

Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola  
Az iskola vezetője: Prof. Dr. Mertinger Valéria, MTA doktora

---

# Az alakítási öregedés újraértelmezése hidegképlékeny acélokban

Doktori (PhD) értekezés

Kondás Béla, okl. kohómérnök

tudományos vezető: Prof. Dr. Mertinger Valéria, MTA doktora

Anyag és Vegyészmérnöki Kar

Fémteni Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet

Miskolc

2026

Témavezetői ajánlás Kondás Béla PhD fokozatszerzési eljárás elindításához

Kondás Béla korát megelőzve, az elsők között volt azon doktorandusz hallgatóknak, akik úgy kezdték doktori tanulmányaikat, hogy az iparban főállásban dolgoztak. Kiváló példáját képviselik annak a szemléletnek, ami ma már nagyon dominánsan jelenik meg a doktori képzésben, hogy egy iparból hozott probléma, aktív ipari szereplői szemlélet vezethet eredményes kutatómunkához, PhD fokozat megszerzéséhez.

Kondás Béla első pillanattól fogva kiválóan átlátta annak az ipari problémának a tudományos megközelítését, amely a DC01 minőségű acélok öregedéséhez kapcsolódik. A kísérleti mátrix összeállítása során nagyon jól aknázta ki azt a kapcsolati hálót, amelyet munkája során épített ki. Kiváló lényeglátása, minőségügyi vezetőként szerzett tapasztalatai nagy segítségére voltak a kísérletek megtervezésében kivitelezésében az eredmények kiértékelésében.

Ennek a szakmai rutinnak köszönhető az is ahogyan a sikertelen kísérletsorozatokat kezelte. Hanyag eleganciával tudott a zsákutcáknak hátat fordítani és még nagyobb lendülettel megtervezni egy új koncepciót, vagy elővenni és új nézőpontra helyezni egy régit. A kutatómunka indításakor még magunk sem gondoltuk, hogy mennyi probléma várható és mennyire nehéz lesz az öregedés jelenségét kísérletileg utolérni, kimutatni. Egy eredménytelen munkaszakasz után nem fogyott ki az ötletekből, sokszor a problémával én már csak akkor értesültem amikor a megoldást mutatta meg nekem. Kondás Béla teljes kutatási periódusban hihetetlen lelkesedéssel kitartással és maximális önállósággal végezte kutatómunkáját.

Messzemenőig pozitív példa az is ahogyan munkahelye a thyssenkrupp Materials Hungary Zrt támogatta őt a kutatásában. Amikor kiderült, hogy milyen nagyszámú anyagvizsgálatra lesz szükség gyakorlatilag a semmiből épített fel egy komplett anyagvizsgáló laboratóriumot, amelyben több vizsgálati eljárást akkreditáltatott is. Az egyes vizsgálati eljárásokkal kapcsolatosan olyan szintű szakmai ismeretekre tett szert, amellyel a berendezés gyártóit forgalmazóit is sokszor zavarba hozta. Ezzel az infrastruktúrával és szakmai tudással thyssenkrupp Materials Hungary Zrt is gazdagodott, egyértelműen magasabb színvonalon képes vevőit kiszolgálni. Így elmondhatjuk, hogy Kondás Béla kutatási eredményeinek gyakorlati hasznosulása már a disszertáció beadásakor jelentősen megtörtént.

Kutatómunkája során egyedüli problémát az időzavar okozhatta, hisz a sok utazással és rögzített programokkal járó minőségügyi vezetői beosztása mellett a Miskolci Egyetemen óraadói feladatokat is vállalt, nem kis mennyiségben. Az akadémia közösséggel kiváló kapcsolatokat ápol, több doktorandusznak segített kutatásához kapcsolódó kihívásokat jelentő anyagbeszerzésekben, szakmai tanácsokban. Nem véletlen, hogy 2022-ben megkapta a Szent Borbála érmet.

Összességében Kondás Béla szakmai, tudományos eredményei, kvalitása teljes egészében alkalmassá teszik őt a PhD cím elnyerésére, melynek odaítélését messzemenőig támogatom.

Prof. Dr. Mertinger Valéria

## TARTALOMJEGYZÉK

<b>BEVEZETÉS</b> .....	<b>4</b>
<b>1 SZAKIRODALMI ÖSSZEFOGLALÓ</b> .....	<b>5</b>
1.1 Hidegenalakítható acélok fajtái, ipari felhasználása .....	5
1.2 Lemezanyagok alakíthatóságának elmélete .....	6
1.3 Lemezanyagok alakíthatóságának vizsgálati módszerei .....	13
1.4 Lemezanyagok alakíthatóságának változása az idő függvényében .....	19
1.5 Az öregedést kísérő felületi elváltozások.....	23
1.6 Az öregedés vizsgálatának módszerei.....	26
<b>2 Tudáshiány, célkitűzések</b> .....	<b>29</b>
<b>3 Kutatómunka eredményeinek ismertetése</b> .....	<b>30</b>
3.1 A vizsgált anyagok és öregedésük.....	30
3.2 Az alkalmazott vizsgálati módszerek és eszközök.....	30
3.2.1 Szakító vizsgálatok .....	31
3.2.2 További vizsgálatok.....	42
3.3 Eredmények bemutatása .....	46
3.3.1 Termoelektromos erő mérés eredménye .....	46
3.3.2 Öregedési index (SAI) mérésének eredménye .....	46
3.3.3 Normál szakítóvizsgálati eredmények .....	46
3.3.4 Csökkentett sebességű szakítóvizsgálati eredmények .....	48
3.3.5 DIC technikával kibővített szakítóvizsgálat eredményei.....	49
3.3.6 Mikroszakító vizsgálat eredményei .....	50
3.3.7 Csészehúzó vizsgálat eredményei .....	52
3.3.8 Hajlító vizsgálat eredményei .....	53
3.3.9 Nakajima vizsgálat eredményei .....	54
3.3.10 Vizuális vizsgálatok eredményei .....	55
3.3.11 Vizsgálati eredmények összegzése .....	61
<b>4 Összefoglalás</b> .....	<b>62</b>
<b>5 Angol nyelvű összefoglaló</b> .....	<b>63</b>
<b>6 Tézisek - Új tudományos eredmények</b> .....	<b>64</b>
<b>7 Eredmények hasznosulása</b> .....	<b>67</b>
<b>8 Köszönetnyilvánítás</b> .....	<b>68</b>
<b>9 Irodalomjegyzék</b> .....	<b>69</b>
<b>10 Az értekezés témájában született saját publikációk jegyzéke</b> .....	<b>74</b>
<b>11 Nyilatkozat a mesterséges intelligencia használatáról</b> .....	<b>75</b>

## BEVEZETÉS

---

Minőségügyi vezetőként gyakran találkozom olyan esetekkel, amikor az acéllemezeket feldolgozó cégek valamilyen káreseményt reklamálnak az alapanyag nem megfelelőségére hivatkozva. Tipikusnak számítanak, amikor mélyhúzáskor elszakad vagy hajlításkor elreped az anyag. Ilyenkor az oknyomozó munka első lépéseként mindig meg kell vizsgálni, hogy az alapanyag teljesíti-e a szállítási feltételeket? Gyakran jutunk olyan megállapításra kollégáimmal, hogy bár az alapanyag teljesíti a szabványban foglalt előírásokat, azonban mégsem készíthető el belőle a kívánt alkatrész vagy ha igen akkor csak nagyon magas selejtszázalékkal. Speciálisnak számítanak azok az úgy nevezett „szürke zóna” esetek, amelyeknél bár az alapanyag teljesíti a szabványkövetelményeket, azonban valós alapanyaghiba miatt mégsem készíthető belőle megfelelő termék. A hidegen alakítható acéllemezek esetében időről-időre szembesülünk azzal a ténnyel, hogy adott (nem egy negatív módon kiragadott!) gyártó ugyanazon adagjából származó lemeztáblák ugyanazon alkatrész gyártásakor különböző selejtszázalékokat produkálnak.

Visszatérő reklamációk esetében az autóiparban kötelező gyökérok elemzést is végrehajtani. Szakmai praxisomban úgy döntöttem, hogy akkor is végrehajtunk gyökérok elemzéseket, amikor a reklamáció egyébként elutasításra kerül. A fenti eseteket megvizsgálva mindig arra a következtetésre jutottunk, hogy a reklamált termékek gyártása időben elhúzódtott, azaz egy-egy gyártási megbízás alkalmával a feldolgozó cég csak kis mennyiséget gyártott az adott alkatrészből, így egyazon gyártói adag acéllemez egyedei csak hónapok elteltével fogytak el. Így irányult a figyelmem az acéllemezek tárolási idejére, valamint a tárolás során beálló alakíthatóság változására.

A vevői követelmények sohasem látott ütemben emelkednek napjainkban. Felgyorsult világunkban a köznapi emberek egyre kényelmesebb megoldásokat keresnek napi dolgaik elvégzéséhez, ami mind komplexebb használati tárgyakkal valósíthatók meg csak. A termékek alapanyagainak tehát egyfelől bírniuk kell a használat során jelentkező igénybevételeket, de ugyanúgy biztosítaniuk kell a feldolgozó műveletek gazdaságos lebonyolíthatóságát is. Ma már kizárólag a rutinra vagy megszokásra hagyatkozó alapanyagkiválasztás, vagy a feldolgozó technológia paramétereinek megválasztása olyan rizikót hordoz magában amire könnyen rámehet egy kisebb vállalkozás jövője is.

E körülmények nagy felelősséget rónak az anyag (esetleg kohó) mérnökökre, hiszen a társmérnökök minden eddiginél jobban igénylik az anyagtudomány gyakorlati vetületét bemutató aktuális kutatási eredményeket, valamint az ezekből fakadó szabványfejlesztéseket. Ugyanakkor az anyagkiválasztás, a gyártástervezés, valamint az alapanyaghoz kapcsolódó napi termelési problémák megoldása is multidiszciplináris szemlélettel lehet csak sikeres napjainkban.

Az ismertetett körülmények hatására döntöttem úgy, hogy a hidegen alakítható acéllemezek alakíthatóságát, valamint annak az idő előrehaladásával történő leromlását egy szélesebb kutatás keretében megvizsgálom, melynek eredményeiből született jelen doktori értekezésem.

# 1 SZAKIRODALMI ÖSSZEFOGLALÓ

---

## 1.1 Hidegenalakítható acélok fajtái, ipari felhasználása

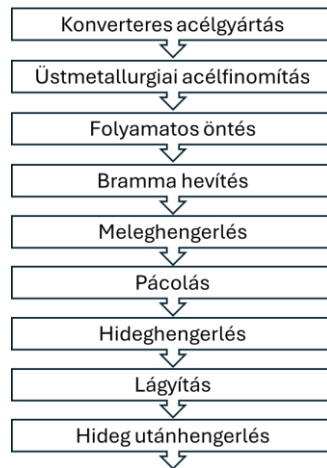
---

Mind a gépiparban mind az autóiparban számos termék készül hengerelt acéllemezből. Ezen termékek egy része közvetlenül is eljut a végfelhasználókhoz, azonban nagyobb hányadukból félkésztermékek azaz különféle gépszerkezetek alkatrészei készülnek. A gyártandó alkatrészek formakialakítása, valamint a betölteni kívánt funkció alapján a konstruktőr által kerül megválasztásra az alapanyag minősége és kivitele, valamint a javasolt feldolgozó technológia. A hengerelt acéllemezek osztályozása többféle szempont szerint lehetséges. Mértékadónak tekinthető az EN 10020 szabvány felosztása [1], mely összetétel szerint ötvöztelen, rozsdamentes és egyéb ötvözött acéltermékeket különböztet meg, míg kivitelük szerint melegen hengerelt, pácolt, és hidegen hengerelt bevonatos vagy bevonat nélküli lemezeket tárgyal. A hengerelt acél lemeztermékeket a legkülönbélebb feldolgozó eljárással munkálják meg az iparban, így sokféle, gyakran összetett igénybevételt kell kibírniuk. Alapvetően arra vonatkozóan, hogy egy-egy acéllemez a megmunkáló eljárásokkal mennyire hatékonyan dolgozható fel, avagy a belőlük készült alkatrész a funkcióit milyen színvonalon képes teljesíteni, a termékjellemzők adnak felvilágosítást, melyek közül a legelterjedtebben használtak a

- szelvényméret (pl. szélesség és vastagság),
- alakpontosság (pl. síklapúság),
- felületi érdesség,
- vegyi összetétel,
- hőkezeltségi állapot (pl. lágyított),
- mechanikai tulajdonságok (pl. folyáshatár),
- szövetszerkezet (pl. ferrit),
- szemcseméret.

A fenti termékjellemzők számszerűsített célértékei megtalálhatók a vonatkozó termékszabványokban, melyek támpontot biztosítanak a konstruktőröknek a tervezendő termékek méretezéséhez. Országunkban a fémalapanyagok belföldi értékesítése 2020-ban meghaladta a 1.047 milliárd forintot. [2]. Ezzel a nemzetgazdaságban az élelmiszer fogyasztás mögött a második helyet foglalja el értékét tekintve. A Nemzetgazdasági Minisztérium által 2016-ban kidolgozott Irinyi terv [3] célkitűzései között szerepel, hogy növelje a magas hozzáadott értékű termékek előállításának részarányát a magyar ipari termelésben. Az ilyen jellegű termékek gyártása jellemzően magasabb feldolgozottsági fokú alapanyagot igényel. A lemeztermékek esetében ezek a hidegen hengerelt, valamint a horganyzott ún. finom termékek. A magyarországi finomlemez felhasználás alakulásáról sajnos a KSH nem közöl adatokat így kénytelen vagyok mértékadónak tekinteni hazánk piacvezető kohászati kész- és félkésztermék kereskedő vállalatának adatait [4]. E szerint 2021-ben a Magyarországon értékesített finomlemezek 55%-át a DC01 minőségű termékek adták. A DC01 jelű acéllemezeket tehát számos magyarországi kis- és középvállalat használja alkatrészek vagy közvetlenül végfelhasználóknak (fogyasztóknak) értékesíthető közhasználati cikkek gyártására. A feldolgozó cégek számára az acéllemezek terméktulajdonságainak stabilitása különös jelentőséggel bírhat, ugyanis a terméktulajdonságok ingadozása az automata megmunkáló berendezéseknél gyakori paraméter utánállítást, ezáltal megnövekedett ciklusidőt, kedvezőtlen esetben szerszámkopást, súlyosabb esetekben nagymértékű selejtképződést okozhat, ami befolyással bírhat a vevői elégedettségre továbbá az adott vállalkozás versenyképességére is. Kézenfekvő volt tehát, hogy kutatásaim fókusztermékének a DC01 anyagminőséget válasszam.

A DC01 hidegalakításra alkalmas, hidegen hengerelt, bevonat nélküli, ötvözetlen acél, melynek terméktulajdonságait az EN 10130 [5] szabvány tartalmazza. Gyártástechnológiája az elmúlt évtizedekben jelentős fejlődésen esett át. Mára a modern gyártástechnológia elengedhetetlen eleme a kéntelenítés, az alumíniummal történő csillapítás, a folyamatos öntés, valamint a hideg utánhengerlés (dresszírozás), ezzel nagymértékben javítva a hengerelt végtermék minőségét (1. ábra) [6], [7], [8].



1. ábra DC01 jelű acéllemezek korszerű gyártástechnológiája [9], [10]

A vonatkozó szakirodalom célzott feldolgozása miatt fontos megjegyezni, hogy a DC01-nek léteznek Európán kívüli ekvivalens változatai, melyek megnevezéseit az 1. táblázat mutatja. A DC01 lemezeket jellemző módon hajlítással vagy mélyhúzással alakítják formára majd esetlegesen hegesztik és/vagy festik őket. Legtöbbször valamilyen kisebb-nagyobb üreges alkatrész készül belőlük pl. ceruzaelemek köpenyei, konzervdobozok, edények, hordók, csövek, elektromos szekrények elemei, háztartási gépek burkolatai, de nagy számban készülnek belőlük kisebb gépjármű karosszériaelemek is.

1. táblázat DC01 ekvivalens anyagminőségei az EU-n kívüli térségekben [10]

EU	Európa	Németország	USA	Japán	Kína
DC01	FeP01	St12	CS 1008	SPCC	0808F

## 1.2 Lemezanyagok alakíthatóságának elmélete

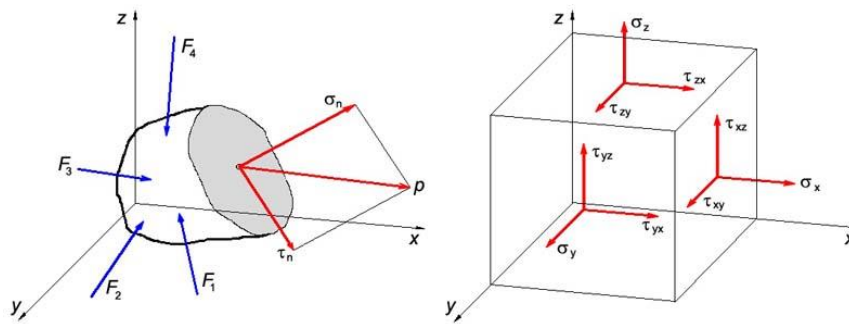
Ahhoz, hogy a lemeztermékek alakíthatóságáról érdemben értekezni lehessen, először az alakváltozás kontinuummechanikai, valamint fémtani elméletét kell áttekinteni.

### Alakváltozás kontinuummechanikai háttere

Az alakváltozás létrejöttéhez külső erőhatásra van szükség. Egy testre (darab alapanyagra) ható külső erőrendszer hatására feszültségek ébrednek és alakváltozás következik be. A feszültség ( $\sigma$ ) nem más, mint az egységnyi felületre ható erő ( $F$ ) és a felület ( $A$ ) hányadosa (1):

$$\sigma = F/A \quad (1)$$

Egy tetszőleges síkmetszet adott  $P$  pontjában működő feszültséget egy  $p$  vektor jellemzi, amely a síkra merőleges normál ( $\sigma$ ) - és a síkba eső ( $\tau$ ) csúsztatófeszültség komponensre bontható (2. ábra).



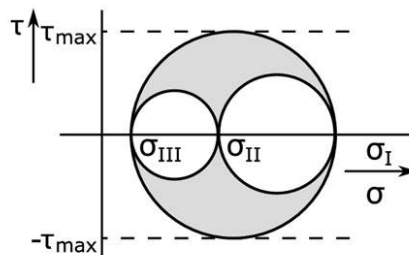
2. ábra Egységnyi felületen ébredő feszültségkomponensek

A kiválasztott P pont feszültségi állapotát akkor tekintjük teljesen meghatározottnak, ha ismerjük a p ponton átfektetett három egymásra merőleges metszetre ható feszültség vektorokat, illetve ezek összetevőit. Egy pont általános feszültségállapota három normál és három csúsztatófeszültségkomponenssel jellemezhető. Egy test tetszőlegesen választott P pontjában mindig található legalább három egymásra kölcsönösen merőleges metszet, amelyekben a csúsztatófeszültségek értéke zéró. Ezekben a síkokban tehát csak normál feszültségek működnek, amelyeket 1-től 3-ig terjedő alsóindexálással főfeszültségeknek neveznek ( $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ ) [11][12].

Amennyiben a feszültségvektorok minden síkban párhuzamosak a merőlegesükkel, egyetlen síkban sem lépnek fel nyírófeszültségek, és minden főfeszültség egyenlő ekkor kialakul a hidrosztatikus feszültségállapot, amely egy olyan térbeli feszültségállapot, ami minden irányban húzás vagy nyomás hatására alakul ki. Ez az állapot a hidrosztatikus feszültségkomponenssel ( $\sigma_m$ ) jellemezhető (2) [13].

$$\sigma_m = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3 \quad (2)$$

Általános módon a felületen ébredő feszültségeket ábrázolhatjuk egy  $\sigma$ - $\tau$  koordináta rendszerben is, melyet Mohr-féle kördiagramnak neveznek. A diagramban egy adott pont egy feszültség vektort jelöl, melyet az előbb említett módon felbonthatunk  $\sigma$  és  $\tau$  feszültség komponensekre. A diagram megalkotói arra jöttek rá, hogy ha az összes irány feszültség-komponenseit meghatározzák akkor az így kapott pontok egy körívháromszögben helyezkednek el, amit három félkör határol (3. ábra).



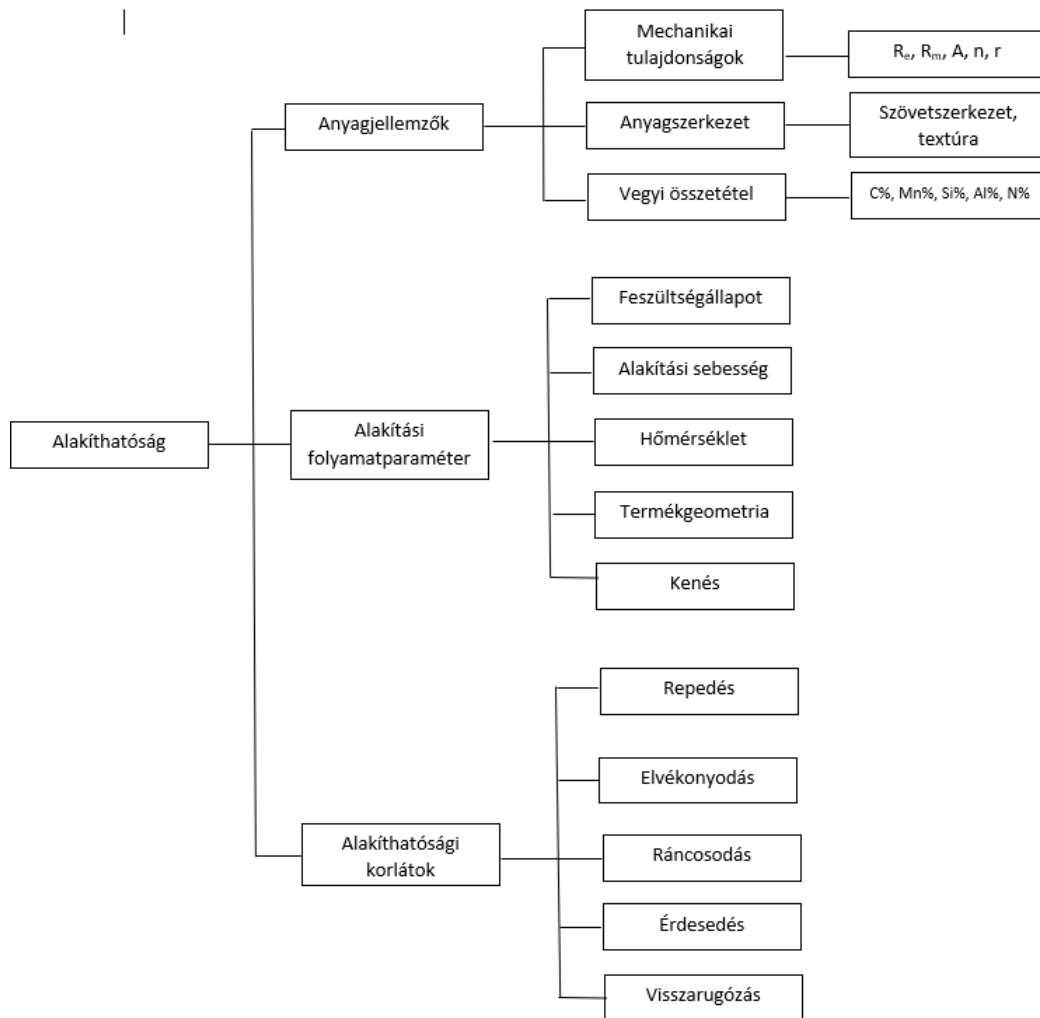
3. ábra Mohr kör

A határoló félkörök metszéspontjai a  $\sigma$  tengellyel a főfeszültségeket adják meg. Vagyis ezekhez a képpontokhoz tartozó p irány főfeszültségi irány. A köríveken elhelyezkedő pontok olyan irányokat jelölnek ki, melyek feszültségi fősíkokra merőlegesek. Amennyiben egy pontbeli feszültségi állapotot úgy ismerünk a választott koordinátarendszerben, hogy az az egyik irány főfeszültségi irány (és értelemszerűen a hozzá tartozó normál feszültség az egyik főfeszültség), akkor a Mohr-féle feszültségi körök megszerkeszthetők és a másik két főfeszültség meghatározható, valamint a további főirányok is számíthatóak [14].

#### Alakíthatósági határok, károsodási mechanizmus

A fém alapanyagok egy kiválasztott technológiával történő feldolgozhatóságának központi kérdése az alapanyag alakíthatósága, amely alatt azt az összehasonlító alakváltozást értjük, amelyet egy adott anyag

az alakítási zónában törésig, repedésig el tud viselni [15]. Az alakíthatóságot több tényező együttesen határozza meg (4. ábra).



4. ábra Alakíthatóságot befolyásoló tényezők [16]

Mivel a disszertációmban alapanyagok vizsgálatával foglalkozom, a folyamatparaméterek alakíthatóságra gyakorolt hatását csak annyiban vizsgáltam, amely az a kiválasztott kísérleti minták anyagvizsgálatai szempontjából lényegesnek mutatkozott. Összefüggést kell azonban találni, az anyagjellemzők, illetve az alakíthatóság korlátai között. Ennek felderítése érdekében az alakváltozás mikroszerkezeti mechanizmusát kellett részleteiben megérteni.

Acél alapanyagok gyártásakor a folyamatos öntés szakaszában kristályosodás útján kialakul az alaplámpát biztosító vasrács, amely sohasem ideális elrendeződésű kockarács hanem ún. reális azaz különféle hibákkal (pl: diszlokációk, zárványok, stb) terhelt, amelyek az ideális rácsot torzítják. Az acélgyártás során a vashoz különféle ötvözőelemeket adagolnak, melyek akár interstíciós akár szubsztitúciós pozícióban foglalnak helyet a vasrácsban. Az alakítás (hideghengerlés, hajlítás, mélyhúzás, stb) kezdetén a fémrácsra külső erőhatás által keltett feszültség hat, melynek következtében a fémrács atomokkal legtömöttebb síkjai egymáson elcsúsznak, a diszlokációk mozgásba lendülnek, valamint sokszorozódnak, ami az anyag külső formájának megváltozásában manifesztálódik, azaz lezajlik az alakváltozás. Taylor és Orowan [17] fedezte fel, hogy a diszlokációk az alakváltozás lezajlásában fontos szerepet játszanak, nélkülük az ideális kockarács alakváltozásának megindításához, azaz a legtömöttebb síkok elcsúsztatásához sok ezerszer nagyobb feszültségre lenne szükség, mint egyébként az szükséges a

diszlokációkkal teli reális rácsban. Ha a külsőleg ható csúsztató feszültség komponens nem akkora mértékű, hogy az atomokat egymás vonzásából kitérítse, akkor a hatás megszűnésével a kissé kimozdult atomok visszatérnek eredeti pozíciójukba, azaz rugalmas alakváltozást szenved az anyag. A maradó alakváltozás megindításához szükséges diszlokációk szabad és korlátlan mozgását azonban több dolog is gátolja a fémrácsban úgymint oldott ötvözőanyag, másik diszlokáció, szemcse- vagy fázishatár. A diszlokációk akadályokon történő tovább mozgatásához egyre nagyobb feszültségre van szükség az alakítás során, ami ha eléri a törési feszültséget akkor bekövetkezik a tönkremenetel [12]. Jogosan vetődik tehát fel a kérdés, hogy mi a maradó alakváltozás kezdeti és végső határa? Ez legkönnyebben az egytengelyű húzóvizsgálat során felvett szakítódiagramból érthető meg. A szakítódiagram három szakaszra osztható. Az első (lineáris) szakasza a rugalmas alakváltozást ábrázolja, melynek során a Hook törvény szabályai érvényesülnek. Második szakasza az egyenletes alakváltozást mutatja, a harmadik szakasz pedig a kontrakcióval sújtott alakváltozást mutatja. Ez utóbbi kettő a maradó (vagy képlékeny) alakváltozási rész a diagramban. Azt az összefüggést, amely megadja a feszültségek olyan kombinációit, amelyek bekövetkezése a maradó alakváltozás megindulását jelenti, folyási feltételnek nevezzük [11]. A három tengelyű feszültségállapotra érvényes Huber-Mises-Hencky féle folyási feltétel [18][19][20] szerint azt a csúsztató feszültséget ( $\tau_{krit}$ ) amelynek hatására a maradó alakváltozás megindul a (3) szerint számolhatjuk:

$$\tau_{krit} = 1/3\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (3)$$

Egytengelyű húzás esetén azaz szakítóvizsgálatnál (4)

$$\sigma_1 = R_{p0,2} \text{ és } \sigma_2 = \sigma_3 = 0 \quad (4)$$

ahol ( $R_{p0,2}$ ) az iparban a maradó alakváltozás kezdetének jelölésére használt ún. egyezményes folyáshatár, mely a 0,2%-os maradó alakváltozáshoz tartozó feszültség. Háromtengelyű feszültségállapotban pedig (5) [21]:

$$\tau_{krit} = \sqrt{2/3} R_{p0,2} \quad (5)$$

Olyan fémeknél, melyek nem egyenletesen, hanem a feszültség kisebb mértékű visszaesésével mennek át rugalmasból maradó alakváltozásba, ott az alsó- ( $R_{eL}$ ) és felső ( $R_{eH}$ ) folyáshatárt használják a maradó alakváltozás kezdetének kifejezésére. A háromféle folyáshatár értelmezésére, valamint a különbözőségek okaira a későbbiekben térek ki részletesen.

A szakító diagram második szakaszában az alakváltozás stabil módon történik, azaz iránytól függetlenül többé-kevésbé egyenletesen, a térfogatállandóság törvényeinek megfelelően megy végbe az alakváltozás (5. ábra). Ennek a folyamatnak a jellemzésére használják a képlékeny alakváltozási viszonyszámot ( $r$ ), mely jól mutatja a szélesség és vastagság irányú alakváltozás viszonyát) (6) [22].

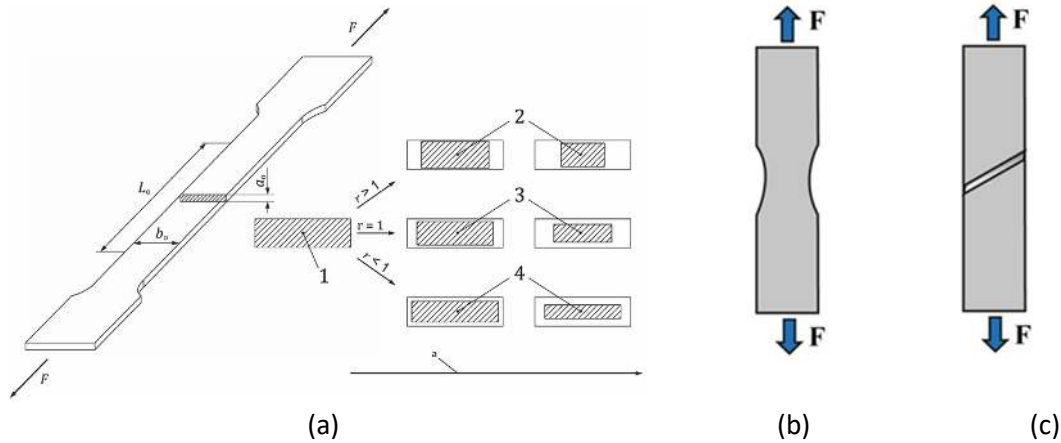
$$r = \frac{\ln(b_1/b_0)}{\ln(L_0/L_1 b_1)} \quad (6)$$

ahol  $b_1$  a szakítópróbatest mérőszakaszának szélessége szakítóvizsgálat közben;  $b_0$  a szakító próbatest mérőszakaszának eredeti szélessége kiinduló állapotban;  $L_1$  a szakítópróbatest mérőszakaszának hossza szakítóvizsgálat közben;  $L_0$  a szakítópróbatest mérőszakaszának eredeti hossza kiinduló állapotban.

Az egyenletes alakváltozási szakaszban tehát a diszlokációk sokszorozódnak, akadályokba ütköznek, emiatt mozgásukhoz egyre nagyobb feszültség szükséges, ekkor az anyag felkeményedése zajlik. A felkeményedés növekedésének intenzitását a keményedési kitevő mutatja ( $n$ ). Számítása a Nádai-Hollomon képlet (7)[23] alapján történik:

$$\sigma_{val} = K^* \varepsilon^n \quad (7)$$

ahol  $\sigma_{val}$  a valódi feszültséget jelöli,  $K^*$  keményedési együttható,  $\epsilon$  pedig a természetes nyúlást jelöli.



**5. ábra Alakváltozások lehetséges formái (a) a szakító diagram egyenletes alakváltozás szakaszában [24], valamint (b) diffúz és (c) lokális kontrakcióval sújtott szakaszában**

A keményedést jól mutatja a szakítódiaagram alakja is hiszen a nyúlással együtt nő a feszültség is egészen addig, míg az anyag el nem éri teherviselésének a maximumát. Ekkor az addigi stabil alakváltozás instabilitásba csap át, azaz az alakváltozás jelentősen egyenlőtlené válik a szerkezetben, helyi kontrakció (elvékonyodás) lép fel, melynek végén a szerkezet elszakad. A stabil és instabil alakváltozás határán jelentkező maximális feszültséget szakítószilárdságnak nevezzük ( $R_m$ ). Mivel az instabilitással a szerkezet vékonyodásnak indul, ezért a további alakításhoz már kisebb feszültség is elegendő, így a szakítógörbe esésnek indul. A kontrakció előbb szélesség-, majd vastagság irányból indul el, előbbit diffúz utóbbit lokális kontrakciónak nevezzük (5. ábra b,c). A diffúz kontrakció az  $\epsilon=n$  feltétel teljesülése pillanatában kezdődik el, mely viszonylag nagy területen zajlik. Ezt követően, ha az  $\epsilon=2n$  feltétel teljesül, a kontrakció egészen kis területre koncentrálódik, amely terület térközepes kockarács esetében jellegzetesen 54,7 fokos szöget zár be a próbatest tengelyével (lokális kontrakció) [25].

Diffúzból a lokálisba való váltással a kontrakció térbeliből síkbelibe vált át, így a szélességirányú kontrakció megáll és csak a vastagságirányú kontrahálódás zajlik tovább [26] [27]. Azonban a feszültség lecsökkenése nem mindig tisztán csak a diffúz és lokális kontrakciónak köszönhető, hanem a vele párhuzamosan esetlegesen jelentkező belső repedés képződésnek is. A repedéseképződés általános mechanizmusa, hogy az egyenletes alakváltozás szakaszában a teljes térfogat egyenletesen alakváltozik, a rácshibák miatt jelenlévő anyagfolytonossági hiányok (mikroüregek) is egyenletesen növekednek az anyag szerkezetében. Azonban a diffúz majd a lokális kontrakció szakaszba átlépve az alakváltozás egyre kisebb térfogaton megy végbe, az anyagfolytonossági hiányok növekedése felgyorsul, a megnövekvő üregek egymásba érnek és megvalósul a törés (6. ábra).

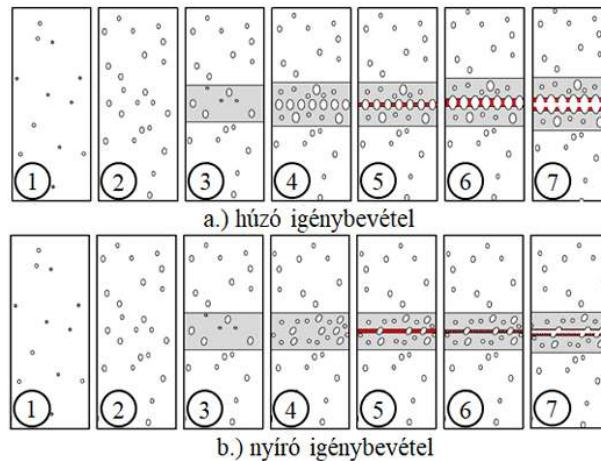
A töret keresztmetszetének a mérete, az üregek alakja és mérete erősen függ a helyi feszültségállapottól, amely világosan különbözik húzó és nyíró igénybevétel esetén, utóbbinál a kontrakció jóval kisebb mértékben megy végbe [28]. A nemzetközi szakirodalom a feszültség állapotot a feszültség háromtengelyűséggel ( $\eta$ ) jellemzi, amely az alábbi képlettel számolható:

$$\eta = \sigma_m / \sigma_{eqi} \quad (8)$$

$$\sigma_m = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) / 3 \quad (9)$$

$$\sigma_{eqi} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2} \quad (10)$$

ahol  $\sigma_m$  a hidrosztatikus feszültség komponens,  $\sigma_{eqi}$  összehasonlító (von Mises) feszültség [29], [30]



6. ábra Repedések keletkezése szakítóvizsgálatok során [29]

Mivel az acéllemezek ipari feldolgozása során az igénybevételek sohasem tisztán húzó vagy nyíró jellegűek, hanem ezek kombinációi, ezért értékes Rickhey tanulmánya, miszerint ha a feszültség háromtengelyűség közepes vagy magas értékű úgy a húzó feszültség a jellemző, amennyiben az érték alacsony úgy a nyíró feszültség a jellemző az adott törési mechanizmust illetően [31].

Egy adott termék gyártása során az alakítási művelet csak akkor lehet sikeres, ha az olyan mértékig történik, amely még nem vezet elfogadhatatlan károsodáshoz (elvékonyodáshoz, repedéshez, töréshez) az anyagban. A lemezttermékek különféle feldolgozó műveletekre való alkalmasságát jelző mérőszámokat dolgoztak ki Hance és társai [32]. Az általuk bevezetett egyszerű szakítóvizsgálati próbatestek töret méreteiből számolható alakíthatósági index (FI) és a lokális/globális nyúlási arányszám (L/GSR) az acéllemezek termékjellemzőinek az alakíthatóságra gyakorolt együttes hatását mutatja be (11)-(15).

$$(FI) = \sqrt{\epsilon_u TFS} \quad (11)$$

$$(L/GSR) = \frac{TFS}{\epsilon_u} \quad (12)$$

$$\text{ahol: } \epsilon_u = \ln \left( 1 + \frac{UE}{100} \right) \quad (13)$$

$$(TFS) = \ln \frac{A_0}{A_f} \quad (14)$$

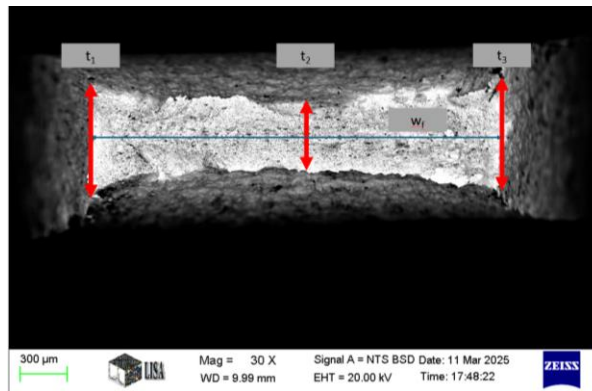
$$(UE) = \frac{L_1 - L_0}{L_0} \quad (15)$$

Ahol  $L_0$ : az eredeti jeltávolság,  $L_1$ : legnagyobb erőnél mért megnyúlás,  $A_0$  és  $A_f$  az eredeti és a törés utáni keresztmetszet.  $A_f$  az ASTM E8/E8M ajánlása szerint (16).

$$A_f = \frac{1}{6} (t_1 + 4t_2 + t_3) w_f \quad (16)$$

$t_1$ ,  $t_2$ ,  $t_3$  és  $w_f$  értelmezését a 7. ábra mutatja.

