

JÁRMŰIPARI ACÉLFEJLESZTÉSEK

STEEL DEVELOPMENT FOR CAR MANUFACTURING

Prof. Dr. Tisza Miklós¹

ABSTRACT

Sheet metal forming is one of the most material and energy saving process among manufacturing processes. The automotive industry is regarded as one of the main application fields of sheet metal forming. Thus it is obvious that the developments in sheet metal forming are primarily determined by the development tendencies in car manufacturing. Development trends in the automotive industry are often driven by contradictory requirements. These developments are determined first of all by the global competition world wide, and this is stimulated by the costumers' demand and the increasing legal requirements. In this paper, the sheet material developments forced by the above requirements will be described.

1. BEVEZETÉS

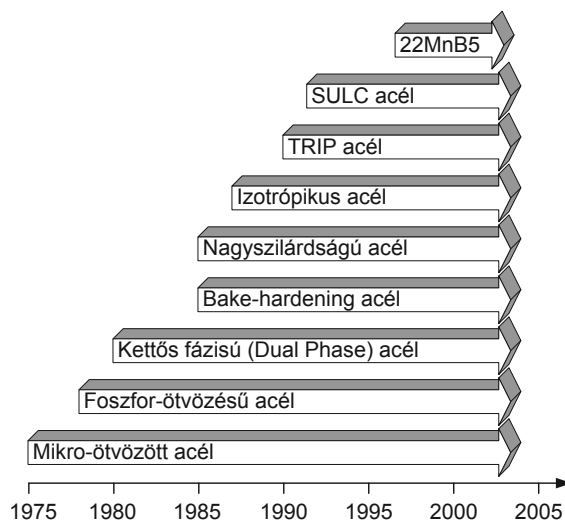
Az autóiipari fejlesztésekben meghatározó szerepet játszanak olykor egymásnak is ellentmondó követelmények. Ezen ellentmondásos követelmények között fogyasztói oldalról a minél gazdaságosabban üzemeltethető, ugyanakkor minél biztonságosabb és minél magasabb szintű kényelmi funkciókat biztosító járművek iránti igény fogalmazódik meg. Ehhez járulnak még azok a törvényi előírások, amelyek a környezet védelme érdekében a gépjárművek káros anyag kibocsátásának egyre szigorodó követelményeit írják elő és ugyancsak számos törvényi szabályozás vonatkozik a személygépkocsikban utazók biztonságának növelésére. Ezek a fogyasztói igények és törvényi előírások részben összhangban vannak, részben olyan ellentmondásos követelményeket támasztanak, amelyek kielégítése gyakran komoly nehézségekbe ütközik, és amelyek az anyagtudományi és technológiai fejlesztések egyik fő hajtóerejét is jelentik [1].

Az ellentmondásos követelmények közül egyidejűleg több szempont kielégítésében is fontos szerepet játszik a személygépkocsik tömegének a csökkentése. A tömegcsökkentéssel egyrészt a kisebb fogyasztás, gazdaságosabb üzemeltetés fogyasztói követelménye, másrészt a kisebb fogyasztás révén a káros anyag kibocsátás törvényi mértékének kielégítése is elérhető. Ahhoz azonban, hogy az autók tömegének jelentős részét kitevő karosszéria elemek tömegét a biztonsági követelmények fokozódásának egyidejű teljesítése mellett megvalósíthassuk egyre nagyobb szilárdságú anyagok alkalmazására van szükség. A szilárdság növelésével azonban az anyagok alakíthatósága jellemzően csökken: ugyanakkor az

alakíthatóság a karosszéria elemek gyártásának egyik kulcskérdése, tehát igen ellentmondásos követelmények között kell megfelelő egyensúlyt teremtenünk [2]. A következőkben ezeknek az ellentmondásos fejlesztési követelményeknek a feloldását célzó anyagtudományi fejlesztéseket tekintjük át.

2. AZ ANYAGTUDOMÁNYI FEJLESZTÉSEK FŐBB TERÜLETEI AZ AUTÓIPARBAN

A személyautók tömegének csökkentése számos nagy nemzetközi fejlesztési projekt középpontjában áll [3], [8]. A tömegcsökkentést már az autók tervezésénél, a különféle tervezési koncepciók megalkotásánál kell kezdeni: e területen az ún. könnyűsúlyú (helyesebben kistömegű) konstrukciók (széles körben elterjedt angol megnevezéssel *light weight construction*) alkalmazása jelenti a fő irányt [4]. A tömegcsökkentés fő irányait anyagtudományi oldalról a különböző nagyszilárdságú acélok, a könnyűfémek (elsősorban az alumínium és a magnézium ötvözetek), valamint a különféle szál-erősítéses polimer mátrixú kompozitok alkalmazása jelenti. Ezek a konstrukciós elvek alapvetően érintik az autókarosszéria tervezési koncepciót is, ugyanakkor az alkalmazott tervezési koncepciók jelentős mértékben függenek az autók kategóriájától és a gyártási volumentől is. Az autó karosszéria elemek gyártásában mind a mai napig a különféle acélötvözetek játsszák a fő szerepet.



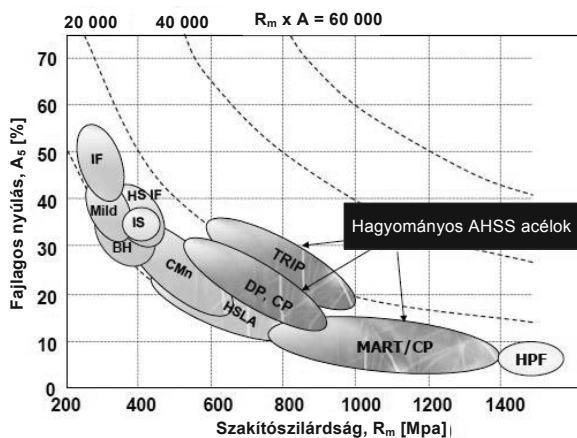
1. ábra. Acélfejlesztési eredmények az autóiipari lemezanyagok területén

Az 1. ábrán az utóbbi 35-40 év legfontosabb acélfejlesztési irányzatait foglaltuk össze az idő

¹ egyetemi tanár, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék

függvényében. Az ábra jól érzékelteti, hogy a mikro-ötvező acélok 1970-es évekbeli ipari megjelenését követően szinte 5 évenként jelent meg egy-egy új anyag típus, amely alapvetően megváltoztatta az autóiipari lemezalakítást, jelentős hatást gyakorolva a technológiai fejlesztésekre is [5].

