

**MISKOLCI EGYETEM**  
**GÉPÉSZMÉRNÖKI ÉS INFORMATIKAI KAR**  
**SÁLYI ISTVÁN GÉPÉSZETI TUDOMÁNYOK DOKTORI ISKOLA**



**JÁRMŰIPARI VÉKONYLEMEZEK ALAKÍTHATÓSÁGÁNAK**  
**VIZSGÁLATA**

**PhD értekezés**

Készítette:

**Béres Gábor József**  
gépészmérnök, okleveles kohómérnök

**SÁLYI ISTVÁN GÉPÉSZETI TUDOMÁNYOK DOKTORI ISKOLA**  
**GÉPÉSZETI ANYAGTUDOMÁNY, GYÁRTÁSI RENDSZEREK ÉS FOLYAMATOK**  
**GÉPÉSZETI ANYAGTUDOMÁNY ÉS MECHANIKAI TECHNOLÓGIÁK**  
**TÉMACSOPORT**

Doktori Iskola vezető:

**Vadászné Prof. Dr. Bognár Gabriella**  
MTA doktora, egyetemi tanár

Témacsoport vezető:

**Prof. Dr. Tisza Miklós**  
a műszaki tudomány doktora, egyetemi tanár

Témavezetők:

**Prof. Dr. Tisza Miklós**  
a műszaki tudomány doktora, egyetemi tanár

**Dr. Weltsch Zoltán**  
PhD, egyetemi docens

**Miskolc**  
**2020**

## TARTALOM

1	Bevezetés.....	1
2	A járműipari vékonylemezek alaptulajdonságainak kísérleti vizsgálata és szakirodalmi áttekintése.....	3
2.1	A járműiparban széles körben alkalmazott lemezanyagok alakítástechnológiai vonatkozásai .....	4
2.1.1	A kutatásaim során felhasznált hidegen hengerelt, jól alakítható, lágyacél lemezanyag képlékenységi jellemzői.....	5
2.1.2	A kutatásaim során felhasznált növelt szilárdságú lemezanyagok anyagszerkezeti és képlékenységi jellemzői .....	19
3	A lemezanyagok fő tönkremeneteli kritériumai.....	39
3.1	Elvékonyodás – kontrakció – alapú tönkremeneteli kritériumok kísérleti és elméleti vizsgálata.....	40
3.1.1	Elvékonyodás – kontrakció – alapú tönkremeneteli kritérium kísérleti módszerekkel történő vizsgálata.....	47
3.1.2	A mérési eredmények összehasonlítása a közelítő elméletekkel .....	52
3.1.3	Elvékonyodás – kontrakció – alapú tönkremeneteli kritériumok feszültség-alapú elméleti módszerekkel történő vizsgálata.....	55
3.2	Ráncosodási kritériumok vizsgálata .....	61
3.2.1	Ráncosodási kritérium kísérleti vizsgálata .....	66
3.2.2	Ráncosodási kritérium analitikai módszerekkel történő meghatározása.....	70
3.2.3	Ráncosodási kritérium numerikus módszerekkel történő meghatározása.....	76
4	Visszarugózás, mint geometriai nem megfelelésség vizsgálata.....	85
4.1	A jelenleg használatos analitikus közelítő módszerek áttekintése.....	86
4.2	A visszarugózás kísérleti meghatározása.....	89
4.3	A visszarugózás analitikai módszerekkel történő meghatározása .....	91
4.4	A hegesztett lemezek visszarugózása .....	94
5	Tézisek - Új tudományos eredmények .....	99
6	Összefoglalás.....	101
7	A kutatás továbbfejlesztésének és az eredmények hasznosításának lehetőségei .....	103
8	Summary .....	105
9	Köszönetnyilvánítás .....	107
10	Irodalomjegyzék.....	109
11	Az értekezés témájában született saját publikációk jegyzéke .....	120

## TUDOMÁNYOS VEZETŐI AJÁNLÁS

Béres Gábor a 2016/2017. tanév I. félévében kezdte PhD doktori tanulmányait a Sályi István Doktori Iskolában. Már a felvételit megelőzően bemutatott kutatási tevékenysége, valamint a témaválasztása is sikeres, eredményes doktori képzés lehetőségét vetítette előre.

Béres Gábor doktori képzési tevékenységét a Neumann János Egyetem GAMF Műszaki és Informatikai Karán végzett oktatói és kutatói tevékenysége mellett folytatta. A képzési követelményekben előírt tantárgyi kötelezettségeinek folyamatosan magas színvonalon tett eleget. A képzése és kutatási tevékenysége szempontjából fontos tantárgyakat jól strukturált összetételben, kiváló eredménnyel teljesítette.

Szinte a doktori képzés megkezdésétől kezdve az oktatási tevékenység mellett kiemelkedő kutatási tevékenységet folytat. Kezdetben a kutatómunkája elsősorban a DP acélok vizsgálatára irányult, amely hamarosan a hegesztett lemezek alakíthatóságával bővült. Az alakíthatósági vizsgálatok elemzése során egyre inkább az anyagtudományi háttér feltárására is fókuszált. Ezen a területen különösen kiemelendő a különböző anyagtörvények sokoldalú vizsgálata, a lemezalakítás területén alapvető alakíthatósági diagramok szisztematikus elemzése és a feszültség-alapú határdiagramok vizsgálata.

Doktori kutatásaiból intenzív publikációs tevékenységet is folytatott. Kezdvé a Doktori Fórumokon és Kutatószemináriumokon tartott előadásaiival, számos hazai és nemzetközi konferencián vett részt és tartott előadásokat, valamint kutatási eredményeit több rangos szakcikkben is megjelentette.

Már a doktori képzési szakaszban végzett kutatási tevékenysége is jól alátámasztotta azt a sokoldalú és egyre elmélyültebb kutatótevékenységet, amely Béres Gábor egész doktori kutatási munkáját jellemezte. Az értekezés átgondolt, szisztematikus kutatási tevékenységet ismertet, magas szintű elméleti ismereteket és alapos gyakorlati kísérleti munkát foglal mind tartalmilag, mind kivitelét tekintve színvonalas tudományos munkába.

PhD doktori kutatómunkáját nagyfokú önállósággal és precizitással végezte. Külön kiemelendő, hogy kiváló elméleti felkészültsége mellett, jó gyakorlati érzékkel is rendelkezik: e két kiváló kutatói adottság egyrészt az értekezés anyagmodellekkel foglalkozó elméleti fejtegetéseiben, másrészt az értekezés jelentős kísérleti munkájában is jól nyomon követhető.

Miskolc, 2021. február 1.



Prof. Dr. Tisza Miklós  
professzor emeritus  
tudományos témavezető

# 1 Bevezetés

Napjainkban, a fejlett országok gazdaságában, a különböző feldolgozó iparágak anyag- és energiafelhasználásának csökkentésére irányuló globális fejlesztési törekvések egyértelműen megfigyelhetők. Bizonyos területeken, például a járműiparban, törvényi szabályozások is születtek a közelmúltban, amelyek az adott iparág által felhasznált anyagok mennyiségének csökkentésén keresztül, a járművek tömegének csökkentését, és ezzel a járművek kevesebb üzemanyag fogyasztását, valamint kisebb károsanyag kibocsátását szorgalmazzák. Az ilyen, rendkívül nagy gyártási volumennel gyártó iparágaknál kisebb termelési kapacitással értékesítő ágazatokra nézve, jelenleg még kevésbé erőteljesek ugyan ezek az elvárások, de az általános környezetvédelmi előírásokhoz ezeknek az ágazatoknak is már most, vagy a jövőben igazodniuk kell.

Összességében a járműipar rendkívül nagy termelési kibocsátással bír világszerte, amely ez által erőteljesen befolyásolja a beszállítói iparágak aktuális tevékenységét és fejlesztési irányzatait is. A járművek vázszerkezetét felépítő alkatrészek (karosszériaelemek, alváz, tartó oszlopok, futóműkeret, stb.) az esetek legnagyobb többségében lemezalakítás révén nyerik el végső alakjukat, tulajdonságaikat, így nem kérdés, hogy a járműkarosszériák egyes elemeinek nagyszilárdságú lemezanyagokból történő előállítás – avagy bizonyos részegységek tekintetében a jól alakítható, lágy anyagokról történő fokozatos átállás – a gépészeti anyagtudomány fejlődését is maga után vonja. Ugyanakkor, a lemezanyagok szüntelen korszerűsítése – és az ezt lehetővé tevő technológiák kidolgozása – a kohászati módszerekkel, elsődleges alapanyagot gyártó vállalatokat is új körülmények megteremtésére sarkallja.

A közúti járműszerkezet építésben egyre inkább teret nyer az az elgondolás, hogy a vékonyabb, de nagyobb szilárdságú lemezanyagok felhasználásával a járművek karosszériájának tömege mérsékelhető, továbbá a járművek anyagköltsége és egyben a várható károsanyag kibocsátás is redukálható. Nem nehéz elfogadnunk azt a tényt sem, hogy a károsanyag kibocsátás még tovább csökkenthető az elektromos hajtású járművekre történő átállással, viszont az elektromos energia biztosításához szükséges akkumulátorok és egyéb elektromos alkatrészek újabb tömegnövekedést eredményeznek a járművekben, miközben az előállításuk is környezetterheléssel jár. Az elektromos szerelvényekből adódó tömegnövekedés kompenzálására is jó – és egyben szükségszerű – megoldást nyújthatnak a nagyszilárdságú lemezanyagok, illetve azok minél szélesebb körű felhasználása. Ehhez azonban, az alakadási műveleteknek, mint az alakító szerszámok terheléséből származó reakcióknak és egyben az anyagok alakváltozási jellemzőinek pontos ismerete, minden kétséget kizáróan szükséges.

Munkám során szisztematikus kísérlet-sorozatokat végeztem több különböző, a járműiparban jelenleg is elterjedten használatos, jól alakítható, lágy és növelt szilárdságú lemezanyagon, továbbá elméleti módszerekkel is tanulmányoztam az egyes lemezanyagok alakítástechnológiai viselkedését. Az eredményeket több esetben numerikus vizsgálati módszerekkel is kiegészítettem egy végelelemes célszoftver alkalmazásával. Megfigyeléseim elsősorban a vékonylemezek különböző tönkremeneteli

eseteire, pontosabban azok előre becslési eljárásaira vonatkoznak, jellemzően valamilyen technológiai próba, vagy egyéb laborvizsgálati módszer eredményeinek felhasználásával. Dolgozatomban, ezeket az eredményeket foglaltam össze, az alkalmazott lemezanyagok, illetve a vizsgált tönkremeneteli kritériumok szerinti bontásban.

A tanulmányozott lemezanyagok alapvető mechanikai és mikroszerkezeti tulajdonságait részletesen tárgyalja a *2. fejezet* a vonatkozó szakirodalom és legtöbb esetben a saját méréseim bemutatásán keresztül. A szakító vizsgálatokból és mikroszkópi elemzésekből származtatott eredmények kulcsszerepet játszanak a képlékenységi/technológiai jellemzők megítélésakor, így sem azok mélyreható irodalmi elemzésétől, sem a legfőbb anyagparaméterek saját méréseken keresztül történő igazolásától nem lehet eltekinteni. Ennek eredményeként, a számos esetben egyébként az irodalomban is megtalálható anyagjellemzők bemutatásnál is én már a saját méréseimet vettem alapul, mégis ahol ez lényeges volt, ott utaltam az irodalommal történő összehasonlításra. A tönkremeneteli módokhoz tartozó részekben (*3. fejezet*), a *3.1. fejezetben* a vékonylemezek talán legfontosabb tönkremeneteli módját, a túlzott elvékonyodást kifejező klasszikus és kevésbé alapvető, feszültség-alapú alakítási határdiagramokat ismertetem gyakorlati és elméleti oldalról egyaránt. A feszültség-alapú szemléletmódot egy ettől eltérő probléma megoldásában is alkalmaztam, a második leggyakoribb hibaokként számon tartott ráncosodást bemutató *3.2. fejezetben*, egy analitikusan és végeeselemes szimulációval is számolt ráncosodási kritérium bevezetésekor. Az alakíthatóság kérdésköréhez tartozó utolsó, *4. fejezetben* a lemezanyagok visszarugózása terén kidolgozott új eredményekre világítok rá.

Az értekezés témájához kapcsolódó saját publikációkat az egyéb irodalmi hivatkozásoktól való könnyebb megkülönböztethetőség érdekében római számokkal jelöltem a szövegben.

## 2 A járműipari vékonylemezek alaptulajdonságainak kísérleti vizsgálata és szakirodalmi áttekintése

Az alakíthatóság kérdésköre lényegesen összetettebb annál, hogy azt anyagtudományi, technológiai és mechanikai szempontból is részletesen egy értekezésben be lehetne mutatni. Jelen fejezetben ezért, csak a kutatási témához közvetlenül kapcsolódó témakörökre szorítkozom.

Backofen, kutatási során már a múlt század 70-es éveiben vizsgálta a fémek viselkedését fémtani és mechanikai szempontok szerint egyaránt [1]. Később hasonló jellegű cikk született Bassani tollából is, aki felületen középpontos köbös és térben középpontos köbös kristályok textúra jellemzőit helyezte a Lankford-féle számmal –  $r$  érték – és a hengerlési irányhoz képest különböző irányokban mért egytengelyű húzóigénybevétel hatására létrejövő folyási feszültségekkel összhangba [2]. A Kurt Lange szerkesztésében kiadott, a tudományterületen meghatározó jelentőségűnek számító alapkönyv [3] is tartalmazza a rugalmas és képlékeny alakváltozás anyagszerkezeti sajátosságait, illetve Banabic is egy egész fejezetet szán a mikroszerkezet és az alakíthatóság kapcsolatára, a 2000-es évek elején megjelent könyvében [4].

Nem kell ugyanakkor ennyire 'messzire' mennünk, ha a témában magyar nyelven szeretnénk olvasni. Tisza könyve [5] (angol és magyar nyelven egyaránt) az alakíthatóság mikroszkopikus vonatkozásait mérnöki szemlélettel tekinti át, míg a fémtanban elméletibb beállítottságú olvasóknak ajánlható Prohászka – hazai viszonylatban – egyedi műve [6].

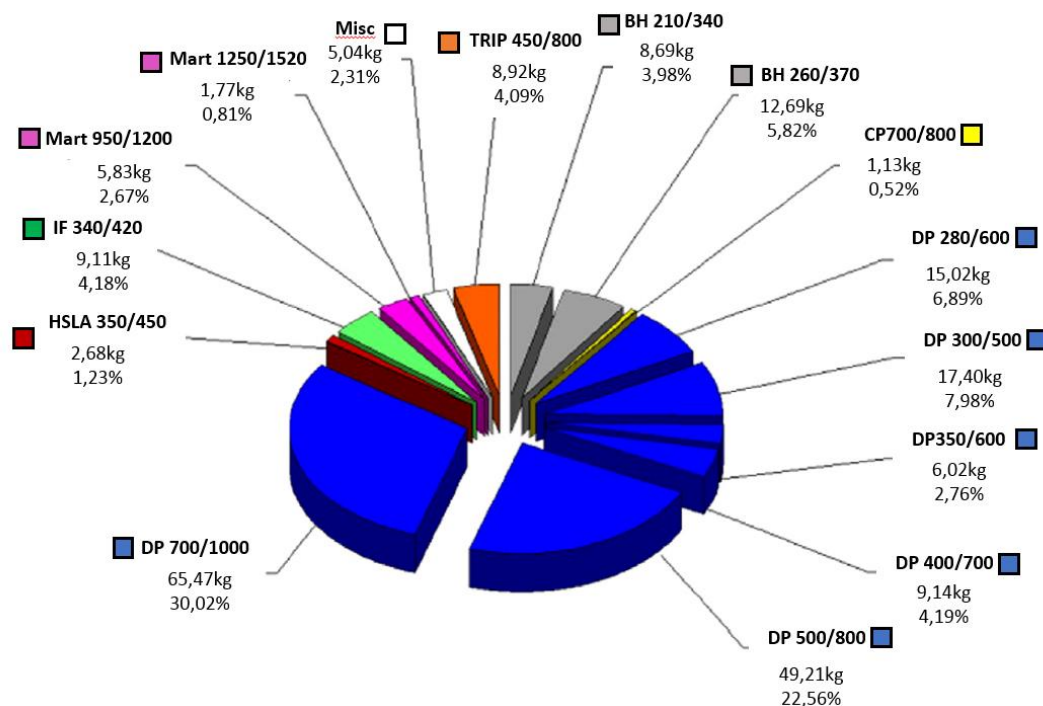
Mechanikai szempontból a magyarországi képlékenyalakítás régi, erős pilléreként áll, hiszen elég, ha például – a teljesség igénye nélkül – Kiss [7], Geleji [8], Ziaja és Gillemot [9], Skriba [10], vagy Kaliszky [11] könyveire utalunk. Újabban, mind mérnökhallgatóknak, mind kutató és ipari szakembereknek nyújtanak segítséget a képlékenyalakítás ismereteinek elsajátításában Tisza [12], Voith [13] illetve Danyi [14], [15] könyvei. Ebből a felsorolásból már érezhető, hogy mindez külföldi viszonylatban szinte áttekinthetetlen mennyiségű szakirodalmat jelent, de egy lemezalakítással foglalkozó dolgozatból nem hiányozhat – a már fent említettek túlmenően – Pearce [16], Altan és Tekkaya [17] illetve Marciniak, Duncan és Hu [18] munkáinak, továbbá a Metals Handbook idevágó kiadványának megemlézése sem [19].

Az irodalmi összefoglalásban nem lehet céltudatosan, a járműipari lemezanyagokkal kapcsolatos minden jól ismert anyagtudományi és mechanikai ismeretet feldolgoznom, de a következő fejezetekben törekedni fogok minden olyan ismeretanyag bemutatására, amely a doktori kutatásaim során elengedhetetlenül szükséges volt számomra. Ehhez előbb az alkalmazott lemezanyagok mechanikai és anyagszerkezeti tulajdonságait, majd a képlékenyalakítással kapcsolatos ismereteket fogom áttekinteni.

## 2.1 A járműiparban széles körben alkalmazott lemezanyagok alakítás-technológiai vonatkozásai

Egy 2011-es járműipari anyagokkal foglalkozó kutatás szerint [20], a tömegcsökkentést szorgalmazó „Ultra Light Steel Auto Body Advanced Vehicle Technology” koncepcióban, a klasszikus, hideghengerléssel gyártott lágyacélok, mint lehetséges szerkezeti anyagok már erőteljesen háttérbe szorultak a gépjárművekben. Ez némileg túlzás, még akkor is, ha a járműipari acélokkal foglalkozó tudományos irodalom már valóban sokszor nem helyez igazán nagy hangsúlyt a lágyacél lemezekre. Ugyanakkor, az alkatrész-funkcionalitás alapú tervezési elvek szerint történő anyagválasztási szemléletmód, továbbra is számol a lágyacélok tudatos felhasználásával. Ezzel összhangban van, hogy a lágyacél anyagminőségek még minden nagy acélgyártó vállalat kínálatában megtalálhatók. Az acélgyártásban nagy névnek számító Thyssenkrupp, 2018-as katalógusában [21] például, kerekén húsz oldalban részletezi a DD, DC és DX jelölésű mélyhúzóható acélokat („deep-drawing steels” elnevezéssel).

A kutatásokban nagyobb súllyal megjelenő, növelt szilárdságú és legtöbbször többfázisú acél anyagok felhasználása a karosszériaépítésben, már közel egy évtizeddel ezelőtt is meghatározó volt. A mintegy tíz évvel ezelőtti állapotoknak megfelelően szemlélteti az 1. ábra ezen anyagminőségek megjelenését és arányát, a járműkarosszériák előállításában [20]



1. ábra: a modern járművekben alkalmazott, többnyire több fázisú, növelt szilárdságú acélminőségek megoszlása [20]

Az anyagválasztási trendek bár folyamatosan változnak, a járműszerkezet építésben ma is többnyire dominálnak a több fázisú növelt szilárdságú acélok, még az ábra által nem részletezett alumínium

lemezanyagok egyre nagyobb térnyerése mellett is. Itt röviden megjegyzendő, hogy bár számos példa van a járműiparban az alumínium karosszériák alkalmazására (Audi A8, Honda NSX, Mercedes-Benz SLS-AMG, Jaguár XJ, stb.), az alumínium teherviselő elemek igazi elterjedését egyelőre még több tényező is akadályozza. Például, az acélok teljes életciklusára – az alapanyaggyártástól a hulladékkezelésig – a szükséges kidolgozott folyamatok, amelyekkel a járműipar által megkövetelt rendkívül nagy termelékenység fenntartható, már egy ideje rendelkezésre állnak, míg ugyanezen vonatkozásokban az alumínium terén még számos nyitott kérdés van [22]. Nem véletlen, hogy az alumínium karosszéria jelenleg inkább csak a felsőkategóriás, és a sportautókban dominál igazán, bár napjainkban vannak már példák az alumínium alkalmazására a kompakt és *niche* kategóriákban is. Mindemellett, az alumínium alkatrészek képlékenyalakítás-technológiai feldolgozása is még fejlesztendő terület, amelyen például a Miskolci Egyetem kutatói is hosszabb ideje dolgoznak [23].

Doktori munkám során a kísérleteimhez, egy jól alakítható, jól mélyhúzható DC04-es, illetve három különböző típusú DP-s, (*Dual Phase* – szó szerinti fordításban és az általánosan elfogadott terminológia szerint kettős fázisú, de helyesebben kettős szövetelemmel rendelkező) növelt szilárdságú lemezanyagot használtam fel. Ez utóbbi anyagok, azaz a DP-acélok, jelentős szeletet tudhatnak magukénak az acél karosszérialemezek „tortájából”, az *1. ábra* tanúságai szerint.

### 2.1.1 A kutatásaim során felhasznált hidegen hengerelt, jól alakítható, lágyacél lemezanyag képlékenységi jellemzői

A hidegen hengerelt acéllemezek, leggyakrabban rendkívül jó képlékenyalakíthatósággal és ezzel párhuzamosan csekély szilárdsági értékekkel rendelkeznek. A jó minőségű lágyacél lemezek alacsony karbontartalommal bírnak, így szövetszerkezetük túlnyomórészt ferrites [21]. A vevői elvárások következtében a karbontartalom alacsony értéken való tartása és a Lankford-féle szám helyes beállítása egyre fejlettebb metallurgiai műveleteket igényel. Sok esetben, modern vákuumkemencében, több lépésben kezelik az olvadékot, és azt akár Ti-nal vagy TiNb-al is ötvözhetik [21]. Ezeknek az ötvözőknek a beadagolásával már tulajdonképpen, az első generációs növelt szilárdságú acélok egy csoportjához, az úgynevezett interstíció-mentes („*Interstitial Free* – *IF*”) acélokhöz is eljuthatunk (az *1. ábra* zölddel jelölve), de a DC-s acéloknál nincs erről szó [24].

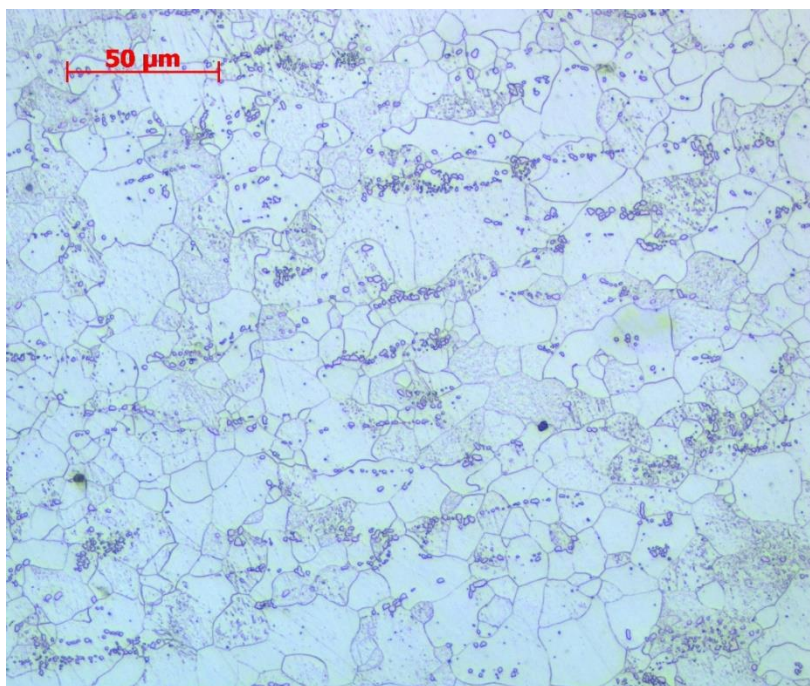
A kutatásaim során felhasznált DC04 acéllemezek nem rendelkeztek a fentiekhez hasonló ötvözőkkel, így azok tisztán elkülöníthetők a növelt szilárdságú acéloktól. Saját méréseim alapján, rendkívül kis karbon- és szennyező tartalom, illetve elhanyagolható mennyiségű ötvözőtartalom jellemzik ezt az acéltípust (ld. *1. táblázat*).

*1. táblázat: a kutatásaim során alkalmazott DC04-es lemezanyag kémiai összetétele*

Fe (wt%)	C (wt%)	Si (wt%)	Mn (wt%)	P (wt%)	S (wt%)	Cr (wt%)	Ni (wt%)	Al (wt%)	Cu (wt%)
99,5	0,050	0,023	0,233	0,012	0,009	0,014	0,027	0,041	0,024



Az alacsony karbon tartalom következménye, hogy a mikroszerkezetben az  $\alpha$ -fázis önmagában dominál, így lényegében egyfázisú, ferrites szövetszerkezetéről beszélhetünk. A szövetszerkezetéről készült mikroszkópi fényképfelvétel is ezt bizonyítja (2. ábra), amelyen tisztán kivehetők a ferrit szemcsék és a szemcsehatárok, ugyanakkor, második fázisnak gyakorlatilag nincs nyoma a mikroszerkezetben. Az egyes szemcsék közötti árnyalatbeli eltérések, a különböző kristálytani orientációjú elrendeződések következményei, illetve némi sorosság és zárványok is megfigyelhetők a hideghengerlési technológia velejárójaként.



2. ábra: a DC04-es lemezanyag keresztmetszetéről készült mikroszkópi fényképfelvétel

Második fázis hiányában, e lemezanyag mechanikai tulajdonságait – az alapvető kémiai (kötés) jellemzőkön kívül – a ferrit szemcsék mérete és morfológiája határozza meg. A szemcseméretből származtatható átlagos folyáshatár értéke a Hall-Petch egyenlettel fejezhető ki:

$$R_e = R_{e0} + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (1)$$

Az egyenletben  $R_e$  a folyáshatár,  $R_{e0}$  szilárdsági konstans,  $k$  anyagra jellemző állandó és  $d$  az átlagos szemcseméret [25], [26].

A hengerlési textúraként is jellemezhető szemcsetorzulás hatása a mechanikai tulajdonságokra vonatkozóan, az anizotrópia mérőszámmal – másképpen a Lankford számmal ( $r$ ) – fejezhető ki:

$$r = \frac{\varphi_2}{\varphi_3} \quad (2)$$

Az  $r$  érték meghatározását, 1 mm vastagságú lemeztáblákból, a hengerlési irányhoz képest három különböző irányban – a hengerlési iránnyal párhuzamosan ( $0^\circ$ ), arra merőlegesen ( $90^\circ$ ) és azzal  $45^\circ$ -os szöget bezáróan – kimunkált, szabványos, 80 mm-es névleges mérőhosszúságú próbatestek egytengelyű szakítóvizsgálatával végeztem el (3. ábra), szobahőmérsékleten, minimum háromszoros mintaismétlési

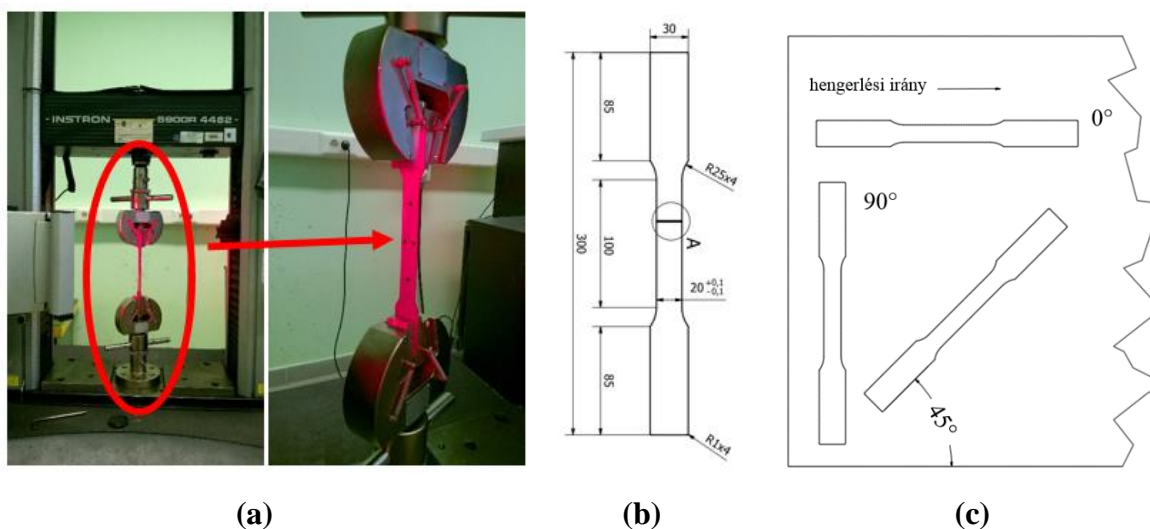
gyakorisággal. Az állandó 30 mm/perc sebességű húzóterhelést, a kecskeméti *GAMF Anyagtechnológia Tanszékén* található *Instron 4482* típusú univerzális anyagvizsgáló berendezés biztosította. Az alakváltozások méréséhez, kereszt- ( $\varphi_2$ ) és hosszirányban ( $\varphi_1$ ) *AVE video extenzométert* (érintésmentes nyúlásmérőt) használtam. A lemeztvastagság irányú alakváltozást ( $\varphi_3$ ) a térfogatállandóság törvényéből számoltam. Itt szükséges megjegyezni, hogy a szakítóvizsgálatok során csak mérnöki jellemzők ( $\sigma_{eng}$  és  $\varepsilon$ ) mérése kivitelezhető, és azokat az alakváltozások tekintetében az ismert

$$\bar{\varphi} = \ln(1 + \varepsilon_1) \quad (3)$$

egyenlettel, míg a feszültségek tekintetében a

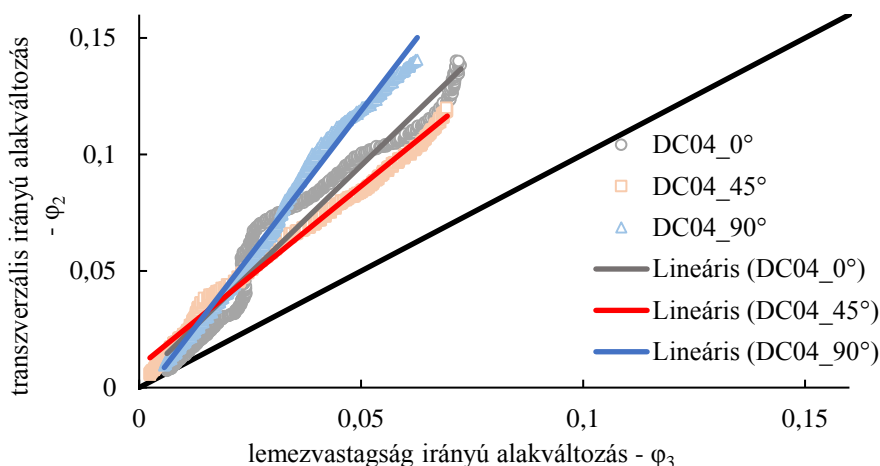
$$\bar{\sigma} = \sigma_{eng} \cdot (1 + \varepsilon_1) \quad (4)$$

egyenlettel számoltam át valódi mérőszámokká, ahol  $\bar{\varphi}$  és  $\bar{\sigma}$  egyben már az egyenértékű (vagy összehasonlítható) alakváltozást és egyenértékű feszültséget is jelentik [16]. A dolgozatban végig csak valódi mérőszámokat alkalmazok, ettől eltérő esetben, azt a szövegben külön kiemelem.



3. ábra: (a) az INSTRON 4482 univerzális anyagvizsgáló berendezés és egy szakítópróbatest a video extenzométer megvilágításában, (b) az alkalmazott A80-as, szabványos próbatest) és (c) a próbatest kimunkálás módja

A kereszt, vagy másnéven transzverzális irányú és a lemeztvastagság irányú valódi alakváltozások kapcsolata, egy-egy próbatest orientáción keresztül a 4. ábrán látottakkal jellemezhető. Mindhárom próbatest kimunkálási móddal kapott eredmények az izotróp esethez tartozó 45°-os egyenes felett helyezkednek el, ami egyértelműen a hideghengerlésből adódó anizotrópiára enged következtetni. A mérési pontok lineáris függvényekkel jól közelíthetők, amelyek közül a 90°-os próbatest orientációhoz tartozik a legnagyobb, míg a 45°-os orientációhoz tartozik a legkisebb meredekség. Ez egyúttal azt is jelenti, hogy a 4. ábrán bemutatott próbatestek közül a hengerlési irányra merőleges (90°) rendelkezik a legkisebb, míg a hengerlési iránnyal 45°-os szöget bezáró a legnagyobb elvékonyodási hajlammal, az egyenletes alakváltozás tartományában.



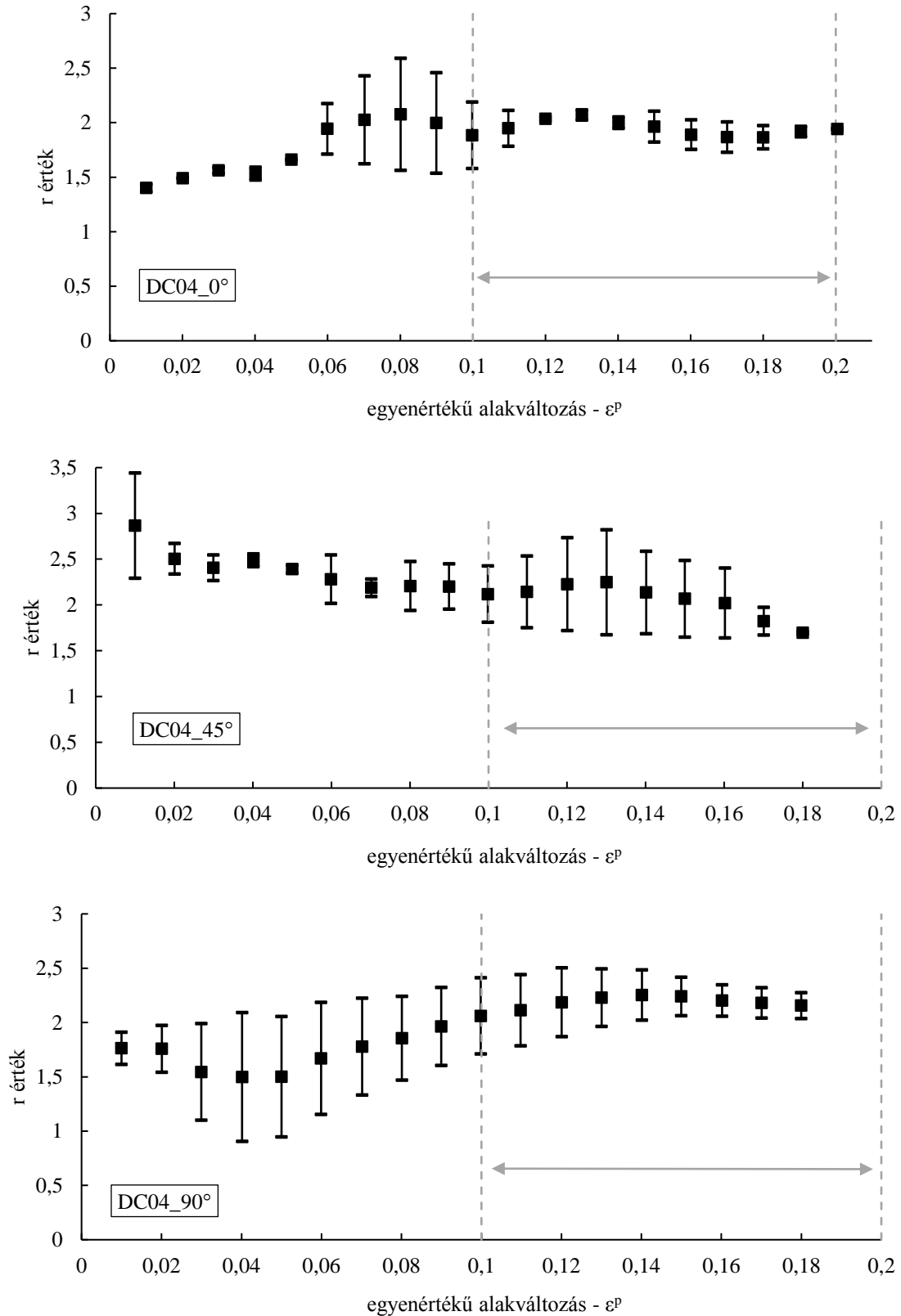
4. ábra: egy-egy példa a DC04 szakítópróbatestek kereszt- és lemezvastagság irányú alakváltozásainak kapcsolatára, a hengerlési iránnyal párhuzamosan, arra merőlegesen és azzal 45°-os szöget bezáróan

Az anizotrópia mérőszám (2) egyenlet szerinti meghatározását a homogén alakváltozási régióban, rendszerint 20 % mérnöki alakváltozási mértéknél szokás végrehajtani [4], [27]. Ez egyrészt azzal magyarázható, hogy kis alakváltozásoknál az alakváltozások mérése is bizonytalanabb, másrészt a folyamat előrehaladtával, az anizotrópia mérőszáma az egyenértékű alakváltozás függvényében változhat (amennyiben nem változna, úgy a fenti ábrán is a mérési pontok mindenben egyezően ráesnének a közelítő egyenesekre). A növelt szilárdságú lemezanyagokra, az ipari gyakorlatban, a 8-12% alakváltozási tartományban vett  $r$  érték az elfogadott, de a 2% ... (Ag-1%) alakváltozási tartomány értékelése is jellemző.

Az  $r$  értékének változását az egyenértékű alakváltozás függvényében, három különböző irányban az 5. ábrán követhetjük nyomon. A különböző irányokban a három-három próbatest átlag és szórás értékeit tüntettem fel a teljes alakváltozási folyamatra nézve, de szürkével kiemeltem azokat az alakváltozási ablakokat, amelyben az  $r$  érték meghatározását elvégeztem.

A kijelölt alakváltozási ablakokban (ennél az anyag típusnál a 0,1...0,2 valódi, maradó alakváltozás tartományában), 0,01 alakváltozási léptékkel végeztem adatelemzést az egyes irányokban mért  $r$  értékek átlagának vonatkozásában ( $r_i$ ). Az átlagolásban részt vevő mérési pontok száma ( $n_i$ ) az egyenletes nyúlás határától függően változtak, de így is minimum kilenc pont eredményét tudtam alapul venni a 45°-os és a 90°-os orientációkban is.

$$\left\{ \begin{array}{l} r_0 = \frac{\sum r_{i_0}}{n_i} \\ r_{45} = \frac{\sum r_{i_{45}}}{n_i} \\ r_{90} = \frac{\sum r_{i_{90}}}{n_i} \end{array} \right\}. \quad (5)$$



5. ábra: az  $r$  érték változása az egyenértékű alakváltozás függvényében, a hengerlési iránnyal párhuzamosan, azzal  $45^\circ$ -os szöget bezáróan és arra merőlegesen kimunkált DC04 próbatestek esetében

Az így kapott anizotrópia paraméterekkel a közepes normál irányú anizotrópia ( $\bar{r}$ ) és a síkbeli anizotrópia  $\Delta r$ , a (6) összefüggésből számolható [4], [17], [27]:

$$\bar{r} = \frac{r_0 + r_{90} + 2r_{45}}{4}; \quad \Delta r = \frac{r_0 + r_{90}}{2} - r_{45}. \quad (6)$$

A különböző orientációjú próbatestek szakítóvizsgálataiból meghatározható alakváltozási mérőszámok átlagos értékeit, a DC04-es anyagra vonatkozóan a 2. táblázat tartalmazza.

2. táblázat: a DC04-es lemezanyag egytengelyű szakítóvizsgálattal mérhető alakváltozási jellemzői

	$A_{80}$ (%)	$A_{80\_átl}$ (%)	$A_g$ (%)	$A_{g\_átl}$ (%)	$\bar{\varphi}_{szak}$	$\bar{\varphi}_{szak\_átl}$	$\bar{\varphi}_{egy}$	$\bar{\varphi}_{egy\_átl}$	$r$	$\bar{r}$	$\Delta r$
0°	41,0	37,9	23,8	22,6	0,344	0,321	0,214	0,204	1,94	2,06	0,10
45°	35,4		21,2		0,304		0,193		2,05		
90°	39,6		22,8		0,334		0,205		2,18		

A 2. táblázatban, a korábban meg nem adott jelölések közül az  $A_{80}$ , a szabványos, 80 mm-es jeltávolságú lemezpróbatétel szakadási nyúlását (mint mérnöki mérőszám), a  $\bar{\varphi}_{szak}$  a valódi szakadási nyúlást, míg a  $\bar{\varphi}_{egy}$  a valódi egyenletes nyúlást jelenti. Ezek bár fontos paraméterek az alakítástechnológiában, de a fémek anyagok képlékeny viselkedésének leírásához, egy tetszőleges, de az egytengelyűtől eltérő feszültségi állapotban, további három fogalom ismerete szükséges:

- a) a folyás megindulásának pillanatában az anyagban ébredő feszültség komponensek között kapcsolatot teremtő *folyási feltétel*;
- b) a feszültség komponensek és az alakváltozási komponensek (alakváltozási sebességkomponensek) között összhangot teremtő, illetőleg az adott folyási feltételhez kapcsolódó *anyagtörvény*;
- c) és az alakváltozás előrehaladtával, a kezdeti folyási feszültség megváltozását, (hidegalakítás állapotában általában keményedését) leíró *folyásgörbe* [4].

### 2.1.1.1 A kutatásaimhoz kötődő folyási feltételek és anyagtörvények

Többtengelyű feszültségi állapotban, a rugalmas-képlékeny átmenet definiálása bonyolult feladat. Megoldása egy olyan implicit függvénykapcsolattal (7) lehetséges, amellyel a főfeszültségi komponensek azon kombinációi megadhatók, amelyek képlékeny alakváltozást idéznek elő az anyagban, azaz

$$f(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, Y) = 0, \quad (7)$$

amelyben  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  a főfeszültségi komponensek, és  $Y$  az egytengelyű feszültségi állapotban (tisztá húzás, tisztá nyomás és tisztá nyírás állapotában) mérhető folyáshatár. A (7) összefüggés a főfeszültségek koordináta rendszerében egy zárt, konvex felületet eredményez, melyet *folyási felületnek* nevezünk. A felületen belül ( $f < 0$ ) elhelyezkedő pontok rugalmas, míg a felületen ( $f = 0$ ) elhelyezkedő pontok képlékeny állapotban vannak. Felületen kívül eső pont nem lehetséges [4], [13].

A két legismertebb és legáltalánosabb folyási feltételt Tresca-St. Venant [28] (legnagyobb nyírófeszültségek elmélete), illetve egymástól függetlenül Huber [29], von-Mises [30] és Hencky [31] (HMH-elmélet, vagy alakváltozási munka elmélete) alkotta meg.

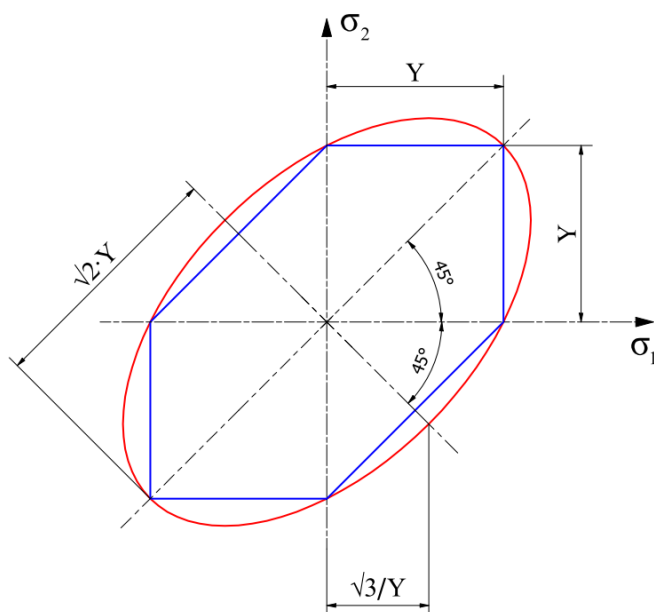
A lemezalakítás gyakorlatában többnyire előforduló, kéttengelyű (síkbeli) feszültségi állapotban mutatja a 6. ábra a Tresca-St. Venant és a HMH elméletek közötti különbséget. Látható, hogy egytengelyű feszültségi állapotban ( $\sigma_1 \neq 0$ ,  $\sigma_2 = 0$  és vica-versa, illetve  $-\sigma_1 \neq 0$ ,  $\sigma_2 = 0$  és vica-versa) továbbá tisztán kéttengelyű feszültségállapotban ( $\sigma_1 = \sigma_2 \neq 0$  illetve  $-\sigma_1 = -\sigma_2 \neq 0$ ) nincs különbség a két elmélet között. Eltérés a tiszta nyírás ( $-\sigma_1 = \sigma_2 \neq 0$  illetve  $\sigma_1 = -\sigma_2 \neq 0$ ) és a sík (izotrop anyag esetén:  $1/2\sigma_1 = \sigma_2 \neq 0$  és vica-versa illetve  $-1/2\sigma_1 = -\sigma_2 \neq 0$  és vica-versa) feszültségi állapotokban mutatkozik.

A két folyási feltétel közötti különbséget Lode általánosította egy később róla elnevezett paraméter bevezetésével ( $\theta$ ), amelyben a középső főfeszültség és a másik két főfeszültség átlaga közötti különbségét viszonyítja a legnagyobb csúsztatófeszültséghez [13]. Ennek a matematikai alakja a következőképpen fejezhető ki:

$$\theta = \frac{\sigma_2 - \frac{1}{2} \cdot (\sigma_1 + \sigma_3)}{\frac{1}{2} \cdot (\sigma_1 - \sigma_3)} . \quad (8)$$

A nemzetközi irodalomban emellett, az úgynevezett normalizált Lode paraméter [32] is használatos, melynek matematikai alakja:

$$\theta_{norm} = - \left( 2 \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} - 1 \right) . \quad (9)$$



6. ábra: a Tresca (kék) és a von Mises (piros) folyási feltétel összehasonlítása, síkbeli feszültségi állapot ( $\sigma_3 = 0$ ) esetén

R. von Mises, 1928-ban írt cikkében [33] az általa megalkotott folyási feltételhez tartozóan bevezette a 'képlékeny potenciál' ígéretes elgondolását a feszültségi és alakváltozási komponensek közötti kapcsolat megteremtése céljából. Az ennek eredményül kapott egyenletrendszer „folyási törvény (flow rule)” néven terjedt el a szakirodalomban és ez az elmélet jelentette az alapjait azoknak az

egyenleteknek, amelyek 'anyagegyenletek', elnevezéssel kerültek ismertetésre a képlékenységtannal foglalkozó magyar irodalomban, ld. pl. [11], [12], [13].

R. von Mises feltételezése szerint tehát a folyási kritérium, több tengelyű feszültségi állapotban

$$f(\sigma_{ij}) = \text{állandó} \quad (10)$$

ahol  $f$  a feszültségtenzor komponenseinek függvénye, és a kapcsolat a feszültségtenzor ( $\sigma_{ij}$ ) és az alakváltozás-növekmény tenzor ( $d\varphi_{ij}$ ) között felírható a

$$d\varphi_{ij} = \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} d\lambda \quad (11)$$

alakban, amelyben  $d\lambda$  az alakváltozás-növekmény vektor hosszát kifejező pozitív skalár tényező. Izotróp anyagoknál  $f$  független a koordináta tengelyek állásától, és így (11) egy tisztán tenzorfüggvénykapcsolat. A parciális deriválás elvégzésénél a kilenc feszültség komponensét független változóként kezelve azt kapjuk, hogy

$$\frac{\partial f}{\partial \sigma_{xx}} = 2\sigma_{xx} - \sigma_{yy} - \sigma_{zz}; \quad \frac{\partial f}{\partial \sigma_{yz}} = \frac{\partial f}{\partial \sigma_{zy}} = 3\sigma_{yz}; \quad \text{és így tovább,} \quad (12)$$

amelyekből az alakváltozások úgy írhatók, hogy

$$d\varphi_{xx} = d\lambda(2\sigma_{xx} - \sigma_{yy} - \sigma_{zz}); \quad d\varphi_{yz} = 3d\lambda\sigma_{yz}; \quad \text{stb.} \quad (13)$$

A (13) egyenletekben  $x$ ,  $y$  és  $z$  a viszonyítási (izotróp) koordináta rendszer tengelyei és egyben ezek egybeesnek a főirányokkal (alsó indexben 1, 2 és 3), továbbá  $d\varphi_{xx}$ ,  $d\varphi_{yz}$ , stb. az alakváltozás-növekmény tenzor komponensei.

A síkbeli feszültségi állapotra ( $\sigma_3 = 0$ ) érvényes HMMH folyási feltételt (ld. (14)), Hosford [34] 1972-ben általánosította a (15) összefüggéssel, ezzel mintegy bevezetve a nem-kvadratikus folyási feltételeket a köztudatba. Az egyenletben  $1 < m < \infty$ , illetve ha  $m = 1$  akkor (15) a Tresca, míg ha  $m = 2$  akkor pedig a HMMH folyási feltételre egyszerűsödik:

$$\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \cdot \sigma_2 = Y^2. \quad (14)$$

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^m + (\sigma_2 - \sigma_3)^m + (\sigma_3 - \sigma_1)^m = 2Y^m. \quad (15)$$

A (14) összefüggésben felírt folyási feltétellel és az ahhoz tartozó anyagegyenlettel jól közelíthető az izotróp anyagok valós alakítástechnológiai viselkedése, illetve viszonylagos egyszerűsége miatt is jól alkalmazható sok gyakorlati feladat megoldásában. A lemezalakítás tudományterületén azonban – a lemezhengerlésből adódóan – sok esetben anizotróp tulajdonságokkal rendelkező anyagokról beszélünk, amely anizotróp tulajdonságokat ez az elmélet (de a Tresca elmélet is) rendre elhanyagol.

Hill 1948-ban publikálta az első igazán nagy hatást kiváltó, anizotróp anyagokra érvényes elméletét, von Mises munkásságából kiindulva [35]. Az általa javasolt folyási feltételt ( $f$ ) a következő négyzetes függvénykapcsolattal fejezte ki:

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + G(\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + H(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 2L\sigma_{yz}^2 + 2M\sigma_{zx}^2 + 2N\sigma_{xy}^2 = 1, \quad (16)$$

amelyben  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$ ,  $M$  és  $N$  anizotrópia paraméterek és egyben állandók,  $x$ ,  $y$ ,  $z$  pedig az anizotrópia koordináta rendszer tengelyei és egyben főirányok. Lemezalakításnál általában  $x$  a hengerlési iránnyal,  $y$  annak síkbeli merőlegesével,  $z$  pedig a lemez normálisának irányával azonos. Ha  $X$ ,  $Y$  és  $Z$  jelölést tekintjük az egyes irányokban mérhető folyáshatároknak, úgy a fenti egyenletből következik, hogy

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{1}{X^2} = G + H \text{ és } 2F = \frac{1}{Y^2} + \frac{1}{Z^2} - \frac{1}{X^2}; \\ \frac{1}{Y^2} = F + H \text{ és } 2G = \frac{1}{Z^2} + \frac{1}{X^2} - \frac{1}{Y^2}; \\ \frac{1}{Z^2} = F + G \text{ és } 2H = \frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} - \frac{1}{Z^2} \end{array} \right\}. \quad (17)$$

Ha  $R$ ,  $S$  és  $T$  pedig a nyíró igénybevételhez tartozó folyáshatárok, akkor

$$2L = \frac{1}{R^2}; \quad 2M = \frac{1}{S^2}; \quad 2N = \frac{1}{T^2}. \quad (18)$$

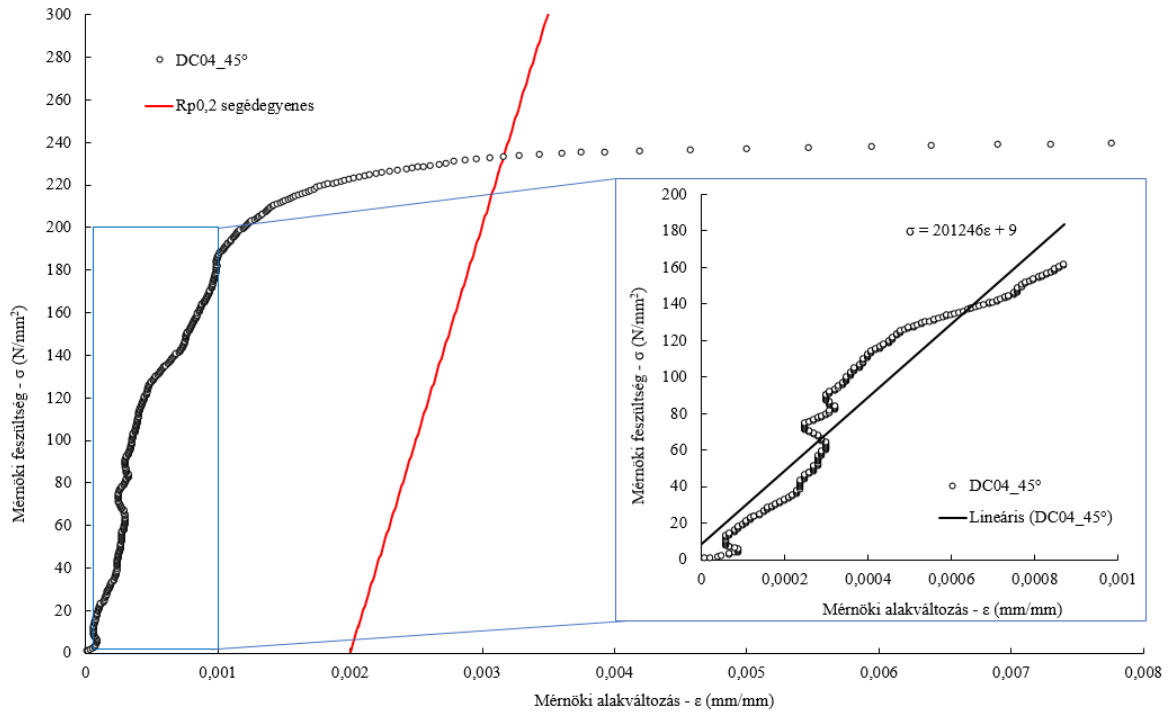
Az  $F$ ,  $G$  és  $H$  paramétereket tekintve mindössze egy lehet csak negatív, de ez az eset csak ritkán fordul elő, amikor nagy különbség mutatkozik a különböző irányokban mérhető folyáshatárok között. Általában  $F$ ,  $G$  és  $H$  is pozitív, illetve  $L$ ,  $M$  és  $N$  mindig csak pozitív lehet. Mindezekből az következik, hogy a Hill'48 anizotróp folyási feltétel definiálásához hat egymástól független, az anizotrópia főirányaival megegyező irányú folyási feszültség komponens ismerete szükséges és egyben elégséges is [35].

Az általam vizsgált DC04 lemezanyag, a  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  és  $90^\circ$  próbatest orientációkban háromszoros ismétlési gyakorisággal mért folyáshatár értékeket a 3. táblázatban foglaltam össze, és itt tüntettem fel a szakítószilárdság és a rugalmas tulajdonságok legfőbb paramétereit – a rugalmassági modult ( $E$ ) és a Poisson tényezőt ( $\nu$ ) – is. Az egyes orientációkban mérhető szilárdsági tulajdonságok ( $R_{p0,2}$ ,  $R_m$ ) között csak nagyjából 3-5% eltérés tapasztalható, még egy ilyen határozottan anizotróp anyagnál is. A folyáshatár értékeket minden esetben az MSZ EN ISO 6892-1:2010 szabvány szerinti meghatározási elv, azaz a 0,2%-os mérnöki nyúlástól ( $\epsilon$ ) kiinduló és a rugalmas szakasszal párhuzamosan szerkesztett segédegyenes és a mért értékek metszéspontja szolgáltatta. Egy példát mutat a rugalmassági modulus számszerűsítésére és az  $R_{p0,2}$  folyáshatár meghatározására a 7. ábra, egy a hengerlési irányhoz képest  $45^\circ$ -ban kimunkált próbatest felhasználásával.

3. táblázat: a DC04 lemezanyag szilárdsági értékei és a rugalmas tulajdonságok a hengerlési iránnyal párhuzamosan, arra merőlegesen és azzal  $45^\circ$ -os szöveget bezáróan

	$R_{p0,2}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{p0,2\_átl}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_m$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{m\_átl}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{p0,2}/R_m$	$E$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\nu$
$0^\circ$	230	238	328	336	0,71	~210000	0,33
$45^\circ$	240		346				
$90^\circ$	240		325				





7. ábra: egy 45°-os orientációjú DC04 szakítópróbatest szakítódigrammjának kezdeti szakasza az  $R_{p0,2}$  meghatározására szolgáló segédegyenessel és a rugalmassági modulus értékével

Hill, a von Mises által javasolt 'képlékeny potenciál' elméletét (11) alkalmazta, hogy megteremtse a kapcsolatot aniztróp esetben a feszültségek és az alakváltozások deriváltjai között, és így a

$$\left\{ \begin{array}{l} d\varphi_{xx} = d\lambda[H(\sigma_{xx} - \sigma_{yy}) + G(\sigma_{xx} - \sigma_{zz})]; \quad d\varphi_{yz} = d\lambda L\sigma_{yz} \\ d\varphi_{yy} = d\lambda[F(\sigma_{yy} - \sigma_{zz}) + H(\sigma_{yy} - \sigma_{xx})]; \quad d\varphi_{zx} = d\lambda M\sigma_{zx} \\ d\varphi_{zz} = d\lambda[G(\sigma_{zz} - \sigma_{xx}) + F(\sigma_{zz} - \sigma_{yy})]; \quad d\varphi_{xy} = d\lambda N\sigma_{xy} \end{array} \right\} \quad (19)$$

egyenletekhez jutott [35]. Ezek alapján felírható a kapcsolat az anizotrópia konstansok és az alakváltozások, illetve az alakváltozásokból származó  $r$  értékek között, több különböző módon is. Ezekre az egyenletekre láthatunk példákat a 4. táblázatban.