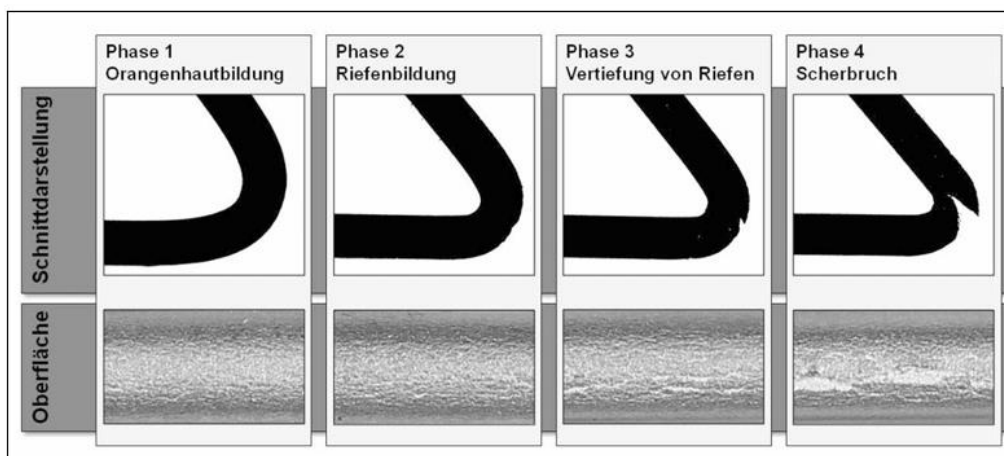
Amint az a (12) képletből kitűnik a valódi egyenletes alakváltozást ( $\epsilon_u$ ) használják a globális alakíthatóság mértékének meghatározására, a valódi törési alakváltozást (TFS) pedig a lokális alakíthatóság mértékének meghatározására [33].



7. ábra Töret méretek értelmezése

A vonatkozó szakirodalmi megállapítások alapján kijelenthető, hogy mélyhúzó művelethez olyan acéllemez a legalkalmasabb, amelynek valódi egyenletes alakváltozása ( $\epsilon_u$ ) minél magasabb, így nagy globális alakváltozásra képes, miközben a feszültség háromtengelyűség ( $\eta$ ) alacsony, azaz nem lép fel számottevő lokális elvékonyodás az alakítás során. Ezzel szemben hajlító műveletre olyan acéllemez alkalmas, amelynek a valódi törési alakváltozása (TFS) minél nagyobb, miközben a feszültség háromtengelyűség ( $\eta$ ) minél magasabb! A valódi egyenletes alakváltozásból ( $\epsilon_u$ ) és a valódi törési alakváltozásból (TFS) számolt alakíthatósági index (FI) az anyag kombinált alakíthatóságára vonatkozóan szolgáltat információt. Értéke minél magasabb, az illető anyag többcélú felhasználhatósága annál kedvezőbb.

Az elvékonyodáson túl van a képlékeny alakváltozásnak egy olyan kísérőjegye is, ami a felületen esztétikai elváltozásként jelenik meg. Ezt a jelenséget narancsbőrösödésnek hívja a szakirodalom, amely az alakváltozás során a felületből kiemelkedő szemcsék által okozott érdességnövekedésben jelenik meg [34]. Ez a felületi kirajzolódás nem csak akkor okoz gondot, ha nyersen marad a felület, hanem akkor is ha lakkozásra kerül. Ez különösen jelentős, ha magasak a minőségi követelmények pl. az autóiparban. Hajlításánál azonban amiatt is veszélyes lehet a narancsbőrösödés mert felületi repedés kiindulásához vezethet [35], [36] (8. ábra).



8. ábra Alumínium lemeztermék hajlított felületének (oberfläche) és keresztmetszetének a képe a hajlítás egyes lépcsőiben [36] 1. fázis: narancsbőr képződés, 2. fázis: bemélyedés képződés, 3. fázis: bemélyedés terjedés, 4. fázis: törés

### 1.3 Lemezanyagok alakíthatóságának vizsgálati módszerei

#### Egytengelyű szakítóvizsgálat

A legrégebbi anyagvizsgálatok egyike a szakítóvizsgálat. Peter van Musschenbroek holland fizikus már 1729-ben megalkotta az első mai céllal is használatos szakítógépet. A vizsgálat végrehajtására egységes leírást elsőként a Brit Mérnöki Szabvány Egyesülés adott ki 1904-ben. Ezzel ez az egyik legrégebben kiadott szabvány a világon lévén hogy az egyesülés csak 1901-ben alakult meg [35] A szobahőmérsékleten végrehajtott egytengelyű szakítóvizsgálat jelenleg Európában érvényben lévő szabványa az EN ISO 6892-1 [37]. A modern berendezések négy fő részből épülnek fel: váz, mozgató mechanizmus, erőmérés, nyúlásmérés. Mindegyik részre vonatkozóan különféle méretű és fejlettségi színvonalú kínálat érhető el a gyártóknál. Az elmúlt évtizedekben a szakítógépek nagy fejlődésen mentek keresztül elsősorban a vizsgálati sebesség minél pontosabb szabályozását, valamint a precíz és pontos nyúlás mérést megcélözva. Mivel a jelenleg az iparban üzemelő szakítógépek konstrukciója, kora és állapota rendkívül változatos képet mutat, ezért az érvényben lévő vizsgálati szabvány bár a legtöbb lényeges vizsgálati peremfeltételre kiterjed, azonban ezek paramétereit viszonylag nagy tartományban írja elő. E mögött az a szabványalkotói szándék sejlik föl, hogy a (jelentős számú) régebbi és ezzel együtt elavultabb vizsgálógépek használóit, akik nem képesek egy szigorúbb követelményrendszer teljesítésére, nem akarnak kizárni a szabvány használók sorából. Ezért az adott mérési feladathoz illeszkedően az alkalmazóknak mindig saját maguknak kell megtalálni a legoptimálisabb gépbeállításokat és ha kell a szabványon túl megadottakon kívül új vizsgálati feltételeket megfogalmazni. A részletes hazai és nemzetközi szakirodalom a következő kockázati tényezőkre figyelmeztet, amelyek a mérési eredményt lényegi módon befolyásolhatják.

#### ❖ Próbatest kimunkálási technika

A hatályos vizsgálati szabvány nem fogalmaz meg egzakt előírásokat csak egyszerű ajánlásokat vagy figyelmeztetéseket a próbatestek előkészítésével kapcsolatosan (pl. a nagy felkeményedést mutató anyagokat marással, csiszolással ajánlott előkészíteni). A próbatest előkészítési technika megválasztását tehát az alkalmazóra hagyja. Az EN ISO 377 [38] is csak annyit ír elő, hogy az elváltozott részeket, amelyek befolyásolhatják a vizsgálati eredményeket, el kell távolítani a próbatest felületéről. A kérdés, miszerint melyik lehet a legcélravezetőbb technológia, főleg lapos próbatestek kimunkálásánál jelentkezik, mivel itt több variáció is szóba jöhet. Márkus és Narancsik írásában [39] a próbatestek különböző marási technikákkal kialakított felületi érdességének hatását elemezték. Megállapították, hogy a próbatest oldalainak érdessége, valamint a képlékeny alakváltozási viszonyszám ( $r$ ) és a keményedési kitevő ( $n$ ) között összefüggés áll fenn. Gál disszertációjában [29] lézervágott, szikraforgácsolt és mart próbatesteket hasonlított össze. Kísérleteinek eredménye azt mutatta, hogy a három módszerrel előkészített próbatestek erő-elmozdulás görbéi együtt futnak egészen a görbe maximumáig, ahol azonban, a lézervágott darab szakadásakor mért keresztfej elmozdulás értéke elmarad a másik kettőhöz képest, melyek azonosnak tekinthetők. Az előbb említett kutatásokban közös vonás, hogy egyszerű szabványos kereskedelmi acélananyagokat vizsgáltak, melyek folyáshatárban és/vagy szakítószilárdságban mért terjedelme (inhomogenitása) a legideálisabb esetet feltételezve is 1-5 MPa-ra tehető tapasztalataim szerint, még akkor is, ha a próbatesteket szorosan egymás mellől munkálják ki, és akkor még nem vettük számításba az egyéb forrásból származó ingadozásokat, amelyek tovább növelik a mérési bizonytalanság értékét [40].

#### ❖ Próbatest geometria

A különböző termékszabványok és maga a vizsgálati szabvány is többféle próbatest alkalmazását engedi meg. Konkrét méretbeli előírást nem ad, csak a geometriai formát követeli meg ajánlott méretekkal. Helms [41] kimutatta, hogy rövidebb eredeti jeltávolság érzékenyebb a kontrakció jelenségére. Ez annak tudatában is érdekes lehet, hogy az amerikai finomlemez felhasználók általában 50 mm-es, míg az európaiak 80 mm-es jeltávolságot követelnek meg a vizsgálatok során.

#### ❖ Próbatest befogás

A befogási módot sem köti meg egzakt módon a szabvány, jóllehet jelentős hatása van a végeredményre. Amennyiben a húzóerőhatás vonala nem esik egybe a befogás szimmetriatengelyével, úgy a vizsgálat során hajlító feszültség lép fel, emiatt a próbatestben többletfeszültség keletkezik az ideális állapothoz képest. Davis [41] és Mucsi [42] is részletesen foglalkozott a próbatestek párhuzamostól eltérő befogásának folyáshatárra gyakorolt hatásával. Grey és McCombe megállapította, hogy  $t$  vastagságú próbatest  $h$  vastagságirányú excentricitással befogott szakítása során  $6h/t$  százalékban csökkenti a folyáshatárt a referencia értékhez képest [43].

#### ❖ Vizsgálati sebesség és sebesség szabályozás

Több kutatás bizonyította, hogy a folyáshatár mérésének pontossága nagy mértékben függ a vizsgálati sebességtől. Jocham és társai [44] szerint DC06 minőségű lemezek vizsgálata során széles tartományban 0,00025 és 0,1 1/s között több vizsgálati sebességet alkalmazva kb. 30-50 MPa feszültség különbség mérhető a valódi feszültség-nyúlás diagram különböző pontjain. Sajnos tanulmányukban nem adtak meg közelebbi információt a vizsgálati sebesség vezérlésére nézve, pedig ha szélesebb körben vizsgáljuk a szakító technikákat, akkor megállapíthatók, hogy a vizsgálati sebesség vezérlés pontos definiálása nagyon is lényeges. A szakítóvizsgálatok hosszú történelme során három féle vizsgálati sebesség vezérlést is kikísérleteztek a szakemberek.

- Vizsgálati sebesség vezérlése a nyúlásmérőből kapott visszajelzés alapján (nyúlás vezérlés- ún. closed loop).
- Vizsgálati sebesség vezérlése a keresztfej-elmozdulási sebessége alapján (elmozdulás vezérlés- ún. open loop).
- Vizsgálati sebesség vezérlése a terhelési sebesség alapján (feszültség vezérlés).

A vizsgálati sebességet a szakirodalom nyúlás vezérlés esetén nyúlási sebességnek ( $e_{Le}$  [1/s]), elmozdulás vezérlés esetén becsült nyúlási sebességnek ( $e_{Lc}$  [1/s]), míg feszültség vezérlés esetén terhelési sebességnek ( $R$  [MPa/s]) nevezi. Ha a vizsgálni kívánt anyag alakváltozása homogén és az erő névlegesen állandó marad, akkor a nyúlási sebesség és a becsült nyúlási sebesség egyenlőnek mutatkozik. Különböző azonban a vizsgálati sebesség a két módszer között, ha a nyúlás nem folytonos (például fűrészfogszerű ingadozást mutat) vagy ha kontrakció lép fel [37]. Loveday és Grey [35] munkájukban feszültség vezérlési mód különböző sebességeinek egyezményes folyáshatárra gyakorolt hatását vizsgálták. Tapasztalatuk szerint DC06 anyagminőség vizsgálata során hidraulikus befogási mód esetén 4,4 MPa-nyi, míg ékpályás befogási mód esetében 10,6 MPa különbség mutatkozik a gyorsabb eljárás javára. Klingelhöffer és társai a nyúlás és az elmozdulás vezérlési módokat hasonlították össze. Megállapították, hogy elmozdulás vezérelt vizsgálatok során a vizsgálati sebesség közvetlenül a képlékeny tartományba átlépéskor, de az  $R_{p0,2}$  elérése előtt megnő. A vizsgálati sebességnek ilyenén növekedése magasabb  $R_{p0,2}$  értékekhez vezet, amikor elhagyja a rugalmas tartományt. Méréseik szerint DX56 minőségű anyagok egyezményes folyáshatárában 7%-os különbség mutatkozik ugyanazon sebességgel végrehajtott nyúlás és elmozdulás vezérelt eljárások eredményei között, amely 150 MPa körüli névleges érték esetén 11 MPa-t jelent!

A vizsgálati szabvány az iparban működő rendkívül sokféle konstrukciójú és változatos műszaki színvonalú szakítógépek miatt nem határoz meg pontos vizsgálati sebességeket, helyette vezérlési módoként meghatározott egyedi tartományi értékeket ad meg. Aegerter és társai [45] a vizsgálati szabvány által megadott legalacsonyabb terhelési sebesség (2 MPa/s) és a legnagyobb nyúlási sebesség (0,0025 1/s) alkalmazása között ugyanazon alumínium ötvözet egyezményes folyáshatár mérésekor 23,2 MPa különbséget állapítottak meg 134 MPa névleges érték mellett.

Jól látszik, hogy a folyáshatár rendkívül érzékenyen reagál a vizsgálati sebességre ezért a vizsgálati szabvány a folyáshatár eléréséig alacsonyabb sebességet ír elő, majd azt követően a vizsgálatok átfutási idejének gyorsítása érdekében magasabb sebességet ad meg.

A fentiekben részletesen ismertettem a folyáshatár meghatározásának nehézségeit. Ugyanakkor meg kell jegyezni, hogy a szakirodalom a szakítószilárdság [46] és a nyúlásméréssel [24], [47] kapcsolatosan is hasonló nehézségekről számol be azonban jóval kisebb jelentőséggel. Emiatt ezen eredmények bemutatásától a téma terjedelme miatt disszertációmban eltekintek.

Az alakíthatóság szempontjából a legfontosabb termékjellemzők a szokásos mechanikai mérőszámok azaz a folyáshatár ( $R_{p0,2}$ ,  $R_{eL}$ ,  $R_{eH}$ ), a szakítószilárdság ( $R_m$ ) és a szakadási nyúlás ( $A_{80}$ ). E módszerrel meghatározható továbbá az MSZ EN ISO 10113 útmutatásai alapján a képlékeny alakváltozási viszonyszám ( $r$ ) és az MSZ EN ISO 10275 nyomán a keményedési kitevő ( $n$ ) [48] is. Az acéllemezek anizotróp jellege a disszertációm fő mondanivalója szempontjából nem bír jelentőséggel, így ennek a jelenségnek, valamint az azt leíró egyéb mérőszámok tárgyalásától eltekintek. A szakító vizsgálat befejeztével a fent említett mechanikai mérőszámokon túl az elszakadt próbatestek töretének méreteiből számolhatóak az 1.2 fejezetben ismertetett mérőszámok, úgy, mint az alakíthatósági index (FI) és a lokális/globális nyúlási arányszám ( $L/GSR$ ). E kettő mérőszám bemutatása a fellelt szakirodalmak ismeretében ezen disszertáció keretén belül történik meg először Magyarországon.

Tisza több művében [49], [50] is megemlíti, hogy a szakítóvizsgálattal meghatározható mechanikai mérőszámok az alakíthatóságra nézve nem adnak teljeskörű tájékoztatást, ezért kutatásomban szükség volt további célzott vizsgálatokra, valamint azok kvantitatív értékelésére annak érdekében, hogy az acéllemezek feldolgozhatóságát illetően megalapozott következtetéseket vonhassak le. Ezen megfontolásból a továbbiakban az alakíthatóság megállapítására alkalmas további módszereket mutatok be.

#### DIC technikával kibővített szakítóvizsgálat

Tudományos kutatások során a szakítóvizsgálatokat egyre gyakrabban egészítik ki az ún. Digital Image Correlation (DIC) technikával. Ez az eljárás meglehetősen kedvelt és elterjedt módszernek számít elsősorban az autóiipari karosszéria elemek alapanyagainak vizsgálatainál. Az eljárás lényege, hogy a szakító próbatestek felületére felvitt egyedi mintázati képet egy kamerarendszer rögzíti szakítás előtt, valamint szakítás után, illetve igény szerint szakítás közben is, pl. meghatározott referencia pontokban, majd az egyedi mintázat torzulását értékeli egy szoftver. A mintázat segítségével a próbatesten lezajló alakváltozások (hossz- és keresztirányú nyúlások) lokális mértékét értékeli a rendszer és jeleníti meg egy skálázott színes ábrán (ún. nyúláseloszlás képen). Az eloszlásképen pontosan kiolvasható az alakváltozások egyenetlensége a próbatest kamera által érzékelt részén. E témában hazai kutatási eredmények közül meghatározó Tisza Miklós munkája, aki Magyarországon először vezette be a lokális alakváltozási tényező ( $\Lambda$  [%]) fogalmát és adott ajánlásokat számítására, határértékeire [49]. Szalai munkája jó áttekintést nyújt a DIC technika szakítóvizsgálati alkalmazásának alapjairól [27]. Részletesen bemutatja a próbatestek előkészítésének módjait, valamint a vizsgálatot befolyásoló tényezőket, kockázatokat. Alumínium lemezek alakíthatóságának értékelésére ő is használja a lokális alakváltozási

tényezőt. Tisztától eltérően ő a próbatestek felületére nem rácshálót hanem random ponthálót visz föl. Szalai a lokális alakváltozási tényező számítását az alábbi képlettel számítja:

$$\Lambda = \varepsilon_{max} - \varepsilon_{min} / \varepsilon_{\text{átl}} \quad (17)$$

ahol:  $\varepsilon_{max}$  az adott elmozdulás pillanatában mért legnagyobb,  $\varepsilon_{min}$  a legkisebb,  $\varepsilon_{\text{átl}}$  átlagos nyúlás értékek.

Kutatók az alakíthatóság több különböző megközelítésű értékelésére is használják a DIC technikával kibővített szakítóvizsgálatot. Harangozó és társai [51] a diffúz és lokális kontrakciót vizsgálták sikeresen vele. Fang [52] és szerző társai a képlékeny alakváltozási viszonyszámot ( $r$ ) határozták meg a technikával. Mivel a vizsgálat ma még nem szabványosított, ezért Szalai munkája rendkívül értékes, a próbatest előkészítés és a vizsgálat paramétereinek részletes leírása miatt véleményem szerint képezheti akár egy jövőbeli szabvány alapját is.

### Mikroszakító vizsgálat

Az anyagtudomány világában rendkívül változatos céllal és rendkívül széles méret skálán mozgó próbatestekkel hajtanak végre mikroszakító vizsgálatokat [53] és [54]. Hazánkban az alakíthatóság vizsgálatára elsősorban a nukleáris ipari kutatásokban fordul elő mikroszakító vizsgálat, amely a szabványos próbatesttel szemben jóval kisebb méretű próbatesteket használ [55]. A kisméretű szakítópróbatetek alkalmazása ott indokolt, ahol nincs mód a viszonylag nagy méretű szabványos szakító próbatetek kimunkálására. De olyan esetek is előfordulnak, ahol amiatt alkalmazzák a kis méretet, mert a mérni kívánt anyagtulajdonság vagy fizikai jelenségre a nagy méretű próbatestre érzéketlenebbül reagál [56]. A sokrétű alkalmazásából következően a vizsgálat nem szabványosított, ezért a vizsgálati körülményeket pontosan meg kell adni az eredmények publikálásakor, legalább az alkalmazott vizsgálati berendezést, a vizsgált próbatest méretét és annak előkészítési módját, valamint a lehető legpontosabb leírással a vizsgálati módszert.

### Technológiai vizsgálatok

Az elmúlt évtizedekben a szakítógépek, valamint a hozzájuk kapcsolódó nyúlásmérési technikák precizitása olyan ütemben fejlődött, hogy mára az ipari életben az alakíthatóság értékelésére, szinte egyedüli módszerként használják a szakítóvizsgálatot és az abból számítható előbbiekben részletezett mérőszámokat. A korábban a termékszabványok által megkövetelt klasszikus technológiai (Erichsen és csészehúzó) vizsgálatok ipari alkalmazása Európában teljesen visszaszorult. Az indokok között találjuk a speciális vizsgáló berendezések magas költségét, valamint az időközben az ipar szolgálatába álló Nakajima módszert, amely sokkal részletesebb információkat szolgáltat az anyagokról, mint a klasszikus technológiai vizsgálatok. További lényeges indok, hogy ezen vizsgálatok reprodukálhatósága ipari környezetben nehezen megvalósítható különösen folyamatos üzem mellett, ahol több vizsgálószemély is végrehajtja a vizsgálatokat. Ezért ma csaknem kizárólag tudományos munkákban lehet találkozni klasszikus technológiai vizsgálatokkal [57] [58]. Mivel a klasszikus technológiai vizsgálatok közvetlenül az alapanyagok ipari feldolgozási módjait szimulálják, ezért az általuk nyerhető tapasztalatok disszertációm fő mondanivalója szempontjából rendkívül értékesek. Sajnos az Erichsen-féle mélyítővizsgálat az általam elérhető vizsgálati berendezéssel nem volt biztonsággal reprodukálható ezért ennek végrehajtásáról lemondtam. Így kutatásom során a hajlítóvizsgálatot és a csészehúzóvizsgálatot alkalmaztam következtetéseim levonásához.

### Hajlítóvizsgálat

A hajlítóvizsgálat végrehajtása történhet géppel [59], [60] és manuálisan is. A manuális verziója egy egyszerű minősítő vizsgálat, melynek eredményeképpen az anyag vagy megfelelő vagy nem megfelelő

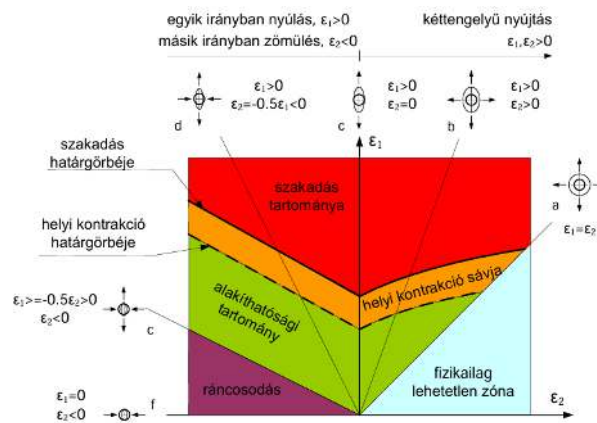
minősítést kap. Hidegen hengerelt acéllemezek minősítésére a JIS G3141 [61] japán termékszabvány írja elő a módszer alkalmazását. E szerint a próbatesteket szabadkézzel 180 fokban kell meghajlítani egészen addig, amíg a próbatest szárai egymásra fel nem fekszenek. A hajlításhoz igény szerint satu használható. A vizsgálat lefolytatására vonatkozóan a termékszabvány csak rövid iránymutatást ad. Jóval pontosabban írja le a hajlító vizsgálatokat az ASTM E290 [62] amerikai szabvány, melynek segítségével a kézi hajlító vizsgálat reprodukálhatóságát megfelelő szinten lehet biztosítani. Az eredmények értékelésére vonatkozóan e két szabvány csak annyit fogalmaz meg, hogy hajlítást követően a külső szálon repedés pusztán szemmel nem szabad, hogy észlelhető legyen. Az értékelést pontosabban fogalmazza meg Boul és társai publikációja [63]. Ebben az Arcelor Mittal acélipari konszern munkatársai az esetlegesen előforduló repedések különböző fokozatait is megkülönböztetik, úgy mint: mikrorepedések, lokálisan észlelhető egy vagy több repedés törés, teljes keresztmetszeten észlelhető repedés, mikrorepedések [64].

### Csészehúzó vizsgálat

A csészehúzó vizsgálat a szakítóvizsgálathoz hasonló módon szabványosított eljárás, melyet alapvetően az ISO 11531 [65] szabványban meghatározott berendezéssel és vizsgálati szabályok szerint kell lebonyolítani egyre növekvő átmérőjű körformájú próbatesteken. Danyi [66] és társai publikációjukban megjegyzi, hogy a vizsgálatnál a ráncgátló leszorítóerő azonos értéken tartása, valamint a megfelelő kenés biztosítása kritikus jelentőségű annak érdekében, hogy a vizsgált darab ne ráncosodjon, de ne is szakadjon el vizsgálat közben. Ugró és Gonda [67] rámutat arra is, hogy a nagyobb keményedési kitevőjű anyagok húzási viszonya kedvezőbb. Az ISO 11531 szabvány az eredmények értékelésére többféle mérőszámot is megad, melyek közül disszertációmban kizárólag a legnagyobb még szakadás nélkül csészévé húzható teríték átmérőt (IG) fogom használni, úgy ahogyan azt a MSZ 5731-68 [68] szabvány előírja. Mivel a szakirodalomban pontosan az én kutatásomhoz illeszkedő referencia értéket nem találtam, ezért kénytelen vagyok az MSZ 23-71 [69] jelű termékszabványban leírt DC01 ekvivalens termékére vonatkozó 68 mm-es értéket felhasználni.

### Nakajima-vizsgálat

A Nakajima vizsgálat egyike az alakváltozási határgörbék (FLC) megállapítására alkalmas szabványos vizsgálati módszereknek, melynek szabályrendszerét az EN ISO 12004-2 [70] szabvány írja le. Az FLC egy olyan diagram, amely kéttengelyű terhelés esetén a főalakváltozások ( $\epsilon_1$  és  $\epsilon_2$ ) koordináta-rendszerében ábrázolja a károsodási határeseteket. A vizsgálat során egy adott átmérőjű félgömb alakú húzóbélyeggel adott állandó erővel repedésig terhelünk különböző hídszélességű lemez próbatesteket. Az így keletkező repedések megjelenésekor tapasztalt főalakváltozások pontjait összekötő görbét hívjuk FLC-nek, mely határvonalként szolgál az anyag által még repedés nélkül elviselhető alakváltozásoknak. Azonban amint az előbbieken arra kitértem az ipari életben nem csak a repedések megjelenése okozhat selejt képződést hanem a lokális kontrakció megjelenése is. Ezért logikus igény, hogy a diagram mutassa a lokális kontrakció határát is. Ezt nem méréssel, hanem egy kalkulációval határozzák meg az FLC görbéhez képest. Az így kapott diagramot hívja a szakirodalom alakváltozási határ diagramnak (FLD), melybe igény szerint a húzási technológiából adódó alakíthatósági korlátok is berajzolhatók (pl. ráncosodás) (9. ábra) [50].



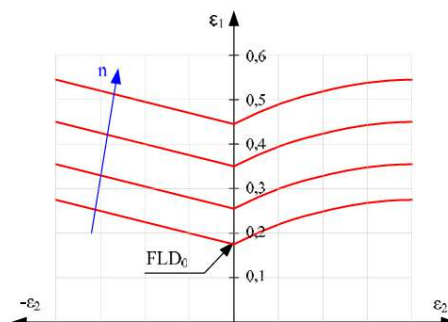
9. ábra Alakíthatósági határdiagram [50]

A Nakajima vizsgálat elvégzéséhez 5 különböző hídszélességű próbatest szükséges. A hídszélességének változtatásával alkalom nyílik széles alakváltozási és feszültség háromtengelyűségi tartományt ( $1/3 < \eta < 2/3$ ) leírni, ezért ennek megválasztása lényeges kérdés [29]. A vizsgálat azon az elven alapszik, hogy a próbatestekre előzetesen felvitt háló mintázat vizsgálat közbeni térbeli torzulását egy kamerarendszer rögzíti, amely a négyzetháló metszéspontjainak 3D koordinátáját hozzárendeli az egyes terhelési lépcsőkhöz. Ezekből az adatokból határozza meg az értéklelő program vége-selemes módszer segítségével a főalakváltozások értékét ( $\epsilon_1$  és  $\epsilon_2$ ), melyek a koordináta rendszerben kerülnek rögzítésre. Az FLD gyakorlati jelentősége abban áll, hogy előzetesen modellezhető, hogy egy adott lemeztermékből gyártani kívánt termék az egyes feldolgozási műveletek alkalmával elszenvedett alakváltozása vajon a lemeztermék alakváltozási diagramjának zöld mezőjébe esik-e. Ha igen, akkor a gyártás során különösebb selejtképződéssel nem kell számolni. Könnyű tehát belátni, hogy az az alapanyag minősül jobban alakíthatónak, amelynek alakíthatósági diagramjában az alakíthatósági tartomány nagyobb területet foglal el. Magyarországon Miskolci Egyetem Anyagtechnológiai Intézetében nagy hagyományokra tekint vissza az alakíthatósági határgörbék vizsgálata. Az intézet munkatársai számos publikációt jelentettek meg e témában. Kovács Péter Zoltán [71] doktori értekezése részletesen vizsgálja az FLD-k elméleti és gyakorlati kérdéseit. Keeler és Brazier-re [72] hivatkozva kapcsolatot ír le például a keményedési kitevő és az FLD görbe  $\epsilon_2=0$  tengellyel alkotott metszéspontja ( $FLD_0$ ) között (18).

$$FLD_0 = (23,3 + 359t_0)n/0,21 \quad (18)$$

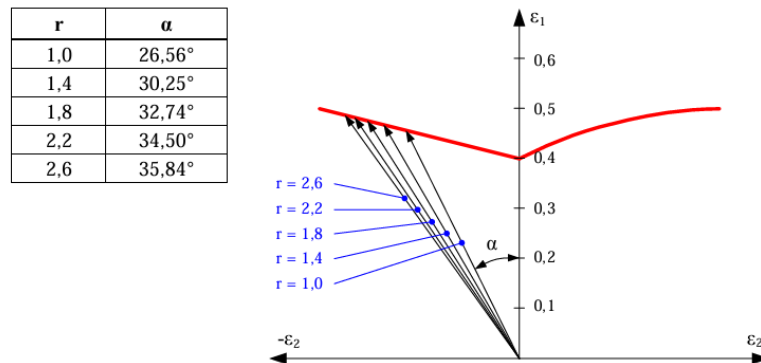
ahol  $t_0$  a lemezvastagságot jelöli. Ezt a kapcsolatot kísérleti eredményekkel is alátámasztja. E szerint a keményedési kitevő növekedésével egyenesen arányosan a növekvő  $\epsilon_1$  értékek irányába tolódik el az  $FLD_0$  pont (10. ábra).

n	FLD <sub>0</sub>
0,10	0,1782
0,15	0,2673
0,20	0,3565
0,25	0,4456



10. ábra Az n keményedési kitevő hatása az alakítási határdiagramok helyzetére [71]

Az  $r$  anizotrópia tényező hatását vizsgálva megállapította, hogy minél nagyobb az érték, az FLD baloldali tartományába eső alakváltozási utak egyenese egyre inkább balra tolódik, ami az alakíthatósági tartomány növekedését jelenti (11. ábra).



11. ábra Az  $r$  anizotrópia tényező hatása az alakítási határdiagramok helyzetére [71]

#### 1.4 Lemezanyagok alakíthatóságának változása az idő függvényében

Doktori értekezésem elején iparpolitikai jelentősége okán kiválasztottam vizsgálataim fókusztermékét a DC01 anyagminőségű lemezterméket, melynek termékjellemzőit leíró EN 10130 [5] szabvány követelményei között találunk néhány szokatlan dolgot. Eleve a lemezek gyártási technológiát illetően meglehetősen engedékeny hangot üt meg, mivel nem köti ki az acél csillapítás módját (nem írja elő az alumínium kötelező használatát) és a hideg utánhengerlés szükségességét sem. A folyáshatár értékét például csak 8 napig, míg a megadott szakítószilárdsági és nyúlás értékeket egyáltalán nem garantálja a szabvány a gyártást követően. Rögzíti azonban, hogy a hengerelt lemezek felületén egy bizonyos idő elteltével a folyási vonalak megjelenésére való hajlam fokozódik, ezért ajánlott a DC01 jelű termékeket a rendelkezésre bocsátást követő 6 héten belül feldolgozni. Mivel az okokról ez a szabvány nem tesz említést, ezért érdemes beleolvasni a DC01 minőség amerikai ekvivalensének a CS1008 anyagminőség szállítási feltételeit leíró ASTM A568/A568M [73] szabványba. Ez a szabvány amellet, hogy hasonló restriktiókat fogalmaz meg, mint az EN 10130 egy egész mellékletnyi terjedelemben foglalkozik az öregedési jelenséggel, ami magyarázatként szolgál a különleges előírásokra. Ebben leírja, hogy

- a lágyacélok legnagyobb alakíthatósága akkor biztosított, ha előállításuk csillapított acélból történik, a hengerelt termék pedig lágyító hőkezelésen esik át, majd azt követően hidegen utánhengerlik,
- a bizonyos idő után beálló felületi elváltozások az öregedési jelenségnek tudhatóak be,
- az öregedés miatt a folyáshatár a tárolási idő függvényében megnövekszik,
- az öregedés a felső folyáshatár újbóli megjelenését okozza,
- a magasabb tárolási hőmérséklet fokozza az öregedési folyamatot.

Az ASTM 568/568M szabvány tehát némiképp megvilágította a rejtélyes szabványkövetelményeket, azonban az ipari magyarázat nem lehet elégséges egy tudományos kutatás során. A szakirodalmat fellapozva bőséges kínálat mutatkozik az öregedés definíciójára, valamint a fent leírt tünetek magyarázatára vonatkozóan.

#### Az öregedés definíciója

A témával kapcsolatban magyar nyelven is nagyon sok cikk, tanulmány és könyvrészlet született korábban. A cikkek természetüknél fogva nem foglalkoznak definíciók megfogalmazásával. Ezt elsősorban tankönyvek vagy szakkönyvek teszik meg. Az öregedésre vonatkozóan enyhe eltérésekkel, de ugyanazt a megközelítést alkalmazzák, melyre íme néhány példa. Zorkóczy [74] megfogalmazása szerint: „Öregedésnek nevezzük a ferrites lágyacél elrögzedését, melyet az acél alsó és felső folyáshatár különbségének növekedése, valamint az acél nyúlásának csökkenése jelez”. Komócsin [75] általánosabban fogalmaz mikor azt állítja, hogy az öregedés „Tútelített szilárd oldatú vagy hidegen képlékenyen alakított ötvözet tulajdonságainak szobahőmérsékleten, ahhoz közeli hőmérsékleten hosszabb időtartam alatt végbemenő változása”. Rempert [76] definíciója összhangban áll a nemzetközi szakkönyvekben megfogalmazottakkal mely szerint: „Öregedésen a lágyacélok tulajdonságainak megváltozását értjük pihentetés közben, vagy alacsonyabb hőmérsékletű melegítés alatt. Öregedéskor a szakítószilárdság és keménység nő, majd idővel egy maximális értéket ér el, majd csökken. A folyáshatár a szakítószilárdsággal azonosan, a nyúlás és a kontrakció pedig ellentétesen szintén megváltozik.” Az általam elért német és angol nyelvű szakirodalmak hasonlóan a magyarokhoz definiálják a jelenséget azzal a kiegészítéssel, hogy sok helyen egyértelműen megkülönböztetik az edzési öregedést és az alakítási öregedést (Reckalterung, strain aging). Doge [77] például röviden így fogalmaz: „Az öregedés a szakítószilárdság és a keménység növekedéshez vezet, miközben ezzel egyidejűleg csökken a nyúlás” Később azt is megjegyzi, hogy a mechanikai értékek megváltozása az iparban egyértelműen selejtképződéshez vezethet, mely megerősítette a magyar környezetben általam a bevezetőben is említett káreseményekkel összefüggő tapasztalatokat.

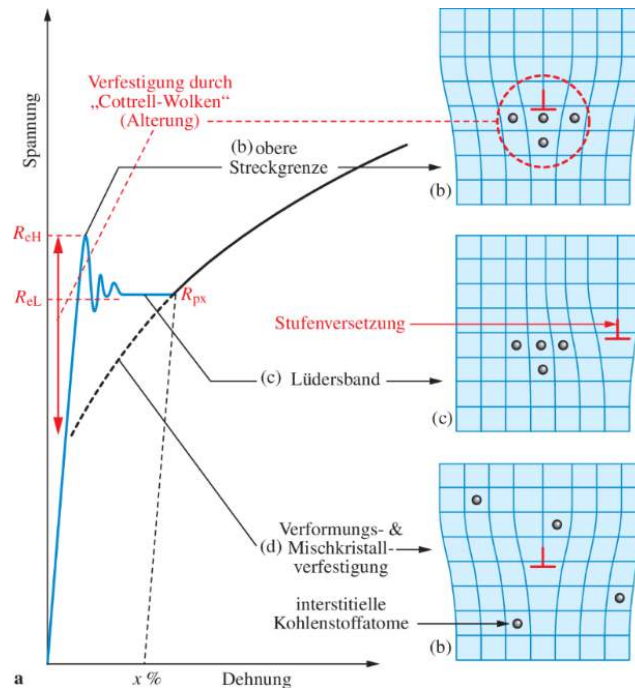
#### Az öregedés fémtani okai

Az acélok öregedése régóta jól ismert jelenség, ezért irodalma rendkívül gazdag. Az alapvető fémtani összefüggések megállapításai még a 30-as-50-es években születtek [78]. A II. világháború utáni újraiparosodás kedvelt terméke volt a mélyhúzóható finom lemez, így rendkívül sok tudományos kutatást végeztek a 60-as és 70-es években is az öregedéssel kapcsolatosan [79]. A technológia fejlődésével, a 90-es évektől kezdődően elsősorban az autóipar igényeit kiszolgáló jelentek meg a piacon a DC ötvözetek továbbfejlesztett változatai, úgy mint az alacsony karbon tartalmú (LC) [80], az interstíciómentes (IF), a „sütve keményedő” (BH) acélok [81], a kettős és komplex fázisú (DP és CP) acélok [82], a gyengén ötvözött nagyszilárdságú (HSLA) acélok, valamint a fázisátalakulással indukált képlékenységgel rendelkező nagyszilárdságú (TRIP) acélok [83]. A fent felsorolt hidegen alakítható acélokon túl az öregedés jelenségétől sújtottak még a pácolt DD anyagminőségek, a DC anyagból készülő tüzhorganyzott DX jelű minőségek, valamint bizonyos alumínium ötvözetek is, ami tovább növeli annak jelentőségét, hogy ezt a káros jelenséget egyre jobban megismerjük. A szakirodalom szerint az öregedés két szakaszra bontható.

#### ❖ Statikus öregedés- Cottrell-Bilby hatás

A DC01 minőségű lemeztermékek gyártásakor a folyékony acélfürdőbe öntés előtt szándékoltnan ötvözött nem visznek be. A szándékoltnak azért van jelentősége mert az acélglyártás során kis mennyiségben mégis kerül valamennyi egyéb anyag a vason és a karbonon kívül a folyékony acélba. Ilyen például a nitrogén és az alumínium, előbbi szennyezőként, utóbbi csillapítószerként. Az alumínium rendkívül reakcióképes a nitrogénnel, így nitrideket alkotva megköti azt a vasrácsban vagy abból kiválva. Az alumínium azonban az összes nitrogén nem képes lekötni, ezért a maradék nitrogén a vasrácsban rácsközi azaz interstíciós pozícióba helyezkedik el, ahol rácstorzító hatást fejt ki. A nitrogén rendkívül diffúzió képes elem, ezért igyekszik a diszlokációk végébe jutni. A diffúzió annál eredményesebb minél több idő telik el, vagy minél magasabb a hőmérséklet. Ekkor a diszlokációk végében egyre több nitrogén atom gyűlik össze, ún. Cottrell felhőt képezve, amely egy meginduló alakítás kezdetén a diszlokációkat mozgásukban feltartóztatja. Ebből a fogságból csak növekvő

feszültség tudja kiszabadítani. Ez a feszültség többlet a szakítódiagramban felső folyáshatárként jelenik meg. A mozgásba lendült diszlokációk továbbításához jóval kisebb feszültség is elegendő, ami a szakító diagramban is tetten érhető alsó folyás határként.