Az autóiipari acél alapanyagok fejlesztésének az 1970-es évektől az ezredfordulóig megvalósult eredményeit egy más aspektusban mutatja a 2. ábra. Az ábra az ún. hagyományos kis- és nagyszilárdságú acélok (*Conventional Low- and High Strength Steels*) szakítószilárdság-fajlagos nyúlás ($R_m \times A_5$) kapcsolatát mutatja.



2. ábra. A szakítószilárdság-fajlagos nyúlás kapcsolata a „hagyományos” nagyszilárdságú acéloknál

Az előzőekben felsorolt, és a 2. ábrán is szereplő – ma már az ún. kis- és hagyományos nagyszilárdságú acélok fogalmával illetett acélok – a múlt század második felének jelentős anyagtudományi fejlesztési eredményeinek tekinthetők, amelyek az autóiipari tömegcsökkentési igények megvalósításában kiemelkedő szerepet játszottak. A 2. ábrából az is jól látható, hogy a szilárdság (jelen esetben a szakítószilárdság) növelésével az alakváltozó képesség (jelen esetben a fajlagos nyúlás) hiperbolikus összefüggés szerint csökken. A hiperbola konstansát a MPa-ban kifejezett szakítószilárdság (R_m) és a százalékos értékével megadott fajlagos nyúlás (A_5) szorzataként értelmezzük. Az első csoportba tartozó acéloknál – amelyeket ma már sokkal inkább a kis-, esetenként közepes szilárdságú acélokként említünk (beleértve a HSLA-High Strength Low Alloyed, nevében nagyszilárdságú, gyengén ötvözött acélokat is) – ez az állandó a $C = 10\,000$ konstans értékkel jellemezhető. Az ábrából az is jól látható, hogy a kettős-fázisú (DP) és a komplex fázisú (CP) acéloknál a hiperbola konstansa $C = 15\,000$, míg a klasszikus TRIP acéloknál $C = 20\,000$ értékre növekedett. Ezek az anyagfejlesztések igen jelentős lépések voltak a kisebb tömegű, kis fogyasztású, kevesebb káros anyag kibocsátást eredményező személygépkocsik térhódításában.

A következőkben a 2. ábrán is bemutatott acélfejlesztések közül mutatunk be röviden néhányat.

2.1. Hagományos autóiipari lemezanyagok

Hagyományos lágyacélok – Mild steels: Az autóiiparban évtizedek óta hagyományosan alkalmazott lágyacélok lényegében túlnyomórészt ferrites szövet-szerkezettel rendelkeznek. Az ebbe a csoportba tartozó acélok jellemzően alumíniummal megnyugtató, kiváló mélyhúzóhatósági jellemzőkkel rendelkeznek, azonban meglehetősen kis szilárdságúak. Az ebbe a csoportba tartozó acélok évtizedeken át az autó karosszéria elemek gyártásában meghatározó fontosságú lemezalapanyag-nak számítottak.

Interstíció mentes acélok – IF steels: Az interstíció mentes acélokat ultra kis karbon és nitrogén tartalommal gyártják és még ezt a kevés interstíciós oldódásra képes elemet is Ti és Nb adagolással megkötik. Az IF-acélok a kis folyási határ mellett nagy alakváltozási keményedőképességgel, jelentős egyenletes és teljes nyúlással rendelkeznek. A lágyacéloknál lényegesen jobb nyújthatóság az a tulajdonság egyebek mellett, amely az autóiipar számára rendkívül fontos alapanyaggá teszi ezeket az acélokat. Az interstíció mentes acélok egy része az oldódási, a karbid/nitrid kiválási és a szemcsefinomítási szilárdságnövelő mechanizmusokat együttesen használja. További jellegzetessége ezeknek az acéloknak a szokásosnál nagyobb P-tartalom, amelyet ugyancsak az oldódási mechanizmus szilárdságnövelési hatása miatt adagolnak. Az interstíció mentes acéloknak két nagy alcsoportja van: az egyik a kisszilárdságú IF acélok, a másik a nagyszilárdságú (ún. HSIF) acélok. Ez utóbbiakat mind szerkezeti elemek, mind pedig teherviselő szelvények anyagaként alkalmazzák.

Festés utáni kiégetés során kiváláson keményedő acélok – Bake hardening steels: Az autóiipari acélanyagok fejlesztésében mindig is az egyik kulcskérdés volt a szilárdság és az alakíthatóság egyensúlyának keresése. Az alakíthatóság az egyes elemek, alkatrészek alakításakor lényeges kérdés, míg a nagy szilárdság az összeszerelés után, az üzemi működés során fontos. Ezért a két ellentmondásos tulajdonság (a szilárdság és az alakíthatóság) viszonylag jól összeegyeztethető, amennyiben biztosítani tudjuk a jó alakíthatóságot az alakítás során (ekkor a kis szilárdság általában nemhogy hátrány, hanem előny) és a készre gyártás után a szilárdság szükséges mértéke is biztosítható. Ezt a látszólag igen ellentmondásos követelményt meglehetősen jól elérhetjük az ún. *Bake Hardening* acélok alkalmazásával.

Ezen acélok egyedi különlegessége az összetételükben és a gyártási eljárásaikban rejlik, amelynek lényege, hogy az acélgyártás során a karbon oldott állapotban marad és a kiégetés hőmérsékletén (esetenként több hónapos szobahőmérsékletű hevertetés során) válik ki és eredményez jelentős folyási határ növekedést és a hajlítási merevség növekedését. E követelmények kielégítéséhez egyrészt tehát 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.

A vázolt eljárásnak köszönhetően, ezen acélok szövetszerkezete alapvetően ferrites, amelynél a szilárdságnövekedést a karosszéria elemek festését követő kiégetés során az oldódási-kiválási mechanizmusok révén érjük el. Ezt a már kész alakra sajtolt acélpanelek 170°C-ra való hevítésével (lényegében a festés utáni ráégetés hőmérséklete) biztosítjuk, amelynek során a folyamatos lágyítást követő gyors hűtéssel oldatban tartott karbon az alakítás során megnövekedett számú diszlokációk expandált zónájába diffundálva, a diszlokációkat blokkolva eredményez jelentős folyási határ növekedést. (A diszlokációknak ezt a blokkolását nevezzük *alakítási öregedésnek*.)

