Mechanisms in Carbon Steel Wire. *Am. Soc. Metals Trans. Quart.* 1966, *59*, 288-301.
- [90] Lement, B.S.; Cohen, M. A Dislocation-attraction Model for the First Stage of Tempering. *Acta Metall.* 1956, *4*, 469-476.
- [91] Yamada, Y. Static Strain Aging of Eutectoid Carbon Steel Wires. *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 1976, *16*, 417-426.

- [92] Sályi, I. szerk. Pattantyús Gépész- és Villamosmérnökök Kézikönyve. 2. *Alaptudományok - Anyagismeret*, Műszaki Könyvkiadó: Budapest, Hungary, 1961; pp. 835.
- [93] Molnár, L.; Váradi, K.; Kovács, F. FEM Stress Analysis of High-pressure Wire Reinforced Hoses. *Period. Polytech. Mech. Eng.* 1990, 34(3-4), 139–152.
- [94] Katona, T., et al. High Performance Flexible Lines for the Oil Industry. *Kaut. Gummi Kunst.* 2009, 11, 589-592.
- [95] Samay, G., et al. Critical Loads of Reinforced Rubber Hoses. *Kaut. Gummi Kunst.* 1989, 42, 422-425.
- [96] Kovacs, F.; Lengyel, K.; Nagy, T.T. Calculation of Bending Stiffness of Spiral Reinforced Rubber Hoses. *Kaut. Gummi Kunst.* 1986, 39, 1071-1074.
- [97] Edelenyi, A., et al. High Pressure Hose Design Applying Deformation Theory of Plies. Rubber and Rubber-like Materials Conference, Jamshedpur, India, 1986; Rubber Technology Centre Indian Institute of Technology
- [98] Zhou, L., et al. A Modified Pearlite Microstructure to Overcome the Strength-plasticity Trade-off of Heavily Drawn Pearlitic Wire. *Scr. Mater.* 2021, 206, 114236.
- [99] Xiang, L., et al. One-step Annealing Optimizes Strength-ductility Tradeoff in Pearlitic Steel Wires. *Mater. Sci. Eng. A* 2019, 757, 1-13.
- [100] Suliga, M. The Effect of Drawing Speed on the Ageing of High-carbon Steel Wire. *Arch. Metall. Mater.* 2018, 63, 1931-1935.
- [101] Jacobs, T. What You Don't Know About Chevron's New 20K Anchor Project. *J. Pet. Technol.* 2024, 76, 32-28.
- [102] API Specification 17J: *Specification for Unbonded Flexible Pipe*, 4rd ed.; American Petroleum Institute Publishing Services: Washington DC, USA, 2014;
- [103] Mezo, T.; Barkoczy, P. Impact of Strain Aging Kinetics on the Failure of Thin Steel Wire Ropes. *Mater. Proc.* 2021, 3(1), 10

- [104] Mezo, T.; Barkoczy, P. Study on Static Strain Aging Kinetics of High-Carbon Steel Wires and Its Impact on High-Strength Steel Cords. *Metals* 2021, *11*(11), 1684.

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

Szeretném megköszönni Dr. Barkóczy Péternek, hogy ismeretlenül tanítványává fogadott és tudományos vezetőként kutatási munkám során támogatott és segített a kihívásokat „a lehető legegyszerűbben megközelíteni, de annál semmivel sem egyszerűbben”. Mindkettőt köszönöm!

Köszönettel tartozom a ContiTech Rubber Industrial Kft.-nek, különösen Grépály István barátomnak és mentoromnak, amiért doktori tanulmányaimat lehetővé tették és kutatásaim feltételeit biztosították.

A kísérletek elvégzésében nyújtott segítségükért köszönet illeti Majdán Péter és Vindics Bence kollégáimat.

Hálás vagyok a Continental AG szegedi Műszaki és Kutatásfejlesztési Osztálya minden munkatársának a kellemes és szakmailag inspiráló munkahelyi légkörért, ami nélkül lehetetlen lett volna ezt a munkát elvégezni.

Köszönöm Dr. Bogár Ferencnek, hogy egyetemi éveim végén bevezetett a tudományos kutatás világába. Őszintén sajnálom, hogy az élet úgy hozta, hogy közös munkánk nem teljesedett ki.

Köszönöm páromnak, Dr. Gyenes Andreának a boldog családi háttérrel és a szabadságot, ami lehetővé tette kutatási tevékenységemet.

Végül köszönöm Édesanyámnak és Édesapámnak a sikerbe vetett töretlen hitüket.