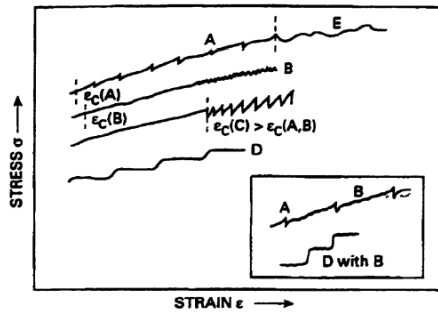


**12. ábra Lüders vonalak keletkezésének folyamata [78] Spannunk-feszültség, Dehung-nyúlás, Verfestigung durch Cottrel Wolken (Alterung)- Cottrel felhő általi felkeményedés(Öregedés), Obere Streckgrenze- Felső folyáshatár, Stufenversetzung-Diszlokáció, Lüdersband-Lüders vonalak, Verformungs&Mischkristallverfestigung-Alakítási keményedés, Interstitielle Kohlenstoffatome- Intersticiós Nitrogén atomok**

#### ❖ Dinamikus öregedés-Portevin-Le Chatelier hatás

A Portevin-Le Chatelier (PLC) hatás (jerky flow) lényegében a statikus öregedés egy dinamikus változata, amely a maradó alakváltozás során megy végbe. Tehát ez a jelenség nem a rugalmas-képlékeny alakváltozás határán jelenik meg, mint a statikus öregedés, hanem azt követően. Ha az interstíciósan oldott atomok diffúziójának sebessége elég nagy ahhoz, hogy a diszlokáció mozgását követni tudják, a mozgó Cottrel felhő elegendő mértékben kiterjedve jelentősen megakadályozhatja a diszlokáció mozgását. Ekkor csak további feszültségnövelés hatására képes a diszlokáció a Cottrel felhőből szabadulni. A dinamikus öregedés (DSA) elméletének kidolgozása során megállapították, hogy a diszlokációk mozgása nem folytonos, hanem többnyire szakaszosan megy végbe a vasrácsban elhelyezkedő akadályok között. A diszlokációkat kiszakadásuk után rövid haladási időt követően újabb akadályok lelassítják és megállítják. A várakozási idő alatt a diszlokációk köré újból oldott atomok gyűlnek, amely a várakozási idővel folyamatosan növekedő erősségét jelenti az akadálynak. Egyik oldalról tehát a mozgó oldott atomok horgonyzó hatása, másik oldalról viszont a mozgó diszlokációknak a Cottrel-felhőtől való elszakadása adja azokat az egymással versenyző folyamatokat, amelyek váltakoznak és állandóan ismétlődnek. Ha az alakváltozási sebesség elég nagy, akkor a várakozási idő olyannyira lecsökken, hogy a diszlokációk csupán súrlódásként érzékelik az oldott atomok hatását. Másik végletben a diszlokációk annyira lassan haladnak, hogy az oldott atomok sűrűsége extrém módon megnő. Ez az állandó küzdelem a szakítódiagramban ún. fűrészfog motívumot rajzol, melyet először Le Chatelier vett észre 1901-ben. A megjelenő fűrészfog motívumok különböző formáit A-tól E-ig terjedően 5 típusra osztják. A különböző motívumok az eltérő

alakváltozási sebesség, diszlokáció sűrűség és interstíciósan oldott atomok mennyiségének különböző variációiból alakultak ki (13. ábra) [84], [85], [86].



13. ábra Dinamikus öregedés jelei a szakítódiaagramon [84] feszültség(stress)- alakváltozás (strain)

#### Az összetétel hatása az öregedésre

##### ❖ Karbon és nitrogén

A DC01 acélminőségben igazi ötvözőként csak a karbon van jelen, az is viszonylag kis mennyiségben. Emiatt szövetszerkezete túlnyomórészt ferrites, amely térközepes kockarácsú. Ebben a vasrácsban interstíciósan helyezkednek el az öregedés szempontjából legnagyobb szerepet játszó karbon és nitrogén atomok, melyek diffúziós koefficiense ( $D_C=10^{-6}$ ;  $D_N=6,3 \times 10^{-6}$  m<sup>2</sup>/s [87]) magas, ezért viszonylag mostoha körülmények között is mozgásra képesek.

Az interstíciós atomok diffúziós helyváltoztatása jellemző módon kétféle mechanizmussal történhet. Az első eset a „direkt interstíciós mechanizmus”, amikor az oldott atom egyensúlyi állapotból kibillenve valamilyen feszültség hatására egyik interstíciós helyről átugrik egy másik szomszédos interstíciós pozícióba. Lényeges, hogy ennél a diffúzió típusnál nem szükséges a mozgás megindításához semmilyen rácshiba. Ez a vándorlás tipikusan a kis méretű elemekre jellemző, mint a karbon vagy a nitrogén, amelyek az alpmátrixot kevésbé torzítják, így nem kell megvárnia míg felszabadul egy üres hely, mert enélkül is viszonylag könnyen el tud mozdulni az alpmátrixot alkotó vasatomok közötti térben. A másik lehetőség, hogy az interstíciósan elhelyezkedő atomok egy szomszédos diszlokáció magjába ugranak át. Ezt a típusú mozgást „vakancia mechanizmus”-nak hívják. Az interstíciós elemek kockarácsban történő diffúziós együtthatóját (D) a (19) szerint definiálhatjuk [87].

$$D = ga^2v^0 \exp(S^M/R) \exp(-H^M/k_B T) \quad (19)$$

ahol „a” a rácsparaméter, „g” az interstíciós pozíciótól függő geometriai tényező adott rácstípusban (g=1/6 térközepes kockarács esetén), „H<sup>M</sup>” és „S<sup>M</sup>” az interstíciós elemek migrációs entalpiája és entrópiája, „v<sup>0</sup>” események száma, R a gázállandó, k<sub>B</sub> a Boltzman állandó és T a hőmérséklet.

Cottrell és Bilby meghatározása szerint egységnyi idő alatt a diszlokáció egységnyi hosszán bediffundált interstíciós atomok száma (N(t)) a (20) szerint adható meg

$$N(t) = 3n_0 \pi / 2^{1/3} (AD AD / k_b T)^{2/3} \quad (20)$$

Ahol n<sub>0</sub> az átlagos oldott atom koncentráció egységnyi térfogatban, A az oldott atom és diszlokáció kölcsönhatási együtthatója, D pedig a diffúziós együttható.

Az interstíciós atomok diszlokációkra ható maximális horgonyzó erősségét a diszlokáció kritikus mozgási sebességénél (21) éri el [88].

$$v_c = 4D/h \quad (21)$$

ahol  $h$  az atomfelhő rádiusza. Tovább fejtve az összefüggést a kritikus alakváltozási sebesség pedig a (22) szerinti.

$$\varepsilon_c = b\rho v_c = 4Db\rho/h \quad (22)$$

Ahol,  $\rho$  a mobilis diszlokáció sűrűség,  $b$  a Burger vektor.

A fentiek alapján megállapítható, hogy a diffúzió aktiválási energiája annál nagyobb kell legyen, minél tömörebb illeszkedésű a rács, és minél nagyobb a rácshelyeket betöltő részecskék közötti összetartó erő [88]. A fenti egyenletekből megállapítható, hogy az interstíciós atomok diffúziója a vasrácsban közvetlenül függ az oldott atomok kémiai reakcióképességétől és méretétől, a diffúzió körülményeitől (pl. hőmérséklet, idő). Közvetett módon pedig a rácsot terhelő hibáktól úgy, mint diszlokációk, zárványok, szemcsehatárok, ötvözők, illetve egyéb kívülről (pl. alakítás, hőkezelés által) bevitt feszültség nagyságától. Amennyiben a fentiek ipari vonatkozását vizsgáljuk levonhatjuk azt a következtetést, hogy adott gyártási adag feldolgozhatóságát a tárolási idő nagymértékben befolyásolhatja. Amint az az előbbiekből kirajzolódik a minél jobb alakíthatóság biztosítása érdekében a folyékony acél karbon és nitrogén tartalmát a lehetőségekhez mérten amennyire csak lehet minimalizálni kell. A gyártás során a folyékony acélban megmaradó tömeget pedig minél nagyobb arányban meg kell kötni, annak érdekében, hogy a vasrácsban ne mozoghasson szabadon, káros hatását ne fejthesse ki. Lou és Northwood [89] cikkében rámutattak arra, hogy a nitrogén oldhatósága a ferrit rácsban százszor nagyobb mint a karboné. Tehát a Cottrel felhő képződését elsősorban a nitrogén okozza. 100°C alatt a nitrogén horgonyzó hatása kétszerese a karbonnak. A tanulmány szerint 5 ppm nitrogén 15 MPa folyáshatár növekedést okoz. A leginkább kedvező r átlag 0,025-0,04% Al és 0,005-0,01% N tartalom mellett érhető el.

#### ❖ Alumínium

Mivel a folyékony acélfürdőt újabban leginkább alumíniummal csillapítják ezért valamennyi alumínium is elhelyezkedik a vasrácsban, mely hatékony nitrogén megkötő elem. Az alumínium hatása akkor a legkedvezőbb ha az acél össznitrogén tartalma kisebb mint 20 ppm [90] valamint az Al/N arány nagyobb mint 5:1 [91]. Ideális esetben az oldott állapotban visszamaradó összes C és N tartalom nem lehet nagyobb mint 100 ppm. Az alumínium egyébként jótékonyan csökkenti a lágyacélok folyáshatárát de csak 0,03%-tömegszázalékig. Efölött az alumínium már nem kapcsolódik a sokat emlegetett káros hatású nitrogénhez, ezért mint oldott elem a szilárdságot növeli [76].

#### ❖ Egyéb ötvözők

Meg kell említeni, hogy az alumínium egymagában nem tudja olyan hatékonyan megkötni az összes interstíciós elemet, amellyel teljeséggel garantálható lenne az öregedés mentes acél gyártása. Az alumíniumon kívül léteznek hatásosabb nitrogén megkötő elemek is mint például a bór, a titán a nióbium a vanádium és a tantál. A titán sokkal erősebb nitrid képző elem, mint az alumínium vagy a bór, azonban reakció képes a karbonnal, a nitrogénnel, az oxigénnel és a kénnel is. Sarkar [92] és társai szerint 0,01 ppm titán adagolása kb. 30-40 ppm nitrogént köt meg. A fent említett nitrogén megkötő elemek alkalmazása mikroötvözőként rendkívül költséges, ezért olcsóbb ötvözeteknél, mint pl. a DC01, ritkán alkalmazzák.

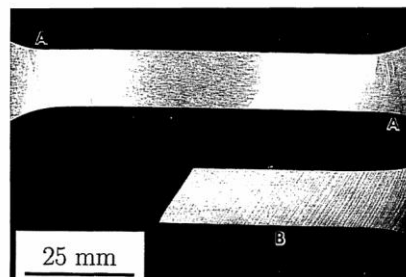
### 1.5 Az öregedést kísérő felületi elváltozások

Lüders a századforduló derekán [93] a hidegen alakítható acél termékek felületén a folyáshatáron jelentkező, szabályos vonalrendszerek keletkezésére lett figyelmes. Ezt a jelenséget az okozza, hogy az

alakítás kezdetén, a maradó alakváltozás megindulásakor az interstíciós atomok által fogva tartott diszlokációkat csak nagyobb feszültséggel lehetséges kiszabadítani, amely a felső folyáshatár kialakulását okozza. Amikor az első diszlokációk mozgásba lendülnek akkor az osztódásoknak és születéseknek köszönhetően ugrásszerűen megnő a számuk és hirtelen megindul egy kis kiterjedésű lokális alakváltozás miközben a szomszédos részek még csak rugalmasan alakváltoznak. Ekkor jelenik meg az első Lüders vonal, ami a rugalmas és a maradó módon alakváltozott területet elválasztó sávot jelöli. A rugalmas és maradó alakváltozást szenvedett részek határán így feszültség koncentrálódik, mely megindítja a szomszédos rugalmas részek diszlokációinak kiszakítását, azaz a Lüders vonalak tovaterjedését, amelyhez már nem szükséges nagyobb feszültség, így kialakul a szakítódiagramban látható ún. Lüders plató. [94]. Az elmúlt években kutatók megállapították, hogy a Lüders vonalak megjelenése erősen függ a szakítóvizsgálati sebességtől [95], a diffúzió képes szabad atomok mennyiségétől [96], a hőmérséklettől [97] és a vizsgált anyag szemcsenagyságtól [98].

A Lüders vonalokról az első képek polírozott hidegen hengerelt lemezek szakítóvizsgálati próbatestjein készültek [99]. A kirajzolódások minden esetben a kifejezett folyáshatár megjelenéséhez voltak köthetőek, a vonalak párhuzamosak voltak egymással és a leírás szerint 55 fokos szöveget zártak be a próbatest tengelyével.

Később Robinson kétféle felületi elváltozásról is beszámolt cikkében, melyeket az öregedés által előidézetteknek nevez meg. Az egyik rendezetlen vonalak serege a felületen (**16 A kép**), a másik pedig a Hall által leírtakkal megegyezően szabályos párhuzamos vonalak 55 fokos szögben elhelyezkedve. Ez utóbbiakat Lüders vagy PLC sávoknak nevezi (**16 B kép**). Robinson állítása szerint a Lüders vonalokból fejlődik majd ki a szakadást előidéző lokális kontrakciós sáv. Mind az A mind a B rajzolatra a folyási vonal elnevezést is használta [84].

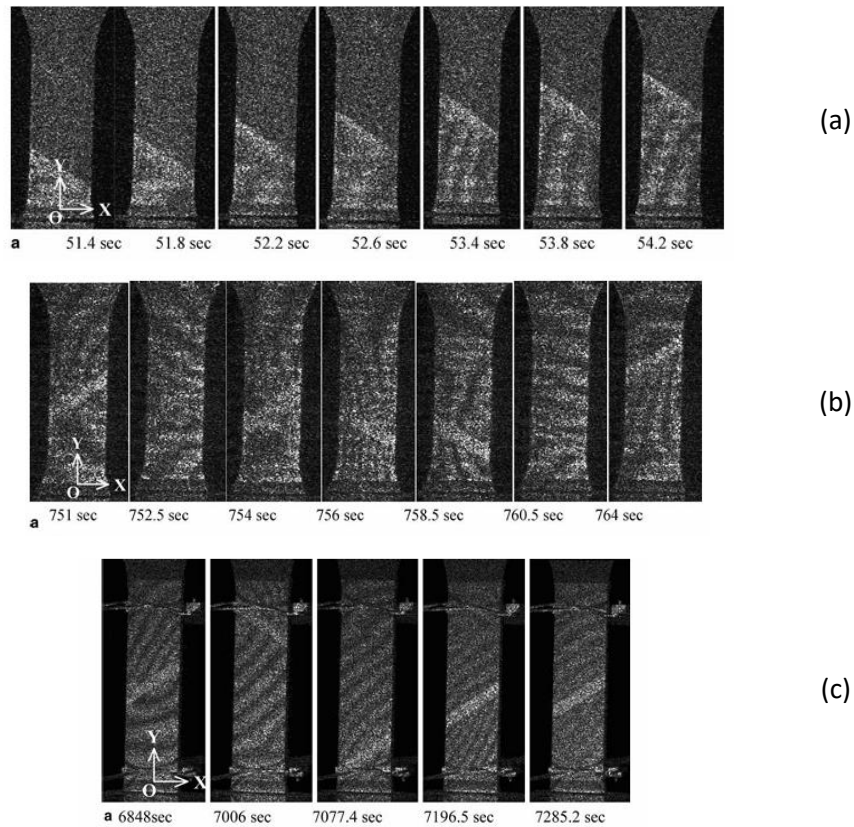


**14. ábra** Szakítópróba felületén megjelenő rendezetlen (A) és szabályos vonal (B) mintázatok [84]

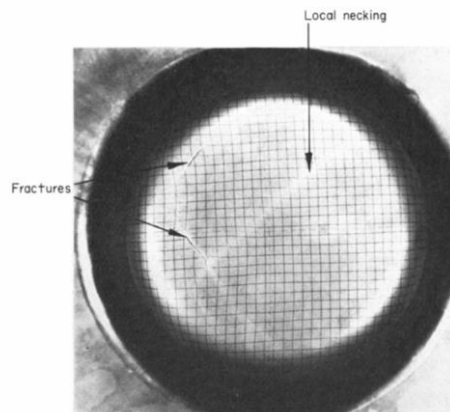
Wang [100] a közelmúltban közzétett munkájában már különbséget tesz Lüders vonalak és PLC sávok között, melyek megjelenése és kialakulásának mechanizmusa élesen szétválik. A Lüders vonalak állítása szerint a felső folyáshatár megjelenésekor képződnek egyedileg vagy kötegben. Hall és Robinson megállapításaihoz hasonlóan szabályos vonalelrendeződést mutatnak és jól kivehető sávban jelennek meg. Ezzel szemben a PLC sávok megjelenése sokkal szabálytalanabb, a felbukkanási helyük változó a próbatest mentén és egyértelműen a dinamikus öregedés jegyeként említi. Zhang és társai [101] kiterjedt kutatásainak köszönhetően a PLC sávokat terjedésük és ezáltal megjelenési formájuk szerint további csoportokba sorolta. „A” típusúnak nevezi a folyamatos terjedésűeket, „B” típusúnak a szakaszosan vagy ugrásokkal terjedőket, „C” típusúnak a random módon terjedőt (**15. ábra**).

Ziaja [102] Lüders vonalakkal való hasonlóságot említ a felületen alakítás hatására megjelenő rajzolatokkal kapcsolatosan Marciniak és Kuczynski [103] munkájára hivatkozva. Kutatásukban többtengelyű terheléssel alakítottak lemezeket, melyek során a felületen vonalképződésre lettek figyelmesek. Felfedezésük szerint az anyagban meglévő inhomogenitások alakítás során az anyagban hullámhegyeket és völgyeket képeznek, melyek a lokális elvékonyodást felgyorsítják. Megjelenésükkor

ugyanis a vonalak árkaiban koncentrálódik a feszültség, míg a környező részek tehermentesülnek, így a lokális elvékonyodás felgyorsul és töréshez vezet (16. ábra).

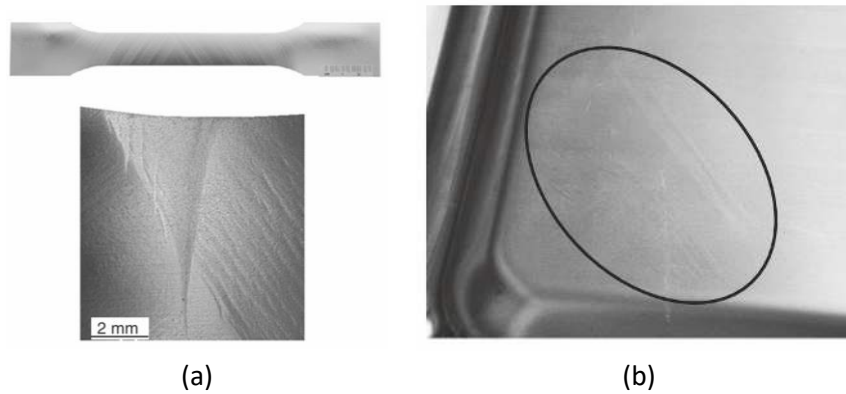


15. ábra Különbő típusú PLC sávok képződésének dinamikája (a) folyamatosan terjedő, (b) szakaszosan vagy ugrásokkal terjedő, (c) random terjedő [101]



16. ábra Lokális elvékonyodás (local necking) és törés (fractures) megjelenése [103]

Lüders (17. ábra (a)) és PLC vonalak (b) megjelenése olyan termékek felületén, melyekkel szemben magas fokú esztétikai követelményeket támasztanak, egyértelműen selejtképződéshez vezet, mint ahogyan azt Birkert is [99] [104] bemutatja.



17. ábra (a) Lüders és (b) PLC vonalak [104]

## 1.6 Az öregedés vizsgálatának módszerei

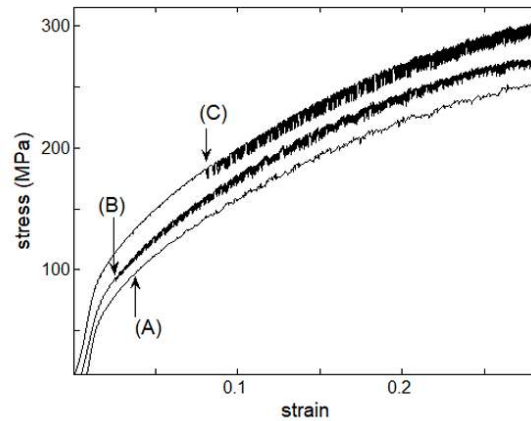
Amint az az öregedés feljebb említett, általánosan használt definíciójából kitűnik a legegyszerűbb vizsgálati formája a szakítóvizsgálattal megállapítható mechanikai tulajdonságok változása, valamint a kifejezett folyáshatár megjelenése. Hatására leggyakrabban megnövekszik a folyáshatár és a szakítószilárdság, de lecsökken a nyúlás értéke. Ezt a megállapítást sok kutató leírta kísérletei eredményeként. Sylwestrowicz és Hall [99] lágyacél lemezeken szobahőmérsékleten kb. 6 hétnek megfelelő tárolási időt követően mintegy 70 MPa-nyi folyáshatár emelkedést állapított meg, ugyanennyi időes lemezeken Hrvnak és Sobotova [105] 22 MPa-nyi emelkedést mért.

Tudományos kutatások során [94][108] gyakran alkalmazott módszer az öregedési hajlam meghatározására, hogy a szabványos próbatestet előalakítják majd hőkezeléssel mesterségesen öregítik. Folyáshatárát mind hőkezelés előtt, mind pedig utána megméri. A mérés elve szerint egy keményedési szakaszig felterhelt majd leterhelt szakítópróbatest felső folyáshatára annál gyorsabban fog újból megjelenni, minél nagyobb a szabad mozgóképes nitrogén- és karbontartalom. Így a szakítóvizsgálattal mérhető folyáshatár összefüggésbe hozható a mozgásképes interstíciós atomok mennyiségével [107]. Mivel nem szabványos eljárásról van szó, ezért a vizsgálat paramétereit a kutatók egyéni megválasztása szerint változtatják. Lágyacélok körében leginkább az a módszer terjedt el, miszerint az előkészített próbatestet szakítógépen 7,5%-nyi nyúlásig terhelik majd rögzítik az elért folyáshatárt ( $R_{p0,2e}$ ). Ezt követően 100°C-on 60 percen keresztül kezelik a mintát, majd szakadásig húzzák és a folyáshatárát újból feljegyzik ( $R_{p0,2u}$ ). A kezelés után meghatározható az ún. SAI Index (23).

$$SAI = R_{p0,2u} - R_{p0,2e} \quad (23)$$

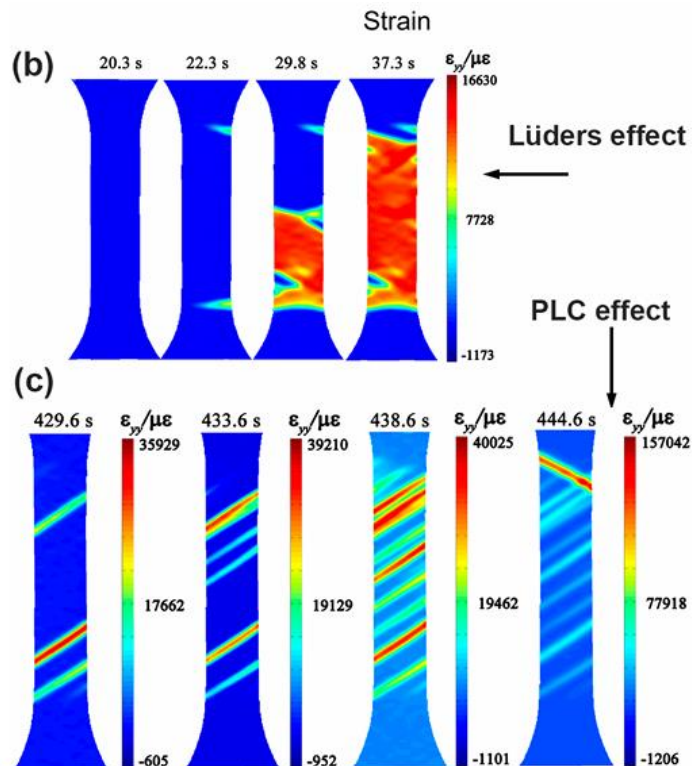
Bhagat, Baek és Lee [106]szerzők kiterjedt vizsgálatokat folytattak BH anyagok SAI meghatározásával. Cikkükben különböző anyag típusokat vizsgáltak, melyek 26-37 MPa SAI értéket mutattak.

A dinamikus öregedés jellegzetességét a fűrészfog motívum megjelenését a szakítódiagramban szintén egyszerű szakítóvizsgálattal meg lehet állapítani. Kutatók itt előnyben részesítik a csökkentett vizsgálati sebességet a szabványossal szemben, mivel a sebesség összefüggést mutat a fűrészfog motívum kirajzolódásának erősségével [108]. Li és Leslie [109] mesterségesen öregített lágyacélokat vizsgáltak  $10^{-4}$  és  $10^{-2}$  1/s között többféle vizsgálati sebességgel valószínűsíthetően nyúlás vezérléssel. Robinson [84] szintén ugyanígy járt el  $10^{-4}$  és  $10^{-3}$  1/s közötti tartományban. Murty [110]  $1,35 \times 10^{-4}$  1/s sebességgel vizsgált sikerrel. Sajnos a kutatók a vizsgálatok során alkalmazott sebesség vezérlési módokat nem ismertették közleményükben, pedig az eredményeket lényegi módon befolyásoló tényezőről van szó.



18. ábra A,B,C típusú fogazás Al-3%Mg szobahőmérsékletű szakítódiagramján (feszültség (stress)-nyúlás (strain)) az alakítás sebességének függvényében A- $6 \times 10^{-3}$  1/s, B- $2 \times 10^{-4}$  1/s, C- $2 \times 10^{-5}$  1/s [108]

A Lüders vonalak dokumentálása mindig is nagy kihívást okozott a kutatóknak. Meglehetősen nehéz egy hidegen hengerelt fényes felületen alig látható felületi elváltozásokat fotózni. Az utóbbi időben a kutatók mind gyakrabban használják a DIC technikával kibővített szakítóvizsgálatot Lüders vonalak kimutatására is. Qiu és társai melegen hengerelt lemezeket [111] vizsgáltak ezzel az eljárással míg Cai és társai [112] alumínium lemezeket. Cai munkája azért is érdekes mert ő Wanghoz hasonlóan különbséget tesz Lüders és DSA vonalak között (21. ábra).



19. ábra Lüders és PLC hatások 1 mm vastag lemez szakítópróbák nyúlás eloszlás (DIC) felvételein [112]

Mucsi [107] több publikációjában foglalkozott acéllemezek termoelektromos erőmérésével azzal a szándékkal, hogy kimutassa a gyártás során bekövetkező nitridek kiválását. A vizsgálat elve azon a megfigyelésen alapszik, hogy ha egy próbatest két végét két különböző hőmérsékletre állítunk be akkor

a hőmérsékletkülönbség hatására potenciál különbség keletkezik. A termoelektromos erőt (TEP) vagy ún. Seebeck- együtthatót ( $S$ ), a termofeszültség ( $U$  [nV]) és a hőmérséklet ( $\Delta T$  [K]) különbség hányadosaként definiáljuk (24).

$$S = U / \Delta T \quad (24)$$

A későbbiekben ismertetésre kerülő mérőberendezéssel történő mérés esetén pedig (25).

$$S = S_p - S_r \quad (25)$$

ahol:  $S_p$ : a próbatest Seebeck együtthatója,  $S_r$ : a mérőkészülék referencia vezetékének Seebeck együtthatója.

Amennyiben diffúzió következtében az interstíciós elemek (pl. N és C) egyensúlyi helyzetbe vándorolnak akkor a próbatestek termoelektromos erő értéke (TEP) megnő. Mucsi [107] disszertációjában érintőlegesen foglalkozik meleg lemezek öregedésének termoelektromos erő mérésével. Adatai szerint 120°C -on végzett 60 percig tartó hőkezelés után (ez hozzávetőleg 40 hétnek megfelelő hevertetés [113]) a növekmény 160 nV/K volt.

## 2 TUDÁSHIÁNY, CÉLKITŰZÉSEK

Kutatásom során áttekintettem az általam elért belföldi és külföldi szakirodalomban a hidegalakításra alkalmas szabványos acélötvözetek fajtáit, melyekből iparpolitikai megközelítés alapján kiválasztottam kutatásom fókusztermékét a DC01 minőséget. A vonatkozó termékszabványában megfogalmazott eltarthatósági megkötések miatt várhatóan a DC01 minőségben megy végbe a legyorsabban az öregedés, ami ideálissá teszi az öregedés vizsgálatára. Bemutattam az alakíthatóság elméleti összefüggéseit, valamint az azokat befolyásoló tényezőket. Ismertettem az alakíthatóság vizsgálati módszereit, valamint azok mérőszámait. Itt részletesen kitértem a szakítóvizsgálat komplexitására is. Megismertettem két Magyarországon korábban még nem alkalmazott mérőszámot az alakíthatósági indexet és a lokális/globális nyúlási mérőszámot. Elemeztem az öregedés definícióit, valamint az azt okozó fémtani összefüggéseket, melynek során rámutattam a tárolás idejének a jelentőségére. Részletesen kitértem arra is, hogy az irodalomban az öregedést túlnyomó részt szabványos szakítóvizsgálatok eredményei alapján igazolják. Megállapítottam, hogy a szakítóvizsgálati szabvány által meghatározható vizsgálati paraméterek és maga a vizsgálati sebesség vezérlési módszer is tág határok között megválasztható és hogy az egyes konfigurációk nagy szórással határozzák meg a folyáshatárt. A szakirodalomban leírt, az öregedést folyáshatár emelkedés útján meghatározó szakcikkek hiányosan definiálják a merőrendszert és az alkalmazott paraméter konfigurációt. Például a hivatkozott cikkek egyike sem írja le egyértelműen az alkalmazott vizsgálati vezérlési módszert, valamint a próbatest előkészítési technikáját vagy az alapanyag szórását. Az eddigi tanulmányok különféle vizsgálati sebességeket használtak, ezek miatt az eredmények összehasonlíthatósága, valamint reprodukálhatósága nehéznek tűnik. Ugyanakkor a szakítóvizsgálattal megállapított mechanikai mérőszámok változása az alapanyagok gyakorlati felhasználása szempontjából megnövelheti a repedések kialakulásának kockázatát a lemezek alakításakor. Érthető tehát az ipari szereplők azon igénye, hogy az alapanyagok tulajdonságainak időben beálló változását még a károsodás bekövetkezése előtt megbízható módszerrel állapíthassák meg.

Annak ellenére, hogy a fent leírt témák kutatása hosszú múltra tekint vissza, a mai kor által az alapanyagokkal szemben támasztott magas követelményekből fakadóan a következő kérdésekre nem találtam választ, melyekre sajátmagam által megtervezett kutatások eredményei alapján kívánok választ adni. A kérdések a következők:

- A szabványos szakítóvizsgálatok közül melyik az a paraméter kombináció amelyik a legpontosabban jelzi az öregedés bekövetkezését?
- Alkalmasnak mutatkozik-e az általam bemutatott két új alakíthatósági mérőszám az alakíthatósági index és a lokális/globális nyúlási mérőszám az öregedés jellemzésére?
- A szabványos szakítóvizsgálaton kívül számos egyéb alakíthatósági vizsgálatok közül melyik mutatja a mai korszerű technológiával gyártott termékek öregedésének bekövetkezését pontosan? Továbbá hogyan állnak az eredmények összhangban a szabványos szakítóvizsgálat eredményeivel?
- Amint az az öregedés által okozott felületi elváltozások bemutatásánál nyilvánvalóvá vált rendkívül változó a megjelenési formák értelmezése és elnevezése. Azonkívül túlnyomó részt szakítóvizsgálati próbatesten kerülnek bemutatásra a különféle rajzolatok, de például a Nakajima próbatestek vizuális értékelésére sehol sem találtam leírást. Felvetődik hát a kérdés mik lehetnek az öregedéshez köthető vizuális károsodási jegyek a Nakajima próbatesteken és azok összhangba állíthatók-e a szakítóvizsgálati próbatesteken tapasztalt elváltozásokkal?

### 3 KUTATÓMUNKA EREDMÉNYEINEK ISMERTETÉSE

#### 3.1 A vizsgált anyagok és öregedésük

A korábbiakban részletesen bemutattam azokat a műszaki gazdasági okokat, amelyek indokolták a DC01 anyagminőség használatát a vizsgálataim elvégzéséhez. Az öregedés hatását tehát egy kiforrott technológiával bíró korszerű vertikummal rendelkező európai gyártó DC01 minőségű, 1,5 mm vastag, hidegen hengerelt, lágyított és dresszírozott állapotú tekercséből származó mintákon, a gyártást (dresszírozást) követő 3 nap, 9 nap, 2 hét, 4 hét, 6 hét, 10 hét, 3, 6, 8 és 12 hónap elteltével végrehajtott vizsgálatok eredményei alapján tanulmányoztam. Az időtávokat a vonatkozó historikus és aktuális termékszabványok útmutatásai alapján határoztam meg, a szerint, hogy az egyes szabványok meddig szavatolták a DC01 vagy azzal egyenértékű ötvözet mechanikai értékeit, esetleg az anyag károsodás nélküli feldolgozhatóságát. Az öregedés szempontjából nagy jelentőséggel bírt, hogy az anyagok vizsgálatát rendkívül korán már 3 napos korokban el tudtam kezdeni. A vizsgálati próbatesteket a tekercs harmadik menetéből (tekercs lefejtés során a 3x-os külső kerületi távolságból) származó táblák szélessége mentén mért  $\frac{1}{4}$  vonalából, szoroson egymás felől vágtam ki, így az anyag gyártásából származó inhomogenitást igyekeztem a lehető legkisebb értéken tartani.

Mivel a szakirodalomból nyert előzetes információk alapján az öregedés komplex jelenségnek mutatkozott, ezért a kísérleteimből levont következtetéseket (1. kör) egy második körben megismételt vizsgálati sorozattal (2. kör) kívántam megerősíteni, így a vizsgálatokhoz két különböző adagból származó mintákat használtam fel (**2. táblázat**). Míg az 1. vizsgálati körben a minták természetes úton acélipari tárolási (10-20°C) körülmények között öregedtek, addig a 2. vizsgálati körben a 3 napos mintákon kívül a többi minta öregítését hőkezeléssel értem el az [113] irodalomban leírt hőmérséklet- idő ajánlásoknak megfelelően. E szerint 1 hét öregedést 2,5 percig tartó 120°C-on történt hőntartással értem el. A hőkezeléseket a Csepeli Szerszámedző Kft munkatársai segítségével végeztem olyan kemencében, amelyek érvényes kalibrációval rendelkező termoelemekkel voltak felszerelve.

**2. táblázat A vizsgált lemezek vegyi összetétele [m/m%]**

	C	Mn	P	S	Al	N
1.kör	0,07	0,39	0,015	0,001	0,038	0,004
2.kör	0,07	0,43	0,013	0,001	0,046	0,003

#### 3.2 Az alkalmazott vizsgálati módszerek és eszközök

Mivel a korábbi szakirodalmi kutatások az öregedés természetét túlnyomórészt mesterségesen öregített szabványos szakító próbatestek vizsgálatai alapján tanulmányozták, ezért kutatásom céljává egy olyan komplex vizsgálat vált, ami túl mutat ezen és széles spektrumú képet nyújt a mai kor technológiájával gyártott lágyacélok öregedésének természetéről és dinamikájáról. Fontos kérdés volt annak megállapítása, hogy az öregedés milyen időtávon következik be és ezt a különféle technikák mikor jelzik és milyen megbízhatósággal. A fenti megfontolások alapján készült el a **3. táblázatban** olvasható vizsgálati terv.

## 3. táblázat Vizsgálati terv

Vizsgálat megnevezése	Peremfeltételek	Meghatározni kívánt jellemzők, mérőszámok	Kör
Normál szakító	EN ISO 6892-1 [37] EN ISO 10275 [48] EN ISO 10113 [24]	Egyezményes folyáshatár $R_{p0,2}$ [Mpa], Felső folyáshatár $R_{eH}$ [Mpa], Alsó folyáshatár $R_{eL}$ [Mpa], Szakítószilárdság $R_m$ [Mpa], Szakadási nyúlás $A_{80}$ [%]	1. 2.
Normál szakító	EN 10325 [114] Egyes paraméterek egyedileg megválasztva	Hőkezelés hatására bekövetkező folyáshatárnövekedés SAI [MPa]	2.
Csökkentett sebességű szakító	EN ISO 6892-1 [37] Egyedileg megválasztott sebességek	Felső folyáshatár $R_{eH}$ [Mpa], Alsó folyáshatár $R_{eL}$ [Mpa], Fűrészfog motívum a szakító diagram egyenletes alakváltozás szakaszában	1. 2.
Normál, csökkentett sebességű szakító	EN ISO 6892-1[37]	Felületi elváltozások vizuális jegyei	
DIC technikával kibővített szakító	Egyedileg megválasztva	Lokális alakváltozási tényező $\Lambda$ [%], Szakító próbatest vizsgálati szakaszának nyúlás eloszlás képe	2.
Mikroszakító	Egyedileg megválasztva	Fűrészfog motívum a szakító diagram egyenletes alakváltozás szakaszában	2.
Csészehúzó	ISO 11531[65]	Legnagyobb szakadás nélkül csészévé húzható teríték átmérő IG [mm]	1. 2.
Hajlító	ASTM E290 [62]	Hajlított külső szál vizuális károsodási jegyei	2.
Nakajima	EN ISO 12004-2 [70]	FLC diagram alak és pozíció	1.
Nakajima	EN ISO 12004-2 [70]	Felületi elváltozások vizuális jegyei	1.
Termoerő	Egyedileg megválasztva	Seebeck együttható S [nV/K]	1. 2.
Érdességmérés	EN ISO 21920-2 [115]	Átlagos érdességi mérőszám $R_a$ [ $\mu\text{m}$ ], átlagos barázda szélességi mutató $R_{SM}$ [ $\mu\text{m}$ ], profil aszimmetria mérőszám $R_{SK}$ [-]	2.