Izotropikus acélok – IS steels: Az IS-acélok mikroszerkezete lényegében ferrites szövetszerkezet. Különleges acélgártási technológiájuknak köszönhetően a legfontosabb jellemzőjük, hogy ezen acélok minden irányban azonosan nagy szilárdsággal rendelkeznek. További kiemelten fontos jellemzőjük, hogy a mélyhúzásnál a fűlesedésre jellemző Δr érték közel nulla, azaz nagy magasságú munkadarabok is egyenletes peremmagassággal (a fűlesedés kedvezőtlen jelensége nélkül) gyárthatók.

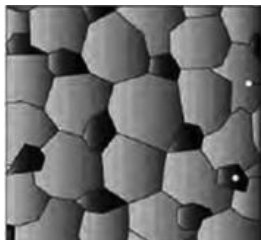
Nagyszilárdságú gyengén ötvözött acélok – HSLA steels: A HSLA acélok legfontosabb jellemzői: a nagy szilárdság ($R_m = 400-1000 \text{ N/mm}^2$), a jó alakíthatóság, jó hegeszthetőség, kis átmeneti hőmérséklet, ridegtöréssel szembeni jó ellenállóképesség. Ezeket a kiváló tulajdonságokat a HSLA-acéloknál kis mennyiségű és viszonylag olcsó ötvözők alkalmazásával biztosítják. A HSLA-acélok kis kARBONTartalmú ($C = 0,1-0,2 \%$) acélok, amelyek számottevő mennyiségű ötvözőként csak mangánt tartalmaznak (a Mn tartalom rendszerint 1,0-1,7% között változik). Az előzőkön túlmenően, mikro-ötvözőként V-ot, Nb-ot, Ti-t, Al-t és N-t tartalmaznak, amelyek együttes mennyisége a 0,12%-ot nem haladja meg. (Mikro-ötvözésről általában akkor beszélünk, ha az ötvözők együttes mennyisége a 0,15%-ot nem haladja meg.) Jellegzetes mikro-ötvöző elemek az előzőekben felsorolt elemeken kívül még a Cirkónium (Zr) és a bór (B).

A HSLA-acélokban a kis C-tartalom a jó alakíthatóság, a hegeszthetőség, a kis átmeneti hőmérséklet (a ridegtöréssel szembeni ellenállóképesség) szempontjából egyaránt fontos. A karbon tartalom kis értéken tartása a korszerű konverteres acélgártással, jelentősebb többletköltség nélkül biztosítható. A Mn-ötvöző ugyancsak több szempontból játszik igen fontos szerepet. A Mn, mint ötvöző alapvetően az oldódási szilárdságnövelési mechanizmuson keresztül fejt ki szilárdságnövelő hatását. A túl sok Mn azonban nem kedvező, mivel csökkenti a martenzites átalakulás kezdeti hőmérsékletét, ezáltal az alakíthatóságot és a hegeszthetőséget rontja. A Mn igen kedvező hatása

azonban az, hogy az átmeneti hőmérsékletet – és ezáltal az acélok ridegtörési hajlamát is – jelentősen csökkenti. Az igen kis mennyiségben alkalmazott mikro-ötvözők előnyös hatásukat igen sokoldalúan fejtik ki. A mikro-ötvözők az előzőekben ismertetett szilárdságnövelési mechanizmusok közül hasznosítják az oldódási keményedést (a ferrit szilárdságát növelő ötvözőkkel – ilyenek például a Mn és az Al), a kiválási keményedést (a kis mennyiségű, de nehezen oldódó, diszperz karbidokat és nitrideket képező ötvözőkkel – ide sorolható a vanádium, a nióbium és a titán), valamint szemcsefinomító hatásuk révén a kristallit határok szilárdságnövelő hatását (a szemcsefinomításban a vanádium, a nióbium, a titán és az alumínium játszik fontos szerepet).

A HSLA-acélok kiváló tulajdonságainak biztosításában kiemelkedő jelentősége van a gyártás optimális termikus-mechanikus rendszerének: ezeket a tulajdonságokat ugyanis jellemzően optimális hőmérsékleten végzett képlékenyalakítással és az azt követő szabályozott hűtési folyamattal érhetjük el. Az adott összetételű HSLA-acélok előírt tulajdonságainak biztosításában az egyik legnagyobb szerepe a szemcsefinomításnak van. A szemcsefinomítás elsősorban a Nb, V, Ti és Al mikroötvözéssel érhető el. A szemcsefinomítás szempontjából az a kedvező, ha az ötvöző oldhatósága az austenitben csekély. Ebben az esetben ugyanis a szemcsehatárra kiválva akadályozzák elsősorban a kristallitok növekedését. Ez a gazdaságosság szempontjából is a legelőnyösebb, mivel ugyanaz a hatás kisebb ötvöző mennyiséggel érhető el. (Az austenit szemcsék méretének csökkentése azért fontos, mert egyébként azonos feltételek mellett az austenit átalakulási termékeinek mérete annál kisebb, minél kisebb volt a kiinduló austenit szemcse.) A ferriszemcsék méretét a kiinduló austenit szemcse mérete mellett az is befolyásolja, hogy alakított, vagy a melegalakítást követően újrakristályosodott austenitből keletkezett-e. Az, hogy a ferriszemcse átalakulása a finomabb, alakított (tehát nem újrakristályosodott) austenitből történjen azáltal biztosítható, ha olyan mikro-ötvözőt adagolunk, amely "akadályozza", késlelteti az austenit újrakristályosodását. Ezt a szerepet a HSLA-acélokban a mikroötvözők közül a Nb, Ti és a V tölti be. A mikro-ötvözőknek az austenit újrakristályosodását akadályozó hatása annak tulajdonítható, hogy a melegalakítás kezdetén a mikro-ötvözők, valamint a C és a N is oldatban van. A hőmérséklet csökkenésével megkezdődik a kiválás. A precipitátumok jelenléte akadályozza az újrakristályosodást, mégpedig minél több a kiválás, annál nehezebben indul meg az újrakristályosodás. A Nb-tartalom növelése mind az újrakristályosodás megindulásához szükséges minimális alakítási mértéket (az ún. újrakristályosodási küszöbértéket), mind pedig az újrakristályosodás időszükségletét növeli. Hasonló a hatása a többi mikroötvözőnek is: a különbség lényegében csak abban nyilvánul meg, hogy a mikroötvözők karbidjai, nitridjei milyen hőmérsékleteken kezdenek kiválni.