A (16) egyenlet a lemezalakítás gyakorlatában legtöbbször előálló síkbeli feszültségi állapotban ( $\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$ ;  $\sigma_x \neq 0$ ,  $\sigma_y \neq 0$ ;  $\tau_{xy} \neq 0$ ) és amennyiben az aniztróp koordináta tengelyek egybeesnek a főfeszültségi irányokkal, az  $r$  értékkel is kifejezhető a

$$\sigma_1^2 - \frac{2r_0}{1+r_0} \cdot \sigma_1 \sigma_2 + \frac{r_0(1+r_{90})}{r_{90}(1+r_0)} \sigma_2^2 = \sigma_0^2 \quad (20)$$

alakban. Ezen túlmenően, ha normál anizotrópiát tételezünk fel ( $r_0 = r_{90} = r$  és így  $\sigma_0 = \sigma_{90}$ ), akkor (20) a következő alakra egyszerűsödik:

$$\sigma_1^2 - \frac{2r}{1+r} \cdot \sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2^2 = \sigma_u^2. \quad (21)$$

A képletben  $\sigma_u$  az egytengelyű szakítóvizsgálatokkal mért folyáshatár értékek átlaga, számítása a (6) egyenlet analógiájára történik. A (21) összefüggésben  $r$  helyére a (6) egyenlet értékét ( $\bar{r}$ ) behelyettesítve mutatja a vizsgálandó DC04 lemezanyag folyási felületét a 8. ábra bal oldala.

4. táblázat: az  $r$  értékek és a Hill'48 folyási feltételből származtatott anizotrópia paraméterek közötti kapcsolat

	$\mathbf{r}_0$	$\mathbf{r}_{45}$	$\mathbf{r}_{90}$
Banabic et al. [4]	$\frac{H}{G}$	$\frac{H}{(F+G)} - \frac{1}{2}$	$\frac{H}{F}$
Hill [36]	$\frac{H}{2G}$	$\frac{N}{(F+G)} - \frac{1}{2}$	$\frac{H}{2F}$
	$\mathbf{F}$	$\mathbf{G}$	$\mathbf{H}$
Soussi et al. [37]	$\frac{r_0}{r_{90}(r_0+1)}$	$\frac{1}{(r_0+1)}$	$\frac{r_0}{(r_0+1)}$
Safdarian et al. [38]*	$\frac{1}{2} \left( \frac{1}{R_{22}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} - \frac{1}{R_{11}^2} \right)$	$\frac{1}{2} \left( \frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} - \frac{1}{R_{22}^2} \right)$	$\frac{1}{2} \left( \frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{22}^2} - \frac{1}{R_{33}^2} \right)$
Lian et al. [39] – fesz.-alapú módszer	$\frac{\sigma_0^2}{\sigma_{90}^2} - 1 + \frac{\sigma_0^2}{\sigma_b^2}$	$1 - \frac{\sigma_0^2}{\sigma_{90}^2} + \frac{\sigma_0^2}{\sigma_b^2}$	$1 + \frac{\sigma_0^2}{\sigma_{90}^2} - \frac{\sigma_0^2}{\sigma_b^2}$
Lian et al. [39] – $r$ érték alapú módszer	$\frac{2r_0}{r_{90}(r_0+1)}$	$\frac{2}{(r_0+1)}$	$\frac{2r_0}{(r_0+1)}$
Lian et al. [39] – kombinált módszer	$\frac{2\sigma_0^2}{\sigma_{90}^2 \cdot (1+r_{90})}$	$2 - \frac{2\sigma_0^2 \cdot r_{90}}{\sigma_{90}^2 \cdot (1+r_{90})}$	$\frac{2\sigma_0^2 \cdot r_{90}}{\sigma_{90}^2 \cdot (1+r_{90})}$
	$\mathbf{L}$	$\mathbf{M}$	$\mathbf{N}$
Soussi et al. [37]			$\frac{(r_0+r_{90})(2r_{45}+1)}{2r_{90}(r_0+1)}$
Safdarian et al. [38]*	$\frac{3}{2R_{23}^2}$	$\frac{3}{2R_{13}^2}$	$\frac{3}{2R_{12}^2}$
Lian et al. [39] - fesz.-alapú módszer			$\frac{4\sigma_0^2}{\sigma_{45}^2} - \frac{\sigma_0^2}{\sigma_b^2}$
Lian et al. [39] – $r$ érték alapú módszer			$\frac{2(r_0+r_{90})(2r_{45}+0,5)}{r_{90}(r_0+1)}$
Lian et al. [39] – kombinált módszer			$\frac{4\sigma_0^2}{\sigma_{45}^2} - 1 + \frac{\sigma_0^2 \cdot (r_{90}-1)}{\sigma_{90}^2 \cdot (1+r_{90})}$

\*  $R_{11} = R_{13} = R_{23} = 1$ ;  $R_{22} = \sqrt{\frac{r_{90}(r_0+1)}{r_0(r_{90}+1)}}$ ;  $R_{33} = \sqrt{\frac{r_{90}(r_0+1)}{r_0+r_{90}}}$ ;  $R_{12} = \sqrt{\frac{3r_{90}(r_0+1)}{(2r_{45}+1)(r_0+r_{90})}}$  és ezekkel ez az elmélet ugyanarra az eredményre vezet, mint Soussi et al. számítási módszere.

A 4. táblázatban a  $\sigma_b$  a tisztán kéttengelyű feszültségi állapotban mérhető folyáshatárt jelenti. Ennek kísérleti meghatározása úgynevezett equibiaxiális húzóberendezéssel történhet, illetve értéke számolás útján is közelíthető. A Hill'48 elméletből a  $\sigma_b$  kifejezhető a

$$\sigma_b = \sigma_u \sqrt{\frac{1+r}{2}} \quad (22)$$

egyenlettel [4], [17]. Az összefüggésből az látszik, hogy a Woodthrope és Pearce [40] által felfedezett anomáliát, miszerint az  $r < 1$  és  $\sigma_b > \sigma_u$  (vagy fordítva) jellemzőjű anyagok (általában alumínium anyagok) viselkedése a fenti képlettel nem közelíthető, ez az egyenlet nem oldja fel. Ennek feloldására Bassani [2] javasolta a (23) összefüggést a következő alakban:

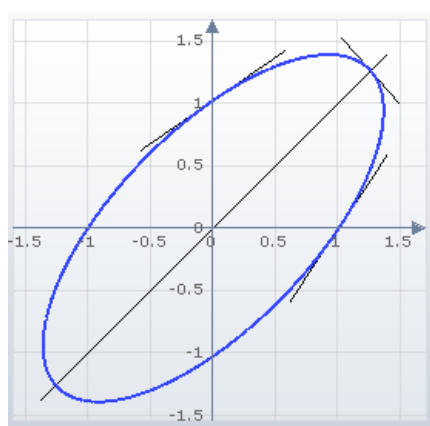
$$\sigma_b = \frac{1}{2} \cdot \sqrt[n]{1 + \frac{n}{m}(1 + 2R)} \cdot \sigma_u \quad (23)$$

amelyben  $n$  és  $m$  anyagfüggő paraméterek, amelyek a Hill-Bishop nem-négyzetes folyási feltételből [41] számolhatók. Itt érdemes megjegyezni, hogy amennyiben  $n = m = 2$ , úgy a Bassani-féle összefüggés a Hill'48 összefüggésből kapott formulára, azaz (22)-re egyszerűsödik. Az anizotrópia paraméterek számítása során azonban, a kísérleti úton megállapított értékek helyett a (22) és (23) egyenletekkel számolt  $\sigma_b$  értékek felhasználása előre nem látható bizonytalanságot eredményezett volna (még akkor is, ha ezeknek a becslése nem ritka, a bonyolult kísérleti meghatározás miatt), így kutatásaim során csak azokat az elméleteket vettem figyelembe, amelyek a paramétereket egzakt mérési eredményekből származtatják. Az így – tehát pl. Lian et al. feszültség alapú módszerét [39] elhagyva – kapott, a DC04 anyagra vonatkozó anizotrópia paramétereket az 5. táblázatban foglalom össze.

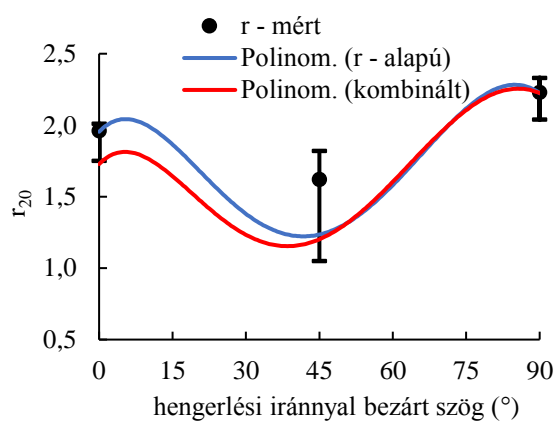
5. táblázat: a DC04 anyag Hill'48 elmélethez tartozó anizotrópia paraméterei

	<b>F</b>	<b>G</b>	<b>H</b>	<b>L</b>	<b>M</b>	<b>N</b>
Soussi et al. és Safdarian et al.	0,297	0,338	0,662	1,5	1,5	1,346
Lian et al. – $r$ érték alapú módszer	0,594	0,676	1,324	-	-	2,691
Lian et al. – kombinált módszer	0,569	0,732	1,268	-	-	3,023

A táblázatból látható, hogy a Soussi et al. [37] illetve Safdarian et al. [38] által meghatározott értékek pontosan az  $\frac{1}{2}$ -szeresei a Lian et al. [39] által, az  $r$  érték alapján meghatározott értékeknek, tehát egy bármilyen tetszőleges próbatest orientációhoz tartozó  $r_\alpha$  számolása (ahol  $\alpha$  a hengerlési iránnyal bezárt szög) ebben a két esetben ugyanarra az eredményre vezet. Ettől némileg eltérő eredményt kapunk a kombinált számolási módszerrel, ahogyan azt a 8. ábra jobb oldalán láthatóan, az  $r_{20}$  (20% mérnöki nyúláshoz tartozó anizotrópia értékek) ötöd fokú polinomokkal történő közelítése mutatja.



(a)



(b)

8. ábra: (a) a DC04 lemezanyag folyási felülete a Hill'48 elmélet szerint, illetve (b) az  $r$  értékek változása a Lian et al. [39] által javasolt módszerek közelítésével és a mért értékek kapcsolata

Amint az látható, az  $r$  érték alapú és a kombinált számolási formák között, lényegi eltérés csak az  $\alpha \leq 45^\circ$  tartományban tapasztalható, ennél az anyagminőségénél.

### 2.1.1.2 Az alakváltozási keményedés leírása - folyásgörbék

A folyásgörbék alapját képező mérnöki feszültség – mérnöki nyúlás diagrammokat a 6. és 7. oldalakon leírt egytengelyű szakítóvizsgálatokkal vettem fel, és a (3), (4) egyenletek felhasználásával képeztem valódi mérőszámokat a mérnöki eredményekből. Ezek birtokában, a legkisebb négyzetek módszerét alkalmaztam a feszültség-alakváltozás mérési pontok közelítésére, az egyenletes alakváltozás tartományában. A legkisebb négyzetek módszere egy olyan matematikai módszer, amellyel mérési pontok ( $y_i$ ) birtokában lehetséges egy adott függvény becsült értékeinek ( $\check{y}_i$ ) közelítése – és ezzel a függvény - egy bizonyos hibahatáron belüli - matematikai leírása. A módszer lényege a négyzetes hibaelemzés, amely a mért és a számolt értékek négyzetei közötti különbségek ( $\chi^2$ ) minimalizálását jelenti, azaz:

$$\min \chi^2 = \min \sum (\check{y}_i - y_i)^2. \quad (24)$$

A függvényt leíró paraméterek megfelelő, egyes iterációs lépések közötti illesztésével lehetséges az adott függvényt legjobban közelítő megoldás megtalálása. A becslési pontosság a négyzetes regresszióval ( $R^2$ ) szám szerint megadható (25), ami egy olyan mérőszám, amely már a teljes négyzetösszeget (*sum of the squared totals* – SST) is tartalmazza, a négyzetek különbségei ( $\chi^2$ ) mellett. Az SST, a mért értékek ( $y_i$ ) négyzeteit, azok átlagának ( $\bar{y}$ ) négyzetével hozza kapcsolatba, ahogyan azt kifejezi a (26) egyenlet:

$$R^2 = \frac{SST - \chi^2}{SST} \quad (25)$$

$$SST = \sum (y_i - \bar{y})^2. \quad (26)$$

Itt fontos megjegyezni, hogy a módszer fő hátránya az, hogy az eredmények nagyban függenek a felhasználó által megadott kezdeti értékektől. Szerencsére azonban, a folyásgörbék esetében ez az érték az egytengelyű húzóvizsgálattal meghatározható folyáshatárt jelenti, amely mérésből közvetlenül ismert.

A mért értékek közelítő függvénnyel való illesztését több, különböző folyásgörbe modell felhasználásával végeztem, ezek rendre a Nádai [42] (külföldi irodalmakban gyakran Hollomon [43]\*), a Ludwik [44], a Swift [45], a Johnson-Cook („JC”) [46], a Cowper-Symonds [47], a Voce [48] és a Hockett-Sherby („HS”) [49] modellek voltak. Egy-egy példát mutat a 9. ábra, a DC04-es anyagon mért valódi feszültség valódi alakváltozás értékek és az illesztett modellek közötti kapcsolatra, a hengerlési irányhoz képest 0°, 45° és 90° -os orientációkban.

---

\*Nádai Árpád magyar származású tudós, illetve Zener és Hollomon nagyjából egy időben, egymástól függetlenül publikálta elképzelését a folyásgörbék leíró egyenletekre vonatkozóan. Az angolszász nyelvterületeken inkább utóbbi tudósoknak tulajdonítják a később látható (36) egyenletet, míg hazánkban Nádai-féle leírásról beszélünk.

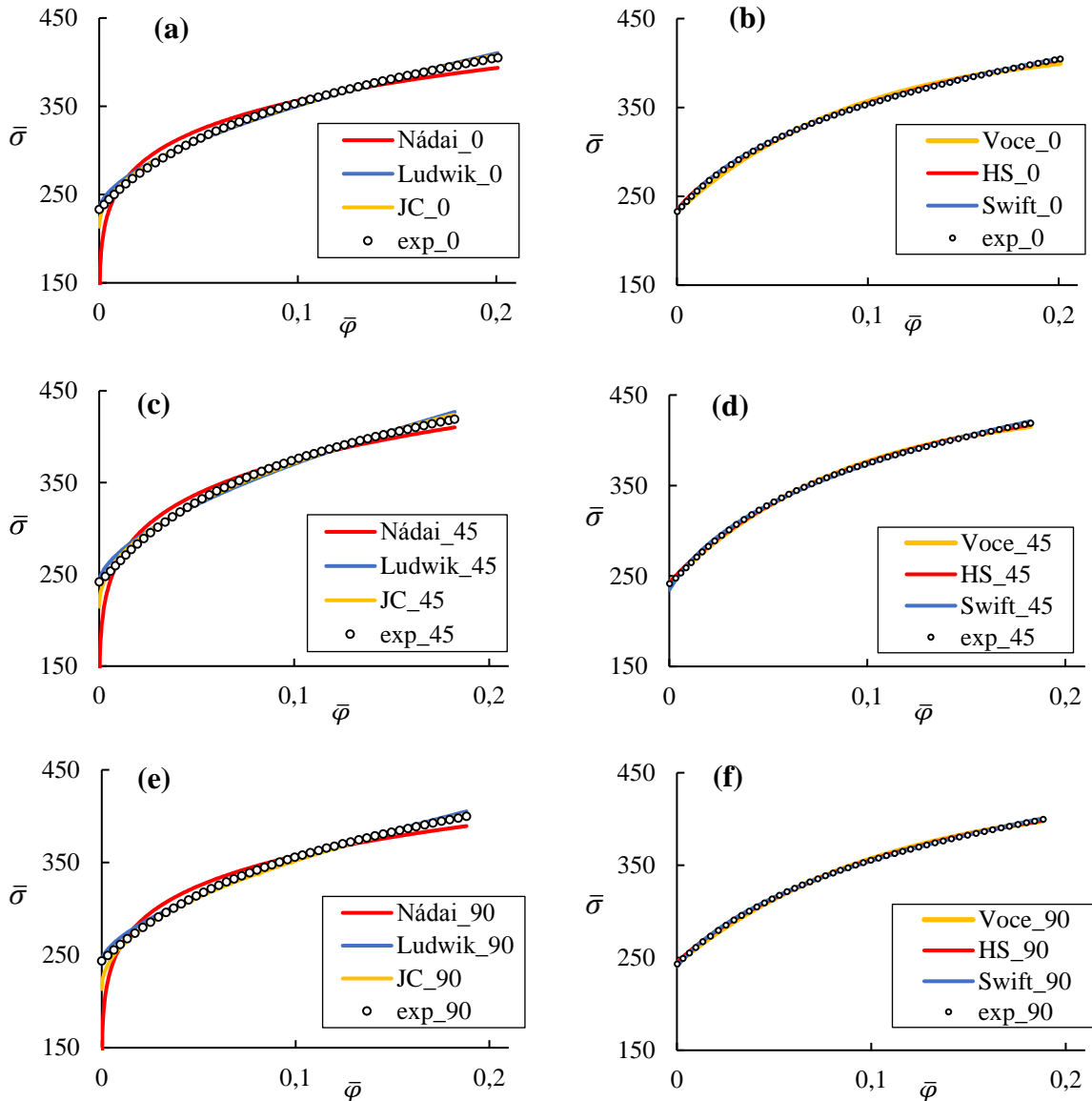
Naprakész kutatások (pl. Alharthi et al. [50], Hou et al. [51], Neto et al. [52] és Hajbarati et al. [53]) a Swift, a Voce és a HS modelleket részesítik előnyben a DC és a DP anyagoknak a vizsgálatokor, amelyet az illesztett függvények és a mért értékek közötti pontossági mérőszám, azaz az  $R^2$  is igazol (6. táblázat). Ez a pontosság e három modellnek, a mért értékekkel való átfedésben is szembevetendő (9. ábra (b), (d) (f)). Az egyes közelítő függvények számítási módjai és paraméterei a 7. táblázatban láthatók. Ezeknek az egyenleteknek a magyarázatára később, a 2.1.2.2 alfejezetben térünk majd vissza.

6. táblázat: a becsült valódi feszültség – valódi alakváltozás függvények átlagos illesztési pontossága az  $R^2$  értékkel kifejezve

	$R^2$					
	Nádai	Swift	Ludwik	Johnson-Cook	Voce	Hockett-Sherby
DC04	0,9189	0,9990	0,9919	0,9966	0,9985	0,9997
DP600	0,8949	0,9987	0,9860	0,9930	0,9936	0,9995
DP800	0,9332	0,9977	0,9758	0,9894	0,9881	0,9991
DP1000	0,8790	0,9923	0,9495	0,9790	0,9857	0,9969

7. Táblázat: az alkalmazott közelítő függvények matematikai leírásai

Nádai	$\bar{\sigma} = K\bar{\varphi}^n$	(27)
Ludwik	$\bar{\sigma} = A + K\bar{\varphi}^n$	(28)
Swift	$\bar{\sigma} = K(\varphi_0 + \bar{\varphi})^n$	(29)
Johnson-Cook	$\bar{\sigma} = [A + K\bar{\varphi}^n] [1 + C \cdot \ln(\dot{\bar{\varphi}})]$	(30)
Cowper-Symonds	$\bar{\sigma} = [A + K\bar{\varphi}^n] \left[ 1 + \left( \frac{\dot{\bar{\varphi}}}{D} \right)^{1/p} \right]$	(31)
Voce	$\bar{\sigma} = A + q[1 - \exp(-b\bar{\varphi})]$	(32)
Hockett-Sherby	$\bar{\sigma} = \sigma_s - \exp(-N\bar{\varphi})^p(\sigma_s - A)$	(33)



9. ábra: különböző folyásgörbe modellek felhasználásával illesztett görbék, és a mért értékek „exp” kapcsolata DC04 lemez esetén, a hengerlési irányhoz viszonyított (a), (b) 0°, (c), (d) 45°és (e), (f) 90°-ban

## 2.1.2 A kutatásaim során felhasznált növelt szilárdságú lemezanyagok anyagszerkezeti és képlékenységi jellemzői

A növelt szilárdságú acélok legnagyobb fejlődésükön, nagyjából az elmúlt 35-40 évben mentek keresztül, amióta jelentősen előtérbe kerültek az új környezetvédelmi szabályozások és az acélgyártási eljárások fejlődése is lehetőséget adott az új anyagfejlesztésekre. A DP-s acélok már a múlt század '80-as éveitől ismertek, és alkalmazásuk jelenleg is töretlen [24]. Kiemelten igaz ez a járműiparban, ahol az elmúlt években egyre dominánsabb szerepet kaptak a tömegcsökkentési törekvések. A DP acélokat, az úgynevezett korszerű növelt szilárdságú acélok („Advanced High Strength Steels – AHSS”) csoportjába sorolják, és egyben ezek a típusok rendelkeznek a legszerteágazóbb ipari alkalmazásokkal a csoportban, a [22], [54], [55] kutatások szerint.

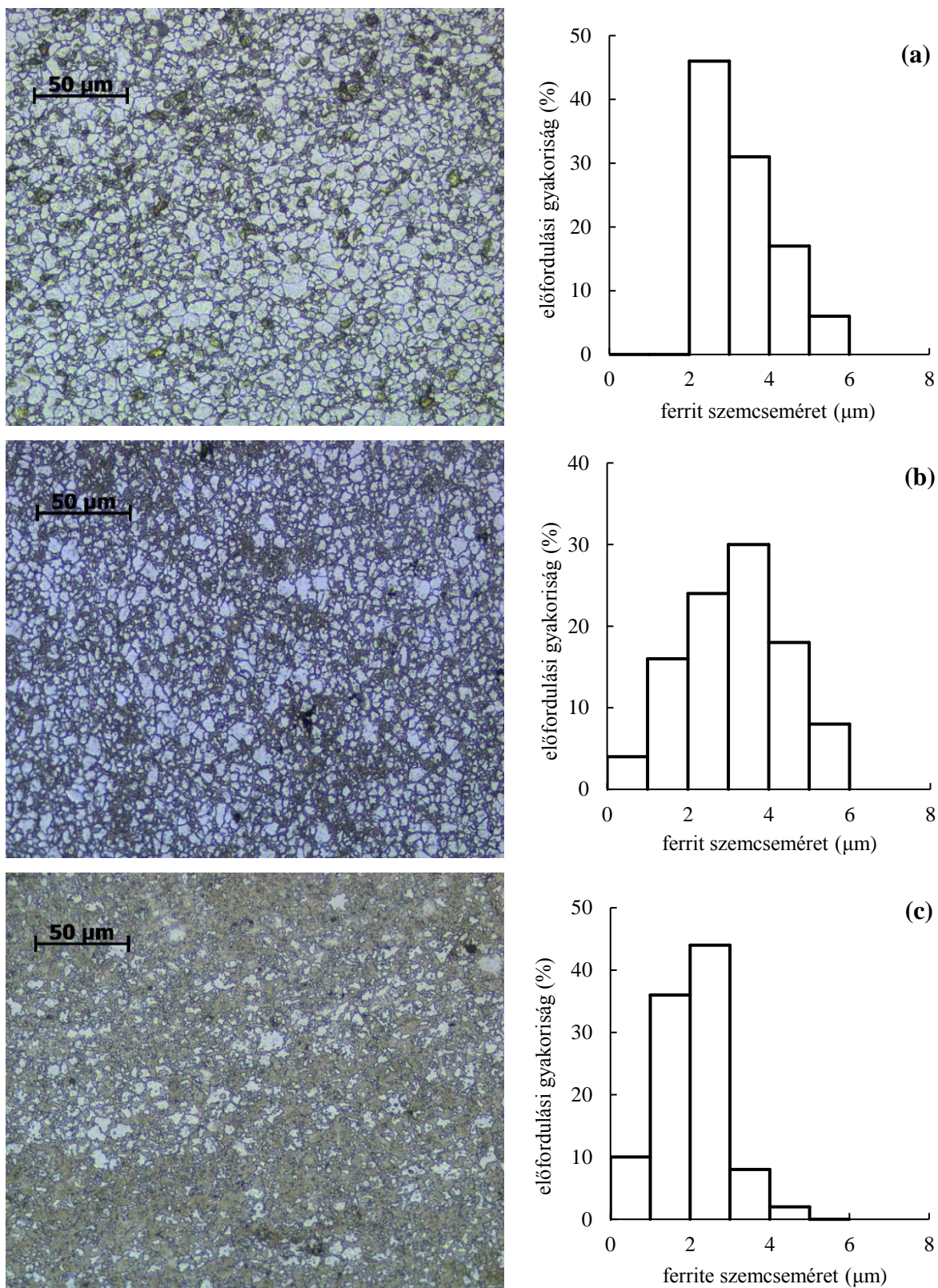
A DP acélok jelentős elterjedésüket, a növelt szilárdságuk mellett sok esetben még számottevő nyúlásuknak (alakíthatóságuknak) és nagy alakváltozási keményedési képességüknek köszönhetik. A szakirodalom kísérleti eredményekre alapozva úgy fogalmaz, hogy a DP acélok szakítószilárdsága a 600 - 900 MPa-t is meghaladhatja úgy, hogy a valódi egyenletes nyúlásuk 0,1 érték felett marad [20], [56], [57]. Ezek a kimagasló tulajdonságok, a mikroszerkezetüket felépítő lágy, jól alakítható ferrit fázisba ágyazott, kemény, nagy szilárdságú martenzit szigetek jelenlétéből eredeztethető. Ebből kifolyólag, a DP acélok mechanikai tulajdonságait jelentősen meghatározzák azok mikroszerkezeti sajátosságai, elsősorban a martenzit mennyisége (térfogatszázaléka), eloszlása, alakja és karbontartalma. Ezek az értékek a lemezgyártás folyamatában, az ún. interkritikus lágyítással a kívánt értékre beállíthatók, a hőtartási idő és a hőtartási hőmérséklet helyes megválasztásával [58].

### 2.1.2.1 A mikroszerkezet és a mechanikai tulajdonságok kapcsolata

A kutatómunkám során alkalmazott, kereskedelmi fogalomban kapható DP600, DP800 és DP1000 lemezanyagok jellemző mikroszerkezeti képét és az egyes anyagokra vonatkozó ferrit szemcseméret eloszlást a 10. ábrán követhetjük nyomon. A képeket (a DC04 szövethöz hasonlóan) *Zeiss Imager M2m* típusú fénymikroszkóppal készítettem. A mintákat öt különböző keresztmetszetben (mélységben) vizsgáltam. A martenzit szövetelem térfogatszázalékának mennyiségét (a szakirodalomban elterjedt jelölés szerint) az *MVF-t* azaz a „*martensite volume fraction*”-t és a ferrit szemcseméret eloszlásokat ezeknek a méréseknek az átlagából állapítottam meg. Az MVF értékeket az egyes anyagokra jellemző kémiai összetétellel kiegészítve, a 8. táblázatban foglaltam össze. A kémiai összetételt is ötszörös mérésismétléssel határoztam meg, *Foundry Master Pro* típusú, asztali spektrométerrel.

8. táblázat: a DP600, DP800 és DP1000 lemezanyagok átlagos kémiai összetétele és a vonatkozó átlagos martenzit térfogatszázalék értékek

	<b>Fe (wt%)</b>	<b>C (wt%)</b>	<b>Si (wt%)</b>	<b>Mn (wt%)</b>	<b>P (wt%)</b>	<b>S (wt%)</b>
DP600	98,6	0,085	0,171	0,87	0,013	0,005
DP800	97,9	0,161	0,187	1,52	0,012	0,003
DP1000	97,8	0,148	0,181	1,50	0,012	0,004
	<b>ferrit tartalom (térf %)</b>			<b>martenzit tartalom (térf %)</b>		
DP600	73,4			26,6		
DP800	57,9			42,1		
DP1000	35,0			65,0		



10. ábra: (a) DP600, (b) DP800 és (c) DP1000 lemezanyagok jellemző mikroszerkezeti képe és a ferrit szemcseméret eloszlása

A 10. ábra felvételein az látható, hogy a DP600-as anyagban a martenzit szigetek viszonylag egyenletes eloszlással helyezkednek el a beágyazó ferrit mátrixban. A DP800 esetében már koncentrált martenzites régiók is megfigyelhetők, amelyek a DP1000-es mikroszkópi képén pedig



már koherens martenzites zónákká állnak össze. Ebből adódóan a martenzit szemcsék méretének meghatározása akadályokba ütközik az utóbbi két anyagnál. Azonban ez nem feltétlenül jelent problémát a mikroszerkezet és a makroszkopikus tulajdonságok összehasonlításában, mivel a szemcsék méretét tekintve több kutatás [20], [56], [57] is csupán a ferrit szemcsék méretét, pontosabban a ferrit szemcsékben rendelkezésre álló diszlokációs szabad úthosszt emeli ki az MVF mellett, mint a mechanikai tulajdonságokat befolyásoló egyik fontos tényezőt.

Mindhárom anyag esetében a ferrit szemcseméret eloszlás 2-5  $\mu\text{m}$ -es méretekkel jellemezhető. Általában, közel egyenletes szemcseméret eloszlás a jellemző, illetve az MVF növekedésével az átlagos szemcseméret csökkenése figyelhető meg. A DP1000 anyag mikroszkópi képén a helyenként fellelhető konkáv szemcsehatárok a részleges ausztenites oldódásnak a jelei [57], amely hatására a szemcseátmérő szinte mindenhol 3  $\mu\text{m}$  alatt marad.

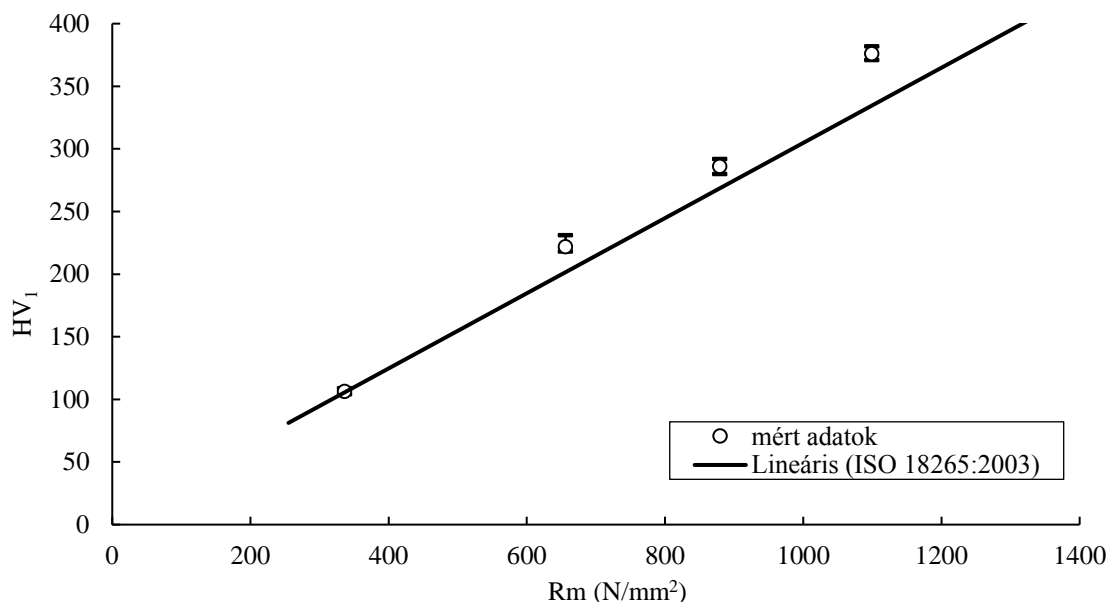
A mikroszerkezet és a makroszkopikus, mechanikai jellemzők kapcsolatának elemzésére számos kutatás épül. Említésképpen, az [59], a [62] és a [64] irodalmak is arról számolnak be, hogy a szilárdsági tulajdonságok ( $R_m$ ,  $R_{p0.2}$ ) és az MVF között lineáris függvénykapcsolat megfelelő pontossággal feltételezhető. Rosenberg és munkatársai az MVF és a DP acélok energia elnyelő képessége közötti kapcsolatot vizsgálta bemetszett és furatos próbatetek szakítóvizsgálatával, azaz feszültségkoncentrációs helyek jelenlétében [59]. Az energiaelnyelő képességet az eredeti próbatetekben a szakítószilárdság és az egyenletes nyúlás szorzataként definiálták, míg a bemetszett és furatos próbateteknél a lokális deformációt (pl. a furat méretváltozását) is figyelembe vették. Azt tapasztalták, hogy az energia elnyelő képesség közel állandó marad az MVF növekedésével, állandó keresztmetszetű, hengeres próbatetek terhelése során. Feszültséggyűjtő helyet tartalmazó próbatetek esetében viszont, az elnyelt energia mindig növekedett az edzési hőmérséklet (és így az MVF) növekedésével, melyet a szemcsék finomodásával és a különböző karbidok megváltozott szerkezetével magyaráztak.

A nyúlás és az MVF kapcsolatának tekintetében két különböző vélemény is megfogalmazódott a szakirodalomban. X. Sun és munkatársai, illetve S. Sodjit és V. Uthaisangsuk azt támasztották alá, hogy a nyúlás a MVF növekedésével folyamatosan csökken [60], [57], míg egy más kutatás szerint (pl. P. Movahed és szerzőtársai. [61]) a nyúlás csak 50% MVF felett kezd jelentősen csökkenő tendenciát mutatni.

Keménységmérési eredményeknek a MVF-el történő összehasonlítása terén lineáris kapcsolatot állapítottak meg e két jellemző között Svoboda és szerzőtársai [62],  $HV_1$  eljárással mért eredmények alapján. Az ISO 18265:2003 szabvány ugyancsak lineáris összefüggést állapít meg az  $R_m$  szakítószilárdság és a  $HV_{30}$  keménységi értékek között, az acélokra általános érvényűen. Ez a lineáris leírási mód egybevág a Tiryakioğlu cikkében [65] a hasonló anyagokra megtalálható, nanokeménységméréseket a mechanikai tulajdonságokkal összekapcsoló formulával is. A mikrokeménység vizsgálati módszereknél is kisebb területrészek elemzésére nano-keménységmérési („*nanoindentation*”) eredményeket találhatunk F. Zhang és szerzőtársai [63] továbbá A. G. Kalashami

és szerzőtársai [64] cikkeiben. Eredményeikből olyan tulajdonságokra is következtetni lehet, mint például a diszlokációs szerkezet, vagy a mikrorepedések kialakulásának, terjedésének mechanizmusa.

A mechanikai tulajdonságok lehető legteljesebb feltérképezésére törekedve én is végeztem méréseket a 0,0981 N ( $HV_{0,01}$ ) és 9,81 N ( $HV_1$ ) közötti terhelő erő tartományban, Vickers keménységmérési eljárással, a DC04 acélon és mind a három alkalmazott DP acélon egyaránt. Az alkalmazott berendezés egy *Wilson Wolpert 401 MVD* keménységmérő gép volt, a tesztek során pedig az MSZ EN ISO 6507-1:2006 szabvány előírásait követtem. Itt érdemes megjegyezni, hogy bár a terhelőerőfüggést eredményező tényezők közül a szűrőszerszám és a munkadarab felülete közötti súrlódást, illetve a szűrőszerszám keménységét minden mérésnél változatlanul feltételezve, az eredmények változása pusztán a (i) keménységmérési lenyomatok méretétől (geometriájától), és (ii) a mikroszerkezet inhomogenitásától, pontosabban az abból következő, egyes szemcsék közötti eltérő rugalmas-képlékeny deformációs tulajdonságoktól függ [27], méréseim alapján a HV-MVF kapcsolat jellegére nincs erőteljes hatása az alkalmazott terhelő erő értékének (ld. később 12. ábra).

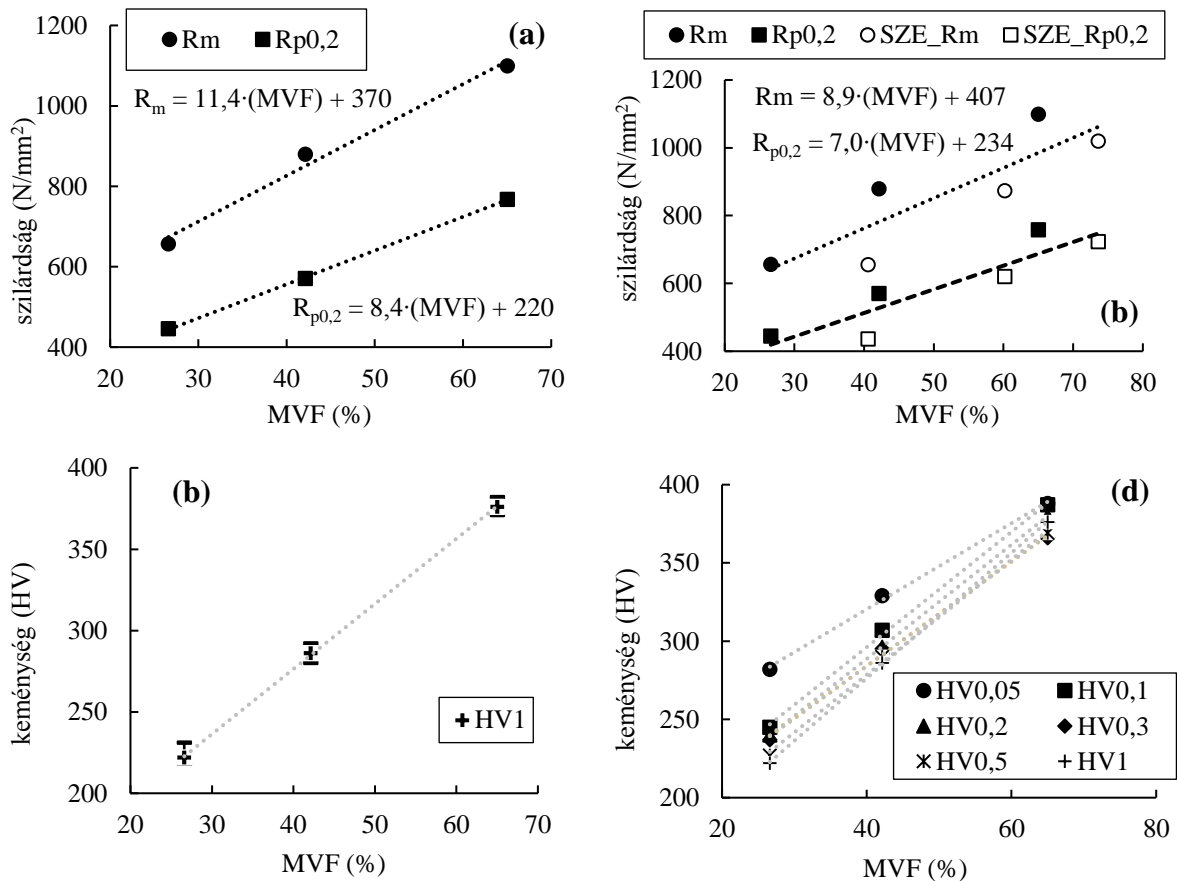


11. ábra: 9,81N terhelőerő alkalmazásával kirajzolódó keménység-szakítószilárdság összehasonlítás a négy vizsgált anyagra vonatkozóan és a szabványban meghatározott kapcsolatot szemléltető egyenes

A tapasztalataimat összegezve elmondható, hogy egységesen, mindhárom vizsgált DP acél esetében a 0,098 N ... 0,981 N ( $HV_{0,01}$  ...  $HV_{0,1}$ ) terhelő erők tartományában jelentős szórások adódtak, majd 0,981 N ( $HV_{0,1}$ ) terhelő erő felett az átlagos keménység már közel állandó értékeken maradt, illetve ennek a változása egybeesett a mérési bizonytalanságból eredő pontatlanság mértékével. A szórások megfigyelhetően a legnagyobb, 9,81 N terhelő erőnél a legkisebbek, mivel egyrészt a kis terhelő erő tartományokban könnyedén előfordulhat, hogy a szűrőszerszám egy többé-kevésbé tisztán ferrites, vagy martenzites tartományt talál el, másrészt a lenyomat leképződése is javul és így a leolvasási pontosság is növekszik a nagyobb terhelő erők mellett. DP1000 anyagnál például, a 0,0981 N terhelő erő ( $HV_{0,01}$ ) átlagosan 0,007-0,009 mm átlókkal rendelkező lenyomatokat hoz létre, míg a 2,942 N terhelőerőnél

(HV<sub>0,3</sub>) már 0,038-0,042 mm a lenyomatátlók átlagos méretei. Ily módon, a 10. ábra (c) részletét is figyelembe véve, a nagyobb terhelő erővel történő mérések, a több szemcse egymást kiegyenlítő hatásából adódóan, az átlaghoz közelebbi értéket szolgáltatottak. A nagyobb terhelő erőből adódó pontatlanság csökkenést a DC04 anyagon mért szórások is alátámasztják. Ezen anyagnál is, bár a DP-s acélokhoz képest homogénebb szemcseszerkezetről beszélhetünk, a szórások értékei csökkentek a terhelő erő növekedésével.

A 11. ábra, az így kapott HV<sub>1</sub> keménységi értékeknek az ISO 18265:2003 szabvánnyal való összehasonlítását mutatja a HV-Rm koordináta rendszerben. Mind a négy anyagminőséghez tartozó pontpárt feltüntetve látható, hogy a keménység-szakítószilárdság kapcsolat téren nem mutatnak a vizsgált járműipari acélok a megszokott viselkedéstől eltérő jelleget. Ez előre vetíti azt a tényt is, hogy amennyiben a szakítóvizsgálattal nyerhető szilárdsági jellemzők a DP-s anyagoknál a martenzit tartalom lineáris függvényei, úgy ennek a kapcsolatnak a keménységre nézve is fenn kell állnia.



12. ábra: a szilárdsági mérőszámok (a) és (b) szakítószilárdság – R<sub>m</sub> és folyáshatár – R<sub>p0,2</sub>, illetve (c) és (d) a Vickers keménység változása, az MVF függvényében

A szakítószilárdság és a folyáshatár martenzit térfogatszázalék függését a 12. ábra (a) részlet mutatja. Az ábra, a martenzit mennyiségének növekedésével arányos, monoton növekményt állapít meg mind a két mérnöki, szilárdsági mérőszámra. Ez egyezik a győri Széchenyi István Egyetemen illetve a kecskeméti GAMF-on korábban a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0027 projektben folytatott kutatások eredményeivel. A saját mérési eredményeimet a SZE eredményeivel összehasonlítva mutatja

a szilárdsági tulajdonságok kapcsolatát a martenzit tartalom függvényében a 12. ábra (b) részlet. A GAMF eredményeit a jobb áttekinthetőség érdekében mellőztem az ábráról, mivel azok mindenben szinte teljesen egyezően viselkedtek a SZE eredményeivel. Ez annak tudható be, hogy a SZE és a GAMF mintái feltehetően egy azon beszállítótól származtak, így az eredmények közötti eltérések pusztán a mérési szórásból adódhattak. Az ábra tanúságai szerint bár a SZE-GAMF minták eltérő martenzit tartalommal rendelkeztek, a mikroszerkezet és a szilárdsági tulajdonságok kapcsolata illeszkedik az általam mért minták törvényszerűségeihez. Az egyes mérőszámok változását leíró paraméterek, a hat mérési eredményt figyelembe vevő (és ezáltal alapos indokkal feltételezhetően pontosabb) közelítésekben is max. 20%-al térnek el az általam meghatározottaktól, de a legtöbb paraméter esetében az eltérés csupán 10% körül mozog.

A 0,490 N – 9,81 N ( $HV_{0,05} \dots HV_1$ ) terhelő erő tartományhoz tartozó Vickers keménység értékek (12. ábra (d)), az  $R_{p0,2}$  folyáshatárnak valamint az  $R_m$  szakítószilárdságnak az MVF-el alkotott kapcsolatának mintájára, egyenesekkel ugyancsak jól közelíthetők. A korábban a szakítószilárdsággal történő összehasonlításnak alávetett 9,81 N terhelő erő mellett mért ( $HV_1$ ) keménység alakulását a jobb áttekinthetőség érdekében külön is kiemeletem (12. ábra (c)). A terhelő erő csökkenésével, a  $HV_{0,05}$  eljárással mért eredmények mutatnak először komolyabb eltérést a többi egyenestől, majd a 0,490 N alatti terheléseknél jelentkező jelentős szórások már olyan nagy bizonytalanságot vetítettek elő, hogy az átlagos értékek nem voltak közelíthetők igazán jó pontossággal. A  $HV_{0,1} - HV_1$  eljárásokkal mért értékek egyeneseinek meredeksége átlagosan  $\sim 73^\circ$ , amely matematikailag, a zérus martenzit tartalomhoz tartozó, átlagos HV érték extrapolálását is elvégezve a

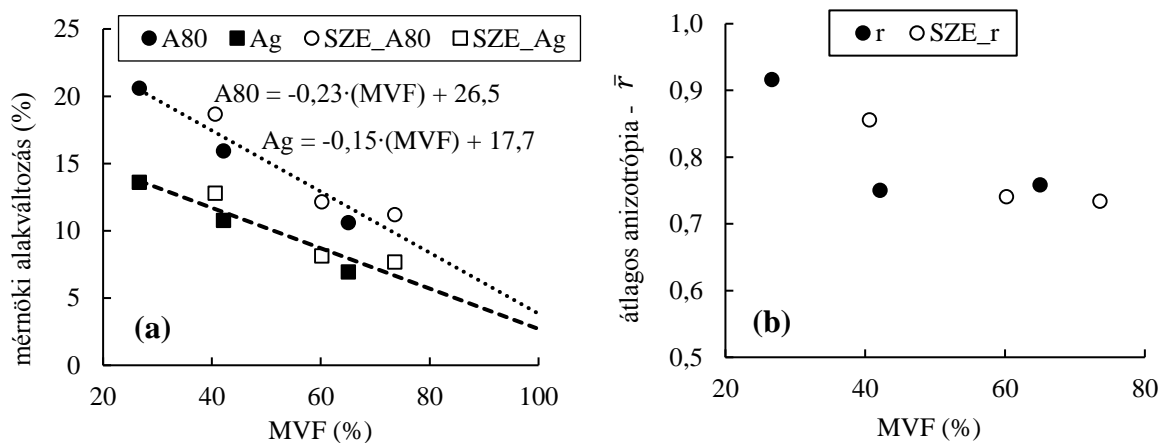
$$HV = 138^{\pm 15} + 3,7^{\pm 0,3}(MVF) \quad (34)$$

formában írató le [VII]. A mért szilárdsági mérőszámok értékeit az alapvető rugalmas tulajdonságokkal kiegészítve, a 9. táblázatban foglaltam össze.

A szilárdsági mutatókhoz hasonlóan, az alakváltozási mérőszámok, mind az átlagos, egyenletes, mérnöki nyúlás ( $A_g$ ), mind pedig a teljes (vagy szakadási), mérnöki nyúlás ( $A_{80}$ ), illetve az átlagos normál irányú anizotrópia mérőszám ( $\bar{r}$ ) is kifejezhető az MVF függvényében. Előbbi két esetben, a szilárdsági mérőszámokhoz hasonlóan megfelelő közelítést értem el – azokkal ellentétes meredekségű de úgyszintén – lineáris függvényekkel, míg az anizotrópia mérőszám már kevésbé érzékelhetően függött megállapításim szerint az MVF-től. Ahogyan az a 13. ábra (a) részletén látható, a szakadási nyúlás nagyobb meredekséggel tart a zérushoz, mint az egyenletes nyúlás. A két extrapolált egyenes közötti terület záródásával a szakadási nyúlás egyre jobban közelít az egyenletes nyúlás határához, azaz amellet, hogy mindkét érték külön-külön is folyamatosan csökken, a kontrakciós nyúlás is egyre csökken a MVF növekedésével. Ezek együttesen az anyag rideg viselkedésének növekedését jelentik, ahogyan arra számítani lehet a martenzit tartalom emelkedésével. Az ábrák szerkesztéskor, itt is felhasználtam a SZE és a GAMF eredményeit a több mérés által elérhető pontosabb leírás érdekében.

9. táblázat: a DP600, DP800 és DP1000 lemezanyagok átlagos szilárdsági illetve legfőbb rugalmas tulajdonságai

DP600								
	$R_{p0,2}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{p0,2\_átl}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_m$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{m\_átl}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{p0,2}/R_m$	HV <sub>1</sub>	E (N/mm <sup>2</sup> )	$\nu$
0°	434	444	645	656	0,68	222	~210000	0,33
45°	441		655					
90°	461		669					
DP800								
	$R_{p0,2}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{p0,2\_átl}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_m$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{m\_átl}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{p0,2}/R_m$	HV <sub>1</sub>	E (N/mm <sup>2</sup> )	$\nu$
0°	562	570	881	879	0,65	286	~210000	0,33
45°	568		873					
90°	582		884					
DP1000								
	$R_{p0,2}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{p0,2\_átl}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_m$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{m\_átl}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{p0,2}/R_m$	HV <sub>1</sub>	E (N/mm <sup>2</sup> )	$\nu$
0°	781	758	1099	1099	0,69	376	~210000	0,33
45°	732		1087					
90°	789		1111					

13. ábra: (a) az átlagos szakadási nyúlás ( $A_{80}$ ) és az átlagos egyenletes nyúlás ( $A_g$ ) változása, illetve (b) az anizotrópia mérőszám változása az MVF függvényében

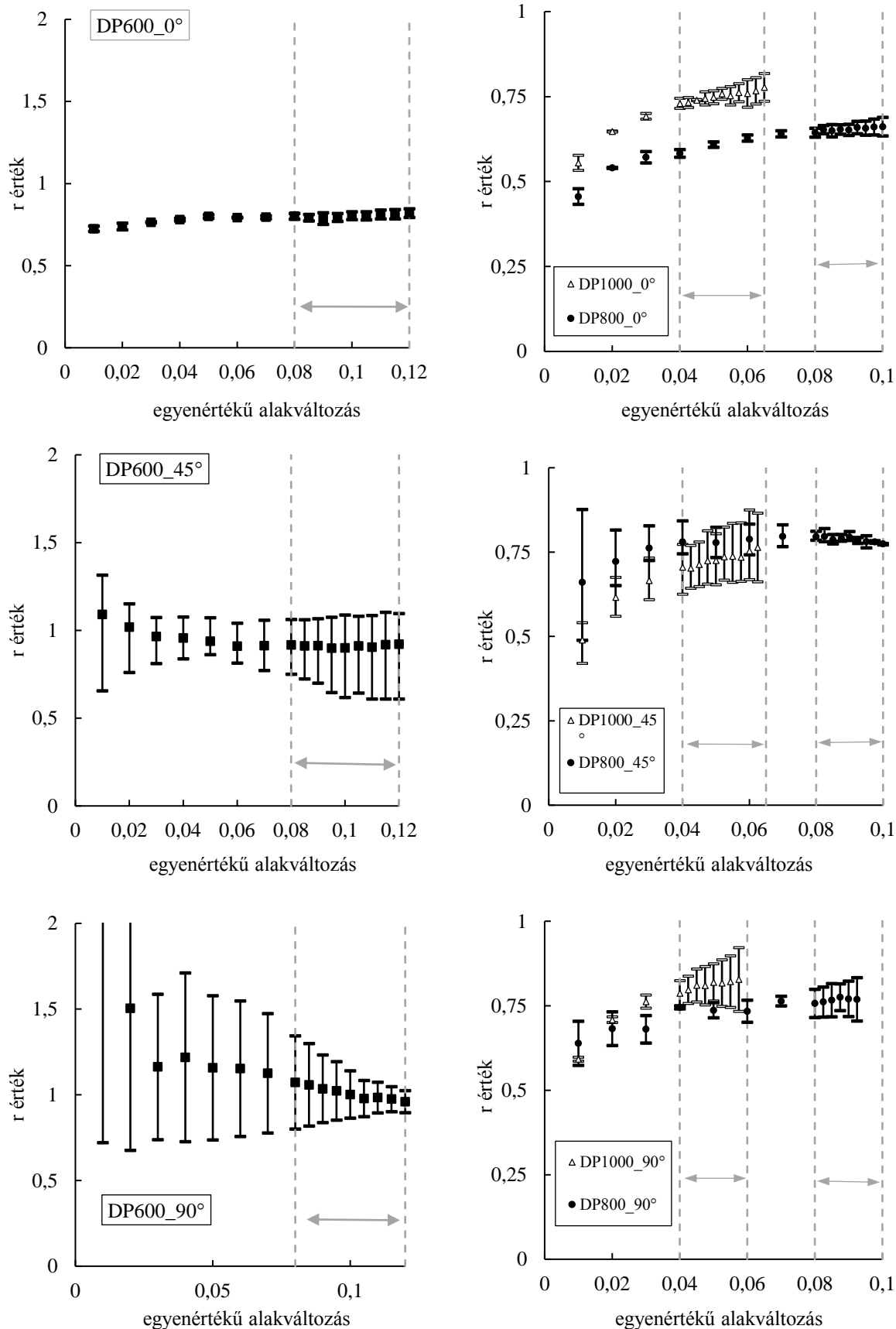
Az eredmények alakulásából az látható, hogy a 13. ábra baloldalán a két extrapolált mérőszám csak a 100% MVF-nél nagyobb értéknél találkozik és éri el a nullát. Ez egyrészt azt jelenti, hogy a mért adatokból a 100% MVF körüli értékre extrapolálni már nem megbízható, másrészt pedig azt, hogy a kis karbon tartalmú acélban keletkező martenzit (még ha a martenzit karbon tartalma nem is egyezik meg az anyag átlagos karbon tartalmával) rendkívül kis mértékben ugyan, de elméletileg képlékenyen

alakítható [66]. A [62] és a [64] irodalmak alapján a 20-90% MVF tartományban elfogadható a hasonló, lineáris kapcsolat, de 90%-nál nagyobb MVF arányra nincs ilyen adat.

Az átlagos normál irányú képlékenységi anizotrópia mérőszám ((6) összefüggés) nagyjából 40% martenzit tartalomig monoton csökken, majd utána nem változik, ld. *13. ábra (b)*. Ennek a magyarázata a mikroszerkezet deformációjában rejlik. A DP-s anyag makroszkopikus összalakváltozása mindig a ferrit és a martenzit fázisok együttes alakváltozásából tevődik össze, méghozzá úgy, hogy a ferrit ettől nagyobb, míg a martenzit ettől kisebb mértékű alakváltozáson megy keresztül [60]. Mindemellett, nagyjából 15%-nál kisebb MVF esetén, a deformációs viselkedést elsősorban a ferrit-mátrix adottságai határozzák meg, mint például a ferrit szemcsék mérete, vagy a szemcsehatárokon megfigyelhető mikro-üreg kialakulásának és terjedésének képessége. Itt, a tárgyalás szempontjából a szakirodalom még nem választja ketté a ferrit-ferrit és a ferrit-martenzit szemcsehatárokat, tekintve, hogy a martenzit csak kis térfogatszázalékban van jelen. Ezt az értéket meghaladóan azonban, nagyjából 40% martenzit tartalomig a szomszédos ferrit és martenzit szemcsék határain fennálló inhomogenitással kapcsolatos jelenségek (pl. a szemcsehatárokon kialakuló diszlokáció sűrűség, vagy mikro-üregképződési hajlam) felelnek a deformációs viselkedés sajátosságaiért. Ennél magasabb MVF esetén, elsődlegesen a martenzit szigeteknek a ferrit szemcsék alakváltozását akadályozó hatása, és a martenzit „deformációja” érvényesül [67]. Így, bár törvényszerű, hogy a nyúlás a martenzit térfogathányad növekedésével folytonosan csökken, de az alakváltozás tágabb értelemben vett jellegzetességei a fent leírt három különböző módon valósulnak meg. Ezt példázza a *13. ábra (b)* részlete, amelyen láthatóan eltérő anizotróp viselkedést mutat a 40%-nál kevesebb és annál több martenzitet tartalmazó lemezanyag.

Hasonló jelenség figyelhető meg a DP600 és a DP800, illetve DP1000 acélok összevetésében, az  $r$  értéknek az egyenértékű alakváltozás függvényében mért változásának kapcsán is. Az egyes anyagokon mért átlag értékeket szemlélteti a *14. ábra*. Az  $r$  érték alakulását, ez esetben is egy adott alakváltozási ablakban vizsgáltam, minimum 8-9 pontban. A szórások, a 0°-os orientációban mindhárom anyagnál tulajdonképpen elhanyagolhatók, de a többi orientációban is kisebb eltérésekről beszélhetünk, mint a DC04-es anyagnál. A legfőbb különbség a 40% térfogathányadnál kevesebb martenzitet tartalmazó DP600, illetve a 40% térfogathányadnál több martenzitet tartalmazó DP800 és DP1000 acélok között egyértelműen az, hogy míg az első esetben látni  $r > 1$  értékeket is, addig másod- illetve harmadízben az  $r$  kizárólag egységnyi alatt marad.