## 3.2.1 Szakító vizsgálatok

A tervezett szabványos szakítóvizsgálataim a következők megállapítására irányultak:

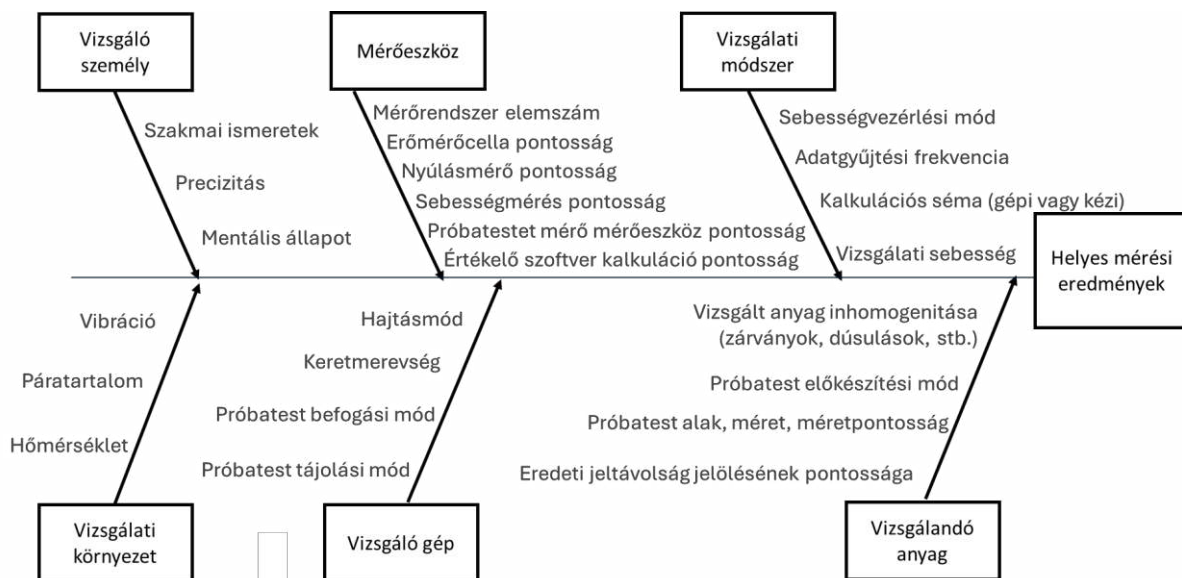
- növekvő folyáshatár és a szakítószilárdság,
- csökkenő szakadási nyúlás,
- alsó- és felső folyáshatár kialakulás (statikus öregedés),
- fűrészfog motívum megjelenése a szakítódiagram egyenletes alakváltozási szakaszában (dinamikus öregedés).

A szakirodalom alapján a szabványos szakító vizsgálatok eredményét négy tényező, a próbatest geometria, a befogás egytengelyűsége, a vizsgálati sebesség és annak vezérlési módja befolyásolja a legnagyobb mértékben. Az egyes konfigurációk gerincét a vizsgálati sebesség vezérlési módozatok változtatásai alkotják. A mechanikai mérőszámok változásait, valamint az alsó és felső folyáshatár kialakulását a termékszabványok által megkövetelt feszültségvezérlési móddal kívántam megvizsgálni (továbbiakban normál szakítóvizsgálatok). Választásomat az indokolta, hogy a gyártóműi szakértői minőségügyi bizonyítvány (3.1 típusú műbizonylat) értékeivel, illetve a termékszabvány referencia értékeivel összehasonlítható legyen az így kapott eredmény.

A szabványos szakítóvizsgálatok másik csoportját szakirodalmi adatok alapján egyedileg megválasztott vizsgálati sebességekkel kívántam végrehajtani, ezekre a továbbiakban csökkentett sebességű szakítóvizsgálatokként hivatkozok. Ezeknél a vizsgálatoknál mindent a vizsgálati szabvány előírásainak megfelelően terveztem végrehajtani, kivéve a vizsgálati sebesség beállítását. A szabványoshoz képest

jóval alacsonyabb vizsgálati sebesség megválasztása a folyáshatár valódi értékének torzítását okozza, emiatt tehát nem lett volna indokolt a változtatás. Az egyedi választás arra a szakirodalmi tényre támaszkodik, miszerint alacsony sebességnél markánsabban rajzolódik ki a dinamikus öregedés fűrészfog motívuma a szakítódiagramban. Mivel a fűrészfogazat nagysága amplitúdója és frekvenciája előre nem lehetett ismert, ezért nagyon precíz mérésre volt szükség, így a közvetlen visszacsatolású nyúlásvezérlési mód mellett döntöttem. Szintén irodalomban található megfigyelések alapján érdekesnek mutatkozott megvizsgálni, hogy egy a szabványos próbatesttől kisebb próbatest, a szabványoshoz mérve sokkal kisebb paraméterekkel elszakítva hogyan reagál az idő múlására, ezért a vizsgálati programomban a mikroszakító vizsgálat is helyet kapott. A korábbiakban bemutatott tanulmányok rendkívül meggyőzően mutatták be anyagok alakíthatóságának vizsgálatára a DIC technikával kibővített szakítóvizsgálatot, ezért kézenfekvő volt ezzel a vizsgálati módszerrel is megpróbálni megmérni az öregedés hatását.

Mivel a kísérleteim sorában a szakítóvizsgálatok eredményei kiemelt jelentőséggel bírnak ezért nagy gondot fordítottam arra, hogy az idő előrehaladásával beálló mechanikai tulajdonságok változását a lehető legnagyobb pontossággal tudjam mérni. Emiatt a mérések megkezdése előtt Ishikawa módszerrel kutattam fel minden olyan tényezőt, amelyre esetleg a szakirodalom nem tért ki, de lényegi befolyással bírhat a mérési eredmény pontosságára. A módszerrel hat kategória alapján elemeztem a mérési eredményt torzító potenciális hibaforrásokat úgy mint, ember, környezet, mérőeszköz, mérőgép, mérési módszer és mérendő anyag. A hibakategóriákon belül az egyes tényezők minél teljesebb körű felkutatását 5 miért technikával végeztem, melynek eredményét a **20. ábra** foglalja össze. A potenciális hibaforrásokból levezettem a hibamódokat, melyet követően kidolgoztam a hibák bekövetkezési valószínűségének csökkentését szolgáló intézkedéseket (**21. ábra**). Az előzetes várakozásoknak megfelelően az elemzés rámutatott több olyan hibaforrásra is, melyet a szakirodalom nem kielégítő részletességgel vagy egyáltalán nem tárgyalt és amely a kísérleteim szempontjából jelentőségteljesek. Ezek közül is kiemelkedik a próbatest előkészítés technikája, illetve az alapanyag inhomogenitásának mértéke. Ezért ezen két paraméter hatását saját kísérleteimmel kívántam elemezni.



20. ábra Szakítóvizsgálati eredményeket befolyásoló tényezők

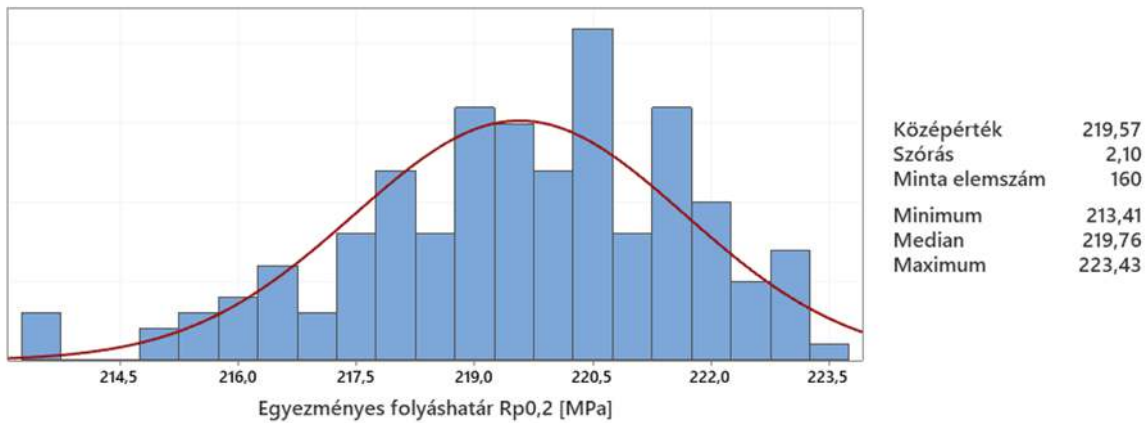
1. Nem kielégítő szakmai ismeret →	Állandó, rutinos vizsgáló személy alkalmazása
2. Nem megfelelően precíz munkavégzés →	Minőség tudatos vizsgáló személy alkalmazása
3. Nem megfelelő mentális állapotban végzett mérés →	Négy szem elv alkalmazása a méréseknél
4. Szélsőséges vagy ingadozó hőmérséklet →	Klimatizálás, hőmérséklet mérés biztosítása
5. Szélsőséges vagy ingadozó páratartalom →	Klimatizálás, páratartalom mérés biztosítása
6. Káros vibráció fellépése →	Szeparált mérőhelyiség biztosítása
7. Nagy elemszámú mérőrendszer →	Csatlakozók, hosszabítók eliminálása
8. Nem kielégítő pontosságú erőmérés →	Erőmérő kalibrálása és validálása mérés előtt
9. Nem kielégítő pontosságú nyúlás mérés →	Nyúlásmérő kalibrálása és validálása mérés előtt
10. Nem kielégítő pontosságú sebességmérés →	Sebességmérő kalibrálása és validálása mérés előtt
11. Nem kielégítő pontosságú kézi mérőeszköz →	Tolómérő és mikrométer kalibrálása
12. Nem kielégítő pontosságú értékelő szoftver →	Szórás elemzések és mérések előtti validálások végrehajtása
13. Nem kielégítő pontosságú és stabilitású hajtás →	Szórás elemzések és mérések előtti validálások végrehajtása
14. Nem kielégítő keretmerevség →	Szórás elemzések és mérések előtti validálások végrehajtása
15. Nem kielégítő stabilitású befogás →	Szórás elemzések és mérések előtti validálások végrehajtása
16. Nem kielégítő pontosságú próbatest tájolás →	Próbatest tájoló alkalmazása
17. Nem kielégítő pontosságú sebességvezérlés →	Többféle sebességvezérlési mód alkalmazása
18. Nem kielégítő pontosságú kalkuláció →	Egységes gépi kalkuláció alkalmazása
19. Torzítást okozó vizsgálati sebesség megválasztása →	Többféle vizsgálati sebesség alkalmazása
20. Hibás adatgyűjtési frekvencia megválasztása →	Többféle frekvencia alkalmazása
21. Nagy mechanikai érték szórás inhomogenitás miatt →	Mindig azonos mintavételi lokalizáció alkalmazása
22. Torzítást okozó minta előkészítő technika →	A megváltozott részek eltávolítása a próbatestekről
23. Nem kielégítő pontosságú próbatest →	Pontos, precíz, reprodukálható minta előkészítés
24. Szóródó jeltávjelölés →	Jeltávjelölő sablon alkalmazása

## 21. ábra Potenciális hibamódok és intézkedések a szakítóvizsgálatok mérési eredményét torzító hibák elkerülésére

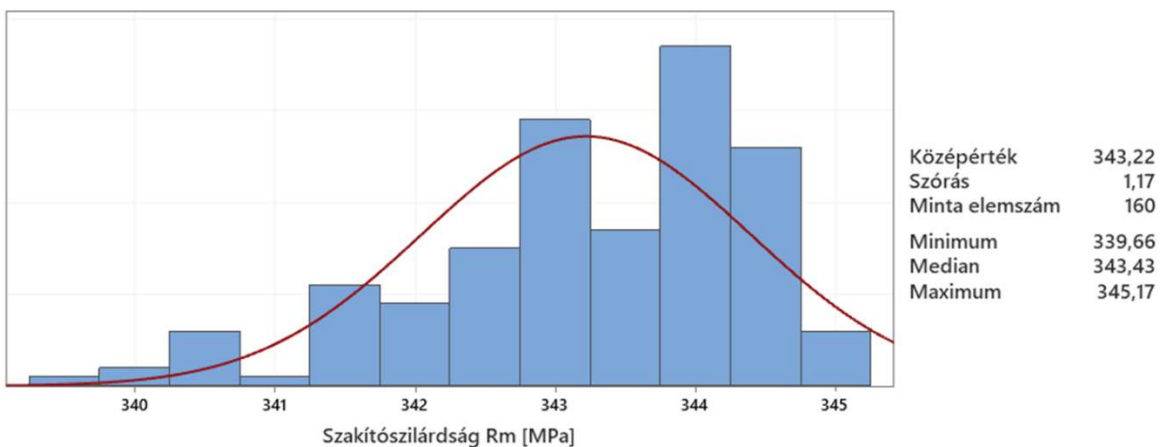
### Anyag inhomogenitására vonatkozó vizsgálatok

Az Ishikawa elemzés során nyilvánvalóvá vált, hogy az anyag inhomogenitásának mértéke jelentősen befolyásolhatja a mérési eredmények összehasonlíthatóságát, amennyiben hosszabb távú és/vagy nagy számú próbatestek vizsgálatáról van szó. Emiatt az 1. körben megkapott kísérleti adagból vett mintán elemeztem a vizsgálandó anyagom gyártás közben kialakult inhomogenitásának mértékét. Az inhomogenitás vizsgálatot szabványos méretű próbatestek, nyúlásvezérléssel végrehajtott szabványos vizsgálatával, hosszirányból kivett próbatestek mérésével határoztam meg. Egy 1250X2000 mm méretű táblából összesen 160 darab próbatestet munkáltam ki, melyeknek egyenként meghatároztam a folyáshatárát ( $R_{p0,2}$ ), szakítószilárdságát ( $R_m$ ) és szakadási nyúlását ( $A_{80}$ ). Az eredményeket hisztogramban ábrázolva megállapítható volt, hogy szórásuk folyáshatár tekintetében 2,1 MPa, szakítószilárdságban 1,17 MPa, míg szakadási nyúlásban 0,86% mértékű volt. Ennél érdekesebb eredményt mutatott azonban a terjedelem értékek elemzése hiszen az egy táblán belül tapasztalt legkisebb és legnagyobb értékek közötti különbség folyáshatár tekintetében 10,02 MPa, szakítószilárdságban 5,51 MPa míg nyúlásban 4% mértékű eredményt mutatott (**22. ábra-24. ábra**).

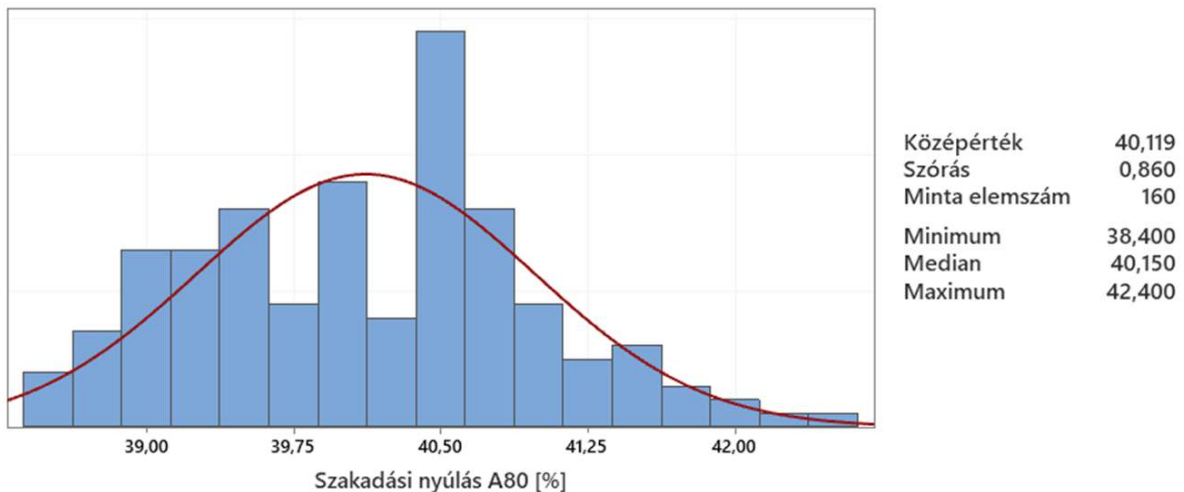
Ez annak fényében érdekes felfedezés, hogy újabb szakirodalmi adatok [106] öregedés hatására bekövetkező 26-37 MPa-nyi folyáshatár emelkedésről tanúskodtak. Tehát a 26 MPa-nyi öregedési szimptomát a 10 MPa-nyi inhomogenitás jelentősen torzíthatja, akár pozitív, akár negatív irányban, pusztán annak a ténynek köszönhetően, hogy az összehasonlított próbatesteket egyazon tábla(!) mely területéről munkáljuk ki!



22. ábra Az 1. körben vizsgált mintaanyag  $R_{p0,2}$  értékeinek 1 tábláján belül mért ingadozása



23. ábra Az 1. körben vizsgált mintaanyag  $R_m$  értékeinek 1 tábláján belül mért ingadozása



24. ábra Az 1. körben vizsgált mintaanyag  $A_{80}$  értékeinek 1 tábláján belül mért ingadozása

#### A szabványos szakítópróbatest kimunkálási technológia megválasztása

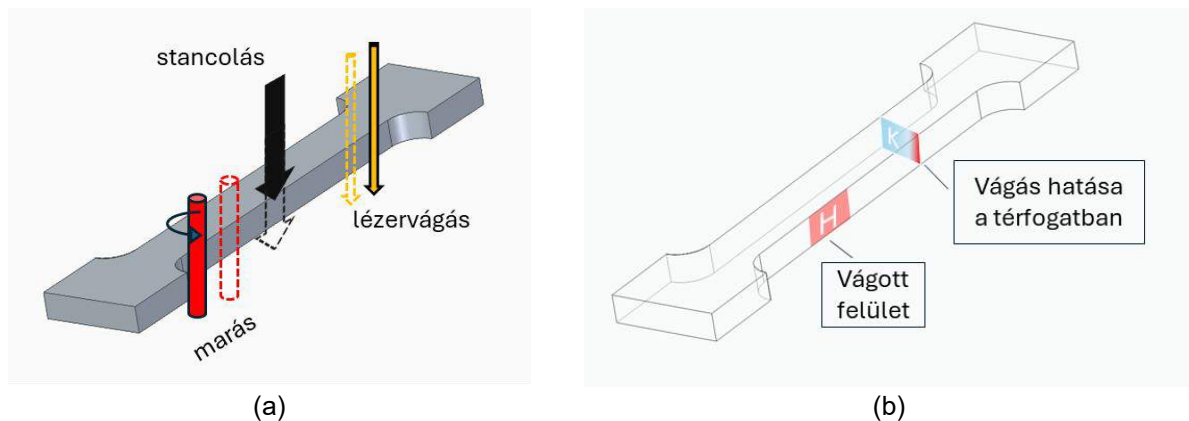
Az öregedés szakirodalomban megadott szimptómáinak ellenőrzéséhez olyan próbatest előkészítő technikát kellett kiválasztanom, amely jó reprodukálhatóságot biztosít, azaz a lehető legkisebb mértékben változtatja meg a lemez állapotát, így a mérési eredményeket legkevésbé torzítja. Sajnos a

szakirodalomban erre vonatkozóan nem találtam kielégítő tájékoztatást, ezért saját magam kellett megvizsgálnom ezt. Erre irányulón három különböző technológiát elemeztem ki a vágási felületek jellegének, hatásövezetének és a próbatestek elszakításából származó mechanikai mérőszámok összehasonlításával. Annak érdekében, hogy tisztán a próbatest előkészítő technikák hatását tudjam megállapítani az alapanyag inhomogenitást közel nullára kellett redukálni. Ezért vizsgálataimhoz egy kísérleti gyártásból származó különleges tisztaságú és homogenitású 310x290x1 mm méretű (kb. DC07-nek megfelelő- **4. táblázat**) etalonlemez használtam, melynek mechanikai tulajdonságait az „Institut für Eignungsprüfung (IfEP) tanúsította az ISO/IEC 17034 előírásai szerint.

**4. táblázat Az etalon lemez vegyi összetétele**

C[%]	Si[%]	Mn[%]	P[%]	S[%]	Al[%]
0,04	0,003	0,2	0,006	0,011	0,046

Az etalon lemezből a thyssenkrupp Materials Hungary, a Bay Intézet, illetve a Miskolci Egyetem FKNi műhelyének segítségével háromféle technológiával vágattam ki szabványos méretű (ISO 6892-1, 2-es (20x80 mm) típusú) próbatesteket, a Magyarországon legelterjedtebbnek számító lézervágással és marással, valamint ezen a területen egy úttörőnek mondható technikával, a lyukasztással vagy más néven stancolással. A lézervágás TruLaser Cell 7020 gépen, oxigén gáztáplálást alkalmazva, 6500 mm/min vágósebesség mellett került végrehajtásra, míg a marás palástmaró gépen, 70 fordulat/perc vágási sebességgel, 25 mm/perc előtolással került lebonyolításra. A stancolás egy a szakítópróbatetek kivágására készült célgépen, 160 mm/min sebességgel, 0,12 mm-es vágóréssel került elvégzésre. A kimunkáló szerszámok mozgását a próbatesthez képest sematikusán a **25. ábra (a)** mutatja.

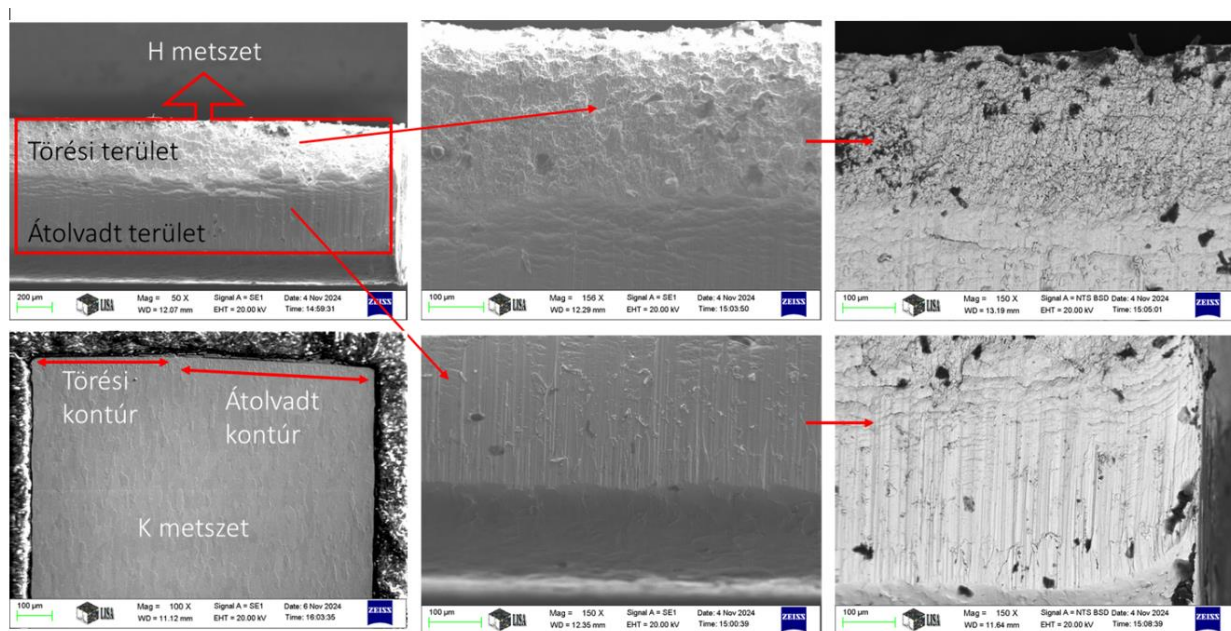


**25. ábra Etalon lemezből történő (a) szakító próbatetek kivágása és a kimunkáló szerszámok mozgásának sematikus ábrázolása, (b) elszakított próbatetekből mintakivétel mikroszkópi vizsgálatra**

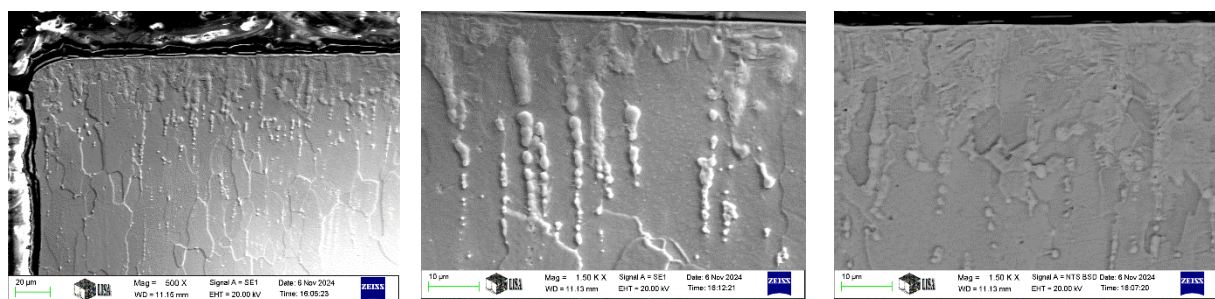
A mechanikai értékek ( $R_{p0,2}$ ,  $R_m$ ,  $A_{80}$ ) az IfEP előírásai szerint az ISO 6892 B (feszültségvezérléses) módszerrel kerültek megmérésre. A szakítási sebesség egységesen a folyáshatár megjelenéséig 10 MPa/s, azután  $0,00671 \text{ s}^{-1}$  volt. Minden szakítóvizsgálatnál azonos (50 MHz) adatgyűjtési frekvenciát alkalmaztam. A szakítópróbatetekből két (H-hossz és K-kereszt) irányból vettem ki mintákat a roncsolt felületek elektronmikroszkópos vizsgálatához (**25. ábra (b)**). A H-hosszirányú mintán a nyers vágási felületet vizsgáltam, míg a K-keresztirányú minta pirossal jelzett részén a vágási kontúrt és a vágási hatásövezetet. A vizsgálathoz az ME-FKN Intézetben található 1830I Amray pásztázó elektronmikroszkópot alkalmaztam az Intézet munkatársainak segítségével, szekunder elektron és visszaszórt elektron képalkotási üzemmódokban. A H mintát nyers állapotában, míg a K mintát beágyazás

után a szokásos metallográfiai vizsgálathoz előkészítve (csiszolás 4 fokozatú papíron, polírozás gyémántpasztával és maratás 0,5%-os nitálban) vizsgáltam.

A lézervágott felületről készült mikroszkópi képeket a **26. ábra** mutatja. A H metszeten piros négyszöggel jelöltem a minta 1 mm-es vastagságának megfelelő részt. A területen markánsan két különböző tartományt lehetett megfigyelni. A vágás kezdetén egy átolvadt zóna alakul ki, mely átmegy a kritikus vastagságcsökkenés következtében egy jellemzően törési morfológiát mutató felületbe. Ez a két „vágási” mechanizmus a K metszeti képen is jól elkülöníthető. A K keresztmetszeti kép azt mutatja, hogy a vágás következtében méret vagy alaktorzulás alig történt. A metszeti kép hőhatás övezetéről készült nagyobb nagyítású képeket a **27. ábra** mutatja. A képek azt erősítik, hogy a lézeres kezelés mintegy 20-30  $\mu\text{m}$  mélységben változást idéz elő az anyag szövetszerkezetében, melyben karbid dúsulás és martenzites szövet megjelenése figyelhető meg.



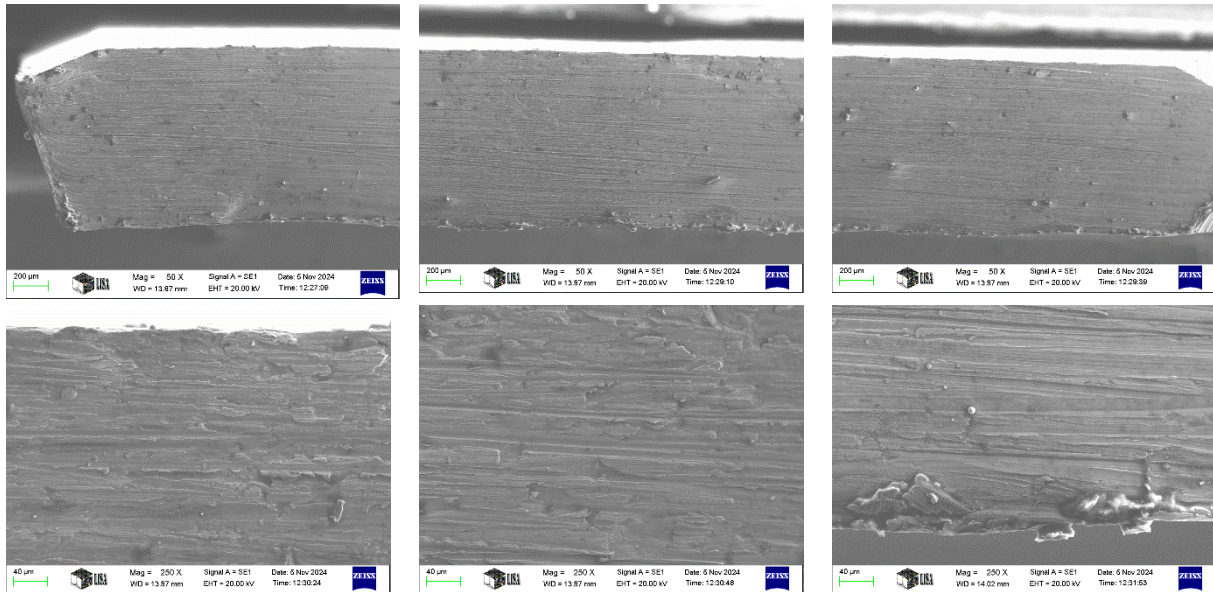
**26. ábra** A lézervágással készült minta elektronmikroszkópos felvételei



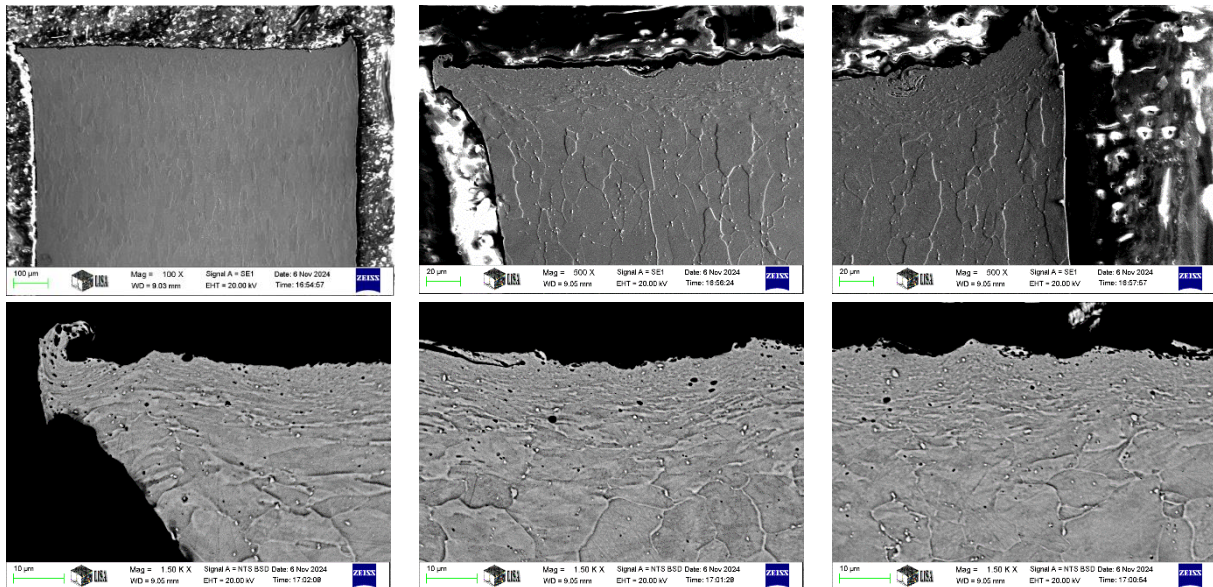
**27. ábra** A lézervágással készült minta K metszetéről készült elektronmikroszkópos felvételei a hőhatás övezetben

A marással kimunkált próbatest esetében a H metszetről készült felvételeket a **28. ábra** mutatja kisebb és nagyobb nagyításban. A marószerszám lenyomatát mechanikai roncsolódási nyomokat látunk sorjafeltapadással. A K metszeti kis nagyítású képen (**29. ábra**) a vágás eredményeként kismértékű geometriai torzulás figyelhető meg, amit a marási művelet okoz a próbatest két sarokrészén ott, ahol a marószerszám be- és kihalad. A nagyobb nagyítású felvételek egyrészt a vágás hatásövezetét, másrészt a kontúr érdességét mutatják. Ez alapján megállapítható, hogy egyértelműen nagyobb érdesség alakul ki a marás hatására, mint a lézeres vágás esetén. A hatásövezet vastagsága ebben az esetben kisebb, 10-20

$\mu\text{m}$  nagyságú. Ezen a részen elnyújtott vékony szemcséket figyelhetünk meg, de olyan drasztikus fémtani változás (fázisátalakulás) nem történt, mint a lézeres vágás esetén.

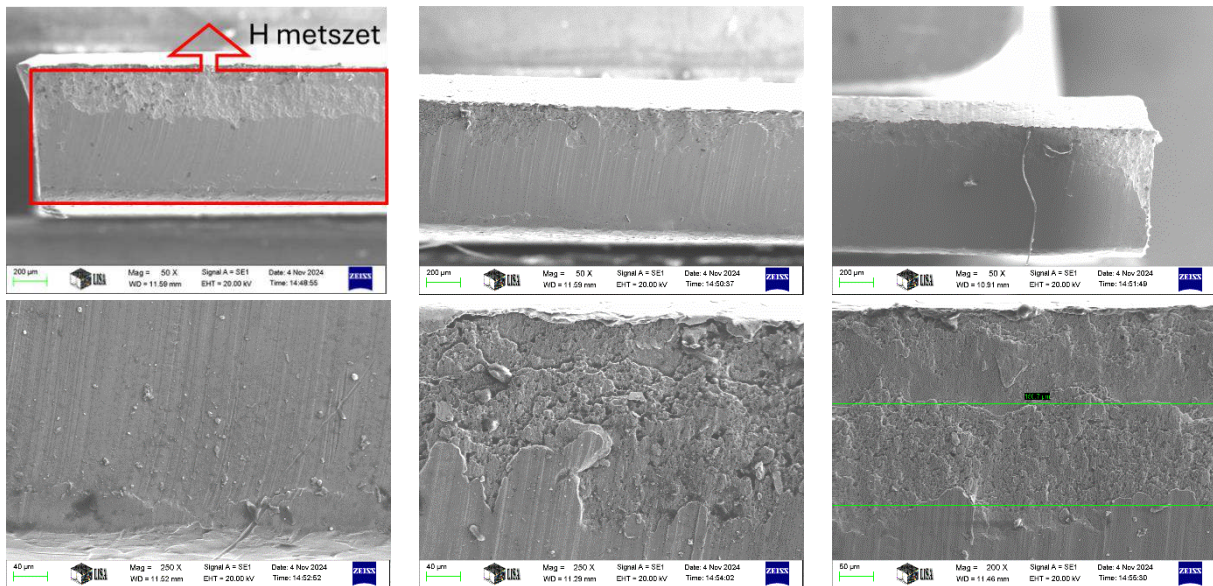


28. ábra A marással kimunkált próbatestek H metszeti felülete kisebb és nagyobb nagyításban

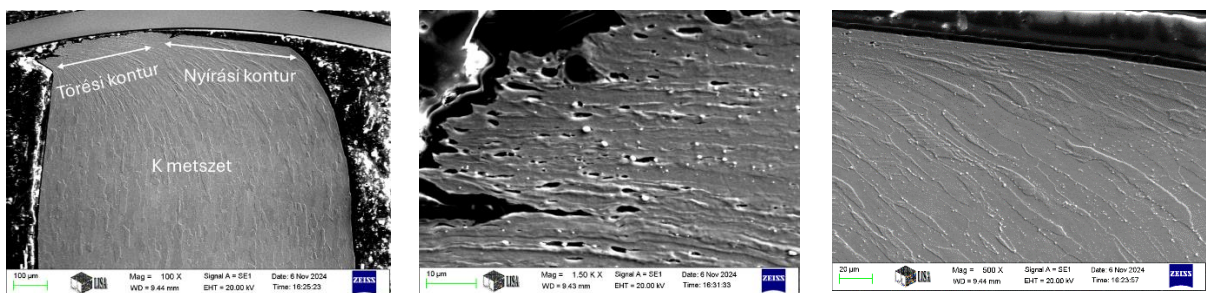


29. ábra A marással kimunkált próbatestek K metszete kisebb és nagyobb nagyításban

A harmadik kimunkálási eljárás, a stanolás hatásait a 30. ábra és a 31. ábra foglalja össze. A H metszeti kis nagyítású képen (30. ábra) is szembetűnő, hogy két jellemző szakasz alakul ki egy nyírási és egy törési szakasz. A nyírási szakaszban a szerszám okozta barázdák a mart barázdákhoz képest merőlegesen helyezkednek el. A törési felület jellemzően szívós. Ez a fajta kettősség a K metszeten is egyértelműen elválílik. A 31. ábra kis nagyítású képen látható, hogy a vágás következtében kialakuló geometriai deformáció a három művelet közül itt a legjelentősebb. A vágás kezdeti szakaszában kialakuló nyírási zóna hatásvégezete eléri a  $200 \mu\text{m}$ -t. A szálelhajlás mellett más szöveti elváltozás nincs. A törési kontúr alatt viszont durva érdesség,  $20\text{-}30 \mu\text{m}$  mély bemetszések is kialakultak. A próbatest hossza mentén változik a nyírási és törési kontúr aránya. A törési kontúr  $\frac{1}{4}$ , de esetenként az  $\frac{1}{2}$  részt is eléri.



30. ábra A stancolással kimunkált próbatetek H metszete kisebb és nagyobb nagyításban

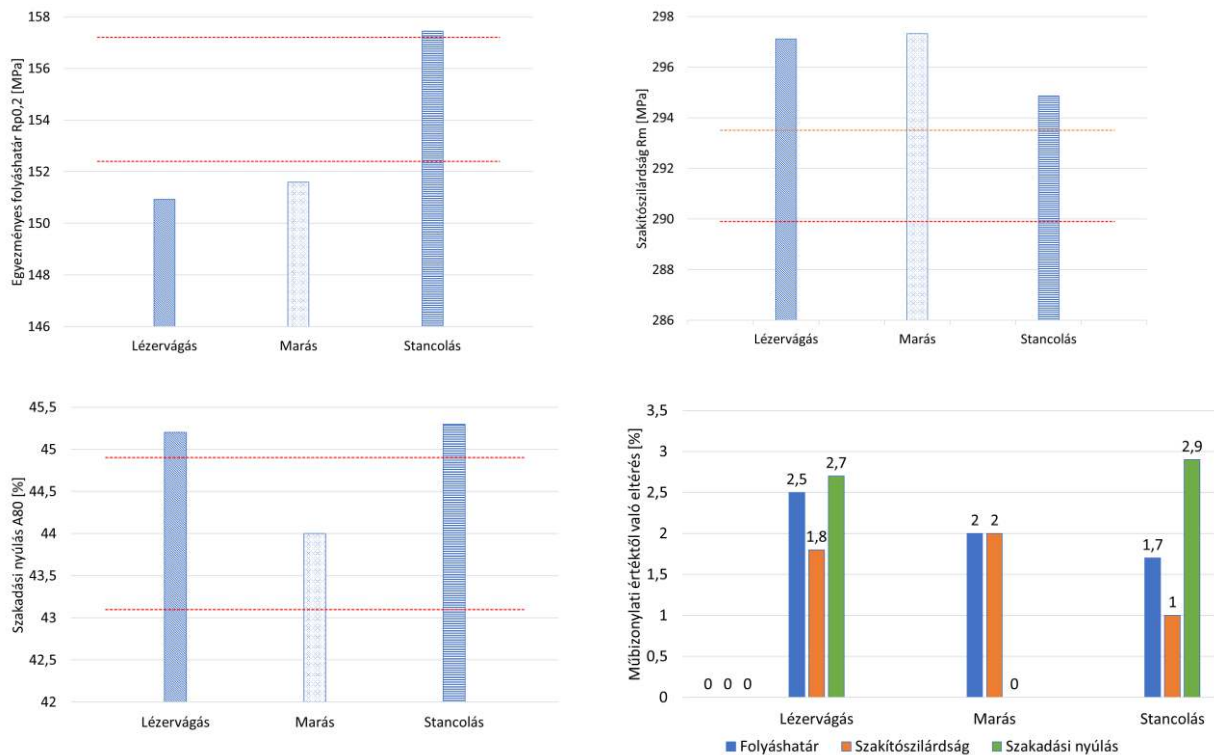


Törési kontúr alatti hatásövezet

Nyírási kontúr alatti hatásövezet

31. ábra A stancolással kimunkált próbatetek K metszete kisebb és nagyobb nagyításban

Az így kimunkált próbatetek szakítóvizsgálatai eredményeit a 32. ábra mutatja. Szaggatott vonal jelzi a diagramokban az etalon lemez tanúsítványán szereplő elfogadási intervallumot. E szerint a mart próbatest szakadási nyúlás értékét leszámítva egyik esetben sem sikerült reprodukálni az etalon lemez tanúsítványán megadott értékeket. A mart próbatest eredményei mind folyáshatár, mind szakítószilárdság tekintetében azonos százalékos eltérést mutatnak a tanúsított értékkel összehasonlítva (32. ábra). A lézervágott és a stancolt próbatetek eredményei ellentétes tendenciát mutatnak, míg a lézervágott próbatest folyáshatára elmarad a bizonylatolthoz képest, a stancolté meghaladja azt. A szakítószilárdságnál azonban éppen ellentétes tendencia figyelhető meg azaz a stancolté az alacsonyabb érték, de még mindig az elfogadási határ felett helyezkedik el. Ez összefüggésben állhat azzal ténnyel, hogy a hidegalakítás területileg egyenletesen eloszló és így nagyobb mértékű felkeményedést okoz, mint a lézervágás során végbemenő lokális szöveti átalakulás. Ha a százalékos abszolút eltéréseket vizsgáljuk, úgy az tapasztalható, hogy a stancolásnál és a lézervágásnál is a legnagyobb eltérés a nyúlásnál figyelhető meg, míg a legkisebb a szakítószilárdságban [40].