Kettős-fázisú acélok – Dual Phase (DP) Steel: Az előzőekben elemzett *HSLA*-acélok számos kiváló tulajdonsággal rendelkeznek, ugyanakkor bár szilárdságukhoz mérten ezen acélok képlékenysége is jelentős, számos esetben nem elégséges azoknak az alkatrészeknek a gyártásához, amelyeknek az előállítása nagymértékű képlékeny alakítást igényel. Ezért fordult a kutatók figyelme olyan acéltípus kidolgozása felé, amelyek szilárdsága a *HSLA* acélokéhoz áll közel, képlékenységük pedig az ötvöztelen kis *C*-tartalmú ($C < 0,1\%$) acélokéhoz hasonló. Az első kísérletek időpontja nagyjából az energiaválság első hullámával esik egybe, ami rákényszerítette a felhasználókat, elsősorban a gépjárműipart, hogy tömegcsökkentéssel és lehetőleg áremelés nélkül érjenek el energia-megtakarítást. A gyakorlat napjainkra bebizonyította, hogy az azóta elterjedt *kettős-fázisú, ún. dual-phase (DP)*-acélok a fenti célkitűzéseknek megfelelnek.



3. ábra. DP-acél ferrit-martenzites szövete

A DP-acélok ferrit mátrixban kemény martenzit szigeteket tartalmaznak (3. ábra – sematikus szövetábrázolás). A ferrit martenzit arány módosításával a DP-acélok tulajdonságai tág határok között változtathatók. A DP-acélok általában folyamatos hőkezeléssel (áthúzó kemencében, vagy sófürdőben), vagy a meleg hengerlést követő szabályozott lehűléssel is hőkezelhetők. A hőkezelések mindegyikének az a lényege, hogy az ún. interkritikus hőmérsékleten, azaz az $\alpha+\gamma$ mezőben kialakítják a kívánt ferrit/austenit fázisarányt. Ilyenkor az apró austenit kristallitokat, amelyeknek mennyisége rendszerint 10-20%, a nagyobb mennyiségű, jól alakítható ferrit kristallitjai zárják körül. Az austenit kristallitok *C*-tartalma ezen a hőmérsékleten jóval meghaladja az átlagos értéket, biztosítva ezzel a jobb edzhetőséget. Amikor az interkritikus hőmérsékletre az acélt edzik, az átalakulás során az austenitből martenzit keletkezik. Így jön létre a DP-acélok jellemző, ferrit-martenzites szövetszerkezet. A martenzit mennyisége, mérete és eloszlása szabja meg az ilyen acélok mechanikai tulajdonságait. Az előzőekben leírt módon előállított acélok jellemzői: szövetszerkezetük lágy, jól alakítható ferritbe ágyazott, diszperz eloszlású martenzit-szigetektől áll, amelyek mennyisége 10-20% körül van. Nagy szakítószilárdságuk mellett szokatlanul jók a képlékenységi mutatóik: szakítódigramjuk folytonos, nincs kifejezett folyáshatár; alakítási keményedési kivevőjük meglehetősen nagy, ami jelentős egyenletes nyúlásra utal; mechanikai tulajdonságaikban kismértékű anizotrópia észlelhető.

A dual-phase acélok kémiai összetételét illetően a következő megfontolásokat célszerű tenni. A dual-phase acélokban a *C*-tartalom 0,1 % körüli érték. A karbon szilárdságnövelő hatása a DP-acélokban különösen fontos, mert a martenzit adott térfogathányada mellett a

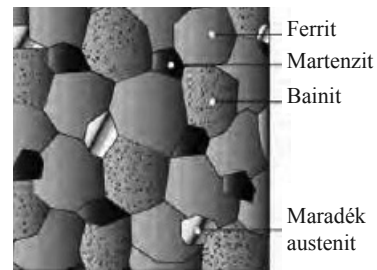
szilárdsága is a *C*-tartalomtól függ. Hátránya, hogy a hegeszthetőséget (ami karosszéria lemezként való alkalmazásánál fontos) rontja, az ütőmunkát és az átmeneti hőmérsékletet növeli, ezért a *C*-tartalmat célszerű egészen alacsony értéken tartani. A *C* mellett a *Mn* a legjelentősebb alkotója a DP acéloknak. Szokásos mennyisége 1,0-2,2 % körüli koncentráció-tartományba esik, de a leggyakoribb mennyisége 1,4-1,6 %. Jelentősen növeli az acél szilárdságát és csökkenti az átmeneti hőmérsékletet. A *Mn* további fontos szerepe abban nyilvánul meg, hogy jelentősen csökkenti a fázisátalakulási hőmérsékleteket; ennek révén könnyebben kézben tartható a ferrit/martenzit térfogathányad, ami a DP acélok tulajdonságait elsősorban megszabja.