MELLÉKLETEK*melléklet - 01*

acélhuzal átmérő [mm]	hő- kezelési hőmérséklet [°C]	hő- kezelési idő [min]	minták száma [db]	egyezményes folyáshatárhoz tartozó erő F_{P02} Átlag [N]	egyezményes folyáshatárhoz tartozó erő F_{P02} Standard Dev. [N]	egyezményes folyáshatárhoz tartozó erő F_{P02} Relatív Standard Dev. [%]	egyezményes folyáshatári feszültség R_{P02} Átlag [N/mm ²]
0,71		0	18	907,5	5,555	0,612%	2292,1
0,71	80	3	3	917,3	2,719	0,296%	2317,0
0,71	80	9	3	910,9	7,225	0,793%	2300,8
0,71	80	27	3	924,3	9,826	1,063%	2334,7
0,71	80	81	3	933,6	4,572	0,490%	2358,1
0,71	80	243	3	944,0	10,871	1,152%	2384,3
0,71	80	729	3	964,3	0,754	0,078%	2435,5
0,71	80	2187	3	984,5	7,875	0,800%	2486,6
0,71	80	6561	3	991,5	2,473	0,249%	2504,3
0,71	80	19683	3	1018,7	3,220	0,316%	2573,0
0,71	80	59049	3	1041,1	4,349	0,418%	2629,5
0,71	100	3	3	911,2	2,355	0,258%	2301,5
0,71	100	9	3	923,5	5,555	0,602%	2332,5
0,71	100	27	3	940,5	6,543	0,696%	2375,6
0,71	100	81	3	966,9	5,280	0,546%	2442,2
0,71	100	243	3	983,5	3,222	0,328%	2484,0
0,71	100	729	3	1009,6	7,920	0,784%	2550,0
0,71	100	2187	3	1018,9	3,017	0,296%	2573,6
0,71	100	6561	3	1029,3	4,148	0,403%	2599,8
0,71	100	19683	3	1040,3	2,100	0,202%	2627,6
0,71	125	3	3	930,7	3,991	0,429%	2350,6
0,71	125	9	3	963,5	5,927	0,615%	2433,5
0,71	125	27	3	993,9	2,294	0,231%	2510,3
0,71	125	81	3	1024,8	3,394	0,331%	2588,4
0,71	125	243	3	1034,9	1,644	0,159%	2614,0
0,71	125	729	3	1047,5	1,360	0,130%	2645,7
0,71	125	2187	3	1042,4	3,973	0,381%	2632,9
0,71	125	6561	3	1045,1	2,294	0,220%	2639,6
0,71	150	3	3	972,8	9,145	0,940%	2457,1
0,71	150	9	3	1017,3	3,222	0,317%	2569,5
0,71	150	27	3	1020,3	3,017	0,296%	2577,0
0,71	150	81	3	1039,5	1,508	0,145%	2625,5
0,71	150	243	3	1046,9	6,575	0,628%	2644,3
0,71	150	729	3	1048,0	6,231	0,595%	2647,0
0,71	180	3	3	980,3	8,271	0,844%	2475,9
0,71	180	9	3	1035,7	0,754	0,073%	2616,0
0,71	180	27	3	1037,6	11,445	1,103%	2620,7
0,71	180	81	3	1052,5	1,886	0,179%	2658,5
0,71	180	243	3	1034,9	1,644	0,159%	2614,0
0,71	180	729	3	1034,4	8,027	0,776%	2612,7
0,71	200	3	3	1018,1	3,222	0,316%	2571,6
0,71	200	9	3	1040,0	2,993	0,288%	2626,8
0,71	200	27	3	1041,6	2,993	0,287%	2630,8
0,71	200	81	3	1038,4	7,838	0,755%	2622,8
0,71	200	243	3	1023,2	5,226	0,511%	2584,4
0,71	200	729	3	1032,5	6,543	0,634%	2607,9