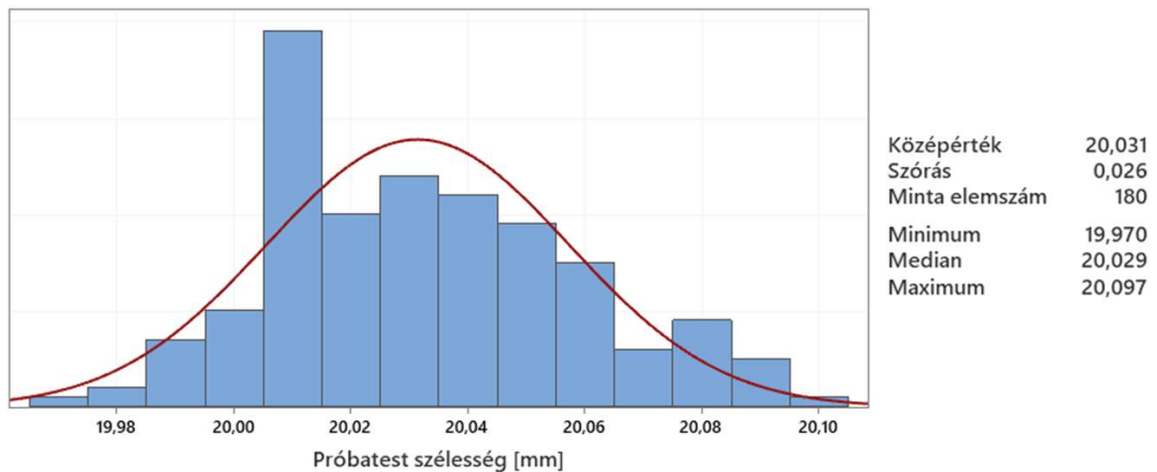
**32. ábra Szakítóvizsgálati eredmények és eltérések a bizonylatolt értékhez viszonyítva**

A vizsgálat végén a következő megállapításokat teszem:

- A vágási felület mind a lézeres, mind a stancolt esetben két szakaszra osztható. A lézeres esetén olvadással indul, a stancolás esetén nyírással, majd mindkét esetben töréssel fejeződik be. A marás ezzel szemben egyenletes felületet biztosít. A metszeti képeken kiválóan megállapítható volt az egyes módszerek hatásmélysége, mely a 10-200 mm nagyságrendbe esett, legkisebb a marásnál, legnagyobb, a stancolásnál volt.
- A marás és a stancolás hatására egy erősen alakított felkeményedett szemcseszerkezet alakul a hatásövezetben, míg a lézeres kezelés esetén karbididúsulás és martenzit képződés megfigyelhető volt.
- A folyáshatár a stancolt próbatest esetén volt a legnagyobb míg a szakítószilárdság a legkisebb. A marással előkészített próbatest nyúlását kivéve valamennyi mechanikai anyagvizsgálati jellemző eltért az etalon mintára megadott értéktől, a legtöbb esetben még a mérési bizonytalanságot is meghaladó mértékben.
- Bármelyik technikával is kerülnek előkészítésre a próbatestek szakítóvizsgálatra, mindenképpen nagy gondot kell fordítani a megváltozott anyagréteg szakszerű eltávolítására. Amennyiben ez nem történik meg, a mintakivágás hatása a mérési eredményekben jelentkezni fog.

Ugyanakkor meg kell jegyezni, hogy a lézervágó és maró eljárások vágó sebességeinek megválasztása a gépkezelő vagy az anyagvizsgáló mérnök szaktudásától, tapasztalatától erősen függ. A fentiekben bemutatott kísérletben mindkét technológia egy az általam megkérdezett szakemberek által legalkalmasabbnak vélt parametrizálással került végrehajtásra, amely lézervágás esetében 30  $\mu\text{m}$  míg marásnál 20  $\mu\text{m}$  méretű hatásövezet kialakulását mutatta. Ez a sávszélesség azonban a változó vágósebesség és változó gépválasztás függvényében az általam megadottaktól eltérhet. Ezzel szemben a stancoló műveletnél bár a végbemenő hidegalakítás miatt összehasonlításomban a legszélesebb hatásövezet (200 mm) kialakulásával kell számolni, azonban az átváltozott zóna rendkívül egyenletes és jól meghatározható méretű volt, ezért méretrahagyás könnyen számolható a szerszám méretek meghatározásánál. Továbbá a bemutatott eljárások közül a stancolás paraméterbeállításai a leginkább kötöttek, ezért a gépkezelőnek csekély hatása van az elkészülő próbatest vágott felületének minőségére és méretpontosságára. Ezzel a technológiával a próbatest vizsgálati területének szélességi mérete rendkívül kis szórással (0,026 mm-el!) gyártható, mint ahogyan az a **33. ábra** eredményeiből látható, ezért

kutatásom során a próbatesteket ezzel a technikával állítottam elő. A stancolást követően a hatásövezetet célgépen történt csiszolással távolítottam el.



**33. ábra Nagyszámban stancolással előállított próbatestek szélesség méretének statisztikája**

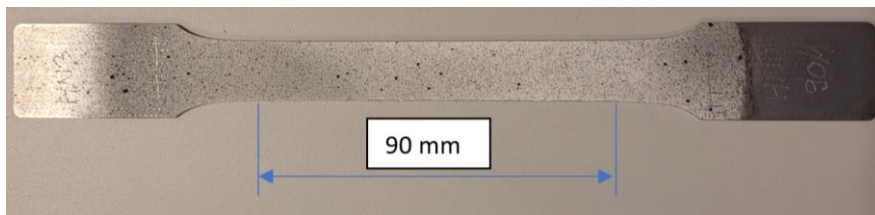
#### Az öregedési próbatestek vizsgálata során alkalmazott vizsgálógépek, eljárások és próbatestek

A normál- és csökkentett sebességű szakítóvizsgálatokat, a SAI értékek meghatározását, valamint a felületi elváltozások vizsgálatára elkészített polírozott felületű szabványos próbatestek elszakítását egy Instron 68FM-300 típusú padló telepítésű kétszlopos elektromechanikus univerzális anyavizsgáló berendezésen hajtottam végre, ékpályás befogó használatával. A mérési eredményeket Bluehill 4/ AverEdge 32 típusú kiértékelő szoftverrel dolgoztam fel. A vizsgálat során a darabok nyúlásmérése AVE 2 video extenzométer segítségével történt 80 mm hosszirányú és 20 mm keresztirányú jeltávolságot alkalmazva. A vizsgálat további paramétereit; Erőmérő cella: 300 kN; Vizsgálati hőmérséklet: szobahőmérséklet (23°C). A mechanikai értékek ( $R_{p0,2}$ ,  $R_{eH}$ ,  $R_{eL}$ ,  $R_m$ ,  $A_{80}$ ) változását sorozatonként az ISO 6892 B (feszültség vezérlés) módszerrel vizsgáltam. A szakítási sebesség egységesen a folyáshatár megjelenéséig 10 MPa/s azután  $0,00671 \text{ s}^{-1}$  volt. A statikus és dinamikus öregedést ISO 6892 A1 (nyúlás vezérlés) módszerrel, irányonként három ( $0,002 \text{ s}^{-1}$ ;  $0,0002 \text{ s}^{-1}$ ;  $0,00002 \text{ s}^{-1}$ ) szakítási sebességgel 1-1 próbatesten vizsgáltam. Mérési sorozatonként három (hengerlési iránnyal  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  és  $90^\circ$ -ot bezáró) irányból kivett 3-3 próbatestet vizsgáltam. A szakítóvizsgálatokat szabványos méretű (ISO 6892-1, 2-es (20X80 mm) típusú) próbatesteken hajtottam végre, melyeket a korábban ismertetett eljárással készítettem elő vizsgálatra. Minden szakítóvizsgálatnál azonos (50 MHz) adatgyűjtési frekvenciát alkalmaztam. A mérőrendszer minden eleme érvényes kalibrációval rendelkezett, az erőmérő cella az ISO 7500-1 szabvány szerint, a hossz és keresztirányú nyúlásmérő és a gép keresztfejének elmozdulás mérője az ISO 9513 szabvány szerint. A gép sebesség vezérlésének pontosságát az Instron ellenőrzési utasításának megfelelően ellenőrizték. A vizsgálati sebességek aktuális értékének ingadozása a vizsgálatok alatt egyik esetben sem haladta meg a +/-20%-os eltérést a beállított értékhez képest. A mérőrendszert és a végrehajtott eljárást minden vizsgálati sorozat megkezdése előtt tanúsított etalonpróbatest elszakításával validáltam. A mérési eredményt befolyásoló tényezők lehető legkisebb szintre történő szorítását a **21. ábra** szerinti intézkedések biztosították.

A vizuális vizsgálathoz használt polírozott szakítóvizsgálati próbatestek felületi előkészítését 500-as szemcsesűrűségű csiszolópapírral végeztem manuálisan. Az így elkészült próbatestek felületi érdességét egy kiválasztott referencia területen egyenként megmértem és feljegyeztem. Az elszakítást követően az érdességet az egyes hibaképek területén is megmértem. Az érdességméréseket egy  $2 \mu\text{m}$  csúcscsugarú gyémánt tapintóval felszerelt Mitutoyo SurfTest SJ210 típusú készülékkel hajtottam végre. A mérési

sebesség 0,5mm/s volt, 12,5 mm mérési hosszon, melyből 2,5 mm volt a bevezetési és kifutási szakasz, illetve 2 mm volt a mintavételi hossz melyet 5 egymást követő szakaszban mért a készülék, így a teljes vizsgálati hossz 12,5 mm volt. A letapogatott profil pontokat Gauss típusú szűrést követően értékelte ki a készülék szoftvere. A vizsgálatokat a meghatározni kívánt felületi egyenetlenségek barázdáira merőlegesen hajtottam végre.

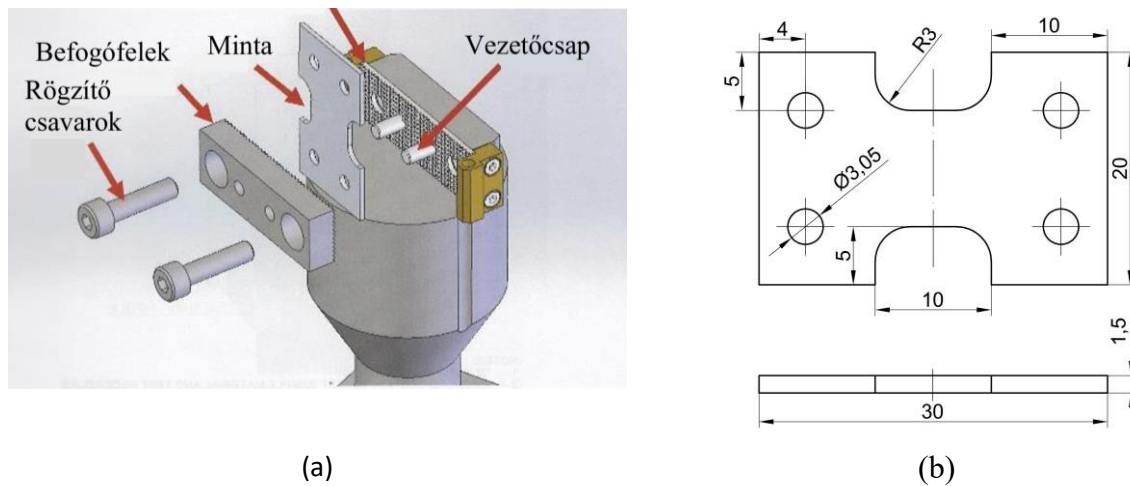
DIC technikával kibővített szakítóvizsgálatokat a Debreceni Egyetem Gépészmérnöki Tanszékén egy Instron 68TM-10 típusú asztali elektromechanikus univerzális anyavizsgáló berendezésen a tanszék munkatársainak segítségével hajtottam végre ékpályás befogó használatával. Az elmozdulás mérést GOM Aramis 12M-600 hardver-szoftver rendszer segítségével bonyolítottuk le. A 12 megapixel felbontású kamera a próbatesten 90 mm távolságot vizsgált. Az adatrögzítési sebesség 4 Hz volt. A mérési eredményeket Aramis Professional 2020 kiértékelő szoftverrel dolgoztuk fel. A vizsgálat további paraméterei; Erőmérő cella: 10 kN; Vizsgálati hőmérséklet: szobahőmérséklet (23°C). A vizsgálatokat keresztfej-pozíció vezérléssel hajtottuk végre. A szakítási sebesség 5 mm/min volt. A képelemző rendszert minden mérés előtt egy CP40/170 típusú kalibráló lappal kalibráltuk. A DIC szakítóvizsgálatra előkészített próbatestek mérete és előkészítési módja megegyezett a normál szakító próbatestekével. Az egyes időperiódusokban 1 db próbatestet vettem ki a hengerlési irányra merőlegesen a szabványos szakítópróbatetekkel megegyező lokációból. Ahhoz, hogy a próbatestek DIC elemzésre alkalmasak legyenek a felületüket két rétegű festék szórással kellett ellátni. A felületet Loctite SF 7063 oldattal tisztítottuk meg majd fehér színű AESUB festékekkel alapoztuk, végül Acryl Prisma Color digitalizáló sprével vittük fel a mintázatot (**34. ábra**). Szakirodalmi adatok alapján úgy döntöttem, hogy kísérleteim során a nyúláseloszlási képet, valamint az azt számszerűsítő lokális alakváltozási tényező ( $\Lambda$ ) értékét a szakítás során az egyezményes folyás határ megjelenéséhez tartozó nyúlás értéknél, valamint az egyenletes alakváltozás szakaszába eső 10%-os nyúláshoz tartozó értéknél határozom meg és hasonlítom össze az egyes vizsgálati időpontokban. A folyáshatárhoz tartozó képen a statikus, míg a 10%-os nyúláshoz tartozó képen a dinamikus öregedést kívántam értékelni.



**34. ábra Vizsgálatra előkészített DIC próbatest és annak vizsgálati terület**

A mikroszakító kísérleteket a Miskolci Egyetem 3D laboratóriumában található YXLON FF35 CT berendezésbe integrált DEBEN típusú anyagvizsgáló berendezéssel hajtottuk végre a labor munkatársainak segítségével. A befogó fej és a próbatest kialakítását a **35. ábra** mutatja. A CT berendezésbe integrált mikroszakító vizsgálat lényege, hogy a szokásosan alkalmazott 20X80 mm-es vizsgálati területtől jóval kisebb 10X5 mm méretű próbatesten történik meg a tönkremenetel. Lévén a vizsgálati eljárásra nincs jóváhagyott szabvány, a próbatestet a vizsgáló gép gyártójának ajánlása szerinti méretben készítettük elő marással és fúrással. A vizsgálati jeltáv 5 mm volt. A vizsgálat során 10 Hz-es adatgyűjtési frekvenciát, 5 kN-os erőmérőcellát és 1 mm/min keresztfej elmozdulási sebességet használtunk. A próbatesteket a hengerlési irányra merőlegesen munkáltuk ki. Az egyes vizsgálati időpontokban 3-3 próbatestet szakítottunk el. A FI és a L/GSR mérőszámokat a mikroszakító próbatestek töretének méreteiből, valamint a mikroszakító vizsgálat alatt rögzített értékekből számoltam. Az öregedés vizsgálatára mindeddig nem találtam bizonyítékot, hogy a FI és L/GSR mutatószámokat használták volna, holott várakozásom szerint jól jelezheti a beálló változásokat, emiatt döntöttem a

meghatározásuk mellett. A próbatetek töreiteinek képét 1830I Amray típusú scanning elektronmikroszkópon értékeltük a Miskolci Egyetem FKNI munkatársaival, majd szoftveresen megmértük 0,01mm pontossággal. A mikroszkóp fókuszát folyamatosan optimalizáltuk, amíg a felvételeket készítettük. A próbateteket a felvételek készítéséhez mikroszkópsatuban rögzítettük merőlegesen a kamera pozíciójához. A tökéleteshez közelítő fókuszálást megkönnyítette az a tény, hogy mindegyik próbatest szakadási vonala hozzávetőlegesen 55°-os szöget zárt be a húzóerő hatás vonalára merőleges sikkal. A próbatetek tájolását pusztán szemmel irányítottam egészen addig amíg a legélesebb és kontúrban a legteljesebb képet nem kaptuk. A mérések minél tökéletesebb végrehajtásához felhasználtam Wagner és társai tapasztalatait [116].



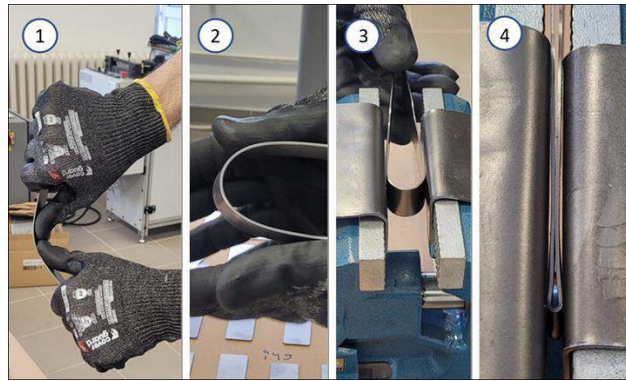
35. ábra (a) Mikroszakító berendezés befogója és a (b)próbatest geometriája

### 3.2.2 További vizsgálatok

A szakító vizsgálatokon túl, a kutatókollégák által, az alakíthatóság mértékére sikerrel alkalmazott technológiai vizsgálati módszereket is bevontam a kutatásomba, nevezetesen a csészehúzó, a hajlító és a Nakajima vizsgálatokat. A Nakajima vizsgálat egyes próbatestjei melyeknek - a méretkülönbségektől eltekintve- geometriája, valamint igénybevétele nagyon hasonló az Erichsen vizsgálatéhoz, jóllehet értékelése sokkal komplexebb. Ezért a Nakajima vizsgálat kiválóan pótolhatja az Erichsen vizsgálatokat.

A csészehúzóvizsgálatokat az ISO 11531 szabványban meghatározott berendezéssel és vizsgálati szabályok szerint hajtottuk végre a Miskolci Egyetem GÉIK Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetének műhelyében a következő konkrét peremfeltételekkel. A vizsgálathoz egy Roell & Korthaus R21 jelű hidraulikus vizsgáló berendezést használtam, amely 33 mm átmérőjű 5 mm lekerekítési sugarú húzóbélyeggel volt felszerelve. A minták előkészítését, valamint magát a vizsgálatot az Intézet munkatársainak segítségével bonyolítottam le. A vizsgálat előtt a tárcsa mindkét felületét kenőanyaggal kentük be. Az ismételt vizsgálatok alkalmával minden a vonatkozó vizsgálati szabványban előírt mérési paramétert, illetve befolyásoló tényezőt beleértve az alkalmazott kenőanyagokat állandó szinten tartottunk. A vizsgálatokat mindig ugyanaz a személy hajtotta végre, így a vizsgálatok ismételhetőségét és reprodukálhatóságát igyekeztem biztosítani. Minden szakító vizsgálati sorozattal egyidőben ugyanazon táblából a szakítópróbatetek környezetéből munkáltuk ki a próbateteket esztergálással. 3-3 darab fokozatosan növekvő átmérőjű tárcsákat vágunk ki 68 és 74 mm között, melyeket csészévé húztunk.

A hajlítóvizsgálatokat az ASTM E290 ajánlása szerinti, szabványos méretű (itt ISO 6892-1, 2-es típusú (20X80 mm)) szakítópróbatesteken hajtottam végre, melynek kimunkálási technológiája, illetve kivételi pozíciója megegyezett a szabványos szakítóvizsgálatnál leírtakkal azzal a különbséggel, hogy ennél a vizsgálatnál csak hengerlési irányban párhuzamosan vettem ki próbatesteket. Az egyes időpontokban 3-3 próbatesten végeztem a JIS G3141 és az ASTM E 290-14 szabványokban foglalt előírások szerinti hajlító vizsgálatot. A hajlítást szabad kézzel 180°-ban végeztem el úgy, hogy a hajlított szárok egymásra felfeküdjenek majd a próbatestet satuban összelapítottam („band and flatten” módszer) (**36. ábra**). A fent említett szabványok útmutatásai alapján a meghajlított külső ív felületét vizsgáltam meg. Megfelelő minősítést kapott az a próbatest, amelyen hajlítás után szabad szemmel nem volt látható repedés vagy egyéb anyag felszakadás, esetleg kitörés. A vizsgálatok elfogadható színvonalú ismételhetőségét és reprodukálhatóságát azonos vizsgáló személy és állandó mérési hőmérséklet, valamint megvilágítási környezet biztosította.

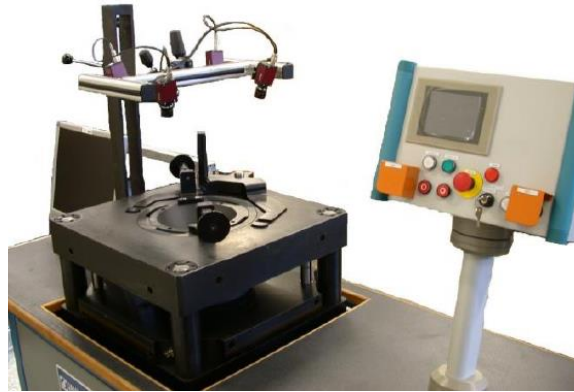


**36. ábra** Hajlító vizsgálat („band and flatten” módszer) lépései

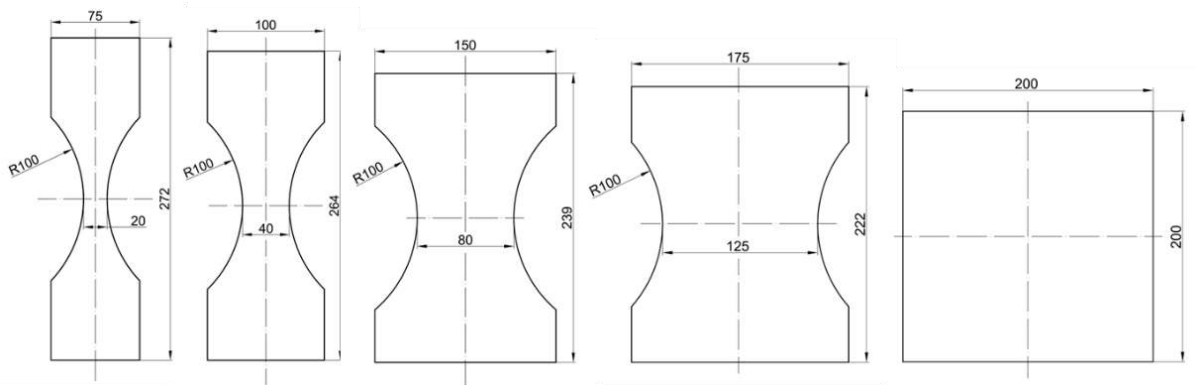
A Nakajima vizsgálatok az EN ISO 12004-2 (23) szabványban meghatározott berendezéssel és vizsgálati szabályok szerint kerültek végrehajtásra a Miskolci Egyetem GÉIK Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetének műhelyében az Intézet munkatársainak segítségével. A vizsgálatok elvégzéséhez egy elektro-hidraulikus, számítógép vezérlésű lemezvizsgáló gépből és egy automatizált optikai alakváltozás-mérő rendszerből álló komplex lemezvizsgáló berendezést használtunk. A lemezvizsgáló berendezés hidraulikus működtetésű, a főnyomó henger névleges kapacitása alapján 3 mm lemezvastagságig alkalmas a FLD, FLC diagramok meghatározására az ehhez kapcsolódó vizsgálatok elvégzésére (**37. ábra**).

A berendezés elektronikus vezérlése lehetővé teszi a lemezvizsgáló gép és az optikai alakváltozás mérő rendszer összehangolt működtetését. A lemezvizsgálatok során 100 mm átmérőjű, félgömb alakú mélyhúzó bélyeget, ehhez illeszkedő húzógyűrűt, valamint ráncgátlót alkalmaztunk. A gép erőhatára 600 kN, sebességtartománya pedig 0-5 mm/s. A vizsgálatoknál alkalmazott bélyeg átlagsebessége 1,1 mm/s míg a vizsgálati hőmérséklet: 25°C volt. A súrlódás lecsökkentésére vizsgálat közben fóliát és grafitos kenőanyagot alkalmaztunk. Az alakítás során bekövetkező alakváltozásokat a munkadarab felületére felvitt rácshálózat torzulásának mérésével határoztuk meg. Erre a célra a VIALUX cég által gyártott AutoGrid optikai alakváltozás mérőrendszert alkalmaztunk. Az AutoGrid mérőrendszer négy, mobil mérőfejekkel ellátott CCD kamerát használ a mérés előtt felvitt háló torzulásának nyomon követésére. Vizsgálati időpontonként két egyenként 5 darabból álló a hengerlési irányban csökkenő hídszélességű szabványos próbatest sorozatot vizsgáltam (**38. ábra**). Az egyik sorozat a minta tábla széléből a másik pedig a közepéből került kivágásra. Az alkalmazott hídszélességek: 20 mm, 40 mm, 80 mm, 125 mm és 200 mm volt. Az előkészített próbatest sorozatokra nyomdatechnikai hálózással (szitanyomással) felvittük a négyzetes hálót. Az alkalmazott hálóméret 2 mm × 2 mm volt. A próbatestekre felvitt hálókat

alakítás előtt az optikai mérőrendszerrel leellenőriztük. A próbatesteket lézervágással készítettük elő vizsgálatra.



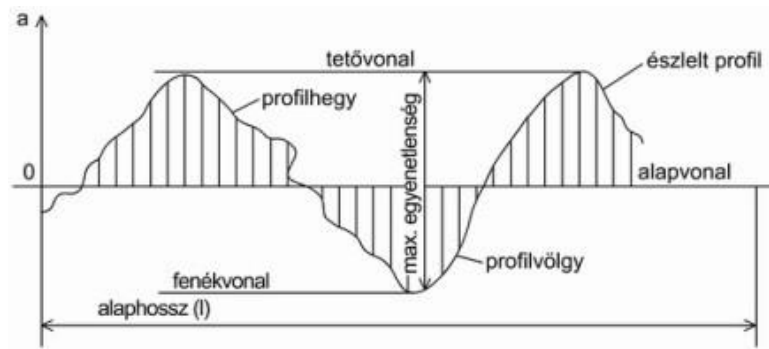
37. ábra Az univerzális lemezvizsgáló berendezés A Vialux optikai mérőrendszerrel.



38. ábra Nakajima próbatestek méretei különböző hídszélességek esetén

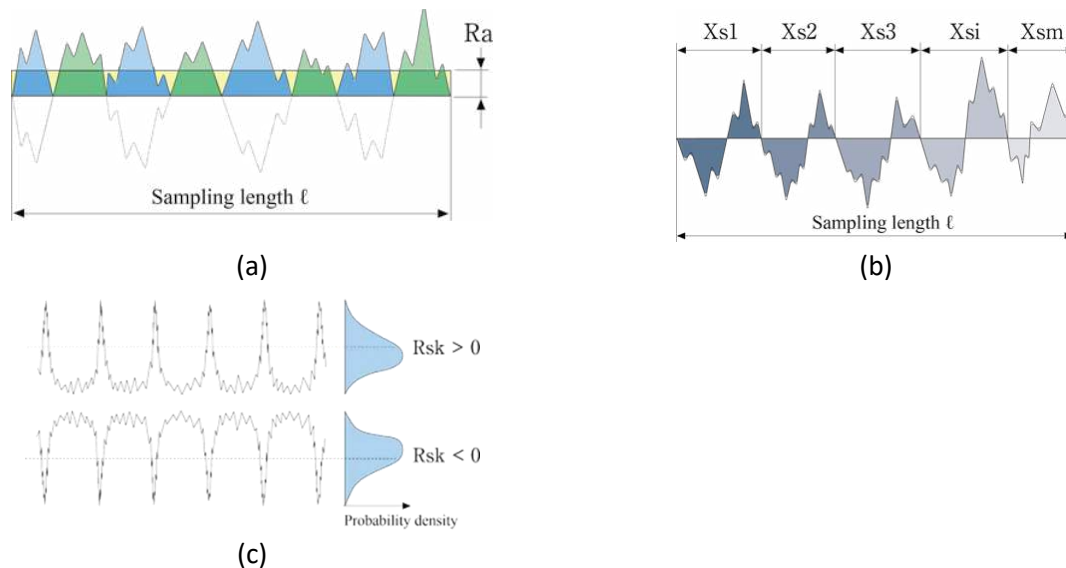
A különböző vizsgálatok során számos károsodási jegyre is figyelmes lettem. Annak érdekében, hogy ezeket a károsodási jegyeket kvantitatívan is jellemezni tudjam, felületi érdességméréseket hajtottam végre. Az EN ISO 21920-2 szabvány számos felület egyenetlenségi mérőszámot tartalmaz melyek a felület hullámosságára és érdességére vonatkozóan adnak felvilágosítást. A hibaképek értékelését tekintve az érdesség bír nagyobb jelentőséggel, amely a hullámhosszhoz viszonyítva kis területen észlelt ismétlődő felületi egyenetlenség. Az érdességet egy megválasztott alapvonalra vonatkoztatva értékelik a különféle mérőszámok. A leggyakrabban használt alapvonal a profil középvonala. Ez a profilt az alaphosszon belül oly módon osztja ketté, hogy a felette lévő kiemelkedések és az alatta lévő bemélyedések területe megegyező. A profilon az alaphosszt (mintavételi hossz) úgy kell megválasztani, hogy az érdesség jellegzetességei kitűnjenek. A vizsgálati hossz a szabvány előírásai szerint legalább 5 mintavételi hosszt, valamint a mérés megfelelő precizitása miatt egy bekezdési és egy kifutási hosszt is kell tartalmazzon [115] (39. ábra).

Az EN ISO 21920-2 [115] szabvány kínálatából választásom olyan mérőszámokra esett, amelyek alkalmasnak mutatkoztak a felületi egyenetlenségek jellemző méretére és elhelyezkedésére vonatkozóan információkat szolgáltatni ezzel segítve a hibaképek egymástól történő minél pontosabb megkülönböztetését, valamint az egyes hibaképek feldolgozástechnológiai, valamint funkcióbeli jelentőségének bemutatását (40. ábra).



39. ábra A felületi érdesség profilgörbéje [EN ISO 21920-2] [115]

Az átlagos érdességi mérőszám ( $R_a$ ) az egyik legelterjedtebben használt érdességi mutató, ugyanis az ipari gyakorlat szempontból azt hivatott számszerűsíteni, hogy az egyes felületek tapintásra mennyire érdesek, avagy mennyire finomak, mivel a valóságos profil pontjainak a középvonaltól mért átlagos távolságát mutatja az alaphossz tartományán belül. A vizuális megkülönböztethetőség szempontjából számszerű különbséget kívántam tenni az egyes hibaképek között a szerint is, hogy a felületi kiemelkedések vagy bemélyedések milyen szélességűek. Erre a legalkalmasabb mérőszám az átlagos barázda szélességi mutató ( $R_{SM}$ ), amely a profil hosszirányú egyenetlenségeivel kapcsolatban megmutatja az alaphosszon belül mért egyenetlenségek osztásának ( $X_{si}$ ) átlagát. A feldolgozó technológiák, elsősorban a lakkozás szempontjából lényeges információ, hogy a hibaképeken látható felületi egyenetlenségek a bázisfelülethez képest inkább befelé mélyednek vagy inkább kiemelkednek. Erről tájékoztat a profil aszimmetria mérőszám ( $R_{SK}$ ), amely az alaphosszon belül az amplitúdó eloszlás-függvény aszimmetriájának mértékét mutatja. Amennyiben az  $R_{SK} < 0$  kiemelkedő jellegű egyenetlenségről van szó, illetve  $R_{SK} > 0$  bemélyedő jellegű egyenetlenséget mutat.



40. ábra Felületi egyenetlenségek jellemzésre alkalmazott mérőszámok a mérési hossz (sampling length) (a) Átlagos érdességi mérőszám ( $R_a$ ), (b) Átlagos barázda szélességi mutató ( $R_{SM}$ ) (c) Profil aszimmetria mérőszám ( $R_{SK}$ ) értelmezése [117]

Végül a vizsgálati minták öregedésének tényét a SAI mérőszámok és a Seebeck-féle együtthatók mérésével kívántam megerősíteni. A termoelektromos erőmérő vizsgálatokat a BME Gépészmérnöki Karának Anyagtudomány és Technológia Tanszékén egy francia gyártmányú TechLab Trivolt PK120 mérőberendezésen hajtottam végre a tanszék munkatársának segítségével. A vizsgálatokhoz használt mérőkészüléken két hőálló vörösréz tömb került elhelyezésre. Az egyik réztömböt 15 °C-os

hőmérsékleten, míg a másikat 25 °C-on tartja a szabályozó elektronika. A mérni kívánt próbatestet a két réztömbre kell erősíteni, minek hatására a próbatest egyik vége 15, a másik vége 25°C-os hőmérsékletet vesz fel. A hőmérsékletkülönbség miatt a próbatest két vége között keletkező potenciál különbséget egy kis zajú erősítővel mértük. Az erősítő és a réztömbök között vörösrézből készült referencia vezetékek szolgálnak a termofeszültség kimutatására. A készülékben két szembekötött termoelem méri a próbatest érintkezési helyeinek hőmérséklet különbségét. Lévén, hogy ennek a vizsgálati eljárásnak sincs jóváhagyott szabványa, ezért a próbatestek alakját és méreteit a referencia értékeket tartalmazó irodalomban leírtakkal azonosra választottam [118]. A 70X5X1,5mm méretű 3-3 darab próbatesteket hengerlési iránnyal 0°, 45° és 90° szöveget bezáróan marással munkáltam ki.

### 3.3 Eredmények bemutatása

---

Mielőtt az öregedés vizsgálatával kapcsolatos eredmények bemutatásához fognék, szükségesnek tartom a bizonyítékot bemutatni arra vonatkozóan, hogy a vizsgált minták valóban öregedtek és a későbbiekben bemutatott eredmények nem valami más hatás következtében alakultak ki. Az öregedés lezajlását kétféle módszerrel vizsgáltam. Az 1. és 2. körös vizsgálatok alkalmával egyaránt az öregedés folyamatában referencia időpontokban termoelektromos erő mérést hajtottam végre, illetve a 2. körös vizsgálatok idején módomban nyílt öregedési index (SAI) vizsgálatot lebonyolítani.

#### 3.3.1 Termoelektromos erő mérés eredménye

Mind az első mind a második körben 3 napos korban és 6 hónapos korban mértem az elkészített próbatestek termoelektromos erejét. A mérések igazolták az öregedés lezajlását ugyanis az első körös minták TEP értékei ezen idő alatt átlagosan 82 nV/K értékkel, míg a második körös mintáké 133 nV/K értékkel növekedtek. Az eredmények összhangban állnak Mucsi [107] kb. 9 hónap után mért 160 nV/K növekményével tekintetbe véve azt is, hogy Mucsi és én nem ugyanannak a beszállítónak az anyagát vizsgáltuk.

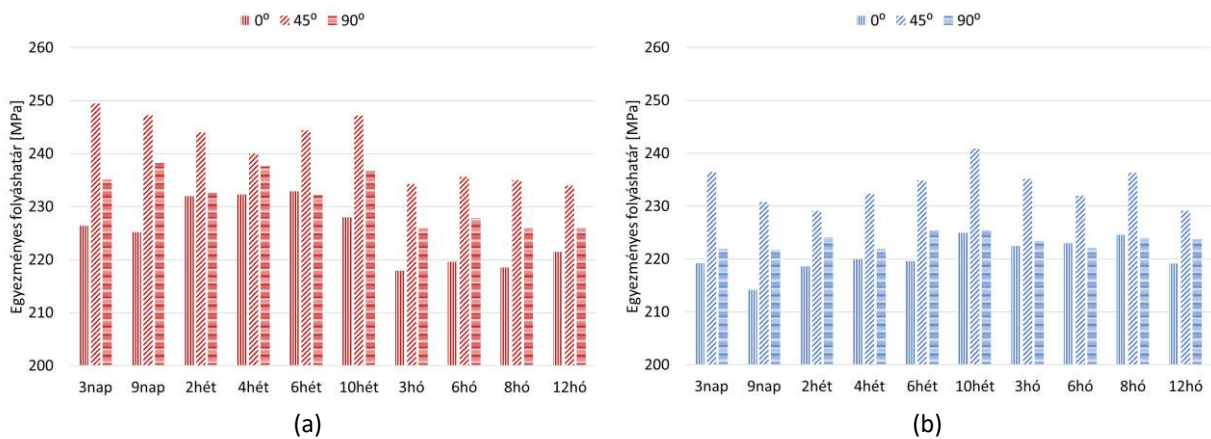
#### 3.3.2 Öregedési index (SAI) mérésének eredménye

A második körben Bhagat, Baek és Lee [106] szerzők korábban bemutatott cikkében meghatározott módszerrel vizsgáltam az öregedés hatására beálló folyáshatár növekedést azaz az öregedési indexet (SAI). Az említett szerzők tanulmányukban közölt 26-37 MPa referencia értékekhez képest a mintáimon 90 MPa értéket mértem, amely bizonyítja az öregedési hajlamot. Ezek alapján a TEP és SAI értékek tehát egybehangzóan igazolták, hogy mind a két vizsgálati körben használt mintáimban valóban lezajlódott az öregedés.