A dual-phase acélok gyártásának legfontosabb technológiai lépései: az ún. *interkritikus hőmérséklet* helyes kiválasztása, az *izzítási időtartam* értéke ezen a hőfokon és az ezt követő *lehűtés*. Az acél összetételétől függően, az előre meghatározott ferrit/martenzit hányadosnak megfelelő α/γ arányt biztosító interkritikus hőmérsékletre kell az acélt hevíteni. Az interkritikus hőmérsékletet az austenit kívánt térfogathányada alapján, a mennyiségi szabály alkalmazásával az *Fe-Fe₃C* állapotábrából határozhatjuk meg. Ez a többkomponensű acélokra természetesen nem használható minden további megszorítás nélkül; a különböző összetételű acélok interkritikus hőmérsékletének a pontos meghatározásához ismerni kell az adott acélhoz tartozó többalkotós állapotábrát. Jó közelítéssel azonban a kétalkotós állapotábra is alkalmazható. Az austenit átalakulás a hevítésnél három szakaszban megy végbe. Az *A₁* fölött az austenit képződés azonnal megindul a ferrit-cementit határokon, mert ott van megfelelő *C*-tartalom a fázisátalakuláshoz. Ezek a helyek a perlit csomók, valamint a ferrithatárokon elhelyezkedő tercier cementit-részecskék határai. Ezt követi az austenit növekedése, amíg az összes karbid fel nem oldódik. Ebben az austenitben a *C*-koncentráció maximális értékét az adott hőmérsékleten az austenit szénoldó képességének maximuma határozza meg, amit a kétalkotós rendszerben az *ES*-vonal szab meg. Ilyen a koncentráció a γ -*Fe₃C* határon. A minimális koncentráció az austenitben az α/γ határon van: ennek értékét a *GOS* vonal határozza meg. A második lépésben a ferrit \rightarrow austenit átalakulás kisebb sebességgel folytatódik. Ezt a *C*-diffúzió korlátozza az austenitben. (Ennek magyarázata, hogy a diffúziós tényező egy nagyságrenddel nagyobb a ferritben, mint az austenitben.) A harmadik szakasz a már teljesen austenites szerkezetben lassan megy végbe, a szén és a mangán újra eloszlása révén, az egyensúlyi állapot eléréséig. A martenzit keletkezést a lehűlés során a közel egyenletes *C*-tartalom és a szubsztitúciós ötvözők inhomogén eloszlása irányítja. Ez nehezen áttekinthető, rendkívül bonyolult folyamat. A nagyobb *C*- és *Mn*-tartalmú helyeken az *M_s* hőmérséklet kisebb. Itt a martenzit-képződés könnyebb. A kevés *C*-t és *Mn*-t tartalmazó tartományokban viszont nagyobb hőmérsékleten kezdődik a martenzites átalakulás, ha a

lehülési sebesség elég nagy. Ilyenkor a martenzitképződés az anyagban más lehet a kis és nagy C-tartalmú helyeken. Ennek megfelelően egyetlen munkadarabon belül is változhat a $\gamma \rightarrow$ martenzit átalakulás jellege. Az átalakulás a szokásos $\gamma \rightarrow$ martenzit átalakuláshoz képest abban különbözik a legnagyobb mértékben, hogy ezekben az acélokban az $\alpha + \gamma$ tartományból megy végbe. Ebből következően a legnagyobb eltérést az acél normális edzéséhez képest az jelenti, hogy az austenit krisztallitokat ferrit veszi körül. A martenzit keletkezésével együtt járó fajtérfogat-növekedés, a ferritben elsősorban a keletkező martenzit-szigetekkel szomszédos tartományokban képlékeny alakváltozást okoz. Ennek következtében a ferritben a diszlokáció-sűrűség jelentősen változik. Legnagyobb az α -martenzit fázishatár közelében, és attól távolodva csökken. A ferrit összetétele az ötvözőktől és a hűtési sebességtől függően változik a hűtés során. Ez a ferrit alakíthatóságát mindenképpen csökkenti. Azokban az acélokban, amelyek Nb-ot, Ti-t és V-ot tartalmaznak, a lehülés közben ezek az ötvözők stabil karbidokat és nitrideket vagy karbonitrideket képeznek. A ferrit-austenit fázisarány az interkritikus hőmérsékleten, áthúzó kemencében, vékony lemezekben 2-10 perc alatt kialakul. A kamrás kemencékben hőkezelt kész alkatrészek hevítése sokkal tovább – a betét mennyiségétől függően – mintegy 1-3 óráig tart. Ennek nagy hátránya, hogy az $\alpha + \gamma$ tartományban mindkét fázis eldurvul, és az így hőkezelt DP acélok szerkezete ugyan ferrit-martenzites, de tulajdonságai elmaradnak a finomszemcsés, folyamatosan hőkezelt anyagokétól. A legjobb megoldásnak a meleghegerlés utáni szabályozott lehülés bizonyult. Ebben az esetben, ha az acél a melegalakítás közbeni, vagy utáni újrakristályosodást akadályozó elemeket, Nb-ot, Ti-t, V-ot, Al-ot is tartalmaz, akkor a melegalakítás a tiszta γ -mezőben, az A_3 hőmérséklet felett is végrehajtható. Ennek következtében az acél teljes mennyiségében a $\gamma \rightarrow \alpha$ illetve az $\alpha \rightarrow$ martenzit átalakulás végbemegy, és az így keletkezett átalakulási termékek mérete nagyon finomszemcsés. Ez mind a szilárdságnövekedés, mind a szívóssági, valamint az alakíthatósági tulajdonságok javításában pozitív hatású.

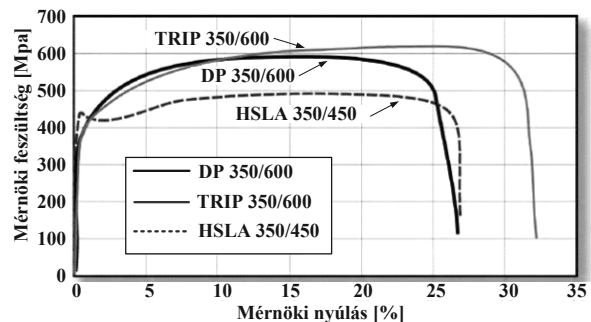
Fázisátalakulással indukált képlékenységi – TRIP acélok: A TRIP acélok a nagyszilárdságú acélok egy újabb fejlesztési állomását jelentik. A 2. ábrán feltüntetett szilárdság-alakváltozás hiperbolák között a hagyományos nagyszilárdságú acélok $C = 10,000$ állandó értékével szemben ezek az acélok a $C = 20,000$ állandóval jellemezhető hiperbola mentén helyezkednek el. Azaz például egy $R_m = 800$ MPa szakítószilárdságot kiválasztva, amíg a hagyományos nagyszilárdságú acélok fajlagos nyúlása az $A_5 = 10 \div 15$ % tartományba esik, a TRIP acélokra ez az érték átlagosan mintegy 10 %-kal nagyobb, $A_5 = 20 \div 25$ %. Ennek jelentőségét aligha lehet túlbecsülni. A TRIP acélok szövet-szerkezete ferrit mátrixba ágyazott, legalább 5 % térfogat túlhűtött (maradó) austenit, továbbá különböző arányban jelenlévő nagy keménységű, bainit, illetve martenzit fázisokat tartalmaz. A TRIP acélok 4. ábrán

látható szövet-szerkezetét célszerűen megválasztott interkritikus hőmérsékleten végzett hőntartással érhetjük el. A karbon és a szilícium tartalom a maradó austenit térfogati arányának növekedését eredményezi. Alakítás során a diszperz eloszlású kemény fázisok a lágy ferrit mátrixban – a DP-acélokhoz hasonlóan – jelentős alakváltozási keményedést eredményeznek. A lényegi különbség a DP-acélokhoz képest abban van, hogy a maradó austenit az alakváltozás növekvő mértékének arányában fokozatosan martenzitté alakul, amely a fázisátalakulás következtében létrejövő fajtérfogat növekedésnek tulajdoníthatóan további alakváltozást és ezáltal további alakváltozási keményedést is okoz.



