

NAPJAINK JÁRMŰKAROSSZÉRIA ANYAGAI

THE PRESENT BODY IN WHITE MATERIALS

Béres Gábor^{1*}, Danyi József¹, Végvári Ferenc¹, Tisza Miklós²

¹ Anyagtechnológia Tanszék, Gépipari és Automatizálási Műszaki Főiskolai Kar, Kecskeméti Főiskola, Magyarország

² Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék, Gépészmérnöki és Informatikai Kar, Miskolci Egyetem, Magyarország

Kulcsszavak:

járműkarosszéria,
tömegcsökkentés,
nagy szilárdságú acélok

Keywords:

body in white, light weight
construction, high strength steels

Cikktörténet:

Beérkezett 2015. október 10.

Átdolgozva 2015. október 31.

Elfogadva 2015. november 5.

Összefoglalás

A járműipar dinamikus fejlődésével egyre sürgetőbbé válik a járműgyártás költségeinek és „anyaghségének”, illetve a gépjármű károsanyag kibocsátásának csökkentése. Új innovatív, környezetbarát megoldások felkutatása szükséges a természetes környezet és az emberiség harmóniájának fenntartásához. E követelmények kielégítése mellett, a modernkori járműfelhasználóknak jogosak az igényeik a biztonság tekintetében is. Az átalakuló félben lévő elvárások kielégítése érdekében vékonyabb lemezek alkalmazása került előtérbe, melyekkel a kisebb tömeg, így kevesebb üzemanyag felhasználás révén a CO₂ emisszió csökkentése megoldható. A vékonyabb lemezekből álló járműkarosszéria törésbiztonságának megtartásához azonban új, nagy szilárdságú, és nagy energia elnyelő képességű anyagokra van szükség. Az ezekkel az anyagokkal megoldható, szilárdság arányból származtatott tömegcsökkenés, akár több mint 30% is lehet, anélkül, hogy az elnyelt ütközési energia, azaz a törésbiztonság csökkenne.

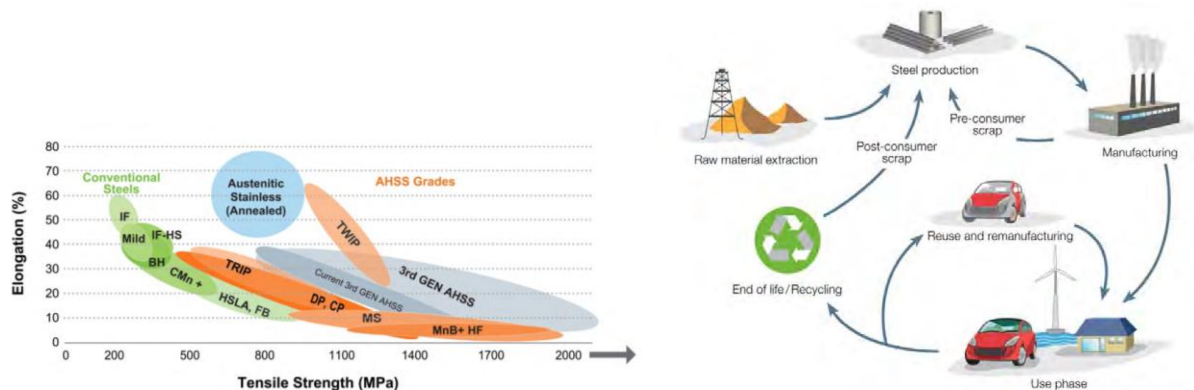
Abstract

The continuously development of automotive industry urgently requires the reducing of manufacturing and material costs. Next to the high costs, the moderation of the greenhouse gas emission is also a primary problem. Finding of new innovative and environmental safe technologies is necessary to save the harmony between the population and the nature. Next to this conditions the requirements of the customers with regard to safety lead to the increasing of the body strength. Applying of thinner sheets came into view in order to the weight reduction, and in this way the reduction of the fuel combustion and CO₂ emission. But the production from thinner sheets is only possible with the application of high-strength materials to avoid the reduction of crashworthiness and safety. Vehicle manufacturing from such materials can reach up to 30 % mass reduction, next to unchanged crashworthiness.

* Béres Gábor. Tel.: +36 30 4326711; fax: +36 76 516377
E-mail cím: beres.gabor@gamf.kefo.hu

1. Bevezetés, avagy az acél szerepe a modern járműépítésben

Az autóiipari fejlesztésekben meghatározó szerepet játszanak olykor egymásnak is ellentmondó követelmények. Ezen követelmények közül, egyidejűleg több szempont kielégítésében is kulcskérdés a személygépkocsik tömegének a csökkentése (*light weight construction*). A követelmények teljesítése céljából, elsőként az *Ultra Light Steel Auto Body* (ULSAB) konzorcium jött létre 1994-ben, harmincöt acélgyártó vállalat együttműködésében [1]. A konzorcium egyik legsikeresebb eredménye, a fejlett nagyszilárdságú acélok családjának, az *Advanced High-Strength Steels*-nek (AHSS) a kifejlesztése volt (1. ábra (bal oldal)). A karosszéria anyagok fejlesztésében egy újabb mérföldkő, a *WorldAutoSteel*, tizennyolc acélgyártó vállalat (mint pl.: *China Steel Corporation*, *Hyundai-Steel Company*, *Arcelor Mittal*, *ThyssenKrupp Steel Europe AG*) összefogásában alakult világszervezet által, 2008-ban indított *Future Steel Vehicle* (FSV), azaz a *Jövő Acél Járműve* program volt. Ennek célja a nagyszilárdságú acélok alakíthatóságának továbbnövelése, és a CO₂ kibocsátásnak, a jármű teljes élettartamára („*vehicle total life cycle*”) vonatkozó csökkentése. A környezet- és egészségvédelmi kérdésekben ugyanis nem szabad megfeledkeznünk arról, hogy a jármű nem csak üzeme során „pusztítja” a kék bolygót, hanem már annak előállítása, majd hulladékként való elhelyezése is a környezetünket terheli. Mivel a tömegcsökkentés céljából leggyakrabban különböző nagyszilárdságú acél, illetve alumínium és magnézium ötvözeteket, valamint különféle szálerősítésű, polimer-mátrixú kompozitokat alkalmaznak, a *WorldAutoSteel* [1] ezekre az anyagokra vonatkozóan készítette el a, teljes élettartamra vonatkozó kutatásait:



1. ábra: A nagyszilárdságú acélok fejlesztési lépései (balról) és a jármű teljes 'élettartamának' ciklusai, az alapanyag gyártástól a hulladékká válásig (jobbról) [1]

Ezen kutatás eredménye szerint tévhit, hogy a CO₂ kibocsátás orvoslása, a fent említett kis sűrűségű anyagokkal egyszerűen megoldható. A kipufogógáz emisszió valóban csökkenthető, de az Al, Mg, és a kompozit anyagok előállítása akár hússzor akkora környezetterhelést jelent, mint az acélgyártás. Itt fontos megjegyezni, hogy a hibrid és elektromos autók megjelenésével és terjedésével, a teljes életciklus során, a káros anyag kibocsátásért elsőrendűen felelős ciklus szerepébe, a jelenleg megszokott felhasználási ciklus (*use phase*: 1. ábra (jobb oldal)) helyett egyre inkább a gyártás fázisa lép, ami tovább kedvez az acél karosszériáknak [1].

A felhasználási ciklusban a tömegcsökkentéssel elérhető a kisebb üzemanyag fogyasztás, gazdaságosabb üzemeltetés, - amelyek a fogyasztók számára a legfontosabb követelmények - továbbá a kisebb fogyasztásnak köszönhetően a káros anyag kibocsátás törvényi mértéknek kielégítése is lehetséges. 57 kg súlycsökkentéssel például 0,09-0,21 km/liter plusz megtett út, azaz üzemanyag megtakarítás lehetséges [2].

2. Jól alakítható autóiipari lágyacélok

A járműipari lágyacélok nagy százalékban ferrites szövetszerkezettel rendelkező, alumíniummal csillapított acélok, amelyek nagyon jó alakíthatósági tulajdonságokkal rendelkeznek. A kedvező alakíthatóságuk mellett viszont kis szilárdsággal jellemezhetők - ha $R_{p0,2} > 275$ MPa akkor már növelt szilárdságú acélokról beszélünk -, amely a mostanában megfigyelhető háttérbe szorulásukat eredményezte [1,3,4,]. A szilárdságot és az alakíthatóságot az acélok

mikroszerkezetét felépítő fázisok tulajdonságai határozzák meg, mint például azok keménysége, aránya, mérete, eloszlása és alakja [4,5,6,7]. Több szerző [4,8] szerint anélkül, hogy megváltoztatnánk a kémiai összetételt, képlékenyalakítással és hőkezeléssel a következő szilárdságnövelő szerkezetváltoztatási lehetőségek kínálkoznak:

2.1. Hideg képlékenyalakítás okozta keményedés

Hidegalakítás hatására a fémekben az egy köbcentiméter anyagterfogra eső diszlokációk száma, a lágy állapothoz képest hat, tizenkettő nagyságrenddel megnövekedhet. A megnövekedett számú diszlokációk, a képlékeny alakváltozás során egymás mozgását akadályozzák, így jelentős szilárdság növekedés érhető el. A szilárdság és a diszlokáció sűrűség kapcsolatát a *Taylor* egyenlet, illetve annak módosított alakja írja le:

$$R_e = R_0 + k \cdot G \cdot |b| \cdot \sqrt{\rho} = R_0 + k \cdot G \cdot |b| \cdot \sqrt{\rho_0 + C \cdot \varphi^n} \quad \left[\frac{N}{mm^2} \right] \quad (1)$$

ahol R_e a folyáshatár, R_0 szilárdsági konstans, k az anyagra jellemző állandó, G a csúsztató rugalmassági modulus, b a Burgers-vektor abszolút értéke, ρ a diszlokációsűrűség, ρ_0 a lágyított állapotra jellemző diszlokációsűrűség, C az egységnyi alakváltozáshoz tartozó alakítási szilárdság, φ az összehasonlító (más néven logaritmikus) alakváltozás, és n a keményedési kitevő [4,6,8].