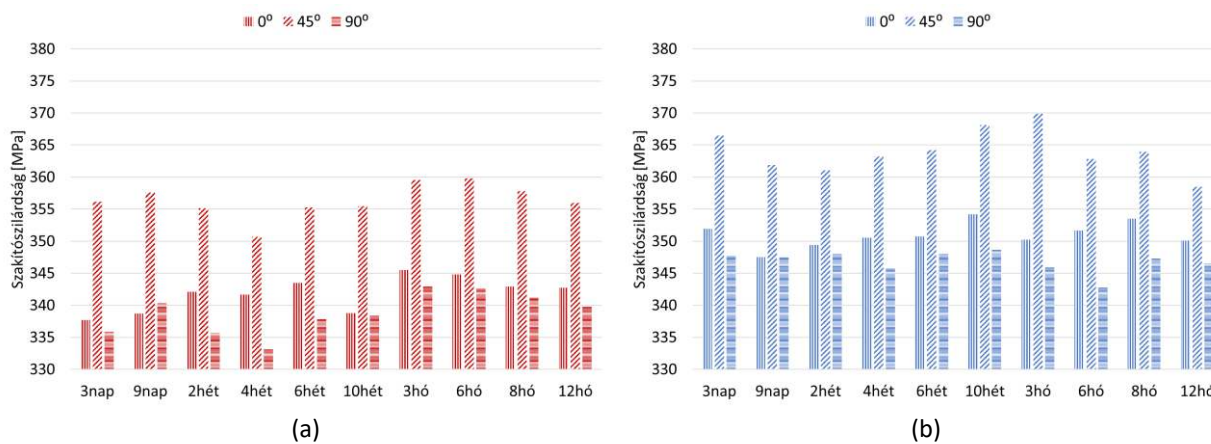
#### 3.3.3 Normál szakítóvizsgálati eredmények

Miután sikerült megbízhatóan feltérképezni a kellően percíz és pontos szakítóvizsgálatok végrehajtásának kritériumait, elhárult minden akadály az öregedés vizsgálata elől. Mind az 1., mind a 2. vizsgálati körben az első szakító vizsgálatokat a gyártást követő 3. napon hajtottam végre, ahol a gyártó által a szállítmányhoz mellékelt műbizonylat értékeit sikeresen visszaigazoltam, ezzel újabb bizonyítékot szolgáltatva méréseim pontosságáról. Ezt a kiinduló állapotot tekintettem az öregedés mentes állapotnak. Az eredmények értékelésekor minden mérési sorozat alkalmával a kiugró értékeket az ISO 5725-2 szabvány szerinti Grubbs-teszttel vizsgáltam. Az így kapott folyáshatár ( $R_{p0,2}$ ), szakítószilárdság

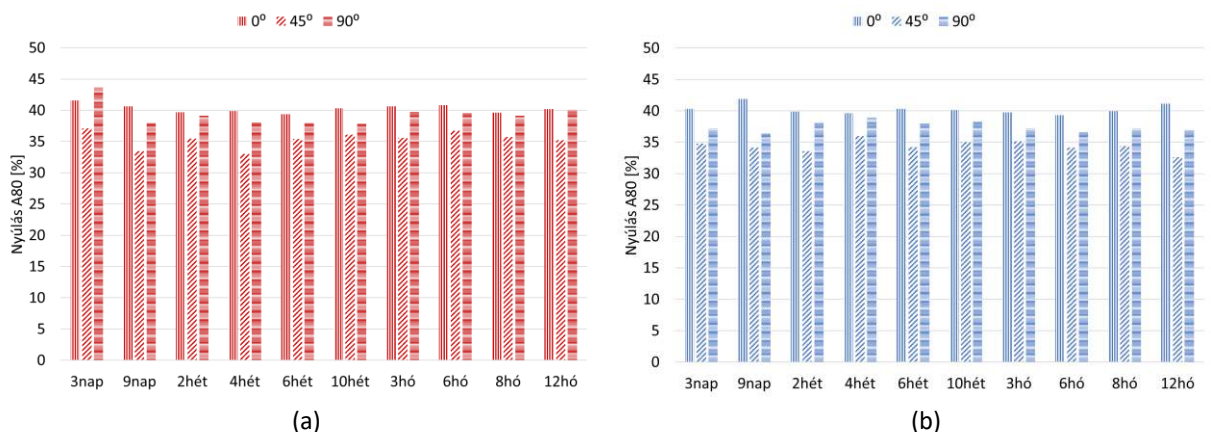
( $R_m$ ) és a szakadási nyúlás ( $A_{80}$ ) változásait az idő előrehaladásával a **41. ábra-43. ábra** sorozatok mutatják. A diagramokon ábrázolt eredmények 3-3 db próbatest átlag eredményét jelölik.



**41. ábra** Egyezményes folyáshatár az öregedési idő függvényében (3 nap–12 hónap) különböző irányokban ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$ ), (a) első kör, (b) második kör



**42. ábra** Szakítószilárdság az öregedési idő függvényében (3 nap–12 hónap) különböző irányokban ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$ ), (a) első kör, (b) második kör



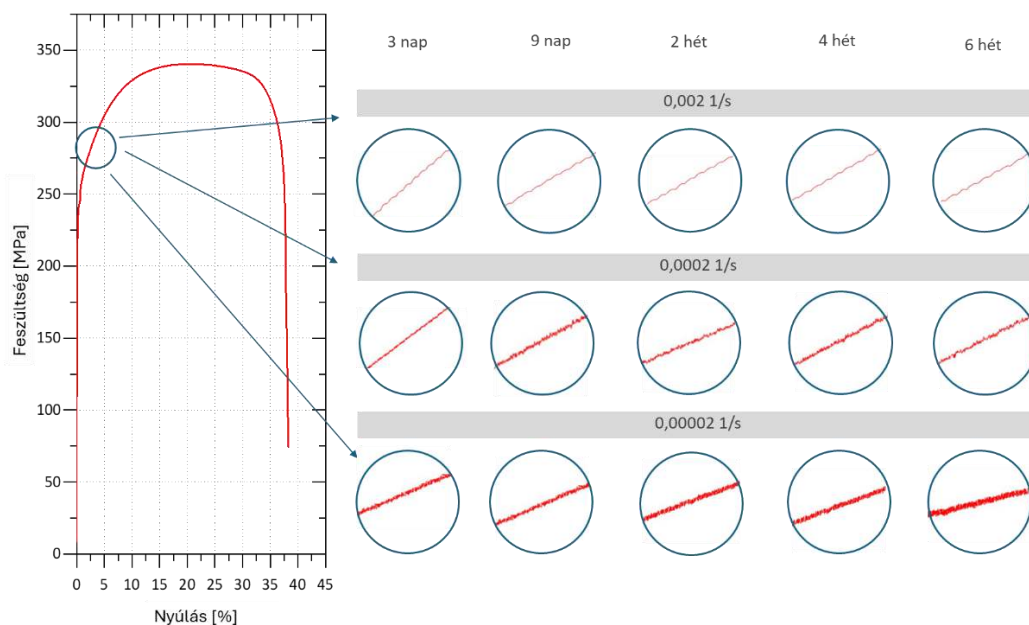
**43. ábra** Nyúlás az öregedési idő függvényében (3 nap–12 hónap) különböző irányokban ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$ ), (a) első kör, (b) második kör

A diagramokat áttekintve meglepő felfedezés tehető, ugyanis az adatokból nem rajzolódik ki a szakirodalom által többszörösen leírt egyértelmű tendencia. Bár az 1. körös vizsgálati eredmények tekintetében a szakítószilárdság értékeknél 0 és 90 fokos irányban tapasztalható enyhe mértékű átlagos emelkedés, de mindez nem konzekvens módon történik. Habár az is megállapítható, hogy a szakadási nyúlás értéke 3 napos korban a legnagyobb, azonban az azt követő időszakban az értékek erősen

ingadoznak, így egyértelmű trendről nem beszélhetünk. A 2. körös vizsgálatok eredményeiben még az előbb felsoroltakhoz hasonló tendenciát sem lehet megállapítani, az értékek erősen ingadoznak. Az adatokat tovább boncolva az is megállapítható, hogy az 1. körös mintáknál a mechanikai értékek teljes időintervallumon belül tapasztalható terjedelme ( $\Delta R_{p0,2}=15,35$  MPa;  $\Delta R_m=7,8$  MPa;  $\Delta A_{80}=3,5\%$ ) nagyságrendileg azonos a 160 minta mérése alapján megállapított, 22-24 ábrán megadott inhomogenitás mértékével ( $\Delta R_{p0,2}=10,02$  MPa;  $\Delta R_m=5,51$  MPa;  $\Delta A_{80}=4\%$ ). Ezenkívül meglepő volt, hogy sem az 1., sem pedig a 2. körös vizsgálatoknál nem alakult ki határozott, azaz alsó/felső folyáshatár, ami a statikus öregedés csalhatatlan jele lett volna. Továbbá a szakító diagram alakjában sem volt felfedezhető a dinamikus öregedést jelző fűrészfog motívum. Ezek alapján ki lehet jelenteni, hogy a normál azaz tisztán szabványos szakító vizsgálat nem jelezte ki az öregedés tényét sem az 1. körben, sem a 2. körben vizsgált mintákon!

### 3.3.4 Csökkentett sebességű szakítóvizsgálati eredmények

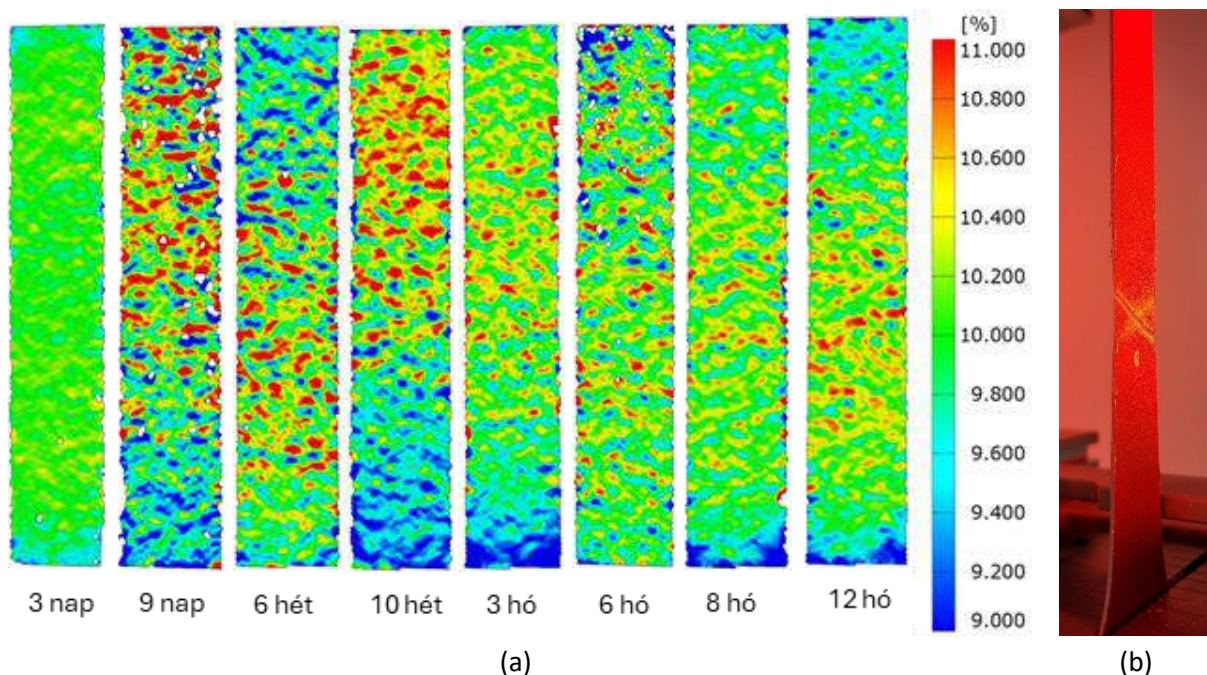
A mechanikai értékek tendenciáján túl megvizsgáltam a statikus és dinamikus öregedési jegyek megjelenését csökkentett sebesség mellett felvett szakító diagramokon is. Hasonlóan a normál szakító vizsgálatok eredményéhez a 180 mérés egyikénél sem volt megállapítható sem alsó- sem pedig felső folyáshatár kialakulás, így statikus öregedést ezúttal sem tudtam megállapítani. A dinamikus öregedés hatását a szakító diagramok egyenletes alakváltozás szakaszában vizsgáltam, mindig azonos nyúlásnál. Az eredményeket a 44. ábra mutatja, melyekből kitűnik, hogy a dinamikus öregedésre jellemző ún. fűrészfog motívum csak a  $0,00002$  s<sup>-1</sup> vizsgálati sebességnél volt felismerhető, és annál is csak 6 hetes korban vált nagytól is értékelhető méretűvé, azonban ez az érték megmaradt egészen a 12 hónapos korig. A gyorsabb vizsgálati sebességeknél viszont egyáltalán nem volt felismerhető mértékű fűrészfogozódás! Az említett jelenség csak az 1. körös vizsgálati darabokon volt észlelhető, míg a 2. körös próbatetek szakító diagramjain még a legalacsonyabb vizsgálati sebességnél sem volt egyik időpontban sem észlelhető motívum megjelenés.



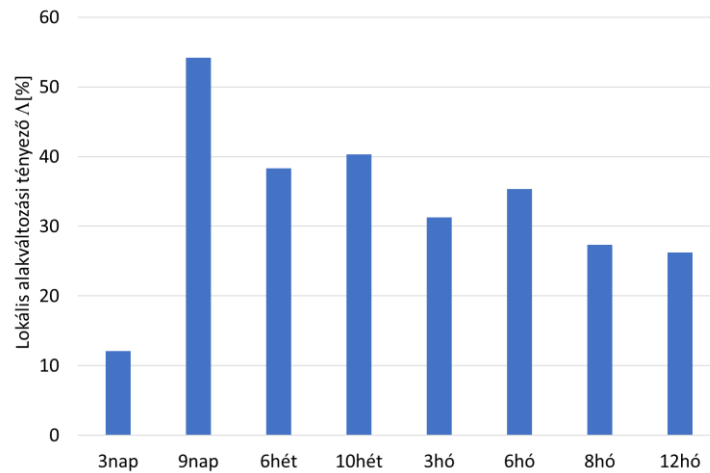
**44. ábra** A dinamikus öregedés jelei az idő előrehaladásával különböző ( $0,002; 0,0002; 0,00002$  1/s) vizsgálati sebességeknél az 1. körös próbateteknél

## 3.3.5 DIC technikával kibővített szakítóvizsgálat eredményei

Bár a vizsgálat nem a statikus és dinamikus öregedési jegyek megállapítására irányult, azonban a szakítógörbékét tekintve így is szembetűnő volt, hogy sem kifejezett folyáshatár, sem pedig fűrészfog motívum nem alakult ki egyik vizsgált időpontban sem. Ennek ellenére az egyezményes folyáshatár megjelenésekor rögzített nyúlás eloszlási képeken (45. ábra) az idő előrehaladásával egyre erősödő és sűrűsödő lokális nyúlás vonal struktúrák (Lüders vonal csírák) képződése figyelhető meg. Ez a jelenség ugyanúgy tapasztalható a 10%-os nyúláshoz tartozó eloszlási képeken is (PLC vonal kezdemények). Az eloszlási képeken felfedezhető rajzolat kísértetiesen hasonlít a szakítópróbatestek mindegyikén megfigyelhető közvetlenül szakadás előtt kialakuló rajzolattal, amely pusztán szemmel is jól látható (45. ábra). Mindkét jelenség (Lüders vonal és PLC vonal csírák) az öregedés olyan kezdeti állapotát mutatja, ami még nem akkora mértékű, hogy kifejezett folyáshatárt idézzen elő, azonban az egyenletes alakváltozás már megbomlik és lokális különbségek alakulnak ki. Látványos, ahogyan a 3 napos felvétel elkülönül a többi időpontban rögzítettektől. A 3 napos próbatesten a nyúlási értékek területi eloszlása teljesen egyenletes. Az ezt követő 9 napos felvételen a lokális nyúlás értékek már nagy terjedelmű skálán kezdenek mozogni és területi eloszlásuk is egyenetlen képet mutat. Érdekes megfigyelni, hogy a szigetszerűen kialakuló magasabb értékű nyúlások kis értékű alpmátrixban helyezkednek el. Ez azt jelenti, hogy kis területen nagy nyúlásbeli különbség alakul ki, amely káros lokális feszültség kialakulásához vezethet, azaz fokozott veszély mutatkozik az anyagelvékonyodás vagy repedés kialakulására. A 3 napos próbatestet nyilvánvaló homogenitását mutatja a lokális alakváltozási tényező ( $\Lambda$ ) csekély értéke is (46. ábra), amely ezt követően 9 napos kortól kezdődően kiugróan magas lesz. Ez a vizsgálati módszer egészen új megközelítésben mutatja az öregedést, azaz nem csak egy kumulált az egész próbatestre vonatkoztatott mérőszámmal jellemzi azt, hanem az alakíthatóság egészen finom részleteiről szolgáltat információt a lokális alakváltozási tényező ( $\Lambda$ ), amely a komplex geometriájú alkatrészek gyártásánál lehet értékes információ.



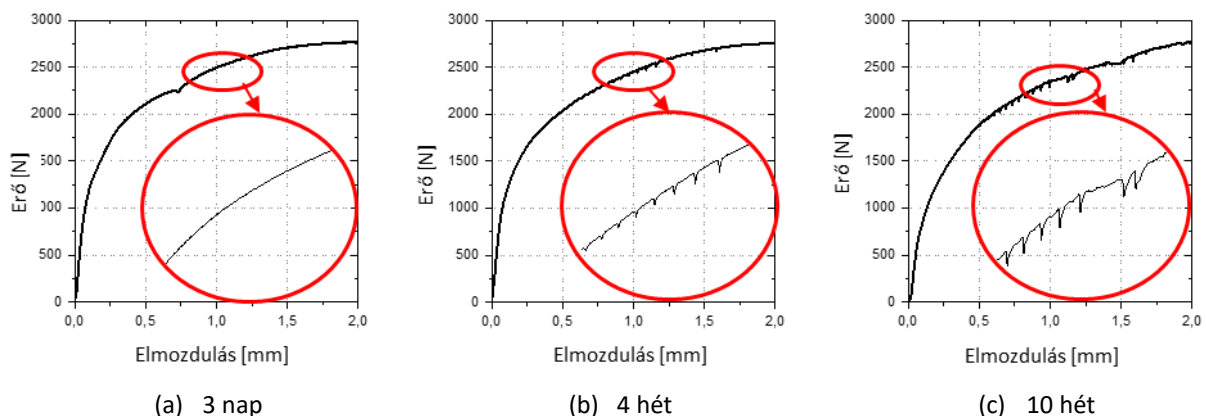
45. ábra A DIC által a folyás kezdetén rögzített nyúlás eloszlási képek az öregedési idő függvényében (3 nap- 12 hónap) a szakítópróbatestek felületén (2. kör). (b) törési kép makrofotón a szakító gépben



46. ábra Lokális alakváltozási tényező értékének változás az idő függvényében (2. kör)

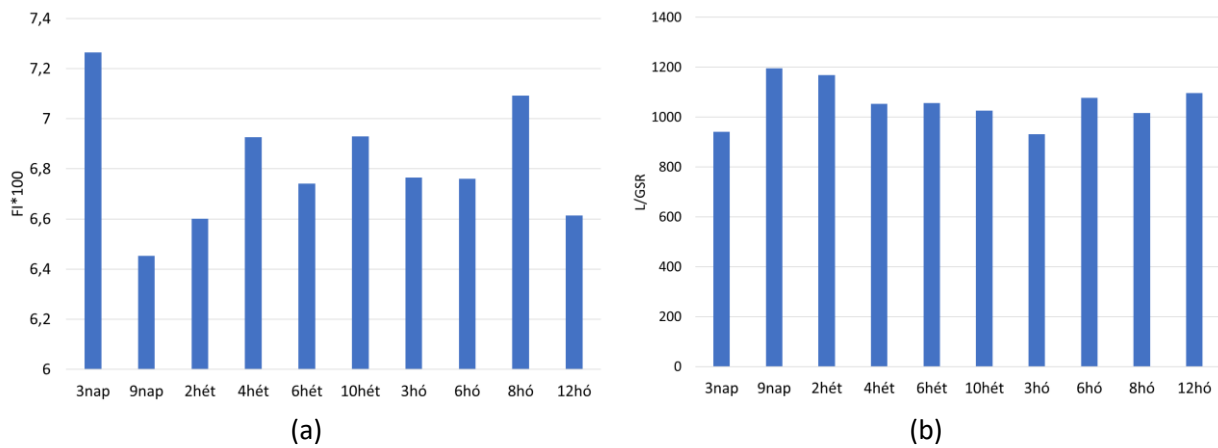
### 3.3.6 Mikroszakító vizsgálat eredményei

Ennél a vizsgálati formánál nem elemeztem a mechanikai tulajdonságok számszerű értékeit, csak a szakítódiagram alakját vizsgáltam. Az eredmények összesítésekor hasonlóan az eddig összes szakítóvizsgálati eredményhez, kifejezett folyáshatár kialakulása itt sem volt egyik minta esetében sem megállapítható. Azonban a rögzített diagramokon jól látható, hogy két lépcsőben alakult ki a dinamikus öregedés. Az első két vizsgálati időpont alkalmával nem volt még tapasztalható deviancia a diagramban. Azonban 1 hónapos kortól kezdődően megjelenik egy enyhe, de jól azonosítható fűrészfog motívum, ami 10 hetes kortól markánsan megerősödik és azonos mértékű marad a vizsgálati széria végéig 12 hónapos korig. (31. ábra).



47. ábra Dinamikus öregedési jegyek a mikroszakító görbéken az öregedési idő függvényében

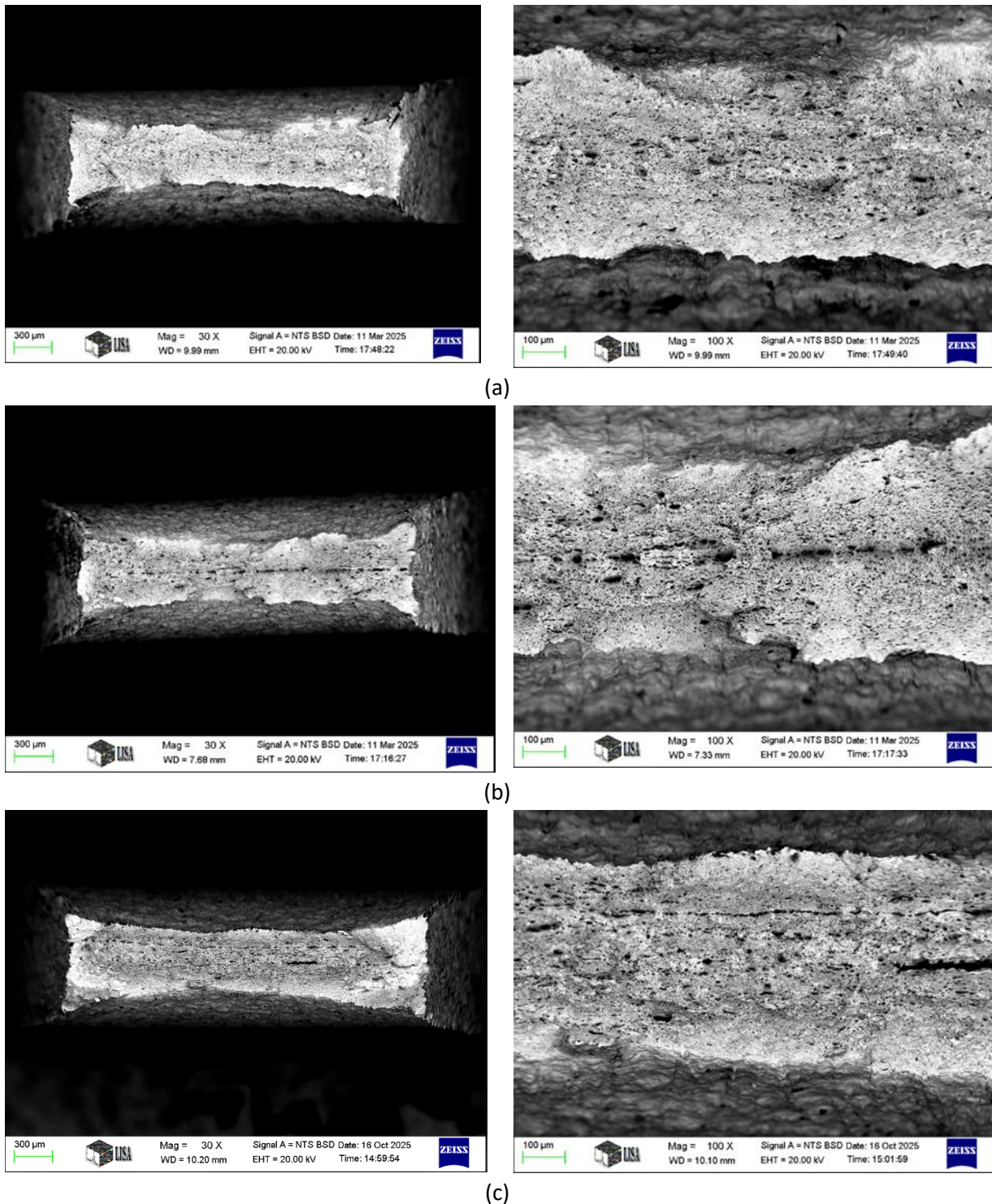
Nagy reményeket fűztem a mikroszakító próbatestek töretének méréséhez, valamint a méretekből számított alakíthatósági index (FI) és lokális/globális nyúlási arányszámok (L/GSR) értékeléséhez. A mérőszámok teljesítették előzetes elvárásaimat, miszerint az öregedést kitűnően jelezték. Az itt kapott eredmények teljes összhangban álltak a DIC technikával kibővített szakítóvizsgálati eredményekkel. Amint az a **32. és 33. ábrákon** jól látható a 3 napos korban mért értékek jól elkülönülnek a többi időpontban mért értékektől. Míg az FI esetében a markánsan kiemelkedő érték az általános értelemben vett jobb alakíthatóságot jelöli addig a L/GSR alacsonyabb értéke a jobb mélyhúzóhatóságot jelöli.



**48. ábra** Mikroalakított próbatestek töreteinél (a) FI indexe és (b) L/GDR értéke az öregedési idő (3 nap- 12 hónap) függvényében

A próbatestek töreteinél méretbeli vizsgálatán túl végrehajtottam a felületek kvalitatív elemzését is amely alátámasztotta a mikroalakított diagramokon felfedezett öregedési dinamikát. E szerint a 3 napos töret elektronmikroszkópi felvétele teljesen homogén szerkezetet mutat, ezzel szemben a 4 hetes töret középvezetési anyagfolytonossági hiány kialakulása figyelhető meg (49. ábra). A képeken jól látszik, hogy az öregedés előre haladásával egyre jellemzőbbé válik a mikroüregek által formált sávós szerkezet. Ez a jelenség az öregedést előidéző nitrogén atomok diszlokáció horgonyzó hatására kialakuló vegyes húzó-nyíró feszültségállapot megjelenésével magyarázható. Az egyes részterületek eltérő alakváltozása manifesztálódik a képeken jól kivehető mikrorepedésekkel sújtott töretben.

Amint azt a fentiek is tanúsítják a mikroalakított vizsgálati eredmények rendkívül hasznos eredményeket szolgáltatottak a kutatásomban. Mind a szakítottódiagram alakja, mind pedig a próbatestek töreteinél kvantitatív és kvalitatív vizsgálata rendkívül markánsan jelezte az öregedést, ráadásul időbenileg teljes összhangban.

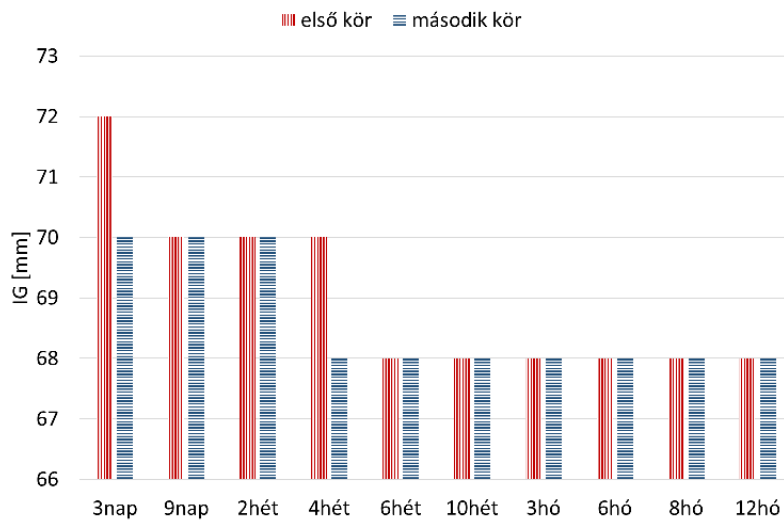


49. ábra Mikroszakító próbatestek töreteinék 30x-os és 100x-os nagyítású SEM felvétele az öregedési idő függvényében (a)3 nap (b)4 hét (c)3 hónap

### 3.3.7 Csészehúzó vizsgálat eredményei

A csészehúzóvizsgálatok mára teljesen kikoptak a termékszabványokból. Átvételi kritériumokat csak hatályon kívül helyezett szabványok fogalmaznak meg. Azóta a hidegen alakítható acéllemezekkel szemben támasztott követelmények, a technológiai fejlődése, valamint a gazdaságossági versenyképesség növelése okán erőteljesen fokozódtak. Ezért a csészehúzó vizsgálatok értékelésének szabályainak meghatározásánál eltértem a régi termékszabványokban megfogalmazottaktól és hibátlan teljesítésnek csak azt a tárcsaátmérőt fogadtam el, amelynek mindhárom próbateste csészévé húzható volt károsodás nélkül. Az első és második körös vizsgálatok eredményeiből egységesen rajzolódik ki az a

megállapítás, hogy az idő előrehaladásával a csészévé húzható legnagyobb teríték átmérő (IG) értéke csökken, jóllehet az első és második körben nem egyforma mértékben és ütemben (**35. ábra**). Ez a tendencia egyértelműen és világosan igazolja az alakíthatóság leromlását, így jól mutatja az öregedés bekövetkezését.



**50. ábra Csészehúzó vizsgálat IG értéke az öregedési idő (3 nap- 12 hónap) függvényében (első, és második kör)**

### 3.3.8 Hajlító vizsgálat eredményei

A manuális hajlítóvizsgálat volt a leggyorsabban végrehajtható az összes vizsgálat közül, azonban egyszerűsége mellett rendkívül értékes eredményt mutatott. A vizsgálati sorozat végén meglepődve tapasztaltam, hogy az irodalomban leírtak szerint tesztelt és minősített 30 darab próbatest mindegyike megfelelő minősítést kapott, mivel egyiken sem volt felfedezhető repedés a külső hajlított íven (**51. ábra (a)**). A próbatestek tüzetesebb szemrevételezése során azonban feltűnt, hogy a 180°-ban visszahajlított szárok 2 hetes kortól kezdődően már nem illeszkednek pontosan egymáshoz a hurok alatti részen (**51. ábra (b)**). Az az a hajlított rész belső ívének sugara ( $r$ ) növekedésnek indult. Ez a jelenség megmaradt a 12 hónapos korig terjedően.



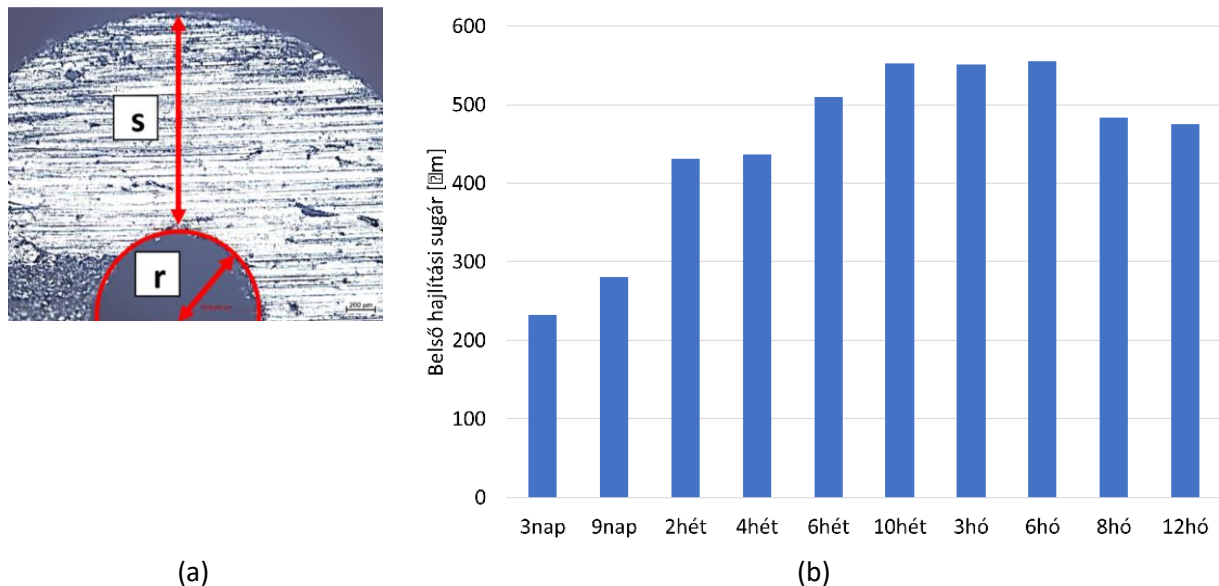
(a)

(b)

**51. ábra Hajlító vizsgálati eredmény a vonatkozó szabvány követelmények szerinti értékelés alapján. Hajlított iv (a) felülnézet (b) oldalnézet (második kör)**

Emiatt a belső szál sugarát ( $r$ ), valamint a hajlított rész lemeztvastagságát ( $s$ ) kezdtem el vizsgálni Zeiss Axiovert A1 fénymikroszkóp segítségével (**52. ábra**). A vizsgálat során megállapítást nyert, hogy

elvékonyodás nem történt a próbatestek hajlított ívén, azonban számszerűen is beigazolódott, hogy a belső szál sugara növekedésnek indult. A számszerű adatokat az 52. ábra mutatja.



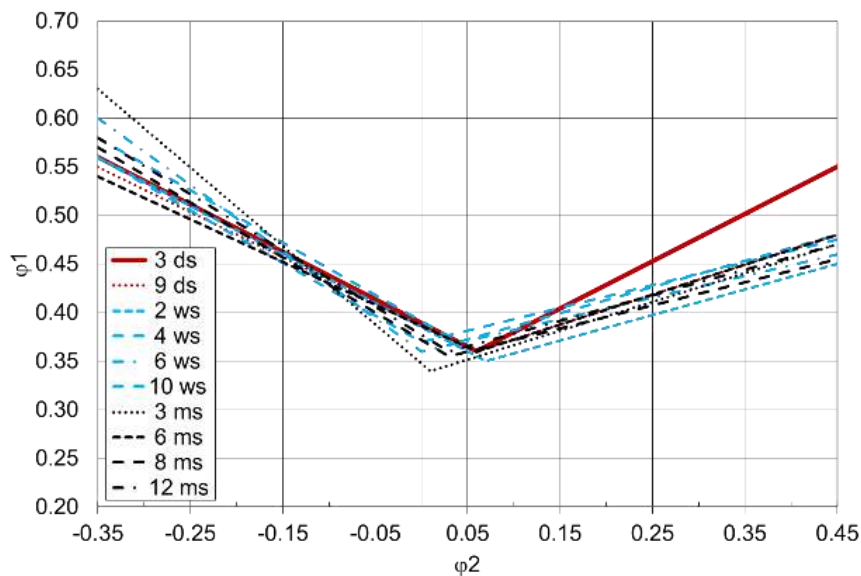
52. ábra Lemezvastagság és hajlítási belső ív sugarának mérése (a) r értelmezése (b) belső hajlítási ív sugara az öregedési idő (3nap-12hónap) függvényében (második kör)

Az 52. ábra szerinti eredmények durva összehasonlításban összhangban állnak a komplex öregedés vizsgálatom részeként végrehajtott csészehúzóvizsgálatok eredményeivel is, ahol az ugyanebből a sarzsból származó mintalemezekből kimunkált csészévé húzható maximális tárcsaátmérő 1 hónapot követően 70 mm-ről 68 mm-re csökkent. Az eredmények tekintetében megállapítható, hogy a végrehajtott kézi hajlító vizsgálati eredmények jól tükrözik az öregedés lezajlását. Fontos azonban megjegyezni, hogy a ma ismert hidegen alakítható lemez szabványok nem fogalmazzak meg elég szigorú kritériumokat a hajlítóvizsgálat eredményeire vonatkozóan. Ahhoz, hogy az öregedés kisebb mértékét is megállapíthassuk nem elég csak a külső hajlítási íven jelentkező repedéseket ellenőrizni, vizsgálni kell még a lemez elvékonyodást, a visszahajlított szárok egymáshoz mért távolságát, valamint a hajlított belső ív sugarát is. Ehhez nem feltétlenül kell mikroszkópot alkalmazni, hiszen kísérleteim bebizonyították, hogy a szárok távolsága, valamint a hurok mérete szabadszemmel is látható növekedésnek indul az öregedés hatására.

### 3.3.9 Nakajima vizsgálat eredményei

A Nakajima vizsgálatnál rögzített alakítási határgörbék értékelésénél megállapítható volt, hogy az egyes vizsgálati időpontokban felvett görbék jobb oldali szárnyában lényeges különbség mutatkozik a 3 napos korú darabok és az ennél öregebb darabok görbéinek meredeksége között (40. ábra), ezzel szemben a bal oldali szárny görbéi nem mutatnak semmiféle markáns tendenciát az idő függvényében. A bal oldali görbék pozícióit a kisebb hídszélességű darabok határozzák meg, melyek közül a legkisebb a szakítópróbatetekhez hasonlóan egytengelyű igénybevételt szenved el. Ettől eltérően a nagyobb hídszélességű darabok közül a legnagyobb, több irányú igénybevételt szenved. A 3 napos próbatetek görbéjének jobb oldali vonala jól láthatóan meredekebb a többinél ezáltal növeli a diagram alakíthatósági tartományát. Másképpen fogalmazva növekszik azon alakváltozások lehetséges mértéke, amely adott geometria formánál még nem okoz repedést és/vagy elvékonyodást. A görbe baloldali része nem mutat semmiféle tendenciát, az egyes időpontokban felvett görbék egy seregben helyezkednek el. Ez összhangban áll a szakító vizsgálati eredményekkel, melyekben szintén nem volt felfedezhető tendencia.

Összegezve tehát az FLC görbék bal oldali része nem de a jobb oldali része -és így a teljes diagram- pontosan mutatja az öregedés bekövetkezését, azaz az alakíthatóság leromlását.