Az alakváltozási mérőszámok átlagértékei tételesen, a *10. táblázatban* követhetők nyomon. A vizsgálatokat ezen esetekben is legalább háromszori ismétléssel végeztem. Az egyes anyagokhoz tartozó legnagyobb, vagy közel a legnagyobb egyenletes mérnöki nyúlásnál (rendre: a DP600-nál 12%; a DP800-nál 11%; a DP1000-nél 7%) megfigyelhető anizotrópia mérőszámok, a hengerlési irány függvényében a *15. ábra* kerültek feltüntetésre. Az ábrán láthatók a mérési eredmények illetve azok szórása is, továbbá a Hill48 képlékenységi feltételből számolt és ötödfokú polinommal illesztett  $r$  értékek lefutása is.

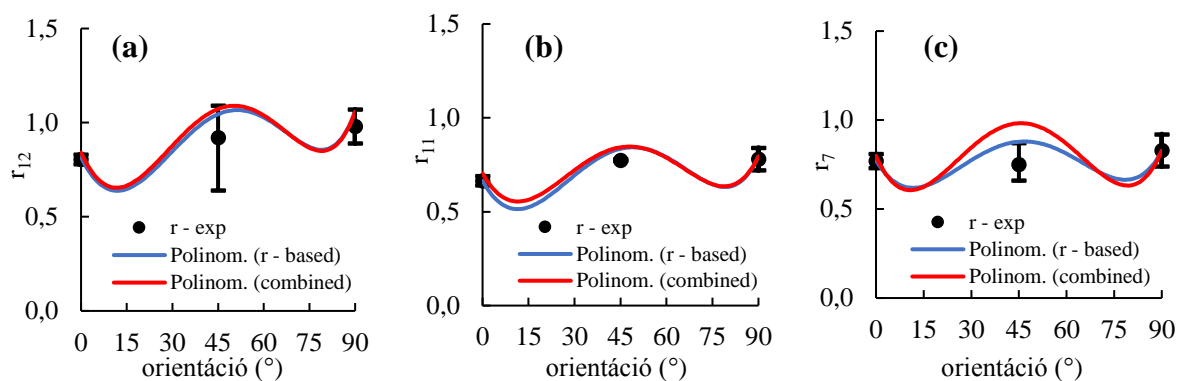


14. ábra: az  $r$  érték változása az egyenértékű alakváltozás függvényében a DP600, a DP800 és a DP1000 acélokra vonatkozóan

10. táblázat: a kutatásokhoz felhasznált DP acélok legfőbb alakíthatósági mérőszámai

	$A_{80}$ (%)	$A_{80\_átl}$ (%)	$A_g$ (%)	$A_{g\_átl}$ (%)	$\bar{\varphi}_{szak}$	$\bar{\varphi}_{szak\_átl}$	$\bar{\varphi}_{egy}$	$\bar{\varphi}_{egy\_átl}$	$r$	$\bar{r}$	$\Delta r$
0°	21,6	20,6	13,8	13,6	0,196	0,187	0,130	0,128	0,80	0,92	0,01
45°	20,5		13,8		0,186		0,129		0,91		
90°	19,8		13,3		0,181		0,125		1,12		
	$A_{80}$ (%)	$A_{80\_átl}$ (%)	$A_g$ (%)	$A_{g\_átl}$ (%)	$\bar{\varphi}_{szak}$	$\bar{\varphi}_{szak\_átl}$	$\bar{\varphi}_{egy}$	$\bar{\varphi}_{egy\_átl}$	$r$	$\bar{r}$	$\Delta r$
0°	16,4	16,0	10,9	10,8	0,151	0,148	0,103	0,102	0,64	0,75	0,07
45°	16,6		11,4		0,153		0,107		0,79		
90°	14,3		10,1		0,133		0,096		0,77		
	$A_{80}$ (%)	$A_{80\_átl}$ (%)	$A_g$ (%)	$A_{g\_átl}$ (%)	$\bar{\varphi}_{szak}$	$\bar{\varphi}_{szak\_átl}$	$\bar{\varphi}_{egy}$	$\bar{\varphi}_{egy\_átl}$	$r$	$\bar{r}$	$\Delta r$
0°	11,7	10,6	7,3	7,0	0,110	0,101	0,071	0,067	0,74	0,76	0,05
45°	10,5		7,1		0,100		0,068		0,71		
90°	9,7		6,5		0,093		0,063		0,79		

Az  $r$  alapú és a kombinált számítási módszerrel kapott eredmények, ez esetben is a 2.1.1.1 fejezetben leírtaknak megfelelően kerültek meghatározásra. A DP anyagok Hill-féle anizotrópia paramétereit a 11. táblázatban tételesen is listaá szedtem.

15. ábra: az  $r$  érték változása a próbatest orientáció függvényében: (a) DP600; (b) DP800; (c) DP1000



11. táblázat: a DP-s acélokak a Hill'48 képlékenységi feltételhez tartozó paraméterei

		<b>F</b>	<b>G</b>	<b>H</b>	<b>N</b>
DP600	<i>r</i> érték alapú módszer	0,855	1,111	0,889	2,772
	kombinált módszer	0,869	1,096	0,904	2,891
DP800	<i>r</i> érték alapú módszer	1,010	1,212	0,788	2,867
	kombinált módszer	1,048	1,183	0,817	2,801
DP1000	<i>r</i> érték alapú módszer	1,066	1,136	0,864	2,709
	kombinált módszer	1,083	1,123	0,877	3,451

### 2.1.2.2 A DP acélok hidegalakítási keményedését leíró folyásgörbék törvényszerűségei

A folyásgörbék leírását a 2.1.1.2 fejezetben megfogalmazottakkal mindenben egyező módon és az ugyanebben az alfejezetben bemutatott egyenletek (ld. 7. táblázat) felhasználásával valósítottam meg. A közelítő függvények illesztési pontosságának mérőszámát is, a 6. Táblázatban (18. oldal) már korábban feltüntettem.

A táblázat adataiból az látható, hogy a legrosszabb illesztési pontossággal a Nádai-féle leírasmód (27), illetve az ahhoz hasonló alakban definiált Ludwik (28) formula rendelkezik. Ennek magyarázata abban keresendő, hogy az újabb levezetések a Nádai-formulánál több paraméterrel közelítik a mérési pontsorokat, így lényegében pontosabb becsléshez vezetnek. Itt természetesen azt sem szabad elfelejteni, hogy az újonnan érkezők részére már mindig egyre nagyobb és nagyobb ismeretanyag és technikai háttér állt rendelkezésre, mind a fémek mikroszerkezetét, mind pedig a képlékeny alakváltozás folyamatának ismeretét illetően.

Nem lenne azonban illendő csak úgy átsiklani a látszólagos pontatlanság felismerése felett, főleg úgy, hogy ismerjük a Nádai egyenletben szereplő keményedési kitevő fizikai tartalmát [42].

Egyrészt, a (27) egyenlet mindkét oldalának természetes alapú logaritmusát véve adódik, hogy

$$\ln(\bar{\sigma}) = \ln(K) + n \cdot \ln(\bar{\varphi}) . \quad (35)$$

Azaz, az  $\ln(\bar{\sigma}) - \ln(\bar{\varphi})$  koordináta rendszerben a feszültség alakváltozás függvénykapcsolatot leíró görbe egyenessé változik, melynek meredekségi mérőszáma maga a keményedési kitevő ( $n$ ), és ami így ezáltal állandó kell, hogy legyen.

Másrészt, a szakítógörbén, az egyenletes alakváltozás határát (és egyben a kontrakció megindulását) jelentő legnagyobb húzóerő értéknél a görbe érintőjének meredeksége, más szóval első deriváltja zérus, így az

$$F = \bar{\sigma} \cdot S \quad (36)$$

egyenletből (melyben  $S$  a próbatest éppen aktuális keresztmetszete) írható, hogy

$$dF = d\bar{\sigma} \cdot S + \bar{\sigma} \cdot dS = 0 . \quad (37)$$

Az egyenletet rendezve kapjuk, hogy

$$\frac{d\bar{\sigma}}{\bar{\sigma}} = -\frac{dS}{S} , \quad (38)$$

és mivel

$$-\frac{dS}{S} = d\bar{\varphi} \quad \text{és} \quad (39)$$

$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\varphi}} = \bar{\sigma}, \quad (40)$$

így

$$nK\bar{\varphi}^{n-1} = K\bar{\varphi}^n \quad (41)$$

amelyből

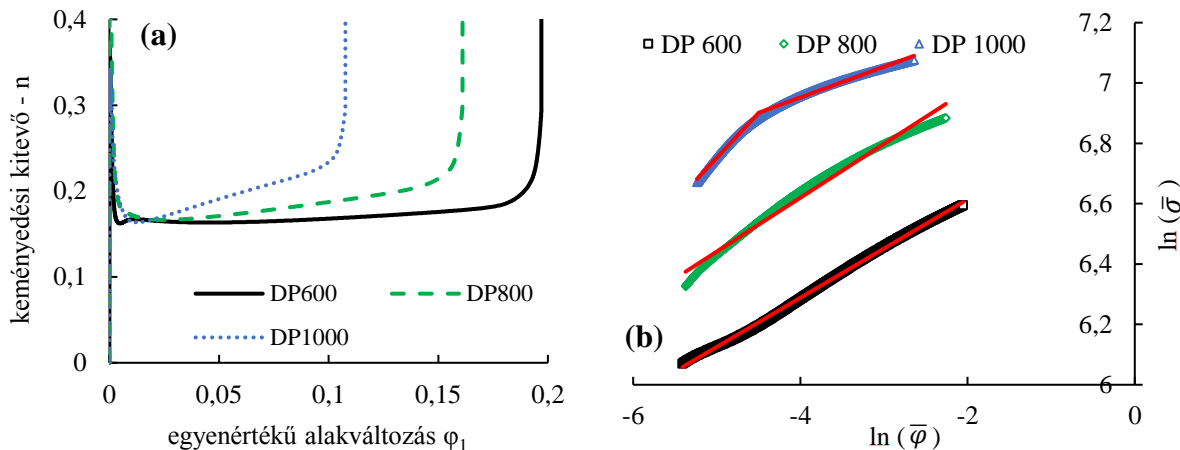
$$n = \bar{\varphi}_{cr}. \quad (42)$$

A (42) összefüggésben  $\bar{\varphi}_{cr}$  az egyenletes nyúlás határát jelentő ('kritikus') alakváltozás.

Az első feltevést megvizsgálva arra jutottam, hogy míg az

$$\frac{\ln(\bar{\sigma}) - \ln(K)}{\ln(\bar{\varphi})} = n \quad (43)$$

egyenlettel számolt kitevő értékek a DP600 esetében teljesen, a DP800 esetében közel állandók, addig a DP1000 lemezanyagnál már minden kétséget kizáróan lineárisan változik, az alakváltozási folyamat előrehaladtával (16. ábra (a)). Ebből következik, hogy a DP1000 anyagminőségénél nem írható le az  $\ln(\bar{\sigma}) - \ln(\bar{\varphi})$  függvénykapcsolat egy egyenessel, hanem az tisztán két (vagy több) részre bontható, ahogy azt a 16. ábra (b) részletén a pontokra illesztett egyenesek szemléltetik. Egy bizonyos átmeneti alakváltozás (ún. „*transition strain*” [64]) értéknél a görbe meredeksége megváltozik, mivel más mikroszkopikus törvényszerűségek válnak attól kezdve felelőssé a deformáció lefolyásáért.



16. ábra: (a) a Nádai-féle keményedési kitevő változása az egyenértékű alakváltozás függvényében, illetve (b) a természetes alapú logaritmikus feszültség-alakváltozás kapcsolat a vizsgált három DP acélminőségre

Az első, korai alakváltozási szakaszban főként a ferrit deformálódik, és három tényező befolyásolja az alakváltozási keményedést a DP acélokban:

- (a) az austenit-martenzit fázisátalakulással (és az ezt kiváltó mikroszkopikus deformációval, kb. 4%-os térfogatnövekedéssel) járó maradó, belső feszültségek;
- (b) a statisztikailag eltárolt diszlokációk („*statistically stored dislocations*”) és a geometriailag szükségszerűen jelenlévő diszlokációk\* („*geometrically necessary dislocations - GND-s*”) mennyisége a ferrit szemcsékben és

(c) a ferrit és martenzit szemcsék alakváltozásának összeférhetetlenségéből (inkompatibilitásából) adódó visszaható feszültség (ún. „back stress”) a ferrit mátrixban.

A második szakaszban, a legjelentősebb hatást, az alakváltozásban csak kis mértékben (esetleg egyáltalán nem) részt vevő martenzitnek, a ferrit alakváltozását akadályozó következményének tulajdonítják. A harmadik, utolsó szakaszban pedig a terhelő feszültség eléri azt a szintet, amely a martenzit szemcséket is alakváltozásra és rövidesen az ezzel járó kontrakcióra kényszeríti; ez egyben a szemcsehatárok menti repedések kialakulását és végül a teljes, makroszkopikus tönkremenetelt eredményezi. A 16. ábra csak az egyenletes alakváltozás tartományára terjed ki, így ez az utolsó, harmadik szakasz az ábrán nem látható [61], [64].

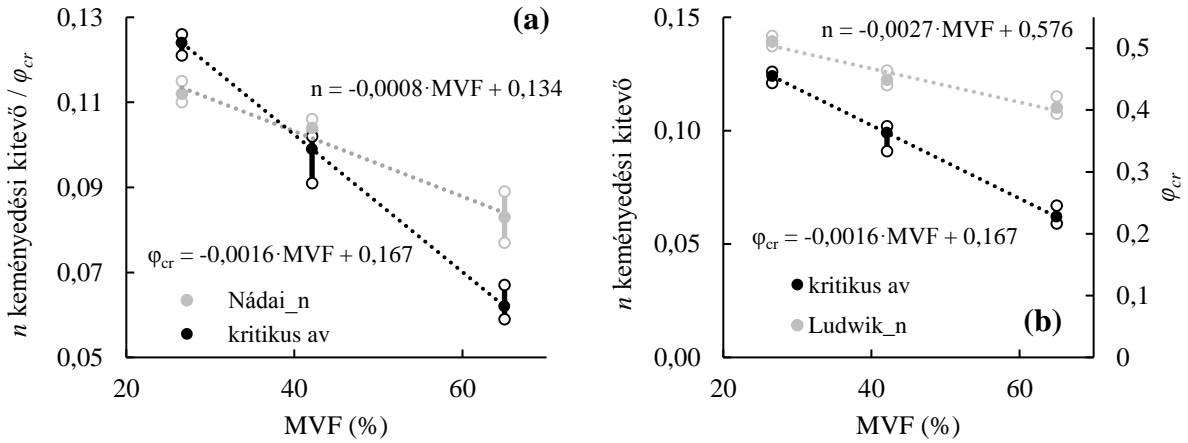
A fent bemutatott okokból egyenesen következik, hogy a Nádai összefüggéssel kapcsolatos második feltevésben leírtak sem képesek maradéktalanul teljesülni, legalábbis a bizonyos martenzit térfogathányad felett jelentkező összetett deformációs mikro-mechanizmus következtében.

A Ludwik [44] egyenlet (28) a Nádai összefüggéshez (27) alakilag rendkívül hasonló, viszont az abban szereplő konstansok a fent leírtaktól teljesen eltérő tartalommal rendelkeznek. Ez az egyenlet a Nádai által javasolt formula azon hiányosságát oldja fel, hogy a Nádai összefüggés szerint zérus képlékeny alakváltozáshoz zérus feszültség is tartozik, holott ennél az értéknél a folyáshatárnak megfelelő feszültség kell, hogy fennálljon. Az új egyenletben szereplő  $A$  konstans tehát az egytengelyű szakítóvizsgálat során mérhető folyáshatárral tolja el  $y$  irányban a hatványgörbét, amely által viszont a keményedési kitevő tartalma alapjaiban megváltozik.

Jegyezzük meg, hogy bár a Nádai egyenletben szereplő  $n$  keményedési kitevő nem teljesíti maradéktalanul a hozzá fűzött fizikai tartalmat – és különösen nagy eltérés látható a kitevő értéke és az egyenletes alakváltozás határát jelentő  $\varphi_{cr}$  kritikus alakváltozás között, nagyjából 50% martenzit térfogathányad felett – de a szóban forgó jellemzők továbbra is egy nagyságrendbe tartoznak, mint az a 17. ábra (a) részén látható. Ezzel szemben a Ludwik egyenletből számolt keményedési kitevők értékei és a kritikus alakváltozás értékek csak olyan koordináta rendszerben jeleníthetők meg közösen, amely két  $y$  tengellyel rendelkezik és közöttük majdnem egy nagyságrendnyi különbség van (17. ábra (b)). Az  $y$  tengely kettőzésével az  $n$  és a  $\varphi_{cr}$  értékek vizuális összehasonlítása félrevezető lehet, de a diagramokra írt meredekség értékek megfigyelésével kijelenthető, hogy míg a Nádai egyenletben szereplő  $n$  kitevő lefutása némileg kisebb, addig a Ludwik által javasolt  $n$  érték lefutása valamelyest nagyobb meredekséggel rendelkezik mint, a  $\varphi_{cr}$  megváltozási karakterisztikája a martenzit tartalom függvényében [XI].

---

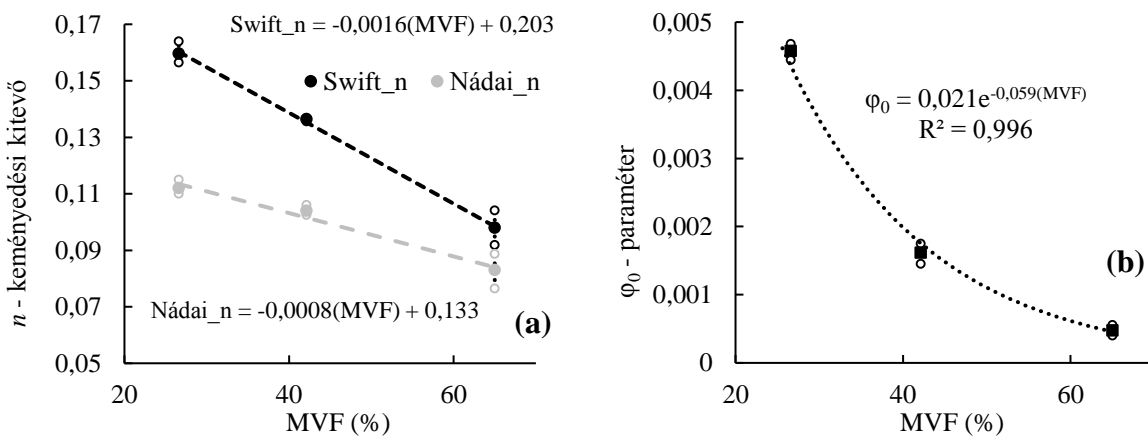
\*A geometriailag szükségszerűen jelenlévő diszlokációk felelnek a kristályszerkezet folytonosságának fenntartásáért. Rendszerint a ferrit-martenzit szemcsehatárokon (fázishatárokon) foglalnak helyet, és sűrűségük rendszerint nagyobb a martenzit szemcsék felőli oldalon. Ez azzal magyarázható, hogy míg a ferrit diffúzió útján alakul ki, addig a martenzit megjelenéséért a rácsátbillenés a felelős mechanizmus. Ez utóbbi folyamatnak a fázishatárokon fennálló kristálytani rendezetlenséget megszüntetni igyekvő hatása csekélyebb, mint a diffúzióval járó atommozgásoké [61], [64].



17. ábra: (a) a Nádai és (b) a Ludwik egyenletekből számolt keményedési kitevők értékei, a kritikus alakváltozás összehasonlításában

A bemutatott példák a különböző orientációkban kimunkált próbatestek átlagos  $n$  paramétereinek értékeire vonatkoznak.

A harmadik, klasszikusnak mondható folyásgörbe modell a Swift-féle [45] egyenlet (29), amely a hatványos, Nádai típusú korrelációt egy alakváltozás jellegű konstanssal egészíti ki, jelölése:  $\varphi_0$ . Ezt Swift maga „over strain”-nek nevezi, de megtalálható az „offset strain” és a „pre-strain” kifejezés is a szakirodalomban [17], [18]. Swift azt feltételezte, hogy a zérus képlékeny alakváltozáshoz tartozó folyáshatár, nem a hatványgörbe  $y$  irányú, hanem annak  $x$  irányú eltolásával fejezhető ki megfelelően. (Erre a megállapítására, a képlékeny instabilitási kritérium – egytengelyű húzó feszültségi állapotban a kontrakció – meghatározására irányuló kutatásai révén jutott [45]). Ez egyben azt is jelenti, hogy azon anyagok  $\varphi_0$  tényezője, amelyek hőkezeléssel közel teljesen átkristályosítottak, rendkívül alacsony. Ez egybevág a saját megfigyeléseimmel is. A legkisebb négyzetek módszerével számolt  $\varphi_0$  értékeket a 18. ábra (b) részletén szemléltetem az MVF viszonylatában [XI]. Érdekességképpen, a martenzit tartalom 26% körüli értékről 65% körülire történő emelkedése közel egy nagyságrendnyi csökkenést jelent a  $\varphi_0$  tekintetében.



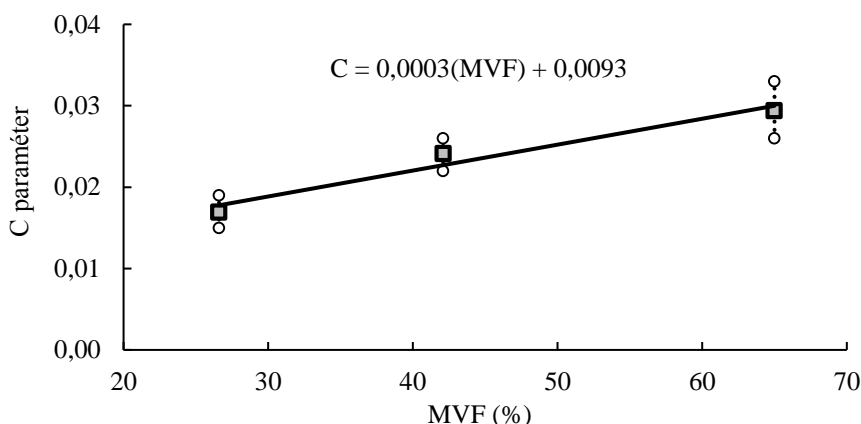
18. ábra: (a) a Nádai és a Swift egyenletben szereplő  $n$  keményedési kitevő értékeinek összehasonlítása és (b) az előzetes alakváltozást leíró  $\varphi_0$  konstans változása a MVF viszonyában

Mindenesetre, a DP acélok gyártási folyamatának utolsó lépéseként beiktatott interkritikus hőkezelési művelet következtében a  $\varphi_0$  közel nulla érték körülre várható. Így, a  $\varphi_0$  rendkívül kis értéke miatt, nem remélhetünk lényegi eltérést a Nádai-féle és a Swift egyenletben szereplő  $n$  keményedési kitevő értékek között, mivel  $\varphi_0 = 0$  esetében a Swift egyenlet a Nádai összefüggésre egyszerűsödik. Ahogyan erre ez által számítani lehet, a két különböző módszerrel számolt kitevők között a legkisebb eltérés a legkisebb, míg a legnagyobb eltérés a legnagyobb előzetes alakváltozási mérőszám fennállása esetén feltételezhető. Érdekes még megemlíteni, hogy a Swift egyenletben szereplő  $n$  értékeknek az MVF viszonylatában bekövetkező változását leíró egyenes meredeksége, majdnem mindenben megegyezik a kísérleti úton mért  $\varphi_{cr}$  alakváltozások MVF függő meredekségével (ld. a diagramra írt egyenleteket a 17. ábra és 18. ábra (a) részletén).

A hidegalakítás területén egyébként sok tekintetben helytálló, elfogadott és a gyakorlati életben sok esetben használatos 'hagyományos' (Nádai, Ludwik, Swift) leírásmódok mellett vizsgáltam egyéb, például az alakváltozási sebességet is, mint további változót magukban foglaló egyenletek paramétereinek alakulását is a martenzit tartalom függvényében [XI]. A Ludwik egyenletet alapul véve dolgozták ki javaslataikat például Johnson és Cook [46] illetve Cowper és Symonds [47] (ld. (30) és (31) egyenletek).

Előbbi, logaritmikus kapcsolatot állapított meg az alakváltozási sebesség és az egyenértékű feszültség között, amelyben, ezáltal ha az alakváltozási sebesség  $1 \text{ s}^{-1}$  érték alá esik – ahogy az a statikus vizsgálatoknál legtöbbször előfordul -, akkor a  $C$  tényező feladata a második zárójelben szereplő szorzat zérus körüli értéken való tartása. Máskülönb, a második zárójelben lévő összeg egyértelműen negatív számot adna, ami azt jelentené, hogy kis alakváltozási sebességeknél ez a tag a kisebb értékek felé tolná el a Ludwik-féle hatványgörbét az  $y$  tengely mentén. Tehát amennyiben a Ludwik egyenlet a szokásos, (kvázi) statikus alakváltozás tartományában lett felvéve (kb.  $0,005 - 0,05 \text{ 1/s}$ ), úgy ez a függvényeltolás kétség kívül szemben állna a gyakorlati méréseknél tapasztaltakkal. Ugyanakkor, ez egyben azt is jelenti, hogy kis alakváltozási sebességeknél a Johnson-Cook egyenlet a Ludwik-féle formulára egyszerűsödik, pontosabban kell, hogy egyszerűsödjön a  $C$  tényező szerepe által.

A Johnson-Cook egyenlet eredetileg rendkívül nagy alakváltozási sebességek modellezésére alkalmas kifejezés, amelynek bizonyítását a szerzők körülbelül  $1000 \text{ s}^{-1}$  és nagyobb alakváltozási sebességek mellett végzett nyomókísérletekkel igazolták. Ennek ismeretében is megkíséreltem bizonyos törvényszerűséget feltárni a martenzit térfogathányad és a  $C$  tényező között  $0,4; 4; 40$  és  $400 \text{ mm/perc}$  keresztfej elmozdulási sebességekkel végrehajtott szakítóvizsgálatokkal, amelyek a szabványos  $A_{80}$ -as próbatestek kiinduló méreteit figyelembe véve rendre  $8,3 \cdot 10^{-5}; 8,3 \cdot 10^{-4}; 0,0083$  és  $0,083 \text{ s}^{-1}$  kiinduló alakváltozási sebességet jelentettek. Mivel ezek az alakváltozási sebesség értékek jelentősen egységnyi alatt vannak, így a  $C$  tényező is rendkívül alacsony számot mutatott (19. ábra) mindhárom vizsgált martenzit tartalom mellett, tehát értéke, gyakorlatilag a martenzit tartalomtól függetlenül  $\sim 0,02$  körülre tehető [XI].



19. ábra: a Johnson-Cook összefüggésben definiált  $C$  paraméter változása a martenzit térfogathányad függvényében

A Cowper-Symonds egyenletben a vizsgált acélok  $D$  értéke minden esetben egy körülire, a  $p$  kitevő pedig 0,25 körülire adódott. Ez azt jelenti, hogy az egységnyinél jóval kisebb alakváltozási sebességeket a negyedik hatványra emelve, a második zárójelben lévő összeg nagyon közel maradt az egyhez, tehát az alkalmazott alakváltozási sebességek érdemi hatást nem fejtettek ki a feszültség-alakváltozás diagramra, ez esetben sem. Tulajdonképpen, most is visszakaptam a Ludwik-féle közelítéssel szinte teljesen megegyező függvényalakot.

Hockett és Sherby [49] az általuk kidolgozott egyenlethez (33), a lemezalakítás világában manapság talán legelterjedtebben alkalmazott összefüggéshez, Voce [48] munkásságát alapul véve jutottak el. Voce, Cu ötvözeteken nyomással létrehozott nagy alakváltozások eredményeiből feltételezte, hogy kis (azaz nullához közeli) képlékeny alakváltozásoknál az egyenértékű feszültségnek az egytengelyű szakítóvizsgálattal mért folyáshatárt ( $A$  paraméter a (32) összefüggésben) úgy kell közelítenie, hogy az nagy alakváltozásoknál egy negatív kitevőjű exponenciális kapcsolattal leírható legyen.

Hockett és Sherby a feszültség-alakváltozás exponenciális kapcsolatát egy úgynevezett egyensúlyi állapotú („*steady-state*”)  $\sigma_s$  feszültséggel egészítette ki, újrakristályosodási hőmérséklet alatt rendkívül nagy alakváltozásoknak kitett  $\alpha$ -Fe és  $\alpha$ -U anyagok kísérleti úton megfigyelt képlékeny viselkedésére alapozva. Megfigyeléseik szerint, az egyenértékű feszültség a módfelett nagy alakváltozások tartományában, egy bizonyos szintet elérve, a még tovább növekvő alakváltozások ellenére sem növekszik tovább, azaz egy állandó (egyensúlyi) értékhez tart. (Ez egyben az egyensúlyi mikroszerkezet kialakulását is feltételezi.) Ezt a jelenséget a következőképpen javasolták matematikai alakba átültetni:

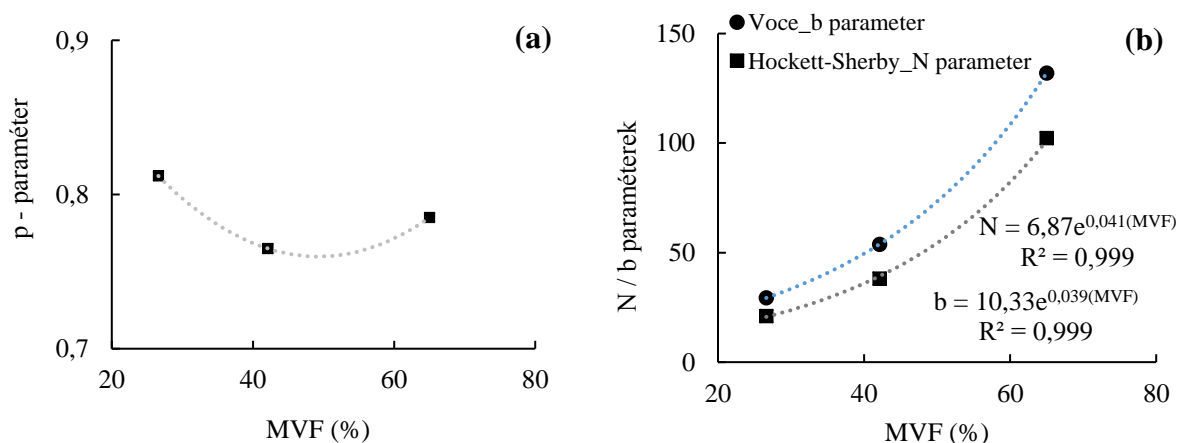
$$\bar{\sigma} = \sigma_s - M(\sigma_s - A), \quad (44)$$

amelyben  $M$  olyan alakváltozásfüggő paraméter, amely egyenlő kell, hogy legyen egységnyivel, ha  $\bar{\varphi} = 0$  és így  $A = \bar{\sigma}$  adódik (ahol  $A$  az egytengelyű folyáshatárt jelenti), illetve egyenlő kell, hogy legyen zérussal, ha  $\bar{\varphi}$  tart a végtelenbe, vagy legalábbis meglehetősen nagy, és így a  $\sigma_s = \bar{\sigma}$  törvényszerűség kell, hogy érvényesüljön. Ennek a feltételnek az

$$M = \exp(-(N\bar{\varphi})^p) \quad (45)$$

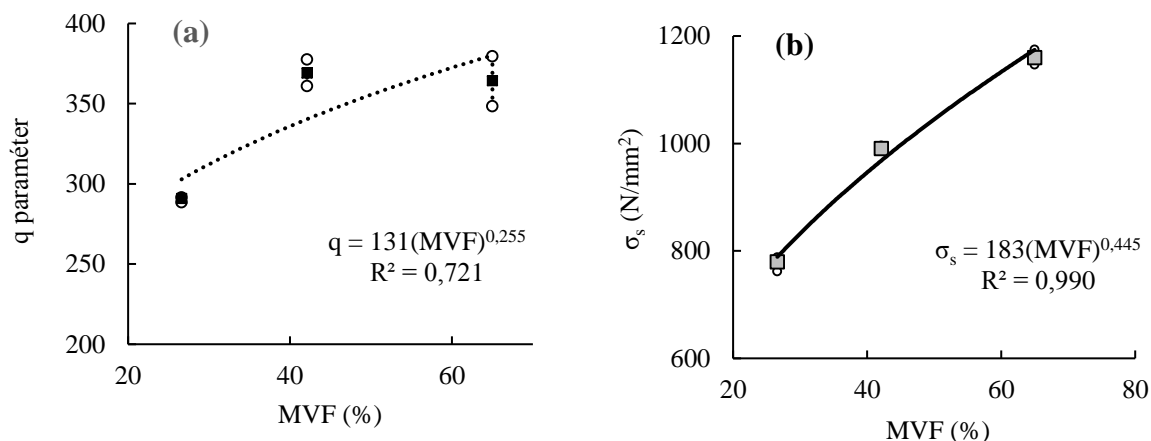
egyenlet minden kétséget kizáróan eleget tesz, és így (44) és (45) kombinációjából adódik a (33) összefüggés. Ennek a formulának a használhatóságát a szerzők is több, szakirodalomból átvett adattal alátámasztották, illetve az idők során azt az új eredmények is rendre igazolták. Elterjedését tulajdonképpen ezeknek az igazolásoknak köszönheti.

Itt érdemes megjegyezni, hogy amennyiben a  $p$  kitevő értéke (33)-ban pontosan egy, úgy a Hockett-Sherby egyenlet mindenben egyezik a Voce által javasolt összefüggéssel. Megfigyeléseim szerint, a DP acélok esetében a  $p$  átlagosan sem nem egy, és sem nem egyezik a szerzők által acélokra általánosan javasolt 0,58 értékkel. Mindkettőhöz körülbelül egyformán közel van (átlagos értéke  $\approx 0,81$ , ld. 20. ábra (a)), és a martenzit tartalom függvényében kis mértékben változik, bár ez a változás elemi függvényekkel csak nagy pontatlansággal írható le [XI]. Az is a Voce és Hockett-Sherby egyenletek fizikai tartalmának hasonlóságát szemlélteti, hogy az alakváltozások szorzójaként szereplő  $b$  és  $N$  paraméterek felettébb hasonló viselkedést mutatnak a martenzit tartalom növekedésének függvényében. Ezt, az átlagos értékeket feltüntetve a 20. ábra (b) részletén ábrázoltam.

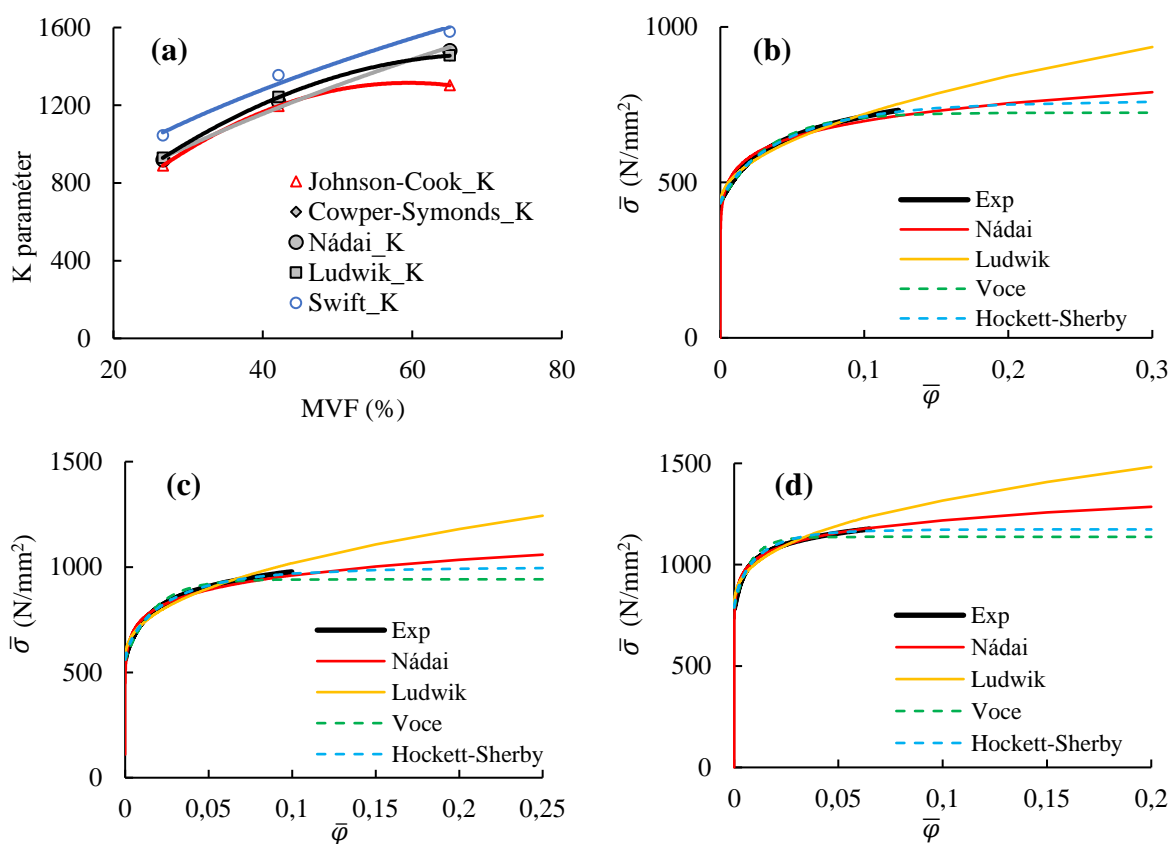


20. ábra: (a) a Hockett-Sherby egyenlet  $p$  paraméterének változása, illetve (b) ugyanezen egyenlet  $N$  paraméterének és a Voce-féle egyenlet  $b$  paraméterének változása a MVF függvényében

Szintén a két összefüggés közötti, jellegi hasonlóság olvasható ki a 21. ábrán, amelyen Voce  $q$  paraméterének és a  $\sigma_s$  egyensúlyi állapothoz tartozó feszültségnek a változását követhetjük nyomon. Mindkét tényező közelíthető hatványos formulával, bár a  $\sigma_s$  feszültségre vonatkozóan lényegesen pontosabb közelítés érhető el. Ez valamelyest várható is annak ismeretében, hogy a többi egyenletben szereplő feszültség jellegű konstansok, azaz a  $K$  értékek a (27), (28), (29), (30) és (31) összefüggésekben (a Johnson-Cook és a Swift egyenletek  $K$  paramétereinek kismértékű eltérése mellett is mind) jól közelíthetők hatványos összefüggéssel a MVF változásával, ahogyan arra a 22. ábra (a) részletén világítok rá.



21. ábra: (a) a Voce egyenlet  $q$  paraméterének, illetve (b) a Hockett-Sherby által javasolt, egyensúlyi állapothoz tartozó  $\sigma_s$  feszültségnek a változása a MVF függvényében



22. ábra: (a) a Nádai, a Ludwik, a Johnson-Cook és a Cowper-Symonds egyenletekben szereplő feszültség jellegű konstansok ( $K$  értékek), illetve több különböző közelítő egyenlettel kiszerezett folyásgörbe összehasonlítása a kísérleti eredményekkel, (b) a DP600, (c) a DP800 és (d) a DP1000 acélok esetében

Mindent összevetve kijelenthető, hogy az egytengelyű húzóvizsgálattal mérhető alakváltozási tartományban az összes vizsgált folyásgörbe közelítő egyenlet, a legkisebb négyzetek módszerét alkalmazva jól fedi a kísérleti eredményekkel kapott pont sorozatokat. Ugyanakkor, figyelemre méltó különbségek adódnak az elméleti görbék extrapolációjából nagy alakváltozásoknál. Erre mutat példát a teljesség igénye nélkül néhány modellre a 22. ábra (b) – (d). Az egytengelyű húzóvizsgálattal mérhető alakváltozásokon túl, egy adott alakváltozáshoz tartozó legnagyobb feszültséget a Ludwik-féle egyenlet



szolgáltatja, a legkisebbit pedig a Voce által javasolt közelítéssel kapjuk. Ezek a különbségek, már a tisztán kéttengelyű húzóvizsgálattal elérhető alakváltozási tartományokban (DP600-nál  $\varphi \approx 0,3$ ; DP800-nál  $\varphi \approx 0,25$ ; és DP1000-nél  $\varphi \approx 0,2$ ) is felettebb szembetűnők. Ezt a megfigyelést, még a későbbi képlékenységi elemzéseknél is szem előtt kell majd tartanunk. Az egyenletekben szereplő konstansok átlag értékeit a 12. táblázatban foglalom össze. A szórásokat több ábrán is, ahol ezzel az átláthatóságot nem zavartam, feltüntettem.

12. táblázat: a Nádai, a Ludwik, a Swift, a Cowper-Symonds, a Johnson-Cook, a Voce és a Hockett-Sherby egyenletek paraméterei a vizsgált anyagokra vonatkozóan

<b>Nádai</b>			<b>Ludwik</b>		
	<b>K</b>	<b>n</b>	<b>A*</b>	<b>K**</b>	<b>n**</b>
DC04	512	0,200	240	487	0,606
DP600	918	0,112	446	929	0,511
DP800	1217	0,104	573	1241	0,449
DP1000	1481	0,083	763	1455	0,404
			<b>Swift</b>		
	<b>K</b>	<b><math>\varphi_0</math></b>	<b>n</b>		
DC04	578	0.0173	0.220		
DP600	1044	0.0046	0.160		
DP800	1353	0.0016	0.136		
DP1000	1578	0.0005	0.098		
<b>Cowper-Symonds</b>			<b>Johnson-Cook</b>		
	<b>D</b>	<b>p</b>	<b>K</b>	<b>n</b>	<b>C</b>
DC04	1,128	0,268	488	0,483	0,018
DP600	1,128	0,268	889	0,397	0,017
DP800	1,128	0,268	1196	0,318	0,024
DP1000	1,128	0,268	1303	0,240	0,029
<b>Voce</b>			<b>Hockett-Sherby</b>		
	<b>q</b>	<b>b</b>	<b><math>\sigma_s</math></b>	<b>N</b>	<b>p</b>
DC04	192	10,7	456	8,6	0,899
DP600	291	29,3	780	21,0	0,812
DP800	369	53,7	991	38,1	0,765
DP1000	364	132,0	1160	102,2	0,785

\* Közelítésből származó folyáshatár érték. Ugyanez került alkalmazásra a Johnson-Cook, a Cowper-Symonds, a Voce és a Hockett-Sherby egyenletben is.

\*\* Ugyan ezek az értékek adódtak a Cowper-Symonds egyenletekben is.

### 3 A lemezanyagok fő tönkremeneteli kritériumai

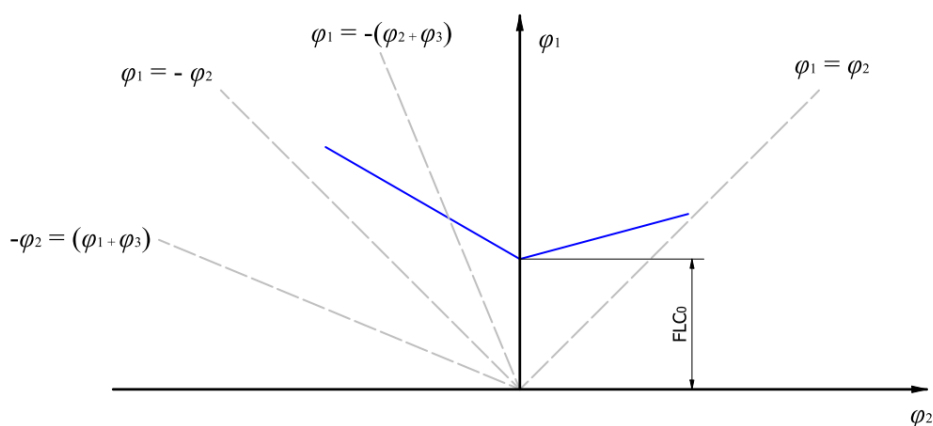
Az előzőkben bemutatott szakítóvizsgálatok, keménységmérések és szövetelem analízisek eredményeiből származtatott következtetések természetesen nem lehetnek minden szempontból teljesek a szóban forgó lágy és növelt szilárdságú acéllemezek alakíthatósági tulajdonságainak jellemzése terén. A folyásgörbékből, vagy a mikroszerkezet megfigyeléséből lehetőségünk van előre becsülni, hogy például mekkora munka befektetésére van szükség egy adott mértékű alakváltozás létrehozásához, vagy azt, hogy miként reagálnak a külső terhelésre a krisztallitokat felépítő fázisok, de egy fontos tényezőre, az alakíthatóság fizikai korlátjaira, ezekből az adatokból nem tudunk megbízható következtetéseket levonni.

A lemezek mechanikai-technológiai viselkedésének tágabb megismeréséhez, az alapvető anyagvizsgálati eljárásokon túlmutató, azoktól jellegükben eltérő, a valós feldolgozási körülményeket jobban közelítő terhelési állapotokat szimuláló elemzések elvégzésére – más néven a technológiai próbákra – van szükség. Kutatásaim lényegében, az ezekből a vizsgálatokból származtatható jellemzők köré összpontosultak, különös figyelmet fordítva a lemezek **(i)** elvékonyodásának, **(ii)** ráncosodásának és **(iii)** visszarugózásának jelenségeire, továbbá azok bekövetkezésének feltételeire és e feltételek előre becslési lehetőségeinek vizsgálatára.

Minthogy az alakíthatóság kérdésköre természetszerűen nem létezhet az említett tönkremeneteli módoktól elválasztva, a következő részekben, fejezetekre bontva taglalom az elvékonyodás és a ráncosodás jelentette alakítási-rendellenességeket, a korábbi oldalakon közölt alakíthatósági ismeretek teljessé tételének céljából. (A hajlíthatóság és a visszarugózás kérdéskörére, egy ezektől különálló fejezetben térek majd ki.) Mint ahogyan azt látni fogjuk, a végrehajtott mélyítési és mélyhúzóhatósági próbák, illetve az azokból levonható következtetések és eredményeik ismeretében kidolgozható tudományos feltevések, már inkább az elméleti mechanika, mintsem az anyagtudomány oldaláról érintik a vizsgált lemezanyagok tönkremenetelének vonatkozásait.

### 3.1 Elvékonyodás – kontrakció – alapú tönkremeneteli kritériumok kísérleti és elméleti vizsgálata

A lemezanyagok jellemző tönkremeneteli módjai közül az ipari szakemberek és a kutatók a legtöbb figyelmet egyértelműen a repedési, szakadási, pontosabban, az ezeket megelőző elvékonyodási határállapot becslésének szentelték, az elmúlt nagyjából hetven évben [4]. Tekintve, hogy ma is ez jelenti a legfőbb hibaokot a lemezalakításban, már a múlt század 50-es éveitől kezdődően folynak ez irányú kutatások, főként Európában és az USA-ban [16]. A korai évtizedekben Lankford [68] és más jeles kutatók is [69] - [78] bizonyították a képlékenységi anizotrópia együttható és a keményedési kitevő (ld. korábban  $r$  és  $n$  értékek) hatását az alakíthatóságra. Ugyanakkor, sem e kutatások, sem az Észak-Amerikai Lemezalkító Kutató Csoport („NADDRG - North American Deep-Drawing Research Group”) nagy számú kísérleti eredményének birtokában nem érkezett sokáig egyértelmű válasz Pearce kérdéseire [16]: (i) mely mechanikai tulajdonságok felelősek elsődlegesen a problémamentes gyártás fenntartásáért; illetve, (ii) ha sikerül biztosítani a problémamentes gyártás feltételeit, akkor egy tetszőleges esetben, milyen közel helyezkedünk el a tönkremenetelt jelentő határállapotokhoz? A válaszokat, Keeler 1960-as években született publikációiban [79], [80] találhatjuk meg, amelyekben arról számol be, hogy a lemez felületére felvitt mérőháló torzulását nyomon követve, a tönkremenetelt jelentő főalakváltozások mérhetők, továbbá különböző terhelési esetek (azaz különböző geometriájú próbatestek) összehangolásával azok egy diagramban, az ún. alakítási határdiagramban („FLD”-ben mint „Forming Limit Diagram”), egy úgynevezett határ alakváltozás görbével („FLC”-vel mint „Forming Limit Curve”) szemléltethetők. Kutatásai, a ma ismeretes alakítási határdiagram jobb oldalát, azaz pozitív térnegyedét képezték és fedték le, a síkalakváltozástól ( $\varphi_2=0$ ), a tisztán kéttengelyű nyúlásig ( $\varphi_2=\varphi_1$ ). A diagram, negatív alakváltozási állapotokra ( $\varphi_2<0$ ) is érvényes kiegészítését Goodwin ismertette 1968-ban [81]. Ezek a publikációk jelentették az alapját, a ma is használatos alakítási határdiagramoknak, amelyek sematikus ábrázolását, egy egyenesekre egyszerűsített határgörbével (kék színnel), a 23. ábra mutatja.



23. ábra: az alakítási határdiagram (FLD) és benne a határalakváltozások görbéjének (FLC) elvi vázlata [80], [81]

Keeler a feltételezését többször finomította, tovább fejlesztette, például üzemi alkalmazási példák bemutatásán keresztül [82], [83]. Pearce [84], Kleemola [85], Hecker [86], valamint Ayres és Brewer [87] is dolgozott a lemezfelületre felvitt körkörös vagy négyzetes mérőháló optimalizálásán, illetve torzulásának a lehető legpontosabb meghatározásán és folyamatosan új mérési módszereket fejlesztettek ki. Ayres és Brewer például, akkoriban igen komoly újdonságnak számító, számítógéppel-segített deformáció-mérő rendszert fejlesztett ki [87].

Hazánkban Tisza és kutatócsapata dolgozott nagy erőfeszítésekkel az elmúlt nagyjából két évtizedben a lemezek alakíthatóságának, elvékonyodásának megfigyelésén [88][90]. Kifejlesztették az úgynevezett „csillag próbatestet”, amely kialakítás önmagában is elegendő volt a hengerlési irányban az FLC-re gyakorolt hatásának kimutatásához, így nem volt szükség több különböző próbatestek gyártására és előkészítésére [88]. Eredményeik alapján a legintenzívebb elvékonyodás a hengerlési irányra merőlegesen és azzal  $45^\circ$ -os szöget bezáróan jelentkezett. Egy másik cikkükben [89], az automatikus mérés-kiértékelés lehetőségeit tanulmányozták. A módszerükkel, automatikusan kiértékelt határgörbét alkalmazó végeselemes modellezések és korrózióálló acél lemezanyagon, kísérleti úton felvett alakváltozási mezők megfelelő összhangot mutattak. Mindezek mellett, inkrementális lemezalakítás határ állapotait tanulmányozó cikkük is született [90], amelyben különböző alakváltozási utakhoz tartozó szisztematikus kísérleti munkával kimutatták, hogy az inkrementális lemezalakítás korlátja (a 23. ábraához hasonlóan) egy-egy egyenessel leírható. Negatív meredekséggel rendelkezik a pozitív, illetve pozitív meredekséggel a negatív térmegyedben található határgörbe-részlet, továbbá ezek minden körülmények között a hagyományos FLC „felett” (pozitív  $\varphi_l$  irányban eltolva) helyezkednek el.

Az alakítási határdiagram kísérleti meghatározásának klasszikus módszereit a félgömb-végződésű húzóbélyeget alkalmazó Nakajima vizsgálat [91], [92] és a lapos húzóbélyeggel dolgozó Marciniak-féle próba [93] testesíti meg. Hazai viszonylatban a Nakajima-féle szerszám- és próbatest geometriákkal végzett kísérletek az elterjedtebbek, amelyet az is tovább erősít, hogy ezzel a szerszámkialakítással történt az ISO 12004-2:2008 szabvány által előírt próbatestek geometriai optimalizálása, egy hazai kutatás eredményeképpen [94]. A későbbiekben, én is ezt a vizsgálati formát és az ebben a tanulmányban javasolt próbatest kialakításokat alkalmazom az FLC-k kísérleti felvételénél.

Marciniak és Kuczinski neve az általuk megalkotott, a határ alakváltozási értékeket elméleti módszerrel közelítő eljárásról [93] vált ismertté, amelyet a szakirodalom „*M-K elmélet*” néven tart számon. Feltételezésük szerint, az elvékonyodás egy az anyagban lévő helyi (geometriai) inhomogenitásból indul ki, így az FLC egy kiinduló inhomogenitási paraméter feltételezésével, továbbá a folyási feltételből és az ahhoz kapcsolódó anyag törvényből levezetve becsülhető. A szerzők a Swift keményedési törvényt használták és az anizotrópia együtthatót is figyelembe vették az elméletük megalkotásakor, amelyet még később is tovább fejlesztettek [95].

Hozzájuk hasonlóan, az elvékonyodás fizikai jelenségének vizsgálatából indult ki Swift [96], Hill [97], továbbá Stören és Rice [98] is, a sík feszültségi állapotban tönkremenetelt jelentő határgörbe elméleti becslési módszerének kidolgozásakor. Swift, két egymásra merőleges tengely mentén terhelt

lemezen végzett megfigyeléseket, majd a Considère kritérium [99] és a Swift féle hatványos keményedési törvény felhasználásával jutott el a főalakváltozások becsléséhez. Levezetésének eredménye, az FLC mindkét oldalát leíró (\*-gal jelölt) kritikus főalakváltozásokra, a következő:

$$\varphi_1^* = \frac{\sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}\right)^2 + \sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2}\right) \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}\right)}{\sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}\right)^2 + \sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2}\right)^2} \cdot n, \quad (46)$$

$$\varphi_2^* = \frac{\sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}\right)^2 + \sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}\right) \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2}\right)}{\sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}\right)^2 + \sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2}\right)^2} \cdot n. \quad (47)$$

A (46) és (47) összefüggésekbe valamely tetszőleges folyási feltételt helyettesítve, pl. a Hill48-at alkalmazva, az alábbi alakot kapjuk a kritikus főalakváltozásokra:

$$\varphi_1^* = \frac{[1 + r(1 - \alpha)] \cdot \left(1 - \frac{2r}{1+r} \alpha + \alpha^2\right)}{(1+r)(1+\alpha) \cdot \left[1 - \frac{1+4r+2r^2}{(1+r)^2} \alpha + \alpha^2\right]} \cdot n, \quad (48)$$

$$\varphi_2^* = \frac{[(1+r) \cdot \alpha - r] \cdot \left(1 - \frac{2r}{1+r} \alpha + \alpha^2\right)}{(1+r)(1+\alpha) \cdot \left[1 - \frac{1+4r+2r^2}{(1+r)^2} \alpha + \alpha^2\right]} \cdot n. \quad (49)$$

A (48) és (49) egyenletekben  $\alpha$  a síkban ható főfeszültségek arányát jelöli. Izotróp anyagot feltételezve, az  $\alpha$  értékeit a főalakváltozások arányával ( $\beta$ ) kiegészítve, néhány nevezetes terhelési állapotra – az FLC-ben balról jobbra haladva – a 13. táblázatban foglaltam össze.

13. táblázat: a főfeszültségek és a főalakváltozások aránya bizonyos, nevezetes terhelési állapotok fennállásakor

Terhelési eset	Alakváltozási állapot	Feszültségi állapot	$\alpha$	$\beta$
tiszta nyírás	$\varphi_1 = -\varphi_2; \varphi_3 = 0$	$\sigma_1 = -\sigma_2; \sigma_3 = 0$	-1	-1
egy tengelyű húzás	$\varphi_1 = \frac{1}{2}(-\varphi_2) + \frac{1}{2}(-\varphi_3)$	$\sigma_1 > 0; \sigma_2 = \sigma_3 = 0$	0	-1/2
síkalakváltozás	$\varphi_1 = \varphi_3; \varphi_2 = 0$	$\sigma_1 > 0; \sigma_2 = \frac{1}{2} \sigma_1; \sigma_3 = 0$	1/2	0
tisztán kéttengelyű húzás	$\varphi_1 = \varphi_2 = \frac{1}{2}(-\varphi_3)$	$\sigma_1 = \sigma_2; \sigma_3 = 0$	1	1

Az aránypárok a kisebbik és a nagyobbik fő értékekből képezhetők, melyek  $\alpha$ -ra és  $\beta$ -ra rendre a következőket jelentik:

$$\alpha = \frac{\sigma_2}{\sigma_1}, \quad (50)$$

$$\beta = \frac{\varphi_2}{\varphi_1}. \quad (51)$$

Ugyanakkor, egyik a másikból is nyerhető, ahogyan azt izotróp esetre az (52) és (53) összefüggések is mutatják Marciniak, Duncan és Hu munkáiban [18]:

$$\alpha = \frac{2\beta + 1}{2 + \beta}, \quad (52)$$

$$\beta = \frac{2\alpha - 1}{2 - \alpha}. \quad (53)$$

Egy másik határ alakváltozási elmélet szerint Hill azt feltételezte, hogy a tönkremenetelt jelentő nagyobbik főalakváltozás ( $\varphi_1^*$ ) sík alakváltozási állapotban ( $\varphi_2=0$ ), azaz az FLC<sub>0</sub> pontjánál megegyezik az egytengelyű húzó feszültségi állapotban a helyi kontrakció megindulását jelentő kritikus alakváltozással, más szóval a (27) Nádai képlet szerinti  $n$  keményedési kitevő értékével. Munkájában csak a határdiagram negatív tartományára tér ki ( $\varphi_2 < 0$ , vagy másképp  $-1 < \beta \leq 0$ ), amelyben a határállapotot jelentő alakváltozások egy 45°-os egyenesen foglalnak helyet,

$$\varphi_1^* = \frac{n}{1 + \beta}; \quad -1 < \beta \leq 0. \quad (54)$$

Stören és Rice kontinuummechanikai egyenletekből vezették le a határalakváltozások értékeit mind a pozitív, mind pedig a negatív ténnyedekre vonatkozóan [98]. Bár az FLC<sub>0</sub> pontot Hill-el megegyező módon közelítették, a Hill által javasolt ún. „szétválás elméletét” (eredeti nevén „*bifurcation theory*” - amely később még a ráncképződésnél is említésre fog kerülni) tovább fejlesztve, egy merőben új feltételezésre jutottak, amely a nemzetközi irodalomban az ún. „*vertex theory*” néven vált ismertté. Ezt az elméletet később, Chow és szerzőtársai [100] egészítették ki, anizotróp anyagokra is alkalmassá téve. Eredeti formájukban a lokális befűződésért felelős főalakváltozások a

$$\varphi_1^* = \frac{\frac{n}{1 + \beta}}{\frac{(1 - n)}{2} + \sqrt{\frac{(1 + n)^2}{4} - \frac{\beta n}{(1 + \beta)^2}}} \quad \rho < 0 \quad (55)$$

$$\varphi_1^* = \frac{3\beta^2 + n(2 + \beta)^2}{2(2 + \beta)(1 + \beta + \beta^2)} \quad \rho \geq 0 \quad (56)$$

alakban közelíthetők, amely esetek közül a pozitív ténnyedbe tartozó alakváltozási állapotoknál a befűződés a kisebbik főalakváltozás irányában, míg negatív kisebbik főalakváltozás esetén az a zérus képlékeny alakváltozás irányában alakul ki (ahogyan azt Hill is feltételezte [97]).