melléklet - 02

acélhuzal átmérő [mm]	hő- kezelési hőmérséklet [°C]	hő- kezelési idő [min]	minták száma [db]	maximális (szakító-) erő $F_{\max}$ Átlag [N]	maximális (szakító-) erő $F_{\max}$ Standard Dev. [N]	maximális (szakító-) erő $F_{\max}$ Relatív Standard Dev. [%]	szakító szilárdság R_m Átlag [N/mm ²]
0,71		0	18	1004,8	1,131	0,113%	2537,9
0,71	80	3	3	1005,6	1,131	0,113%	2539,9
0,71	80	9	3	1005,6	1,728	0,172%	2539,9
0,71	80	27	3	1008,3	0,998	0,099%	2546,6
0,71	80	81	3	1011,2	1,306	0,129%	2554,1
0,71	80	243	3	1022,1	0,998	0,098%	2581,7
0,71	80	729	3	1032,8	0,653	0,063%	2608,6
0,71	80	2187	3	1038,9	1,996	0,192%	2624,0
0,71	80	6561	3	1039,7	1,360	0,131%	2626,0
0,71	80	19683	3	1048,3	2,294	0,219%	2647,8
0,71	80	59049	3	1061,8	3,064	0,289%	2681,9
0,71	100	3	3	1006,7	0,377	0,037%	2542,6
0,71	100	9	3	1010,7	1,508	0,149%	2552,7
0,71	100	27	3	1024,0	1,131	0,110%	2586,4
0,71	100	81	3	1031,6	3,116	0,302%	2605,6
0,71	100	243	3	1040,0	1,131	0,109%	2626,8
0,71	100	729	3	1054,4	0,000	0,000%	2663,2
0,71	100	2187	3	1056,0	1,728	0,164%	2667,2
0,71	100	6561	3	1053,1	3,017	0,286%	2659,9
0,71	100	19683	3	1055,7	3,222	0,305%	2666,5
0,71	125	3	3	1014,9	1,508	0,149%	2563,5
0,71	125	9	3	1030,1	1,360	0,132%	2601,9
0,71	125	27	3	1045,3	2,294	0,219%	2640,3
0,71	125	81	3	1054,7	5,239	0,497%	2663,8
0,71	125	243	3	1056,5	4,588	0,434%	2668,6
0,71	125	729	3	1061,6	2,355	0,222%	2681,4
0,71	125	2187	3	1052,0	0,653	0,062%	2657,1
0,71	125	6561	3	1051,5	4,349	0,414%	2655,8
0,71	150	3	3	1033,3	1,360	0,132%	2610,0
0,71	150	9	3	1049,3	1,886	0,180%	2650,4
0,71	150	27	3	1048,0	0,000	0,000%	2647,0
0,71	150	81	3	1055,7	1,360	0,129%	2666,5
0,71	150	243	3	1060,8	4,525	0,427%	2679,3
0,71	150	729	3	1052,5	5,555	0,528%	2658,5
0,71	180	3	3	1038,7	2,945	0,284%	2623,4
0,71	180	9	3	1058,1	3,288	0,311%	2672,6
0,71	180	27	3	1054,1	6,069	0,576%	2662,5
0,71	180	81	3	1056,5	4,349	0,412%	2668,6
0,71	180	243	3	1050,1	3,017	0,287%	2652,4
0,71	180	729	3	1046,7	3,598	0,344%	2643,6
0,71	200	3	3	1053,6	4,283	0,407%	2661,1
0,71	200	9	3	1053,1	1,508	0,143%	2659,8
0,71	200	27	3	1050,1	1,508	0,144%	2652,4
0,71	200	81	3	1051,7	2,945	0,280%	2656,4
0,71	200	243	3	1045,3	2,294	0,219%	2640,3
0,71	200	729	3	1045,1	2,294	0,220%	2639,6

melléklet - 03

acélhuzal átmérő [mm]	hő- kezelési hőmérséklet [°C]	hő- kezelési idő [min]	minták száma [db]	fajlagos szakadási nyúlás ε Átlag [%]	fajlagos szakadási nyúlás ε Standard Dev. [%]	fajlagos szakadási nyúlás ε Relatív Standard Dev. [%]
0,71		0	18	2,034	0,0453	2,225%
0,71	80	3	3	2,017	0,0220	1,089%
0,71	80	9	3	1,985	0,0476	2,399%
0,71	80	27	3	1,980	0,0489	2,468%
0,71	80	81	3	1,896	0,0374	1,970%
0,71	80	243	3	1,923	0,0156	0,813%
0,71	80	729	3	1,888	0,0231	1,223%
0,71	80	2187	3	1,825	0,0294	1,608%
0,71	80	6561	3	1,748	0,0147	0,842%
0,71	80	19683	3	1,674	0,0239	1,428%
0,71	80	59049	3	1,642	0,0278	1,692%
0,71	100	3	3	2,043	0,0343	1,679%
0,71	100	9	3	2,006	0,0627	3,125%
0,71	100	27	3	1,972	0,0119	0,603%
0,71	100	81	3	1,890	0,0075	0,399%
0,71	100	243	3	1,833	0,0263	1,434%
0,71	100	729	3	1,803	0,0130	0,722%
0,71	100	2187	3	1,720	0,0164	0,951%
0,71	100	6561	3	1,645	0,0311	1,890%
0,71	100	19683	3	1,630	0,0242	1,483%
0,71	125	3	3	2,007	0,0304	1,516%
0,71	125	9	3	1,857	0,0374	2,015%
0,71	125	27	3	1,817	0,0290	1,599%
0,71	125	81	3	1,698	0,0421	2,480%
0,71	125	243	3	1,664	0,0337	2,028%
0,71	125	729	3	1,632	0,0117	0,715%
0,71	125	2187	3	1,593	0,0217	1,365%
0,71	125	6561	3	1,597	0,0199	1,244%
0,71	150	3	3	1,781	0,0021	0,115%
0,71	150	9	3	1,707	0,0233	1,365%
0,71	150	27	3	1,658	0,0267	1,611%
0,71	150	81	3	1,632	0,0060	0,369%
0,71	150	243	3	1,640	0,0171	1,045%
0,71	150	729	3	1,599	0,0168	1,048%
0,71	180	3	3	1,829	0,0142	0,778%
0,71	180	9	3	1,681	0,0167	0,996%
0,71	180	27	3	1,640	0,0306	1,867%
0,71	180	81	3	1,596	0,0206	1,291%
0,71	180	243	3	1,598	0,0172	1,074%
0,71	180	729	3	1,614	0,0254	1,573%
0,71	200	3	3	1,718	0,0171	0,998%
0,71	200	9	3	1,635	0,0229	1,403%
0,71	200	27	3	1,605	0,0078	0,484%
0,71	200	81	3	1,628	0,0257	1,580%
0,71	200	243	3	1,621	0,0066	0,407%
0,71	200	729	3	1,622	0,0259	1,600%