2.2. Szilárd oldat képződés, szilárdságnövelés az oldódási keményedési mechanizmussal

Minél nagyobb mértékben tér el az oldott elem atomsugara acélok esetében a vasétól, annál nagyobb mértékű rácstorzulást okoz, így nagyobb szilárdságot eredményez [4]. A jelenség, a következő képen írható le:

$$R_e = R_0 + k \cdot G \cdot \varepsilon^p \cdot C_o^q \quad \left[\frac{N}{mm^2} \right] \quad (2)$$

ahol az előzőekben említett paramétereken kívül, ε a rácstorzulás mértéke, C_o az ötvözőanyag koncentráció. A p és a q értéke kisebb ötvöző koncentrációknál 2, illetve 1, míg nagyobbaknál 1,5 és 0,5. A rácstorzulás mértéke a (3) egyenlet alapján számolható:

$$\varepsilon = \frac{d_a - d_o}{d_a} \quad [mm] \quad (3)$$

ahol d_a az alapanyag atomátmérője, d_o az ötvözőanyag atomátmérője [4,6].

Az előző egyenletben szereplő ε és C paraméterek a *Vegard-szabály* (4) alapján összevonhatók, azaz az ötvözetben az átlagos rácsparaméter (A_o) számolható [6]:

$$A_o = d_a \cdot (1 - C_o) + d_o \cdot C_o = d_a + C_o \cdot (d_o - d_a) \quad [mm] \quad (4)$$

A [9] irodalom szerzői a szilárdságnövelés becslésének lehetőségeit átfogóan vizsgálva, a szilárd oldat képződéssel kapcsolatban arra jutottak, hogy a ferrit maximális karbon oldó képessége a mérvadó, mert a többi karbon a *Ti*-al, a *Mo*-el és az egyéb ötvöző elemekkel kiválásokat képez, és így nem járul hozzá a szilárd oldat képződéssel realizálható szilárdságnövekedéshez. A kutatásukban vizsgált acél esetében a szilárd oldat képződéssel elért szilárdságnövekedés nagyjából 120 MPa volt.

2.3. Szemcsefinomítás

A diszlokációk által képviselt instabil termodinamikai tartományokat közvetve hasznosíthatjuk az újonnan kialakuló krisztallitok mennyiségének növelésére, ezáltal azok átlagos méretének csökkentésére. Ehhez az szükséges, hogy a lehetőleg nagymértékű képlékenyalakítást – lemezgyártásnál a hengerlést - követően újrakristályosodás, vagy fázisátalakulás mehessen végbe az anyagban. Ennek a lehetősége, a termomechanikusan hengerelt acéltermékeknek a gyártástechnológiai sajátosságok által egyértelműen fennáll. Tehát a hűtés vagy az újra-hőkezelés során, az időegység alatt keletkező csírák számát nagyságrendekkel növelni lehet, és ez együtt jár a kész anyagban a krisztallitok számának növekedésével. Ennek feltétele, hogy az egyensúlyi feltételeket biztosító hőmérsékletektől nagyban el kell térni, hogy az N csíráképződési képességet növeljük, ahogy az, a (5) képletből kiderül:

$$N = N_0 \cdot \exp\left(\frac{-Q_N}{RT}\right) \quad \left[\frac{1}{\text{cm}^3 \cdot \text{min}}\right] \quad (5)$$

Ahol N_0 csíráképződési állandó, Q_N az aktiválási energia, R az egyetemes gázállandó, T pedig az abszolút hőmérséklet [6,8]. Ismert, hogy a minél nagyobb túlhűtésnek, illetve túlhevítésnek köszönhetően csökken a kristallitok G növekedési sebessége is, ami a kapott szerkezetre hatással lehet. Zorkóczi [10] a csíráképződési és növekedési folyamatokról így ír: „Ha tehát az új szemcsék kialakulása lassú hűlés közben történik, akkor kis túlhűtésnél, időegységben kevés csíra keletkezik. Ugyanekkor a kristályosodási sebesség nagyobb lévén, nagy szemcsék keletkeznek, tehát az új fázis durva szemű lesz, ami szilárdsági tulajdonságaira, főleg a szívósságra káros”. Prohászka [8] szerint azonban a csíranövekedési sebesség hatását sok esetben elhanyagolhatjuk, mivel a tapasztalat szerint a legtöbb intenzív hűtéssel lejátszódó hőkezelés során olyan sok csíra keletkezik, hogy azok nagyon rövid idejű növekedés után összeérnek és további növekedésük lehetetlenné válik.

A szemcsefinomítás, a fémelőállítás során mikroötvözéssel segíthető. A legjellemzőbb mikroötvözők az Al , a Ti , a V a Nb és a Zr , illetve a TiB_2 mint vegyület. A mikroötvözők az alapszerkezetben kiválásokat alkotnak, és diszperz eloszlásuk révén akadályozzák a szemcsék túlzott eldurvulását [3,4,6]. A [9] irodalom szerzői azt mutatták ki, hogy átlagos $3\mu\text{m}$ -os szemcsemérettel számolva, az elérhető szilárdság növekedés vas-alapú ötvözetek esetében 420-450 MPa lehet.

A finomszemcsés szerkezetben a szilárdságnövekedést, jól ismert módon, a szemcsehatárokon kialakuló diszlokációs-energiacsúcsok alacsony értéken tartása okozza. A szemcse méret átlagos csökkenéséből származtatható szilárdságnövekedést a *Hall-Petch* egyenlet írja le [4,6,8]:

$$R_e = R_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad \left[\frac{N}{\text{mm}^2}\right] \quad (6)$$

ahol az előzőekben említett paramétereken kívül d az átlagos szemcsenagyság.

2.4. Kiválásos keményítés

A kiválásosan keményíthető anyagok nemesítése során kiválnak/szegregálódnak az ötvöző anyagok vegyületei. A szilárdítás szempontjából kedvező, ha minél közelebb helyezkednek a kiválások egymáshoz, azaz ha minél rövidebb az alaplátrixban az ún. diszlokációs szabad úthossz (λ_f) [4,6]:

$$R_e = R_0 + k \cdot G \cdot \left|\frac{b}{\lambda_f}\right| \cdot \frac{1}{\lambda_f} \quad \left[\frac{N}{\text{mm}^2}\right] \quad (7)$$

A kiválások közötti távolság mellett fontos tényező a kiválások mérete is. Haldar et al. [9] kutatásai során, tisztán ferrites szerkezetben, 2-4 nm méretű Ti , Mo , Nb és V karbidok által alkotott kiválások szilárdság növelő hatását is vizsgálták. Esetükben a kiválások 330-430 MPa-al járultak hozzá a mechanikai jellemzők fokozásához.

3. Növelt szilárdságú acélok

A tömegcsökkentés semmilyen körülmények között nem eredményezheti az utasbiztonság csökkenését, így az egészségvédelem szempontjából fontos helyeken, nagyszilárdságú anyagok alkalmazására van szükség. A szilárdság növelése általában az alakíthatóság romlásával jár, de a nagyobb szilárdság növelheti az energia elnyelő képességet, és a merevséget, azaz a deformációval szembeni ellenállást [1,2,3,9,11,12,13,14,15,16,17]. A járművek biztonságának tekintetében nem véletlenül választódik ketté a „törésbiztonság” (*crashworthiness/crash performance*) fogalma a merevség (*stiffness*), és az energia elnyelő képesség (*energy absorbtion*) fogalmára. Maga a törésbiztonság a járműnek dinamikus igénybevétellel szembeni, például ütközés elleni ellenálló képességét jelenti. Nagyban befolyásolja mind az anyag tulajdonsága, mind a geometriai kialakítás. Egy járműben a két, biztonsági szempontból általánosított terület a merev utasfülke és a nagy energia elnyelő képességű gyűrődési zóna (*crumple zone*). Egy ütközés során az utasfülke nem deformálódhat, az utasokat körülvevő tér nem csökkenhet. Ezzel

szemben a jármű elején és végén lévő gyűrődési zóna feladata, hogy a lehető legtöbb ütközési energiát elnyelje, és párnaként óvja az utasfülkét a deformációtól. A *WorldAutoSteel* [1] kutatási eredményei alapján a merevség nem függ a folyáshatártól, vagy a szakító szilárdságtól, csak a rugalmassági modulustól és a geometriától, elsősorban az igénybe vett elem inercia nyomatékától. Az energia elnyelő képesség pedig a keményedési kitevővel (n) hozható összefüggésbe.

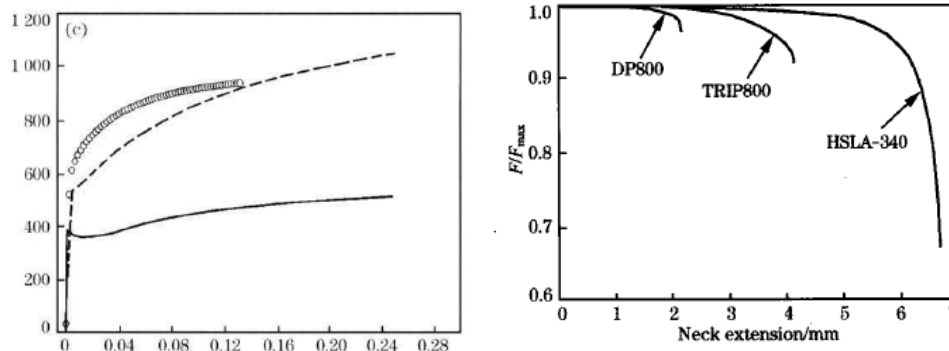
3.1. Első generációs nagyszilárdságú acélok

Az első generációs nagyszilárdságú acélok csoportjából elsődlegesen az interstíció mentes (*Interstitial Free* - *IF*) és a festés utáni hőkezelés hőmérsékletén kikeményedő, találón a péktermékek készítésének hőmérsékletén történő hőkezelés után elnevezett, ún. „*Bake Hardening*” (*BH*) acélokat emelném ki.