4. ábra. TRIP acél szövetének sematikus vázolata

Ez a hatás jól megfigyelhető ezen acélok feszültség-alakváltozási görbéin (5. ábra). A keményedés mértéke kisebb alakváltozásoknál a DP-acél esetén nagyobb, azonban nagyobb alakváltozások esetén – az előzőekben leírt fázisátalakulás okozta *többlet alakváltozás* miatt – a TRIP acél alakváltozási keményedése meghaladja a DP-acélét, miközben számottevően nagyobb egyenletes nyúlást és teljes alakváltozást is mutat.



5. ábra. DP 350/60, HSLA 350/450 és TRIP 350/600 acélok szakítódigramjai

A TRIP acélokat a hagyományos HSLA acélokkal összehasonlítva egyértelműen megállapítható, hogy mind a keményedőképesség, mind pedig a teljes nyúlás tekintetében jelentősen nagyobb értékeket mutatnak a TRIP acélok, ami a karosszéria alakításnál fellépő nyújtó igénybevételek szempontjából egyértelműen kedvezőbb. Ezek a tulajdonságok különösen kedvezőek abból a szempontból is, hogy a viszonylag jó alakíthatóság mellett, ezek az acélok az alakítást követően lényegesen nagyobb szilárdsági jellemzőkkel

rendelkeznek (amelyek még a bake-hardening hatással is tovább növekedhetnek).

A TRIP acélok a DP-acélokhöz viszonyítva jellemzően nagyobb karbon tartalmúak annak érdekében, hogy a maradó austenit tartalom a környezeti hőmérsékleten is megmaradjon. Miközben tehát a nagyobb karbon tartalom előnyös a maradó austenit stabilizálása szempontjából, a karbid kiválás megakadályozása a bainites átalakulás során a TRIP acéloknál az egyik kritikus, megoldandó feladat. A bainites tartományban a karbid kiválás megakadályozása szempontjából Si és Al ötvözők játszanak fontos szerepet.

A karbon tartalom szabályozza azt az alakváltozási mértéket, amelynél a maradó austenit martenzites átalakulása megkezdődik. Kis karbon tartalom esetén a maradó austenit átalakulása gyakorlatilag azonnal az alakváltozással megindul, ez által növelve az alakváltozási keményedést. Nagyobb karbon tartalom esetén a maradó austenit stabilabb és egyes esetekben az átalakulás az alakításnál nagyobb mértékű alakváltozás esetén indul meg. Ezekben az esetekben a végleges alkatrészben is maradhat maradó austenit, amely csak további alakváltozás (például egy ütközésnél bekövetkező deformáció) során alakul át martenzitté, ezzel is növelve a törésállóságot.

Az előzők alapján nyilvánvaló, hogy a TRIP acélok különféle szempontok alapján szabhatók igény szerint, így például komplex alkatrészek bonyolult alakítási műveleteihez kiváló alakíthatóságot biztosítva, és az alakítás során átalakulva jelentős szilárdságnövekedést eredményezve, vagy az ütközési energia minél teljesebb elnyelése érdekében csak az ütközés során bekövetkező alakváltozás hatására átalakulva, biztosítva a minél jobb törésállóságot. E szempontok alapján adagolt ötvözők (például a nagyobb karbon tartalom) ronthatják az anyag ellenállás-ponthegeztési viselkedését: ez azonban rendszerint a hegesztési paraméterekkel (például impulzus hegesztési ciklus alkalmazásával) kiküszöbölhető.

Komplex fázisú acélok – Complex Phase (CP) steels: A CP-acélok átmenetet képeznek a hagyományos HSLA acélok és a TRIP acélok között. A szilárdság-alakváltozás hiperbolák között a hagyományos nagyszilárdságú acélok $C = R_m \times A_5 = 10,000$ állandóval, illetve a TRIP acélok $C = 20,000$ állandóval jellemezhető hiperbolái között a $C = 15,000$ konstansú hiperbola mentén helyezkednek el, azaz ugyanakkora szilárdsághoz nagyobb alakváltozó képességgel rendelkeznek, mint a hagyományos nagyszilárdságú acélok. A CP-acélok mikroszerkezete ferrit-bainites mátrixban kis mennyiségű martenzitet, maradó austenitet és perlitet tartalmaz. Extra szemcsefinomság érhető el ezeknél az acéloknál késleltetett rekristallizáció révén, Ti és Nb mikro-ötvözőkkel (Columbium, amelyet Americium néven is ismerünk). A CP acélok fontos jellegzetessége, hogy $R_m = 800$ MPa és nagyobb szakítószilárdság esetén lényegesen nagyobb folyási határral rendelkeznek a DP acélokhöz viszonyítva.

Martenzites acél – MS Steel: A martenzites nagyszilárdságú acélok a 2. ábrán bemutatott *Feszültség-fajlagos nyúlás* diagram $C = R_m \times A_5 = 10,000$ állandóval jellemzett hiperbolájának legnagyobb szilárdsági tartományában ($R_m = 800-1500$ MPa) elhelyezkedő anyagminőségei. Az MS-acélok előállításakor a meleghengelés, vagy a lágyítás során austenites állapotú szövétét a hengersor kifutó asztalán, vagy a folyamatos lágyítás hűtési szakaszában csaknem teljes egészében martenzitessé alakítjuk. A martenzit mátrixban kis mennyiségben találunk bainitet, esetleg ferritet. Ez a szövetszerkezet létrehozható az alakítást követő hőkezeléssel is. A multi-fázisú acélok csoportjában ezek az acélok rendelkeznek a legnagyobb szilárdsággal (egyres típusai az $R_m = 1700$ MPa értéket is elérhetik). Természetesen ezekhez a kiemelkedően nagy szilárdsági értékekhez kicsi ($A_5 = 5-10$ %) nyúlásértékek tartoznak. Ezért az MS-acéloknál gyakran alkalmaznak kishőmérsékletű megeresztést az alakíthatóság javítása céljából, miközben a szilárdságuk még mindig igen nagy értékű marad.