A fél-empirikus, azaz megfigyelés-alapú elméletek közül Keeler és Brazier feltételezése [17] volt az első, amely igazán komoly benyomást keltett a tudományos világban, a felhasznált paraméterek meghatározásának viszonylagos egyszerűsége és mégis jó alkalmazhatóságának köszönhetően. Az ilyen típusú elméleteknek általánosságban ez jelenti a fő előnyüket, azaz, hogy az azokhoz szükséges paraméterek meghatározása sokszor egyszerűbb vizsgálatokkal is lehetséges, továbbá visszafogott matematikai műveleteket igényelnek, így ezekből viszonylag rövid idő alatt eredményre juthatunk. Az ilyen jellegű leírásmódok azonban, jellegükből adódóan nem tartalmazzák a megítélendő fizikai jelenség leírásának minden részletét. Keeler és Brazier tekintélyes mennyiségű kísérleti vizsgálat során megfigyelték, hogy a teljesen különböző anyagoknál is az FLC hasonló alakú sajátosságokkal rendelkezik. Így az FLC<sub>0</sub> pont helyes becslésével, illetve a görbe függőleges (azaz a  $\varphi_1$  tengely irányú) eltolásával bármilyen tetszőleges fém anyag határgörbéje meglehetősen jól közelíthető.

Feltételezéseik szerint, az  $FLC_0$  pont nagy biztonsággal kifejezhető a lemeztvastagságot, illetve a hidegalakítási keményedési kitevőt tartalmazó lineáris összefüggéssel, úgy mint

$$FLC_0 = \ln \left[ 1 + \frac{(23,3 + 14,13s) \cdot n}{21,0} \right]; \quad n \leq 0,21, \quad (57)$$

ha teljesül a keményedési kitevőre vonatkozó egyenlőtlenség. Az (57) egyenletben  $s$  a lemeztvastagságot inch mértékegységben tartalmazza. Az FLC jobb- ( $\varphi_2^* > 0$ ) illetve baloldala ( $\varphi_2^* < 0$ ) a következőképpen adódik:

$$\varphi_1^* = FLC_0 - \varphi_2^*; \quad \varphi_2^* < 0, \quad (58)$$

$$\varphi_1^* = \ln[0,6(\exp(\varphi_2) - 1) + \exp(FLC_0)]; \quad \varphi_2^* > 0. \quad (59)$$

Az (58) egyenlet azt is jelenti, hogy ez az elmélet is igazodik Hill feltevéséhez, azaz, hogy az FLC baloldala egy -1 meredekségű egyenessel leírható, a jobboldalt (59) pedig exponenciális alakban közelítették.

Ehhez hasonló feltételezésből indult ki Cayssials [101] is, aki elméletében szintén figyelembe vette a lemezanyag keményedési kitevőjét. Elméletét ő is többször tovább fejlesztette [102], illetve még a korábban említett kutatóknál is nagyobb számú kísérleti munkát végzett a feltevések igazolására, az Arcelor Mittal acélgyártó cég kutató központjában. Ugyancsak ipari kutatásként, de ezúttal a Tata Steel kutatás-fejlesztési központjában íródott Abspoel és szerzőtársai cikke [103], amelyben a szerzők szintén tetemes mennyiségű kísérleti eredményre alapozva definiáltak összefüggést az FLC helyzete és alakja, illetve az egytengelyű húzó vizsgálatból nyerhető anyagjellemzők között. Munkájuk során, négy különböző alakváltozási úton elérhető alakváltozási határértéket közelítették az FLC-ben a matematikai statisztika módszerével, elsődlegesen a szakítóvizsgálatból nyerhető teljes nyúlás figyelembevételével, de az egyenletek figyelembe veszik még a képlékenységi anizotrópia mérőszámot és a lemeztvastagságot is. Kutatásukban, nagyjából ötven különböző acél típusra érvényes közelítésekről számolnak be.

A szakítóvizsgálatokból nyerhető anyagjellemzőkből történő alakítási határdiagram definiálás lehetősége, a szükséges vizsgálati körülményeknek, a Nakajima próbához viszonyított könnyebb kezelhetőségénél fogva más kutatókat is megérintett. Levy és Tyne [104], [105] a feszültség-alapú alakítási határdiagramok új módszerrel történő felírásához alkalmazta a határ alakváltozásoknak, az ekképp nyerhető anyagjellemzők segítségével történő meghatározását. A főfeszültségek koordináta rendszerében kidolgozott eredményeikre egy új paraméter bevezetésével, illetve kísérleti megfigyelésekből kapott főalakváltozásoknak a Hill-féle anizotróp folyási feltétel [35] felhasználásával végzett, feszültség-alakváltozás transzformációi útján jutottak. Egyedi elgondolásuk alkalmazhatóságát, a [106] cikkben taglalják nagyjából ötven különböző típusú vagy lemeztvastagságú lemezanyagra vonatkoztatva. Elméletükben feltételeznek egy úgynevezett  $Z$  paramétert, mely az  $FLC_0$  ponttal, pontosabban az  $FLC_0$  pontot jelentő főalakváltozások fennállásánál tapasztalható összehasonlító feszültséggel hozható kapcsolatba, nevezetesen a

$$Z = R_m \left( 1 + \frac{\bar{\varepsilon}_{egy} (\%) }{100} \right) \text{ és} \quad (60)$$

$$\bar{\sigma} \text{ az } FLC_0 \text{ pontnál} = FLC_0 (\sigma) = a_0 + a_1 Z + a_2 s \quad (61)$$

alakban.

A  $Z$  paraméter dimenziója  $N/mm^2$ , mivel a (60) összefüggésben  $\bar{\varepsilon}_{egy} (\%)$  a mérnöki, egyenértékű, egyenletes nyúlás határát jelöli százalékos alakban és így tulajdonképpen  $Z$ , a legnagyobb húzóerőnél létrejövő valódi, egyenértékű feszültséget jelenti. Ez akképp következtethető, ha elfogadjuk, hogy

$$\bar{\varepsilon} = \frac{l_i - l_0}{l_0} = \frac{l_i}{l_0} - 1, \text{ illetve} \quad (62)$$

$$\bar{\sigma} = \frac{F}{S_0} \cdot \frac{l_i}{l_0}, \quad (63)$$

amelyből

$$\frac{F}{S_0} \cdot (\bar{\varepsilon} + 1) = R_m \cdot (\bar{\varepsilon} + 1), \quad (64)$$

tehát visszakaptuk a (60) összefüggést a százalékos forma elhagyásával. A (63) egyenlet, a térfogatállandóság ( $S_0 \cdot l_0 = S_i \cdot l_i$ ) feltételezéséből következik és minden  $0$  alsó index a kiinduló állapotra, míg  $i$  pedig az  $i$ -edik időpillanatban fennálló állapotokra utal.

A (61) egyenlet paraméterei, rendre  $a_0 = 20,30 \pm 3,50$   $a_1 = 1,002 \pm 0,005$  és  $a_2 = 34,25 \pm 1,26$ , tizennégy különböző acéltípusra (köztük a DC és DP acélokra is) kidolgozott anyagtól független állandók, a lemezvastagság ( $s$ ) mm-ben értendő. Ennek az összegnek az ismeretében, egy bármilyen tetszőleges folyásgörbe egyenletet felhasználva (ld. (27) – (33)), a valódi egyenértékű alakváltozás ( $\bar{\varphi}$ ) a síkalakváltozáshoz tartozó egyenértékű feszültségéből ( $\bar{\sigma}$  az  $FLC_0$  pontnál) számolható. Ezt követően, egy tetszőleges folyási feltételből a főalakváltozások is kifejezhetők. A Hill48 elmélettel például, a

$$\bar{\varphi} = \frac{1+r}{\sqrt{1+2r}} \sqrt{\varphi_1^2 + \varphi_2^2 + \frac{2r}{1+r} \varphi_1 \varphi_2} \quad (65)$$

egyenletre jutunk, amelyből síkalakváltozásnál (azaz az  $FLC_0$  pontnál)  $\varphi_2 = 0$ -t a (65)-be helyettesítve, a nagyobbik kritikus főalakváltozás ( $\varphi_{1-0}$ ) úgy áll elő, mint

$$\varphi_{1-0}^* = \frac{\bar{\varphi}}{\frac{1+r}{\sqrt{1+2r}}}. \quad (66)$$

Az  $FLC$  száraitra, a

$$\varphi_1^* = \gamma \varphi_2^* + \varphi_{1-0}^* \quad (67)$$

összefüggést alkalmazva, ahol a szerzők javaslatára

$$\tan(\gamma) = -1 \quad \text{ha} \quad \beta < 0 \text{ és} \quad (68)$$

$$\tan(\gamma) = 0,53 \quad \text{ha} \quad \beta < 0, \quad (69)$$

a teljes határgörbe kiszerezhető. Az  $FLC$  egyes oldalait leíró meredekségi értékek ( $\gamma$ ) becslését a szerzők, Levy és Green tanulmányára [105] alapozva fogalmazták meg.



A feszültség-alapú alakítási határdiagramok („*SFLC - Stress-based Forming Limit Curve*”) elméletét Arrieux [107], [108] vezette be a köztudatba, és később Stoughton [109] általánosította, a különböző alakváltozási utakhoz tartozó, helyi elvékonyodást eredményező határfeszültségek felírásával. Utóbbi, számításai során a folyási feltétel és az anyagtörvény között fennálló képlékenységtani összefüggések levezetéséből származtatható feszültség-alakváltozás transzformációkat alkalmazott, amelyhez az alakváltozások ismeretéről kísérleti úton gondoskodott. Stoughton és Zhu [110] később azt bizonyította, hogy a feszültség-alapú határérték definiálási szemlélet ugyanolyan jól alkalmazható, mint a klasszikus alakítási határdiagramok. Ezt egy összehasonlító elemzéssel támasztották alá, amelyben alakváltozási út függő elméletek – úgy, mint az „*M-K elmélet*”, a Hill-féle „*bifurcation analysis*” és mikroüreg képződéssel kapcsolatos képlékeny tönkremeneteli modell („*void damage modell*”) – alkalmazhatóságát vizsgálták az SFLC kidolgozásához. Ezen túlmenően, Panich és szerzőtársai [111] is kiemelték, hogy a határ feszültségek elmélete ugyanolyan jól alkalmazható, mint a határ alakváltozásoké. Kiterjedt kísérleti vizsgálat-sorozatot végeztek DP780 és TRIP780 nagyszilárdságú acélokra, a határ alakváltozások mérésére és a határ feszültségek számolására. Az FLC-t a kísérleti eredmények mellett analitikus módon is közelítették az M-K elmélettel. A feszültségi határértékeket, a HMM, a Hill48 és az Yld2000-2d [112] folyási feltételek, illetve a Swift és a módosított-Voce keményedési törvények összekapcsolásából számolták. Eredményeik alapján, a gyakorlati értékekkel leginkább egyező eredményeket az Yld2000-2d és a Swift modellek párosításával lehet elérni, amely megállapítást peremező vizsgálatokkal igazoltak.

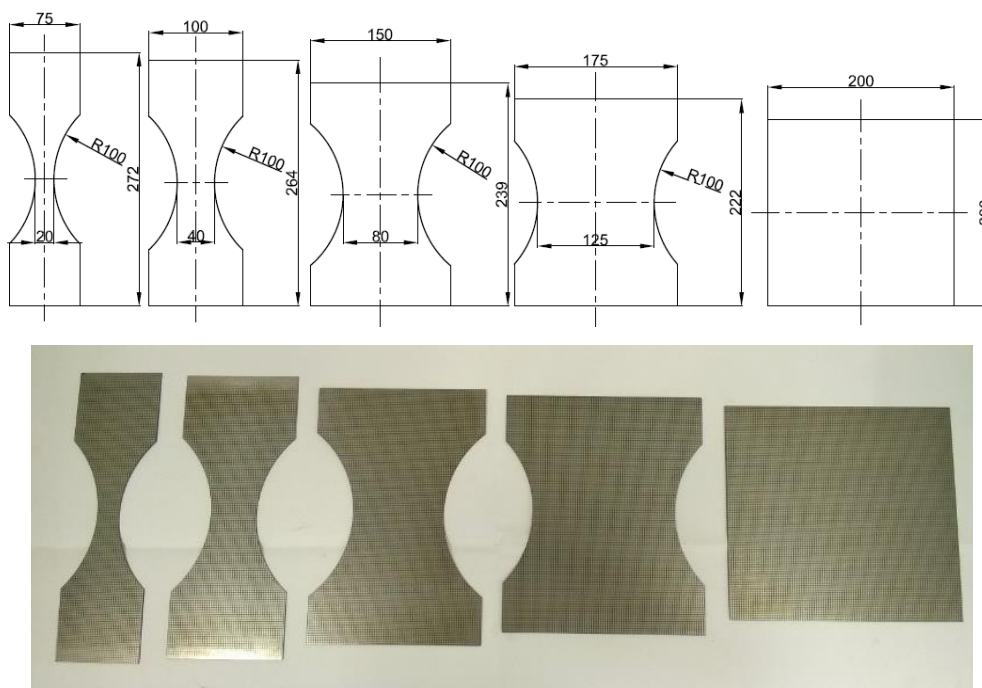
Alapjában véve tehát, a feszültség alapú határdiagramok vagy **(i)** a kísérletileg felvett alakváltozások feszültség-alakváltozás transzformációjából, vagy **(ii)** a transzformációkhoz nélkülözhetetlen, mérésekből előálló főalakváltozási értékek ismeretét kiküszöbölő, egyéb közelítő paramétereiből (mint például a *Z* paraméter) nyerhetők.

A lemezelvekonyodás előre becslésének középponti szerepéből kifolyólag, mint láthattuk, nagyszámú elméletet dolgoztak ki a tudományterület kutatói, amelyekből megpróbáltam az előző oldalakon a legszükségesebbeket összefoglalni. Ez által viszont mindig nehéz erről a szakterületről egyes eredményeket kiragadni, így mindenképpen szükséges még megemlítenem, hogy értékes, átfogó munka olvasható az elméleti határalakváltozás-becslés módszereiről Werber és kollégái [113] cikkében is. Munkájukban elsősorban, a nem-egyenletes terhelési állapotokban fellépő alakváltozási utaknak az FLC-re gyakorolt hatását vizsgálták. Egy hasonló, szintén kiemelésre kétségkívül érdemes, összefoglaló jellegű cikk olvasható még Bruschi és társszerzői [114] munkájának eredményeként, az alakíthatóság és ezáltal annak korlátai kapcsán. Szintén javarészt gyűjtőmunka – bár annak csaknem példátlan – eredménye Paul [115] cikke is, amelyet egyetlen szerzőként publikált mind az alakváltozás-, mind pedig a feszültség-alapú alakíthatósági kritériumok összefoglalásáról és példákra keresztül történő bemutatásáról.

### 3.1.1 Elvékonyodás – kontrakció – alapú tönkremeneteli kritérium kísérleti módszerekkel történő vizsgálata

Az alakítási határdiagram meghatározásához Nakajima-féle mélyítő vizsgálatokat végeztem, amelyekhez mind a négy vizsgált anyagból (DC04, DP600, DP800 és DP1000) öt-öt különböző geometriájú próbatestet készítettem a [94] irodalom iránymutatásai alapján. A különböző geometriájú próbatestek a különböző alakváltozási utak lefedésére szolgáltak, ideális esetben az egytengelyű húzás ( $\varphi_2 = -1/2 \varphi_1$ ) tartományától a tisztán kéttengelyű alakváltozásig ( $\varphi_1 = \varphi_2$ ). A próbatestek sematikus ábrája és a kimunkált darabokról készült fényképfelvétel a 24. ábrán látható. A próbatesteket lézervágással készítettem, a kecskeméti székhelyű Autoflex-Knott Kft támogatásával. A folyamat során egy *Trumpf* gyártmányú, egyhidas lézervágó berendezést használtam. A vágás minőségének ellenőrzése szemrevételezéssel történt, amely során erőteljes szélbeégést, vagy egyéb lényegi hibát nem tapasztaltam.

A szóban forgó próbatesteket, a [94] szakirodalom, módosított Nakajima próbatesteknek nevezi. Eredetileg, a Nakajima próbatestek hídszélessége (az ábrán balról jobbra haladva: 20, 40, 80, 125, 200 mm) a vizsgált hossz azonos, így a szakadás, a próbatest hossz tengelye mentén, ebben a tartományban bárhol bekövetkezhet. A felhasznált próbatest kialakításoknak köszönhetően azonban, a szakadás a legkisebb hídszélesség közelében fog várhatóan bekövetkezni, ami segíti az optikai mérőrendszerrel való alakváltozás mérés pontosságát, az alakítási határdiagramok gyakorlati felvételének alapfeltételét.



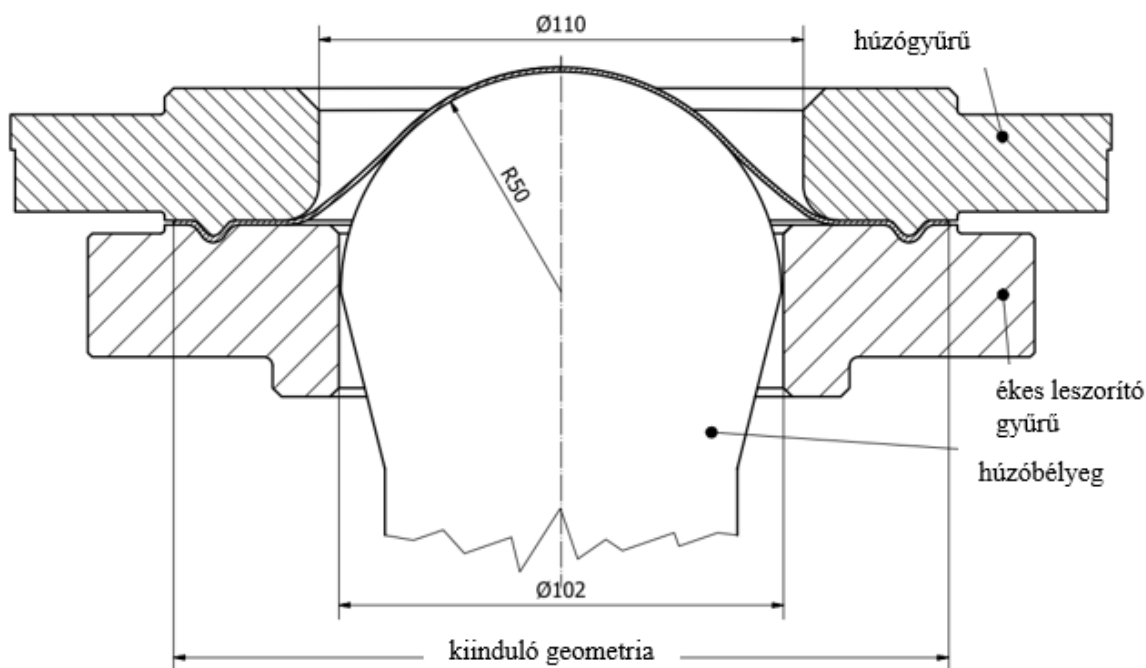
24. ábra: az alakítási határdiagramok kísérleti meghatározásához alkalmazott lemez próbatestek sematikus ábrája (fent) [94] és a kimunkált darabokról készült fényképfelvétel (lent)

Az alakváltozás méréshez használt 2x2 mm-es osztásközű és 0,5 mm vonalvastagságú négyzetes mérőhálót, elektrolitos maratással vittem fel a lemezekre az MBMH Kft. Présüzemében, a *Vialux GmbH* által biztosított szitaháló, elektrolit folyadék és elektromos tápegység felhasználásával.

A lemezek terhelését a NJE-GAMF Anyagtechnológia Tanszékén található *Erichsen 142* típusú elektrohidraulikus berendezésén végeztem, az első repedés megjelenéséig. A vizsgálat vázlatát a 25. ábrán követhető nyomon, amely során az 50 mm sugarú, félgömb végződésű bélyeg, a bordás leszorítógyűrűvel, a peremén fixen megfogott lemezt 30 mm/min elmozdulási sebességgel terhelte. A 200 kN erejű bordás leszorítás következtében a lemez próbadarabok tisztán húzó igénybevétel szenvedtek, a klasszikus Erichsen-féle mélyítő vizsgálat elvéhez hasonlóan.

A repedés megjelenésekor a terhelő erő érték hirtelen lecsökkent, amelyet a berendezés automatikusan érzékelt és megállította a bélyeg mozgását. A lemezek felületére a vizsgálatot megelőzően BWS típusú mélyhúzó olajat vittem fel, egyenletes rétegben.

A próbatestek alakváltozási állapotának kiértékelésére, a repedések bekövetkezését követően került sor. Ehhez a *Vialux Autogrid® Comsmart* négy-kamerás alakváltozásmérő rendszert használtam, amelyet célzottan alakított lemez munkadarabok utólagos alakváltozás ellenőrzésére fejlesztett ki a *Vialux GmbH*, németországi székhelyű cég. A négy kamera együttes alkalmazása teszi lehetővé a lemez felületére felvitt rácshálózat bármelyik kereszteződési pontjának, térbeli helyzetének pontos meghatározását. Egy kereszteződési pont helyzete akkor tekinthető bizonyítottnak, ha az legalább három kamera képén látszik. A rácspontok közötti tájékozódás segítésére a rácshálózat egyéb helyzetmeghatározás-támogatási pontokat is tartalmaz, minden tizedik négyzetben.



25. ábra: az alkalmazott Nakajima-féle mélyítő vizsgálat vázlatát

### 3.1.1.1 Az alakváltozás mérési eljárás és az alakítási határdiagramok

Az optikai mérési eljárások fejlődésével a lemezanyagok alakíthatóságának jellemzése sokat fejlődött az elmúlt évtizedekben. A digitális képalkotás technikája (DIC – „*Digital Image Correlation*”) lehetővé teszi egy lemezalkatrészen a lokális alakváltozások precíz meghatározását, így a repedés/szakadás helyzete és a hozzá tartozó főalakváltozások a mérési eredményekből közvetlenül kinyerhetők. Ismeretes azonban, hogy a tönkremenetelt a lemezalakításban nem a repedés/szakadás megjelenéséhez kötjük, hanem a befűződést (kontrakciót) jelentő főalakváltozásokhoz [94], [116].

A kontrakció fogalmának megemlítésekor szükséges annak mindkét módját, a diffúz (*'diffuse'*) és a lokális befűződést is megjegyezni. A két jelenség között a különbség abban áll, hogy míg a diffúz kontrakciót lemezvastagság és kereszt irányban is növekvő (avagy előjel helyesen a kontraháló keresztmetszetben csökkenő) alakváltozások hozzák létre, addig a lokális befűződéshez síkalakváltozási állapot így a szélesség irányú méret változatlansága és az alakváltozási-sebesség megváltozása tartozik [16], [116], [117]. Bár a diffúz kontrakció nem feltétlenül „katasztrofális” jelenség (egyes anyagok akár az egyenletes alakváltozással megegyező mértékben nyúlnak még a kontrakció megindulását követően is), de képlékeny instabilitásként értelmezhető jelenség. Az egytengelyű feszültségi állapottól eltérő esetekben azonban nem biztos, hogy ez jelentkezik, így a befűződés tárgyalásakor az FLC-ben, a lokális kontrakció megjelenésének pillanatában mérhető alakváltozások jelentik azokat a határalakváltozásokat, amelyeket a tönkremenetelhez tartozónak tekintünk.

A határalakváltozások felvételére kétféle mérési módszer szokásos. Az egyik esetben, az alakítási folyamat során valós időben felvett, „idő-függő” alakváltozási térképet készítünk a próbatestről (ez az ún. „*time dependent*” módszer), míg a másik vizsgálati elv a tönkremenetelt elszenvedett próbatest utólagos feldolgozását koordinálja („*position-dependent*” módszer). Az időfüggő módszerek között is megkülönböztetjük továbbá a 'korreláció-együtthatós' („*correlation coefficient*”) [118] és a legjobb lineáris illesztés („*linear best-fit*”) [119] módszereket. Vizsgálataimnál a kész, alakított próbatestek utólagos megfigyelésére volt lehetőség, amely elsősorban abban különbözik a valós idejű kiértékelési lehetőségektől, hogy az egyes térbeli pontokon nem az idő, hanem azok térbeli elhelyezkedése alapján szükséges elvégezni az előírt matematikai műveleteket a befűződés feltételezhető megindulásának minél pontosabb definiálásához. A különböző mérési módszerek természetesen különböző eredményekre vezetnek, de mindegyik eljárás egyformán elfogadott és használatos. Az egyes módszerekkel kapott eredmények összehasonlítása megtalálható például a [117], [120] cikkekben.

Az alakított lemez munkadarabon történő határalakváltozások meghatározásának technikáját „*section*” módszernek nevezi és elvét rögzíti az ISO 12004-2:2008 szabvány. (Az idő-függő alakváltozás-mérési módszer(ek)e)t nem rögzítik még szabványi előírások.) A mérési elv leírását ezért itt nem mutatom be minden részletre kiterjedően.

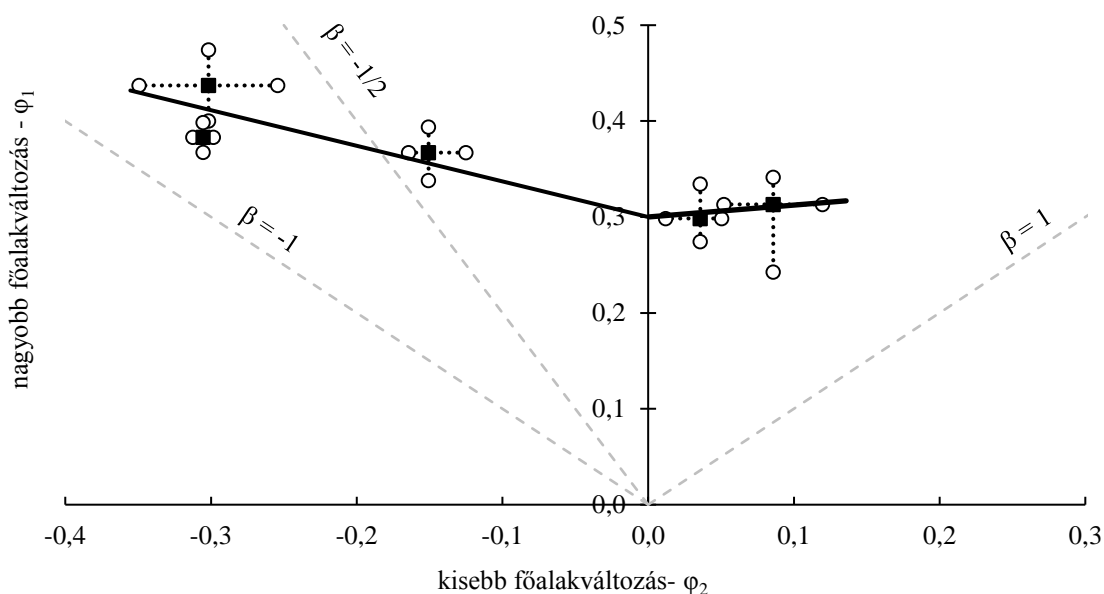
Az alakított munkadarabok lefényképezését követő folyamat röviden, a következő lépésekből áll:

- a befűződés szempontjából releváns metszetek definiálása;

- a befűződési ablak/régió („*best fit window*”) meghatározása objektív matematikai módszerekkel;
- és a szakadás mindkét oldalára elfogadható, közelítő polinom számítása, amelynek maximuma a kontrakcióhoz tartozó alakváltozást jelenti.

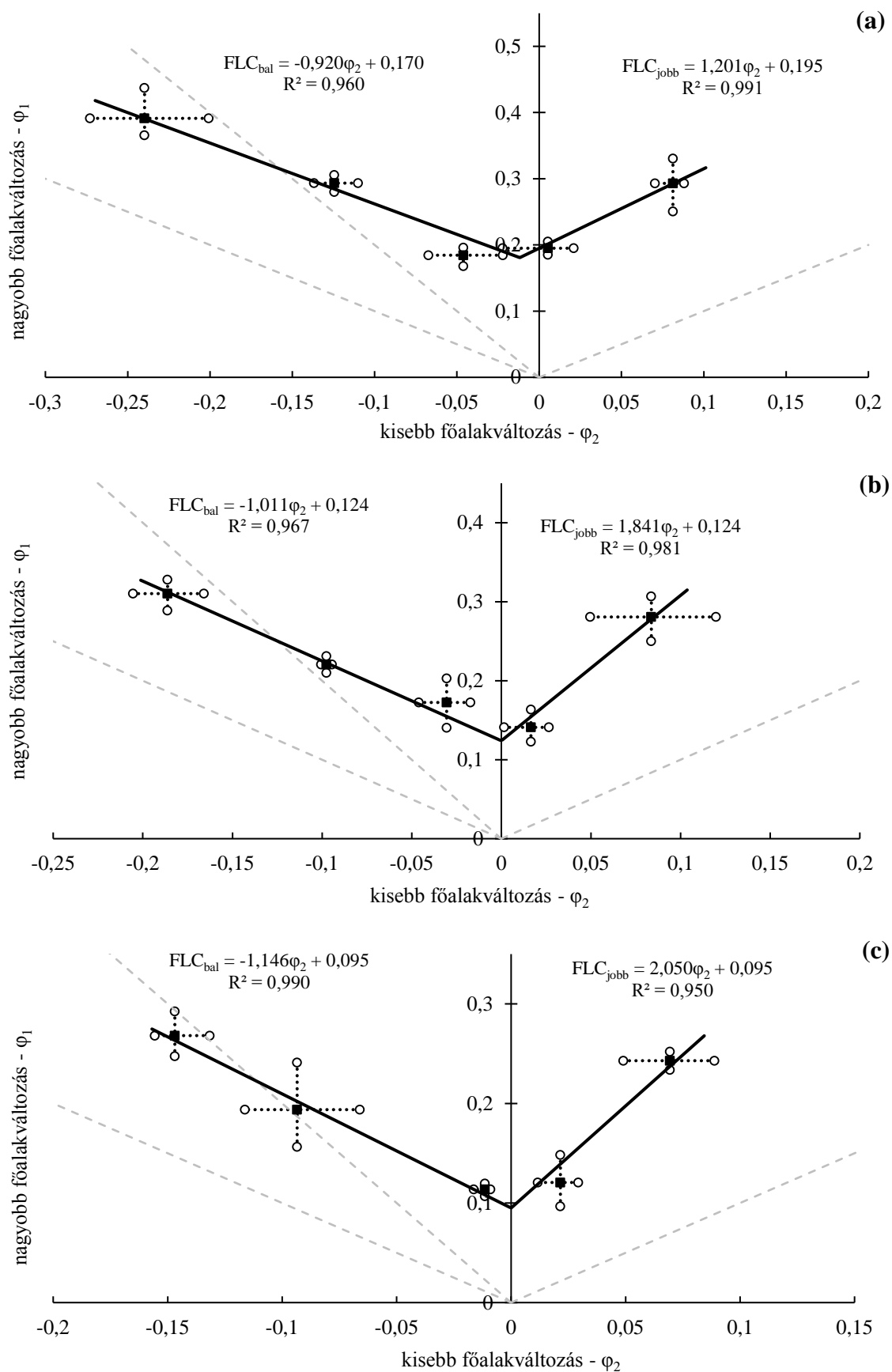
Mind a befűződési ablak meghatározásához, mind pedig a közelítő polinom kiszerkesztéséhez és a lokális maximum számításához határérték feladatokon keresztül juthatunk el. A befűződési ablakra a mért alakváltozások hely szerinti második deriváltjaiból következtethetünk, az ablak által meghatározott mérési pontokra illesztett görbe maximumát pedig annak első deriváltja jelenti. Ebből már érezhető, hogy az FLC felvétele a laborméréseket követően még hosszadalmas utómunkát igényel.

Tekintve, hogy mint minden mérési eljárás, ez is megköveteli a próbatestek terhelésének háromszoros reprodukálását, továbbá egy-egy próbadarabon is három-három vonal mentén célravezető a nagyobbik és a lemeztvastagság irányú főalakváltozások ( $\varphi_1$  és  $\varphi_3$ ) kiértékelése valamint a befűződés becslése ( $\varphi_2$  a térfogatállandóságból következik), az alakítási határdiagramok felvétele rendkívül munka és időigényes folyamatot jelent. A nagyszámú rendelkezésemre álló nyers eredményből, mind a négy különböző lemezanyagon a szükséges számítási műveleteket elvégezve, a 26. és a 27. ábrán látható alakítási határdiagramokat szerkesztettem ki.



26. ábra: a DC04-es lemezanyag kísérleti úton meghatározott alakítási határdiagramja

Az alakítási határgörbék lefutását a diagram jobb- és baloldalán egyenesekkel közelítettem, amelyeket az FLC<sub>0</sub> pont ( $\varphi_2=0$ ) választ ketté. Ezek az egyenesek alkotják a diagramok két oldalának szarait, a DP acélokra mindkét oldalon  $R^2=0,950$  vagy ennél jobb korrelációval. Méréseim alapján a DP acélok határgörbéinek szarai, az FLC mindkét oldalán nagyobb meredekséggel rendelkeznek, mint a DC04-es lemez ugyanezen ismérvei.



27. ábra: (a) a DP600, (b) a DP800 és (c) a DP1000 acélminőségek kísérleti úton meghatározott alakítási határdiagramjai

### 3.1.2 A mérési eredmények összehasonlítása a közelítő elméletekkel

Az alakítási határdiagramok felvételének nagy munka- és időigényessége miatt elterjedten alkalmazunk közelítő egyenleteket azok becslésére. Ezen túlmenően, a manapság egyre szélesebb körben felhasznált modellező szoftverek is elsősorban matematikai alakban értelmezik a tönkremeneteli határállapotot leíró görbéket. Ez még akkor is így történik, hogy ha van lehetőség az adott programban közelítő egyenlet helyett, (táblázatos formában) konkrét  $\varphi_1$ - $\varphi_2$  mérési pontok megadására, mivel a pontok közötti folytonos átmenet leírásához is minden körülmények között valamilyen egyenlet szükséges. A Simufact Forming® szoftver például, egy a felhasználó által megválasztott, de maximum negyedrendű polinomot alkalmaz a folytonosság megteremtésére a

$$\varphi_1^* = FLC_{bal}(\varphi_2) = FLC_0 + D_1\varphi_2 + D_2\varphi_2^2 + D_3\varphi_2^3 + D_4\varphi_2^4 \quad (70)$$

$$\varphi_1^* = FLC_{jobb}(\varphi_2) = FLC_0 + C_1\varphi_2 + C_2\varphi_2^2 + C_3\varphi_2^3 + C_4\varphi_2^4 \quad (71)$$

formában, amelyben  $D_1 - D_4$  értékek a határgörbe baloldalára,  $C_1 - C_4$  értékek pedig annak jobb oldalára vonatkozó konstansok [121]. Egyenesekkel történő közelítéskor értelemeszerűen csak a nem hatványos tagok szerepelnek.

A DP-s lemezek mérésekkel kapott határgörbéi a diagram baloldalán ( $-I < \beta \leq 0$ ) jó egyezést mutatnak az elsőként Hill által javasolt (ld. (54)), majd Keeler és Brazier (58) valamint Levy és Tyne (68) által is alkalmazott  $\gamma = 45^\circ$ -os meredekségű egyenessel. Az ehhez a szögértékhez tartozó  $\tan(\gamma) = -1$  meredekségtől, a szóban forgó anyagok a legrosszabb esetekben is maximum ~15%-kal térnek el. Mint azt korábban láttuk ((54) egyenlet), az egyenesek kiinduló pontjainak ( $FLC_0$ ), a Hill-elmélet szerint egybe kellene esniük a Nádai-féle hatványtörvényben szereplő  $n$  keményedési kitevővel, amelynek a közelítése viszont a 40%-nál nagyobb martenzit tartalommal rendelkező DP-s acélokra – ahogy azt a 2.1.2.2 fejezetben igazoltan láthattuk – nem feltétlenül helytálló. Érdekes módon, itt épp a nagyobb martenzit tartalmú acéloknál tapasztalható kisebb eltérés a közelítő egyenesek  $\varphi_1$  tengellyel alkotott metszéspontjai és az  $n$  értékek között, de ez minden esetben legalább ~15% (14. táblázat), amellyel az  $FLC_0$  pont túlbecsüli a keményedési kitevőt.

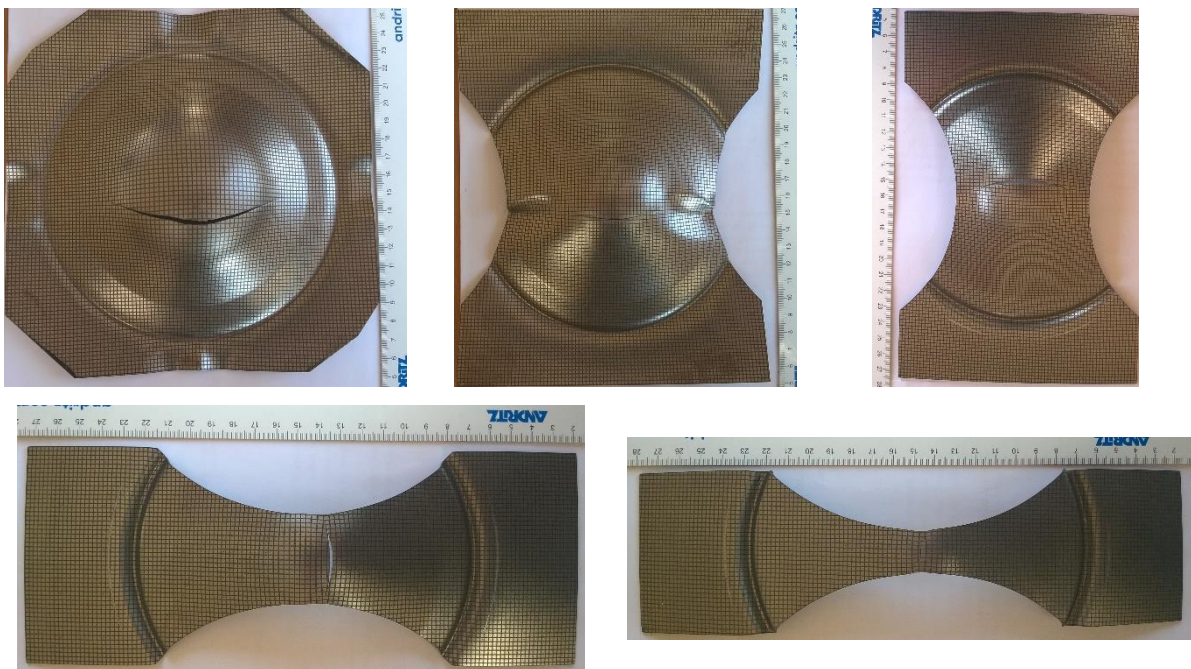
14. táblázat: a DP-s acélok alakítási határgörbéihez és a Hill-féle approximációhoz kapcsolódó adatok

	$FLC_0$	$n$	eltérés (%)	$\tan(\gamma)$ - FLC baloldal	eltérés a $\tan(\gamma) = -1$ -től (%)
DP600	0,183*	0,112	63,4	-0,920	-8,0
DP800	0,124	0,104	19,2	-1,011	1,1
DP1000	0,095	0,083	14,5	-1,146	14,6

\* az FLC bal- és jobb oldalát külön-külön leíró egyenesek  $\varphi_1$  tengellyel alkotott metszéspontjának átlaga

A határdiagramok jobb oldalának konstans értékkel való közelítésére Levy és Tyne a  $\tan(\gamma) = 0,53$  meredekségű (azaz  $\sim 27,9^\circ$ -os) egyenest indítványozta acéllemezekre általában (ld. (69) egyenlet). A legjobb közelítéssel ehhez a DC04 anyag határgörbéjének jobb oldala helyezkedik el. A DP-s lemezek

jobb oldali diagramrészlete ezt a mereedséget jelentősen meghaladja, amely feltételezhetően a bélyeg és a munkadarab közötti súrlódás következménye. A  $\mu \neq 0$  súrlódás jelenlétéről 28. ábra képei is tanúskodnak, amelyeken látható, hogy a nagyobb (pl.: 80, 120, 200 mm) hídszélességű darabokon – amelyek felelősek az FLC jobb oldalának jellemzéséért – eltolódott az alakváltozás csúcs a mélyítési pólustól. Ez azt is jelenti, hogy az összalakváltozás nagyobb mértékben koncentrált a nagyobbik főalakváltozás irányába, így a befűződés a kisebbik főalakváltozás tekintetében egy korábbi értéknél következett be. A szabvány javasolja is a súrlódás lehetőség szerinti csökkentését, de a vizsgálat sikertelenségét csak abban az esetben említi, ha a repedési hely és a mélyített munkadarab csúcspontja között legalább 15 mm-es távolság helyezkedik el. Ennek a valószínűsége, kedvezőtlen kenés mellett is kizárólag a legnagyobb hídszélességű (200 mm) próbadarabok esetében merülhet fel, de a 15 mm-t meghaladó repedési hely eltolódás, még ezeknél a mintáknál sem következett be (28. ábra).



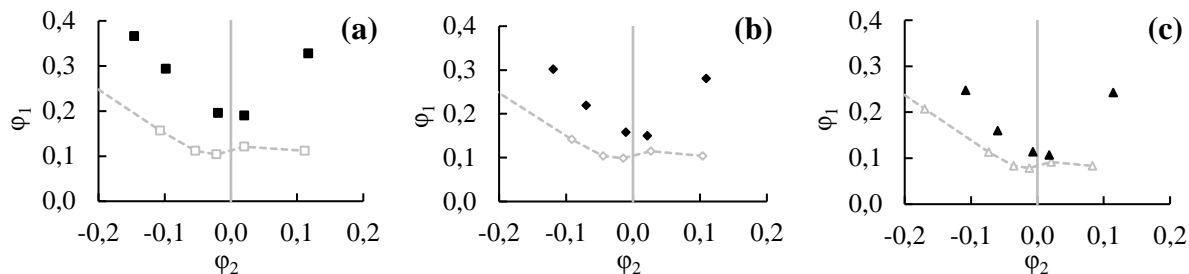
28. ábra: DP1000 acél próbatestekről, a mélyítéseket és az alakváltozás méréseket követően készült fényképfelvételek

Bizonyos mértékű súrlódás fennállása a vizsgálat során természetesen még elfogadható, mivel az üzemi tapasztalatok szerint az ipari gyakorlatban sokszor, a laboratóriumi körülményeknél rosszabb kenési állapotok uralkodnak [17]. Ez a tendencia a DP-s lemezek FLC-inek jobb oldalára nézve, a kísérleti eredmények és a Swift által alkotott elmélet közötti összehasonlításban is észrevehető. A 29. ábrán a sötét jelölők jelentik a mért alakváltozásokat, a Swift elmélettel kapott pontokat pedig – különböző  $\beta$  értékek mellett – szürkével ábrázoltam. Ugyanezt a jelölésformát alkalmaztam a későbbi összehasonlító ábrákon (30. ábra, 31. ábra, 32. ábra) is [X].

Megfigyelhető, hogy az  $FLC_0$  pontok és az  $n$  kitevők közötti különbségek dacára, a legjobb egyezés minden elméletnél a síkalakváltozás állapotához közel észlelhető. Ott ahol a legkisebb ez a különbség (DP1000) ott az a leghelytállóbb, illetve ahol a legnagyobb ez a különbség (DP600) ott pedig a

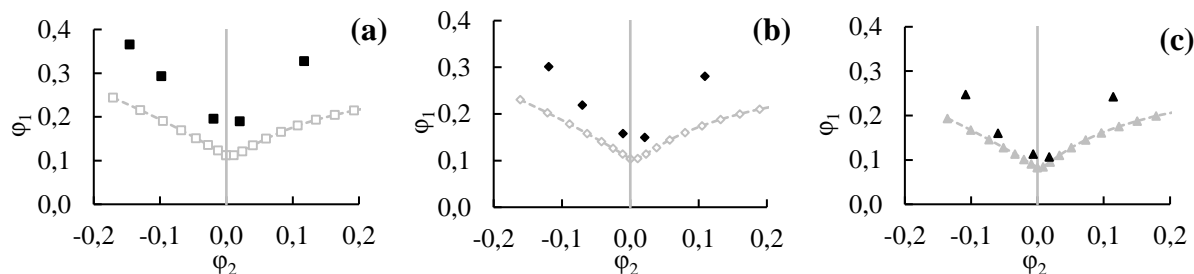


legtávolabbi a becslés pontossága. A  $\varphi_2 = 0$  egyenestől balra Swift elgondolásának a Hill-elmélettől való eltérése, jobbra pedig a súrlódásból adódó megnövekedett  $\varphi_1$  alakváltozások jelentik a különbséget. Így, a 29. ábrán az FLC-k jobb oldalán értelemszerűen nagy különbségek adódtak, merthogy Swift feltételezésében a határgörbe jobb oldala tulajdonképpen párhuzamos a  $\varphi_2$  tengellyel ( $\tan(\gamma) \approx 0$ ).



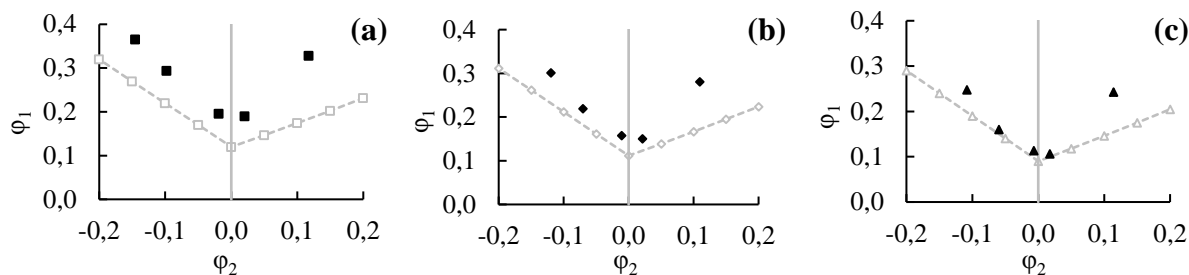
29. ábra: a mérési eredmények és a Swift elmélet összehasonlítása: (a) DP600 (téglalap); (b) DP800 (rombusz); (c) DP1000 (háromszög)

A Stören-Rice elmélet, Swift-től eltérő módon közelíti az FLC-t, úgy, hogy az egyenleteikkel kapott határgörbe baloldala inkább a Hill-elmülethez áll közel, a jobb oldalt pedig négyzetes függvényvel adják meg (ld. (56) egyenlet), amelynek felfutása szemmel láthatóan hasonló a baloldali ág meredekségéhez (30. ábra). Ennek eredményeként koncepciójuk és a mért adatok között valamelyest nyílik az olló a határgörbe baloldalán a  $-\varphi_2$  főalakváltozások növekedésével (avagy a  $\varphi_2$  csökkenésével), viszont a súrlódás hatására megnövekedett  $\varphi_1$  alakváltozásokat jobban közelíti ez az eljárás a  $\varphi_2 > 0$  térrészben. Ehhez járul még az FLC<sub>0</sub> pont környezetének is pontosabb megítélése, így összességében Stören-Rice szerint egy, a mérési eredményekkel relatíve jobb korrelációt mutató közelítés érhető el.



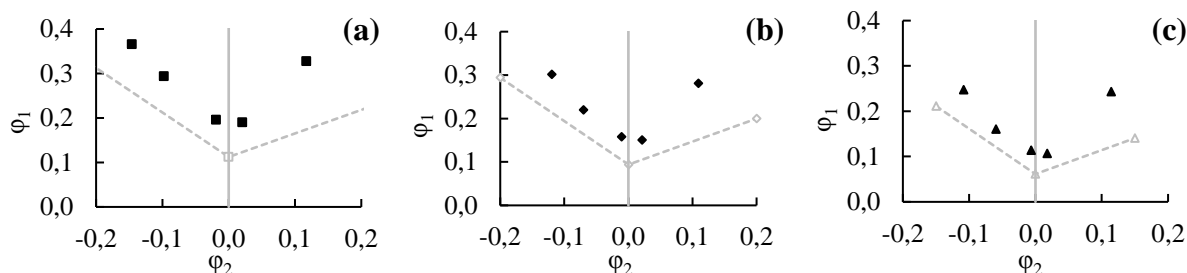
30. ábra: a mérési eredmények és a Stören-Rice elmélet összehasonlítása: (a) DP600 (téglalap), (b) DP800 (rombusz), (c) DP1000 (háromszög)

Kifejezetten a nagyszilárdságú acélok (mint például a DP acélok) közelítésére (is) javasolt feltételezésnek számítanak Keeler és Brazier egyenletei ((57) - (59)). A síkalakváltozás esetében itt is, a Stören-Rice elmülethez hasonló jó közelítés érhető el (bár Keeler és Brazier elmületeinek alapja attól merőben különbözik), és a feltételezett határgörbe – különböző meredekségű – egyenes szárai is még közelebb simulnak a mérési adatokhoz (31. ábra). Megjegyzendő, hogy az egyenlet jobb oldala bár logaritmikus, de mivel a  $\varphi_2$  értékek egyrészt aránylag kicsik, másrészt rendre az  $e$  hatványaiként szerepelnek (ld. (59) egyenlet), ilyen kis alakváltozásoknál a logaritmikus tag mindig egységnyi körülire adódik, így ebben a tartományban ez nem okoz szembetűnő eltérést az egyenestől.



31. ábra: a mérési eredmények és a Keeler-Brazier elmélet összehasonlítása: (a) DP600 (téglalap), (b) DP800 (rombusz), (c) DP1000 (háromszög)

Szintén jó közelítésnek értékelhetők a mérési eredmények viszonylatában Levy és Tyne egyenletei ((60), (61), (66), (68), (69)), amelyek a Keeler-Brazier egyenletekhez hasonlóan félempirikus módon, szakítóvizsgálatból nyerhető paraméterek (pl. a  $Z$  paraméter) felhasználásával tesznek javaslatot az FLC alakulására. Itt fontos azonban kiemelni, hogy míg az előző technikák célzottan az alakváltozásokat értékelik, addig Levy és Tyne az  $FLC_0$  ponthoz tartozó  $\bar{\sigma}$  egyenértékű feszültséget közelíti, és a keményedési törvényből továbbá a folyási feltételből fejt vissza a főalakváltozások értékeit (32. ábra).



32. ábra: a mérési eredmények és a Levy-Tyne elmélet összehasonlítása: (a) DP600 (téglalap), (b) DP800 (rombusz), (c) DP1000 (háromszög)

Tekintve, hogy minden közelítő módszer kisebb-nagyobb eltérésekkel alulról súrolja a mért értékeket, ezek mindegyike hasznosnak mondható, kiváltképp, ha a becslés egyszerű anyagjellemzőkből is jó pontossággal előállítható. A mért határdiagramok bal oldalát, ahol a surlódás hatása elhanyagolható, gyakorlatilag mindegyik eljárás mód jól közelíti, de a feltevések pontossága ott jelentkezik fokozottabban, amely technikáknál az  $FLC_0$  pont becslt helyzete közelebb áll a gyakorlati értékekhez. Más szóval a 14. táblázat adatai alapján, és ahogy azt a fenti FLC-k is visszaigazolják, ott jelentkezik a legkisebb eltérés, ahol az  $n$  kitevő – függetlenül attól, hogy az megfelel-e fizikai tartalmának vagy sem – a legközelebb áll a síkalakváltozást jelentő mért értékhez. Ez, esetemben a DP1000 anyagminőségénél áll fenn leginkább.

### 3.1.3 Elvékonyodás – kontrakció – alapú tönkremeneteli kritériumok feszültség-alapú elméleti módszerekkel történő vizsgálata

A feszültség-alapú határdiagramok (SFLC-k) elsősorban a klasszikus FLC-k azon hátrányát küszöbölik ki, hogy azok bizonyítottan téves eredményre vezetnek az alakváltozási út, terhelés közben történő megváltozásokor. Ilyenek a több, egymást követő lépésben, különböző alakváltozási állapotokat

generáló alakítási feladatok („*multi-stage processes*”). Ugyanakkor, mint láthattuk például a 32. ábrán, amely esetben előzetes alakváltozásokról nem beszélhetünk, illetve mint ahogyan az majd még később is megfigyelhető lesz, a feszültség alapú elméletek, egyéb célból is felhasználhatók. Használatukkor viszont mindig szem előtt kell tartanunk, hogy az alakváltozások átszámolásával látszólag, egy hozzáadott bizonytalanságot viszünk bele a határállapot definiálásának műveletébe. Ez a bizonytalanság,

- a  $\bar{\varphi}$  egyenértékű alakváltozásból  $\bar{\sigma}$  egyenértékű feszültséget definiáló hidegalakítási keményedési törvényben,
- az egyenértékű alakváltozásból, vagy feszültségből,  $\varphi_1, \varphi_2$  főalakváltozásokat vagy  $\sigma_1, \sigma_2$  főfeszültségeket generáló folyási feltételben,
- és az esetlegesen felmerülő egyéb paraméterek, pl. a Z paraméter becslésében gyökerezik.

Stoughton [109], illetve Stoughton és Zhu [110] már korábban rámutattak arra, hogy az SFLC alakja és helyzete függ a képlékenységi potenciáltól (folyási törvénytől - (11)) és az egyenértékű feszültség-alakváltozás kapcsolattól ((27)-(33) egyenletek). A tanulmányaikban meg is adták több különböző ötvözetre (főként acélokra és alumínium ötvözetekre), a különböző mértékű és típusú előzetes alakváltozáson átesett próbatestekből képzett hagyományos FLC-k adataiból számított SFLC-eket, a HMH és Hill48 négyzetes, illetve a Hosford- és Barlat-féle nem négyzetes, normál anizotrópiát feltételező folyási feltételek és azokra vonatkozó anyagtörvények felhasználásával, mindezt a Nádai-féle hatványos és a Voce-féle nem hatványos keményedési modellek figyelembevételével. Tapasztalataikból mindenekelőtt rávilágítottak arra a tényre, hogy az átszámolás bizonytalansága semmilyen esetben sem áll fenn,

- ha egy adott esetben végig ugyanazt az anyagmodellt használjuk a számítások és/vagy a végeelemes modellezések során, mivel a kapott feszültség-alapú határdiagramok természetén (alakján, lefutásán) az alkalmazott képlékenységi relációk nem okoznak változást (csak azok pozícióján);
- továbbá a különböző elméletek szerint előállított feszültség-alapú határdiagramokból „visszaszámolva” minden esetben visszakapták a kiinduló, vizsgált FLC-eket (az előzetes alakváltozások mértékétől és anyagtól függetlenül), bármely tetszőleges folyási feltétel (plusz az ahhoz tartozó képlékenységi potenciál függvény) és bármely keményedési törvény alkalmazásával.

Ez azt jelenti, hogy nincs szükség annak az előírására, hogy egyes esetekben vagy anyagokra milyen törvényszerűségeket alkalmazzunk, azon túl, hogy célszerű minden alkalommal az általános vizsgálati adatokkal legjobban korreláló modellekben gondolkozni. Tudomásul kell ugyanakkor venni, hogy összehasonlító elemzésekkel csak azok a görbék vethetők össze, amelyek azonos módon estek át a transzformációkon. Számos példa található az irodalomban a különböző célokból – pl. szakadásra vonatkozó alakítási határdiagram („*fracture forming limit curve*” - FFLC), lokális lemezszél felrepedés („*edge cracking*”), nyírásos repedés („*shear fracture*”), stb. becslésére – létrehozott, különböző számítási

sémák alapján kapott feszültség-alapú határdiagramokra, de pusztán a folyásgörbe modell hatását bemutató összehasonlító tanulmány – főként kiemeleten a DP lemezanyagokra – korábban nem került nyilvánosságra. A teljesség igénye nélkül, Yoshida és Kuwabara [167], [168] a Swift egyenletet, Dick és szerzőtársai [169], Uthaisangsuk és szerzőtársai [170] illetve Panich és szerzőtársai [171] a Swift és a Voce összefüggéseket, Carr és szerzőtársai [172] a Ludwik és Voce, Paul [173] szintén a Ludwik, de más cikkeiben [174], [175] rendre a Nádai és a Swift formulákat is, Hance és Huang [176] pedig a Nádai egyenletet alkalmazta különböző anyagokon a Hill48, a Hill90 a HMH és az Yld89 folyási törvényekkel összehangolva a feszültség-alapú határdiagramok átszámításához. A Levy-Tyne elmélet kizárólag a Nádai összefüggést használja, így annak folyásgörbe-modell függése mindezidáig teljes mértékben tisztázatlan volt.

A számítások során én egységesen a Hill48 folyási feltételt alkalmaztam, amely egyenletei ugyan, akárcsak több folyásgörbe közelítő feltevés korábban már szerepeltek a dolgozatban, de a könnyebb áttekinthetőség érdekében itt most újra felírom azokat, a következő alakváltozás-feszültség transzformációk lépéseinek ismertetésekor.