Mivel az **IF acélokat** főleg húzó jellegű igénybevétellel alakítják, ezek az acélok ultra kis C és nitrogén tartalommal rendelkeznek, sőt utóbbi atomok Ti -al és Nb -al kötöttek. Ezen extrém alakíthatósággal rendelkező lemezek átlagos aniztrópia tényezője (vagy Lankford-féle számnak is nevezik, jelölése: r) 2,5 és n értéke 0,27 (ami jelentős egyenletes nyúlásra utal), amit finom szemcsés ferrites szerkezettel érnek el. Ez a kedvező mikroszerkezet a lehető legalacsonyabb hőmérsékleten végzett nagyarányú alakváltozással járó meleghengerléssel, majd gyorsított hűtéssel, vagy nagyarányú alakváltozással járó hideghengerléssel és azt követő magas hőmérsékletű megeresztéssel biztosítható. A jó alakíthatóságnak köszönhetően a nagy panelek egyben gyárthatók, így csökkenthető a hegesztett és egyéb kötések mennyisége, ami költség megtakarításhoz vezet. Az *IF* acélok, a fentebb említett jó alakíthatóság miatt külső burkoló panelek gyártására használatosak [3,12].

Bizonyos szintű merevség, szilárdság a külső borító, amúgy igénybevételeknek kevésbé kitett elemektől is elvárható, hogy ellenálljanak a használat közben okozott kisebb behorpadásoknak, benyomódásoknak, és kőfelverődéseknek. Ezekkel szemben természetesen ellenállóbb a lemez, ha nagyobb a szilárdsága, azonban fontos a folyáshatárt kb. 240 MPa alatt tartani, hogy az alakítást követően szép, esztétikus felületet kapjunk. Ezen ellentmondó tulajdonságoknak a kielégítése lehetséges a **BH acélokkal**, amelyek az alakítás során alacsony szilárdsággal rendelkeznek, de utólag a merevség növelhető [12]. A *BH* acélok szobahőmérsékleten a karbont oldott állapotban képesek tartani, de a festést követő szárító hőkezelés során (kb. 170 °C-on, 20-30 perc) megeresztődnek, és ahogy a kiváló karbon és nitrogén atomok megszállják a hidegalakítás hatására egyébként megnövekedett számú diszlokációkat, a szilárdságuk, a 2.4 pontban leírtakkal megegyező módon – a *WorldAutoSteel* [1] kutatásai alapján – 30-50 MPa-t növekszik [3,4,12]. Egy korábbi hazai kutatás [3] a *BH* acélok gyártástechnológiáját a következő képen fogalmazza meg: „(...) szükséges az acélgyártás során a karbon oldott állapotban tartása, amelynek a gyakorlati lehetőségét a folyamatos lágyítás technológiájának kidolgozása teremtette meg. Ezt megelőzően a nagyméretű lemeztekercek olyan gyors hűtése, amely a karbont oldott állapotban tartja, lényegében nem volt megoldható”.

Szintén ebbe a csoportba sorolható az első, már valóban nagyszilárdságúnak nevezhető, karosszéria építésben használatos acélsalád, azaz a gyengén ötvözött, nagyszilárdságú (*High Strength Low Alloy* - *HSLA*) acélok. A **HSLA acélok** nagy folyáshatárú ($R_m=400-1000 \text{ N/mm}^2$), gyengén ötvözött, kis széntartalommal ($C=0,1-0,2\%$) rendelkező, mikroötvözött acélok. Jellemzően a ferrites szerkezet finom karbidokat illetve nitrideket tartalmaz. A legfontosabb jellemzői: nagy folyáshatár/szakítószilárdság arány, nagy keményedési kitevő (n) és megközelítően izotróp tulajdonság. Ezen tulajdonságok jó alakíthatóságra utalnak. A *HSLA* acélok interstíciósan oldott elemeket is tartalmaznak (főleg Mn -t), így más hasonló acéltípusokkal megegyezően határozott folyáshatárral rendelkeznek. Fontos tulajdonságuk, hogy a nyakképződést követő nyúlásuk meghaladja a későbbiekben ismerttetett *DP*, vagy a *TRIP* acélokét (2. ábra) [3,18].

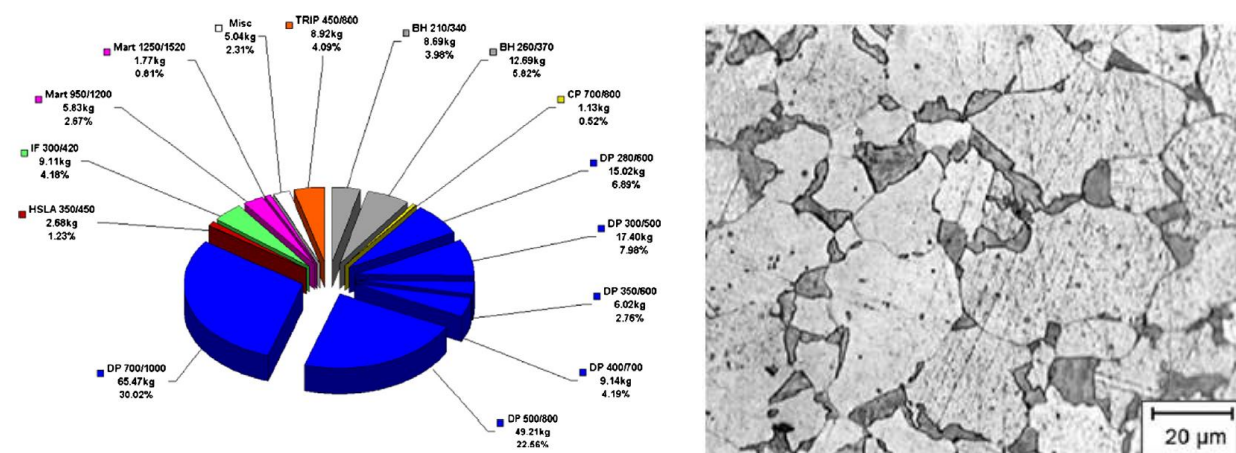


2. ábra: DP 800 (körök), TRIP 800 (szaggatott vonal) és a HSLA-340 (folytonos vonal) acél szakítódiagramja (balról) és kaontrakciós nyúlása (jobbról) [18]

Ezekben az acélokban a Mn mellett, melynek mennyisége nagyjából 1%, mikroötvözőként a Nb , a Ti , a V , és az Al található meg. Mikroötvözésről azért beszélhetünk, mert ezen ötvözőelemek összes mennyisége nem haladja meg a 0,15 %-ot. Ettől függetlenül hatásuk jelentős mind a szemcsefinomítás, mind pedig a kiválásos keményedés kapcsán [3,5].

3.2. Második generációs nagyszilárdságú acélok

A második generációs acélok közül az autógyártók előszeretettel alkalmazzák a **DP** (Dual Phase – Kettős fázisú) acélokat (3. ábra (baloldal)). Ezek az anyagok a kedvező tulajdonságaikat a speciális mikroszerkezetüknek (3. ábra jobb oldal) köszönhetik: a lágy ferrit mátrix biztosítja a jó alakíthatóságot, míg a kemény martenzit szemcsék a szilárdságért felelősek. A szövetszerkezetben a martenzit szokásos mennyisége 5-30 %. Ha az acél szakítószilárdsága 450 és 550 MPa közötti, akkor a martenzit szokásos mennyisége 10-18%, ha $R_m > 550$ MPa akkor pedig 20-30% [21]. A DP 980 acéloknál a martenzit tömegaránya elérheti a 40%-ot is [22]. Ezek a nagyszilárdságú, de még jól alakítható acélok olyan fejlesztési lehetőségeket biztosítanak, mint például a járművek ütközésekor bekövetkező károsodás mértékének csökkentése, anélkül, hogy növelnénk a gépjármű tömegét [4,5,7,19,20]. A HSLA acéloknál jobb alakíthatóságért vélhetően az a jelenség felelős, hogy a kiválásokhoz képest a martenzit „jól” alakítható. A „kis C tartalmú acélban ugyanis a martenzit korántsem olyan törekeny, mint pl. az ún. edzhető acélban”. A 0,2%-nál kevesebb szén tartalmú martenzit nem tetragonális, hanem köbös, és ha kis mértékben is, de alakítható [8].