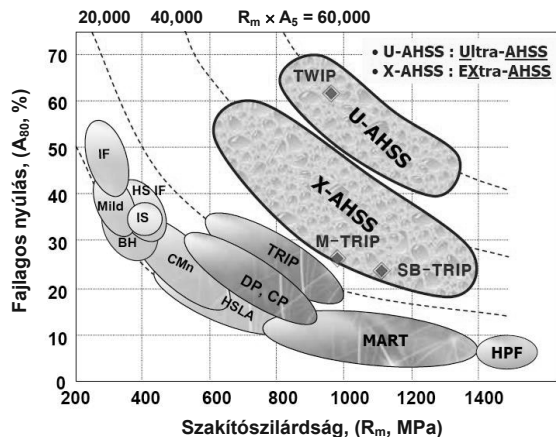
Az MS-acélok karbon tartalmának növelése növeli az edzhetőséget, valamint a keletkező martenzit szilárdságát és keménységét is. Mn, Si, Cr, Mo, B, V és Ni ötvözők különböző kombinációjú adagolása szintén szokásos az edzhetőség javítása és a szilárdság növelése érdekében. Az MS-acélok kiváló tulajdonságait az austenit fázisból gyors hűtéssel elért csaknem teljes martenzites átalakítás biztosítja. Bár a CP-acélok is hasonló technológiát követnek, de az MS-acélok – jórészt eltérő összetételüknek köszönhetően – kevesebb maradó austenitet tartalmaznak és nagyon finom precipitátumok biztosítják a martenzit nagy szilárdságát és keménységét.

Melegalakításra kifejlesztett, nagyszilárdságú Mangán-Bór acélok – 22MnB5: Az autóiparral szemben megfogalmazott fő követelmények között az egyre nagyobb követelményeket kielégítő töréstereszték is fontos szerepet töltenek be. A nagyszilárdságú anyagok csökkenő alakváltozó képességét hivatott kompenzálni egy olyan komplex anyag- és technológiai fejlesztés, amelynek az alapjai valójában az anyagtudomány eredményeiben gyökereznek. Tipikusan autóipari alkalmazásokra kifejlesztett nagyszilárdságú acél a 22MnB5 anyagjelű, bórral mikro-ötvözött acél, amely számottevő ötvöző mennyiséget csak mangánból tartalmaz (Mn = 1,2-1,4 %). A Mn mellett a mikro-ötvözött acéloknál megszokott minimális mennyiségben Al-Ti-Cr ötvözőket találunk. A szállítási állapotban $R_{p0.2} = 300-350$ MPa folyási határral és kedvező alakváltozási jellemzőkkel ($A_{80} = 20$ %) rendelkező acélt austenites állapotban, $T = 900-950^\circ\text{C}$ hőmérsékleten alakítva, az alakító szerszámban hűtik $v_h > 50^\circ\text{C/s}$ hűtési sebességgel. Az alakítás és az azt követő gyors hűtés eredményeként nagyszilárdságú ($R_m > 1500$ MPa), stabil martenzites szövetszerkezetet kapunk. E különleges és kiváló tulajdonságokkal rendelkező acél tipikus autóipari alkalmazási területe a különféle teherviselő autóelemek gyártása (az ún. A- és B-oszlop, oldal-

ütökzés védelmi megerősítések, karosszéria váz elemek, első- és hátsó keresztartók, ajtó- és tetőpanel keretek).

3. ÚJ GENERÁCIÓS NAGYSZILÁRDSÁGÚ AUTÓIPARI ACÉLOK

Az utóbbi két évtized további acélfejlesztési eredményeit mutatja a 6. ábra, amelyen az összehasonlítás kedvéért feltüntetjük a 2. ábrán látható, ún. hagyományos nagyszilárdságú acélokat is.



6. ábra. A szakítószilárdság – fajlagos nyúlás kapcsolata az X-AHSS és U-AHSS acélokra

Az X-AHSS (Extra-Advanced High Strength Steels – Extra korszerű nagyszilárdságú acélok) és az U-AHSS (Ultra-Advanced High Strength Steels – Ultra korszerű nagyszilárdságú acélok) a hagyományos nagyszilárdságú acélokhöz viszonyítva további, nagyszilárdságú acélokhöz képest jelentősen előrelépést jelentenek. A szakítószilárdság és a fajlagos nyúlás szorzataként képzett állandó az X-AHSS acélokban $C = 40\,000$ -re, míg az U-AHSS acélokban $C = 60\,000$ -re növekedett [3]. Ez azt eredményezi, hogy ugyanakkora fajlagos nyúlás mellett a szilárdság akár 3-4-szeresére is növekedhet, amely felbecsülhetetlen értéket jelent az előzőekben vázolt komplex követelmények kielégítése szempontjából. A következőkben e két legújabb anyagfejlesztési eredmény legfontosabb jellemzőit ismertetjük röviden.

3.1. Extra nagy szilárdságú acélok – X-AHSS steels

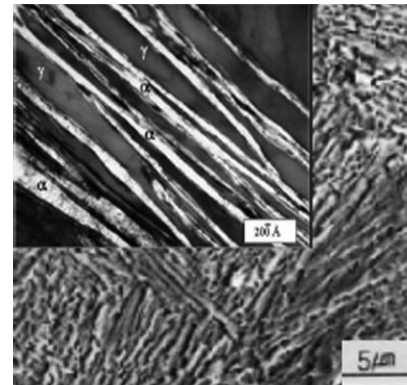
Az extra nagyszilárdságú (X-AHSS) acélok a TRIP acélok továbbfejlesztett változatai, amelyek elsőként a Távol-Keleti autóipari nagyhatalmak (Japán és Dél-Korea) autóiparában jelentek meg. Ebben a kategóriában az $R_m \times A_5$ állandót a ma már úgymond hagyományos TRIP acélokhöz képest sikerült megduplázni ($C = 40\,000$). Három fő típusuk ismert az ún. FB-TRIP, az SB-TRIP, valamint az M-TRIP acélok.