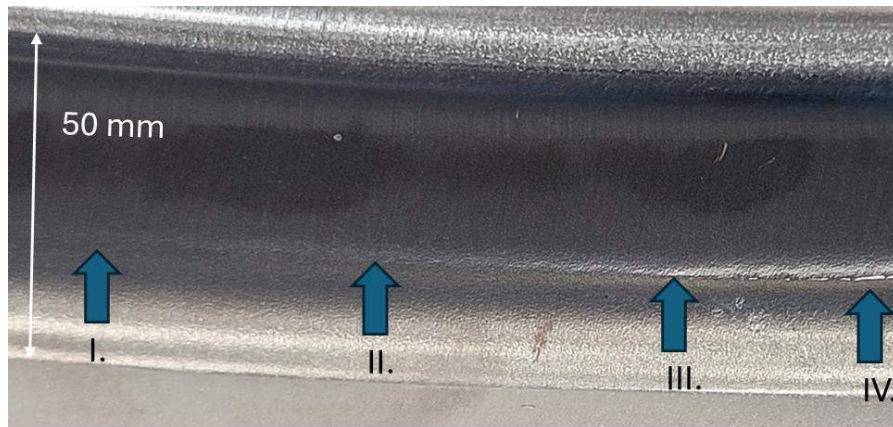
53. ábra FLC görbék az öregedési idő függvényében (3nap-12hónap) (első kör)

### 3.3.10 Vizuális vizsgálatok eredményei

Az öregedésnek a szakirodalomban gyakran emlegetett mellékhatása a Lüders vonalak és az úgy nevezett folyási vonalak kialakulása. Némely irodalom ezeket egy és ugyanazon jelenségnek tartja [84] mások különbözőnek [100]. Ráadásul az angol elnevezések közül felváltva jelenik meg a Lüders lines, stretchers strain és a fluting kifejezés egymás ekvivalenseként [73]. Egyes helyeken [36] felbukkan még az öregedett lemezek felületén alakítás során képződő narancsbőrösödés is mint nem kívánt hatás. Minthogy a szabványos próbatestek vizuális minősítésére jelenleg nincs sem egységesen elfogadott terminológia, sem pedig kritérium rendszer, ezért arra vállalkoztam, hogy a vizsgált mintáim alapján saját magam állítok fel egy olyan öregedéssel kapcsolatos hibakép és terminológia gyűjteményt, amely egy vonatkozó szabvány jövőben történő megalkotásának alapja lehet. Ehhez egy öregedett DC01 minőségű alapanyagból gyártott selejt terméken látható károsodási mechanizmus jegyeit vettem alapul, jóllehet a termék nem a kísérleteim alapanyagául szolgáló adagból készült, de a tönkremenetel általános jegyeit jól mutatja. Az 54. ábra makrofelvételen szembetűnő, hogy az anyag felületén a repedést megelőzően három lépcsőben, felületi elváltozások jelentek meg:

- eredeti felületi struktúra (I.)
- narancsbőrösödés (II.)
- befűződés- lokális elvékonyodás III.)
- repedés (IV.)

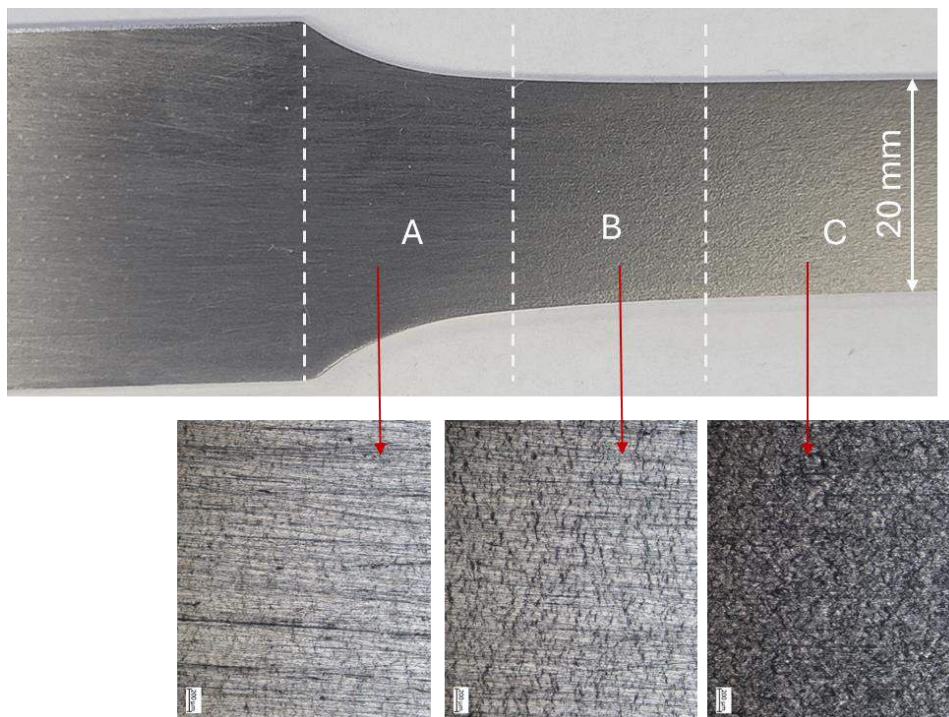
A nyomok alapján nyilvánvaló, hogy az anyag egy darabig el bírta viselni az alakítást, majd a határállapotot átlépve elszakadt.



54. ábra Repedés kialakulását kísérő felületi elváltozások

Mind a szakító- mind pedig a Nakajima vizsgálat a próbatest tönkremeteléig tart, tehát a vizsgálat végén a próbatest a lehető legsúlyosabb károsodást szenved el, azaz eltörik. Kérdés, hogy a töreten kívül a próbatesteken milyen egyéb károsodási nyomok fedezhetők fel, amelyek összefüggésbe hozhatók az anyag alakíthatóságával. Ennek megállapítására minden vizsgálati időpontban, polírozott szakító próbatesteket és natúr hidegen hengerelt felületű Nakajima próbatesteket vizsgáltam szemrevételezéssel.

A szakító próbatestek felületén, függetlenül az eltelt időtől, az alakváltozás hatására matt jelleg megjelenése volt tapasztalható (a nem alakváltozott rész fényes maradt) (55. ábra).

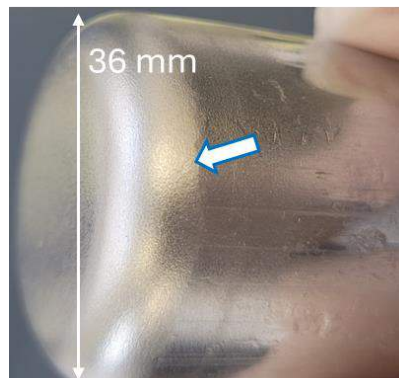


55. ábra Polírozott szakító próbatesten megjelenő alakváltozási jegyek: (A) még nem alakváltozott, (B) részben alakváltozott, (C) már teljes mértékig alakváltozott rész

Mikroszkóp alatt megvizsgálva a még nem alakváltozott rész (A terület), a részben alakváltozott rész (B terület) és a már teljes mértékig alakváltozott rész (C terület) mikroszerkezete egyértelmű különbözőséget mutatott. A C terület mikroszkópi képén jól látható, hogy a matt jelleget a felületből kiemelkedő szemcsék fénytörése okozza. A mikroszkópi képen azonban az is látható, hogy nem mindegyik szemcsé emelkedik ki azonos mértékben a felületből, amely a szemcsék különböző orientációjával magyarázható. A szakító próbatestekkel analóg módon ugyanígy felfedezhető volt a felületi mattosodás

a Nakajima próbatesteken is, melyek mikroszkópi képe teljesen megegyezett az **55. ábra** C területével. Ezt a jelenséget a szakirodalom a narancsbőr (Orangenhaut, orange peel) képződés tipikus okaként jelöli meg, megjegyezve, hogy a narancsbőrösödés mértéke erősen függ a szemcsemérettől [36]. Minthogy kísérleteim során mindig ugyanazt az anyagot vizsgáltam különböző időtávokon, ezért a szemcsemérete nem változott, így a szakítópróbákon a narancsbőrösödés mindig ugyanazon mértékű topográfiai elváltozást okozott.

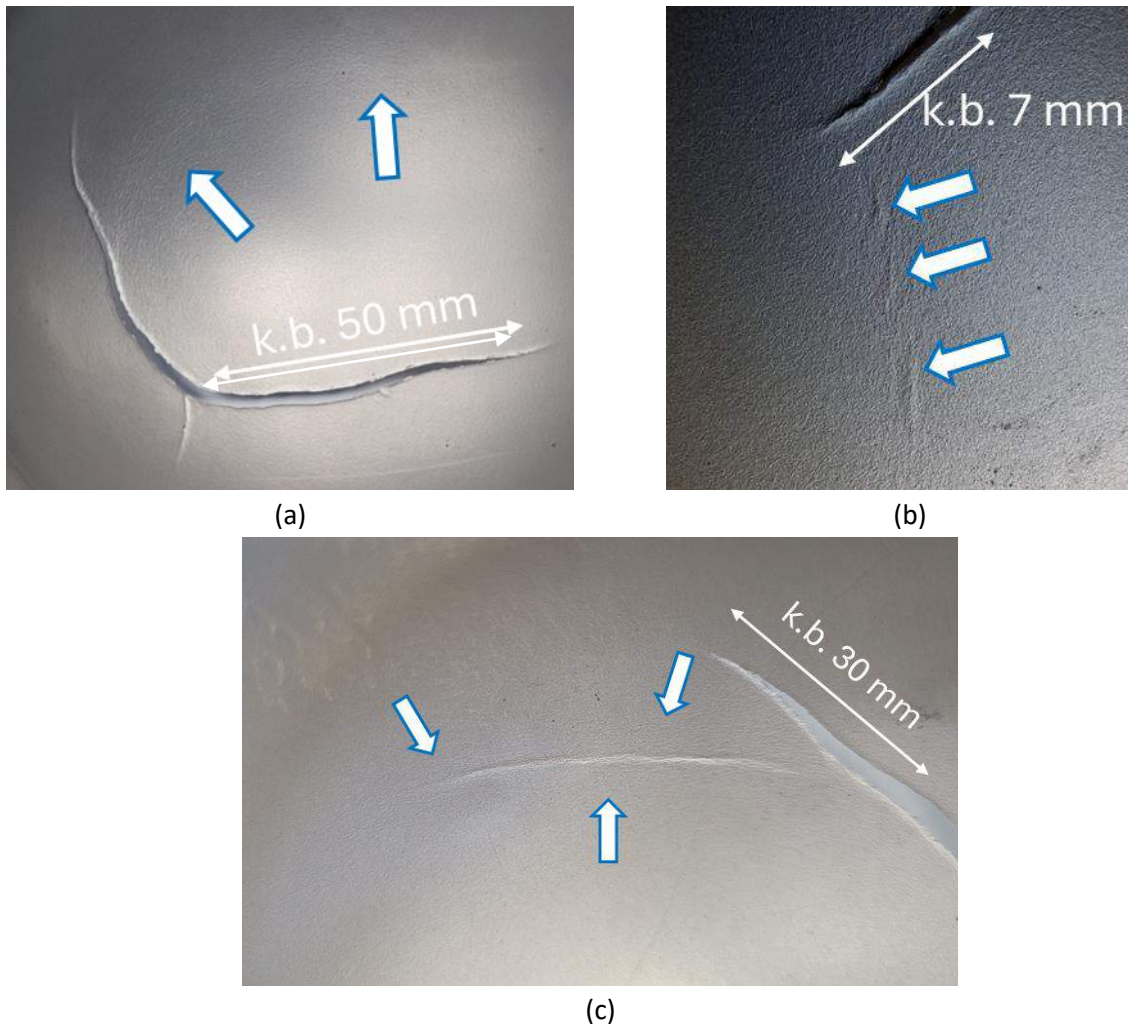
Bár a csészehúzó próbatestek nem képezték részét a szemrevételezéses vizsgálataimnak, azonban a felületi mattosodás olyan látványosan jelentkezett a fenékrészen, időtől függetlenül (3 nap és 12 hónap között) azonos intenzitásban, hogy nem lehetett kihagyni a disszertációból (**56. ábra**). Fontos ugyanakkor megjegyezni, hogy az alakváltozást szenvedett részeken mind a Nakajima, mind a szakító mind pedig a csészehúzó próbatesteken a fent bemutatott felületi mattosodás teljesen egyenletesen jelent meg.



**56. ábra** Csészehúzó próbatesten megjelenő alakváltozási jegy

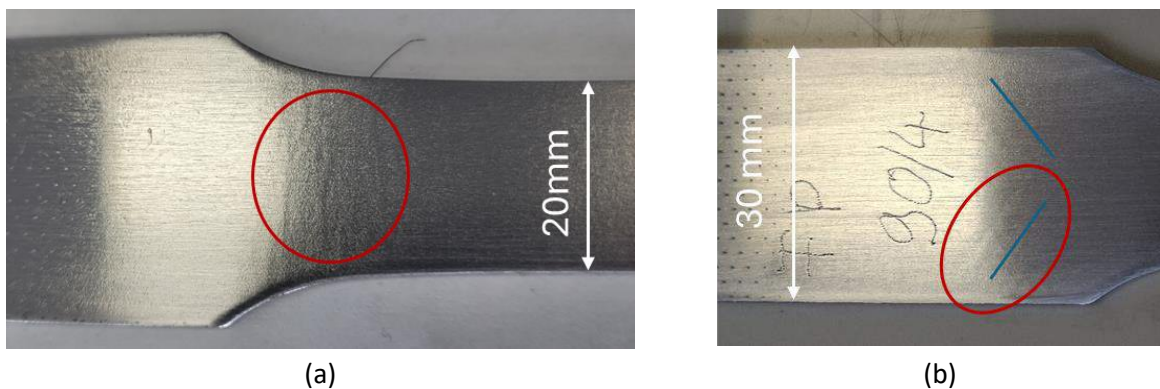
Minthogy ez az alakváltozást szenvedett részeken megjelenő felületi mattosodás, időtől függetlenül minden Nakajima, minden szakító és minden csészehúzó próbatesten látható volt, ezért véleményem szerint ez a jelenség a technológiailag helyes alakító műveletek természetes velejárójaként fogható fel, és nem tekinthető egy bizonyos mértékig károsodási jegynek. Az, hogy hol húzódik meg az egyenletes felületi durvulás, azaz a mattosodás (saját elnevezésem szerint: **természetes narancsbőr**) és a túlzott mértékű elváltozás (saját elnevezésem szerint **érett narancsbőr**) elfogadhatósági határa erősen függ a lemezek feldolgozási módjától, valamint a kész alkatrész funkciójától. Amennyiben a lemez felület esztétikai megítélése lényeges, az alapanyag szemcseméretének, valamint a késztermék felületi érdességének specifikálásával az egyenletes felületi durvulás elfogadható mértéke egyértelműen megszabható. Ugyanakkor az elvégzett kísérleteimből egyértelmű volt, hogy a természetes narancsbőr erőssége és területi kiterjedése nem függ az alapanyag öregedésétől!

Az első öregedési jegyek már 9 napos korban tetten érhetők voltak mind a szakító, mind a Nakajima próbatesteken. A legnagyobb kiterjedésű 200 mm-es hídszélességű Nakajima próbatestek felületén ráadásul többféle hibakép is azonosítható volt. A legenyhébb egy kis területen felerősödő felületi durvulás, amit **lokális narancsbőrnek** neveztem el. Más hasonló korú és méretű próbatesten **folyási vonalak** voltak felfedezhetőek, illetve ezek kombinációi is (**57. ábra**). Ez a kombináció változó méretben és intenzitásban egészen 12 hónapig terjedően minden további próbatesten megjelent.



57. ábra (a) Lokális narancsbőr, (b) enyhe folyási vonalak, (c) lokális narancsbőr és erősebb folyási vonal kombinációja Nakajima próbatesteken

A **lokális narancsbőr** elhárítása már nem valósítható meg olyan egyszerű eszközökkel, mint a szemcseméret vagy a felületi érdesség specifikálása, ugyanis a megjelenése szorványos az alapanyag öregedésének hatására! A 9 napos polírozott szakító próbatesteken is felfedezhetők voltak folyási vonalak, amelyek a gyorsan növekvő emberi bőrön jelentkező ún. striákhoz voltak hasonlíthatók (58. ábra (a)).



58. ábra (a) 9 napos korú polírozott szakító próbatesten folyási vonalak (stretchers strian) (b) Kifejezett folyáshatár hatására kialakuló Lüders vonalak képe

Ugyanez a károsodási kép jelenik meg Akgün és társai [119] cikkében. A szerzők ezt a jelenséget Lüders vonalként emlegetik véleményem szerint hibásan. Kritikámat arra a megállapításra alapítom, hogy a

Lüders vonalak felfedezését említő eredeti cikkben [99] arról írnak, hogy a vonalak kialakulását az alsó és a felső folyáshatár megjelenése kíséri. Ezzel szemben az általam vizsgált minták egyikénél sem jelentkezett alsó és felső folyáshatár. Ezért javaslom erre a jelenségre a **folyási vonal (stretchers strain)** elnevezést használni. Összehasonlításként mutatom be egy alsó-, felső folyáshatár megjelenését kísérő **Lüders vonal felületi képét, amit nem a vizsgálati sorozatomból** származó darabon rögzítettem, azonban klasszikus Lüders vonal elrendeződést mutat (**58. ábra (b)**).

Az idő előre haladásával a vizsgált mintáimon a lokális alakváltozásbéli különbségek tovább nőttek, aminek hatására a 6 hetes Nakajima próbatesteken a folyási vonaloknál is erősebb felületi elváltozások jelentkeztek, melyeket **lokális elvékonyodásnak** neveztem el. Ezek a nyomok a szándékolatlan előidézett repedéstől távolabb alakultak ki (**59. ábra**). Amint azt az **54. ábra** fotóján a selejtes terméken látható tönkremeneteli jegyek is alátámasztják a lokális kontrakció megjelenése olyan instabilitás határát jelzi, amely után a törés rövid idő alatt bekövetkezik, ezért a lokális elvékonyodás megjelenése az alakított darabokon nagyfokú repedés kialakulási kockázatot mutat. Ez a jelenség a 6. héttől kezdődően a 200 mm-es hídszélességű darabok mindegyikét sújtotta egészen a vizsgálati sorozat végéig.



**59. ábra. Nakajima próbatesten kirajzolódó lokális elvékonyodás**

A legnagyobb (200 mm) hídszélességű Nakajima próbatestek vizuális vizsgálata jól mutatta, hogy tulajdonképpen az alakíthatóság leromlását az egyre súlyosbodó felületi jegyek is jelzik. Bizonyos idő elteltével a lokális narancsbőr mellett folyási vonal képződik, amiből szélsőséges esetben lokális elvékonyodás fejlődik. Ezt a fokozatosságot mutatja az is, hogy a folyási vonalak, illetve a lokális elvékonyodások környezetében csaknem mindig találunk narancsbőrt is. A folyási vonal, valamint a lokális elvékonyodás között a megjelenésbéli különbséget az adja, hogy a folyási vonal kiemelkedik az alapmátrixból, míg a lokális elvékonyodás bemélyed, nyomai szabad szemmel is könnyen észrevehetőek mert szinte mindig átüt a lemez túloldalára. A vizsgálatok során a legerősebb nem kívánt károsodási jegy egyértelműen a lokális elvékonyodás, mely nem csak esztétikailag okoz gondot, hanem a teherviselő keresztmetszetet is csökkenti továbbá fokozott repedési kockázatot jelez előre. Kísérleteim alapján javaslom, hogy a Lüders/PLC vonal elnevezést kizárólag olyan felületi elváltozásokra használjuk, ahol az erőhatás vonala ismert, ezért egyértelműen meghatározható a felületen megjelenő vonalakkal bezárt szöge (pl szakító próbatest) ezzel együtt a felületi elváltozást alsó- és felső folyáshatár megjelenése kíséri. Minden más, öregedés hatására felületen kirajzolódó vonalak esetében (pl. alkatrészek összetett geometriájú felületén) megjelenő elváltozásokra használjuk a folyási vonal elnevezést.

A Nakajima próbatestek az erős görbületi ívek miatt nem voltak alkalmasak a hibaképek érdességméréssel történő feltárására, azonban a polírozott szakító próbatestek igen, melyeknél a természetes narancsbőr, a folyási vonal és a Lüders vonal mikrogeometriai mérőszámait hasonlítottam össze, melyek eredményeit az 5. táblázat mutatja.

**5. táblázat Hibaképek érdességi mérőszámainak értékei**

	$R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_{Sk}$	$R_{SM}$ [ $\mu\text{m}$ ]
Lüders vonalak	0,212	-2,021	354,5
Folyási vonalak	0,454	-0,489	1011,3
Természetes narancsbőr	1,696	-0,136	422,5
Csiszolt felület	0,179	-	-
Hengerelt felület	1,047	0,364	151

Az átlagos érdességi mérőszám ( $R_a$ ) értékek kiválóan tükrözik az egyes hibaképek felfedezhetőségének nehézségeit. Jó látszik, hogy egy hengerelt felületű lemezen teljesen esélytelen észrevenni a Lüders vonalakat, de még a folyási vonalakat is, mivel a hengerelt felület átlagos érdessége jóval magasabban helyezkedik el, mint az előbb említett két hibaképé. Valamivel könnyebb azonosítani a hibákat csiszolt felületen, hiszen itt az  $R_a$  értékbeli különbség nem olyan nagy. Ennek a gyakorlati jelentősége abban áll, hogy ha megfelelő vizsgálati feltételeket biztosítanak (pl. szűrt fény, optimális vizsgálati távolság, nagy látásélességű vizsgáló) a két hibaképet csiszolt felületen azonosítani lehet. Ezzel szemben a narancsbőr hengerelt felületen átlagos fényviszonyok mellett is különösebb rutin nélkül felismerhető, mivel a narancsbőr  $R_a$  értéke a hengerelt felületét jóval meghaladja. Ezt a különbséget még tapintással is észlelni lehet a gyakorlati tapasztalataim szerint.

Annak ellenére, hogy a Lüders és folyási vonalak hengerelt lemezeken szabad szemmel nem láthatók, ha lakkozásra kerül az alakított termék, azok felületén azonnal láthatóvá válnak. Ennek oka az egyenetlenségek bázisfelülethez viszonyított elhelyezkedésében rejlik. A profil aszimmetria mérőszám ( $R_{Sk}$ ) jól mutatja, hogy a Lüders vonalak a felületből jellemző módon inkább kiemelkednek. Ez azért kedvezőtlen, mert amíg a bemélyedő jellegű egyenetlenségeket a felvitt lakkréteg feltölti, addig a kiemelkedő egyenetlenségekről a lakk lefolyik, így kisebb valószínűséggel kerülnek elfedésre. Ráadásul a kiemelkedő egyenetlenségeken a fény megtörik, így jól láthatóvá válnak, ezért selejtképződéshez vezetnek.

Mivel a folyási - és a Lüders vonalak fotózása rendkívüli nehéz feladat, ezért az elkészült képek nem feltétlenül adják vissza a hibaképek közötti méretbeli különbséget, ezért megmértem az átlagos barázda szélességüket is, melyet az  $R_{SM}$  mérőszám mutat. Az eredményekből kitűnik, hogy a folyási vonal mérete jóval (majd 3X) nagyobb, mint a Lüders vonalé, a mintáimon mértéké kb. 1 mm!

Fel szeretném hívni a figyelmet arra, hogy a fent bemutatott eredményekkel a hibaképek jellegzetességeit kívántam csupán bemutatni, melyek alapján az egyes hibaképek osztályokba sorolhatók. Jelen érdességmérési eredmények azonban nem szolgálhatnak referencia értéként egy szélesebb körű összehasonlításban. A különböző hengerművekben használt technológiai berendezések képességei, valamint azok műszaki állapota rendkívül változatos képet mutatnak, amelyekkel nagyban eltérő felületi egyenetlenségű termékeket gyárthatnak, ezért egy általánosan használható értékelő katalógus összeállításához több gyártómű termékét kell megvizsgálni, amely feladat egy későbbi kutatás témájával kell, hogy szolgáljon!

### 3.3.11 Vizsgálati eredmények összegzése

Az 1. körös minták alapján az alábbi öregedés hatására beálló változások történtek:

- Az öregedés hatására a 9 napos Nakajima próbatestek FLC görbéiben és a csészehúzó próbatestek eredményeiben negatív változás következett be, amit a Nakajima próbatestek vizuális értékelése is megerősített.
- 6 hét elteltével a csökkentett sebességű szakítóvizsgálatok szakítódiagramjában enyhe fokú dinamikus öregedésre utaló fűrészfog motívum jelentkezett, de csak a leglassabb  $0,00002 \text{ s}^{-1}$  sebesség esetében.
- Ugyancsak 6 hét után tovább romlott a csészehúzóvizsgálat eredménye, valamint a Nakajima próbatesteken lokális elvékonyodások kezdtek megjelenni.

A 2. körös minták vizsgálata alapján az alábbi öregedési szimptomák összegezhetők:

- 9 nap elteltével a lokális alakváltozási tényező értéke jelentősen megemelkedett, míg az alakíthatósági index (FI) értéke drasztikusan leromlott.
- 2 hetet követően a hajlítópróbák belsőívének sugara növekedésnek indult.
- 4 hét után a csészehúzóvizsgálat eredményei leromlottak, a mikroszakító vizsgálattal rögzített szakítódiagramokban jól látható fűrészfog motívum alakult ki, miközben a próbatestek töreti képe szemcsés struktúrából rétegesbe váltott át
- 10 hét elteltével a mikroszakító vizsgálat diagramjaiban tovább erősödött a fűrészfog motívum.

## 4 ÖSSZEFOGLALÁS

---

Kutatásom témájaként egy olyan ipari problémát választottam, amely visszatérő módon jelentkezett a lemezek hidegalakításával foglalkozó magyarországi kis-és közép vállalatoknál. Annak ellenére, hogy az ötvözetlen lágyacélok öregedésének irodalma rendkívül gazdag, nem minden kérdésemre találtam választ benne, ezért izgatott az öregedés dinamikájának, valamint az egyes stációk mérésének mélyebb megismerése. A szakirodalmat tanulmányozva szembetűnő volt, hogy a korábban végrehajtott kísérletek túlnyomó része normál és csökkentett sebességű szakítóvizsgálatok alapján értékelte az öregedést. Ezért egy komplex vizsgálat megindítását határoztam el, amelytől azt reméltem, hogy pontosabb képet kapok az öregedés mai korban tapasztalható ipari jelentőségéről. Ez az elvárásom végül beteljesedett. Kísérleteim megkezdése óta az öregedés természetének megismerésére 12 féle vizsgálati eljárás keretében mintegy 770 vizsgálatot hajtottunk végre segítőimmal. Az öregedés jelenleg használatos definícióját 4 féle szakítóvizsgálattal próbáltam reprodukálni, sikertelenül. A sikertelenség azonban nem jelentett automatikusan kudarcot is, mivel a széleskörű vizsgálatok bőségesen szolgáltatottak olyan felismeréseket, amelyek hozzásegítettek az öregedés pontosabb definiálásához. Dolgozatomban nem volt célom megkérdőjelezni az eddigi kutatási eredményeket, az öregedés fémfizikai hátterét, csupán arra kívántam felhívni a figyelmet, hogy a napjainkban gyártott acéllemezekben végbemenő kisebb mértékű, de biztosan selejtképződéshez vezető öregedés csak újabb mérési módszerekkel fedezhető fel. A nagy számú vizsgálatok pontosan megmutatták, hogy a hidegen alakítható acéllemezek öregedése nem egy bizonyos időponthoz köthetően megy végbe, hanem hosszan elhúzódóan, melynek dinamikája változó is a vizsgált anyag vegyi összetételétől függően. Az egyes öregedési szintek ráadásul nem mindig mutathatók ki ugyanazzal a módszerrel azonos érzékenységgel. Disszertációmban rámutattam az öregedés hatására bekövetkező lokális alakváltozási különbségek jelentőségére, melyeket mind a DIC, mind a vizuális vizsgálatok eredményei jól szemléltettek. Ilyen részletes információt az öregedésről még a szakszerűen végrehajtott szakítóvizsgálati eredmény sem biztosít, mivel az így kapott mérőszámok a próbatest egészéről adnak csak felvilágosítást, de a próbatesten helyileg, kis kiterjedésben kialakuló esetleg valamilyen mintázatot felvevő alakváltozási egyenlőtlenségekről nem. Erre vonatkozó felvilágosítást csak az egytengelyű szakítóvizsgálatot Digital Image Correlation (DIC) technikával kibővített eljárás ad. Azonban még a disszertációmban bemutatott szerteágazó vizsgálatok eredményei sem szolgáltathatnak teljeskörű képet az öregedésről, ezért bőségesen kínálnak további kutatási témákat. Az egyik legfontosabb tisztázandó kérdés, hogy a szabványos szakítópróbák törete is ugyanolyan érzékenyen mutatja-e az öregedés jegyeit, mint a mikroszakító vizsgálat darabjai? De szép kutatási munkának mutatkozik a vizuális minősítő rendszer kibővítése több gyártótól származó darabokkal, amely remélhetőleg hozzásegít egy általánosan használható hibakatalógus összeállításához.

## 5 ANGOL NYELVŰ ÖSSZEFOGLALÓ

---

During my research work, I have chosen an industrial problem that repeatedly occurs in small- and medium-sized companies in Hungary that deal with cold-forming sheet metal. Although there is a wealth of literature on the ageing of unalloyed mild steels, I did not find answers to all my questions, so I was eager to gain a deeper understanding of the dynamics of ageing and the measurement of its individual stages. When studying the literature, it was striking that the vast majority of previous experiments evaluated ageing using standard- and reduced-speed tensile tests. Therefore, I decided to launch a comprehensive study, from which I hoped to gain a more accurate picture of the industrial significance of ageing in the modern era. This expectation was ultimately fulfilled. Since the start of my experiments, my assistants and I have conducted approximately 770 tests using 12 different test procedures to understand the nature of ageing. I attempted to reproduce the current definition of ageing using four types of tensile tests, but without success. However, this failure did not automatically mean defeat, as the extensive tests provided a wealth of insights that helped to define ageing more accurately. My thesis did not aim to question the research results to date or the metallurgical background of ageing, but merely to draw attention to the fact that the minor but definite ageing that leads to scale formation in steel sheets manufactured today can only be detected using new measurement methods. Numerous studies have clearly shown that the ageing of mild steels does not occur at a specific point in time, but rather over a long period, during which the dynamics also vary depending on the material's chemical composition.

Furthermore, the individual stages of ageing cannot always be detected with the same sensitivity using the same method. In my dissertation, I highlighted the significance of local shape changes caused by ageing, which were clearly illustrated by both DIC and visual examinations. Even professionally performed tensile testing does not provide such detailed information about ageing, as the measurements obtained in this way reveal only the test specimen as a whole, not any local, small-scale shape irregularities that may occur on it. Information on this can only be obtained by a procedure that supplements uniaxial tensile testing with the Digital Image Correlation (DIC) technique. However, even the results of the wide-ranging tests presented in my dissertation cannot provide a complete picture of ageing, and therefore offer plenty of topics for further research. One of the most important questions to be clarified is whether standard tensile test specimens show signs of ageing as sensitively as micro-tensile test specimens. However, expanding the visual grading system to include pieces from multiple manufacturers appears to be a promising area of research that will hopefully contribute to the compilation of a universally applicable defect catalogue.

## 6 TÉZISEK - ÚJ TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK

Az öregedés hatását, korszerű vertikummal rendelkező, európai gyártó, DC01 minőségű, 1,5 mm vastag, hidegen hengerelt, lágyított és dresszírozott állapotú, tekercséből származó mintákon vizsgáltam. A természetes öregedés (acélipari tárolási (10-20°C) körülmények között) előrehaladását, a gyártást (dresszírozást) követő 3; 9 nap, 2; 4; 6; 10 hét, 3; 6; 8; 12 hónap elteltével végrehajtott vizsgálatok eredményei alapján tanulmányoztam. A mesterséges öregítést 120°C-on történt hőntartással értem el, melynek során 2,5 perces hőntartás 1 hetes természetes öregedésnek felelt meg. A vizsgálati próbatesteket, a gyártásból származó inhomogenitást minimalizálva a tekercs harmadik menetéből származó táblák szélessége mentén mért  $\frac{1}{4}$  vonalából, szoroson egymás felől vágtam ki. A tulajdonságokban bekövetkező változásokat normál és csökkentett sebességű, szabványos és csökkentett mintaméretű, DIC technikával kibővített szakítóvizsgálatokkal, csészehúzó, hajlító és a Nakajima vizsgálatokkal követtem. TEP és a SAI vizsgálatok eredményei alapján bizonyítottam, hogy a mintákban lezajlik az öregedés. A nagyszámú kísérleti eredmények alapján a következő megállapításokat teszem:

### 1. Tézis

TEP és a SAI vizsgálatok eredményei alapján öregedett, mintegy 180 db minta egyike sem mutatott a szakítóvizsgálattal kimutatható bármely ismert öregedési jegyet. Nem volt tapasztalható a mechanikai értékek irodalomban leírt tendenciózus változása, a statikus öregedésre utaló kifejezett folyáshatár megjelenése, sem pedig a dinamikus öregedést jelző fűrészfog motívum megjelenése a szakítódiagramban. Ezért kijelentem, hogy az irodalomban ismertektől eltérően, normál szakítóvizsgálattal az öregedés, a mai korszerű technológiával előállított lemezeknél már nem mutatható ki megbízhatóan. Ezért a napjainkban használatos öregedési definíció, miszerint „az öregedés hatására megnő a folyáshatár és a szakítószilárdság, valamint lecsökken a nyúlás már nem megfelelő. Ezért az öregedés új definícióját javaslom miszerint „az öregedés, az alakíthatóság bizonyos tárolási idő után bekövetkező leromlása”.

### 2. Tézis

Az alakíthatóságnak az idő függvényében bekövetkező leromlására, vagyis az öregedés bekövetkezésére vonatkozóan megállapítottam, hogy az öregedés nem egy adott pillanatban bekövetkező jelenség, hanem egy időben elnyúló folyamat. Ennek megfelelően különböző vizsgálati módszerek, különböző mértékű öregedési állapotot képesek jelezni. Az öregedés hatására jelentkező már egészen kis mértékű alakíthatóság leromlást is kiválóan jelzi a Nakajima vizsgálat és a DIC technikával kibővített szakítóvizsgálat, ezért a vizsgált módszerek közül e két eljárás jelzi legérzékenyebben az öregedést. A DIC eljárás amellet, hogy viszonylag kis költséggel megvalósítható, eredménye rendkívül látványos és jól kvantifikálható, mely lehetőséget kínál a tervező mérnököknek/technológusoknak adott termékformától függően határértékek definiálására!

### 3. Tézis

Az öregedés előrehaladottabb szintjét kézi hajlítóvizsgálattal is jelezni lehet. Megállapítottam, hogy az öregedés hatását a szabvánnyal ellentétesen, nem a hajlított ív felületén megjelenő repedések, hanem a 180°-ban visszahajlított szárak hurok alatti részen mérhető belső ív sugarának növekedése jelzi érzékenyen. Ez az iparban egyszerűen használható eljárás és értékelés, nem igényel sem költséges berendezést sem pedig magas fokú képzettséget, így a gyakorlati életben is sikerrel alkalmazható. Egy adott termék esetében egyedileg célszerű megállapítani, hogy a sugár mekkora értékénél érte már el az alapanyag azt az öregedési fokot, amely már a felhasználást problémássá teszi.

#### 4. Tézis

A dinamikus öregedés jellemzője a szakítódiagramban megjelenő fűrészfog motívum a csökkentett sebességű szakítóvizsgálattal bár kimutatható, azonban a hosszan elnyúló vizsgálati idő, valamint a kialakuló csekély mértékű fűrészfog jelleg miatt ipari felhasználásra alkalmatlan! Ezzel szemben a dinamikus öregedési jegy mikroszakító vizsgálattal kellő érzékenységgel kimutatható, melynek eredménye összhangban állt a párhuzamosan lefolytatott csészehúzó és töretelemezések eredményeivel. Megállapítottam, hogy a mikroszakító próba töreti méreteiből számolt alakíthatósági index (FI) ugyanolyan érzékenységgel képes kimutatni az öregedés hatására beálló alakíthatóság lecsökkenését, mint a DIC és a Nakajima eljárások. A precíz mikroszkópi mérések elvégzése viszont szakértelmet igényel, ezért ipari alkalmazhatósága korlátolt.

#### 5. Tézis

Nakajima és polírozott szakítóvizsgálati próbatestek vizuális értékelése alapján, az öregedéssel kapcsolatba hozható, annak kronológiai sorrendjében, a felületi károsodási jegyek jellemzésére a következő terminológiát javaslom:

**Természetes narancsbőr:** felületi elmattozás, az alakítás természetes velejárója, tönkremenetellel kapcsolatos szerepe nincs.

**Érett narancsbőr:** felületi elmattozás, a természetes narancsbőr azon megjelenési formája, mikor az alapanyag durva kiinduló szemcseméretű. Öregedéssel összefüggő tönkremenetellel kapcsolatos szerepe nincs. Az alapanyag velejárója. Bizonyos felhasználási területeken pl. festés, lakkozás esetén viszont gondot okozhat.

**Lokális narancsbőr:** az alakított felületen szorványos megjelenésű mattozás, az öregedés korai szakaszában az egyenletes alakváltozás megbomlását jelzi. A felhasználástól függ, hogy adott termék esetén ez gondot okoz-e.

**Folyási vonal:** az öregedés következményeként, annak előrehaladottabb szakaszában jelentkező, a felületen vonalszerűen kirajzolódó, az igénybevétel irányával kapcsolatba nem hozható hiba. Akár több mm hosszú is lehet. Az anyagból történő bemélyedése csekély, inkább kiemelkedő hiba. Barázdaszélessége jóval (majd 3X) nagyobb, mint a Lüders vonalé.

**Lüders/PLC vonal:** az öregedés következményeként, a felületen vonalszerűen megjelenő, az igénybevétel irányával jellemzően 45-55°-os szögben jelentkező hiba. Akár több mm hosszú is lehet. A legnagyobb mértékben kiemelkedő hiba, viszont barázdaszélessége és átlagos érdesség mérőszáma a legkisebb a károsodási jegyek közül. Észrevétele nehéz. Az elnevezést kizárólag olyan felületi elváltozásokra javaslom használni, ahol az erőhatás vonala ismert, ezért egyértelműen meghatározható a felületen megjelenő vonalakkal bezárt szöge (pl szakító próbatest) valamint a rajzolatok megjelenését alsó- és felső folyáshatár megjelenése kíséri. A Lüders jellemzően a folyáshatár közelében míg a PLC az egyenletes alakváltozás szakaszában jelenik meg.

**Lokális elvékonyodás:** az öregedés következményeként, annak egészen előrehaladott állapotában a felületen vonalszerűen megjelenő, lokális kontrakció megjelenése, olyan instabilitás határát jelzi, amely után a törés rövid idő alatt bekövetkezik, ezért a lokális elvékonyodás megjelenése az alakított darabokon nagyfokú repedés kialakulási kockázatot mutat. A lokális elvékonyodás nyomai szabad szemmel is könnyen észrevehetőek. Bemélyedésük jelentős, amely szinte mindig átüt a lemez túoldalára. Egyszerű „köröm próbával” is elkülöníthető a folyási vonaltól.

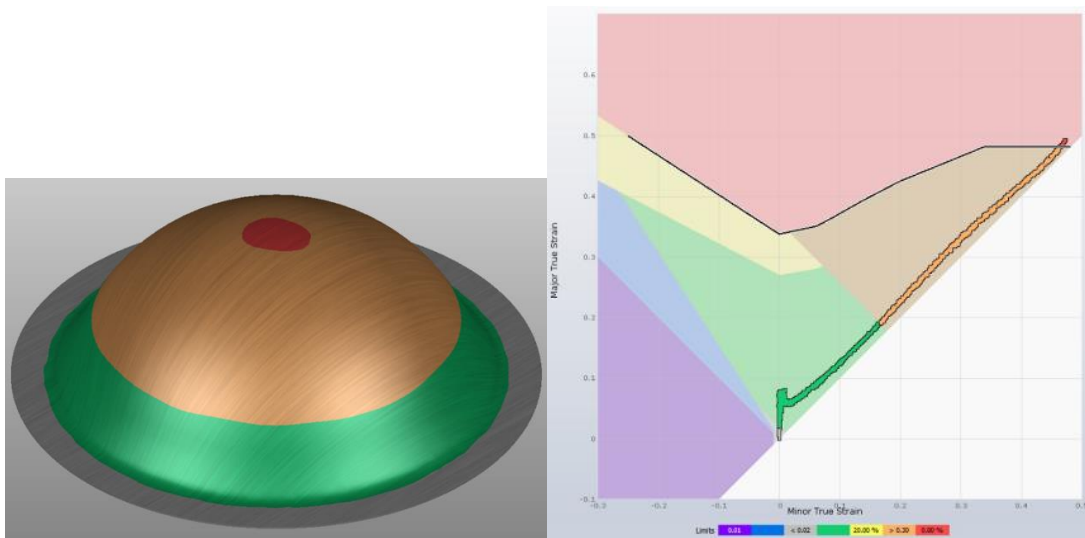
#### 6. Tézis

Ishikawa módszer segítségével feltártam a szabványos szakítóvizsgálat eredményeire lényegi befolyással bíró hatásokat, melyek közül az egyik lényeges elem a próbatest előkészítő technika volt.