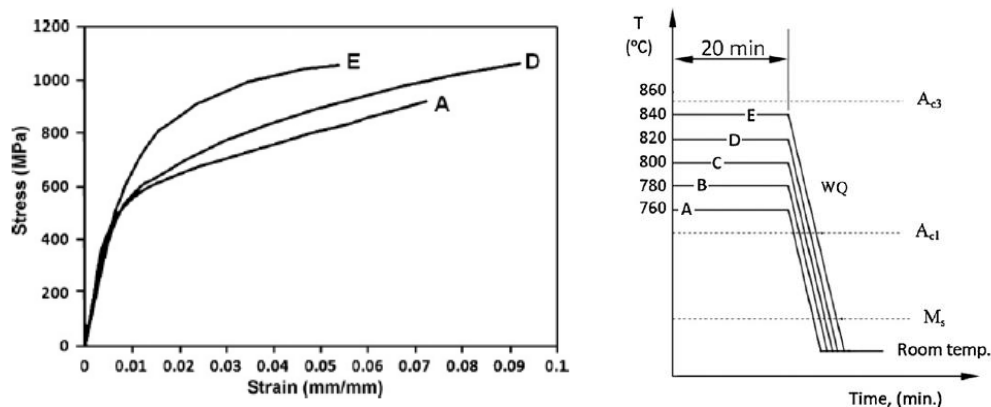


3. ábra: Az egyes acéltípusok eloszlása egy mai járműben az ULSAB 2010-es adatai szerint [7] és a DP-acél ferrites-martenzites szövetszerkezete; 2%-os nitalban maratva a ferrit szürkére, a martenzit feketére marad [18]

A duál-fázisú acélokban rejlik a lehetőség, azaz, hogy a hengereltáru felhasználás jelentősen csökkenthető az acél szilárdságának növelésével, következésképpen az alkatrészek

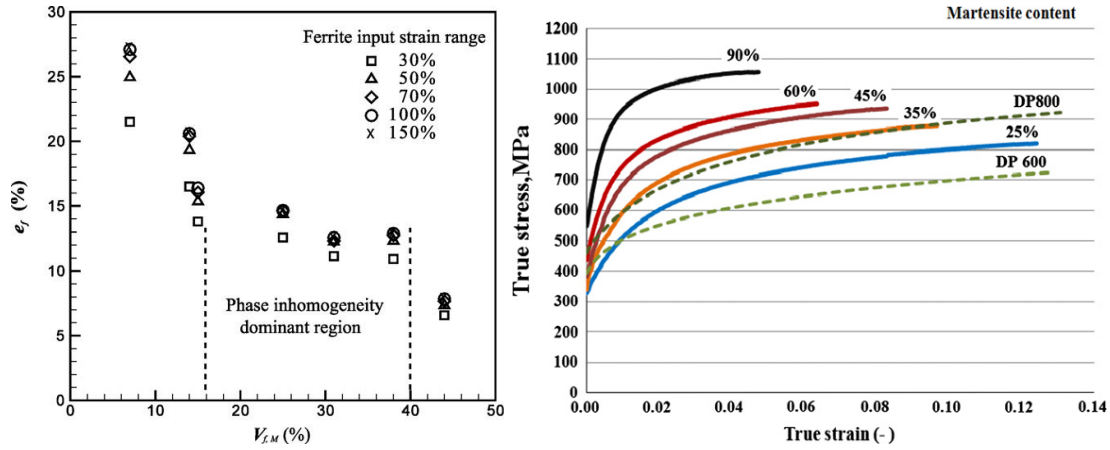
falvastagságának csökkentésével, már több mint két évtizeddel a múlt század vége előtt felismerték. Az akkori megállapítások szerint a haszongépjárművek, traktorok tömege 15-25%-al volt csökkenthető [21,23]. Mára a személyautók tekintetében az AHSS-ek felhasználásával elérhető tömegcsökkentés több mint 25% [25].

A DP acélok jellemző tulajdonságai a ferrit-martenzit szövetaránytól, és a martenzit szigetek alakjától és eloszlásától egyaránt függenek. Az egyes típusok kifejezetten nagy szakitószilárdsággal rendelkeznek, határozott folyáshatáruk nincs - a [5] irodalom szerzői szerint azért, mert a ferritben és a ferrit-martenzit fázishatárokon a diszlokációk szabad mozgásának lehetősége adott (4. ábra bal oldala)) - keményedési kitevőjük (n) nagy és így egyenletes nyúlásuk figyelemre méltó. A [21] irodalom szerint az egyenletes nyúlás részaránya a teljes nyúlás 80%-át is elérheti, a szilárdságnövekedés pedig átlagosan 10 MPa minden 1% keresztmetszet-csökkenésre számolva. Bár előállításukban fontos szerepet játszik a hőkezelés, a mechanikai tulajdonságaikban kismértékű anizotropia mégis észlelhető [1,3,4,5,7,18,19,20,21,26,].



4. ábra: Különböző hőmérsékletekről hűtött DP acélok feszültség-nyúlás görbéje és a hőkezelések folyamata [5]

A kettős-fázisú acélokban a széntartalom 0,1% körüli érték. A karbon szilárdságnövelő hatása a DP acélokban különösen fontos, mert a martenzit adott térfogathányada (V_m) mellett, annak keménysége is a széntartalomtól függ [3,5,7,21,27,28]. Korábban is és ma is sok vizsgálat irányul a martenzit mennyiségének és a DP acél mechanikai tulajdonságainak kapcsolatának feltárására. Például Fallahi et al. [5] kimutatta, hogy az alakíthatóság és szilárdság szempontjából optimális a 4 μ m-es martenzit szemcseméret, 30-40%-os térfogatarányban. Ezek a vizsgálatok azonban mind egyenletes martenzit eloszlást feltételeztek, így a végső konklúzió mindig az volt, hogy az eloszlás figyelmen kívül hagyásával nem lehet direkt kapcsolatot teremteni pusztán a V_m és a mechanikai tulajdonságok között. Ettől függetlenül a várható tulajdonságok jó közelítéssel becsülhetők pusztán a V_m ismeretében. A [27] irodalom eredményei alapján, a 15%-nál kevesebb martenzitet tartalmazó acél képlékenységét elsősorban a ferrit-mátírx, és az abban lévő mikro-üregek befolyásolják (csökkentik). Ha a V_m nagyobb, mint 15%, akkor a ferrit tulajdonságainak és a mikroüregeknek a hatása kevésbé domináns a martenzit-ferrit inhomogenitás által okozott hatások mellett. Kivételt képeznek a kis alakváltozások esetei. Ha az alakváltozás <30%, akkor ugyanis a martenzit, még ha nagy mennyiségben is van jelen, akkor sem kezd el deformálódni (5. ábra baloldal).



5. ábra: Szakadási nyúlás a V_m függvényében, különböző mértékű alakváltozások mellett (FE modell) [27], és a keverékszabályt betartó szilárdság növekedést mutató kísérlet [25]

A martenzit szénttartalmának hatása a szilárdságra jól ismert. A martenzit széntartalma a keverékszabály alapján számítható:

$$C_0 = C_f \cdot V_f + C_m \cdot V_m \quad (8)$$

ahol C_0 az acél átlagos C tartalma, C_f a ferrit C tartalma, C_m a martenzit C tartalma, V_f és V_m a ferrit és a martenzit térfogathányada [5,26].

A 6. ábra a keménység és a szénttartalom változását (balról), illetve a folyáshatárt és törési szilárdságot (jobbról) mutatja a martenzit mennyiségének függvényében. A folyáshatár a V_m növelésével lineárisan nő, a törési szilárdság viszont közelítéssel is csak $V_m=50\%$ -ig követi a keverékszabályt („law of mixture”) ami a szilárdság és a V_m között végig lineáris összefüggést feltételez (9) (5. ábra jobb oldal) [5]:

$$\sigma = A + BV_m \quad (9)$$

ahol A és B konstansok. A keverékszabályt továbbgondolva jutott a [28] irodalom az alábbi, alaposabb következtetéshez:

$$\sigma = R \cdot \sum H_i \cdot b_i \cdot f_i \cdot \sigma_i \quad (10)$$

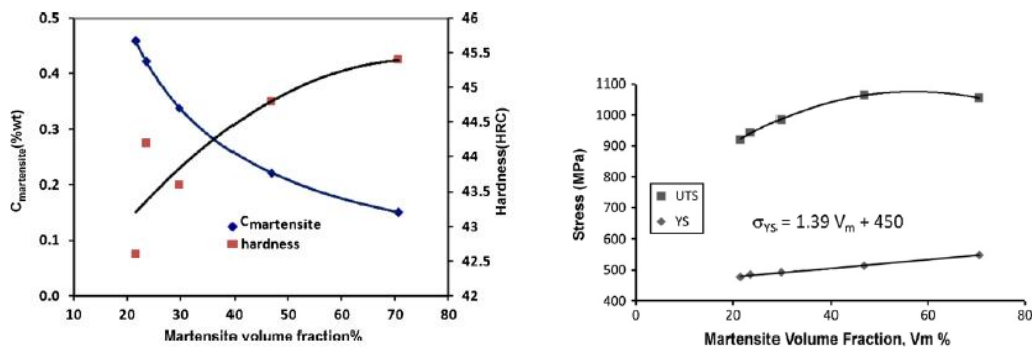
ahol R a szemcsehatárok szilárdság növelő hatását veszi figyelembe ($R=1-1.5$), H_i az elcsúszási együttható, ami az alakváltozás során az elcsúszó kristályok deformáció növekményeit tartalmazza. (A lágyabb fázis nagyobb csúszási aktivitással rendelkezik a deformáció kezdetén, és érdekes megjegyezni, hogy a később definiálásra kerülő TRIP acélok maradó ausztenitjében ez nulla, a TRIP hatás miatt.) Az egyes fázisok térfogataránya f_i , míg b_i a fázisok alakváltozási együtthatói ($b_i = \exp(p_{i1} + p_{i2}\epsilon)$ – ahol p_1 és p_2 anyagi paraméterek).

A [26] irodalom szerint, ahhoz, hogy pontos eredményt kapjunk, a V_m -en kívül a ferritben lévő diszlokációs szabad úthosszt is figyelembe kell vennünk: ((11) egyenlet)

$$\sigma = \sigma_0 + K \cdot \lambda_f^{-0.5} \quad (11)$$

ahol λ_f a ferritben a diszlokációs szabad úthosszt figyelembe vevő állandó, K a diszlokáció-rögzítési állandó.