A mért  $\varphi_1$ - $\varphi_2$  főalakváltozások bármely folyási feltétel síkfeszültségi állapotra vonatkozó egyenletében definiálják a  $\bar{\varphi}$  egyenértékű alakváltozást, ahogyan ez például a Hill48 feltétel alkalmazásával a

$$\bar{\varphi} = \frac{1+r}{\sqrt{1+2r}} \sqrt{\varphi_1^2 + \varphi_2^2 + \frac{2r}{1+r} \varphi_1 \varphi_2} \quad (72)$$

alakot ölti. Ebben az egyenletben normál anizotrópiát feltételezve  $r_0 = r_{90} = r$ , síkbeli anizotrópiát feltételezve pedig  $\bar{r}$  a (6) egyenletből nyerhető. Ha  $r = 1$  akkor (72) megegyezik a HMH féle folyási feltétellel, így ennek felírása nem szükséges. A HMH izotróp folyási feltétel külön megemlítése jelen helyzetben már csak azért sem szükséges, mert mint láthattuk a DC04 vizsgált anyag erősen anizotróp (2. táblázat), és bár a DP-s anyagok kevésbé mondhatók annak (10. táblázat), azok folyási tulajdonságainak jellemzésére a Hill48 elmélet napjainkban szokásosnak tekinthető. Erre utaltam korábban a 2.1.1.1 fejezetben.

Képlékeny alakváltozás közben izotróp keményedést feltételezve a folyási felület növekedése a  $\bar{\varphi}$  egyenértékű alakváltozás explicit függvénye, azaz

$$\bar{\sigma}(\sigma_1 \sigma_2) = \bar{\sigma}(\bar{\varphi}), \quad (73)$$

tehát az egyenértékű feszültség-alakváltozás kapcsolatának ismeretére is szükség van. Ezt a kapcsolatot a dolgozatban többek között a

$$\bar{\sigma} = K \bar{\varphi}^n, \quad (74)$$

$$\bar{\sigma} = A + K \bar{\varphi}^n, \quad (75)$$

$$\bar{\sigma} = K(\varphi_0 + \bar{\varphi})^n, \quad (76)$$

$$\bar{\sigma} = A + q[1 - \exp(-b\bar{\varphi})], \quad (77)$$

$$\bar{\sigma} = \sigma_s - \exp(-N\bar{\varphi})^p (\sigma_s - A) \quad (78)$$

egyenletekkel adtam meg. Az alakváltozási sebesség hatását figyelembe vevő elméletekkel itt nem foglalkoztam. A

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\sigma_1^2 - \frac{2r}{1+r} \sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2^2} \quad (79)$$

egyenértékű feszültség kifejtéséből átalakítások után, a kontrakció megindulására vonatkozó kritikus  $\varphi_1^*$  nagyobbik főalakváltozáshoz tartozó kritikus nagyobbik főfeszültség:

$$\sigma_1^* = \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{1 + \alpha^2 - \frac{2r}{1+r} \alpha}} \quad (80)$$

A főfeszültségek és főalakváltozások arányait kifejező  $\alpha$ ,  $\beta$  paraméterek kapcsolata, a (52), (53) kifejezések analógiájára anizotróp anyagokra is kifejezhető az

$$\alpha = \frac{(1+r)\beta + r}{1+r+r\beta} \quad (81)$$

összefüggés alakjában, amelyből a határdiagram vízszintes tengelyét képző kisebbik, kritikus  $\sigma_2^*$  főfeszültség már könnyen előállítható:

$$\alpha = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} \rightarrow \sigma_2^* = \alpha \sigma_1^* \quad (82)$$

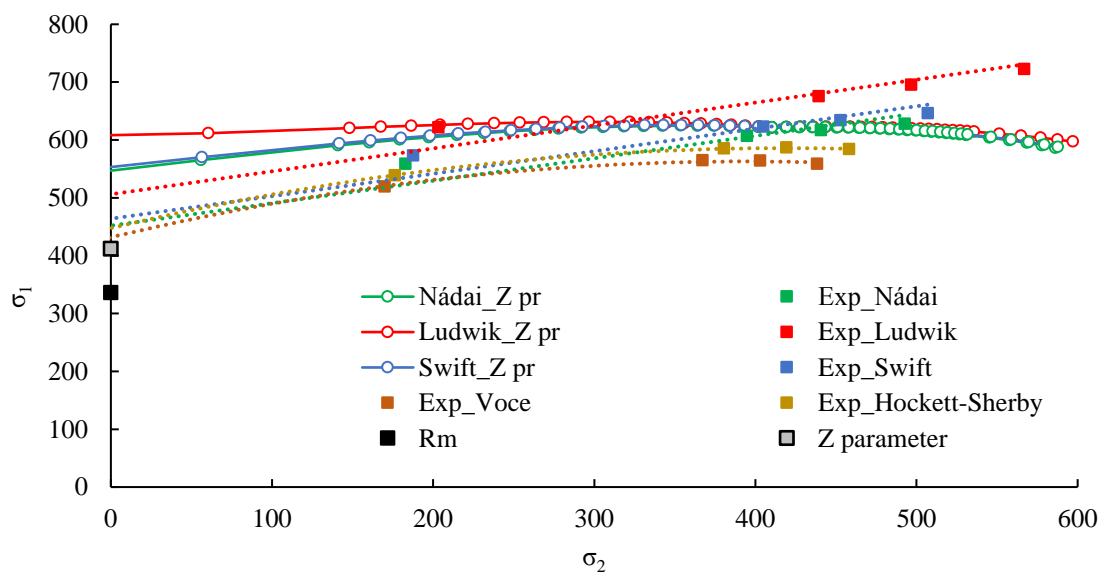
Ezt a gondolatmenetet a Levy-Tyne elmélet [104], [106] annyiban egészíti ki, hogy az a  $\varphi_1$  és  $\varphi_2$  főalakváltozásokat nem valamely, a határalakváltozások mérésére használatos kísérlet eredményeiből származtatja, hanem a szakítóvizsgálatokból ismertté tehető  $Z$  paraméterből (60) és az ez által előírányozott, az FLC<sub>0</sub> pontnál fennálló  $\bar{\sigma}$  egyenértékű feszültségből (61). Innen már az ehhez ponthoz tartozó  $\bar{\varphi}$  egyenértékű alakváltozás egy tetszőleges folyásgörbéből, illetve a  $\varphi_1$  nagyobbik főalakváltozás is (66)-ból számolható, amelyek kölcsönösen meghatározzák a  $\varphi_2$  kisebbik főalakváltozást, az FLC szárainak feltételezett meredekségeit (67) is figyelembe véve. A főalakváltozások birtokában az alakváltozás-feszültség transzformációk a (72)-(82) egyenletekkel leírt számítási művelettel azonosak, de így ebben a formában már ennek az elméletnek a keményedési törvénytől való függését is sikerült kifejezmem.

E két, elveikben különböző feszültség-alapú határdiagram felvételi módszer eredményeit a 33. és a 34. ábrán foglaltam össze [XII]. A diagramokon az adatsorok nevében a felhasznált keményedési törvény mellett az „Exp” kifejezés szerepel, ha normál alakváltozás-feszültség transzformációt, és a „Z pr” ha a  $Z$  paraméter módszerét alkalmaztam. A diagramokból rögtön, a vizsgált anyagtól függetlenül a következő dolgok szembetűnők:

- a mért alakváltozások átranszformálásával kapott határdiagramok valóban közel azonos természetűek (alakúak, de természetesen nem azonos helyzetűek);
- a szaturációs  $\bar{\sigma}(\bar{\varphi})$  hidegalakítás-keményedési egyenletekkel (Voce és Hockett-Sherby) alakváltozás-feszültség transzformációkon keresztül számolt határdiagramok ('Exp\_Voce' és

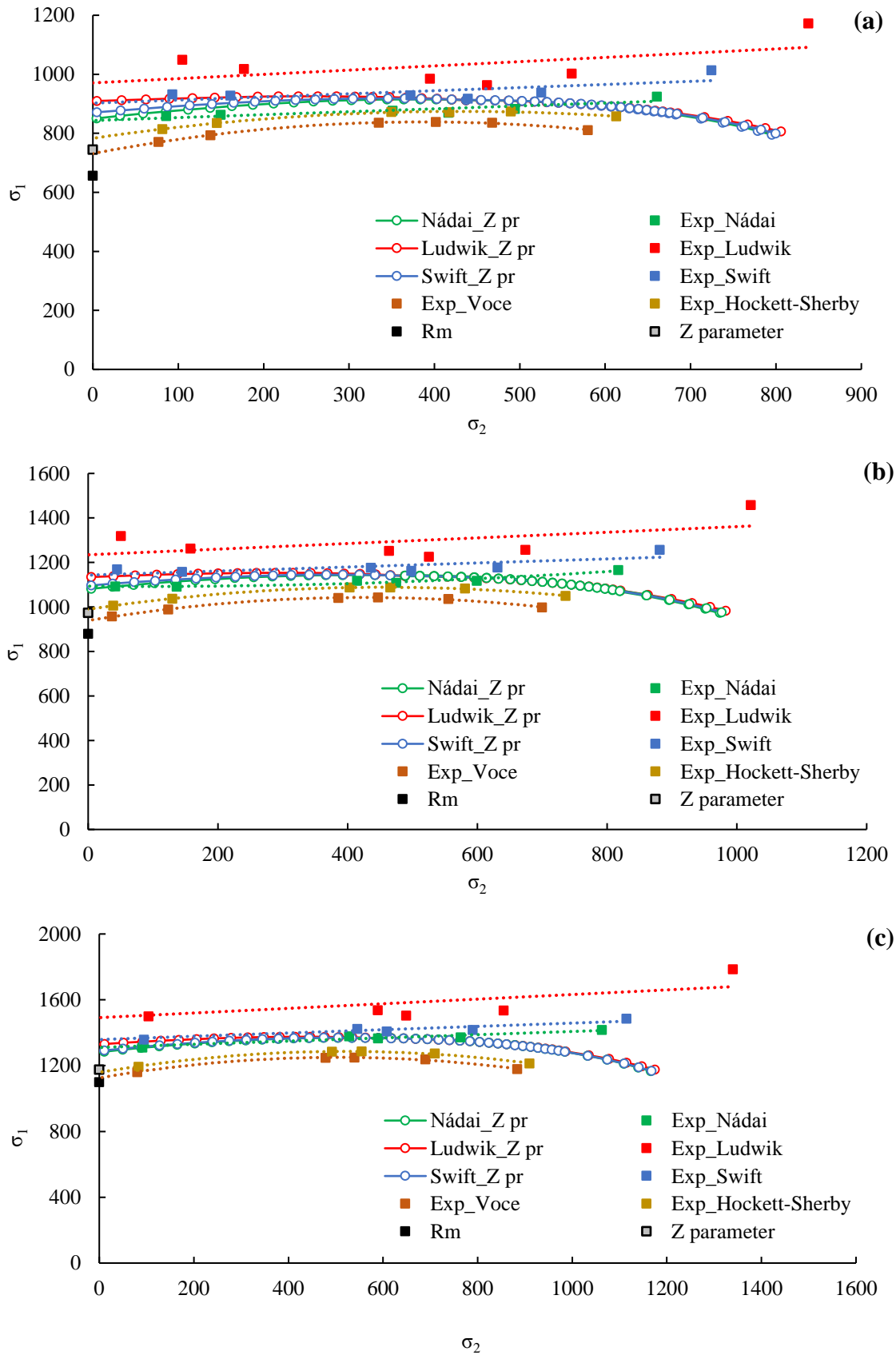
'Exp\_HS' jelölések a 33. és a 34. ábrákon) jellege inkább a Levy-Tyne elmélettel kapott diagramokéhoz közelít;

- a transzformáció módjától függetlenül, azon SFLD-hez tartoznak a legnagyobb főfeszültség értékek, amelyhez a legnagyobb egyenértékű feszültség is tartozott a  $\bar{\sigma}(\bar{\varphi})$  diagramokban (ld. 9. ábra, 22. ábra);
- az alkalmazott  $\bar{\sigma}(\bar{\varphi})$  keményedési törvény a Levy-Tyne elméletével kapott diagramokra csak az egytengelyű és az ahhoz közeli ( $\sigma_2 \approx 0$ ) feszültségi állapotok környezetében rendelkezik markáns hatással.



33. ábra: különböző folyásgörbe egyenletek felhasználásával kapott, kísérletileg meghatározott főalakváltozásokból ('Exp') és a Z paraméter ('Z pr') segítségével generált feszültség-alapú alakítási határdiagramok. DC04 lemezanyag

A diagramokon az SFLC-k mellett feltüntettem az anyagra jellemző szakítószilárdság ( $R_m$ ) és  $Z$  paraméter értékét is. Érdekeség képpen megjegyzendő, hogy az ún. 'telítettségi' (eredeti néven *saturation*) keményedési elméletekkel (a Voce és a Hockett-Sherby egyenletekkel) a Levy-Tyne-féle SFLC az eredeti, javasolt alakjában (anyagtól függetlenül) nem fejezhető ki. Ennek oka, hogy az egytengelyű feszültségi állapotra érvényes  $Z$  paraméterből, a (61) egyenlettel képzett, sík alakváltozási állapothoz ( $FLC_0$  ponthoz) tartozó  $\bar{\sigma}$  olyan nagy értékre adódik, amelyet a telítettségi törvények még valószínűleg nagy egyenértékű alakváltozásnál sem érnek el. Ez a magyarázata annak, hogy a  $Z$  paraméterrel fémjelzett SFLC-eket csak a monoton növekvő, hatványos egyenletekkel mutattam be.



34. ábra: különböző folyásgörbe egyenletek felhasználásával kapott, kísérletileg meghatározott főalakváltozásokból ('Exp') és a Z paraméter ('Z pr') segítségével generált feszültség-alapú alakítási határdiagramok. (a) DP600, (b) DP800, (c) DP1000 lemezanyagok

### 3.2 Ráncosodási kritériumok vizsgálata

A kontrakció előre becslése céljából felállított feszültség-alapú határelméletek, mint láthattuk, pozitív főfeszültségek fennállásakor jelzik előre a várható elvékonyodás feltételét. Ez azt jelenti, hogy egy olyan jelenség vizsgálatához, amely a pozitív (húzó) jellegű főfeszültsége(ke)n kívül negatív (nyomó) főfeszültségi komponens(eke)t is tartalmaz, mindenképpen az SFLC-k „kiterjesztésére” van szükség. Ilyen, nyomófeszültség jelenlétével kapcsolatba hozható jelenség a ráncosodás.

A határdiagram kiterjesztése mélyhúzott munkadarabokra, három dolog miatt is kézenfekvő lehet. Egyrészt, a bonyolult, mélyhúzott alakzatokon az alakváltozások mérése nem egyszerű feladat, tehát nem jelent indokolatlanul körülményesebb feladatot a feszültségekben való gondolkodás, mint az alakváltozások egzakt meghatározása. Másrészt, a mai kor technológiai tervezéséből kihagyhatatlan végeeselemes programok, az alakváltozások mellett a feszültségeket is közvetlenül meghatározzák az adott felhasználói környezetben. Ennél fogva, a virtuális térben semmivel sem bonyolultabb a feszültségek nyomon követése, mint az alakváltozásoké. Így voltaképpen az indok, amely sokáig a háttérbe szorította a feszültség-alapú határelméletek térnyerését, azaz, hogy a feszültség-alapú gondolkodásmód kevésbé gyakorlat-orientált immáron nem áll fenn [110]. Harmadrészt (és ez talán a legfontosabb), ha nyomó igénybevétel is fennáll, és az képlékeny alakváltozást is okoz, akkor pusztán az alakváltozások nagyságának ismeretében (amelyet az FLC kifejez) nem meghatározható, hogy tiszta alakváltozásról, vagy ráncosodásról (a lemez „kihajlásáról”) beszélünk-e. (Mechanikai értelemben a ráncosodás képlékeny instabilitási probléma, amely lemezek esetén a „*buckling*”-al azaz a lemezek kihajlásával egyenértékű.) Ahhoz, hogy ezt el tudjuk dönteni, az alakváltozás jellegének ismerete is szükséges [122].

A mélyhúzással előállított alkatrészekben az alakítási folyamat során minden körülmények között ébrednek húzó és nyomó feszültségek is. Utóbbira, jellemzően az alkatrész peremén érintő irányban, előbbire pedig a húzott alkatrész falában lehet elsősorban számítani. Az, hogy a teríték peremén ráncosodás, vagy (a teríték vastagodásával járó) alakváltozás következik-e be, gyakorlati szempontból nézve, elsősorban a ráncgátló erő, vagy nyomás függvénye. Siebel [123] és Geleji [124] egymástól függetlenül vezette le az optimális ( $p_{opt}$ ) ráncgátló nyomás értékét, amelyek az alábbi, némiképp különböző összefüggésekkel írhatók le:

$$p_{opt\_Siebel} = 10^{-3}c \left[ (DR - 1)^3 + \frac{0,005D_0}{s_0} \right] R_m \quad (83)$$

és a

$$p_{opt\_Geleji} = 0,016 \left[ \frac{(2u + d_p)}{D_0 + d_p + 2u} \right] R_m \quad (84)$$

alakban, amelyekben  $c$  egy empirikus konstans (értéke 2...3 közötti),  $DR$  a húzási viszony ('*drawing ratio*'), amely a  $D_0$  kiinduló terítékátmérő és a  $d_p$  bélyegátmérő hányadosa,  $R_m$  a szakítószilárdság és  $u$  pedig a húzórés nagysága. Ez utóbbi paraméter bár függ az  $s_0$  kiinduló lemezvastagságtól, mégis inkább



szerszámozási (technológiai) paraméternek tekinthető, mintsem a mélyhúzó darab jellemzőjének. Optimális értékre ( $u_{opt}$ ), Oehler és Kaiser [125] az

$$u_{opt} = s_0 + 0,07 \cdot \sqrt{10} \cdot s_0 \approx 1,2s_0 \quad (85)$$

közelítő egyenlettel tesz ajánlást, acélokra.

Ezek a lineáris (Geleji) és nem-lineáris (Siebel) összefüggések tapasztalati megfigyeléseken és az erők egyensúlyán alapuló, a gyakorlat számára sok esetben (ettől még igen) hasznos összefüggések, de a ráncosodás jelenségének mélyebb megértésében nem vállalnak szerepet.

Egy korai, algebrai formában megfogalmazott feszültség-alapú ráncosodási feltétel ( $\sigma_c$ ), egy dimenziós formában, Geckeler-től [126] származik:

$$\sigma_c = 0,046 \frac{E_0 s^2}{w^2}. \quad (86)$$

Ebből az egyenletből jól látható, hogy a ráncképződés főként a geometria (az  $s$  lemezvastagság és a  $w$  közepes perem szélesség) és az anyagmodell függvénye. Geckeler bevezette az  $E_0$  ráncosodási modulus fogalmát is, amelyet Ramberg és Osgood [127], az  $E$  Young modulus és az  $E_p$  képlékenységi modulus függvényében az

$$E_0 = \frac{4E_p \cdot E}{(\sqrt{E_p} + \sqrt{E})^2} \quad (87)$$

egyenlettel fejezték ki.  $E_p$  a  $\bar{\sigma}(\bar{\varphi})$  görbe bármely pontjában vett érintőjét jelenti (88), amely a képlékeny alakváltozási folyamat előrehaladtával törvényszerűen változik, és így ezt a változást az analitikus megoldások az anyagi nem-linearitás miatt nem képesek kezelni. Következésképpen több, a jelen dolgozatban is hamarosan bemutatandó elmélet, tökéletesen képlékeny anyagmodell feltételezésével dolgozik. (Ettől függetlenül egyes elképzelések, így is jogos tiszteletet vívtak ki szerzőiknek, tudományos körökben.)

$$E_p = \frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\varphi}}. \quad (88)$$

Általánosságban kétféle módszer terjedt el a ráncosodás matematikai leírására, ezek az egyszerűen „energia-alapú” és a Hill-féle „szétválás” (korábban említve: „*bifurcation*”) néven emlegetett módszerek. Mindkét elmélet mechanikai-energia alapon, a ráncosodást „nyomó instabilitásként” tekinti. Előbbi szerint, ahogyan azt Yu és Johnson [128] az általuk kifejlesztett kétdimenziós ráncosodási modellben levezette, a lemez területén ébredő  $\Delta T^p$  membrán-feszültségek munkája egyenlő kell legyen, a  $\Delta U^p$  hajlítási-alakváltozási energia és a ráncgátló szerszám visszatartó  $\Delta U_k$  energiájának összegével, azaz:

$$\Delta T^p = \Delta U^p + \Delta U_k. \quad (89)$$

Az egyes energia-tagok kifejtése a [128] irodalom mellett megtalálható a [129]-ben is. A (89) differenciálegyenlet megoldásaként kapott, analitikus összefüggés azt mondja ki, hogy a ráncosodás akkor következik be, ha a

$$\sqrt{\left(\frac{E_0}{\bar{\sigma}}\right)} \cdot \frac{s}{R_0} < \frac{3}{2} \sqrt{\frac{H^{ep}}{F^{ep} + \left(\frac{2}{\pi}\right)^2 \psi \frac{1-m}{1+m}}} \quad (90)$$

egyenlőtlenség teljesül. Itt  $H^{ep}$  és  $F^{ep}$  a ráncok számától, a Poisson-tényezőtől ( $\nu$ ) és a teríték peremének szélességétől ( $w$ ) függő paraméterek, míg  $m$  a mélyhúzási folyamat előrehaladását jelző tényező:

$$m = \frac{r_b}{R_0}. \quad (91)$$

A (91) egyenletben, a húzási folyamat előrehaladtával  $R_0$  kiinduló teríték sugár folyamatosan az  $r$ , éppen aktuálisan fennálló sugárra csökken, míg  $r_b$  állandó, a húzógyűrű belső átmérőjének a húzógyűrű rádiuszával megnövelt félértékét jelenti (ld. 36. ábra).

Yu és Johnson [128] állandó lemeztvastagság és tökéletesen képlékeny anyagmodell figyelembe vételével jutott a (90) feltételezésre, míg Reddy és szerzőtársai [129] numerikus megoldásukban, már a lemeztvastagság változását is figyelembe vették. A ráncgátló hatását, az egységnyi területre vonatkozó ráncgátló erő ( $L$ ) tekintetében,  $k$  rugómerevségű, rugós működésű szerszámra az

$$L = k\pi(R_0^2 - r_b^2) \quad (92)$$

egyenlet felhasználásával a

$$\psi = \frac{L}{D}, \quad (93)$$

összefüggéssel adják meg, amelyre egyben jellemző, hogy,

$$D = \frac{E_0 \cdot s^3}{12(1 - \nu^2)} \approx \frac{E_0 \cdot s^3}{9}. \quad (94)$$

A (94) egyenletben szereplő utolsó kifejezés, a  $\nu$  Poisson tényező képlékeny alakváltozás tartományára jellemző  $\nu = 1/2$  érték behelyettesítésével adódik.

Itt a numerikus modellezés kapcsán röviden szükséges megemlíteni, hogy szimulációs módon szintén egy egyszerűsített modellt dolgoztak ki ráncok leírására Weili és szerzőtársai, [130], akik a ráncképződést kontaktfeladatként kezelve, ún. diszkrét csomóponti átvétítést („*discrete node projection*”) alkalmaztak. A szimulációk során nem állandó erővel, vagy rugómerevséggel működő ráncgátlóra végezték a számításait, hanem a ráncgátló és a húzógyűrű közötti távolság volt állandó. Neto és szerzőtársai, [52] napjainkban publikáltak végeselemes ráncosodási analízist, DC06 és DP600 anyagból készült négyzetes, sín-szerű profilos lemezalkatrész („*rail component*”) mélyhúzása kapcsán. Az alkatrészek különböző metszeteinek szimulációs és valós vizsgálatával kimutatták az alkalmazott modell hatását a ráncok alakjára, továbbá megállapították, hogy a teljes modell geometria analízisével a valósághoz közelebb álló eredményre jutunk, mint szimmetria modell-feltételek megadásával. Neto és szerzőtársai, [131] egy „*Numisheet benchmark*” szimulációs feladaton keresztül is vizsgálták a teríték hálózás diszkrétizálási módjának és a bélyeg profiljának hatását a ráncosodásra. A modellezett ráncosodási alakot és amplitúdót, AA5042 alumínium lemezen végzett kísérletekkel jó összhangban lévőnek találták. Végeselemes szimulációt használtak Zhao és szerzőtársai [132] is, az FLC-hez hasonló

ráncosodási határvonal definiálására, különböző állapotok mellett a főalakváltozások koordináta rendszerében. A szimulációk ellenőrzéséhez különleges, négyzetes próbatesteken végeztek kísérleteket, nem-egyenletes terhelési állapotok előállításával. A ráncosodási alak alapos vizsgálatát követően megállapították, hogy a ráncosodási határvonal az origóból kiindulva, egy  $-I$  meredekségű egyenesként halad az FLC negatív ténnyedében. Arian and Panahi [133] numerikus és kísérleti módszerekkel is vizsgálta a ráncgátló erő hatását a mélyhúzóhatóságra és a ráncosodásra, háromrétegű szendvicslemezekon. A lemez egyes rétegeinek viselkedését alapos megfigyeléseik eredményeként adták meg, de annak a specifikálására, hogy hol és milyen feltételek fennállása esetén számíthatunk a ráncosodás megjelenésére, nem adtak választ a kutatásukban.

A ráncosodási analízis másik alapvető módszerét, a Hill-től származó [134], majd Hutchinson és Neale [135] által is továbbfejlesztett „szétválás” elméletének eredményét, azaz a ráncosodás megindulásához szükséges teljes energiamennyiséget leíró

$$F = \iint (M_{ij}\kappa_{ij} + N_{ij}\varepsilon_{ij}^0 + N_{ij}\omega_{,i}\omega_{,j})dS \quad (95)$$

funkcionált használták fel például Chu és Xu [136] és Abbasi és szerzőtársai [137] is a ráncok kialakulásának becslésére, utóbbi hegesztett terítékekre („*tailor welded blanks*”) vonatkozóan. A funkcionál tartalmazza a ráncosodási elmozdulás vektort ( $\omega$ ), az egységnyi szélességre eső hajlítófeszültegek tenzorát ( $M_{ij}$ ), a hajlítási-alakváltozási tenzort ( $\kappa_{ij}$ ), a feszültségek megváltozási sebességét magában foglaló membrán (síkbán ható) feszültségek függvényét ( $N_{ij}$ ) és a tiszta alakváltozási tenzort ( $\varepsilon_{ij}^0$ ), míg az  $S$  a közepes lemezfelület azon régióját jelöli, ahol a ráncosodás bekövetkezik. Az egyenlet jobb oldalán álló első tag a hajlítási energiát ha  $i = j$ , illetve a csavarási energiát ha  $i \neq j$  szimbolizálja, a második tag a membrán feszültségek által okozott tiszta alakváltozások munkája, a harmadik tag pedig a síkbán ható feszültségek munkájaként fogható fel. Ha egy tetszőleges  $\omega_1, \omega_2, \omega_3$  alakváltozási mezőnél  $F > 0$ , akkor a ráncosodás nem lehetséges, mert a keletkező ráncok a teljes potenciális energiát növelnék. Ha  $F = 0$ , akkor a fennálló, nem-zérus alakváltozás mező tekinthető a ráncosodás kritériumának.

Ezt az elméletet használta fel Tugcu és kutatócsapata [138] is, akik különböző folyási feltételeken keresztül tanulmányozták a síkbeli anizotrópia hatását a ráncosodásra. A kritikus főfeszültségek kombinációit a feszültségek koordináta rendszerében adták meg. Hasonlóan Correia és Ferron [139] is szerkesztett ki ráncosodási határgörbékét a főfeszültségek síkjában. Kimutatták, hogy számításaik eredménye jól egyezik a mélyhúzott csészék falán kísérletileg meghatározott ráncosodási jelleggel. Mindkét előző kutatás kiemelte, hogy a becslés érzékeny az anizotrópia főirányok orientációjára, viszont nem vizsgálták a lemez felületére ható normál feszültségek hatását.

Kadkhodayan és Moayyedian [140] a közelmúltban tette közzé, a bizonyos egyszerűsítő feltételek (pl. tökéletesen képlékeny anyagmodell, illetve  $\bar{\sigma} = \sigma_r - \sigma_t$  izotróp folyási feltétel) mellett kidolgozott, zárt-alakú megoldását a szétválás elmélet differenciálegyenletének. Yu és Johnson [128] példájából kiindulva arra a következtetésre jutottak, hogy a mélyhúzásnál alapvetően fennálló

$$\sigma_r = \bar{\sigma} \cdot \ln\left(\frac{R_0}{r}\right) > 0 \text{ és} \quad (96)$$

$$\sigma_t = \bar{\sigma} \cdot \left[ \ln\left(\frac{R_0}{r}\right) - 1 \right] < 0 \quad (97)$$

feszültségi állapotban – ahol  $\sigma_r$  a radiális irányú és  $\sigma_t$  a tangenciális irányú főfeszültség – a ráncosodás akkor következik be, ha a

$$\sqrt{\left(\frac{E_0}{\bar{\sigma}}\right) \cdot \frac{s}{R_0}} < \sqrt{-3(1-\nu^2) \frac{H^{ep}}{\frac{F^{ep}}{4} + \left(\frac{2}{\pi}\right)^2 \psi \frac{1-m}{1+m}}} \quad (98)$$

egyenlőtlenség kielégül. Itt  $H^{ep}$  és  $F^{ep}$  szintén a ráncok számának, de emellett viszont nem a Poisson-tényezőnek ( $\nu$ ), hanem a folyamat előrehaladását jelző  $m$  indexnek a függvénye. A (90) és (98) kritériumok, a (89) és (95) differenciálegyenletek zárt alakban történő integrálásából csak úgy nyerhetők, ha állandó  $\bar{\sigma}$  feszültséget, azaz tökéletesen képlékeny anyagmodellt tételezünk fel. Ettől függetlenül, a ráncosodás feltételét jelentő egyenlőtlenségekben, az  $m$  függvényében a perem alakváltozása ( $\varphi_t, \varphi_r$ ) – a lemezvastagság változásának ( $\varphi_s$ ) elhanyagolásával –, közelítően a

$$\varphi_t = \ln \frac{d}{D_0}; \quad \varphi_s = 0; \quad \varphi_r = \ln \frac{D_0}{d} \quad (99)$$

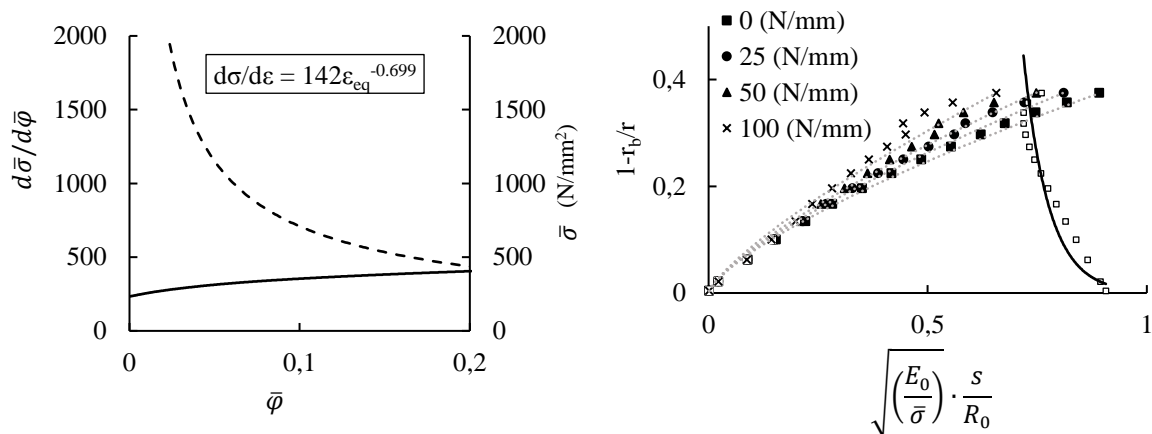
egyenletekből megállapítható, amelyekből a

$$\bar{\varphi} = \sqrt{\frac{2}{3}(\varphi_t^2 + \varphi_s^2 + \varphi_r^2)} \quad (100)$$

egyenértékű alakváltozás számolható. A (100) egyenletből és a HMH, vagy akár a Hill48 folyási feltétel (ld. (72) egyenlet) illetve egy tetszőleges keményedési törvény felhasználásával az egyenértékű feszültség, mi több, ezek által a  $d\bar{\sigma}/d\bar{\varphi}$  képlékenységi modulus is változóként kifejezhető [IX].

A képlékenységi modulus változásának és a Nádai-féle hatványos egyenlettel, változó  $\bar{\sigma}$  figyelembe vételével számított ráncosodási kritériumra látható egy-egy példa a 35. ábrán. Ezeket a számításokat DC04 lemezanyag, Ø74 mm kiinduló átmérőjű terítékének mélyhúzására ( $1-r_b/R_0 = 0,39$ ) végeztem el, négy különböző rugómerevség felhasználásával. A (b) ábrarészleten, a fekete folytonos vonallal ábrázolt ráncosodási kritériumtól balra eső tartományban nem következik be a ráncosodás, míg attól jobbra igen. Ez úgy értelmezhető, hogy a folyamat kezdetén (a perem behúzódnásával az  $y$  tengely értékei a zérushoz tartanak), az 50 N/mm, vagy annál kisebb rúgómerevségű szerszámmal normális irányban terhelt terítékben a visszatartó erő nem elegendő a ráncosodás elkerüléséhez. A terítékátmérő csökkenésével, nagyjából egy időben lépnek ki az egyenlet jobb oldalát, különböző  $\psi$  mellett ábrázoló görbék a ráncosodási tartományból. Akkorra viszont a ráncok, a lemezen már megjelentek, kivéve a 100 N/mm rugómerevségű szerszám visszatartó energiájának fennállása esetén, amely a kezdetektől fogva elkerülte folytonos vonaltól jobbra eső, ráncosodást jelentő diagramrészt. A számításokban előforduló geometriai jellemzők a 36. ábrán bemutatott, szabványos csészehúzó vizsgálat vázlatával vannak összhangban.

A most bemutatott ráncosodás-vizsgálati elméletek közös hátránya, hogy azok a ráncgátló energiáját bonyolult alakban kezelik ( $\psi$ ), amely formula változókat is tartalmaz. Ezáltal, ezek a számítások nem teremtenek gyakorlatias, és direkt kapcsolatot a ráncgátló szerszám energiája és a ráncosodást jelentő kritérium között. Ennek feloldására Wang és Cao [122], [141] fejlesztett ki egy megoldást, amelyet a ráncosodás elméleti leírásánál (3.2.2 fejezet) én is fel fogok használni.



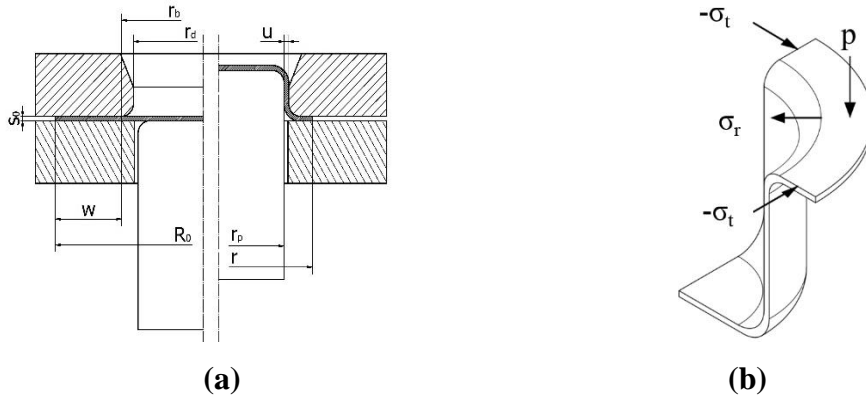
35. ábra: (a) a képlékenységi modulus (szaggatott vonal) és a folyási feszültség változása; (b) a (98) egyenlettel kapott mélyhúzási kritérium (fekete folytonos vonal) és a ráncgátló szerszám rugómerevségének hatása a ráncosodásra

### 3.2.1 Ráncosodási kritérium kísérleti vizsgálata

Szabványos Swift-teszteket [142] hajtottam végre lapos végződésű bélyeggel (36. ábra (a)) mind a négy vizsgált anyagon, a mélyhúzhatóság és főképp a ráncosodás jelenségének kísérleti megfigyelésére. A bélyeg és a húzógyűrű lekerekítési sugarai egységesen 5-5 mm voltak. A bélyegátmérő ( $2r_p$ ) ennél az elrendezésénél  $\varnothing 33$  mm, így a (85) képlettel összhangban a húzógyűrű belső átmérője ( $2r_d$ )  $\varnothing 35,4$  mm-re adódott. A teríték kiinduló átmérőjét ( $2R_0$ ),  $\varnothing 62$  mm-ről indulva, minden lépésben 2 mm-el növeltem a húzási határviszony (LDR – „limited drawing ratio”) eléréséig. A húzási határviszony az az arányszám, amely a még szakadás/repedés nélkül kihúzható legnagyobb terítékátmérőnek és a bélyegátmérőnek a hányadosát jelenti. Itt érdemes megjegyezni, hogy az LDR nem feltétlenül megegyező a mélyhúzhatóság tényleges határával. Elképzelhető például, hogy egy csésze szakadás nélkül kihúzható, de közben túlzott elvékonyodáson megy keresztül, vagy akár ráncosodás is megjelenhet. Tehát a technológiai körülményektől, mint például a ráncgátló erőtlől (később BHF, mint „blank holder force”), a kenési körülményektől és a húzási sebességtől függően, a legtöbb lemezanyagból képezhető ráncosodott, megfelelő minőségű, és elvékonyodott, vagy szélsőséges esetben akár szakadt csésze is. Többségében, a nagyobb BHF-hez a kisebb ráncosodási hajlam, és a nagyobb szakadási/elvékonyodási kockázat tartozik.

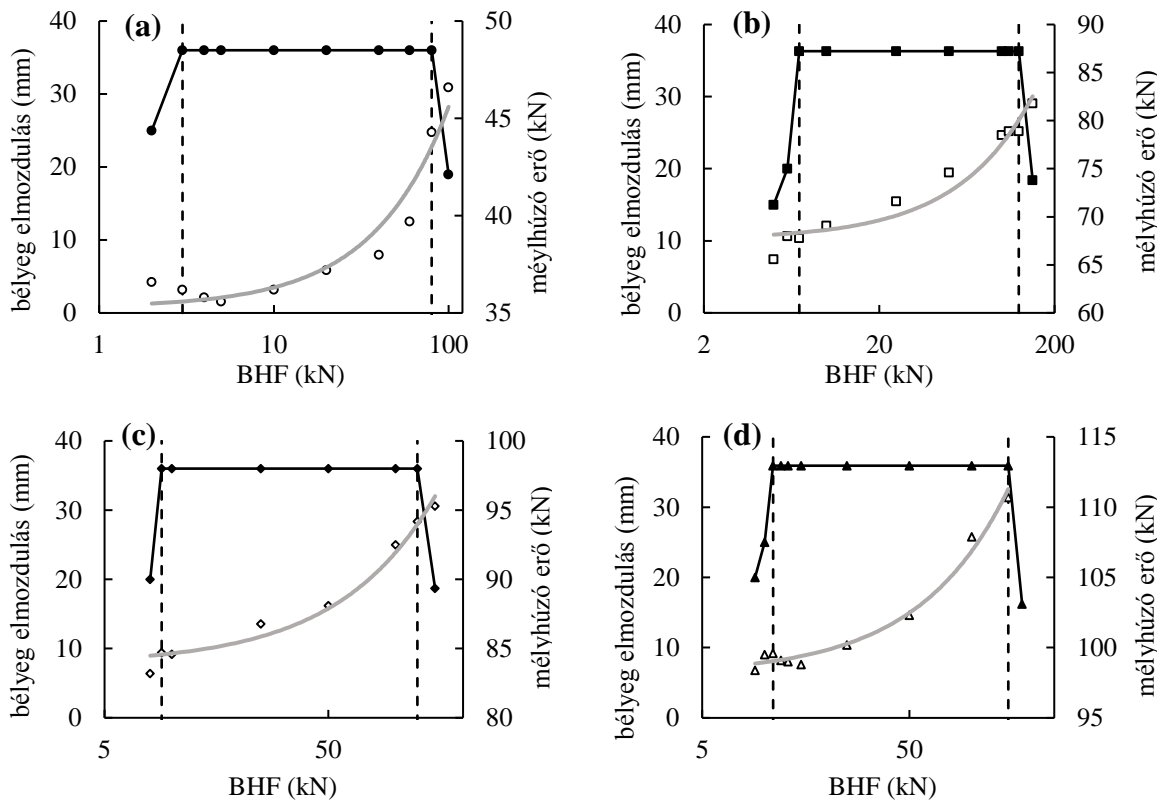
A kutatás e szakaszában ugyan nem az elvékonyodást helyeztem a középpontba, de a ráncosodás elkerüléséhez szükséges legkisebb, és a szakadást megelőző legnagyobb BHF által megszabott technológiai intervallumot, minden vizsgált lemezanyagra és minden kiinduló terítékátmérőhöz mérésekkel megállapítottam. Az  $\varnothing 66$  mm-es terítékek ( $DR = 2$ ) e jellemzőjét, anyagonként szemlélteti

a 37. ábra. Az ábrán, a fekete folytonos vonallal jelölt technológiai ablakok mellett szürkével, a mélyhúzási műveletek erőszükségletét is feltüntettem. Látható módon, a BHF növekedése a mélyhúzási erő emelkedését vonja maga után.



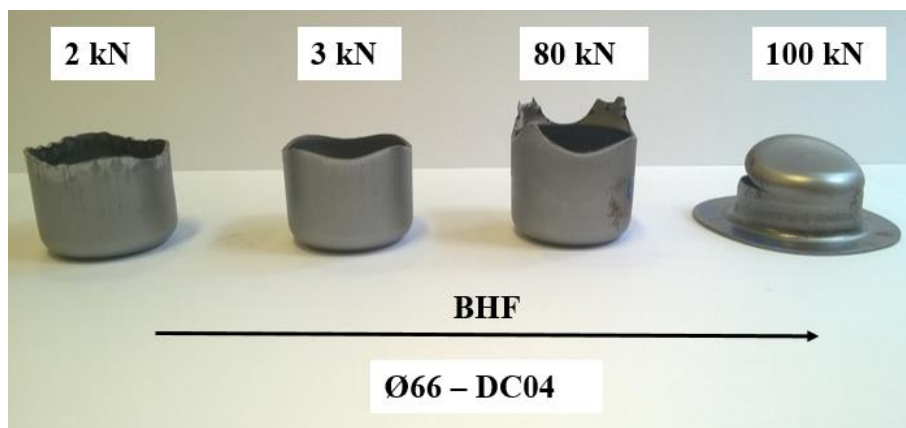
36. ábra: (a) a mélyhúzási technológia és szerszámai, illetve (b) az ébredő feszültségek sematikus ábrája, egynegyed csészén ábrázolva

A ráncosodás és szakadás okozta hibák nélkül kihúzható csészék, a szagatott vonalak közé szorított BHF ablakban készíthetők el. Bár a növekvő BHF az oldalfalak nyúlása következtében, a hibátlan csészék esetén is kihatással van azok magasságára (és ezen keresztül a bélyeg elmozdulására is), de a 37. ábrán az átlagos csészemagassághoz tartozó bélyegutakat tüntettem fel, a szabályosabb illusztráció érdekében. Szintén, a jobb átláthatóság érdekében folyamodtam a vízszintes tengely logaritmus léptékezéséhez is.



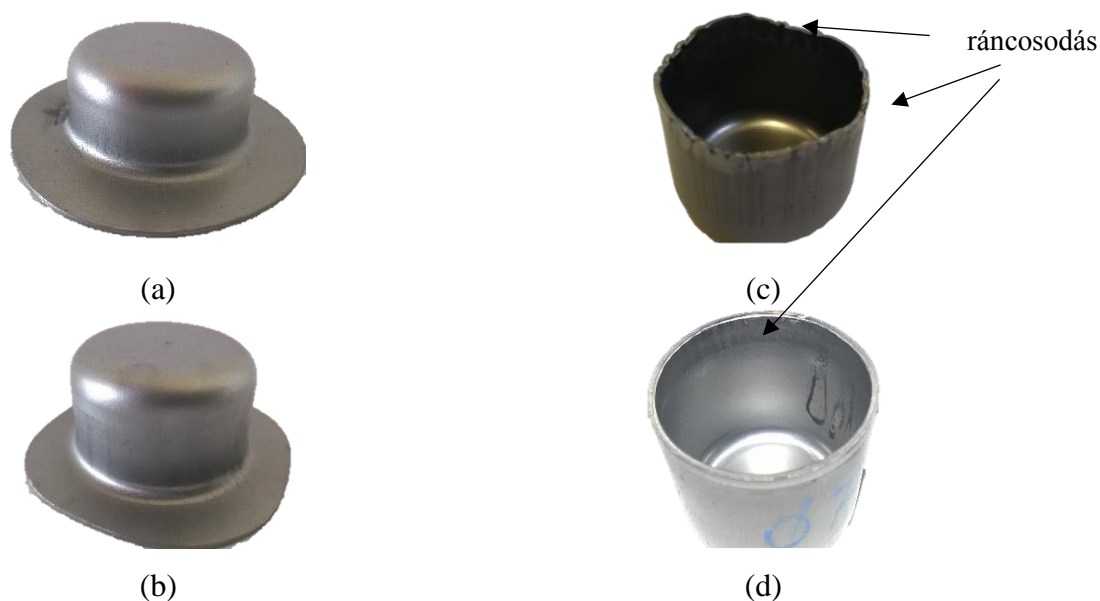
37. ábra:  $\varnothing 66$  mm-es kiinduló terítékátmérőhöz tartozó technológiai ablakok (fekete vonal) és a húzás erőszükséglete (szürke vonal); (a) DC04; (b) DP600; (c) DP800; és (d) DP1000

A növekvő BHF hatását, az Ø66 mm kiinduló terítékméretű DC04 lemezekben mutatja a 38. ábra. Ezen is jól látszik, hogy a BHF egy adott érték fölé növelésével komoly elvékonyodás és a becsípődési hatás („pinching effect”) jelenik meg a peremrészen, ahogyan a húzás közben a terhelt felület ugyanazon ráncgátló erő mellett egyre csökken ahogyan ez Amaral és szerzőtársai [143] munkájában is látható. Emellett, az anizotróp lemezekre jellemző fülesedés is megjelenik, ahogyan ezt a magas  $r$  érték, ennél az anyagnál is előre vetíti.



38. ábra: 66 mm kiinduló terítékátmérőjű DC04 lemezből húzott csészék, a BHF növelésével

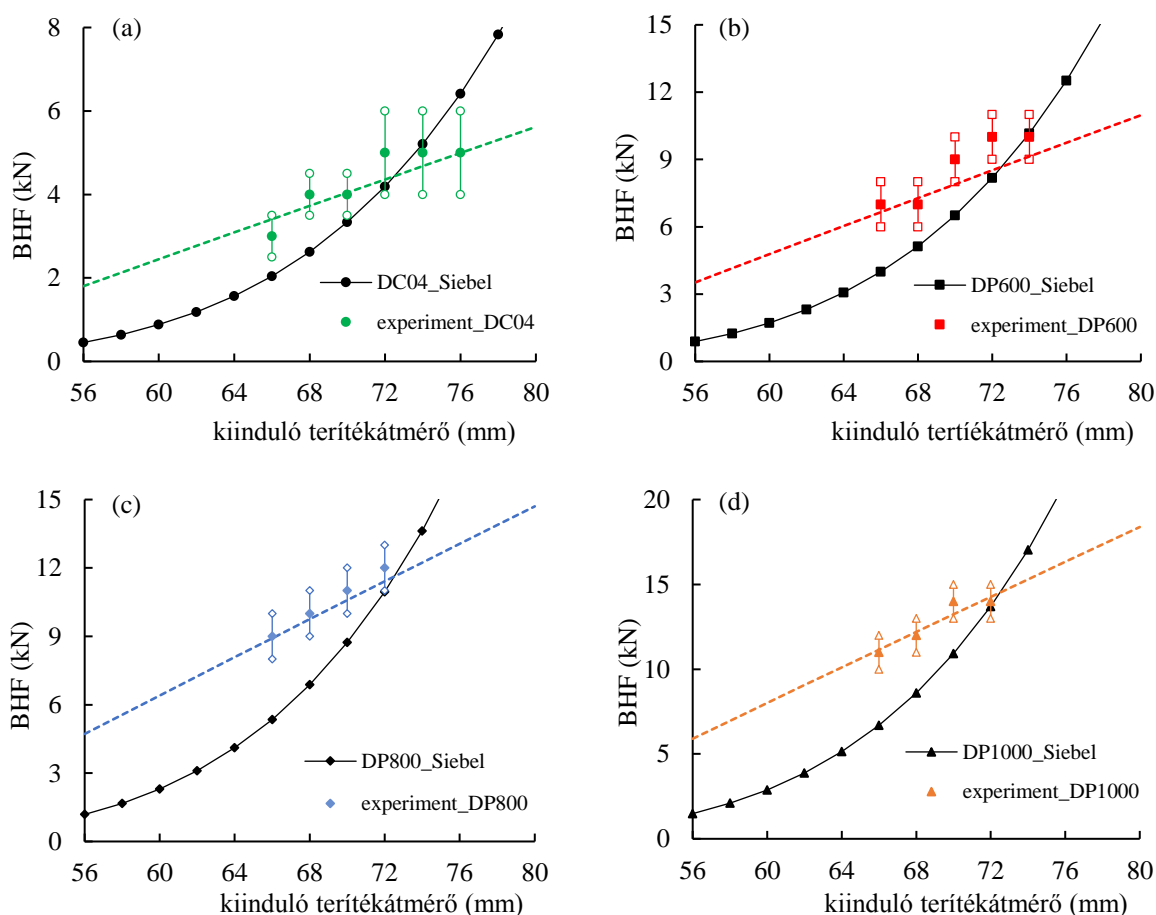
A ráncosodás jelenségét kvantitatívan nem jellemeztem, hanem annak bekövetkezését vizsgáltam szemrevételezéssel, a húzás végeredményeképpen és a húzási folyamat megszakításával kapott csészéken. A 39. ábra azt mutatja, hogy szabad szemmel is jól érzékelhető a ráncok kialakulása. Ráncosodásra utaló jelek nélküli, különböző húzási mélység elérése után megszakított folyamat eredményeként előálló csészék, és egy-egy erősen és gyengébben ráncosodott, készre-húzott DC04 (39. ábra (c)) és DP600 (39. ábra (d)) csésze található itt mintaként.



39. ábra: a húzási folyamat közben megfigyelt DC04 csészék ráncosodás nélkül, (a) 20 mm és (b) 25 mm bélyeg elmozdulást követően, illetve készre-húzott, ráncosodott, (c) DC04 és (d) DP600 csészék.

A csészehúzó szerszámok működtetéséhez a GAMF (Anyagtechnológia Tanszéken) üzemelő *Erichsen 142* típusú, univerzális lemezvizsgáló berendezést használtam. A bélyeg mozgási sebessége állandó 30 mm/perc volt, ami így kvázi-statikusan vizsgálatot eredményezett, azaz az alakváltozási sebesség hatását elhanyagoltam. A minél kedvezőbb kenési feltételek kialakításához, BWS típusú mélyhúzó olajból és hozzávetőlegesen 0,05 mm vastagságú polietilén fóliából „szendvics” kenést alkalmaztam a lemez húzógyűrű felőli oldalán. A bélyeg oldali lemezfelületet kezeletlenül hagytam, ahogyan azt Altan és Tekkaya is [17] javasolta.

A ráncok elkerüléséhez szükséges BHF-ek mérését háromszoros ismétlési gyakorisággal, anyagonként több különböző kiinduló terítékmérőnél, folyamatosan növekvő ráncgátló erők mellett végeztem el. Ez hozzávetőlegesen nagy számú mérési eredmény rendelkezésemre állását jelentette, amelyek átlag értékeit (az ábrán „*experiment*”) és az azokhoz tartozó szórásokat a 40. ábrán követhetjük nyomon. A mért értékeket egyenesekkel közelítettem a Geleji által javasolt (84) formulával (szaggatott vonalak), illetve azokat Siebel megoldásával (83) is összehasonlítottam. Mindkét közelítő módszer viszonylag jól becsüli a mért értékeket, de talán nem túlzás azt mondani, hogy a magyar tudós közelítő egyenesei kissé közelebb állnak a tapasztalataimhoz. Siebel módszere, inkább a  $DR > 2$  húzási viszony fölött válik pontosabbá.



40. ábra: a BHF és a kiinduló teríték átmérő, azaz a húzási viszony függvényében ábrázolt, kísérleti úton meghatározott ráncosodási hajlandóság (a) DC04; (b) DP600; (c) DP800 és (d) DP1000 lemezanyagokra

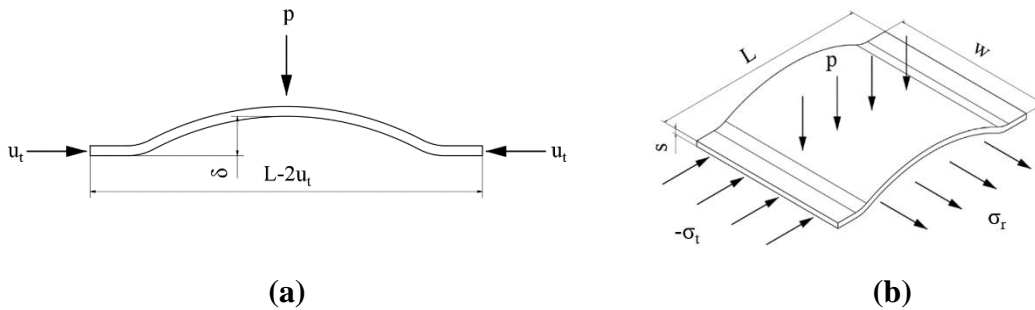


### 3.2.2 Ráncosodási kritérium analitikai módszerekkel történő meghatározása

Az alkalmazott ráncosodás-becslő módszer Wang és Cao [122], [141] munkássága eredményén alapszik. Felismerték, hogy a ráncosodás leírásának problematikája algebrai egyenletekkel is feloldható, az alakváltozás közben síkban maradó lemez és a ráncosodott lemez alakváltozási energiájának összevetésével:

$$W_n = J_{0n} - J_{0b} \quad (101)$$

Ebben a kontextusban  $W_n$  a normális irányú külső erők munkáját jelenti, amelyben  $n$  alsó index nem a ráncok számára, hanem a ráncosodás módjára utal. Az elmélet megértéshez tekintsünk egy  $s$  lemezvastagságú,  $w$  szélességű és  $L$  hosszúságú lemezt, amely pereme a 41. ábra (a) alapján, a rá ható tangenciális feszültségek hatására  $u_t$  elmozduláson megy keresztül. A lemez, ez által  $\delta$  amplitúdójú, szinusz függvény alakú kihajlást szenved el.



41. ábra: egy egyszerűsített négyzetes lemez (a) tangenciális és normál irányú, illetve (b) ezek mellett radiális irányú feszültséggel is terhelve

Ha egy normál irányban is terhelt lemezt a mélyhúzó művelet során a bélyeggel a húzógyűrűbe kényszerítünk, a peremen ébredő  $(-\sigma_t)$  tangenciális feszültség arányosan növekvő  $u_t$  tangenciális irányú elmozdulást, és ezirányú alakváltozást is kell, hogy eredményezzen. Mélyhúzásnál a  $(\sigma_r)$  húzófeszültséget a bélyeg fejt ki a munkadarabra a 36. ábra (b) részlete szerint és készíti az alkatrészt radiális irányú nyúlásra, a 41. ábra (b) részletével összhangban. A nyírófeszültségek elhanyagolásával, valamint ha a feszültségi főirányok egybeesnek a munkadarab koordináta rendszerével, a főfeszültségek aránya erre a technológiára nézve a következőképpen fejezhető ki:

$$\alpha = -\frac{\sigma_r}{\sigma_t} \quad (102)$$

Egy ilyen terhelési esetben, a kihajlás visszaszorításához szükséges kritikus normál irányú nyomás a

$$p_n = \frac{3(J_{0n} - J_{bn})}{4\delta_n L_n w} \quad (103)$$

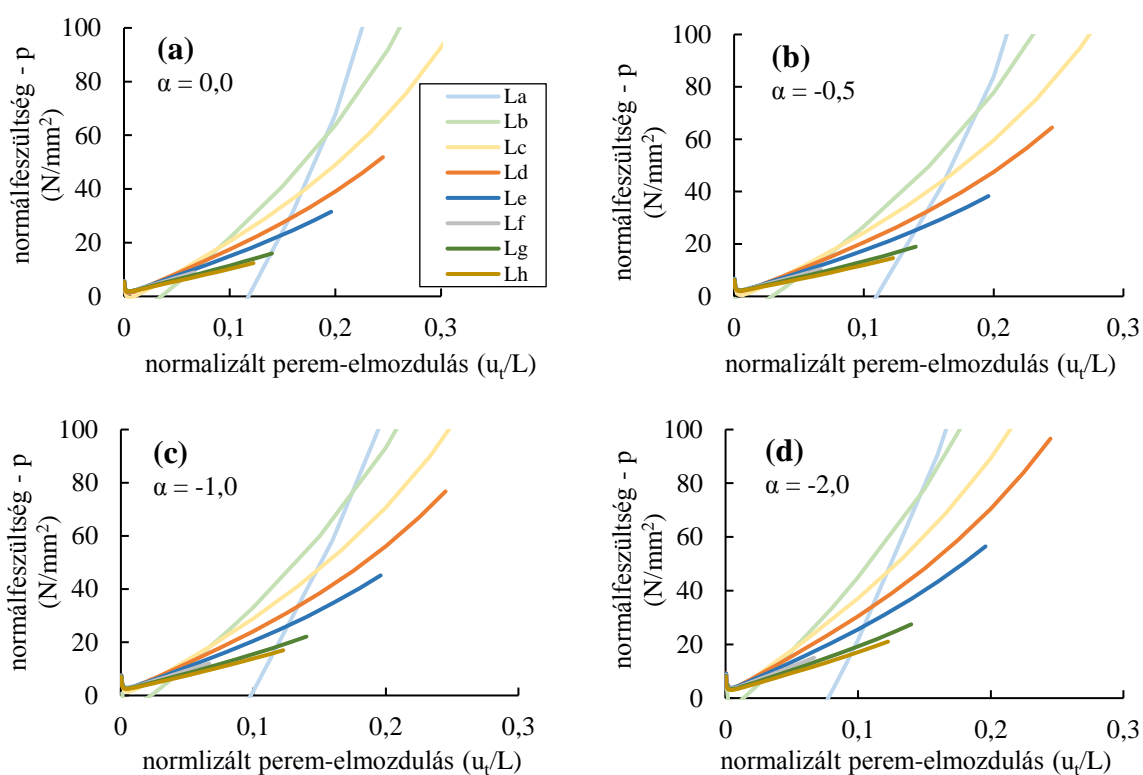
formában írható fel, amelyben az egyes energiamennyiségek kifejtését Wang és Cao a Hill48 folyási feltétel és a Swift keményedési törvény felhasználásával, a következő alakban adták meg:

$$J_0 = \frac{1}{w} \iint \bar{\sigma} d\bar{\varphi} dV = \frac{K L s}{n+1} (\varphi_0 + c_1 \varepsilon_{1_0})^{n+1} \quad (104)$$

$$J_b = \frac{2Ks}{n+1} \left[ \frac{c_2 s}{2} + (\varphi_0 + c_3) \left( \frac{1}{m^2 \delta} + \frac{s}{2} \right) \right]^{n+1} \left( \frac{1}{m^2 \delta} + \frac{s}{2} \right)^{-n} \tan^{-1}(m\delta) \quad (105)$$

Ezekben az egyenletekben a  $c_1$ ,  $c_2$  és  $c_3$  paraméterek a képlékenységtani anizotrópia és az  $\alpha$  feszültségárány hatását veszik figyelembe. Az  $\varepsilon_{10}$  jelölés a tökéletesen sík lemezben kialakuló alakváltozási-eloszlásra utal,  $m$  pedig a ráncosodási mód frekvenciája. A  $K$ ,  $\varphi_0$  és  $n$  tényezők, ahogyan azt korábban láthattuk, a Swift egyenlet paraméterei.