melléklet - 04

acélhuzal átmérő [mm]	hő- kezelési hőmérséklet [°C]	hő- kezelési idő [min]	minták száma [db]	fajlagos szakadási nyúlás plaszt. része ϵ_p Átlag [%]	fajlagos szakadási nyúlás plaszt. része ϵ_p Standard Dev. [%]	fajlagos szakadási nyúlás plaszt. része ϵ_p Relatív Standard Dev. [%]
0,71		0	18	0,711	0,0307	4,313%
0,71	80	3	3	0,677	0,0222	3,280%
0,71	80	9	3	0,629	0,0365	5,800%
0,71	80	27	3	0,598	0,0314	5,254%
0,71	80	81	3	0,546	0,0322	5,892%
0,71	80	243	3	0,538	0,0204	3,788%
0,71	80	729	3	0,497	0,0115	2,318%
0,71	80	2187	3	0,424	0,0212	5,000%
0,71	80	6561	3	0,366	0,0081	2,202%
0,71	80	19683	3	0,300	0,0127	4,243%
0,71	80	59049	3	0,217	0,0106	4,904%
0,71	100	3	3	0,683	0,0251	3,681%
0,71	100	9	3	0,629	0,0312	4,958%
0,71	100	27	3	0,606	0,0050	0,823%
0,71	100	81	3	0,494	0,0102	2,071%
0,71	100	243	3	0,451	0,0226	5,012%
0,71	100	729	3	0,393	0,0217	5,514%
0,71	100	2187	3	0,331	0,0121	3,656%
0,71	100	6561	3	0,273	0,0119	4,363%
0,71	100	19683	3	0,247	0,0109	4,417%
0,71	125	3	3	0,593	0,0227	3,826%
0,71	125	9	3	0,466	0,0246	5,268%
0,71	125	27	3	0,404	0,0145	3,592%
0,71	125	81	3	0,297	0,0150	5,058%
0,71	125	243	3	0,272	0,0099	3,640%
0,71	125	729	3	0,243	0,0111	4,593%
0,71	125	2187	3	0,207	0,0092	4,430%
0,71	125	6561	3	0,217	0,0047	2,176%
0,71	150	3	3	0,412	0,0029	0,695%
0,71	150	9	3	0,298	0,0142	4,765%
0,71	150	27	3	0,275	0,0097	3,538%
0,71	150	81	3	0,243	0,0088	3,634%
0,71	150	243	3	0,237	0,0125	5,272%
0,71	150	729	3	0,207	0,0114	5,536%
0,71	180	3	3	0,411	0,0158	3,860%
0,71	180	9	3	0,280	0,0135	4,825%
0,71	180	27	3	0,246	0,0137	5,556%
0,71	180	81	3	0,211	0,0070	3,306%
0,71	180	243	3	0,231	0,0112	4,847%
0,71	180	729	3	0,228	0,0123	5,372%
0,71	200	3	3	0,308	0,0062	2,005%
0,71	200	9	3	0,242	0,0127	5,256%
0,71	200	27	3	0,221	0,0057	2,586%
0,71	200	81	3	0,228	0,0119	5,241%
0,71	200	243	3	0,252	0,0049	1,944%
0,71	200	729	3	0,241	0,0114	4,741%