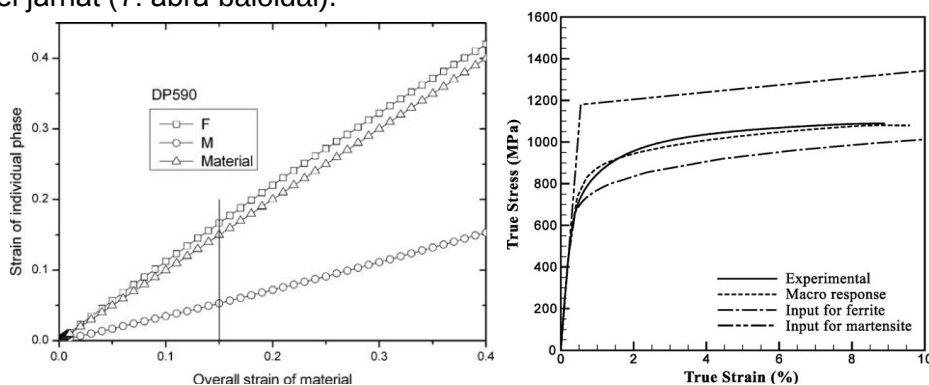
Több szerző [5,26] igaznak tartja a fenti megállapítást, miszerint a törési szilárdság csak 50% V_m -ig nő (6. ábra jobb oldal), míg több másik szerző szerint [25,27,28] a szilárdság növekmény engedelmeskedik a keverék szabálynak. A különböző eredmények oka, hogy a V_m növekedése két, egymásnak ellentmondó jelenséget okoz: Egy részről a szilárdság nő a V_m növekedésével, mert nő a nagyobb szilárdságú fázis mennyisége. Másrészt viszont a V_m növekedésével csökken a martenzit széntartalma, ami nagyban meghatározza a martenzit keménységét, és ide kapcsolható a fázishatárokon lévő mozgásképes diszlokációk számának a növekedése is, amit szintén V_m növekedése indukál [5].



6. ábra: A keménység és a szénttartalom változása, illetve a folyáshatár és a törési szilárdság változása a martenzit mennyiségének függvényében [5]

Mivel a V_m növekedésével a DP acél egyre ridegebbé válik, a törés hamarabb bekövetkezése miatt a nyúlások 50% V_m felett csökkennek, így csökken a törési munka is, ami a járműiparban az energia elnyelő képesség miatt rendkívül fontos. A csökkenés másik oka az lehet, hogy $V_m > 50\%$ esetén, mint ahogyan azt fentebb is említettük, a nagy mennyiségű martenzit miatt a ferrit-martenzit koherencia a fázishatáron egyre nagyobb mértékben sérül, ami a DP-s acél törési munkáját rontja [5]. A koherencia alakfüggésére a [22] irodalom mutatott rá, miszerint a tús (lemezes) szerkezetű martenzit segíti a mikro-repedések terjedését a hosszú, folytonos fázishatárokon, így kedvez a mikro-üregek összeérésének. A mikro-repedések (amik a húzó jellegű igénybevétel hatására az anyag belseje felé kezdenek terjedni) a munkadarabok szélein jelentős mennyiségben alakulhatnak ki a megmunkálási eljárástól függően. A repedésterjedés jelenségén kívül a szélek alakíthatóságát csökkenti, hogy a vágás hatására, a vágott felülettől mért másfélszeres lemezvastagságnyi szélességben a lemez felkeményedik [1].

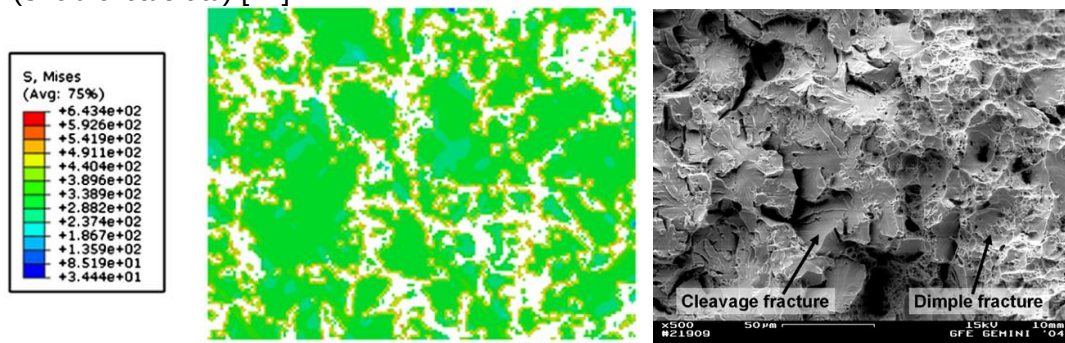
Ezen kívül a nagyobb V_m alakváltozást csökkentő hatása a fázisok tulajdonságainak ismeretében egyértelmű. A [28] kutatás be is bizonyítja, hogy az összalakváltozásnál nagyobb alakváltozáson megy át ferrit és kisebbben a martenzit, tehát nagyobb V_m csakis a nyúlás csökkenésével járhat (7. ábra baloldal).



7. ábra: Az egyes fázisok alakváltozása és az összalakváltozás közötti kapcsolat [28], és egytengelyű szakítással meghatározott illetve FE modellel készült folyásgörbék [27]

Megjegyzendő, hogy a törési mechanizmus mikroüregek képződésével, növekedésével és összeérésével megy végbe. Több kutató is foglalkozott eme jelenség kutatásával, modellezésével, a legismertebb a Gurson modell. A DP acélokban, mikromechanikai értelemben a deformáció inhomogén, a deformáció kezdetén csak a ferrit alakváltozik, azaz kis alakváltozási tartományokban a DP acél feszültség-alakváltozás görbéjét a ferrit tulajdonságai (szemcseméret, szemcsealak, mikroüregek, stb.) határozza meg. A ferrit keményedési kitevője nagyobb, mint a később alakváltozni kezdő martenzité (7. ábra jobb oldal), a [1] irodalom ezért tulajdonítja a DP acél nagy n értékét a ferrit alakváltozásának. Kis V_m esetén csak a ferrit alakváltozik, nagy V_m esetén a ferrit-martenzit határokon kialakuló „nyírási szalagok” megjelenését követően – ahogy némelyik mikrorepedés átmetsz a martenzit szemcséken – deformálódik (törik) a martenzit. Újabb kutatások szerint a képlékenység szempontjából kulcsfontosságú, legheterogénebb zónáknak nem

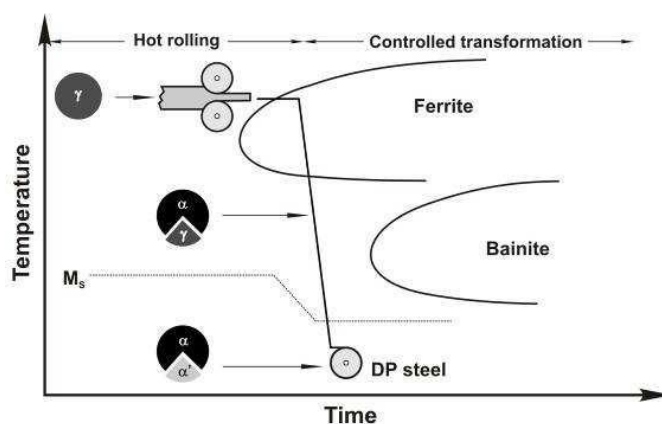
csupán a fázishatárok számítanak, hanem a martenzit által deformációra kényszerített ferrites régiók is (8. ábra baloldal) [27].



8. ábra Lokális feszültség eloszlás a DP acélban (FE modell) [25], és szakadási felület SEM felvétele (képlékenyen szakadt rész: gödröcskék, ridegen tört: lapos részek) [7]

A DP acélok tekintetében érdekesség, hogy létezik még egy kettősség, mely a feszültség-alakváltozás görbe kezdeti szakaszát befolyásolja. Ún. geometriailag törvényszerűen képződő diszlokációk (GND-k) keletkeznek az edzés során – a kb. 3%-os térfogat növekedésnek köszönhetően – melyek helyi keményedést okoznak a ferrit-martenzit szemcsehatárokon, és az azokhoz közeli ferrites régiókban. Ezeknél, a szemcsehatár környéki régióknál a feszültség-alakváltozás diagram kezdeti szakaszát az alakváltozás hatására bekövetkező diszlokáció sűrűség növekedés okozta keményedés, és a bennragadt feszültségek leépüléséből származó lágyulás együttesen határozza meg [25].

A karbon mellett egy elemet tartalmaznak még a DP acélok figyelemre méltó mennyiségben, és ez a *Mn*, mennyisége általában 1,4-1,6 tömegszázalék. A *Mn* szerepe a gyártási folyamat közben tarthatósága szempontjából fontos. Ezen acélok esetében a gyártás alatt az interkritikus hőmérsékleten történő hőntartást, majd az azt követő gyors hűtést értjük. Az interkritikus hőmérséklet a vas-karbon egyensúlyi fázisdiagram $\alpha+\gamma$ kétfázisú tartományát jelöli. Ebben a tartományban a széntartalomhoz igazodóan beállított hőmérsékleten történik meg a lemez bizonyos térfogatának ausztenitesedése, amely a gyors hűtésnek köszönhetően martenzitté alakul (9. ábra). Célszerű a meleghengertelés utolsó szakaszát az interkritikus hőközben végezni, és kerülendő a szobahőmérsékletű termékből kiinduló hevítés és hőntartás, mert utóbbi esetben a megfelelő $\alpha+\gamma$ fázisarány kialakulásának időszükséglete miatt a szemcseszerkezet eldurvul. A végtermék szilárdságát a HSLA acéloknál már említett mikroötvözők tovább növelik [3,26].