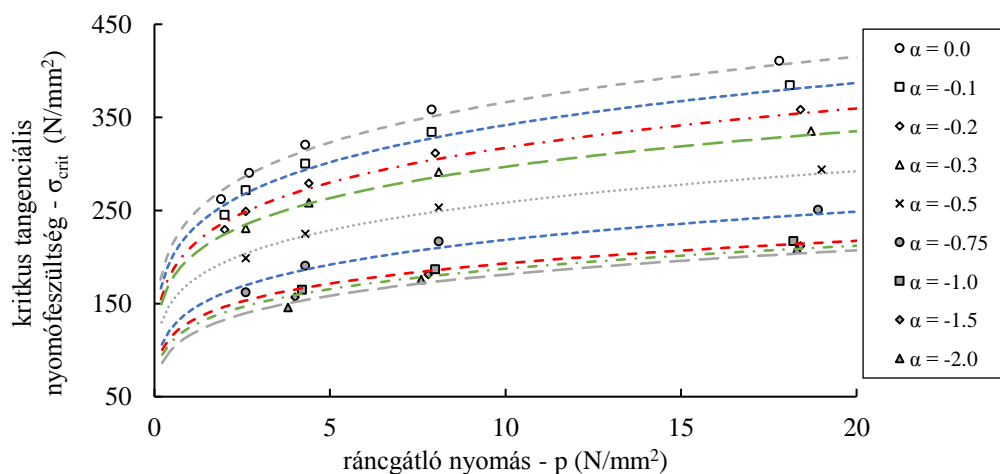
A lemez szélességi és vastagsági méreteit egységnyivel helyettesítve, az  $L$  lemez méretet folyamatosan változtatva, a kritikus normál irányú feszültségi összetevő az  $u_r$  elmozduláshoz tartozóan számszerűen kifejezhető, az  $\alpha$  feszültségárány függvényében. Ilyen normál feszültség – normalizált perem-elmozdulás ( $u_r/L$ ) diagramokat mutat a 42. ábra, DC04 lemezre, a  $\theta \leq \alpha \leq -2$  tartományban. Megfigyelhető, hogy a feszültségárány csökkenésével, más szóval a teríték peremétől annak középpontja felé haladva, adott normál irányú nyomófeszültség mellett a ráncok kisebb perem-elmozdulások után jelentkeznek.



42. ábra: a különböző, normalizált perem-elmozdulásokhoz tartozó normál irányú feszültségek változása, különböző  $L$  ( $L_a, L_b, \dots, L_h$ ) méretek és  $\alpha$  feszültségi arányok esetén; (a)  $\alpha = 0,0$ ; (b)  $\alpha = -0,5$ ; (c)  $\alpha = -1,0$ ; (d)  $\alpha = -2,0$  (DC04)

Az ábrák jelentősége emellett mindenekelőtt az, hogy a számításokat nyolc különböző, tetszőlegesen, de a 40. ábrával összhangban megválasztott (minden ábrára érvényes  $L_a, L_b, \dots, L_h$ ) geometriához elvégezve elegendő számú görbe jelenik meg, amelyek metszéspontjai adják meg rendre azokat az átmeneti elmozdulásokat, amelyek fennálláskor a deformáció jellege megváltozik. Az ezekhez az átmeneti elmozdulásokhoz (kihajlást jelentő, érintő irányú alakváltozásokhoz) tartozó  $p$  normál irányú nyomások ( $p = f(u_r/L, \alpha, R, K, \varphi_0, n)$ ) pedig azt az értéket képviselik, amelyekkel a ráncok megjelenése megakadályozható. A kritikus, tangenciális alakváltozásokat (mivel azok nagysága önmagában nem mérhető, ahogyan azt a fejezet bevezetésében tárgyaltuk) feszültségekké szükségeltetik transzformálni.

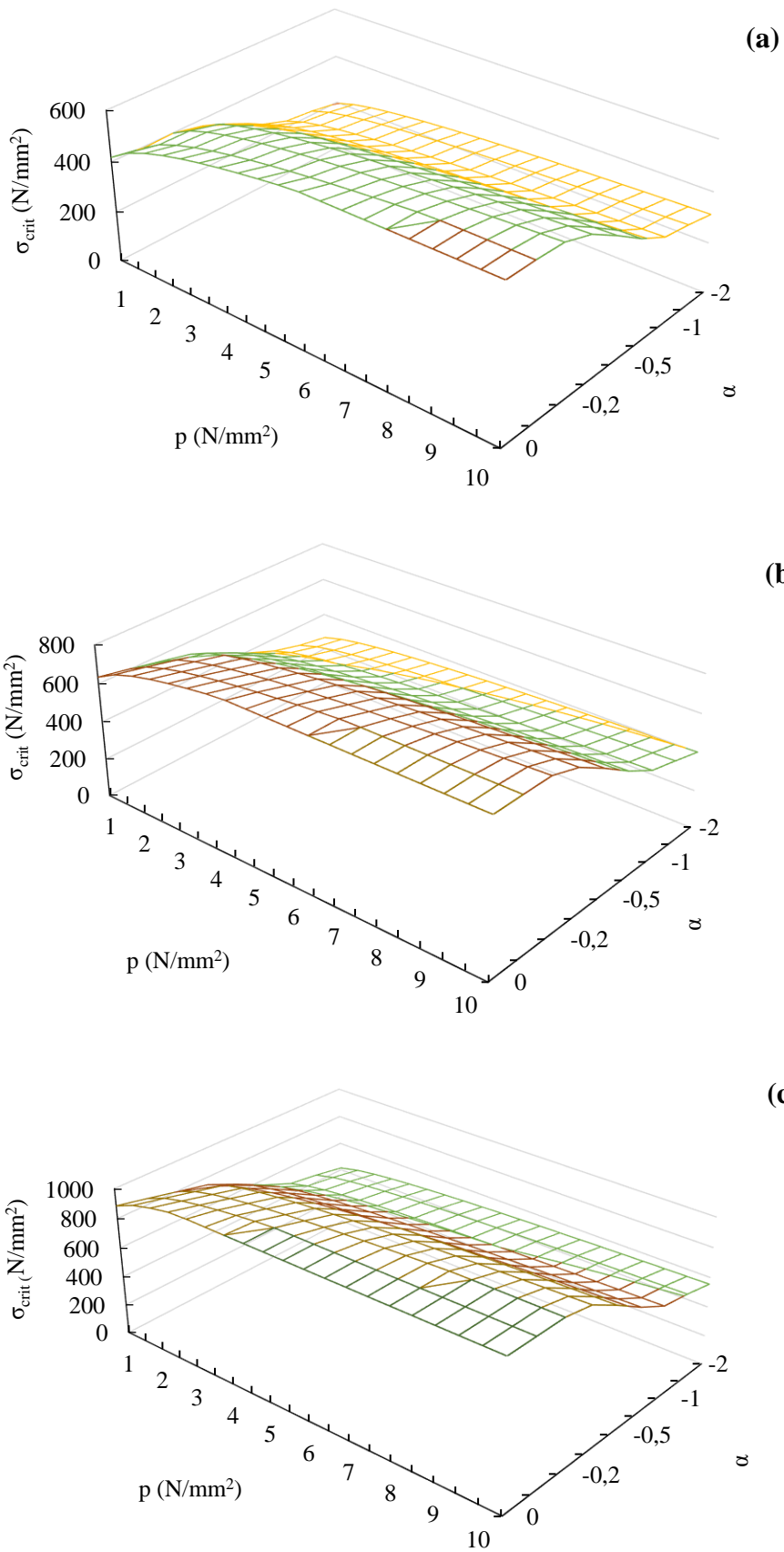
Így a kritikus tangenciális feszültségek ( $\sigma_{crit}$ ), amelyek a ráncok létrehozásához szükséges tangenciális nyomófeszültségek abszolút értékei, továbbá a ráncokat elnyomni igyekvő, a kritikus értéküknél ezt a feladatukat teljesíteni képes, normál irányú nyomások ( $p$ ) összhangba hozhatók (43. ábra).



43. ábra: a kritikus tangenciális nyomófeszültség ( $\sigma_{crit}$ ) és a szükséges rángatóló nyomás ( $p$ ) kapcsolata különböző  $\alpha$  feszültségi arányoknál, DC04 lemezanyagra

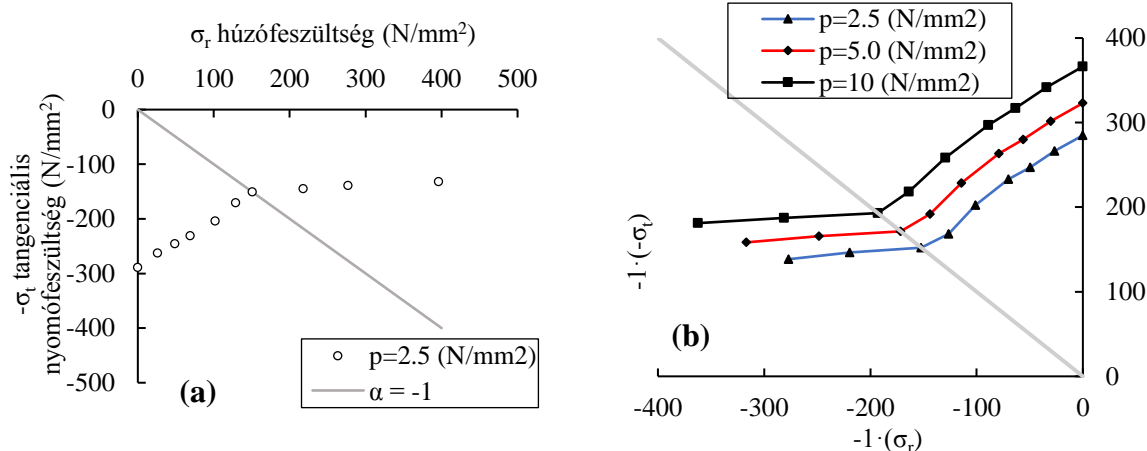
Az összetartozó, ráncosodást eredményező kritikus tangenciális és az azt elnyomó, kritikus normál irányú feszültségek (különböző jelölők az ábrán) közötti kapcsolat hatványos formulával leírható, változó feszültségarányok mellett, azaz a mélyhúzott csésze különböző pontjain is. A hatványos közelítést szaggatott vonalak jelölik a 43. ábrán. Az ilyen típusú közelítés jellegéből adódóan ugyan, a zérushoz közeli nyomásoknál a kritikus feszültségek definiálása bizonytalanává válik, de a gyakorlatban mindig lehet számítani legalább néhány MPa rángatóló nyomásra, így ez nem okozza a becslés különösebb hibáját. A DP acélokra jellemző, ugyanezen elven készült, kritikus feszültség-felületeket megjelenítő grafikonok, amelyeken az  $\alpha$  hatását külön vízszintes tengelyen adtam meg, láthatók a 44. ábrán. A kritikus érintő és normál irányú feszültségek ismeretében, a folyamat bármilyen  $\alpha$  érték mellett, azaz egy tetszőleges teríték bármely térbeli pontja kontrol alatt tartható.

A 43. és a 44. ábrákon, a rángatóló nyomásra vonatkozó releváns tartományt tüntettem csak fel ( $p_{max} = 10 \dots 20 \text{ N/mm}^2$ ), de a feszültségi arányok már nem feltétlenül nevezhetők relevánsnak a mélyhúzott csésze peremét illetően. A főfeszültségi arányok számításánál a tangenciális feszültségeket előjel helyesen kezeltem, ezért adódtak az  $\alpha$ -ra rendre negatív értékek. A legkézenfekvőbb közelítések a csésze peremén zérus  $\alpha$  értéket tételeznek fel [144]. Az  $\alpha$  értékeinek kiterjesztésével azonban, egy tetszőleges, negatív és pozitív értelmű főfeszültségeket is tartalmazó folyamat ráncosodási hajlama előre jelezhető. Egy példát a ráncokat eredményező, előjel helyes feszültségek számításának eredményére szemléltet a 45. ábra (a) részlete, DC04 lemezanyag  $2,5 \text{ N/mm}^2$  rángatóló nyomással történő mélyhúzására. Figyeljük meg, hogy a feszültség komponensek mínusz egyszeresét véve, az új diagram összhangba hozható a klasszikus SFLD-k képével, vagyis az alakítási (ráncosodási) határ a megszokott ábrázolási módban is kiterjeszhető a negatív feszültség-állapotú tartományra is.



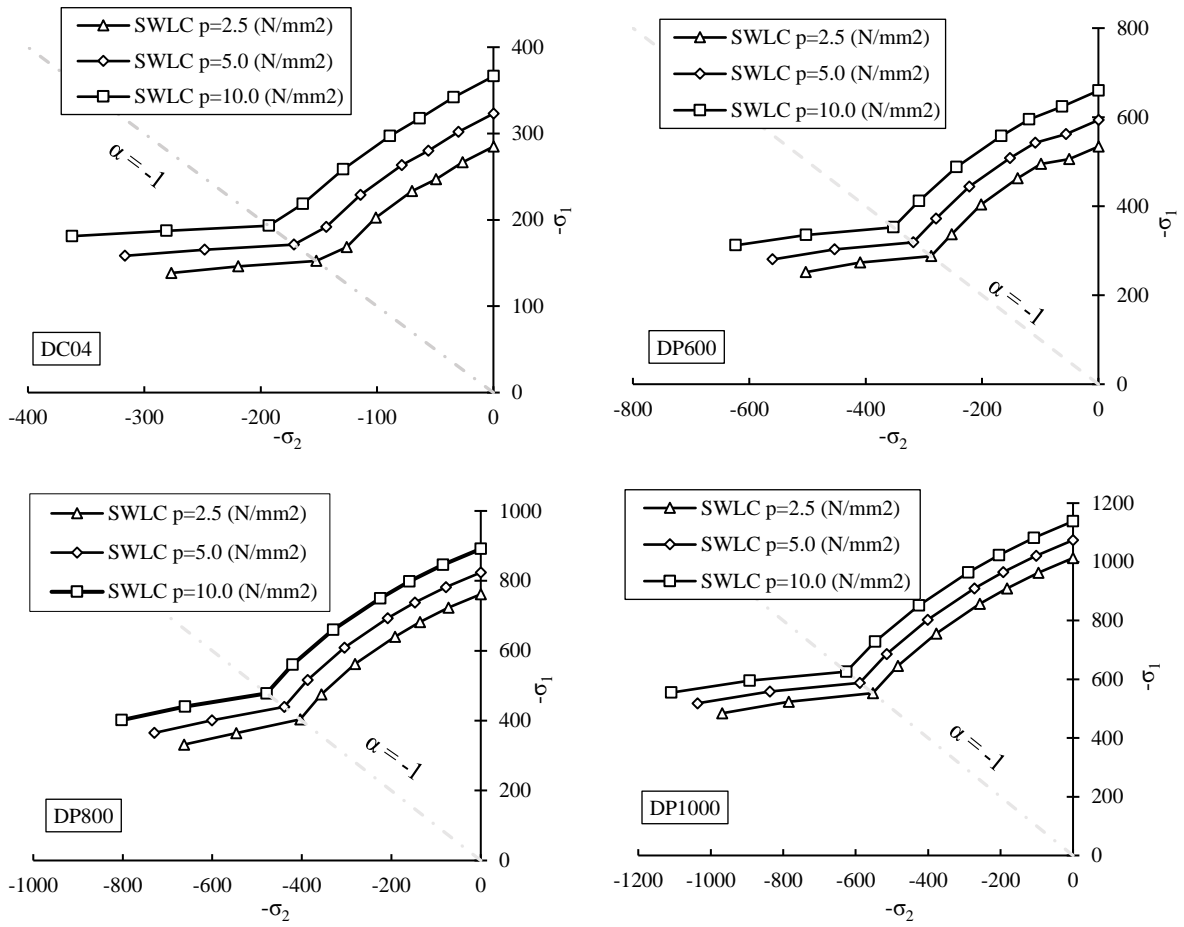
44. ábra: a kritikus tangenciális nyomófeszültség ( $\sigma_{crit}$ ) és a szükséges ráncgátló nyomás ( $p$ ) kapcsolata különböző  $\alpha$  feszültségi arányoknál; (a) DP600; (b) DP800; (c) DP1000 lemezanyagokra

Az eredetileg negatív előlejtű főfeszültségnek (azaz a tangenciális nyomófeszültségnek) a pozitív tengelyfelre, míg az eredetileg pozitív, húzó jellegű feszültségnek a negatív tengelyfelre történő tükrözésével, az SFLD kiterjesztéseként felfogható 45. ábra (b) részletét kapjuk. Fontos azt szem előtt tartanunk, hogy az így kapott negatív ténnyedbe eső diagramrészlet nem érvényes az elvékonyodás jelenségére, a klasszikus SFLD-vel szemben. Ráadásul, mivel a ráncosodási hajlam, és ezáltal a negatív ténnyedbe tartozó diagramok a normál irányú nyomás függvényében változnak, a ráncosodási határgörbe nem egyetlen görbeként, hanem egy görbecsaládként fogható fel. Ezt is az 45. ábra (b) részlete demonstrálja, DC04 anyag, három különböző ráncgátló nyomásra érvényes ráncosodási határgörbéjére vonatkozóan.



45. ábra: (a) a kritikus érintő irányú nyomófeszültség és a feszültségarány ismeretében előálló, hozzá tartozó húzófeszültség,  $p = 2,5 \text{ (N/mm}^2\text{)}$  ráncgátló nyomásnál; (b) az origóra tükrözött feszültségkomponensek  $p = 2,5 \text{ (N/mm}^2\text{)}$ ,  $p = 5,0 \text{ (N/mm}^2\text{)}$ ,  $p = 10,0 \text{ (N/mm}^2\text{)}$  ráncgátló nyomásoknál

Összegezve tehát a kapott diagramot a klasszikus SFLD-vel elmondható, hogy az újonnan javasolt feszültség-alapú, ráncosodási határdiagramokkal, az általánosan elfogadott határdiagram ábrázolási módnak a negatív ténnyedre érvényes kiegészítése is megrajzolható. A két határdiagram közös koordináta rendszerben való ábrázolását, azok eltérő fizikai tartalma miatt nem vezettem be (még ha a határfeszültség értékek összehasonlítása a szakadási és a ráncosodási tartományban matematikailag kétség kívül megtehető is lenne), csak a negatív ténnyedre érvényes ráncosodási határgörbékét ábrázolom a 46. ábrán. A hagyományos SFLC-k mint azt korábban láthattuk, az elvékonyodás jelenségét hivatottak előre jelezni, míg Wang és Cao elmélete az elvékonyodástól független, a különböző alakváltozási módok eltérő energiaegyenletein alapul. Ez azt eredményezi, hogy a függőleges tengely mentén nincs kapcsolat a határdiagram jobb- és baloldala között, következésképpen a baloldali pontok („SWLC” jelölés az ábrán) akár teljesen eltérő feszültség-szinteken jelenhetnek meg, mint a jobb oldalt ábrázoló értékek. Ugyanakkor, ha a lemezanyag szilárdsága alapvetően nagy, és a ráncgátló nyomás is kellően nagy, akkor a ráncosodás kialakulásához szükséges egytengelyű nyomófeszültség a  $\sigma_2 = 0$  feszültség állapotnál akár elérheti, az egytengelyű húzó feszültségi állapotban elvékonyodásként tönkremenetelt okozó feszültség szintet.



46. ábra: a kiterjesztett, húzó-nyomó feszültségi tartományokat is lefedni képes feszültség-alapú határdiagram a ráncosodási határgörbékkel: DC04, DP600, DP800 és DP1000 anyagokra vonatkozóan

### 3.2.3 Ráncosodási kritérium numerikus módszerekkel történő meghatározása

A ráncképződés modellezésének abból a szempontból van komoly jelentősége, ahogyan azt a 3.2. fejezet bevezetőjében tárgyaltuk, az alapvetően határ-alakváltozások elméletében gondolkodó modellezési szemléletmód nem minden esetben képes az alakváltozások jellegét is figyelembe venni, azok nagysága mellett. A végeelemes analízisekhez az AutoForm R8® szoftvert használtam, amely az egyik piacvezető célszoftver a lemezalakítás területén. A téma/probléma aktualitását az is bizonyítja, hogy ez a szoftver is különböző beépített modulokat kínál (i) a ráncgátló szerszám kinematikájának, illetve (ii) a ráncosodás jelenségének definiálására. Most röviden tekintsük át ezeket.

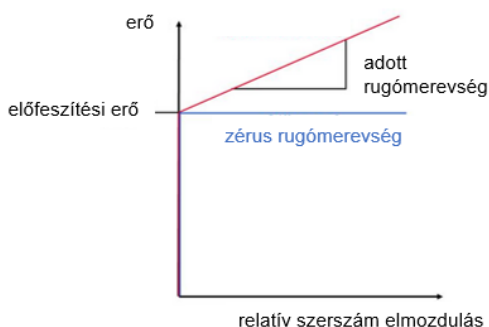
A szimulációs térben egy mélyhúzási folyamat virtuális felépítésekor alkalmazhatunk

- állandó erővel záró ráncgátló megoldást,
- rugós működtetésű ráncgátló szerszámot, illetve
- a ráncgátló és a matrica felülete közötti állandó távolságot biztosító ráncgátlót.

Az állandó erőre szabályozott ráncgátlós szerszám esetében megadható a szerszámok zárásakor felépülő erő, mely később a szerszámok mozgása során elviekben nem változik. Viszont ennél a megoldásnál a munkadarab nem emelheti el a ráncgátlót, akkor sem, ha a lemez vastagodásából, vagy ráncosodásából származó reakcióerő nagyobb, mint a záróerő. Ilyen esetben a program automatikusan megnöveli a záróerőt, a reakcióerő értékénél nagyobb értékre. Ez tehát a ráncosodás elemzésénél nem használható, ellenben a mérnöki alkalmazásoknál hasznos információt szolgáltat: így becsülhető, hogy adott esetben mekkora az a szükséges legkisebb záróerő, amelyet a húzási folyamat igényel.

Rugós működtetésű ráncgátlós szerszámokban, ezzel szemben, túl kicsi rugóerő mellett, megemelheti a teríték ráncosodása által kifejtett reakcióerő a ráncgátlót. A rugós szerszám kinematikája és az általa kifejtett erő a rugó paramétereitől függően változnak. Ezek a rugóparaméterek az előfeszítési erő és a rugómerevség. Amint azt a 47. ábra szemlélteti, a rugómerevség, a záróerő megváltozási karakterisztikáját jelenti a szerszám elmozdulásának függvényében (piros folytonos vonal). A program feltételezi, hogy az alkalmazott rugók lineáris karakterisztikával rendelkeznek, ahogy az az acél, vagy a gáz rugóknál a gyakorlatban lényegében helytálló. A rugó merevségének nulla értékre történő megválasztásával (kék folytonos vonal) tulajdonképpen, állandó erővel, méghozzá az előfeszítési erővel megegyező erővel záró szerszámot kapunk. Ezzel a megoldással elérhető olyan állandó erővel záró szerszám modellezése, amely nem lehetetleníti el egyben a ráncosodás modellezését.

A ráncgátló és a matrica közötti távolság szabályozása azt jelenti, hogy a program, a folyamat során, a ráncgátló szerszámot a húzószerszám felületéhez képest egy előre meghatározott állandó értéken tartja. Ez tulajdonképpen azt az esetet szimulálja, ami a valóságban távtartók használatakor állhat elő.



47. ábra: a rugós működtetésű ráncgátlás elve az AutoForm szoftverben [145]

A munkadarab ráncosodásának, ráncosodási hajlamának becslésére a program két eredményváltozót szolgáltat. Az egyik változó geometriai alapú, míg a másik feltétel az alakváltozási állapotból következtet a ráncosodásra.

A geometriai alapú kritérium számításakor a szoftver, a munkadarab görbületét veti össze egy referenciaként szolgáló szerszámfelülettel (48. ábra). A ráncok kialakulása akkor következik be, amennyiben megszűnik az érintkezés a munkadarab és a referencia szerszámfelület között. A  $W$  geometriai változó értéke dimenzió nélküli szám, számszerűsítése a 48. ábra jelöléseivel a következő módon történik:

$$W = \frac{1}{R} \cdot \frac{t}{2} \quad (106)$$



48. ábra: a ráncosodás geometriai értelmezése és eredményváltozója az AutoForm szoftverben [145]

A  $W$  geometriai változó értelmezésében, a lemez görbületét kifejező  $R$  sugár csökkenésével egyre határozottabb eltérés mutatkozik a lemez középsíkja (a lemezvastagság felével számolva) és a referencia felület között, tehát  $W$  növekedése az egyre erőteljesebb ráncosodásra utal.

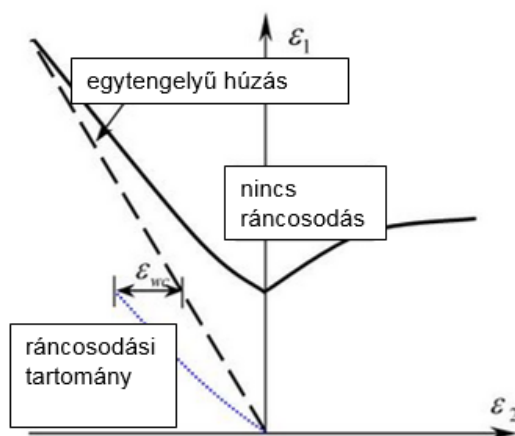
A másik lehetőség az alakváltozási állapoton alapuló eredményváltozó, az úgynevezett 'ráncosodási potenciál' ( $\varepsilon_{wc}$ ), amelynek alap definíciója (az AutoForm jelölési rendszerben) az

$$\varepsilon_{wc} = \max \left[ - \left( \varepsilon_2 + \frac{r}{1+r} \cdot \varepsilon_1 \right), 0 \right] \quad (107)$$

egyenlet. Ebben az összefüggésben az anizotrópia tényező mellett  $\varepsilon_1$  és  $\varepsilon_2$  rendre a legnagyobb és legkisebb valódi főalakváltozások az FLC-ben. Ez tulajdonképpen nem más, mint a vizsgált anyagi pont alakváltozási állapotának, az alakítási határdiagrammban az egytengelyű húzófeszültség által létrehozott alakváltozási állapothoz történő viszonyítása. Ez az elmélet azt tételezi fel, hogy ehhez, az abszolút értékben legnagyobb negatív főalakváltozás ( $-\varepsilon_2$ ) létrehozásához már ugyanilyen irányú nyomó



feszültségnek is hatnia kell, ezáltal minél távolabb esik a vizsgált pont alakváltozási állapota a negatív  $\varepsilon_2$  irányban az egytengelyű húzófeszültség által okozott alakváltozási állapottól, annál nagyobb abszolút értékű  $\sigma_2$  nyomófeszültség működik a munkadarabon. Amennyiben tehát (107) nagyobb, mint zérus, úgy ezen elképzelés alapján fennáll a ráncosodás lehetősége, továbbá minél nagyobb ez az érték, annál nagyobb a ráncosodás valószínűsége is. Abban az esetben ha (107) értéke zérus, úgy az alakváltozási állapot megegyezik az egytengelyű húzás okozta alakváltozási állapottal, tehát a ráncosodás megjelenése nem lehetséges, ahogyan az a 49. ábrán látható. A program tehát vagy geometriai alapon, vagy egy alakváltozási-állapot alapú változón keresztül, indirekt módon következtet a ráncosodásra. Belátható, és a program kezelési útmutatója is külön kiemeli, hogy egyik módszer sem igazán alkalmas összeszorított felületek közötti ráncokképződés becslésére [145]. Egyrészt, a hullámosodás nem tud ilyenkor úgy létrejönni, mint a szabad felületek deformációjakor, tehát a geometriai változó megfelelősége kérdésessé válik. Az alakváltozási-állapoton alapuló feltevés pedig kétségkívül rossz eredményre vezet, ha a munkadarabra normális irányú nyomófeszültség is hat. Ilyenkor ugyanis, a becsült ráncosodási potenciálnál abszolút értékben jóval nagyobb  $\varepsilon_2$  negatív főalakváltozások esetén sem jön létre a ráncosodás, ha megfelelő ráncgátló nyomással beleavatkozunk a folyamatba. Más szóval, az  $\varepsilon_{wc}$ , a normális irányú nyomás függvénye kell legyen, de ezt a program nem veszi figyelembe.

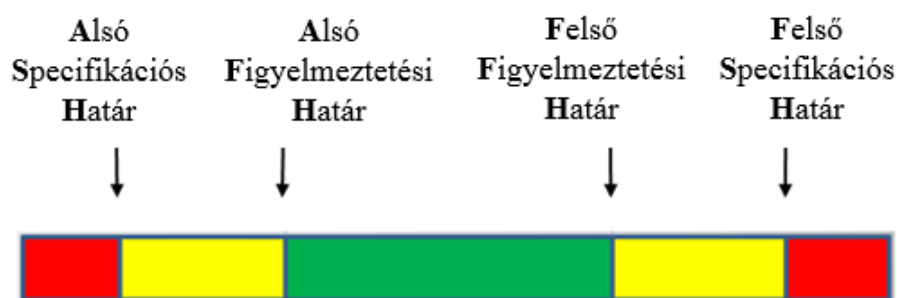


49. ábra: az AutoForm által kifejlesztett  $\varepsilon_{wc}$  ráncosodási potenciál értelmezése [145]

A probléma feloldására, a korábban bemutatott feszültség-alapú formulát felhasználva, a ráncosodást okozó kritikus, tangenciális nyomófeszültséget is és a ráncosodás megszüntetéséhez szükséges normális irányú nyomófeszültséget is felhasználói eredményváltozóként definiáltam az AutoForm-ban. Az eredményváltozók hatásának nyomon követését az eredeti nevén „Traffic Light Concept”, magyarul „közlekedési lámpa koncepció” beépített modullal oldottam meg (50. ábra).

Ebben a koncepcióban a felhasználó, bármely tetszőleges eredményváltozón keresztül képes a folyamat stabilitását ellenőrizni. A közlekedési lámpához hasonlóan a program színekkel jelez, ha a vizsgálat alá vett eredményváltozó értéke megfelelő (a figyelmeztetési határokon belül van), a figyelmeztetési és a specifikációs határok között van, vagy ha a specifikációs határokon kívül esik. A színskála jelzései alapján tehát nyomon lehet követni, hogy az érintő irányú nyomófeszültség

elegendően nagy-e ahhoz, hogy az ráncosodást eredményezzen, és ha igen, akkor az alkalmazott normál irányú feszültség elegendően nagy-e ahhoz, hogy azt megszüntesse. A „ráncosodás / nincs ráncosodás” határvonalát a specifikációs határ jelentette a szimulációban. A számítás menete a következő.



50. ábra: a „közlekedési lámpa koncepció” sematikus ábrája az AutoForm-ban [145]

Ha az AutoForm által számolt negatív előjelű főfeszültség ( $-\sigma_{AutoForm}$ ) az analitikusan számolt, abszolút értékben vett kritikus, érintő irányú feszültség ( $\sigma_{crit}$ ) alatt helyezkedik el, akkor ráncosodásra nem kell számítanunk (108). Fordított esetben, azokon a geometriai részekben, ahol ez bekövetkezik, ott a ráncok megjelenhetnek az alkatrészben (109). A normális irányú nyomás tekintetében a számítás elve ugyanez. Amennyiben a modellezett ráncgátló nyomás ( $p_{AutoForm}$ ) nagyobb, mint a Wang és Cao elmélete alapján kapott érték ( $p_{crit}$ ), akkor a ráncok kialakulásának megakadályozása sikeres (110) és nem sikeres, ha ugyanennek a fordítottja következik be (111):

$$-\sigma_{AutoForm} < \sigma_{crit} \text{ azaz } -\sigma_{AutoForm} + \sigma_{crit} > 0 \rightarrow \text{nincs ráncosodás,} \quad (108)$$

$$-\sigma_{AutoForm} > \sigma_{crit} \text{ azaz } -\sigma_{AutoForm} + \sigma_{crit} < 0 \rightarrow \text{ráncosodás,} \quad (109)$$

$$p_{AutoForm} > p_{crit} \text{ azaz } p_{AutoForm} - p_{crit} > 0 \rightarrow \text{nincs ráncosodás,} \quad (110)$$

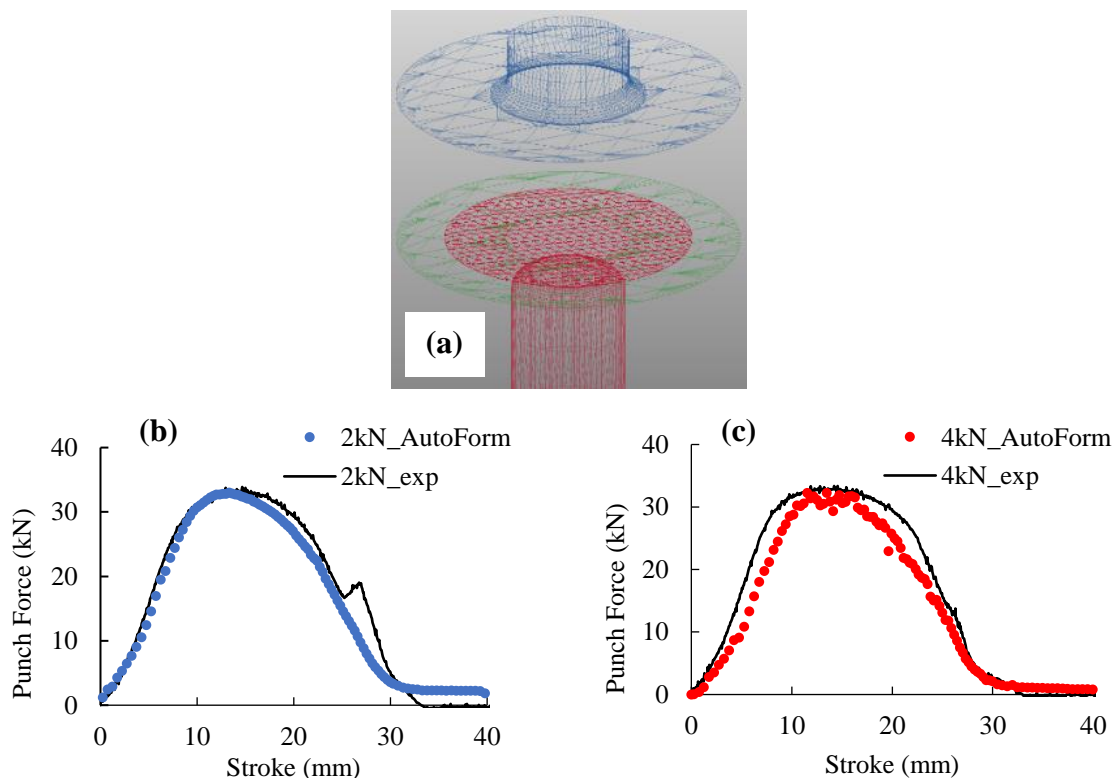
$$p_{AutoForm} < p_{crit} \text{ azaz } p_{AutoForm} - p_{crit} < 0 \rightarrow \text{ráncosodás.} \quad (111)$$

A tangenciális feszültségekre nézve a specifikációs határokat a mért és a szimulációkban megadott közelítéssel számolt szakítószilárdsági mérőszámok különbsége alapján választottam meg, mind a négy vizsgált anyagra. Ezek, anyagtól függően a 10 ... 30 N/mm<sup>2</sup> tartományba estek úgy, hogy a legkisebb érték jellemezte a DC04, míg a legnagyobb érték jellemezte a DP1000 anyagot. A figyelmeztetési határra (mint a nevében is szerepel) kisebb szerep hárul, így azt szimplán a specifikációs határok ½-szeresénél vettem fel. A ráncgátló nyomásra a specifikációs határok ±0,5 és ±1,5 N/mm<sup>2</sup> érték között változtak anyagonként, a fizikai mérések során megfigyelt szórásokkal összhangban. Mind az ébredő tangenciális feszültségek, mind a szükséges ráncgátló nyomások természetesen az anyag szilárdságával változtak, de így a DP acélokra nézve ~15%-os túrésmezőt sikerült a normál irányú nyomás és ~2-3% túrésmezőt a kritikus tangenciális nyomófeszültség eredményváltozóinak specifikációira beállítanom. A rövidesen kifejtésre kerülő, szoftveresen meghatározott és a korábban bemutatott kísérleti, minimális ráncgátló erőket, illetve a ráncosodást létrehozó legkisebb (szimulációkból ismert) tangenciális feszültségeket és azok arányát a specifikációs határokhoz, anyagonként, a 15. táblázatban foglaltam össze.

15. táblázat: a mért és a szimulált, minimális BHF értékek, amelyek a ráncosodás elkerüléséhez szükségesek, és a ráncosodást létrehozó tangenciális feszültségek, illetve azok viszonya a beállított specifikációs határhoz képest

	BHF kísérleti (kN)	BHF AutoForm (kN)	A beállított specifikációs határ (%)	$\sigma_{crit}$ AutoForm (N/mm <sup>2</sup> )	A beállított specifikációs határ (%)
DC04	3±0,5	4±0,1	16,7	265±2	3,8
DP600	7±1,0	8±0,1	14,3	608±3	3,3
DP800	9±1,5	10±0,1	16,7	882±4	2,8
DP1000	11±1,5	19±0,2	13,6	1113±5	2,7

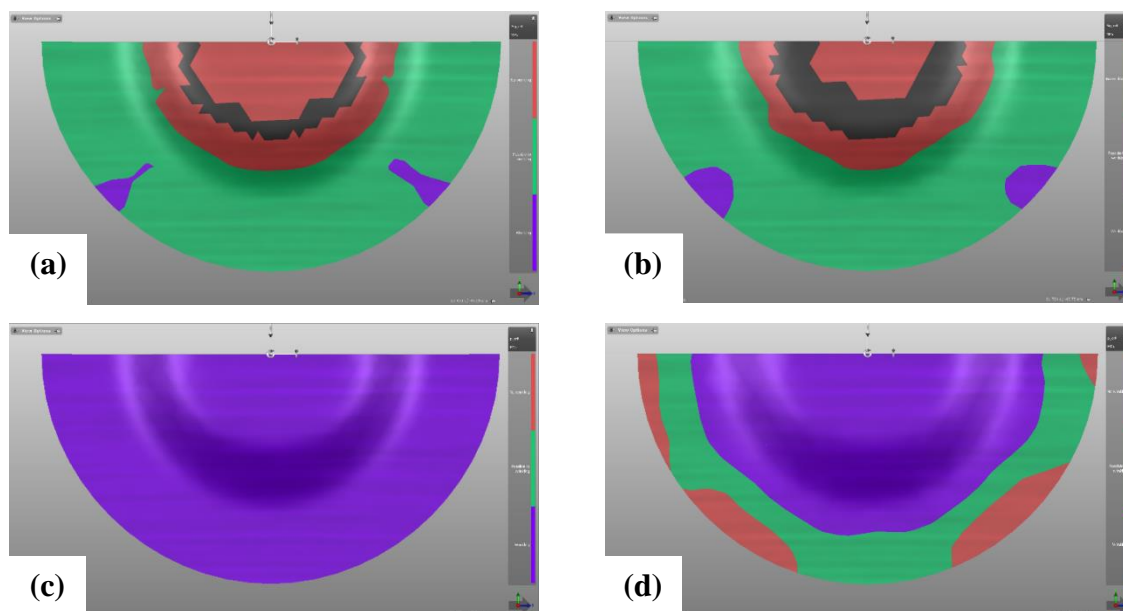
A szimulációk során öt szabadságfokkal rendelkező, rugalmas-képlékeny háromszög héj-elemeket alkalmaztam, hat-lépcsős újra-hálózással. A szimuláció pontosságát a kiinduló hálóelem-méret és az újra-hálózás mértéke is befolyásolja bizonyos kontrol paramétereken keresztül. A legnagyobb hálóelem szögértéket például 22,5°-ra választottam, amely két szomszédos hálóelem közötti legnagyobb lehetséges szögértéket definiálja. Amennyiben a szimulációk során bármely elem a kontrol paramétert meghaladja, akkor a rendszer automatikus újrachálózást, azaz plusz elemek hozzáadását rendeli el a hálóelemek megfelelő geometriájának fenntartása érdekében. A kiinduló elemek legnagyobb méretét, amely a kiinduló háromszög elemek legnagyobb megengedhető élhosszúságát jelenti, 2 mm-re választottam, így a kezdeti elemszám egy Ø66 mm-es teríték esetében például, 792-re adódott. Ezt az értéket az AutoForm számolja ki azzal a feltétellel, hogy az elemek élhosszúsága nem haladhatja meg a beállított kontrol paraméter értékét.



51. ábra: (a) a szerszámelemek és a teríték elrendezése a szimulációs térben; illetve a mért és szimulált erő-út diagramok összehasonlítása (b) 2 kN és (c) 4 kN ráncgátló erő működése mellett (DC04)

A bélyeget és a húzógyűrűt merev elemekként, míg a ráncgátlót merev, rugós-működésű elemként határoztam meg. A rugó merevséget zérusra választottam, így a ráncgátló szerszám szorító ereje megegyezett az előfeszítési erővel. A szimuláció felépítése látható az 51. ábra (a) részletén. A teríték két oldalán és az ezekhez tartozó szerszámelemeken, a kísérletekkel szinkronban, különböző Coulomb-féle ( $\mu$ ) súrlódási tényezőket definiáltam. A  $\mu$  értékeit szimulációs próbákon keresztül állítottam be, a szimulált („AutoForm”) és a kísérletileg felvett („exp”) erő-út diagramok összehasonlításával. A legjobban egyező értékeket a  $\mu = 0,05$  a húzógyűrű oldalon (szendvics-kenéssel ellátott oldal) és a  $\mu = 0,20$  a bélyeg oldalon (kezeletlen oldal) tényezőkkel kaptam. Ezt szemlélteti két különböző ráncgátló nyomás mellett, DC04 anyagminőségre az 51. ábra (b) és (c) részlete. A szimulációk itt nem szükségszerűen részletezendő sajátosságait, például utalásokat a felhasznált végelemek tulajdonságaira, a [VIII] tárgyalja.

A kiinduló Ø66 mm-es terítékátmérőjű, 1 mm lemezvastagságú DC04 lemez 2 kN és 4 kN ráncgátló erővel szimulált mélyhúzásának eredménye az 52. ábrán követhető nyomon. Az anyagmodellben, a 2.1.2 fejezetben tárgyaltaknak megfelelően a Hill48 folyási feltételt és a Swift keményedési törvényt adtam meg. A húzás során a perem képlékeny alakváltozása folyamatosan növekszik, ilyen geometriai jellemzők mellett így törvényszerű, hogy a szimulált, tangenciális feszültség is előbb-utóbb eléri a ráncosodás feltételét jelentő  $\sigma_{crit}$  kritikus feszültséget. Mivel a szükséges ráncgátló erő kísérletekből már ismert, az egyetlen kérdés az, hogy a végeelemes analízisben beállított normál irányú összeszorító erő, a „közlekedési lámpa koncepcióban” képes-e a beállított felhasználói eredményváltozókon keresztül helyesen előre jelezni a ráncok elnyomását, avagy nem.



52. ábra: az AutoForm végeelemes szoftverrel kapott kritikus, ráncosodást okozó  $\sigma_{crit}$  feszültség és a  $p_{crit}$  normál irányú nyomás által definiált eredményváltozók DC04 lemezanyagra, Ø66x1 mm-es kiinduló terítékre: a tangenciális feszültség (a) 2 kN BHF; és (b) 4 kN BHF mellett; illetve a normál irányú nyomás (c) 2 kN BHF; és (d) 4 kN BHF mellett. Színskála: lila – azok a területek, amelyeken ráncosodás várható; zöld – területek ahol a ráncosodás lehetséges; - piros ráncosodás nélküli régiók

Az 52. *ábra* (a) és (b) képein a lila mezők jelölik, hogy a numerikusan számolt tangenciális feszültség a megadott tartományokban túllépte a Wang és Cao elméletből analitikusan számolt  $\sigma_{crit}$  feszültséget, tehát a ráncosodás meg tud indulni. (A lila szín a normál irányú nyomás esetén is ráncosodást jelent.) A ráncképződés ezeken a felületeken 5,75 és 5,25 mm bélyegelmozdulás után tapasztalható a modellben. Ebben a környezetben a teljes folyamat időbeni lefutása is követhető, erről a [IX]-ben olvashatunk. Ugyanitt, a fekete területekre nincs értelmezhető számítási eredmény, a piros területeken pedig nem fenyeget a  $\sigma_{crit}$ -hez közeli tangenciális feszültség, mivel a piros a (108) és (110) egyenletek teljesülését jelenti. A zöld területeken a számolt értékek mind a síkban ható feszültségek szempontjából, mind pedig a normál feszültségek szempontjából a beállított tőrés tartományokba esnek.

Az 52. *ábra* (c) részletén, amelyen a ráncgátló szerszám 2 kN normál erővel dolgozik, az AutoForm-ban beállított szorítóerő értéke sehol sem lépi túl a  $p_{crit}$  eredményváltozót (egyszínű lila felület), vagyis a ráncgátlási teljesítmény nem elegendő. Ugyanakkor, a ráncgátló erő 4 kN-ra történő növelésével (52. *ábra* (d)), a peremen olyan részek jelennek meg pirossal, melyeken a normál irányú nyomás meghaladja az elméleti számolásokból az AutoForm-ba átültetett kritikus értéket.

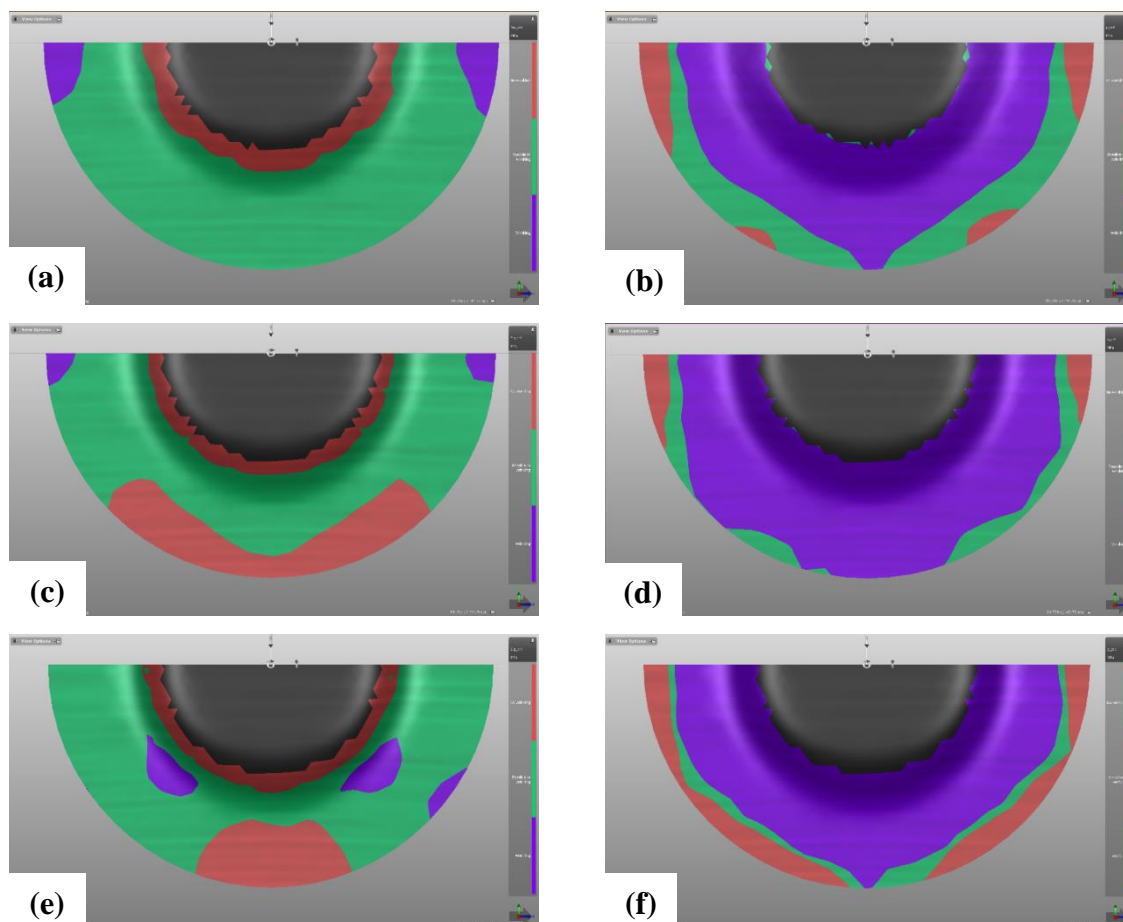
Arra rendkívül fontos a figyelmet felhívni, hogy sem a síkban ható nyomófeszültségből, sem a ráncgátló nyomásból számolható eredményváltozók ((108) - (111)) nem alkalmasak önmagukban a ráncosodási hajlam előre jelzésére. Megfelelő eredményre csak együttes, körültekintő használatuk vezet. Figyeljük meg például az 52. *ábra* (c) részletét, ahol a normál feszültségből származó változó a teljes felületre nézve sehol sem pozitív (ld. (111) egyenlet), tehát az *ábra* szerint a ráncosodás a teljes felületen létre tud jönni. Előbbi megállapítás, mármint, hogy a teljes felületen fennálló normál irányú nyomás nem éri el azt a minimális szorító nyomást, amely a ráncosodást megakadályozná, kétségtelenül igaz. Jóllehet, a ráncosodásra természetesen nem a teljes felületen (pl. nem a csésze fenekén, vagy falában) számítunk. Következésképpen, a javasolt eredményváltozók nem képesek az emberi tényezőt kizárni a ráncosodásra veszélyeztetett felület(ek) megítélésékor, ugyanakkor a gyakorlati tapasztalatokkal jó összhangban jelzik a ráncosodás lehetséges bekövetkezését, jelen esetben az 52. *ábra* (a) és (b) részén látható felület(ek)en.

A DP acélokra, ugyanebből a célból és ugyanilyen terítékmérő szimulálásával kapott eredményeket az 53. *ábra* szemlélteti. A képek abban az időpillanatban és pozícióban készültek, amikor (i) éppen megjelent a ráncok képződéséhez elegendően nagy tangenciális feszültség, illetve (ii) akkora ráncgátló erő beállításával, amely minimálisan elegendő azok elnyomásához. Ezek, a DP600 (53. *ábra* (b)) és DP800 (53. *ábra* (d)) acélok esetében rendre ~8 kN és ~10 kN voltak, amelyek megfelelően közel esnek a mért minimális BHF értékekhez (ld. 40. *ábra*). A DP1000 lemezanyag esetében a szimulációk némileg magasabb értéket eredményeznek a ráncok elnyomásához szükséges minimum vonatkozásában, de a kapott 19 kN (53. *ábra* (f)) a mérésekkel továbbra is egy nagyságrendbe esik.

Érdekeség, hogy a numerikus szimulációk szerint a tangenciális nyomófeszültség kritikus értéke a hengerlési irányhoz képest  $0^\circ$ -ban jelentkezett a DP600 (53. *ábra* (a)) és a DP800 (53. *ábra* (c)) anyagoknál, rendre 6,25 és 7,25 mm bélyeg elmozdulást követően. Ezzel szemben, az ugyancsak kis  $r$

értékkel rendelkező DP1000 lemeznél ugyanez (53. ábra (e)), a hengerlési irányhoz képest  $\sim 45^\circ$ -os szögben jelentkezett, a teljesen anizotróp DC04 anyaghoz hasonlóan (52. ábra (a) és (b)). A DP1000 csésze magassága 8,22 mm volt ebben a pillanatban.

A DP1000-nél még megfigyelhető továbbá a kritikus feszültség bekövetkezése már 6,75 mm bélyeg elmozdulásnál, a húzóbélyeg lekerekítésénél. Ezek a lila területek az 53. ábra (e) részleten is jól látszódnak. Itt vissza is utalnék a korábbi megállapításra, miszerint az eredményváltozók kezelése csak a felhasználó körültekintő magatartása mellett lehetséges, mivel ilyen esetben a mérnök feladata megítélni, hogy valóban várható-e ráncosodás a megadott helyen. A gyakorlati tapasztalatok azt mutatják, hogy rádiusznál kevésbé valószínű a ráncok megjelenése, de ez nem témája az aktuális kutatásaimnak (a görbült felületek ráncosodását eltérő mechanikai törvényszerűségek írják le).



53. ábra: az AutoForm végeelemes szoftverrel kapott kritikus, ráncosodást okozó  $\sigma_{crit}$  feszültség és a  $p_{crit}$  normál irányú nyomás által definiált eredményváltozók,  $\varnothing 66 \times 1$  mm-es kiinduló teríték: (a) a tangenciális feszültség és (b) a normál irányú nyomás változói DP600 anyagra 8 kN BHF esetén; (c) a tangenciális feszültség és (d) a normál irányú nyomás változói DP800 anyagra 10 kN BHF esetén; (e) a tangenciális feszültség és (f) a normál irányú nyomás változói DP1000 anyagra 19 kN BHF esetén Színskála: lila – azok a területek, amelyeken ráncosodás várható; zöld – területek ahol a ráncosodás lehetséges; - piros ráncosodás nélküli régiók

Összegzésében kijelenthető, hogy a bevezetett feszültség-alapú változókkal a ráncosodási jelenség jól közelíthető, a ráncok megjelenésének és elnyomásának feltételei a gyakorlati eredményekkel megfelelő összhangban vannak. Wang és Cao elméletét felhasználva, a lemez síkjában ható,

összetartozó tangenciális ( $-\sigma_t$ ) és radiális ( $\sigma_r$ ) irányú feszültségek újszerű ábrázolásával, a normális irányú nyomás hatása is szemléletesen érzékeltethető a ráncosodási határgörbéken (azok eltolódása révén), valamint a ráncosodási feltétel a klasszikus, kontrakciót előre jelző SFLC-k ábrázolási módjával (33. ábra és 34. ábra) is akár szinkronba hozható. Lényeges emellett azt is kiemelni, hogy az alakváltozás-alapú modellezési szemléletben még egy speciális célszoftverben is nagy kihívást jelent az összeszorított felületek ráncosodásának értelmezése. A kidolgozott eredményváltóknak a „közlekedési lámpa koncepcióba” történő beépítésével viszont, a ráncosodás problematikája egy (feszültség-alapú, de) kezelhető, mérnöki feladattá egyszerűsíthető.

## 4 Visszarugózás, mint geometriai nem megfelelésség vizsgálata

Egy sík lemez egyenes vonal mentén történő meghajlítása talán a legegyszerűbb lemezalakító műveletnek tűnik, holott az alakváltozási állapot az idő és a hely függvényében is folyamatosan változik, még a legegyszerűbb esetben is. Először a lemez rugalmasan deformálódik, amelyet rugalmas-képlékeny alakváltozás vált fel, végül pedig a lemez vissza is rugózhat a terhelés megszűnésével, a rugalmas feszültségek visszatérítő hatása következtében („*elastic recovery*”). A térbeli helyzetet tekintve zérus alakváltozás áll fenn a lemez középsíkjának környezetében a semleges szál síkjában, amelyhez figyelemre méltó nyúlás vagy zömülés párosulhat – a szerszámozástól függően – a szélső szálakban. A vékony, és vastagságukhoz képest széles lemezek hajlításánál, sík alakváltozási állapotban, a két leggyakoribb tönkremeneteli mód a külső, húzott szélső szál repedése és a geometriai nem megfelelésség, azaz a visszarugózás.

A lemez hajlítása, a hajlító szerszám éle által képviselt koncentrált erő révén, vagy külső, lengő szerszámelem nyomatékával valósulhat meg. A technológiai körülmények által diktált feltételek tehát változhatnak, de általában mégis hasonló anyagi, és szerszámozási tulajdonságokat szokás a visszarugózás felelősének tekinteni. A lemezalakítás területén itthon és nemzetközileg nagy hangsúllyal bíró szakkönyvek – csak, hogy néhányat említsek: [3], [12], [14], [16], [18], [19] – a visszarugózás legfőbb befolyásoló tényezőiként a  $k_f$  alakítási szilárdságot, az  $E$  rugalmassági modulust, az  $r_h$  hajlítási sugarat, az  $s$  lemezvastagságot és a hajlítás  $\theta$  szögét említik. A megfigyelések szerint a lemezanyag szilárdsága és a hajlítási sugár például növeli a szerszámok nyitása utáni szögváltozást (a visszarugózást), míg a lemezvastagság fordítva hat a folyamatra.