Megállapítottam, hogy a maró, lézervágó valamint stancoló eljárások 20-200  $\mu\text{m}$  méretű hatásövezetet jelentenek a próbatestek szélén, melyek különböző mértékben, de lényegileg befolyásolják a szakítóvizsgálati eredményeket, ezért ezek csiszolással történő eltávolítása javasolt.

## 7 EREDMÉNYEK HASZNOSULÁSA

Az ipari gyakorlatban az öregedés csekély mértéke is selejtképződéshez vezethet bizonyos méretezési és dizájn kombináció esetén. Ennek bemutatására az 1. körös anyagok 3 napos és 9 napos tulajdonságait a Miskolci Egyetem GÉIK Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézetének munkatársai segítségével AutoForm R12 szimulációs szoftverbe tápláltuk annak érdekében, hogy az öregedés hatását egy gyakorlati példán szemléltethessem. A szimuláció pontosan megmutatta egy köznapi használatú keverőtál dizájnján keresztül, hogy azonos gyártási paramétereket alkalmazva a 3 napos anyagból károsodás nélkül kiformázható a tál, míg a 9 napos anyag felhasználásakor már repedés képződik a fenék részén, melyet piros folt jelez a **60. ábrán**.



**60. ábra 9 napos lemezből alakított keverőtál formázásakor fellépő károsodás (piros terület) és a hozzá tartozó FLC görbe**

Az eredmény jól jelzi, hogy az öregedés csekély mértékét is már figyelembe kell venni a termékspecifikációk kialakításakor.

Dolgozatomban az irodalmi módszerek kritikája mellett bemutattam több olyan vizsgálati eljárást is, amely az öregedést különböző érzékenységgel képes jelezni. Ezek közül ipari alkalmazhatósága miatt kiemelkedik a DIC technikával kibővített szakítóvizsgálat. A feldolgozóüzemekben nagyszámban fordul elő szakítóberendezés, amely közepes költségfordítással kibővíthető DIC technikával, mely az öregedés mértékét rendkívül precízen jelzi, ráadásul eredménye kitűnően számszerűsíthető. Ez az investíció elsősorban olyan cégeknek éri meg, amelyek bonyolult dizájnú alkatrészeket és/vagy élet és vagyonbiztonság szempontjából kiemelt kockázatú alkatrészeket gyártanak és ahol csekély mértékű selejtképződés is nagy kockázattal jár.

Az iparban azonban nem mindenhol van szükség olyan precíz eredményre, mint amit a DIC eljárás képes szolgáltatni. Ilyen esetekben alkalmazható sikerrel az általam meghatározott hajlítóvizsgálat. Mivel ez az eljárás nem igényel speciális berendezést és különösebb szakképzettséget sem, ezért, egyszerűbb esetekben az ipari szereplők sikerrel alkalmazhatják.

Utólagos vagy műszeres mérések kiegészítő vizsgálatként alkalmazható a dolgozatomban összeállított vizuális értékelő rendszer, amely termékspecifikus hibakatalógus alapjául is szolgálhat.

## 8 KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

---

Köszönet nyilvánításomat messziről kell indítsam hiszen az, hogy ezt a doktori értekezést megírhattam, az nagyon sok tényezőn múlt. Köszönet illeti Palotás Árpád Bence dékán Urat, aki az iparból meghívott az Alma Materbe oktatni és ezzel felébresztette a tudományos kutatások iránti vágyamat. Az, hogy a védésig eljuthattam az legnagyobb mértékben témavezetőmnek Mertinger Valéria professzor asszonynak köszönhető, aki mindvégig irányította kutatásaim vonalát és biztatott, amikor lelkesedésem alább hagyott egy-egy holtponton. A kutatómunka végzéséhez elengedhetetlenül fontos nyugalmat Feleségem Andrea biztosította, aki minden nélkülem töltött órában gondoskodott gyermekeinkről. Lilla és Dani játékosságukkal és jó kedvükkel töltöttek fel, aminek segítségével mindig újult erővel folytathattam a munkát! Ezért témavezetőm mellett mindhármuknak jár a legnagyobb köszönet! Verseghi-Nagy András munkahelyem vezérigazgatója nem csak a vizsgálataimhoz szükséges alapanyagokat biztosította, hanem azt is, hogy a méréseket ütemezetten tudjam végrehajtani, igény szerint akár hétvégén is, amiért szintén hálás vagyok.

Doktori tanulmányaim alatt, mind szakmailag mind emberileg nagyon sokat fejlődtem. Szintetizáló-analitikus gondolkodás módomban magasabb szintre jutott, amit legnagyobb mértékben azoknak a személyeknek köszönhetek, akik szakmai konferenciákon előadásommal kapcsolatosan kérdéseket fogalmaztak meg, vagy folyóirat lektorként tudományos közleményeimet kritikus véleménnyel illették. Közülük is kiemelkedik Szűcs Máté, aki kutatószemináriumi dolgozataimat mindvégig keményen, de korrekt módon bírálta!

A dolgozatomban bemutatott kiterjedt vizsgálatokat egyedül nem tudtam volna végrehajtani. Ezekhez rengeteg segítséget kaptam a következő személyektől: mintaelőkészítésekben Ladvenicza Tibornak, Boda Sándornak, Márkus Zoltánnak és Dr. Buza Gábornak, mintáim hőkezelésében Somogyi Jánosnak, TEP mérésekben Dr. Mészáros Istvánnak, SAI vizsgálatokban Narancsik Zsoltnak, normál és csökkentett szakítóvizsgálatokban Dr. Mikó Tamásnak és Gáspár Tibornak, DIC vizsgálatokban Dr. Mankovits Tamásnak, File Máténak és Nemes Dánielnek, mikroszakító vizsgálatokban Dr. Bubonyi Tamásnak, törétvizsgálatokban Mende-Tokarova Mónikának, Kovács Árpádnak, csészehúzó vizsgálatokban Dr. Lukács Zsoltnak, Nakajima vizsgálatokban Dr. Szabó Péter Zoltánnak és AUTOFORM elemzésben Dr. Lukács Zsoltnak hálással köszönök minden támogatást!

Zárásként köszönöm Szüleimnek, hogy becsületes és kitartó munkára neveltek egész életemben, ezért dolgozatomat Anyukám emlékére és Apukám büszkeségére is írtam!

## 9 IRODALOMJEGYZÉK

- [1] DIN EN 10020:2000-07, *Begriffsbestimmung für die Einteilung der Stähle; Deutsche Fassung EN\_10020:2000*. doi: 10.31030/8920723.
- [2] Központi Statisztikai Hivatal, „Az ipar belföldi értékesítése alágak szerint”, 2021. [Online]. Elérhető: [https://www.ksh.hu/docs/hun/xstadat/xstadat\\_eves/i\\_oia014a.html](https://www.ksh.hu/docs/hun/xstadat/xstadat_eves/i_oia014a.html)
- [3] Nemzetgazdasági Minisztérium, *Irinyi terv*. 2016.
- [4] thyssenkrupp Materials Hungary, „Hideglemez értékesítési adataok 2021”, Budapest.
- [5] DIN EN 10130, *Cold Rolled Low Carbon Steel Flat Products for Cold Forming. Technical Delivery Conditions*, 2007.
- [6] Bollobás, József; Szabó, Zoltán, „Lágyacélok dezoxidálási technológiájának korszerűsítése”, *BÁNYÁSZATI ÉS KOHÁSZATI LAPOK-KOHÁSZAT*, köt. 132, sz. 6–7, o. 242–244, 1999.
- [7] K. Banerjee, „Physical Metallurgy and Drawability of Extra Deep Drawing and Interstitial Free Steels”, in *Recrystallization*, K. Szwierk, Szerk., InTech, 2012. doi: 10.5772/35073.
- [8] P. Ghosh és R. K. Ray, „Deep drawable steels”, in *Automotive Steels*, Elsevier, 2017, o. 113–143. doi: 10.1016/B978-0-08-100638-2.00005-5.
- [9] S. Satoh, „A New Process for Manufacturing Deep Drawing Cold Rolled Steel Sheets from Extra Low Carbon Steels”, Kawasaki Steel Technical Report, 1985.
- [10] C. W. Wegst és M. Wegst, *Stahlschlüssel: = Key to steel*, 22. Aufl. Marbach/N: Verl. Stahlschlüssel Wegst, 2010.
- [11] Óvári Antal, *Vaskohászati kézikönyv*. Műszaki Könyvkiadó, 1985.
- [12] Voith Márton, *A képlékenyalakítás elmélete*. Miskolci Egyetemi Kiadó, 1998.
- [13] M. J. Könemann, „Zähigkeit von kaltumformbarem Stahlfeinblech”, *disszertáció*, 2020.
- [14] Attila D. K., „Segédlet: Főfeszültségek meghatározása Mohr-féle feszültségi körök alkalmazásával”.
- [15] E. Kiss, *Képlékeny alakítás*. Budapest, 1987 Tankönyvkiadó.
- [16] D. Banabic, *Sheet Metal Forming Processes*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2010. doi: 10.1007/978-3-540-88113-1.
- [17] E. Orowan, „Zur Kristallplastizität. III: Über den Mechanismus des Gleitvorganges”, *Z. Physik*, köt. 89, sz. 9–10, o. 634–659, szept. 1934, doi: 10.1007/BF01341480.
- [18] Huber, M. T., „A contribution to fundamentals of the strength of materials”, *Czas. Techn.*, köt. 22, o. 34–81, 1904.
- [19] Mises, R., „Mechanics of solids in plastic state”, *Göttinger Nachrichten Math. Phys. Klasse*, o. 582–592, 1913.
- [20] Hencky, H., „On the theory of plastic deformations”, *Z. Angewandte Mathematics & Mechanics*, o. 349–357, 1924.
- [21] G. Gál, A. Kiss, M. Tisza, J. Sárvári, és P. Romvári, *Képlékeny hidegalakítás*. 1991.
- [22] W. T. Lankford, S. C. Snyder, és J. A. Bausher, „New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets.”, köt. 42, o. 1197–1205, 1950.
- [23] Holloman, J.H., „Tensile Deformation”, *Trans AIME*, köt. 162, o. 268–290, 1945.
- [24] Magyar Szabványügyi Testület, *MSZ EN ISO 10113:2020*. 2020.
- [25] A. J. McEvily, *Metal failures: mechanisms, analysis, prevention*, Second edition. Hoboken, New Jersey: Wiley, 2013.
- [26] R. Hill, „On discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, köt. 1, sz. 1, o. 19–30, okt. 1952, doi: 10.1016/0022-5096(52)90003-3.
- [27] Szalai Szabolcs, „Alumínium jármű karosszéria lemezek alakíthatóságának elemzése”, doktori disszertáció, Széchenyi István Egyetem, Győr, 2021.
- [28] M. Brünig, O. Chyra, D. Albrecht, L. Driemeier, és M. Alves, „A ductile damage criterion at various stress triaxialities”, *International Journal of Plasticity*, köt. 24, sz. 10, o. 1731–1755, okt. 2008, doi: 10.1016/j.ijplas.2007.12.001.
- [29] Gál V., „NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉLLEMEZEK ALAKÍTÁSI HATÁRÁLLAPOTÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA”, doktori értekezés, Miskolci Egyetem, Miskolc, 2022.

- [30] M. Basaran, S. D. Wölkerling, M. Feucht, F. Neukamm, és D. Weichert, „An Extension of the GISSMO Damage Model Based on Lode Angle Dependence”, . *LS*, 2010.
- [31] F. Rickhey és S. Hong, „Stress Triaxiality in Anisotropic Metal Sheets—Definition and Experimental Acquisition for Numerical Damage Prediction”, *Materials*, köt. 15, sz. 11, o. 3738, máj. 2022, doi: 10.3390/ma15113738.
- [32] B. Hance, „Advanced High Strength Steel: Deciphering Local and Global Formability”, [https://www.researchgate.net/publication/325676474\\_Advanced\\_High\\_Strength\\_Steel\\_Deciphering\\_Local\\_and\\_Global\\_Formability](https://www.researchgate.net/publication/325676474_Advanced_High_Strength_Steel_Deciphering_Local_and_Global_Formability).
- [33] S. Heibel, T. Dettinger, W. Nester, T. Clausmeyer, és A. E. Tekkaya, „Damage Mechanisms and Mechanical Properties of High-Strength Multiphase Steels”, *Materials*, köt. 11, sz. 5, o. 761, máj. 2018, doi: 10.3390/ma11050761.
- [34] D. G. Altenpohl, *Aluminium von innen: das Profil eines modernen Metalles*, 5. Aufl., Unveränd. Nachdr. Düsseldorf: Aluminium-Verl, 2005.
- [35] M. Loveday, T. Gray, és J. Aegerter, „Tensile Testing of Metallic Materials: A Review”. NPL Management Ltd, 2004.
- [36] S. Hönle, *Methode zur Bewertung und Prognose der Anmutungsqualität und der Herstellbarkeit von Falzschlaufen an Karosserieanbauteilen aus Aluminium*. in Beiträge zur Umformtechnik, no. 79. Stuttgart: Institut für Umformtechnik, 2016.
- [37] *EN ISO 6892-1, Metallic materials. Tensile testing, Part1: Method of test at room temperature*, 2019.
- [38] *EN ISO 377, Steel and steel products. Location and preparation of samples and test pieces for mechanical testing*, 2017.
- [39] N. Márkus, D Zs, „Szakítóvizsgáló próbatestek felületi érdességének hatása a vizsgálati eredményekre”, *Anyagvizsgálók lapja*, köt. 3, o. 111–116, 2009.
- [40] B. Kondás, Á. Kovács, és V. Mertinger, „Próbatest kimunkálási technológiák hatása hidegképlékeny lemezek szakítóvizsgáló eredményeire”, *anyagvizsgálók Lapja*, köt. III., o. 10–15, 2025.
- [41] J. R. Davis, *Tensile Testing -ASM International*. in ASM International. USA: Materials Park, 2004.
- [42] A. Mucsi, „Effect of gripping system on the measured upper yield strength estimated by tensile tests”, *Measurement*, köt. 46, sz. 5, o. 1663–1670, jún. 2013, doi: 10.1016/j.measurement.2012.11.036.
- [43] T. G. F. Gray és A. McCombe, „Influence of specimen dimension and grip in tensile testing steel to EN 10 002.”, *J. Iron & Steel Making*, köt. 19, sz. 5, o. 402–408, 1992.
- [44] D. Jocham, R. Norz, és W. Volk, „Strain rate sensitivity of DC06 for high strains under biaxial stress in hydraulic bulge test and under uniaxial stress in tensile test”, *Int J Mater Form*, köt. 10, sz. 3, o. 453–461, jún. 2017, doi: 10.1007/s12289-016-1293-8.
- [45] J. Aegerter, S. Keller, és D. Wieser, „Prüfvorschrift zur Durchführung und Auswertung des Zugversuches für Al Werkstoffe”, in *Konferencia kiadvány*, Verlag stahl eisen GmbH Düsseldorf, 2004, o. 139–150.
- [46] H. lingelhöffer, S. Ledworuski, S. P. Brookes, és T. May, „Computer controlled tensile testing according to EN 10002-1”, in *Final report of the European project TENSTAND – Work Package 4*, Berlin: Forschungsbericht 268, 2005.
- [47] A. Bocz, B. Kiss, D. Márkus, Z. Narancsik, és V. Vainel, „Nyúlásmérés rejtelvei lágyacéloknál”, *Anyagvizsgálók lapja*, köt. 3, o. 25–29, 2021.
- [48] *MSZ EN ISO 10275:2020; Fémekek. Lemezek és szalagok. A keményedési kitevő meghatározása szakítóvizsgálattal*, 2020.
- [49] Tisza M., Gál G., Kiss A., Kovács Z. P., és Lukács Z., „A KLASSZIKUS LEMEZALAKÍTHATÓSÁGI VIZSGÁLATOK NAGYSZILÁRDSÁGÚ LEMEZEK MINŐSÍTÉSÉNÉL”, *Multidiszciplináris Tudományok*, köt. 4, sz. 1, o. 39–48, 2014.
- [50] M. Tisza, „Nagyszilárdságú lemezanyagok alakíthatósága”, Tanulmány, Miskolci Egyetem, 2013.
- [51] D. Harangozó, I. Kozma, I. Czinege, és S. Szalai, „Analysis of inhomogeneous deformation occurring during post-necking phase of tensile test”, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, köt. 1246, sz. 1, o. 012018, aug. 2022, doi: 10.1088/1757-899X/1246/1/012018.

- [52] S. Fang, X. Zheng, G. Zheng, B. Zhang, B. Guo, és L. Yang, „A New and Direct R-Value Measurement Method of Sheet Metal Based on Multi-Camera DIC System”, *Metals*, köt. 11, sz. 9, o. 1401, szept. 2021, doi: 10.3390/met11091401.
- [53] Y. Mine, K. Koga, O. Kraft, és K. Takashima, „Mechanical characterisation of hydrogen-induced quasi-cleavage in a metastable austenitic steel using micro-tensile testing”, *Scripta Materialia*, köt. 113, o. 176–179, márc. 2016, doi: 10.1016/j.scriptamat.2015.11.013.
- [54] D. A. LaVan és W. N. Sharpe, „Tensile testing of microsamples”, *Experimental Mechanics*, köt. 39, sz. 3, o. 210–216, szept. 1999, doi: 10.1007/BF02323554.
- [55] D. Cinger, B. Hargitai, K. A. Csikós, és I. Szenthe, „Mini-szakító próbatetek fejlesztése”, *Mini-szakító próbatetek fejlesztése, Anyagvizsgálók Lapja*, köt. 3, sz. 2023.
- [56] G. Ben Salem, E. Hériprié, P. Bompard, S. Chapuliot, A. Blouin, és C. Jacquemoud, „Mechanical Behavior Characterization of a Stainless Steel Dissimilar Metal Weld Interface : In-situ Micro-Tensile Testing on Carburized Martensite and Austenite”, *Exp Mech*, köt. 60, sz. 8, o. 1037–1053, okt. 2020, doi: 10.1007/s11340-020-00633-1.
- [57] N. Kamikawa és H. Morino, „Quantitative Analysis of Load–Displacement Curves in Erichsen Cupping Test for Low Carbon Steel Sheet”, *Metall Mater Trans A*, köt. 50, sz. 11, o. 5023–5037, nov. 2019, doi: 10.1007/s11661-019-05418-3.
- [58] H. Gürün és İ. Karaağaç, „The Experimental Investigation of Effects of Multiple Parameters on the Formability of the DC01 Sheet Metal”, *SV-JME*, köt. 61, sz. 11, o. 651–662, nov. 2015, doi: 10.5545/sv-jme.2015.2562.
- [59] *EN ISO 7438 Metallic materials Bend test*, 2021.
- [60] *VDA 238-100 Plate bending test for metallic materials*, 2020.
- [61] *JIS G3141, Cold Reduced Carbon Steel Sheets and Strip*, Japanese Standards Association, 2017.
- [62] *ASTM E290, Standard Test Methods for Bend Testing of Material Ductility*, American Society for Testing and Materials, 2022.
- [63] I. Boul, M. Lang, G. Mees, F. Mees G, Sponem, F. Sturel, és X. Garat, „Bending test and bendability of UHS Steels”, in *Konferencia kiadvány*, Győr, 2007.
- [64] B. Kondás és V. Mertinger, „Lágyacélok öregedésének elemzése hajlítóvizsgálat alapján”, *BKL*, köt. 158, sz. 4, o. 26–29, 2025, doi: 10.63457/BKL.158.2025.4.3.
- [65] *ISO 11531, Metallic materials — Sheet and strip — Earing test*, 2022.
- [66] Ó. DANYI, F. VÉGVÁRI, és G. BÉRES, „JÁRMŰIPARI CÉLÚ ACÉLLEMEZEK MÉLYÍTHETŐSÉGI ÉS MÉLYHÚZHATÓSÁGI PROBLÉMÁI”, *Anyagmérnöki Tudományok*, köt. 39, sz. 1, o. 19–28, 2016.
- [67] Ugró M. és Gonda V., „Az alakítási keményedés hatása a húzási viszonyra mélyhúzásnál”, *MTK*, köt. 5, o. 417–420, 2016, doi: 10.33895/mtk-2016.05.95.
- [68] *MSZ 5731-68 Acélok és fémek. Technológiai vizsgálatok. Lemezek és szalagok csészehúzó vizsgálata*.
- [69] *MSZ 23-71, Finomlemez acélból. Általános műszaki előírások*, 1971.
- [70] *EN ISO 12004-2 Metallic Materials. Determination of Forming limit curves for sheet and strips*, 2021.
- [71] P. Z. Kovács, „Alakítási határdiagrammok elméleti kísérleti elemzése”, Doktori értekezés, Miskolci Egyetem, 2012.
- [72] S. P. Keeler és W. G. Brazier, „Relationship between laboratory material characterization and press-shop formability”, o. 21–32, 1975.
- [73] *ASTM A568/A568M: Standard Specification for Steel, Sheet, Carbon, Structural and High-Strength, low alloy, hot rolled and cold rolled, general requirements for*, ASTM International, 2019.
- [74] Dr. Zorkóczy Béla, *Metallográfia és anyagvizsgálat*. Budapest: Tankönyvkiadó Vállalat, 1988.
- [75] M. Komócsin, *Gépipari anyagismeret*. Miskolc: Cokom Kft, 2005.
- [76] Z. Rempert, *A hengerelt acélok szerkezete és tulajdonságai*. Budapest: Műszaki Könyvkiadó, 1975.
- [77] E. Doege és B.-A. Behrens, *Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen*. in VDI-Buch. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2016. doi: 10.1007/978-3-662-43891-6.
- [78] A. H. Cottrell és B. A. Bilby, „Dislocation Theory of Yielding and Strain Ageing of Iron”, *Proc. Phys. Soc. A*, köt. 62, sz. 1, o. 49–62, jan. 1949, doi: 10.1088/0370-1298/62/1/308.
- [79] P. Penning, „Mathematics of the portevin-le chatelier effect”, *Acta Metallurgica*, köt. 20, sz. 10, o. 1169–1175, okt. 1972, doi: 10.1016/0001-6160(72)90165-4.

- [80] J. K. Chen, „Aging Behaviour in Hot-Rolled Low Carbon Steels”, *steel research international*, köt. 79, sz. 9, o. 708–712, szept. 2008, doi: 10.1002/srin.200806187.
- [81] A. K. De, S. Vandeputte, és B. C. D. Cooman, „Kinetics of Strain Aging in Bake Hardening Ultra Low Carbon Steel—a Comparison with Low Carbon Steel”, *Journal of Materials Engineering and Performance*.
- [82] E. Silvestre, J. Mendiguren, L. Galdos, és E. Sáenz De Argandoña, „Comparison of the hardening behaviour of different steel families: From mild and stainless steel to advanced high strength steels”, *International Journal of Mechanical Sciences*, köt. 101–102, o. 10–20, okt. 2015, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2015.07.013.
- [83] L. Samek, J. Dykas, E. De Moor, és A. Grajcar, „Strain-Ageing of Low-Alloyed Multiphase High-Strength Steels”, *Metals*, köt. 10, sz. 4, o. 439, márc. 2020, doi: 10.3390/met10040439.
- [84] J. M. Robinson és M. P. Shaw, „Microstructural and mechanical influences on dynamic strain aging phenomena”, *International Materials Reviews*, köt. 39, 1994.
- [85] A. Le Chatelier, „Influence du temps et de la température sur les essais au choc”, *Rev. Met. Paris*, köt. 6, sz. 8, o. 914–917, aug. 1909, doi: 10.1051/metal/190906080914.
- [86] Gy H., „Szilárdoldatú és túltelített alumíniumötvözetek képlékeny tulajdonságai, különös tekintettel az alakítási instabilitásokra”.
- [87] H. Mehrer, *Diffusion in Solids*, köt. 155. in Springer Series in Solid-State Sciences, vol. 155. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2007. doi: 10.1007/978-3-540-71488-0.
- [88] B. J. Brindley és P. J. Worthington, „Yield-point phenomena in substitutional alloys”, *METALLURGICAL REVIEWS*.
- [89] S. Lou és D. O. Northwood, „Effect of Carbon and Nitrogen Content on Dynamic Strain Aging in Low Carbon Steels”, *Canadian Metallurgical Quarterly*, köt. 33, sz. 3, o. 243–249, júl. 1994, doi: 10.1179/cm.1994.33.3.243.
- [90] W. C. Leslie és R. L. Rickett, „Influence of Aluminum and Silicon Deoxidation on The Strain Aging of Low-Carbon Steels”, *JOM*, köt. 5, sz. 8, o. 1021–1031, aug. 1953, doi: 10.1007/BF03397584.
- [91] P. Messien és V. Leroy, „Solute carbon and nitrogen in the ferrite after continuous annealing of low carbon low aluminium steels”, *Steel Research*, köt. 56, sz. 7, o. 385–391, júl. 1985, doi: 10.1002/srin.198500652.
- [92] B. Sarkar, R. Datta, és S. K. Chaudhuri, „Effect of Ti/N ratio on strain aging and plastic anisotropy in extra deep drawing quality steel”, *Materials Science and Technology*, köt. 25, sz. 11, o. 1408–1410, nov. 2009, doi: 10.1179/174328408x363362.
- [93] Lüders, W., „Über die Äusserung der Elasticität an stahlartigen Eisenstäben und Stahlstäben, und über eine beim Biegen solcher Stäbe beobachtete Molecularbewegung”, *Dinglers Polytech J* 5, o. 18–22, 1860.
- [94] Verein Deutscher Eisenhüttenleute, *Werkstoffkunde Stahl: Band 1: Grundlagen*. Berlin Heidelberg: Springer, 1984. doi: 10.1007/978-3-642-82091-5.
- [95] D. H. Johnson, M. R. Edwards, és P. Chard-Tuckey, „Microstructural effects on the magnitude of Lüders strains in a low alloy steel”, *Materials Science and Engineering: A*, köt. 625, o. 36–45, febr. 2015, doi: 10.1016/j.msea.2014.11.084.
- [96] N. Tsuchida, Y. Tomota, K. Nagai, és K. Fukaura, „A simple relationship between Lüders elongation and work-hardening rate at lower yield stress”, *Scripta Materialia*, köt. 54, sz. 1, o. 57–60, jan. 2006, doi: 10.1016/j.scriptamat.2005.09.011.
- [97] J. C. Fisher és H. C. Rogers, „Propagation of Lüder’s bands in steel wires.”, *Acta Metall.*, köt. 4, o. 180–185, 1956.
- [98] H. Jin és D. J. Lloyd, „Effect of a duplex grain size on the tensile ductility of an ultra-fine grained Al–Mg alloy, AA5754, produced by asymmetric rolling and annealing”, *Scripta Materialia*, köt. 50, sz. 10, o. 1319–1323, máj. 2004, doi: 10.1016/j.scriptamat.2004.02.021.
- [99] W. Sylwestrowicz és E. O. Hall, „The Deformation and Ageing of Mild Steel”, *Proc. Phys. Soc. B*, köt. 64, sz. 6, o. 495–502, jún. 1951, doi: 10.1088/0370-1301/64/6/305.
- [100] X. G. Wang, L. Wang, és M. X. Huang, „Kinematic and thermal characteristics of Lüders and Portevin-Le Châtelier bands in a medium Mn transformation-induced plasticity steel”, *Acta Materialia*, köt. 124, o. 17–29, febr. 2017, doi: 10.1016/j.actamat.2016.10.069.

- [101] Q. Zhang, Z. Jiang, H. Jiang, Z. Chen, és X. Wu, „On the propagation and pulsation of Portevin-Le Chatelier deformation bands: An experimental study with digital speckle pattern metrology”, *International Journal of Plasticity*, köt. 21, sz. 11, o. 2150–2173, nov. 2005, doi: 10.1016/j.ijplas.2005.03.017.
- [102] Dr. Ziaja György, „Az alakítási határállapotok kutatása”, *Anyagvizsgálók lapja*, sz. 3, o. 73–81, 1996.
- [103] Z. Marciniak és K. Kuczyński, „Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal”, *International Journal of Mechanical Sciences*, köt. 9, sz. 9, o. 609–620, szept. 1967, doi: 10.1016/0020-7403(67)90066-5.
- [104] A. Birkert, S. Haage, és M. Straub, *Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile: Auslegung von Ziehanlagen*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013. doi: 10.1007/978-3-642-34670-5.
- [105] A. Hrivňák és L. Sobotová, „The influence of the deformational ageing and the conditions of stress on the properties of the deep-drawing steel sheet”, *Journal of Materials Processing Technology*, köt. 34, sz. 1–4, o. 425–430, szept. 1992, doi: 10.1016/0924-0136(92)90137-H.
- [106] A. N. Bhagat, S.-J. Baek, és H.-C. Lee, „A Simple Method for Prediction of Shelf Life of Bake Hardening Steels”, *ISIJ Int.*, köt. 48, sz. 12, o. 1781–1787, 2008, doi: 10.2355/isijinternational.48.1781.
- [107] A. Mucsi, „A képlékeny alakításra szánt, alumíniummal csillapított lágyacél szalagok gyártástechnológiájának fémtani háttere”, Disszertáció, Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, 2014.
- [108] C. Fressengeas, T. A. Lebedkina, és M. A. Lebyodkin, „Complex patterning in jerky flow from time series analysis and numerical simulation”, *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, köt. 32, sz. 3, o. 035018, ápr. 2024, doi: 10.1088/1361-651X/ad29ad.
- [109] C.-C. Li és W. C. Leslie, „Effects of dynamic strain aging on the subsequent mechanical properties of carbon steels”, *MTA*, köt. 9, sz. 12, o. 1765–1775, dec. 1978, doi: 10.1007/BF02663406.
- [110] K. L. Murty és I. Charit, „Static strain aging and dislocation–impurity interactions in irradiated mild steel”, *Journal of Nuclear Materials*, köt. 382, sz. 2–3, o. 217–222, dec. 2008, doi: 10.1016/j.jnucmat.2008.08.008.
- [111] H. Qiu, T. Inoue, és R. Ueji, „In-Situ Observation of Lüders Band Formation in Hot-Rolled Steel via Digital Image Correlation”, *Metals*, köt. 10, sz. 4, o. 530, ápr. 2020, doi: 10.3390/met10040530.
- [112] Y.-L. Cai, S.-L. Yang, S.-H. Fu, és Q.-C. Zhang, „The Influence of Specimen Thickness on the Lüders Effect of a 5456 Al-Based Alloy: Experimental Observations”, *Metals*, köt. 6, sz. 5, o. 120, máj. 2016, doi: 10.3390/met6050120.
- [113] W. T. Lankford, United States Steel Corporation, és Association of Iron and Steel Engineers, Szerk., *The Making, shaping, and treating of steel*, 10th ed. Pittsburgh, Pa.: Association of Iron and Steel Engineers, 1985.
- [114] *EN 10325 Acélok, A folyáshatár hőkezelés hatására bekövetkező növekedésnek meghatározása*, 2006.
- [115] *EN ISO 21920-2 Geometrical product specifications (GPS) — Surface texture: Profile Part 2: Terms, definitions and surface texture parameters*.
- [116] L. Wagner és P. Larour, „Influence of specimen geometry on measures of local fracture strain obtained from uniaxial tensile tests of AHSS sheets”, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, köt. 418, o. 012074, szept. 2018, doi: 10.1088/1757-899X/418/1/012074.
- [117] [Online]. Elérhető: <https://evidentscientific.com/en/applications/metrology/surface-roughness-measurement-portal/parameters>
- [118] Bögre Bálint, „A ferrit fázisátalakulása szuperduplex korrózióálló acélban”, doktori disszertáció, BME, 2022.
- [119] C. C. Akgun, A. T. Erturk, és S. Karabay, „Investigation of Luders Band Defects in Cold Rolling of Ferritic Stainless Steel Sheet Surface”, in *Advances in Transdisciplinary Engineering*, M. Chen, M. Giorgetti, B. Jin, és R. K. Agarwal, Szerk., IOS Press, 2023. doi: 10.3233/ATDE230461.

## 10 AZ ÉRTEKEZÉS TÉMÁJÁBAN SZÜLETETT SAJÁT PUBLIKÁCIÓK JEGYZÉKE

---

[Kondás, Béla](#) ; [Kovács, Zoltán Péter](#) ; [Bubonyi, Tamás](#) ; [File, Máté](#) ; [Nemes, Dániel](#) ; [Mertinger, Valéria](#)  
*Reinterpretation and demonstration of deformation ageing in cold-formable steels*

PRODUCTION ENGINEERING: RESEARCH AND DEVELOPMENT 20 : 2 Paper: 50 , 18 p. (2026)

[Kondás, Béla](#) ; [Kovács, Péter Zoltán](#) ; [Bubonyi, Tamás](#) ; [File, Máté](#) ; [Nemes, Dániel](#) ; [Mertinger, Valéria](#)  
*Alakítási öregedési jegyek komplex vizsgálata korszerű technológiával gyártott hidegképlékeny acélok*

In: Szabó, Péter János; Kónya, Ildikó; Szakáts, Gergely (szerk.) [XV. Országos Anyagtudományi Konferencia : Absztraktok](#)

(2025) 99 p. pp. 35-35. , 1 p.

[Kondás, Béla](#) ; [Mertinger, Valéria](#)

*Próbatesztél mikrostruktúra hatása a szakítóvizsgálati eredményekre*

In: Szabó, Péter János; Kónya, Ildikó; Szakáts, Gergely (szerk.) [XV. Országos Anyagtudományi Konferencia : Absztraktok](#)

(2025) 99 p. pp. 88-88. , 1 p.

[Kondás, Béla](#)

*Analysis of Strain Ageing on Mild Steel Samples with Help of Micro-Tensile Testing (2025)*

Előadás elhangzott::11th International Scientific Conference on Advances in Mechanical Engineering (ISCAME 2025),

[Kondás, Béla](#)

*Lágyacélok öregedésének vizuális értékelő rendszere (2025)*

Előadás elhangzott: 26. AGTECO 2025-11-20 [Kecskemét, Magyarország],

[Kondás, Béla](#)

*Tudományos mérések megbízhatóságának elemzése szakítóvizsgálati példán bemutatva (2025)*

Előadás elhangzott: Miskolci szakmai nap a Magyar Tudomány Ünnepe alkalmából 2025-11-21 [Miskolc-Egyetemváros, Magyarország],

[Kondás, Béla](#) ; [Kovács, Árpád](#) ; [Mertinger, Valéria](#)

*Próbateszt kimunkálási technológiák hatása hidegképlékeny lemezek szakítóvizsgálati eredményeire*

ANYAGVIZSGÁLÓK LAPJA 2025 : 3 pp. 10-15. , 6 p. (2025)

[Kondás, Béla](#) ; [Mertinger, Valéria](#)

*Lágyacélok öregedésének elemzése hajlítóvizsgálat alapján*

BÁNYÁSZATI ÉS KOHÁSZATI LAPOK (2023-) 18 : 4 pp. 26-29. , 4 p. (2025)

[Kondás, B.](#) ; [Mertinger, V.](#)

*Strain ageing phenomena at mild steels produced by today's steel making technology*

In: [27th International Students Day of Metallurgy ISDM 2024 : Conference proceedings](#)

(2024) 161 p. pp. 97-104. , 8 p.

[Kondás, Béla](#) ; [Dr. Mertinger, Valéria](#)

*Strain Ageing Phenomena at Mild Steels Produced by Today's Steel Making Technology (2024)*

Előadás elhangzott: 27th International Students Day of Metallurgy, Technische Universität Bergakademie Freiberg,

[Kondás, Béla](#) ; [Mertinger, Valéria](#) ✉

*Redefining the strain aged state of unalloyed mild steels*

IOP CONFERENCE SERIES: MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING 1313 : 1 Paper: 012012 , 9 p. (2024)

[Kondás, Béla](#) ; [Mertinger, Valéria](#)

*Egyengetés hatása a hidegképlékeny acéllemezek alakíthatóságára*

In: Hajdú, Péter (szerk.) [XXVI. Tavaszi Szél Konferencia 2023 : Absztrakt kötet](#)

Budapest, Magyarország : Doktoranduszok Országos Szövetsége (DOSZ) (2023) 513 p. p. 297

[Kondás, Béla](#) ; [Mertinger, Valéria](#)

*Lágyacélok öregedett állapotának újradefiniálása (2023)*

Előadás Elhangzott: XIV. Országos Anyagtudományi Konferencia- Prezentáció,

[Kondás, Béla](#) ; [Dr. Mertinger, Valéria](#)

[Investigation of the strain aging phenomenon on mild steels using the Nakajima test method](#) (2023)

Előadás. Elhangzott: XXXVI. microCAD International Multidisciplinary Scientific Conference, Miskolci

Egyetem, Miskolc-Egyetemváros,

[Kondás, Béla](#) ; [Kovács, Zoltán Péter](#)

[A New Approach to Steel Grade Selection for Automotive Parts](#)

LECTURE NOTES IN MECHANICAL ENGINEERING Vehicle and Automotive Engineering 4 pp. 505-520. , 16 p. (2022)

[Kondás, Béla](#) ; [Mertinger, Valéria](#)

[Investigation Aging Process of Deep Drawing Steels](#) (2022)

Előadás. Elhangzott: MultiScience - XXXV. microCAD International Multidisciplinary Scientific Conference, presentation,,

[Kondás, Béla](#) ; [Mertinger, Valéria](#)

[Konvencionális és nem konvencionális lágyítás hatása DC01 acél esetén](#) (2022)

Előadás. Elhangzott: MultiScience - XXX. Hőkezelő és Anyagtudomány a Gépgyártásban Országos Konferencia és Szakkiállítás , prezentáció,

[Kondás, Béla](#) ; [Mertinger, Valéria](#)

[Effect of conventional and non-conventional annealing on DC01 steels](#) (2022)

Előadás. Elhangzott: 8th INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE ON ADVANCES IN MECHANICAL ENGINEERING (ISCAME 2022) 2022-11-10 [Debrecen, Magyarország],

[Kondás, Béla](#) ✉ ; [Mertinger, Valéria](#)

[Mélyhúzóható lágyacélok fémtani jellegzetességei](#)

DOKTORANDUSZ ALMANACH 2022 : 1 pp. 326-335. , 10 p. (2022)

[Kondás, Béla](#) ; [Deák, Csaba](#)

[Investigation into Applicability of Automotive Quality Regulations in the Steel Industry](#)

LECTURE NOTES IN MECHANICAL ENGINEERING 22 pp. 123-136. , 14 p. (2021)

[Kondás, Béla](#)

[Autóipari hatások a hengerelt acéltermékek európai kínálatára](#)

BÁNYÁSZATI ÉS KOHÁSZATI LAPOK-KOHÁSZAT 153 : 1 pp. 7-11. , 5 p. (2020)

---

## 11 NYILATKOZAT A MESTERSÉGES INTELLIGENCIA HASZNÁLATÁRÓL

---

A dolgozat elkészítése során a nyelvhelyességi és stilisztikai javításokon kívül nem vettem igénybe a mesterséges intelligencia szolgáltatásait.

Miskolc, 2026.03.13.

Kondás Béla, doktorjelölt