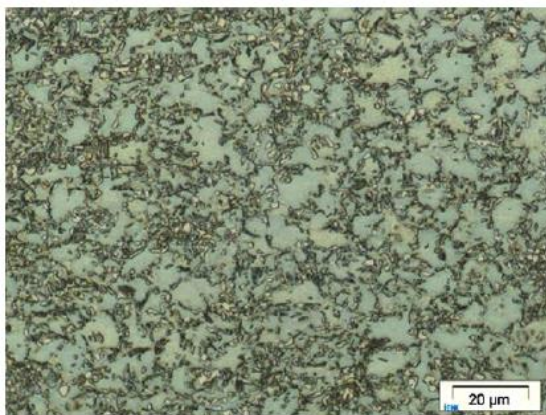
9. ábra: A DP-acélok gyártástechnológiája [26]

A második generációs nagyszilárdságú acélok családjában említésre méltó fejlesztések eredménye a **CP** (Complex Phase), avagy magyarosítva a komplex fázisú **acélok**. Ezen anyagok ferrit mátrixban tartalmaznak viszonylag nagy mennyiségű bainitet, illetve kis mennyiségű martenzitet, perlitet és maradó ausztenitet. Nagy szilárdságuk mellett a jó alakíthatóságot (bár a

CP acélok szakadási nyúlása elmarad a DP és TRIP acélokétól) számos kísérlet bizonyítja, pl.: alakítási határgörbék, három pontos hajlítással, vagy lyuktágítással felvett eredmények [3,19].

A **TRIP** (*Transformation Induced Plasticity*) acélok a CP acélok továbbfejlődéséből bontakoztak ki. A TRIP acélokat először Zacky et al. publikálta, mint magasan ötvözött acélokat. Az alacsonyban ötvözött TRIP acélokban viszont az ausztenit, az olcsó karbonnal van stabilizálva. A nemzetközi szakirodalomban TRIP acéloknak azokat nevezik, amelyek szövete három fázisból áll: ferritből, bénitből és min. 5% maradék ausztenitből [1]. Ennél az acélnál a jó alakíthatóságot a ferrit és részben a karbid precipitációja miatt nagyobb szilárdságú bainit biztosítja. Az acél alakítása során, mechanikus kényszer hatására a kb 20%-nyi maradék meta-stabil, lapon középpontos köbös (FCC) rácsszerkezetű ausztenit átalakul térben középpontos (BCT) szerkezetű, nagy szilárdságú martenzitté, lokális deformációt okozva a mátrixban, ami a nagy alakváltozások esetén extrém nagy keményedő képességet hoz létre. Ezt nevezik alakítás indukálta keményedésnek, más néven *TRIP-hatásnak*. Ezáltal az anyag, a martenzites átalakulást követően nagy szilárdság és nagy teherhordó képesség, illetve a jelentős nyújthatóság kitűnő kombinációjával fog rendelkezni [1,3,4,7,12,18,19,29,30,].

A TRIP acélok szövetszerkezetét (10. ábra), célszerűen megválasztott interkritikus hőmérsékleten végzett hőntartással érhetjük el. Ezt követően olyan hűtési sebességgel kell a bainites mező tartományát (350-500°C) elérni, hogy a perlités átalakulás tartományát a hűlésgörbe ne metssze. Az interkritikus hőkezeléskor keletkező szövet két fázisának aránya részben a hőmérséklettől, részben az azt megelőző szövetszerkezettől, továbbá a hőkezelés idejétől függ. A bainites izzításkor az ausztenit egy kisebb hányada nem alakul át bainitté, hanem az eredeti állapotában marad, úgynevezett maradék ausztenitként [4,29].



10. ábra: A TRIP 600 acél mikroszerkezete [7]: 5%-os nitalban, majd vízöblítés után 10%-os nátrium-metabiszulfid oldatban maratva az ausztenit fehérre, a ferrit szürkére, a bainit és a martenzit feketére maradik [18]

A TRIP acélok legfontosabb ötvözőeleme a szilícium és az alumínium, amely a bainites tartományban a karbid képződését jelentős mértékben fékezi, így a ferritet stabilizálja és gondoskodik az ausztenit stabilizálásához szükséges, annak megfelelő C tartalmáról is [1,3,26,29]. A [10] irodalom az ausztenit stabilizálására a Nb ötvöztetést említi. Másik fontos ötvözőelem a mangán, amely a vassal szilárd oldatot képezve növeli annak szilárdságát a nyúlás csökkenése nélkül [9]. Mindezek mellett az összes ötvöző tartalom nem haladja meg a 3,5 wt%-ot [26]. A TRIP acélok a DP-s acélokhoz képest jellemzően nagyobb karbon tartalommal rendelkeznek [3,7,18,26]. Ennek célja, hogy a maradék ausztenit a környezeti hőmérsékleten is megmaradjon. A karbon tartalom szabályozza azt az alakítási mértéket, amelynél az ausztenit martenzitté alakulása megindul. Alacsonyabb széntartalom esetén a maradék ausztenit átalakulása gyakorlatilag az alakváltozás kezdetekor megindul, míg nagyobb széntartalom esetén az ausztenit stabilabb, az átalakulás csak nagyobb alakváltozás hatására kezdődik meg. Ez lehetővé teszi, hogy a kész járműkarosszéria alkatrész még tartalmazzon maradék ausztenitet, ami egy későbbi deformáció, például ütközés során alakul át martenzitté [1,3].

A TRIP-hatás alapján kijelenthető, hogy a TRIP acélok keményedési képessége a nyúlás növekedésével változik - akárcsak a DP acéloké, nagyjából $V_m > 50\%$ felett, a ferrit és martenzit

különböző keményedési képessége miatt - [5]. Ezt a tényt [1,31] publikációk is alátámasztják a V_m -tól függetlenül. Lényeges viszont, hogy míg a [1,5,28,31] irodalmak mérési eredményei alapján a DP -s acélok keményedési kitevő értéke az alakváltozás hatására közel állandó, vagy csökken, addig a $TRIP$ acéloké növekszik.

Ide, a multi-fázisú anyagok közé sorolhatók a martenzites **MS acélok** is. Ez a típus túlnyomó részt martenzites szövetszerkezettel rendelkezik, amelyben, kis mennyiségű ferrit és bainit is megtalálható. Ezeknek az acéloknak a legnagyobb a szakító szilárdsága, de jellemzően a szakadási nyúlásuk rendkívül kicsi [3].

A 2. ábra a második generációs acélok közé sorolja, de mindenképpen kakukktojás a **melegalakításra kifejlesztett, bór tartalmú acélok** csoportja. Ezeket az acélokat az ausztenites mezőben alakítják majd a karosszéria alkatrész alakjának megfelelő présszerszámban gyorsan hűtik [3]. A magas hőmérsékleten végzett alakításkor a felületi oxidáció és dekarbonizáció elkerülése érdekében, a felfűtés szakaszban a lemezeket $Al-Si$ réteggel védik, ami ráadásul hozzájárul a súrlódás csökkentéséhez, és a szerszám élettartamának növekedéséhez. Az emelt hőmérsékleten a diffúzió aktivitásának köszönhetően a lemez és a bevonat határrétegénél kialakul az $Al-Fe-Si$ háromalkotós ötvözet rendszer, aminek az olvadáspontja magasabb, mint a kiinduló $Al-Si$ ötvözeté (kb. $600^\circ C$). Ahogy a diffúziós mechanizmus a vasban és az alumíniumban, azaz a bevonatban ismert, a termikus folyamatok paramétereinek hatása a bevontra, és következésképpen a szerszám és a lemez közötti tribológiai viselkedésre, korlátozott. Azt, hogy a hűtési sebességnek nincs hatása a felületi karakterisztikára, *pásztázó elektronmikroszkópos* (eredeti nevén *Scanning Electron Microscope: SEM*) vizsgálatokkal mutatták ki. A magas hőmérsékletű *pin-on-disk* vizsgálatok pedig azt bizonyították, hogy a súrlódási tényező nem függ a csúszási sebességtől, és a tú felületi minőségétől, így a gyártástechnológiában fontos szerep a felületi nyomásnak és a hőmérsékletnek jut [17].

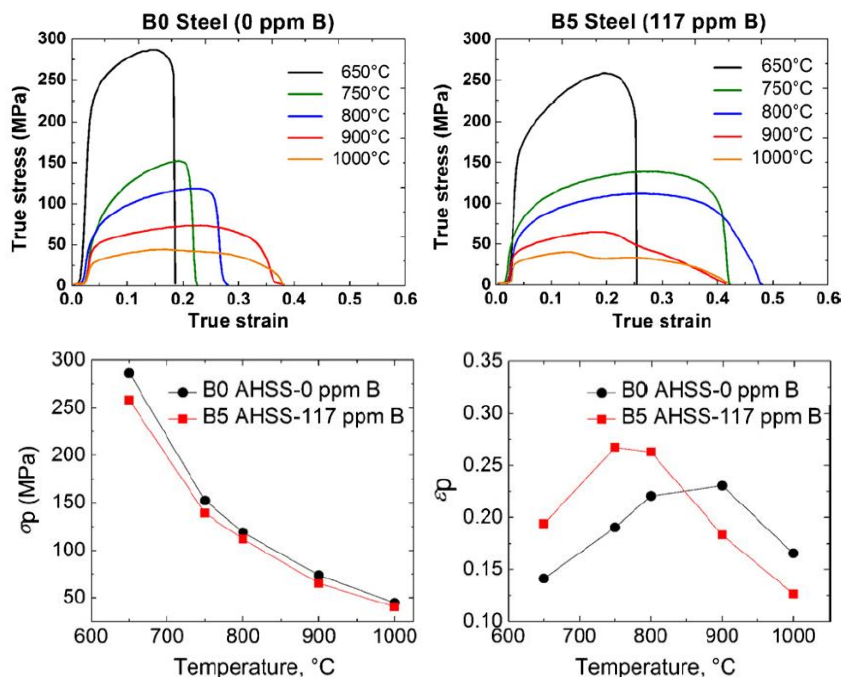
Már régóta foglalkoznak a tudósok a B ötvözés szilárdság növelő hatásával. Manapság az acélgyártó technológiák fejlődésének köszönhetően egyre könnyebb a B ötvözést kézben tartani, így egyre elterjedtebb az igénybevett mechanikai és építészeti elemek, bór tartalmú acélból történő gyártása. Kimutatták, hogy a bóron kívül a Ti , Ca , Zr és a Y mikro ötvözők is javítják a melegalakíthatóságot. A B ötvözés hatásra kialakuló $Fe_{23}(B,C)_6$ kiválás, relatív alacsony hőmérsékleten történő megjelenésének köszönhetően a szemcsén belüli ferritképződés segít az ausztenit rácsban. Azaz alakításkor kevesebb ferrit van a szemcsehatárokon, ami nem csak az üregek számát csökkenti ott, hanem a puha fázis miatt az ausztenit szemcse közepét képlekenyebbé teszi, végső eredményként javítja a melegalakíthatóságot [15].