A visszarugózás jelenségét annak fizikai-természete szerint tanulmányozó, továbbá a fent nevezett tényezőket felhasználva a szögváltozást algebrai összefüggéssel leíró elméletek olyan egyszerűsítéseket tartalmaznak, amelyek hasznos, gyakorlati (de minden esetben közelítő) elgondolásokra vezetnek. Olyan egyszerű hajlítási műveleteknél, ahol a munkadarab alakja nem igényel bonyolult végeeselemes analízist, ezek az analitikai módszerek praktikus megoldásként szolgálnak az ipari folyamat-szabályozásban, például a számjegyvezérlésű élhajlítógépek visszarugózás-korrekciónájában. Ugyanakkor, a visszarugózás gyors és minél helyesebb előre becslésének a szerepe napjainkban folyamatosan nő, a növelt szilárdságú lemezanyagok (nem feltétlenül csak a járműipari lemezanyagok) egyre szélesebb körökben történő felhasználásával. Így kutatásaim során a négy, korábban bemutatott lemezanyagon vizsgáltam az analitikus visszarugózási modellek még pontosabbá tételének lehetőségeit, az ismert feltevésekben szereplő konstansok ( $k_f$ ,  $E$ ,  $s$ ), újszerű (anyagjellemzőkön keresztül történő) megközelítésével és változóként való kezelésével. Megfigyeléseket végeztem továbbá, a hajlítás tengelyére merőlegesen lézersugárral hegesztett, méretre szabott DC-DP terítékek visszarugózására vonatkozóan is, hogy a jelenlegi elméletek ilyen körülmények között felhasználhatók-e vagy sem. Ez utóbbi esetben, a két lemez egymásra hatása által egy egészen új változó szerepére, nevezetesen a



vizsgált anyagi pontnak a hegesztési varrattól való távolságára lettem figyelmes, amely a visszarugózás egyébként is bonyolult interakcióját még tovább bonyolítja.

#### 4.1 A jelenleg használatos analitikus közelítő módszerek áttekintése

Az irodalomban javarészt három közelítő módszerről lehet olvasni a visszarugózás algebrai egyenletei terén. Ezek rendre az (i) általános, nyomatéki-egyensúlyból származtatott, a (ii) hajlítás mértani jellemzőiből következtetett geometriai-alapú és a (iii) lineáris regresszió alapuló következtetések. Az első kettő a hajlítás fizikai természetének vizsgálatából indul ki és alakilag hasonló eredményre is vezetnek. A harmadik technika illetett paramétereken keresztül, legtöbbször pontosabban írja le a visszarugózást, ám a felhasznált tényezőkhöz fizikai tartalom nem párosul [3], [18], [146], [151].

A hajlítási-visszarugózási jelenség fizikai tartalmára épülő, a hajlítás nyomatéki-egyensúlya alapján levezetett összefüggések a

$$\theta_{\text{ált}}^* = \frac{3\sigma_{ps}}{E_{ps}} \cdot \frac{r_h}{s_0} \cdot \theta \quad (112)$$

általános formulára vezetnek. Ebben az egyenletben a  $\theta^*$  szögváltozás leírása tehát a lemezanyag alapvető, bár a sík alakváltozási állapotot („ $ps$ ” mint „*plane strain*”) is figyelembe vevő tulajdonságaira – a  $\sigma_{ps}$  rugalmassági határhoz tartozó állandó folyási feszültség,  $E$  rugalmassági modulus és  $s$  lemeztvastagság – és a szerszámozási körülményekre –  $r_h$  hajlítási rádiusz és szög – épül. Amennyiben a lemezanyagot izotrópnek tekintjük, úgy az alakítási szilárdság és az egyenértékű alakváltozás a HMM folyási feltételből

$$\sigma_1 = \frac{2}{\sqrt{3}} k_f = \sigma_{ps} \text{ és} \quad (113)$$

$$\varphi_1 = \frac{\sqrt{3}}{2} \bar{\varphi} = \varphi_{ps} \quad (114)$$

Ezekben az egyenletekben a  $\sigma_1$  és  $\varphi_1$  főalakváltozások a lemez külső szélső szálának a tengelyirányú húzásához és nyúlásához kapcsolódó értékek. Még a lemezekre legtöbbször jellemző anizotrópiát is, az  $\bar{r}$  átlagos Lankford-féle számmal figyelembe véve, (113) és (114) a valós értékekhez némileg jobban közelítő

$$\sigma_1 = \frac{\bar{r} + 1}{\sqrt{(2\bar{r} + 1)}} k_f = \sigma_{ps} \text{ és} \quad (115)$$

$$\varphi_1 = \frac{\sqrt{(2\bar{r} + 1)}}{\bar{r} + 1} \bar{\varphi} = \varphi_{ps} \quad (116)$$

összefüggések szerint alakul. A sík alakváltozási állapot következtében  $\varphi_1 = -\varphi_3$  (ahol  $-\varphi_3$  a lemeztvastagság irányú deformáció) kell, hogy fennálljon, és a  $\varphi_1$  főalakváltozás a hajlított lemez geometriai elemzéséből a

$$\varphi_1 \cong \ln \left( 1 + \frac{s_0}{2r_h} \right) \text{ és} \quad (117)$$

$$\varphi_1 \cong \ln \left( 1 + \frac{1}{2 \frac{r_h}{s_0} + 1} \right) \quad (118)$$

alakban is kifejezhető. Természetesen a két főirányú alakváltozás egymásra hatása révén a (117) és (118) összefüggések nem lehetnek egészen pontosak (akkor lehetnének, ha  $s$ -t változóként kezelnék, viszont  $s$  éppen  $\varphi_1$ -től, a keresendő mennyiségtől függ, tehát „zárul a kör”), viszont

- gyakorlati szemszögből ezek mindenképp helytálló közelítésnek számítanak,
- továbbá  $\varphi_1$  birtokában az  $s_1$  lemezvastagságra is hozzávetőlegesen vissza tudunk utalni
- és ráadásul  $\varphi_1$ -ből az egyenértékű alakváltozás birtokában, a sík alakváltozási állapotra érvényes  $\sigma_1$  főfeszültségen az alakváltozási keményedés hatását is érvényre tudjuk juttatni.

Mindemellett, a  $\bar{\varphi}$  kétségtelenül szükséges ismerete azért is kiemelten fontos, mert ezen keresztül a rugalmassági modulusnak a képlékeny alakváltozástól való függése  $E^p = f(\bar{\varphi})$  is nyomon követhető. Ezt a változót – a Young-féle rugalmassági modulusától való megkülönböztetés érdekében – „*secant modulus*”-nak nevezi a nemzetközi irodalom [146], [147] és számszerűsítésének lehetőségeiről nemrégiben itthon is született egy doktori dolgozat [148]. Ezt a számszerűsítést, illetve a rugalmassági modulus változóként való kezelésével kapott, végeleges környezetben felépített visszarugózás-elemzést mutatja be DP acélokra a [149] szakcikk. Ebben a cikkben a szerzők az  $E_p = f(\bar{\varphi})$  függvényt a Yoshida-Uemori anizotróp keményedési modellel [150] összhangban az

$$E^p = E [1 - \delta(1 - e^{-\xi \bar{\varphi}})] \quad (119)$$

egyenlettel írták le, amelyben  $\delta$  és  $\xi$  anyagfüggő paraméterek. A  $\delta$ -t a szerzők a kezdeti rugalmassági modulus csökkenésének arányával hozzák kapcsolatba, míg  $\xi$  egy telítettségi konstans. Értékük többnyire a  $\delta = 0,1 \dots 0,2$ ;  $\xi = 20 \dots 50$  tartományokban változik.

A rugalmassági modulus változásának megfigyelésére ehhez hasonló közelítést alkalmaztak Aereus és szerzőtársai [146], és Münstermann és szerzőtársai [147] is, bár különböző céllal. Aereusék egy újszerű visszarugózás számítási módszert javasoltak a rugalmassági modulus csökkenésének is a figyelembe vételével, míg Münstermann kutatócsapata a képlékeny tönkremeneteli modelleknek a szimulációs környezetben gyakorolt lehetséges hatását tanulmányozta a DP1000 acél visszarugózására. Akárhogy is, a modulus alakváltozás-függő változása mindkét esetben fontos szerepet játszott.

A változó modulus is a sík alakváltozási állapotra érvényes alakjában szükséges kezelni, azaz az erre vonatkozó kezdeti modulusra érvényes

$$E_{ps} = \frac{E}{(1 - \nu^2)} \quad (120)$$

összefüggés az

$$E_{ps}^p = \frac{E^p}{(1 - \nu^2)} \quad (121)$$

kifejezésre változik.

A (113)-(121) egyenletekből már látszik, hogy az eredeti (112) egyenletben szereplő  $k_f$ ,  $E$  és  $s$  konstansok fejlettebb anyagi paraméterekkel való helyettesítésével (több-kevesebb karakterizálás árán) az általános leírásmód fejleszthető.

A geometriai approximáció szintén a hajlítás fizikai jellemzőinek vizsgálatából indul ki. Elvében megkülönböztet a hajlított alkatrész oldalnézetén két  $l_s$  hosszúságú egyenes és egy  $l_c$  hosszúságú íves szakaszt. (Ezért szokás „íves” közelítésnek, „circular approximation”-nak is nevezni.) Ebben a kontextusban, a zömében nagy rádiuszú hajlítás utáni visszarugózási szög becslésére a következő összefüggés használatos [151]:

$$\theta_{geo}^* = \frac{12m}{s_0} \cdot \left( \frac{2l_c}{E_{ps}^p} + \frac{l_s}{E_{ps}} \right). \quad (122)$$

A feltételezett körív  $l_c$  hossza megegyezik a semleges szál hosszával, amely képlékeny hajlításakor a nyomott szélső szál felé tolódik az  $r_h/s_0$  hányadostól függően. Egy, az eltolódás mértékével kapcsolatba hozható viszonyszámot  $x$ -el jelöl Danyi és Végvári [14], és értékét néhány lehetséges geometriai helyzetre (az  $s_0$  kiinduló lemeztvastagságot szem előtt tartva) a 16. táblázattal egyezően adják meg.

16. táblázat: A semleges szál eltolódását kifejező  $x$  arányszám, az  $r_h/s_0$  viszony függvényében

$r_h/s_0$	0,5	0,8	1,2	2,0	3,0	4,0	5,0
$x$	0,25	0,30	0,35	0,40	0,44	0,47	0,49

A semleges szál eltolódása tehát elhanyagolható, ha az  $r_h/s_0$  viszony  $\geq 5$ . Másrésztől, az  $l_c$  íves geometriai hajlítás utáni hossza pontosan meghatározható a hajlítási szög radiánban való behelyettesítésével, amennyiben a szerszámok zárásakor (amelyet a visszarugózás követni fog) a lemez teljesen felfekszik az  $r_h$  hajlítási sugárra:

$$l_c = \hat{\theta}(r_h + xs_0). \quad (123)$$

Ez zárt szerszámban való hajlításakor mindig, szabad hajlításakor többé-kevésbé teljesül. A lemez egyenes szárainak  $l_s$  hosszát, a matrica rádiuszáig tartó fennmaradó hosszaként szokás értelmezni, így azt a matrica geometriájából szögfüggvényekkel jobbra meg lehet határozni.

Az  $m$  fajlagos hajlítási nyomatékot a (122) egyenletben, a nyomatéknak a lemeztvastagsághoz és a lemeztvélességhez történő viszonyítása révén kapjuk. Rugalmas, ideálisan képlékeny anyagmodellre ( $k_f = konstans$ ), azzal a feltételezéssel kiegészítve, hogy az anyag, húzásra és nyomásra egyformán viselkedik, az  $m$  analitikus integrálása megtalálható Kurt Lange [3] könyvében, a következő eredménnyel:

$$m = \frac{1}{4} k_f \left[ 1 - \frac{4}{3} \left( \frac{\varepsilon_f r_h}{s_0} \right)^2 \right]. \quad (124)$$

Itt  $\varepsilon_f$  az egytengelyű húzóvizsgálatnál, az  $R_{p0,2}$  folyáshatárhoz tartozó nyúlás, amely a Hooke törvényből egyszerűen megkapható:

$$\varepsilon_f = \frac{R_{p0,2}}{E}. \quad (125)$$

Keményedő, mi több kinematikusan keményedő anyagmodell az analitikus integrálást igencsak ellehetetlenítené, de a (122) egyenletben az  $m$ -en, jobban mondva az  $r_h$  és  $s_0$  függvényében előálló  $\varphi$ -en majd  $\bar{\varphi}$ -n keresztül, a  $k_f$  változónak tekintése, bizonyos fokig javítaná a közelítés pontosságát.

Vorkov és munkatársai [151] javasoltak egy a geometriai approximációhoz formailag hasonló, de illesztett paraméterekkel ( $k_{s1}$ ,  $k_{s2}$ ,  $k_{s3}$ ) kiegészített közelítést, növelt szilárdságú, vastag acéllemezek hajlítását kísérő jelenségeinek (nem csak visszarugózásának) becslésére. Nagyszámú kísérletet végeztek a megfelelő illesztési pontosság érdekében, amelyből a visszarugózási szög felírásának módját az

$$\theta_{reg-1}^* = \frac{12}{s_0} \cdot \left( k_{s1} \frac{2l_c}{E_p'} + k_{s2} \frac{l_s}{E'} \right) \cdot \frac{180}{\pi} k_{s3} \quad (126)$$

egyenlettel adták meg.

Hasonló elven, de egészen más alakban, egy illesztett paraméterekkel definiált polinomot javasolt a visszarugózás becslésére Gedeon [152], aki villamosipari anyagok, például konnektorok anyagaként szolgáló réz lemezekre indítványozta a visszarugózási- és a hajlítási szög hányadosaként a

$$\frac{\theta_{reg-2}^*}{\theta} = -25,54Q^3 + 17,91Q^2 - 5,85Q + 1,08 \quad (127)$$

dimenzió nélküli függvényt, amelyben  $Q$  a (112) egyenletben felvonultatott mechanikai és szerszámozási paramétereket tartalmazza, tehát ez az összefüggéshez is részben támaszkodik a visszarugózás fizikai hátterére:

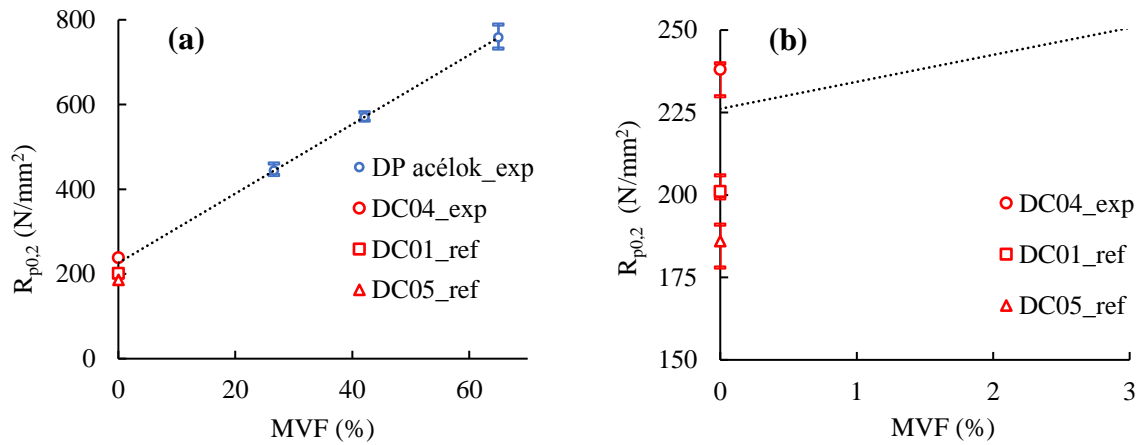
$$Q = \frac{k_f}{E} \cdot \frac{r_h}{s_0}. \quad (128)$$

## 4.2 A visszarugózás kísérleti meghatározása

A vizsgált lemezanyagok tulajdonságait a 2.1.1 és 2.1.2 fejezetekben már részletesen megadtam, azt azonban mindképpen meg kell említenem, hogy míg a DP acélokra a kezdeti rugalmassági modulus változását leíró (119) egyenlet paraméterei a [148]-ban fellelhetők, a DC04 anyagra viszont nem találtam ilyen információkat. Így azt vizsgáltam meg először, hogy a DC04 elfogadható-e bizonyos tekintetben a DP acélok családjának egy olyan tagjaként, amelynek jellegzetessége, hogy zérus martenzit tartalommal rendelkezik.

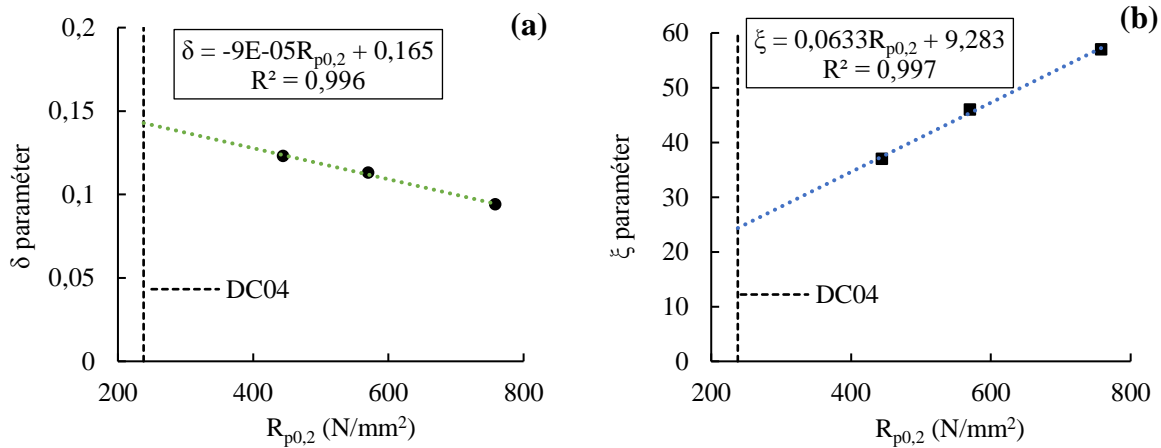
Ez anyagtudományi szempontból semmiképp sem helytálló, de az alapvető anyagtulajdonságokra épülő (112), (124) és (128) összefüggésekben, ideálisan-képlékeny anyagmodellt feltételezve, a rugalmassági határhoz tartozó  $k_f$  folyási feszültségnek az értékeit, az alkalmazott DP acéloknál kisebb martenzit tartalom felé extrapolálva azt kapjuk, hogy a DC04 acél ezen értéke meglehetősen jól illeszkedik az így előállított egyenesre (54. ábra). Összehasonlításképpen feltüntettem a [153] anyagkatalógusból vett DC01 és DC05 acélok e jellemzőjét is referenciaként („ref”), amelyek elhelyezkedését a DC04 mért („exp”) folyáshatárához viszonyítva, a jobb áttekinthetőség érdekében 3% martenzit tartalomig terjedő koordináta rendszerben is ábrázoltam (54. ábra (b)).

Tekintve, hogy az MVF és a folyáshatár értékek között is egyértelmű és lineáris kapcsolat áll fenn a DP acélokra (ld. 12. ábra), a DC04-re keresett  $\delta$  és  $\xi$  paramétereket, az ismert értékeknek a folyáshatár függvényében történő extrapolációjával nyertem, az 55. ábrával egyetértésben.



54. ábra: (a) az átlagos  $R_{p0.2}$  folyáshatár értékek extrapolációja a zérus MVF tartományig, három különböző DC acél feltüntetésével, illetve (b) a jobb áttekinthetőség érdekében az extrapolált tartomány 3% MVF-ig terjedő koordináta rendszerben történő ábrázolása

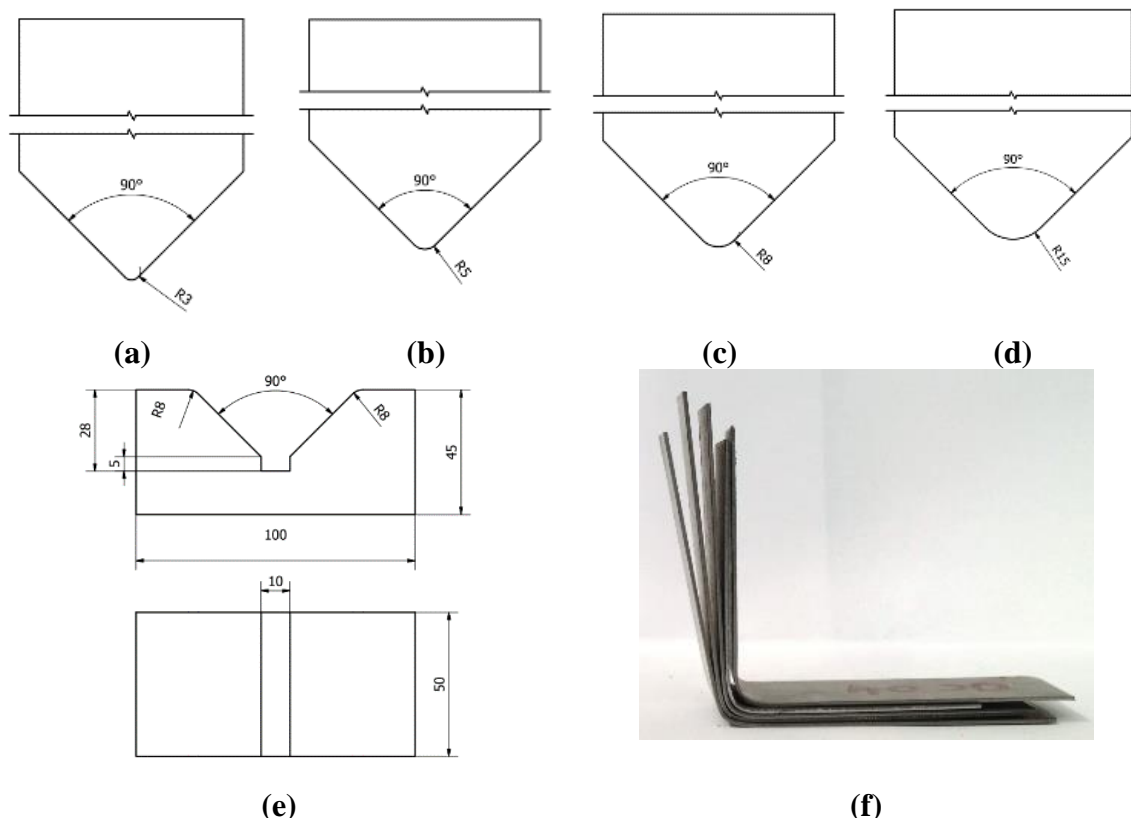
Megjegyzendő, hogy az 55. ábrán feltüntetett négyzetes regresszió mérőszám ( $R^2$ ) szerint, a rugalmassági modulus változását jellemző paraméterek is (a korábban bemutatott mechanikai tulajdonságok mellett) felettébb jól közelíthetők egy egyenessel, a DP acélok martenzit tartalmával összefüggő folyáshatár vonatkozásában.



55. ábra: a DP acélokra ismert, átlagos (a)  $\delta$  és (b)  $\xi$  paraméterek extrapolációja a folyáshatár függvényében

A hajlítási kísérleteket négy különböző bélyegoldali rádiusszal ( $r_h = 3, 5, 8$  és  $15$  mm) hajtottam végre minden vizsgált anyag 1 mm lemezvastagságú mintáin, háromszoros ismétlési gyakorisággal, ugyanabban a 90°-os nyílásszögű, V-alakú matricában (56. ábra). A szerszámárokat az Instron 4482 – a szakítóvizsgálatok eszközeiként is szolgáló – berendezésre szereltem fel. A hajlítási folyamatok során, amelyek a szerszámok zárásáig és azt követően egységesen 10 kN vasalóerő elérésig tartottak, az erőt és a bélyeg-elmozdulást is rögzítettem. A visszaruhozási szöveget egy 15' legnagyobb pontosságú műhely

szögmérővel mértem, durván  $\pm 0,5^\circ \dots 1^\circ$  mérési pontatlansággal. (A pontatlanságra egy mintának a többszöri megméréseéből következtettem).



56. ábra: az alkalmazott (a) 3 mm, (b) 5 mm, (c) 8 mm és (d) 15 mm rádiusszal ellátott bélyegek és (e) a V alakú matrica sematikus ábrája, illetve (f) néhány visszarusított próbatestről készült fényképfelvétel

### 4.3 A visszarusítás analitikai módszerekkel történő meghatározása

A kísérleti eredmények és a közelítő elméletek összehasonlításában az általános szögváltozás leírási módot (112), és a Gedeon-féle polinomot (127) az eredeti alakjukban is és a fejlett anyag-karakterizálás eredményeként kapott változókkal is kiszámoltam. A (126) regressziós egyenletet az eredeti formájában használtam fel az illesztési paraméterek meghatározását követően. A (122) geometriai-alapú megfogalmazásból származó eredményeket viszont két okból is elhanyagoltam. Elsőként, ha közelebbről megfigyeljük az  $m$  fajlagos nyomaték számítására használatos (124) egyenletet, azt láthatjuk, hogy a kerek zárójelben lévő tag acélok esetén relatíve kicsi, azaz a szögletes zárójelben lévő összeg közel áll az egyhez. Ezáltal  $\sim \frac{1}{4} k_f$ -et helyettesítve a (122)-be, ez az egyenlet az általános (112)-hez igen hasonló alakot ölt, a  $\theta$  hajlítási szög elhanyagolásával. Így azonban amellet, hogy a hasonlóság következtében egyébként sem feltétlenül szükséges ennek az elméletnek a vizsgálata (ez lenne a második ok), a  $\theta$  elhanyagolásával (122) olyan kis értékeket szolgáltat, amelyek nem állnak összhangban a mérési eredményekkel, tehát nem indokolt ezzel a módszerrel különösebben foglalkoznom.

Az anyagjellemzés során változóként kezelt (az ábrákon V-el jelölve) (i) E kiinduló rugalmassági modulus és (ii)  $k_f$  folyási feszültség változásának nyomonkövetési elvét már a (119)-(121) és a (113)-(118) egyenletek alkalmazásával bemutattam, amelyet még annyival szükséges kiegészítenem, hogy az

egyenértékű feszültség – egyenértékű alakváltozás átszámoláshoz a Swift-féle izotróp keményedési törvényt (29) használtam. A kinematikus keményedés szerepét nem építettem be közvetlenül az anyagmodellbe – más szóval húzásra és nyomásra is ugyanazt a viselkedést tételeztem fel – hanem azt indirekt módon, a  $\delta$  és a  $\zeta$  paramétereken keresztül tartottam bizonyos fokig szem előtt.

A hajlított lemez  $\varphi_1$  képlékeny alakváltozását megadó (117) és (118) egyenletek bár folyamatosan közelítenek egymáshoz az  $r_h/s_0$  viszonyszám növekedésével, de különböző eredményre vezetnek. Annak érdekében, hogy a becsült alakváltozás minél nagyobb hatást gyakoroljon a (112), (122) és (127) egyenletekben szereplő  $E$ ,  $k_f$ , és  $s$  paraméterekre, végig a nagyobb értéket adó (117) formulát vettem figyelembe a számítások során.

A (iii) lemezvastagság változását az

$$s_1 = s_0 \cdot e^{-\varphi_3} \quad (129)$$

egyenleten keresztül közelítettem. Ehhez azt használtam fel, hogy a  $\varphi_1$  főalakváltozás tehát a (117)-ből kifejezhető, továbbá, hogy sík alakváltozási állapotban  $\varphi_1 \approx -\varphi_3$ .

A (126) regressziós egyenletet  $k_{si}$  ( $i = 1 \dots 3$ ) paramétereit a folyásgöbe modellek meghatározásánál alkalmazott lineáris regresszió elvén számoltam. A kapott eredményeket és a közelítés jóságára célzó  $R^2$ -et a 17. táblázatban szedtem listába.

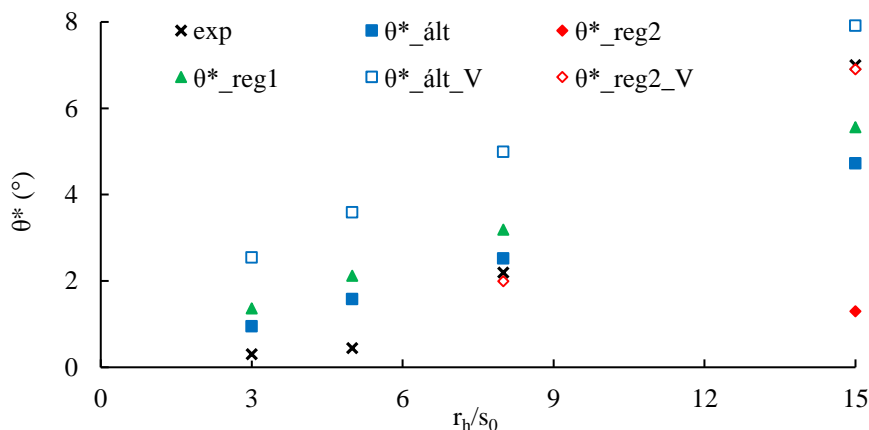
17. táblázat: A (126) egyenlet illesztési paraméterei és az illesztett függvények pontossága

	$k_{s1}$	$k_{s2}$	$k_{s3}$	$R^2$
DC04	35,9	0,50	0,010	0,762
DP600	117,0	5,00	0,025	0,964
DP800	149,2	18,85	0,050	0,974
DP1000	189,0	65,86	0,100	0,989

Az előzőkben részletezett műveleteket végrehajtva, a számítások és a mérési eredmények összevetését az 57. és az 58. ábrákon tekinthetjük át.

A DC04 lemez tekintetében a legkisebb eltérés az általános (112) egyenlet használatánál tapasztalható ( $\theta^*_{\text{ált}}$ ). A konstans paraméterek változóként való kezelése pontatlanabbá tette ezt a becslési módot ( $\theta^*_{\text{ált}_V}$ ), a számolt értékeknek a nagyobb visszarugózási szög felé történő eltolásával. Ugyanakkor, a változók lényeges pozitív hatást gyakoroltak a (127) egyenletre ( $\theta^*_{\text{reg2}_V}$ ). Figyeljük meg, hogy ez az elmélet az eredeti formájában (konstans mechanikai tulajdonságokkal és lemezvastagsággal) a DC04 anyagra csak az  $r_h/s_0 = 15$  arányszámnál ad bármilyen értékelhető eredményt, mivel az alatt (minden tapasztalattal ellentmondóan) negatív visszarugózási szögre vezet, mi több, a diagramon megjelenő egyetlen pont ( $\theta^*_{\text{reg2}}$ ) is rendkívül távol helyezkedik el a mért szögváltozástól. Átalakítva azonban, a 8 és 15  $r_h/s_0$  viszonyszámú hajlításokra, az összes többi közelítésnél jobb pontosságot szolgáltat. Ebből arra is következtetni lehet, hogy az 54. és 55. ábrán bemutatott  $\delta$  és  $\zeta$  közelítő eljárás nem vezetett érzékelhetően hibás eredményre.

Az illesztett paraméterekkel dolgozó regressziós analízis ( $\theta^*_{reg1}$ ) pontossága elmarad az elvártaktól, amely nagy valószínűséggel a kis visszarugózási szögértékeknek köszönhető gyenge  $k_{si}$  ( $i = 1 \dots 3$ ) illesztési paraméter közelítéssel – az alacsony  $R^2$  értékekkel – lehet összefüggésben. Ez a DC04 anyagra  $r_h/s_0 < 5$  alatt kétségtelenül érvényes.

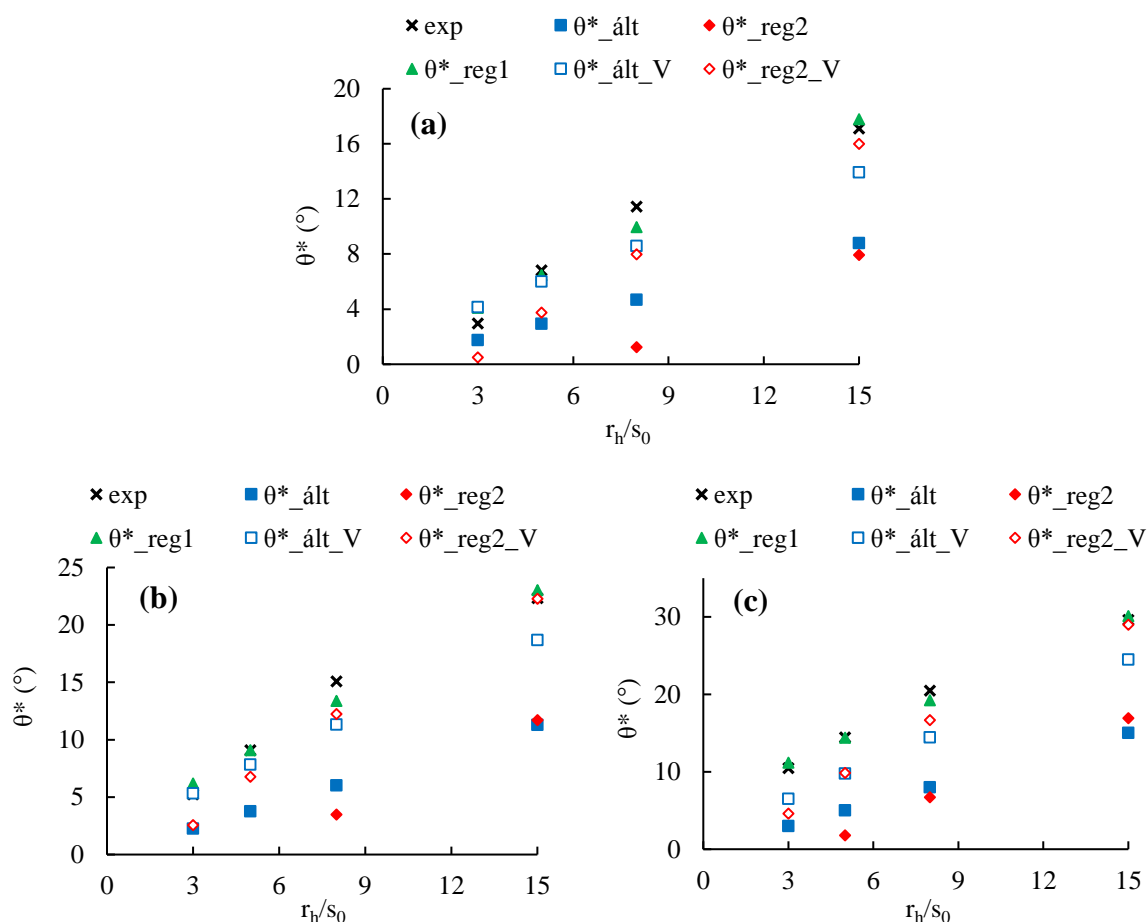


57. ábra: a DC04 lemezanyag mért ('exp') és számolt visszarugózás értékei

Mivel a DP acélok nagyobb mértékű visszarugózást produkáltak, így azoknál már lényegesen jobb illesztési pontosság ( $R^2$ ) jellemezte a regressziós módszert. Mind a három DP acélnál ez az elmélet szolgáltatja a legpontosabb visszarugózás becslést, méghozzá a teljes vizsgált  $r_h/s_0$  tartományban. Ez egyáltalán nem meglepő, mivel ez a módszer az eredményekhez igazított  $k_{si}$  ( $i = 1 \dots 3$ ) tényezőkkel dolgozik, így viszont előrejelzésre csak korlátozottan alkalmas. Az általános (112) és a Gedeon-féle közelítés (127) részben versenyre tudott kelni ugyan a (126) egyenlettel, de nem tudtak a számolt értékek ilyen módon közel kerülni a mért szögváltozásokhoz.

A regressziós analízis eredményéhez, a visszarugózás jelenségével kapcsolatos fizikai tartalom tehát nem párosul, hanem ez pusztán egy matematikai közelítő módszer eredménye, amelyen keresztül a jelenség megértése nem lehetséges. A visszarugózás fizikai tartalmára részben vagy egészben támaszkodó (112) és (127) egyenletek változókkal való újragondolása ugyanakkor számottevő javulást eredményez az előrejelzések pontosságban. A (112) újszerű formája inkább az alacsonyabb, míg (127) fejlesztése pedig a magasabb  $r_h/s_0$  tartományokban eredményes igazán – és ez mind a három DP acélra igaz – de összességében egyértelműen pozitív irányba mozdultak el a számolt értékek. A (127) eredeti alakjában továbbra sem ad megfelelő közelítést alacsony  $r_h/s_0$  hányadosoknál, a hozzáadott változókkal viszont egy egészen jó pontosságú becslést kapunk. A (112)-es feltevés is minden DP acélnál közelebb hozta a számított pontokat a mérési eredményekhez, a változók megjelenésével.





58. ábra: (a) DP600, (b) DP800 és (c) DP1000 lemezanyagok mért ('exp') és számolt visszaru gó zás értékei

Amint az látható volt, a  $k_f$  folyási feszültség, az  $E$  rugalmassági modulus és az  $s$  lemezvastagság változóként való kezelése, a kívánt hajlítási szög ismeretében – természetesen bizonyos egyszerűsítő feltételek mellett – könnyedén integrálható a régóta, vagy kevésbé régóta elfogadott visszaru gó zás becslési elméletekbe, és rendre pontosabb megoldásokhoz vezetnek [XIII]. Igaz, a rugalmassági modulus változásának helyes meghatározása bonyolult és időigényes folyamat, de az ezt leíró egyenletek és paramétereik ma már több anyagra is fellelhetők az irodalomban, illetve extrapoláció révén az összefüggések hasonló anyagokra akár ki is terjeszthetők. Ez utóbbi értelemszerűen nem jelenthet szabatos megközelítést, de az egyszerű hajlítási műveletekhez idomuló gyors és gyakorlatias közelítések pontosabban előállíthatók.

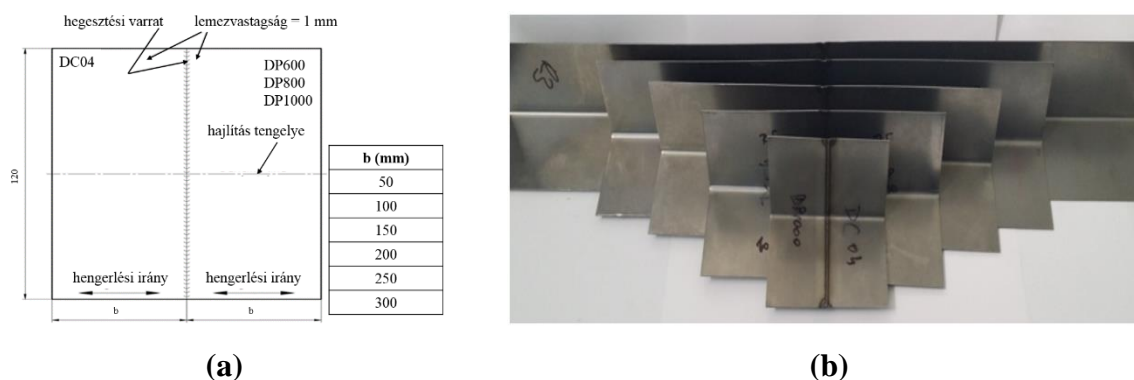
#### 4.4 A hegesztett lemezek visszaru gó zása

A járműiparban az idealizált anyagfelhasználásra való törekvések nem csupán újabb és újabb szerkezeti anyagokat hívnak életre, hogy azokat önálló alkatrészként beépítsék a gépjárművekbe, hanem hibrid anyagpárosításokon keresztül egy-egy egységen belül is megfigyelhetők ma már a több anyagból készült, azaz különböző anyagok összekapcsolásából kialakított alkatrészek. A karosszérialemezek terén is bár több különböző megoldás létezik az anyagok „párosítására”, ma még jelentős szerepet kapnak a hegesztési technológiák [154], [I], [II], [III]. A járműiparban használatos lézerhegesztéssel, az

alakadási művelet előtt összekapcsolt terítékeket „*tailor welded blanks*”-nek (TWB) nevezi a külföldi szakirodalom, amelyet itthon „lézerhegesztett, méretre szabott elemek” kifejezéssel illet az MSZ EN 10359:2015 szabvány.

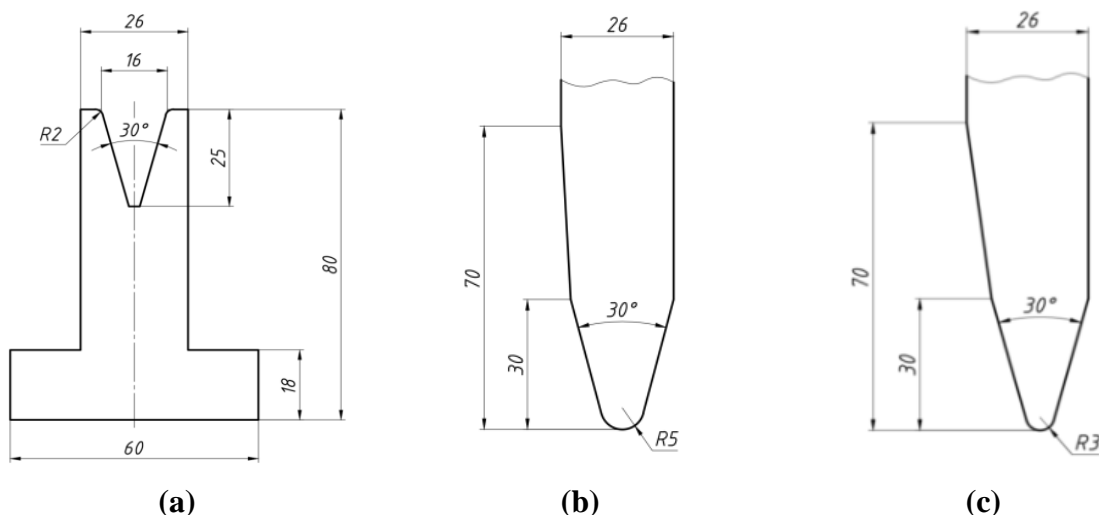
A hegesztett alkatrészek természetszerűen fennálló különleges viselkedése a terítékrészek egymásra hatásának következtében – legyen szó eltérő lemezvastagságú, szilárdságú, vagy akár bevonatolt terítékekről – érdekes kihívást jelent a kutatók számára is. Találhatunk példát az irodalomban a hegesztett, méretre szabott lemezek prézelésének [155] és mélyhúzásának [156], [157], [158], numerikus szimulációjára, négyzetes csészék mélyhúzhatóságának [159] és a húzóborda hatásának kísérleti vizsgálatára [160], illetve feszültség alapú határdiagramon keresztüli tönkremenetel becslésre is [161]. Mindezt kiegészítik a hegesztési varrat anyagtudományi hatásainak vizsgálatai is, amelyek különösen érdekesek, ha nagy szilárdságú lemezekről [162], [163], [164] vagy acél-alumínium párosításról [165] van szó. Merklein és szerzőtársai [154] az összefoglaló cikkükben említik a hajlíthatóság kérdéskörét, bár nem ebben a technológiai környezetben, illetve Zhou és kollégái írnak még a visszaruhozás több lépcsőben történő kompenzálásról TWB alkatrészekben [166]. A hajlítás, ilyen egyszerű de mégis számos környezetben alkalmazott V-alakú változatának megfigyelésére azonban még nem találtam példát a szakirodalomban.

A négy bemutatott anyagon vizsgáltam, hogy a hegesztési varrattól távolodva milyen mértékben érvényesül a két különböző szilárdságú lemez egymásra hatása és, hogy milyen törvényszerűség szerint írható le az átmeneti zóna, amelyben az egymásra hatás érzékelhető. Kísérleteimhez lézerhegesztéssel egyesített, különböző hosszúságú munkadarabokat készítettünk, amelyek oldalfelületén a szöget mérve, így a varrattól egyre növekvő távolságban mutatott visszaruhozásról kaptunk képet. A próbatetek sematikus ábrája az 59. ábra (a) részletén, a (b) részleten pedig néhány hajlított munkadarab látható.



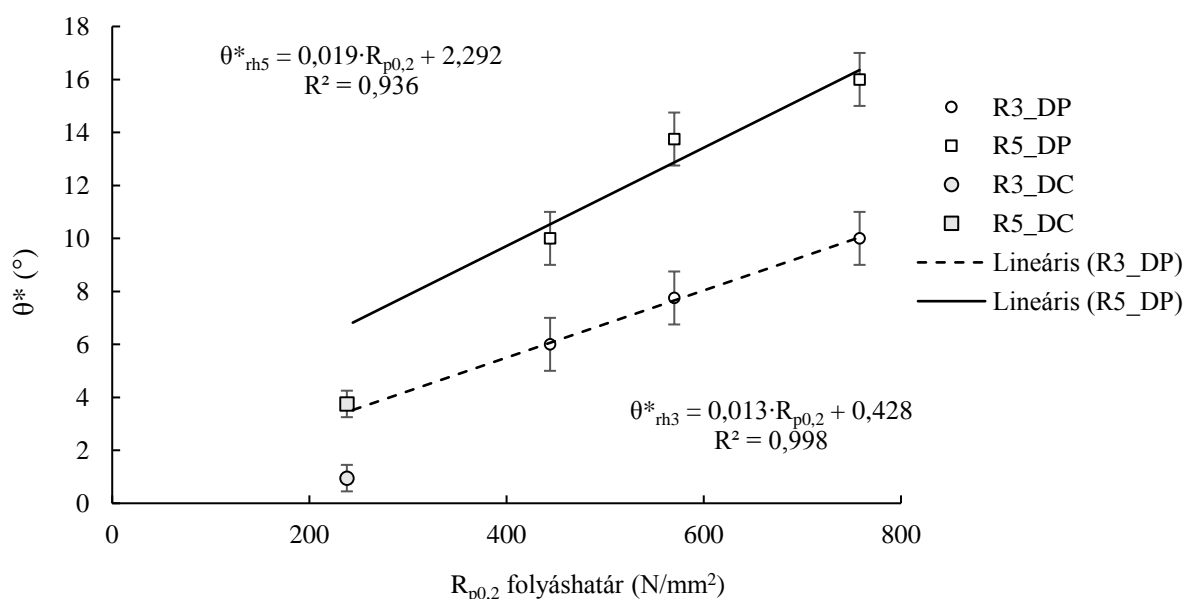
59. ábra: (a) a hegesztett lemezek visszaruhozásának mérésére kialakított próbatetek sematikus ábrája és (b) néhány hajlított munkadarab a DC04-DP1000 párosításból

A hajlítóvizsgálatokat szabadhajlítás formájában két különböző rádiuszon, számjegyevezérlésű élhajlító berendezésen hajtottuk végre, 90° elérésig. A kívánt szögértéket szabályozott bélyeg-elmozdulással biztosította az élhajlító. A lemezeken vasalás, ez által nem történt. A hajlító szerszámok rajzát a 60. ábra mutatja.



60. ábra: a szabadhajlítás szerszámai

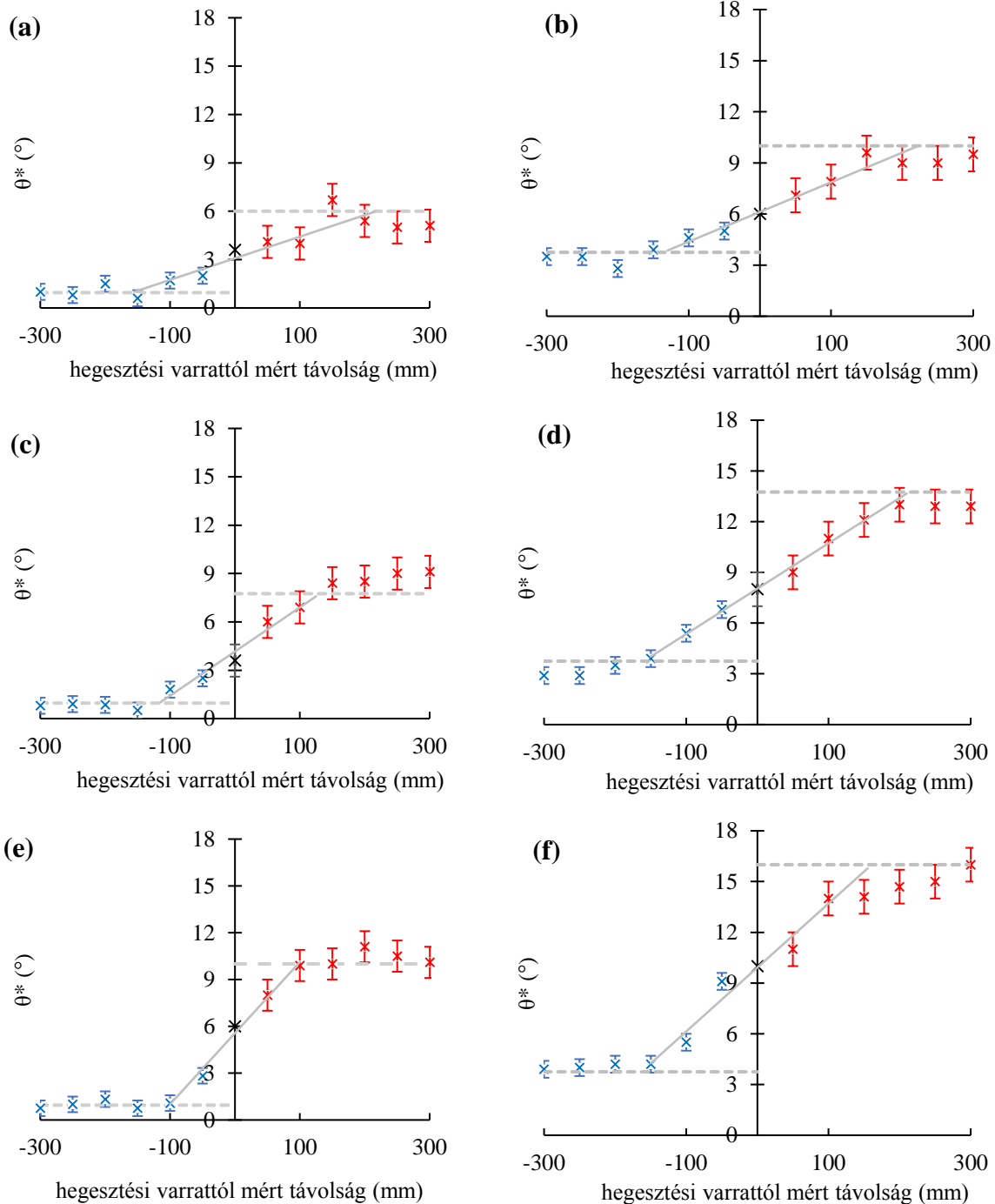
Az élhajlítón mért visszarugózási szögértékek (61. ábra) a szerszámban mért adatoknál (57. ábra és 58. ábra) valamelyest nagyobbak bizonyultak mindkét hajlítási sugáron (3 mm és 5 mm, a 60. ábra jelölései alapján a szerszámsugár  $R3$  és  $R5$ ). Ez a két eltérő terhelési mód következménye, például, mivel szabadhajlításkor nem történik vasalás. Így reális ennél a technológiánál a nagyobb alakhiba a terhelés megszűnésével. Érdekeséggépp megfigyelhető, hogy a DP acélok visszarugózása is egy egyenesre esik valamely jellemző tulajdonság tekintetében (jelen esetben folyáshatár). A DC04-en mért szögváltozások (legkisebb folyáshatárhoz tartozó pontok) nem követik ezt a lineáris tendenciát, amelyről még érdemes annyit megjegyezni, hogy tágabb értelemben feltehetően nem pontos közelítést szolgáltat, mivel eszerint egy zérus folyáshatárú, fiktív DP lemez is rendelkezik még  $\sim 3^\circ$  és  $\sim 0,5^\circ$  visszarugózással, ha azt 5 mm-es és 3mm-es sugáron hajlítjuk.



61. ábra: az élhajlítási technológia visszarugózási szögei

A felhasznált alaplemezek visszarugózásának ismeretében megtehető az összehasonlítás a hegesztett lemezek egyes pontjaira vonatkozóan is, ahogyan azt a 62. ábra szemlélteti. A diagramok baloldala két

jelölővel a DC04, a jobb oldal piros jelölőkkel pedig a DP acélok visszarugózását mutatja. A hegesztési varrattól távolodva jól észrevehetően kialakul egy átmeneti zóna, amelyben érvényesül a lemezek egymásra hatása. A varrattól nagyjából 100-200 mm-re elhaladva áll vissza az alkotók eredeti visszarugózása, a mérési bizonytalanságot is figyelembe véve [XVII]. Az alaplemezek átlagos visszarugózását szürke szaggatott vonalakkal ábrázoltam egyik, illetve másik oldalon.



62. ábra: a hegesztett lemezek visszarugózása, kék jelölő DC04, piros jelölő DP acél; (a) DC04-DP600  $rh = 3$  mm; (b) DC04-DP600  $rh = 5$  mm; (c) DC04-DP800  $rh = 3$  mm; (d) DC04-DP800  $rh = 5$  mm; (e) DC04-DP1000  $rh = 3$  mm; (f) DC04-DP1000  $rh = 5$  mm

A folyamatban a terítékrészek közötti szilárdságkülönbség hatása úgy jelentkezik, hogy az átmeneti szakaszba tartozó visszarugózási szögek valamivel erőteljesebben változnak, pontosabban az átmeneti zónát közelítő egyenesek meredeksége nő a szilárdságkülönbség fokozódásával. Szintén növeli a meredekséget a bélyegrádiusz csökkenése. Más szóval, ezek bekövetkezésekor záródik az átmeneti zóna, míg ellentétes körülmények között nyílik. A hegesztési varrat vonalához tartozó visszarugózási szögek, amelyek a közelítő egyeneseknek a függőleges tengellyel alkotott metszéspontjaiként értelmezhetők ugyanakkor nőnek a szilárdság arány és a bélyegrádiusz növekedésével is. Következésképpen nem csak nyílik és záródik a köztes tartomány a körülmények megváltozásával, hanem a vízszintes tengely mentén eltolódásra is képes. A közelítő egyenesek paramétereit a 18. táblázatban foglaltam össze.

Mindent összevetve kijelenthető tehát, hogy a visszarugózás előrejelzése, még az egyszerű esetekben – mint az egyenes vonal mentén történő hajlítás – is nehéz feladat, amely nem különben igaz a hegesztett lemezekre, ahol az eddigiek mellett legalább egy újabb változó, a hegesztési varrattól mért távolság is bevezetésre kell, hogy kerüljön. Az átmeneti zóna egyenesekkel való közelítése jól közelíti a gyakorlati méréseket és egyben képet ad az új változó hatásáról mind a lemezek közötti szilárdságkülönbség mind pedig a geometriai körülmények hatását is lekövetve. A hegesztett lemezek átlagos visszarugózási a napjainkban alkalmazott elméletekkel összhangot mutat, tehát a nagyobb átlagos szilárdság és a nagyobb hajlítási sugár és kiinduló lemezvastagság ( $r_h/s_0$ ) arány nagyobb átlagos szögváltozáshoz vezet. A különböző szegmensek egymásra hatása a hegesztési varrattól mért távolság viszonylatában ezzel ellentétben, fordítottan arányos az átlagos szilárdsággal és egyenesen arányos a geometriai viszonyzámmal, tehát a szilárdságkülönbség növekedése szűkebb átmeneti zónát, a geometriai viszonyszám növekedése pedig szélesebb átmeneti zónát eredményez, amely komplex jelenség leírására a jelenlegi összefüggések (ld. (112), (126), (127)) nem alkalmasak.

18. táblázat: A hegesztett lemezek visszarugózásának megváltozási karakterisztikáját leíró paraméterek az átmeneti zónában, a hegesztési varrattól mért távolság függvényében (meredekség: c, vízszintes tengely metszéspontja: b)

	$r_h = 3 \text{ mm}$		$r_h = 5 \text{ mm}$	
	<b>c</b>	<b>b</b>	<b>c</b>	<b>b</b>
DC04 – DP600	0,0134	3,08	0,0174	6,12
DC04 - DP800	0,0274	4,16	0,0268	8,04
DC04 - DP1000	0,0456	5,56	0,0378	9,92

## 5 Tézisek - Új tudományos eredmények

T.1. DP600, DP800 és DP1000 lemezanyagokra vonatkozóan, az egytengelyű feszültségi állapotban (szabványos lemez próbatesteken) mérhető anyagjellemzők (szakítószilárdság, folyáshatár és egyenletes, illetve teljes nyúlás) és az átlagos martenzit térfogatszázalék közötti kapcsolat lineáris függvényekkel jellemezhető, a következő egyenletek szerint:

$$\begin{aligned}R_m &= 8,9 \cdot (MVF_{V/V\%}) + 407 ; \\R_{p0,2} &= 7,0 \cdot (MVF_{V/V\%}) + 234 ; \\A_g &= -0,15 \cdot (MVF_{V/V\%}) + 17,7 ; \\A_{80} &= -0,23 \cdot (MVF_{V/V\%}) + 26,5 .\end{aligned}$$

Az  $r$ -értékkel kifejezhető képlékenységi anizotrópia mérőszám, ezektől eltérően nem mutat hasonló összefüggést a mikroszerkezettel [IV], [V], [VII], [XV], [XVIII], [XX].

T.2. DP600, DP800 és DP1000 acélok egytengelyű húzóvizsgálatával és a legkisebb négyzetek módszerének felhasználásával megállapított Nádai, Ludwik, Swift, Johnson-Cook, Voce és Hockett-Sherby hidegalakítási-keményedési törvények modell-paraméterei, az átlagos martenzit térfogatszázalék függvényében a következő módon változnak: az alakváltozások szorzóiként szereplő tényezők (rendre  $K$  paraméter a Nádai, a Ludwik a Johnson-Cook és a Swift,  $b$  paraméter a Voce és  $N$  paraméter a Hockett-Sherby egyenletekben) a hatványos egyenletekben ugyancsak hatványos, míg az exponenciális egyenletekben ugyancsak exponenciális függvény szerint változnak. Eszerint, a martenzit tartalom függvényében is teljesül a Voce és Hockett-Sherby egyenletek 'telítettségi' törvényszerűsége [VI], [XI].