A másik oldalon viszont a B hatása az alakíthatóságra az interkritikus hőmérséklet felett, tiszta ausztenites állapotban még nem nagyon ismert. Azok a kutatások, amik kimutatták a B alakíthatóságra gyakorolt jótékony hatását ezen a hőmérsékleten, egyrésről a bór-nitrid (BN) kiválások eredményének tartják azt, másrésről pedig az ausztenit-ferrit átalakulás késleltetésének hatásaként. Ez úgy értendő, hogy a szemcsehatárok elcsúszás elleni ellenállását növelő ferrit film réteg később alakul ki az ausztenit szemcsehatárokon [15].

He et al. kimutatta, hogy $HSLA$ acélban az új szemcsehatárok környezetében lévő abnormális B szegregáció, és következésképpen az új csírák képződésének és növekedésének késleltetése a melegalakíthatóság romlását eredményezi. Ez a fajta szegregáció az újonnan képződő (újrakristályosodó) szemcsék határain figyelhető meg. Másrésről viszont, a B szegregációja megváltoztatja a termodinamikai karakterisztikáját ezeknek a szemcsehatároknak, ami az ausztenit, alakítás során történő lágyulását eredményezi, így van előnyös hatása az alakíthatóságra. Más szerzők is megállapították, hogy a B a szemcsehatárokon koncentrálódik, és megváltoztatja a szemcsehatár/kiválás és a mátrix/kiválás határfelület karakterisztikát, amely hatására a mikro üregek kialakulása erőteljesebben akadályozott. Azt figyelték meg, hogy a B ötvözés majdnem egy nagyságrenddel csökkentette az üregek növekedésének sebességét. A zárványok szegregációja a szemcsehatárokon, illetve a vékony ferrit filmréteg kialakulása, és a karbidok illetve nitridek kiválásai (V , Ti , Nb , Al , B) az ausztenit szemcsehatárain fontos szerepet játszanak az alakíthatóság tekintetében. A deformáció során a repedés terjedés tekintetében főleg a MnS , CuS , $V(C,N)$ zárványok és kiválások játszanak fontos szerepet. Cu tartalmú acéloknak a melegtörékenységet, az ausztenit szemcsehatárokon, oxidációs feltételek között megjelenő,

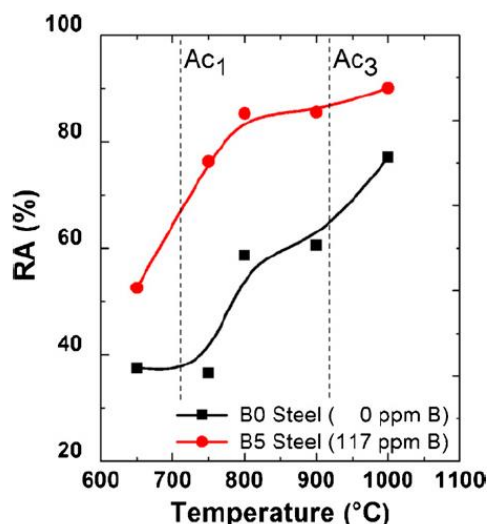
folyékony *Cu* filmréteg okozza, amit a *CuS* kiválás is segít. A *Ni* ötvözés növeli a *Cu* oldhatóságát, így csökkenti a kiválások mennyiségét [15].

A 11. ábra *B* tartalom nélküli (*B0*) és *B*-ral mikroötvözött (*B5*) acélok szilárdsági tulajdonságainak hőmérséklet függését mutatja. Ahogy vártuk, a hőmérséklet növekedésével, a szilárdság csökken. Érdekes megemlíteni, a 900 és 1000 °C-on szakított próbatestek görbéjének ingadozását - főleg a *B*-ral mikroötvözött acélnál - ami az ún. *DRX* - dinamikus rekristallizáció - jelenlétét bizonyítja. A többi alacsonyabb hőmérsékleten végzett vizsgálat esetében nincs hasonló ingadozás. Ahogy az látható, a *B5* minden hőmérsékleten kisebb szilárdságú, mint a *B0*, és az is látható, hogy a *B* ötvözésű acélban a maximális feszültséghez tartozó nyúlás jelentősen csökken 900 és 1000 °C-on, de lényegesen nagyobb 750-800°C-on, mint a *B*-t nem tartalmazó acél esetében. Ez a *DRX* kezdőpontjának előresietésének köszönhető, melynek megjelenése, nagyban hozzájárul a jó alakíthatósághoz. A *DRX* kezdeti pontjának előre sietése az ötvözőelemekhez kapcsolható. Interstíciósan oldott atomok, mint a *C* és *B* hozzájárulnak az újrakristályosodás kisebb aktiválási energia szükségletéhez, így hozzák előbbre a *DRX* kezdeti pontját [15].



11. ábra: A bört nem tartalmazó (*B0*) és bórral mikroötvözött acél (*B5*) valódi feszültség - valódi alakváltozás diagramjai, valamint a max. feszültség, és az azokhoz tartozó nyúlás értékek változása a hőmérséklet függvényében [15]

Az alakíthatóság megállapítására, a nyúlásnál valamivel alkalmasabb mérőszámot ad a kontrakció: 12. ábra. Az alakíthatóság megújulása 650 és 750 °C-oknál az ausztenit-ferrit-es szerkezetben nem következik be, a masszív ferrit átalakulás, és a *DRX* hiánya miatt. Itt a kontrakció csökken a hőmérséklet emelkedésével. Egyébként a *B5* minden tartományban nagyobb kontrakcióval rendelkezik, 750 °C-on több mint 100 %-os a növekedés a *B0* kontrakciójához viszonyítva. Mitz et al. szerint az a tartomány, ahol a kontrakció kisebb vagy egyenlő, mint 40%, repedés érzékeny tartomány, és ezt meleg-törékeny zónának nevezik. Ez a zóna, ahogy az ábrán látható, a *B* ötvözéssel elkerülhető [15].



12. ábra: A meleg-képlékenységet szemléltető kontrakció görbék, bórral mikroötvözött (B5), és bórtartalom nélküli (B0) AHSS-ek esetén [15]

3.3. Harmadik generációs nagyszilárdságú acélok

Az *X-AHSS* (Extra-Advanced High Strength Steels) az extra korszerű nagyszilárdságú acélok és az *U-AHSS* (Ultra-Advanced High Strength Steels) az ultra korszerű nagyszilárdságú acélok „nagyságrendileg nagyobb előrelépést jelentenek” a hagyományos és korszerű nagyszilárdságú acélokhoz képest is [3]. A feszültség-nyúlás szorzótényezőjük, a 40000-es és a ma még kissé utópisztikus 60000-es hiperbolán fekszik. Ez nem a csak a megmunkálás szempontjából, hanem a járműiparban kiemelten kezelt, a törési munkából eredeztethető energiaelnyelő képesség miatt is (ütközéskor) rendkívül fontos [3,24].

Az *X-AHSS* három fő típusa ismert: az *FB-TRIP*, az *SB-TRIP* és *M-TRIP* acélok. Az **FB-TRIP** acélokat olyan autóiipari lemezekhez alkalmazzák, ahol a nagy szilárdság mellett, jelentős peremnyújtási, vagy lyuktágítási képességgel is kell az alapanyagoknak rendelkeznie. Mikroszerkezetük ferrit és bainit szövetelemeket tartalmaz. A ferrit biztosítja a nagy nyújthatóságot, míg a bainitnek szilárdságnövelő hatása van. Az **SB-TRIP** (Super-Bainit) szövetszerkezete: „nano méretű lemezes típusú karbidmentes bainit mátrixban, kis mennyiségű maradék ausztenit”. A nagy folyáshatár és szakítószilárdság mellett jelentős nyúlással jellemzi. Az **M-TRIP** (Martenzites-TRIP) acél szövetszerkezete: martenzit mátrixban, nano méretű lemezek közötti maradék ausztenit [3].

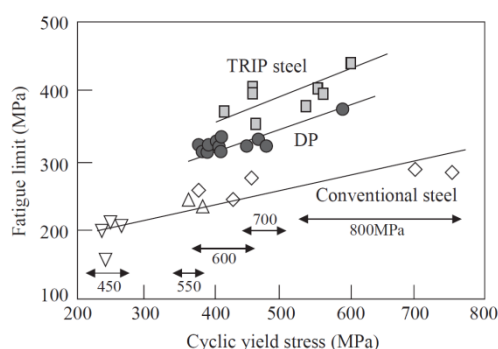
Az ultra-nagy szilárdságú anyagokkal kapcsolatban Quanshun Luo [32], a *WorldAutoSteel.org*-nak adott interjújában azt nyilatkozta, hogy a karbon eloszlást kézben tartani képes hőkezelési technológiákkal, a szilárdság 2000 MPa fölé növelhető úgy, hogy az eredeti képlékenységi és szívóssági tulajdonságait az anyag megtartja. Ez akképp lehetséges, hogy ma már a modern technikák által adott lehetőségeknek köszönhetően (*TEM*, *SEM*, *XRD*), nem csupán azt tudjuk, hogy az edzést követően, a szobahőmérsékletűre hűlt darabban nem azonos a maradék ausztenitnek és a martenzitnek a karbon tartalma, de a tisztán martenzites szerkezeten belül is, a különböző morfológiával (tűs, vagy lemezes) rendelkező kristályokban a karbon eloszlás eltérő.

Az *U-AHSS* acélok kategóriájában a **TWIP** (Twinning Induced Plasticity) acélok szerepelnek. Ezek az acélok nagy *Mn* tartalommal rendelkeznek (17-24%), mely a tisztán ausztenites állapotot szobahőmérsékleten is biztosítja. Elnevezését a „nagyszámú alakítási ikerképződésről” kapta. E folyamat az ikerhatároknak, a képlékenyalakítás miatti elcsúszásával realizálódik, mely során egyre finomabb mikroszerkezet jön létre. „A keletkező ikerhatárok, mint szemcsehatárok viselkednek, és jelentős szilárdságnövekedést eredményeznek”. Ezeket az acélokat kimagaslóan jó szilárdság és egyenletes nyúlás jellemzi. $R_m=1000$ MPa szakítószilárdság esetén akár $A_{50}=65\%$ nyúlásra is képesek [3].

3.4. Egyéb járműipari acélfejlesztések

A fent említett általános érvényű mechanikai tulajdonságokon kívül egyéb jellemzők szem előtt tartása is kulcskérdés lehet. Az egyik ilyen terület a hegeszthetőség, ugyanis a hegesztés során a hőhatás övezetben a szilárdsági tulajdonságok megváltoznak. A hőhatás övezetben nem lágyuló acélok fejlesztése *Mo* és *Nb* ötvözéssel történik, amely ötvöző anyagok a diszlokációkkal kölcsönhatásba kerülve megakadályozzák azok megsemmisülését, gyorsítják a szén komplex fázisainak kiválását [12].

Egy másik érdekesség a növelt kifaradási határral rendelkező acélok fejlesztése, ami főleg a kifaradásnak kitett alkatrészeknél (pl. keréktárcsa) és a hegesztési varratoknál fontos. Számos kutatás [7,22,25,27,28] foglalkozik a törések/repedések kialakulásával és terjedésével. Leginkább a *Si*-al ötvözött, szilárd oldattal keményített *DP* acélok kifaradási tulajdonságai jók. A *TRIP* acélok kifaradási határa még nagyobb, nem csak a *Si* ötvözéssel létrejött ferrites szilárd oldatnak köszönhetően, hanem a *TRIP* hatás következtében is. A martenzites átalakulás által okozott szövetszerkezeten belüli nyomófeszültség a ferritben, tovább növeli a kifaradási határt: 13. ábra [12].



13. ábra: *TRIP*, *DP*, és hagyományos acélok ciklikus terhelhetősége a kifaradási határ függvényében [12]

4. Összefoglalás

A mai modern járműépítésben továbbra is meghatározó szerepet játszanak az acélok. A kis sűrűségű anyagok (pl.: *Al*, *Mg*) alkalmazása is indokolt, de azok magas ára, és egyéb, korábban ismertetett gyártástechnológiai korlátaik miatt, azok terjedése főként a luxus- és a versenyautók kategóriájában jellemző. A hétköznapi, tömegigényű járműépítésben meg kell találni azokat az anyagokat és technológiákat, melyekkel a mindennapi kereslet, a környezeti normák betartása mellett is kielégíthető. Ebben a tekintetben, a folyamatosan fejlődő acélipar, vitathatatlanul kulcsszerepet vállal.

Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0029 projekt részeként, Az Új Széchenyi Terv keretében, az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap, és a Nemzeti Tehetség Program, NTP-EFÖ-P-15 pályázat társfinanszírozásával valósult meg.

A publikáció elkészítését a TÁMOP 4.2.1C-14/1/Konv számú projekt támogatta. A projekt az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalomjegyzék

- [1] WorldAutoSteel: Advanced High-Strength Steels, Application Guidelines V5.0 (2014)
- [2] Xintao Cui, Hongwei Zhang, Shuxin Wang, Lianhong Zhang, Jeonghan Ko: Design of lightweight multi-material automotive bodies using new material performance indices of thin-walled beams for the material selection with crashworthiness consideration, *Materials and Design* 32 (2011) 815–821
- [3] Tisza M.: Járműipari acélfejlesztések, GÉP, LXIII. (2012) 3-10
- [4] Bitay Enikő: Járműipari acélok szilárdságnövelési lehetőségei, *Fiatalki Műszaki Tudományos Ülésszaka XX. Műszaki Tudományos Közlemények* 3. 91-94 oldal, 2015.

- [5] P. Movahed, S. Kolahgar, S.P.H. Marashi, M. Pournavari, N. Parvin: 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, 2009.
- [6] Dr. Prohászka János: Bevezetés az anyagtudományba I. Tankönyvkiadó, Budapest, 1988. 161-179 old
- [7] V. Uthaisangskuk, U. Prah, W. Bleck: Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels, *Engineering Fracture Mechanics* 78 (2011) 469–486
- [8] Prohászka J.: Anyagtudomány és technológia, GÉP XLI. évf. (1989) 10. sz. 383-389
- [9] Gajendra Jha, Sourav Das, Subhasis Sinha, Arijit Lodh, Arunansu Haldar: Design and development of precipitate strengthened advanced high strength steel for automotive application, *Materials Science & Engineering A* (2013) 394-402
- [10] Zorkóczy Béla: Metallográfia és anyagvizsgálat, Tankönyvkiadó, Budapest (1975)
- [11] Dr. Kardos Károly, Dr. Danyi József: Szerelés és karosszériagyártás, elektronikus tankönyv, Széchenyi István Egyetem, 2011.
- [12] Manabu Takahashi: Development of High Strength Steels for Automobiles, Nippon Steel Technical Report no. 88 July 2003.
- [13] Yuxuan Li, Zhongqin Lin, Aiqin Jiang, Guanlong Chen: Use of high strength steel sheet for lightweight and crashworthy car body, *Materials and Design* 24 (2003) 177–182
- [14] P. Groche, M. Christiany: Evaluation of the potential of tool materials for the cold forming of advanced high strength steels, *WEAR* 302 (2013) 1279–1285, *International Journal on the Science and Technology of Friction Lubrication and Wear*
- [15] I. Mejía, A. Bedolla-Jacuinde, C. Maldonado, J.M. Cabrera: Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 4468–4474
- [16] Kovács-Coskun Tünde, Pinke Péter: Hőkezelt 22MnB5 acél kopásállóságának vizsgálata, *Fiatál Műszakiak Tudományos Ülésszaka XX. Műszaki Tudományos Közlemények* 3. 187-190 oldal, 2015.
- [17] A. Ghiottia, S. Bruschi, F. Borsetto: Tribological characteristics of high strength steel sheets under hot stamping conditions, *Journal of Materials Processing Technology* 211 (2011) 1694– 1700
- [18] F Ozturk, A Polat, S Toros, R C Picu: Strain Hardening and Strain Rate Sensitivity Behaviors of Advanced High Strength Steels, *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2013, 20(6): 68-74
- [19] Automotive Worldwide: Extract from the product catalogue, ©ArcelorMittal, 2013. 1-90 oldal
- [20] Bitay Enikő, Popa-Müller Izolda: Mechanikai tulajdonságok és a hőkezelési hőmérséklet kapcsolata duál fázisú acélnál, *Fiatál Műszakiak Tudományos Ülésszaka XIX. Erdélyi Múzeum-Egyesület Kiadványa, Kolozsvár* 2014, 81.-84. oldal
- [21] Golovanenko Sz. A., Fonstein N. M.: Dvuhfáznie ferritno-martenszitué sztalí, *Metallovedenie i termiceszskaja obrabotka metallov* (1984) 11. 25-28 (GTT 1986/3 XXVI 33-42 old.)
- [22] Z.K. Teng, X.M.Chen: Edge cracking mechanism in two dual-phase advanced high strength steels, *Materials Science&Engineering A* 618 (2014) 645–653
- [23] Tisza M.: Az anyagkutatás néhány új eredménye a képlékeny hidegalakításban, *GÉP XXXV* (1983) 9. sz. 325-330
- [24] Balogh András, Gáspár Marcell, Prém László: A hegesztett szerkezetek konvencionális és korszerű nagyszilárdságú acéljainak rendszerezése és hegesztési nehézségei, *GÉP LXIV* (2013) 7-13
- [25] Sawitree Sodjit, Vitoon Uthaisangskuk: Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels, *Materials and Design* 41 (2012) 370–379
- [26] R. Kuziak, R. Kawalla, S. Waengler: Advanced high strength steels for automotive industry, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol. VIII 2008 No. 2
- [27] X. Sun, K.S. Choi, A. Soulami, W.N. Liu, M.A. Khaleel: On key factors influencing ductile fractures of dual phase (DP) steels, *Materials Science and Engineering A* 526 (2009) 140–149
- [28] W.J. Dan, Z.Q. Lin, S.H. Li, W.G. Zhang: Study on the mixture strain hardening of multi-phase steels, *Materials Science and Engineering A* 552 (2012) 1– 8
- [29] Gulyás J., Baross B.: Trip acélok tulajdonságainak vizsgálata, *Miskolci Egyetemi Közlemények* 37-38. oldal, 2005.
- [30] Kozma Bálint, Dobránszky János: TRIP700 acél ellenállás-ponthegeztése, *Fiatál Műszakiak Tudományos Ülésszaka XX. Műszaki Tudományos Közlemények* 3. 191-194 oldal, 2015.
- [31] Szalai Sz.: Nagy szilárdságú karosszérialemezek alakíthatósági vizsgálatai, *Bányászati és kohászati lapok*, 147.évf. (2014) 34-38.
- [32] Quanshun Luo: Creating Ultra-High Strength Steels for Large Vehicles – an interview with worldautosteel.org: http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=10772&utm_source=WorldAutoSteel+Initial+Opt-In+List&utm_campaign=ac49195d20-Best_of_the_month_June7_21_2015&utm_medium=email&utm_term=0_605efaaf10-ac49195d20-427913277#utm_sguld=149451,4fbfc266-81c4-8fb3-d49d-70fe3ba20ab2