T.3. A Nádai, a Ludwik, a Swift, a Voce és a Hockett-Sherby folyásgörbe egyenletekkel továbbá a Hill48 képlékenységi feltétellel számolt, sík feszültségi állapotra érvényes feszültség-alapú lokális elvékonyodási határgörbék az alkalmazott folyásgörbe modell függvényében változtatják helyzetüket. Ez azonosan jellemző mind az általános alakváltozás-feszültség transzformáció alkalmazásával, mind pedig a Levy-Tyne-féle anyagfüggő paraméteres közelítéssel számolt görbékre, de utóbbi módszer esetén a határgörbék kisebb folyásgörbe modell érzékenységgel rendelkeznek, amely főként a sík alakváltozáshoz tartozó feszültségi állapottól jobbra, a tisztán kéttengelyű húzások tartományában szembetűnő [X], [XII].

- T.4. Wang és Cao elméletének, a Hill48 folyási feltétellel és a Swift keményedési törvénnyel történő felhasználásával, a ráncosodási jelenség feszültség-alapú kritériuma egy új megközelítésben, a ráncosodási határfeszültséget jelentő görbékkel a ráncgátló nyomás függvényében kerültek megadásra, a főfeszültségek koordináta rendszerében. Az így felvett határgörbék a mélyhúzási, kísérleti eredményekkel és a numerikus szimulációkkal egyaránt összhangot mutatnak [VIII], [IX], [XIX].
- T.5. 1-1 mm-es lemezvastagságú, DC04 – DP600, DC04 – DP800 és DC04 – DP1000 alapanyagpárokból lézersugaras hegesztéssel előállított terítékeknek a - hegesztési varratra merőlegesen 3 mm és 5 mm sugáron történő V-alakú, 90°-os hajítás utáni - visszarugózása, a hegesztési varrat környezetében, egy átmeneti zónában eltér az alaplemezekre jellemző (ugyanilyen körülmények között mutatott) visszarugózás értékektől. Az átmeneti zónában mért visszarugózási szögek, a hegesztési varrattól mért távolság függvényében lineáris összefüggések szerint változnak. Ezekre az összefüggésekre az jellemző, hogy az egyenesek meredeksége (i) az alkotók közötti szilárdságkülönbség hatására növekszik, tehát ebben az esetben az átmeneti zóna a vízszintes tengely mentén záródik; míg (ii) a hajlítási sugár-kiinduló lemezvastagság viszonyszám növekedése mellett csökken, tehát ilyenkor az átmeneti zóna a vízszintes tengely mentén terjeszkedik. A hegesztett terítéket alkotó lemezanyagok együttes, átlagos alakítási szilárdságának és egyben a hajlítási sugár-kiinduló lemezvastagság viszonyszámának a növekedésével az átmeneti zónát definiáló egyenesek a függőleges tengely mentén felfelé, azaz a nagyobb visszarugózás értékek felé tolnak [XIII], [XVII].

## 6 Összefoglalás

Kutatásaim során vizsgáltam a járműipari, vékony lemezanyagok tönkremenetelének kritériumait, illetve az ezeket a feltételeket leíró elméleti modelleket, hogy képet kapjak a gyakorlati technológiák során bekövetkező állapotváltozások fizikai törvényszerűségeiről és ezáltal az instabil állapotba történő átmenet feltételeiről. A lemezalakításban fő tönkremeneteli módnak számító túlzott mértékű elvékonyodás és ráncosodás, továbbá a minőségi problémának számító visszarugózás témakörében is végeztem irodalomkutatáson alapuló kísérleti-, és a ráncosodás területén numerikus modellvizsgálatokat is egy jól alakítható, jól mélyhúzható DC04, továbbá három növelt szilárdságú, DP600, DP800, DP1000 acéllemezben. Az eredmények tartalmazzák a lemezanyagok általános tulajdonságaival – például szakítóvizsgálatokkal, keménységmérésekkel mikroszerkezet elemzésekkel – kapcsolatos következtetéseket is, de a kutatás zömében a technológiai vizsgálatok kimenetelére és az azokból nyerhető alakítási határállapotok, illetve a visszarugózás, mint geometriai nem megfelelőség megítélésére irányul.

A DP acélok esetén vizsgáltam, hogy a más kutatók által is már megfigyelt törvényszerűségek a mikroszerkezet és a mechanikai tulajdonságok (zömében a keménység, a szakítószilárdság, a folyáshatár és a nyúlás) között milyen módon terjeszthetők ki egyrészt a terhelő erő mértéke által is befolyásolt keménységi értékekre, másrészt a képlékenységi szempontból meghatározó, szakítóvizsgálatból származtatható folyásgörbékre.

Az egytengelyű szakítóvizsgálatokból nyerhető eredmények nélkülözhetetlenek az alakító műveletek technológiai jellemzőinek a meghatározásához is, mivel az adott anyag képlékeny folyását leíró egyenleteknél is és sok esetben a lokális befűződést jelentő alakítási határállapotok meghatározásához is felhasználjuk azokat. A szakítóvizsgálati adatsorokból a legkisebb négyzetek módszerével több különböző folyásgörbe közelítő modell egyenletét is meghatároztam, amelyek paramétereit a DP acélok átlagos martenzit tartalmának függvényében is megadtam. Megfigyeléseim szerint ezen a téren is megfigyelhető a kapcsolat a mechanikai modell fizikai tartalma és a mikroszerkezeti jellemzők között.

A folyásgörbe modellek felhasználásával két különböző elven számoltam a lemezalakítás mai gyakorlatában még kevésbé elterjedt feszültség-alapú alakítási határgörbéket. Eredményeimből az látható, hogy az alakváltozások feszültségekké történő átszámolása különbözőképpen hat a határfeszültségi értékek alakulására. Bizonyos számítások jelentősebben, mások kevésbé függenek az alkalmazott folyásgörbe közelítő modelltől, azaz más és más reakciók figyelhetők meg a különböző elméleti síkokon.

Megfigyeltem, hogy a feszültség-alapú határalakváltozás becslési szemléletek jól alkalmazhatók különleges esetekben, viszont a korszerű kutatások leginkább csak húzó jellegű főfeszültségek hatásának vizsgálatára terjednek ki. Munkám során a nyomó feszültség jelenlétét is igénylő ráncosodás jelenségére is kiterjesztettem a klasszikus, pozitív főfeszültségi szemléletmódot és meghatároztam a kritikus, ráncosodást jelentő tangenciális nyomó-, és kritikus, ráncosodást megakadályozni képes



normál irányú nyomó feszültséget Wang és Cao energia-típusú elméletének felhasználásával. Ennek a munkának a jelentősége abban rejlett, hogy így egy újszerű ráncosodási kritérium megadási módot alkottam a főfeszültségek koordináta rendszerében, amelyben a ráncosodási határgörbék a normális irányú nyomás függvényében változnak, illetve ezzel sikerült egy alakváltozás-alapú szemléletmódban gondokozó végesesemes programban is az összeszorított, azaz a ráncgátló alatti felületek ráncosodásának modellezésére megoldást találnom.

A visszarugózás vizsgálatokat V-alakú, 90°-os hajlítópróbákkal, különböző szerszámozási körülmények között hajtottam végre, így a lemezek eltérő mechanikai tulajdonságainak következtében, a hajlítás utáni visszarugózásra ható anyagi- és geometriai tényezőket is (de legalábbis egy részüket) figyelemmel tudtam kísérni. Megfigyeltem, hogy a lézersugárral hegesztett terítékek a szerszámnyitást követően, a hegesztési varrat környezetében sajátos viselkedést mutatnak. Egy átmeneti régióban, a terítéket alkotó szegmensek egyike sem produkálja önmagában, ugyanilyen körülmények között megfigyelhető szögváltozással azonos visszarugózást, hanem az egy lineáris függvénnyel leírható módon változik a hegesztési varrattól mért távolság függvényében. Az átmeneti zónát jellemző egyenesek helyzete és meredeksége is függ a terítéket alkotó lemezanyagok átlagos szilárdságától és a hajlítási sugár-kiinduló lemezvastagság geometriai viszonyozásától.

Doktori kutatómunkám során jelentős tapasztalatot szereztem a fémlamezek alakíthatóságának laborvizsgálatai, numerikus szimulációi és a képlékenységgel kapcsolatos elméletek gyakorlati alkalmazása terén. Célom, hogy az eddig megszerzett tudást a jövőben tovább gyarapítsam a számomra legérdekesebb témában, az alakítási folyamatok hatására bekövetkező tönkremeneteli kutatásokban.

## 7 A kutatás továbbfejlesztésének és az eredmények hasznosításának lehetőségei

A ferrit-martenzit kettős-fázisú DP lemezanyagok alaptulajdonságaira széles körű szakirodalom áll ma már rendelkezésünkre azok elterjedt gyakorlati felhasználása eredményeként. Az eltérő mechanikai tulajdonságú fázisok együttes jelenléte komplex deformációs viselkedést eredményez, amelynek magyarázata különböző nézőpontokból történő megközelítéssel lehetséges. Számos eredmény ismert például a fázishatárok menti kohézió, vagy a szemcsehatárok környezetében fennálló és a szemcsén belüli diszlokációs szerkezet vonatkozásában, de a mikro-üreg képződési hajlam és ezáltal az anyagtudományi értelemben vett tönkremenetel is egy sokat kutatott terület. Az én fő érdeklődésem ugyanakkor, ennek a jelenségnek azaz a tönkremenetelnek, inkább egy más oldalról történő megközelítésére, a mechanikai modellekre irányul.

Mint azt láthattuk, a feszültség alapú határelméletek széleskörűen használhatók és az anyag tönkremenetelének okozójaként egy bizonyos, kritikus feszültségi érték elérése ugyanúgy felelőssé tehető, mint ahogyan az fennáll a határ alakváltozások bekövetkezésekor. A feszültségekkel kapcsolatosan viszont még számos kérdés merülhet fel, például, hogy a számításokba szükségszerűen belevitt tényezők milyen hatást fejtenek ki a becslés jóságára. A korábbi kutatásaimban elsősorban csak a folyásgörbe-modell befolyásoló hatásával foglalkoztam, de ennek a jelenségnek a részletesebb vizsgálatára – pl. a képlékenységi feltételek hatásának, vagy a nem-összetartozó folyási törvény („*non-associated flow rule*”) alkalmazhatóságának megfigyelésére – még a rövid távú céljaim között időt, energiát tervezek fordítani.

A mélyhúzóhatóságához szorosan kapcsolódó ráncosodási jelenség kritériumát szabványos csészehúzó vizsgálatokon keresztül vizsgáltam (a szimulációs és a fizikai térben egyaránt) a laborkörülmények által biztosított keretek között. Bizakodásra ad okot, hogy az eredményeket felhasználói eredményváltozóként sikerült az AutoForm R8<sup>®</sup> végeeselemes szoftverbe importálnom, hogy ezzel egy, az alakváltozás-alapú szemléletmóddal nem megoldható problémára, az összeszorított felületek ráncosodásának modellezésére tudjak megoldást találni. Ugyanakkor, ezt a jövőben valós alkatrészek bevonásával és viselkedésük alapos kivizsgálásával, és/vagy „benchmark” jelleggel tervezem modell- és valós környezetben is tovább fejleszteni.

A hajlítópróbákat különböző szerszámozási körülmények között hajtottam végre, így a lemezanyagok változtatásával, a hajlítás utáni visszarugózásra ható anyagi- és geometriai tényezőket is (vagy legalábbis egy részüket) figyelemmel tudtam kísérni. Ugyanakkor, mivel a numerikus szimulációval, virtuális térben történő technológiai elemzés igen fontos eszköze a jelenkor tervezési módszertanának, így fontosnak tartom ezeket, az eddig itt még magukat ki nem próbáló visszarugózási megfigyeléseket is a végeeselemes analízisbe átültetni. Komoly lehetőséget látok abban, hogy a végeeselemes folyamattervezés által biztosított lehetőségeknek köszönhetően az átmeneti zóna viselkedésének igazolását, pontosítását, a hegesztett lemezek szimulációival – a meglévő kísérleti

eredményekkel történő validálást követően – a gyakorlati elemzés hatókörén túlmutató geometriai vagy szilárdsági tartományokra is kiterjesszem, hogy a jelenleginél általánosabb érvényű meghatározásokat tudjak tenni az alakítási folyamatban részt vevő lemezszegmensek viselkedését illetően.

## 8 Summary

During my PhD research work I investigated the formability and the failure criteria of thin sheets used in the automotive industry applying approximating models. The main aim of the study was the monitoring of the material behavior under mechanical loading to get to know the physical background and the conditions of plastic instability at the practical sheet metal forming technologies. I performed experimental measurements and numerical simulations related to the most common failure modes, such as localized necking and wrinkling, as well as I studied the springback and shape accuracy, too. The applied sheet metal materials were three kinds of dual phase (DP) steels and a cold-rolled mild steel, DC04. The results contain certain observations on the basic mechanical properties – like microstructure, tensile and hardness results – however, the main focus was on the discussion of forming limits obtained by technological tests.

I have examined how the existing relationship between the microstructure and the mechanical properties of DP steels can be extended, e.g. for the indentation load dependent microhardness results and for the uni-axial tension parameters. The flow curves were determined by standard tensile tests. The uniaxial tensile tests' results are essential for studying the plastic flow and forming limits, too. The raw data were processed by the least squares method for calculating the best fit flow curve parameters, based on different theorems. Furthermore, the average martensite volume fraction dependence of the flow curve parameters, for five different models, were also investigated. According to my observations, noticeable relationship is existing between the microstructure and physical meaning of the model parameters as well.

Using the flow curve parameters, the even today less prevalent stress-based forming limits were calculated by two different methods. Results show that different strain-stress transformation processes have divers effect on the given forming limits. One has less-, other has more significant flow curve model dependence, i.e. the theoretical reactions are variant.

I found that the stress-based forming limit concept can be well applied in special cases, but the recent researches almost only cover the limit stresses in the positive (tension-tension) quadrant. I extended the stress-based criteria into the tension-compression state also, for wrinkling criteria evaluation. The critical tangential compression stress needs to create wrinkles and the minimum normal stress which is responsible for eliminating wrinkling were calculated by the energy-based theory of Wang and Cao. Importing the critical values as user-defined results variables into a finite element software, a new wrinkling criteria definition of clamped surfaces was allowed in a shell- or membrane element based simulation scheme.

The study of springback was carried out by rectangular V-die bending. To ensure the visibility of the bent geometry, different punch corner radiuses were applied on the different type of sheet metals. Therefore, both the geometrical and the strength effects were able to monitored, at least partially. I demonstrated that laser beam welded blanks bent perpendicularly to the weld line produce particular

behavior near the welding zone. In a transition zone, none of the sheets make their usual springback, which is expected individually. Here, the springback is changed linearly in the function of the distance from the welding line. Both the position and the steepness of the linearity depend on the average strength of the sheet segments as well as the punch corner radius – sheet thickness ratio.

In the last few years, I have gained a lot of experience in the field of laboratory tests, numerical simulations and the utilization of the theoretical rules of plasticity. My goal is the further development of the obtained knowledge and use it in the future research projects, preferably in the research of material failure.

## 9 Köszönetnyilvánítás

Minthogy nem lehet a fémek anyagok szerkezetanát és a képlékenyalakítás tudományát is mindenre kiterjedően egy dolgozatba összesűriteni – márpedig sok, fémlemezek viselkedését kutató mérnök ezt a biztos sikertelenség tudatában is valamilyen formában, időről-időre megpróbálja – úgy nem lehet megfelelőképpen és elégszer köszönetet sem mondani mindazoknak, akik az elmúlt években a támogatásukról biztosítottak.

*Tisza Professor Úr* az intézeti tanszék és a Gépészeti Tudományok Doktori Iskola vezetése mellett is gyakorlatilag az első találkozásunk óta azonnal és páratlan precizitással reagált a kéréseimre, problémáimra és különösen a közösen írt tanulmányok, cikkek első verziós kéziratára, már egészen mesterszakos hallgató koromtól kezdődően. Bár személyes találkozásaink nem volt olyan mélységűek, mint mondjuk egy helyi doktorandusz esetében lehetne, de szakmai profizmusa olyan egyedülálló inspirációt és hajtóerőt jelentett a számomra, amely sok akadályon segített átküzdeni az évek során. Jól emlékszem, hogy még e bizonyos MSc diplomadolgozat ügyében a Tanszékvezetőm, *Dr. Weltsch Zoltán* csapott az asztalra és vitt el az akkor még számomra „megközelíthetetlen” *Tisza Professorhoz*, nem sajnálva az időt a rengeteg tanszéki és kari teendője mellett, egy egész napos útra. Ez a fajta gyors ítélőképessége, azonnali problémamegoldásra törekvő kitartása és önzetlen odaadása olyan erős támaszom volt a munkámban, amely bizonyára csak keveseknek adatik meg egy ilyen kutatómunka során. Így az ő kettőjük sok segítségét köszönöm itt meg elsősorban.

Köszönöm emellett minden tanszéki kollégámnak, hogy sok terhet vettek le időnként a vállamról mikor egy-egy közös ügynek önzetlenül mellé álltak és átvállalták azok terheit. Külön köszönetet szeretnék mondani *Hareancz Ferencnek* és *Klam Kittinek* akikre tényleg minden ügyes-bajos dologban, bármikor számíthattam. A kecskeméti vonalon fontosnak tartom még név szerint megemlíteni *Dr. Osztyéni József* docens Urat, a matematika különórákkal nyújtott rengeteg segítségével és *Dr. Danyi József* főiskolai tanár Urat, aki azon kívül, hogy – nem utolsó sorban – megszerettette velem a lemezalakítást, mérhetetlen tapasztalattal és jóakarattal adott számtalan tanácsot a tudományos munkásság, kommunikáció és szerepvállalás területéről.

Az ipari partnereink részéről köszönöm *Molnár Richárdnak* (az MBMH Kft.-től) a próbatest hálózások és alakváltozás-mérések terén nyújtott támogatását illetve *Sallai Zsoltnak* (az Autoflex-Knott Kft.-től) a lézervágások során nyújtott segítségét.

Miskolcra, külön köszönöm *Dr. Lukács Zsoltnak*, a Miskolci Egyetem docensének, hogy mindig két lábbal a földön állva, sallangok nélkül és pártatlanul tudtam vele megvitatni az újabb és újabb tudományos gondolataimat és természetesen az AutoForm szimulációk során nyújtott rengeteg segítségét. Köszönöm *Gál Viktor* doktorandusz hallgatónak, aki rendszeresen segítette a földrajzi távolság átívelését a legszerteágazóbb módokon.

És mint a mindennapi életben sokszor, most is a munka végére, de soha nem utoljára marad a család. A hozzám legközelebb álló és legfontosabb társam, a barátom és szerelmem, a feleségem, *Valach Vanda*

minden nap megteremti számomra azt a környezetet, amely nélkül nem kérdés, hogy nem lehetne tudományos munkát folytatni, még *édesapám*, *édesanyám* és *testvéreim* példamutatása ellenére sem. Köszönöm Vanda, hogy te épp ma is mindent odaadsz a kisfiúunkért *Bendéért*, és értem.

Köszönettel tartozom a kutatás támogatásáért, amely egyrészt az EFOP-3.6.1-16-2016-00006 „A kutatási potenciál fejlesztése és bővítése a Neumann János Egyetemen” pályázat keretében valósult meg. A projekt a Magyar Állam és az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával, a Széchenyi 2020 program keretében valósul meg.

A dolgozatban ismertetett kutató munka másrészt az EFOP-3.6.1.-16-2016-00014 „Diszruptív technológiák kutatás-fejlesztése az e-mobility területén és integrálásuk a mérnökképzésbe” pályázat keretében valósult meg. A projekt a Magyar Állam és az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával, a Széchenyi 2020 program keretében valósul meg.

Harmadrészt a kutatást az EFOP-3.6.2-16-2017-00016 „Autonóm járművek dinamikája és irányítása az automatizált közlekedési rendszerek követelményeinek szinergiájában” pályázat is támogatta.

## 10 Irodalomjegyzék

- [1] Backofen Walter A.: Deformation Processing, Campbell Memorial Lecture, The American Society for Metals (1973)
- [2] Bassani J. L.: Yield characterization of metals with transversely isotropic plastic properties, Int. J. mech. Sci. Vol. **19**, pp.651-660, Pergamon Press (1977)
- [3] Kurt Lange: Handbook of Metal Forming, Society of Manufacturing Engineers (1985)
- [4] Dorel Banabic: Formability of Metallic Materials, Plastic Anisotropy, Formability Testing, Forming Limits, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2000)
- [5] Tisza Miklós: Az anyagtudomány alapjai, Miskolci Egyetemi Kiadó (2013)
- [6] Prohászka János: A fémek és ötvözetek mechanikai tulajdonságai, Műegyetemi Kiadó (2001)
- [7] Kiss Ervin: Képlékeny alakítás, Tankönyvkiadó, Budapest (1987)
- [8] Geleji Sándor: A fémek képlékeny alakításának elmélete, Akadémiai Kiadó, Budapest (1967)
- [9] Ziaja György és Gillemot László: Fémek képlékeny alakítása, Tankönyvkiadó, Budapest (1977)
- [10] Skriba Zoltán: A fémek képlékeny alakításának technológiája, Műszaki Könyvkiadó (1971)
- [11] Kaliszky Sándor: Képlékenységtan, elmélet és mérnöki alkalmazások, Akadémiai Kiadó, Budapest (1975)
- [12] Gál Gaszton, Kiss Antal, Sárvári József, Tisza Miklós: Képlékeny hidegalakítás, Nemzeti Tankönyvkiadó, Budapest (2008)
- [13] Voith Márton: A képlékenyalakítás elmélete, nagy alakváltozások tana, Miskolci Egyetemi Kiadó (1998)
- [14] Danyi József, Végyvári Ferenc: Lemezmegmunkálás, Kecskemét (2011)
- [15] Kardos Károly, Danyi József, Végyvári Ferenc: Képlékeny alakítás, Széchenyi István Egyetem (2011)
- [16] Roger Pearce: Sheet Metal Forming The Adam Hilger Series on New Manufacturing Processes and materials, IOP Publishing Ltd. (1991)
- [17] Taylan Altan, A. Erman Tekkaya: Sheet Metal Forming Fundamentals, ASM International, USA (2012)
- [18] Marciniak Z., Duncan J. L. and Hu S. J.: Mechanics of Sheet Metal Forming, Butterworth-Heinemann (2002)
- [19] Metals Handbook vol. 4 Forming, ASM Handbook Comittee, American Society for Metals, USA (1969)



- [20] Uthaisangsuk V., Prahl U., Bleck W.: Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels, *Engineering Fracture Mechanics* **78**, 469–486. (2011) DOI: 10.1016/j.engfracmech.2010.08.017
- [21] Thyssenkrupp: Steel Product Information, deep-drawing steels DD, DC and DX, Issue: July 2018
- [22] Keeler S., Kimichi M.: *Advanced High Strength Steels Application Guidelines Version 5.0*, WorldAutoSteel (2014)
- [23] Tisza M., Lukács Zs., Kovács P. and Budai D.: Some recent developments in sheet metal forming for production of lightweight automotive parts, *IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series* 896 (2017) 012087, 36th IDDRG Conference – Materials Modelling and Testing for Sheet Metal Forming
- [24] Tisza Miklós: *Advanced Materials in Sheet Metal Forming*, *Key Engineering Materials Vol. 581*, pp. 137-142 (2014)
- [25] Bitay Enikő: Járműipari acélok szilárdságnövelési lehetőségei, *Fiatal Műszakiak Tudományos Ülésszaka XX. Műszaki Tudományos Közlemények* **3**, 91-94. (2015)
- [26] Dr. Prohászka János: *Bevezetés az anyagtudományba I.* Tankönyvkiadó, Budapest, 161-179. (1988)
- [27] Tisza Miklós: *Anyagvizsgálat*, Miskolci Egyetemi Kiadó (2001)
- [28] Tresca H.: On the yield of solids at high pressures (in French), *Comptes Rendus Academie des Sciences, Paris* **59**, 754. (1864)
- [29] Huber M.T.: *C T* **22**, 34-81. (1904)
- [30] Mises R.: Mechanics of solids in plastic state 592 (in German), *Göttinger Nachrichten Math. Physy. Klasse 1*, 582. (1913)
- [31] Hencky H.: On the theory of plastic deformations 592 (in German), *Z Aug. Math. Mech.* **4**, 323-334. (1924)
- [32] Tim Komischke, Pavel Hora: The cross-compression-tension-bar experiment for the investigation of ductile fracture behavior near pure shear condition, *AIP Conference Proceedings* 21113, 16001. (2019)
- [33] von Mises R.: *Z. angew. Math. Mech* **8**. 161. (1928)
- [34] Hosford W.F.: A generalized isotropic yield criterion, *J. Appl. Mech.* **39**, 607-609. (1972)
- [35] Hill R.: A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals, *The hydrodynamics of non-Newtonian fluids. I.*, 281-297. (1947)
- [36] Hill R.: Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals, *J. Mech. Phys. Solids Vol. 38, No. 3*, 405-417, (1990)
- [37] Hela Soussi, Narjes Masmoudi, Abdelkader Krichen: Analysis of geometrical parameters and occurrence of defects in the hole-flanging process on thin sheet metal, *Journal of Materials Processing Technology* **234**, 228–242. (2016)

- [38] Safdarian R., Natal Jorge R. M., Santos Abel D., Naeini H. Moslemi, Parente M. P. L.: A comparative study of forming limit diagram prediction of tailor welded blanks, *Int J Mater Form* **8**, 293 – 304. (2015)
- [39] Lian J., Shen F., Jia X., Ahn D. C., Chae D. C., Münstermann S., Bleck W.: An evolving non-associated Hill48 plasticity model accounting for anisotropic hardening and r-value evolution and its application to forming limit prediction, *International Journal of Solids and Structures*, Volume **151**, 20-44. (2018)
- [40] Woodthrope J., Pearce R.: The anomalous behavior of aluminium sheet under balanced biaxial tension, *Int. J. Mech. Sci.*, **12**, 341-347. (1970)
- [41] Bishop J. F. W., Hill R.: A theory of the plastic distortion of polycrystalline aggregates under combined stress, *Phil. Mag.* **42**, (1951)
- [42] Nádai A. L.: *J. Appl. Phys.* **8**, 205–213. (1937)
- [43] Zener C., Hollomon J. H.: *J. Appl. Phys.* **15**, 22. (1944)
- [44] Agirre J., Galdos L., Saenz de Argandona E., Mendiguren J.: Hardening prediction of diverse materials using the Digital Image Correlation technique, *Mechanics of Materials* **124**, 71–79. (2018)
- [45] Swift H. W.: *J. Mech. and Phys. of Solids* **1**, 1-18. (1952)
- [46] Johnson G. R., Cook W. H.: *Engineering Fracture Mechanics* **21**, 31-48. (1985)
- [47] ANSYS Inc. Release Notes 18.0, Structures with Material Nonlinearities, Rate-independent Plasticity
- [48] Voce E. J.: *Inst. Metals* **74**, 537.
- [49] Hockett J. E., Sherby O. D.: *J. Mech. Phys. Solids* **23**, 87-98. (1975)
- [50] Hamzah Alharthi, Sumit Hazra, Abdulrahman Alghamdi, Dorel Banabic, Richard Dashwood: Determination of the yield loci of four sheet materials (AA6111-T4, AC600, DX54D+Z, and H220BD+Z) by using uniaxial tensile and hydraulic bulge tests, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **98**, 1307 – 1319. (2018) <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2339-5>
- [51] Yong Hou, et al.: *Journal of Materials Processing Tech.*, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116314 (Investigation of evolving yield surfaces of dual-phase steels)
- [52] Neto D.M., Oliveira M.C., Santos A.D., Alves J.L., Menezes L.F.: Influence of boundary conditions on the prediction of springback and wrinkling in sheet metal forming, *International Journal of Mechanical Sciences* **122**, 244–254. (2017) DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2017.01.037
- [53] Hajbarati, H. & Zajkani, A. *Int. J Mater Form* **2**, 441. (2019) DOI: 10.1007/s12289-018-1427-2

- [54] Malen D., Hughes, J.: Mass Benchmarking Using Statistical Methods Applied to Automotive Closures. *SAE Int. J. Mater. Manf.* **8**(3), 853-863. (2015) DOI:10.4271/2015-01-0574
- [55] Kuziak R., Kawalla R., Waengler S.: Advanced high strength steels for automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol VIII, 103-117. (2008)
- [56] Surajit Kumar Paul: Real microstructure based micromechanical model to simulate microstructural level deformation behavior and failure initiation in DP 590 steel. *Materials and Design* **44**, 397–406. (2013) DOI: 10.1016/j.matdes.2012.08.023
- [57] Sawitree Sodjit, Vitoon Uthaisangsuk: Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels. *Materials and Design* **41**, 370–379. (2012) DOI: 10.1016/j.matdes.2012.05.010
- [58] David Paul Hoydick: Method for production of Dual Phase sheet steel, United States Patent, United States Steel Corporation, Pittsburgh. US 6,811,624 B2 (2004)
- [59] Rosenberg G., Sinaiová I., Juhar L.: Effect of microstructure on mechanical properties of dual phase steels in the presence of stress concentrators. *Materials Science & Engineering A* **582**, 347–358. (2013) DOI: 10.1016/j.msea.2013.06.035
- [60] Sun X., Choi K.S., Soulam A., Liu W.N., Khaleel M.A.: On key factors influencing ductile fractures of dual phase (DP) steels. *Materials Science and Engineering A* **526**, 140–149. (2009) DOI: 10.1016/j.msea.2009.08.010
- [61] Movahed P., Kolahgar S., Marashi S.P.H., Pournavari M., Parvin N.: The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite–martensite dual phase steel sheets. *Materials Science and Engineering A* **518**, 1–6. (2009) DOI: 10.1016/j.msea.2009.05.046
- [62] Valeria L. de la Concepción, Hernán N. Lorusso, Hernán G. Svoboda: Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of dual phase steels. *Procedia Materials Science* **8**, 1047–1056. (2015) DOI: 10.1016/j.mspro.2015.04.167
- [63] Fan Zhang, Annie Ruimi, Pui Ching Wo, David P. Field: Morphology and distribution of martensite in dual phase (DP980) steel and its relation to the multiscale mechanical behavior. *Materials Science & Engineering A* **659**, 93–103. (2016) DOI: 10.1016/j.msea.2016.02.048
- [64] Ghatei Kalashami A., Kermanpur A., Ghassemali E., Najafizadeh A., Mazaheri Y.: Correlation of microstructure and strain hardening behavior in the ultrafine-grained Nb-bearing dual phase steels. *Materials Science & Engineering A* **678**, 215–226. (2016) DOI: 10.1016/j.msea.2016.09.108
- [65] Tiryakioğlu M.: On the relationship between Vickers hardness and yield stress in Al–Zn–Mg–Cu Alloys. *Mater. Sci. Eng. A* **633**, 17–19. (2015) DOI: 10.1016/j.msea.2015.02.073
- [66] Prohászka János: Bevezetés az anyagtudományba I, Tankönyvkiadó, Budapest, (1988)

- [67] Dan W.J., Lin Z.Q., Li S.H., Zhang W.G.: Study on the mixture strain hardening of multi-phase steels, *Materials Science and Engineering A* **552**, 1–8. (2012) DOI: 10.1016/j.msea.2012.04.028
- [68] Lankford W. I., Snyder S. C., Bauscher J. A.: *Trans. ASM* **42**, 1196-1232. (1950)
- [69] Sowerby R., Johnson W.: *Mat. Sci. Eng.* **20**, 101-111. (1975)
- [70] Mellor P. B., Parmar A.: *Mechanics of sheet metal forming. Material behavior and deformation analysis* (New York/London, Plenum Press) 53-57. (1978)
- [71] Mellor P. B.: *Mechanics of materials* ed Hopkins G (Oxford, Pergamon Press) 383-415. (1982)
- [72] Chatfield D. A., Keeler S. P.: *Technology for using sheet steel designing for formability*, (Metal Progress), 60-63. (1971)
- [73] Banabic D., Dorr R. I.: *Formability of thin sheet metals (in Romania)*, Bucarest, O. I. D. I. C. M. (1992)
- [74] Whiteley R. L.: *Trans. ASM* **52**, 154-157. (1960)
- [75] Hill R.: *The mathematical theory of plasticity*, Oxford, Clarendon Press, (1950)
- [76] Hosford W. F., Backofen W. A.: *Fundamentals of deformation processing* (Syracuse University Press) 259-292. (1964)
- [77] Warwick J. O., Alexander J.: *J. Ins. Met.* **91**, 1-10. (1962/63)
- [78] Fukui S., Yoshida K., Abe K.: *Sci. Papers Inst. Phys. Chem. Res.* **54**, 199-205. (1960)
- [79] Keeler S. P.: *Society of Automotive Engineers* No. 650535 (1965)
- [80] Keeler S. P., Backofen W. A.: *Trans. ASM* **56**, 25-48. (1963)
- [81] Goodwin G. M.: *Society of Automotive Engineers* No. 680093, 380-387. (1968)
- [82] Keeler S. P.: *Circle Grid Analysis*, Livonia, MI: National Steel Corporation, (1968)
- [83] Keeler S. P.: *Society of Automotive Engineers* No. 680092 (1968)
- [84] Painter M. J., Pearce R.: *J. Phys. D: Appl. Phys.* **7**, 992. (1974)
- [85] Kleemola H. J., Kumpulainen J. O.: *J. Mech. Work. Tech.* **3**, 289. (1980)
- [86] Hecker S. S.: *Met. Eng. Q.* **14**, 30. (1974)
- [87] Ayres R. A., Brewer E G: *Society of Automotive Engineers*, No. 790741 (1979)
- [88] Tisza M., Kovács P. Z., Lukács Z., Kiss A., Gál G.: *Materials Science Forum* **812**, 271-275. (2015)
- [89] Kovács P. Z., Tisza M.: *Materials Science Forum* **589**, 233-238. (2008)
- [90] Tisza M., Kovács P. Z. and Lukács Z.: *Key Engineering Materials* **504-506**, 863-868. (2012)
- [91] Nakajima K., Kikuma T.: *Yamata Technical Report* **284**, 678-680. (1971)
- [92] Nakajima K., Kikuma T., Hasuka K.: *Yamata Technical Report* **264**, 141. (1972)
- [93] Marciniak Z., Kuczynski K.: *Int. J. Mech. Sci.* (Pergamon Press) **9**, 609-620. (1967)
- [94] Kovács Péter Zoltán: *Alakítási határdiagramok elméleti és kísérleti elemzése*, Miskolci Egyetemei doktori értekezés (2012)

- [95] Zdzislaw Marciniak, Kazimierz Kuczynski, Tadeusz Pokora: Influence of the plastic properties of a material on the forming limit diagram for sheet metal in tension, *Int. J. Mech. Sci.* Pergamon Press. Printed in Great Britain, **15**, 789-805. (1973)
- [96] Swift H. W.: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* **1**, 1-18. (1952)
- [97] Hill R.: *J. Mech. Phys. Solids* **1**, 19. (1952)
- [98] Stören S., Rice J. R.: *J. Mech. Phys. Solids* (Pergamon Press) **23**, 421-441. (1975)
- [99] Considère A.: Use of the iron and steel in buildings (in French), *Ann. Des Ponts et Chaussées* **9**, 574-575. (1885)
- [100] Chow C. L., Jie M., Hu S. J.: *Journal of Engineering Materials and Technology* **125**, (Transactions of the ASME) (2003)
- [101] Cayssials F.: Proc. IDDRG Congress Brussel, 443-454. (1999)
- [102] Cayssials F., Lemoine X.: Proc. IDDRG Congress Besançon, 1-8. (2005)
- [103] Abspoel M., Scholting M. E., Droog J. M. M.: *Journal of Materials Processing Technology* **213**, 759–769. (2013)
- [104] Levy B. S., Van Tyne C. J.: Proc. IDDRG Shanghai, 262-269. (2015)
- [105] Levy B. S., Green D. E.: Analysis and Documentation of Laboratory Studies on the Enhanced FLC Concept (Auto/Steel Partnership, Southfield, MI, USA) (2002)
- [106] Levy B. S., Van Tyne C. J.: An approach to predicting the forming limit stress components from mechanical properties, *Journal of Materials Processing Technology* **229**, 758–768. (2016)
- [107] Arrieux R.: Determination and use of forming limit stress diagrams in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology* **53**, 47-56. (1995)
- [108] Arrieux R.: Determination and use of forming limit stress surface of orthotropic sheets. *Journal of Materials Processing Technology* **64**, 25-32. (1997)
- [109] Stoughton T.B.: A general forming limit criterion for sheet metal forming. *International Journal of Mechanical Sciences* **42**, 1-27. (2000)
- [110] Stoughton T.B., Zhu X.: Review of theoretical models of strain-based FLD and their relevance to stress-based FLD. *International Journal of Plasticity* **20**, 1463-1486. (2004)
- [111] Panich, S., Barlat, F., Uthaisangsuk, V., Suranuntchai, S., Jirathearant, S.: Experimental and theoretical formability analysis using strain and stress based forming limit diagram for advanced high strength steels. *Materials and Design* **51**, 756–766. (2013) DOI: 10.1016/j.matdes.2013.04.080
- [112] Barlat F., Brem J.C., Yoon J.W., Chung K., Dick R.E., Lege D.J., Pourboghrat F., Choi S.-H., Chu E.: Plane stress yield function for aluminum alloy sheets—part 1: theory. *International Journal of Plasticity* **19**, 1297–1319. (2003)
- [113] Werber A., Liewald M., Nester W. et al.: *Int J Mater Form* **7**, 395. (2014) DOI: 10.1007/s12289-013-1134-y

- [114] Bruschi S., Altan T., Banabic D., Bariani P.F., Brosius A., Cao J., Ghiotti A., Khraisheh M., Merklein M., Tekkaya A.E.: Testing and modelling of material behaviour and formability in sheet metal forming. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* **63**, 727–749. (2014)
- [115] Surajit Kumar Paul: Path independent limiting criteria in sheet metal forming, *Journal of Manufacturing Processes* **20**, 291-303. (2015) DOI: 10.1016/j.jmapro.2015.06.025
- [116] Affronti E., Merklein M.: Metallographic analysis of Nakajima tests for the evaluation of the failure developments, *Procedia Engineering* **183**, 83 – 88. (2017)
- [117] Slota J., Jurčišin M., Spišák E., Tomáš M., Šiser M.: Experimental FLC determination of high strength steel sheet metal, *Acta Metallurgica Slovaca*, **21**, 269-277. (2015)
- [118] Merklein M., Kuppert A., Geiger M.: Time dependent determination of forming limit diagrams, *CIRP Annals - Manufacturing Technology* **59**, 295–298. (2010)
- [119] Wolk W., Hora P.: New algorithm for a robust user-independent evaluation of beginning instability for the experimental FLC determination, *Int J Mater Form* (2010) DOI: 10.1007/s12289-010-1012-9
- [120] Min J., Stoughton T.B., Carsley J.E., Lin J.: Comparison of DIC methods of determining forming limit strains, *Procedia Manufacturing* **7**, 668-674. (2017)
- [121] *Simufact Forming Application*. Simufact Engineering GmbH, (2018)
- [122] Wang X., Cao J.: An Analytical Prediction of Flange Wrinkling in Sheet Metal Forming. *J. Manufact. Processes* **2**, No. 2. (2000)
- [123] Siebel E., Beisswanger H: *Deep Drawing*, Munchen, Carl Hanser, (1955)
- [124] Geleji S.: *A fémek képlékeny alakításának elmélete*, Akadémiai Kiadó, Budapest, 394-416. (1966)
- [125] Oehler G., Kaiser F.: *Schnitt-, Stanz- und Ziehwerkzeuge*, Springer-Verlag Berlin-Heidelberg, 285. (1969)
- [126] Geckeler J. W.: *Angewandte Mathematik und Mechanik* **8**, 341-352. (1928)
- [127] Ramberg W., Osgood W. R.: Description of Stress-Strain Curves by Three Parameters, National Advisory Committee for Aeronautics, Technical Note **902**, Washington (1943)
- [128] Yu T. X., Johnson W.: *Int. J. Mech. Sci.* **24**, No. 3, 175-188. (1982)
- [129] Agrawal A., Reddy N. V., Dixit P.M.: Determination of optimum process parameters for wrinkle free products in deep drawing process, *J. Materials Processing Technology* **191**, 51–54. (2007)
- [130] Weili, X., Huibao, W., Yuying, Y., Wang, Z.R.: A simplified method for wrinkling simulation. *Journal of Materials Processing Technology* **121**, 19–22. (2002)
- [131] Neto, D.M., Oliveira, M.C., Dick, R.E., Barros, P.D., Alves, J.L., Menezes, L.F.: Numerical and experimental analysis of wrinkling during the cup drawing of an AA5042 aluminium alloy. *Int J Mater Form* **10**, 125 – 138. (2017) DOI 10.1007/s12289-015-1265-4

- [132] Du, B., Xie, J., Li, H., Zhao, C., Zhang, X., Yuan, X.: Determining factors affecting sheet metal plastic wrinkling in response to nonuniform tension using wrinkling limit diagrams. *Thin-Walled Structures* **147**, 106535 (2020)
- [133] Atrian, A., Panahi, H.: Experimental and finite element investigation on wrinkling behaviour in deep drawing process of Al3105/Polypropylene/Steel304 sandwich sheets. *Procedia Manufacturing* **15**, 984–991. (2018)
- [134] Hill R.: *J. Mech. and Phys. of Solids* **6**, 236–249 (1958).
- [135] Hutchinson J. W., Neale K. W.: *Proceedings of Int. Symp. on Plastic Instability, Paris, France, 1841–1914.* (1985).
- [136] Chu E., Xu Y.: An elastoplastic analysis of flange wrinkling in deep drawing process. *International Journal of Mechanical Sciences* **43**, 1421-1440. (2001)
- [137] Abbasi M., Ketabchi M., Labudde T., Prah U., Bleck W.: New attempt to wrinkling behavior analysis of tailor welded blanks during the deep drawing process. *Materials and Design* **40**, 407–414. (2012)
- [138] Tugcu, P., Neale, K.W., Wu, P.D., MacEwen, S.R.: Effect of planar anisotropy on wrinkle formation tendencies in curved sheets. *International Journal of Mechanical Sciences* **43**, 2883–2897. (2001)
- [139] De Magalhães Correia, J.P., Ferron, G.: Wrinkling of anisotropic metal sheets under deep-drawing: analytical and numerical study. *Journal of Materials Processing Technology* **155–156**, 1604–1610. (2004) doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.04.270
- [140] Kadkhodayan M., Moayyedian F.: Analytical elastic–plastic study on flange wrinkling in deep drawing process, *Scientia Iranica B* **18** (2), 250–260. (2011)
- [141] Wang, X., Cao, J.: An analytical model for plate wrinkling under tri-axial loading and its application. *International Journal of Mechanical Sciences* **42**, 617 – 633. (2000)
- [142] Swift, H.W.: Drawing tests for sheet metal. *Proceedings Institution of Automobile Engineers, Vol. 34:* 361. (1939)
- [143] Amaral, R.L., Santos, A.D., Miranda, S.S., de Sá, J.C.: Earing Profile and Wall Thickness Prediction of a Cylindrical Cup for Dual-phase Steels Using Different Yield Criteria in FE Simulation. *AIP Conf. Proc.* 2113, 180011-1–180011-6; (2019) DOI: 10.1063/1.5112749
- [144] Danyi J., Tuskó L.: A mélyhúzási folyamatok szimulálása mikroszámítógéppel. IV Seminar on Metal Forming, Győr, Hungary, 232–238. (1988)
- [145] AutoForm-User Interface, AutoForm Engineering GmbH (2017)
- [146] Aereens R., Vorkov V., Duflou J. R.: Springback prediction and elasticity modulus variation. *Procedia Manufacturing* **29**, 185-192. (2019)
- [147] Münstermann S., Sparrer Y., Yao Y., Lian J., Meya R., Clausmeyer T. és Tekkaya A. E.: Effect of plastic strain and ductile damage on elastic modulus of multiphase steel and its impact on springback prediction. *Proceedings of the 22nd International ESAFORM*

- Conference on Material Forming. AIP Conference Proceedings 2113, 180001 (2019); DOI: 10.1063/1.5112739
- [148] Lukács Zs.: Nagyszilárdságú acélok visszarugózásának modellezése és kísérleti vizsgálata. PhD értekezés. Magyarország: Miskolc (2014)
- [149] Tisza M., Lukács Zs.: Formability investigations of high strength dual phase steels. *Acta Metallurgica Sinica English Letters* **28**, 1471-1481. (2015)
- [150] Yoshida F., Uemori T., Fujiwara K.: Elastic-plastic behavior of steel sheets under in-plane cyclic tension-compression at large strain. *Int J of Plasticity* **18**, 633-659. (2002)
- [151] Vorkov V, Aereens R, Vandepitte D, Duflou J. R.: Two regression approaches for prediction of large radius air bending. *Int J of Material Forming* **12**, 379-390. (2019)
- [152] Gedeon M.: Elastic springback. *Technical Tidbits; Issue No.* **11**. (2009)
- [153] Kluge S., Kardos K.: *Werkstoffkatalog-Anyagkatalógus*. Győr-Zwickau; (2004)
- [154] Merklein M., Johannes M., Lechner M., Kuppert A.: A review on tailored-blanks-Production, application and evaluation. *Journal of Materials Processing Technology* **214**, 151-164. (2014)
- [155] Hycza-Michalska M., Rojek J., Fruitos O.: Numerical simulation of car body elements pressing applying tailor welded blanks – practical verification of results. *ARCHIVES OF CIVIL AND MECHANICAL ENGINEERING Vol. X No. 4*. (2010)
- [156] Wang L., Wang G., Liu X., Wu M.: Numerical Study on Welding Line Behavior of Deep Drawing TWB Process *Journal of Iron and Steel Research International* **14**(5), 36-38. (2007)
- [157] Reis A., Teixeira P., Duarte F., A Santos, A. B. da Rocha, A. A. Fernandes: Tailored welded blanks—an experimental and numerical study in sheet metal forming on the effect of welding. *Computers and Structures* **82**, 1435–1442. (2004)
- [158] Suresh S. V. V. N., Regalla S. P., Gupta A. K., Padmanabham G.: Weld line shift in the case of Tailor welded blanks subjected to differential strengths with respect to TIG and Laser welding. *Materials Today: Proceedings* **2**, 3501 – 3510. (2015)
- [159] Morishita Y., Kado T., Abe S., Sakamoto Y., YoshidaF.: Role of counterpunch for square-cup drawing of tailored blank composed of thick/thin sheets. *Journal of Materials Processing Technology* **212**, 2102–2108. (2012)
- [160] Heo Y. M., Wang S. H., Kim H. Y., Seo D. G.: The effect of the drawbead dimensions on the weld-line movements in the deep drawing of tailor welded blanks. *Journal of Materials Processing Technology* **113**, 686–691. (2001)
- [161] Bandyopadhyay K., Basak S., Panda S. K., Saha P.: Use of stress based forming limit diagram to predict formability in two-stage forming of tailor welded blanks. *Materials and Design* **67**, 558–570. (2015)



- [162] Gong H., Wang S., Knysh P., Korkolis Y.: Experimental investigation of the mechanical response of laser-welded dissimilar blanks from advanced- and ultra-high-strength steels. *Materials and Design* **90**, 1115–1123. (2016)
- [163] Chung K., Lee W., Kim D., Kim J., Chung K-H. Kim C., Okamoto K., Wagoner R. H.: Macro-performance evaluation of friction stir welded automotive tailor-welded blank sheets: Part I – Material properties. *International Journal of Solids and Structures* **47**, 1048–1062. (2010)
- [164] Chung K., Lee W., Kim D., Kim J., Chung K-H. Kim C., Okamoto K., Wagoner R. H.: Macro-performance evaluation of friction stir welded automotive tailor-welded blank sheets: Part II – Formability. *International Journal of Solids and Structures* **47**, 1063–1081. (2010)
- [165] Herbst. S., Aengeneyndt H., Maier H. J., Nürnberger F.: Microstructure and mechanical properties of friction welded steel-aluminum hybrid components after T6 heat treatment. *Materials Science & Engineering A* **696**, 33–41. (2017)
- [166] Wang H., Zhou J., Zhao T. S., Liu L. Z., Liang Q.: Multiple-iteration springback compensation of tailor welded blanks during stamping forming process. *Materials and Design* **102**, 247–254. (2016)
- [167] Yoshida K., Kuwabara T., Kuroda M.: Path-dependence of the forming limit stresses in a sheet metal. *International Journal of Plasticity* **23**, 361–384. (2007)
- [168] Yoshida K., Kuwabara T.: Effect of strain hardening behavior on forming limit stresses of steel tube subjected to nonproportional loading paths. *International Journal of Plasticity* **23**, 1260–1284. (2007)
- [169] Dick R. E., Yoon W. J., Stoughton T. B.: Path-independent forming limit models for multi-stage forming processes. *Int J Mater Form* (2015) DOI: 10.1007/s12289-015-1220-4
- [170] Panich S., Barlat F., Uthaisangsuk V., Suranuntchai S., Jirathearanat S.: Experimental and theoretical formability analysis using strain and stress based forming limit diagram for advanced high strength steels. *Materials and Design* **51**, 756–766. (2013) DOI: 10.1016/j.matdes.2013.04.080
- [171] Panich S., Liewald M., Uthaisangsuk V.: Stress and strain based fracture forming limit curves for advanced high strength steel sheet. *Int J Mater Form* **11**, 643–661. (2018) DOI: 10.1007/s12289-017-1378-z
- [172] Carr A. R., Walker A, Combaz E.: Derivation of a forming limit stress diagram from an experimental FLC, and comparison of the two criteria when applied to FE simulation of a pressing using different yield functions. *Int J Mater Form* (2013) DOI: 10.1007/s12289-013-1146-7
- [173] Paul S. K.: Theoretical analysis of strain- and stress-based forming limit diagrams. *J Strain Analysis* **48**(3), 177-188. (2013)

- [174] Paul S. K., Manikandan G., Verma R.K.: Prediction of entire forming limit diagram from simple tensile material properties. *J Strain Analysis* **48**(6), 386-394. (2013)
- [175] Paul S.K.: Prediction of complete forming limit diagram from tensile properties of various steel sheets by a nonlinear regression based approach. *Journal of Manufacturing Processes* **23**, 192–200. (2016)
- [176] Hance B.M., Huang L.: A simplified stress-based forming limit criterion for advanced high strength steel (AHSS). *Proceeding of IDDRG Congress 2018 IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* **418**, 012037 (2018)

## 11 Az értekezés témájában született saját publikációk jegyzéke

### Idegen nyelven, konferencia kiadványokban megjelent publikációk jegyzéke

- [I] József Danyi, Ferenc Végvári, Gábor, Béres, Bertalan, Kecskés: Examination of deep-drawability of laser welded blanks. In: Rácz, Pál (szerk.) IESB 2014 : Nemzetközi Gépész és Biztonságtechnikai Szimpózium Budapest, Magyarország : Óbudai Egyetem, Bánki Donát Gépész és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar, 3-10. (2014)
- [II] József Danyi, Ferenc Végvári, Gábor, Béres, Bertalan, Kecskés: Deep-drawability of tailor welded blanks. In: Andrea, Ádámné Major; Lóránt, Kovács; Zsolt, Csaba Johanyák; Róbert, Pap-Szigeti (szerk.) Proceedings of TEAM 2014 : 6th International Scientific and Expert Conference of the International TEAM Society
- [III] Gábor Béres, József Danyi: Experimental investigation on forming of tailor welded blanks. In: Berecz, T; Csóré, A; Májlinger, K; Orbulov, IN; Szabó, PJ (szerk.) Materials Science, Testing and Informatics VIII: Selected, peer reviewed papers from the 10th Hungarian Conference on Materials Science
- [IV] Gábor Béres, Miklós Tisza: The effect of tensile strength on the formability parameters of dual phase steels. In: Jármái, Károly; Bolló, Betti (szerk.) Vehicle and Automotive Engineering : Proceedings of the JK2016, Miskolc, Hungary Cham (Svájc), Svájc : Springer International Publishing, (2017) pp. 197-204. , 8 p.
- [V] Gábor, Béres ; Zoltán, Weltsch: Effect of the martensite volume fraction and indentation load on hardness profiles of automotive dual phase steels. In: Vehovszky, B; Takács, J; Bán, K (szerk.) 34th International Colloquium on Advanced Manufacturing and Repairing Technologies in Vehicle Industry
- [VI] Gábor Béres, Zoltán Weltsch, Attila Szabó: Parameter fitting of mechanical based constitutive laws for iron based alloys used in the automotive industry. In: Ferdynand, Romankiewicz; Remigiusz, Romankiewicz; Robert, Ulewicz (szerk.) Advanced Manufacturing and Repair Technologies in Vehicle Industry : Monograph 35th international colloquium

### Idegen nyelven, folyóiratokban megjelent publikációk jegyzéke

- [VII] Gábor Béres, Zoltán Weltsch: Estimation of Strength Properties from Microhardness Results in Dual Phase Steels with Different Martensite Volume Fraction. Periodica Polytechnica-Transportation Engineering **46**, 1-7. (2018)
- [VIII] Gábor Béres: Difficulties and challenges in wrinkling modelling by finite element simulation. Parners Contacts 2:**19**, 49-57. (2019)

- [IX] Béres Gábor, Lukács Zsolt, Tisza Miklós: Study on the wrinkling behavior of cylindrical deep-drawn cups. AIP Conference Proceedings **2113** Paper: 170003. (2019)
- [X] Béres Gábor, Weltsch Zoltán, Tisza Miklós: Comparative study on theoretical and experimental evaluation of forming limit diagrams. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering **426** Paper: 012005. (2018)
- [XI] Béres Gábor, Tisza Miklós: Investigation of constitutive equation parameters on dual phase steel sheets. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering **448** Paper: 012059. (2018)
- [XII] Gábor Béres, Zoltán Weltsch, Zsolt Lukács, Miklós Tisza: Prediction of stress- and strain-based forming limits of automotive thin sheets by numerical, theoretical and experimental methods. AIP Conference Proceedings **1960** Paper: 160002. (2018)
- [XIII] Gábor Béres, Zsolt Lukács and Miklós Tisza: Springback Evaluation of Tailor Welded Blanks at V-die Bending made of DP Steels. Procedia Manufacturing **47**, 1366–1373. (2020)

#### **Magyar nyelven, konferencia kiadványokban megjelent publikációk jegyzéke**

- [XIV] Béres Gábor, Weltsch Zoltán, Lukács Zsolt, Tisza Miklós: A szilárdság arány hatásának numerikus elemzése hegesztett lemezterítékek alakíthatóságára vonatkozóan. In: Szabó, Gábor; Szűcs, Máté (szerk.) XVI. Képlékenyalakító Konferencia (2018)
- [XV] Béres Gábor: Lágyacél és nemesített alumínium lemezanyagok alapvető mechanikai tulajdonságjellemzőinek vizsgálata. In: OGÉT 2017: XXV. Nemzetközi Gépészeti Konferencia : 25th International Conference on Mechanical Engineering (2017)
- [XVI] Béres Gábor, Danyi József, Végvári Ferenc: Járműkarosszéria vázszerkezeti elemek képlékenyalakítása. In: Bitay, Enikő (szerk.) A XX. Fialat Műszakiak Tudományos Ülésszak előadásai: Proceedings of the XX-th International Scientific Conference of Young Engineers Kolozsvár, Románia: Erdélyi Múzeum-Egyesület (EME), (2015)
- [XVII] Béres Gábor, Danyi József, Végvári Ferenc: Nagyszilárdságú autóiipari lemezek hajlítása, visszarugózási problémaköre. In: Bitay, Enikő (szerk.) A XX. Fialat Műszakiak Tudományos Ülésszak előadásai: Proceedings of the XX-th International Scientific Conference of Young Engineers Kolozsvár, Románia : Erdélyi Múzeum-Egyesület (EME), (2015)
- [XVIII] Hareancz Ferenc, Béres Gábor: Acél és alumínium karosszérialemezek komplex kísérleti vizsgálata. In: Rajnai, Zoltán; Fregán, Beatrix; Marosné, Kuna Zsuzsanna (szerk.) Tanulmánykötet a 7. BBK előadásából Budapest, Magyarország : Óbudai Egyetem, Bánki Donát Gépész és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar, (2016)

#### **Magyar nyelven, folyóiratokban megjelent publikációk jegyzéke**

- [XIX] Béres Gábor, Tisza Miklós: A hengeres csészék mélyhúzásakor fellépő ráncosodás becslésének elméleti módszerei. GRADUS 6:1, 98-109. (2019)
- [XX] Béres Gábor, Hareancz Ferenc, Weltsch Zoltán: Korszerű lemezanyagok mechanikai vizsgálatai. GRADUS 4:2, 329-335. (2017)
- [XXI] Kovács Zsolt Ferenc, Béres Gábor, Weltsch Zoltán: Autóipari DC és DP acélok lézersugaras hegeszthetőségének vizsgálata. GRADUS 4:2, 311-317. (2017)
- [XXII] Béres Gábor, Hareancz Ferenc, Weltsch Zoltán: Növelt szilárdságú alumínium és acéllemezek alakíthatóságának vizsgálata. GRADUS 3:2, 101-107. (2016)
- [XXIII] Béres Gábor, Tisza Miklós: Hegesztett lemezek járműkarosszéria építésben való alkalmazásának áttekintése. GRADUS 3:1, 50-63. (2016)
- [XXIV] Danyi József, Végvári Ferenc, Béres Gábor: Járműipari célú acéllemezek mélyíthetőségi és mélyhúzhatósági problémái. Miskolci Egyetem Közleményei: Anyagmérnöki Tudományok 39:1, 19-28. (2016)