Az FB-TRIP acélokat különleges felhasználói igények kielégítésére fejlesztették ki, nevezetesen olyan autóipari lemezalkatrészekhez, ahol a nagyszilárdság mellett jelentős peremnyújtási, vagy lyuktágítási

képességgel is kell az alapanyag rendelkezni. Ez olyan alakításoknál lép fel, amikor a peremzést, vagy a lyuktágítást lényegében az alapanyag nyújtásával valósítják meg. A két eljárásnál, a nyújtó-peremzés (Stretch Flangeable-SF), illetve a nagymértékű nyújtással megvalósított lyuktágítás (High Hole Expansion-HHE) fogalmakra utaló, kiegészítő jelöléseket alkalmaznak.

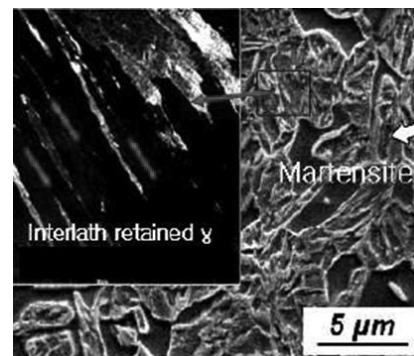
Az FB-TRIP acélok mikroszerkezete ferrit és bainit szövetelemeket tartalmaz. A ferrit biztosítja a nagy nyújthatóságot, míg a szilárdság nagy értékét egyrészt fokozott szemcsefinomítással és a bainite, mint második fázis szilárdság növelő hatásával érik el. Az FB-TRIP acélok elsődleges előnye a HSLA, a DP és a hagyományos TRIP acélokhöz képest az ugyanakkora, vagy még nagyobb szilárdság mellett, lényegesen kedvezőbb nyújthatóság, kiugróan jó keményedési kitévő (n) és a nagyobb teljes nyúlás.

Az SB-TRIP acélok (szokásos megnevezésük Super-Bainites TRIP acélok) szövetszerkezete – nevével összhangban – jellemzően nano-méretű, lemezes típusú, karbidmentes bainit mátrixban kis mennyiségben maradó austenit, amint a 7. ábrán is látható. A teljes ábrán a lényegében bainites mátrix figyelhető meg, míg az ábra kinagyított részletén a nano-méretű, bainit lemezek között a maradó austenit is felismerhető.



7. ábra. Az SB-TRIP acél tipikus mikroszerkezete

Az SB-TRIP acélok jellemző mechanikai tulajdonságai: nagy folyási határ ($R_{p0.2} = 900$ MPa), extra nagy szakítószilárdság ($R_m = 1600$ MPa), és ezekhez a szilárdsági értékekhez kimagaslóan jó fajlagos nyúlás ($A_5 = 27-30\%$).



8. ábra. M-TRIP acél tipikus mikroszerkezete

Egy további, ún. harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acél az extra nagyszilárdságú kategória felsőbb szilárdsági harmadában, az ún. M-TRIP (Martenzites-TRIP) acél. A szokásos összetétele: C = 0,15-0,2 %, Si = 1,6 %, Mn = 1,6 %.

Az M-TRIP acélok szövetszerkezete – ugyancsak nevükkel összhangban – martenzit mátrixban, a jellemzően nano-méretű lemezek között maradó austenitet tartalmaz, amint az a 8. ábrán látható.

3.2. Ultra-nagyszilárdságú acélok (U-AHSS steels)

Napjaink acélfejlesztési törekvéseinek a csúcán jelenleg az ultra-nagyszilárdságú, U-AHSS acélok állnak. Ennek a csoportnak kiemelkedő képviselője az ikerképződéses képlékenységgel rendelkező, TWIP acél (Twinning Induced Plasticity).

A TWIP acélok összetételének legjellemzőbb adata a nagy (17-24 %) Mn tartalom: ez a nagy Mn tartalom biztosítja az acél teljesen austenites állapotát szobahőmérsékleten is. Az acél elnevezését is arról kapta, hogy nagyszámú alakítási ikerképződés jellemzi az alakváltozási folyamatát. Az alakítási ikerképződés eredményeként a pillanatnyi keményedési kitevő igen nagy értékkel rendelkezik, mivel az alakítási ikerképződés folytán egyre finomabb és finomabb mikroszerkezet jön létre. A keletkező ikerhatárok, mint szemcsehatárok viselkednek és jelentős szilárdságnövekedést eredményeznek. A TWIP acélokat szélsőségesen nagy szilárdság és szélsőségesen nagy egyenes nyúlás, nyújthatóság jellemzi. Az n keményedési kitevő értéke $n = 0,4$ értéket is elér és értéke egészen 50 % nyúlásig lényegében állandó marad.

A TWIP acélok kiváló mechanikai tulajdonságait jól jellemzi, hogy $R_m = 1000$ MPa szakítószilárdság esetén is még $A_5 = 65$ % teljes nyúlásra képesek, amely egyben azt jelenti, hogy az $R_m \times A_5$ szorzat a $C = 65,000$ állandó értékét is eléri.

4. ÖSSZEFOGLALÁS

A cikk a lemezalakító iparban alkalmazott lemezanyagok fejlesztési irányzatait tekinti át, különös tekintettel az autóiipari felhasználásra. A Bevezetés összefoglalja azokat a világméretű globális versenytől, a fogyasztói igényekből és a törvényi előírásokból eredő ellentmondásos követelményeket, amelyek az elmúlt néhány évtizedben a lemezanyagok fejlesztési irányait alapvetően meghatározták. E követelmények összefoglalóan az autók tömegének csökkentését eredményezték, amelyhez az út alapvetően a szilárdság és egyúttal az alakíthatóság növelésén keresztül vezetett. A cikk részletesen elemzi az ún. *hagyományos* nagyszilárdságú acélok fő típusait és az utóbbi évek extra- és ultra-nagyszilárdságú acélananyagainak kifejlesztését és fő jellemzőit.

5. IRODALOM

- [1] **Kopp, R.**, Innovations in metal forming in the World, Proc. of the 9th ICTP Conference, Gyeongju-Korea, 7-11. Sept. 2008. pp. 7-24.
- [2] **Tisza, M.**, Developments in Sheet Metal Forming for the Automotive Industry, Proc. of ICME, Bratislava, 29. Nov. 2007. pp. 171-178.
- [3] **Chung, J., Kwon, O.**, Development of high performance auto steels at Posco steels, Proc. of the 9th ICTP Conference, Gyeongju-Korea, 7-11. September 2008. pp. 3-8.
- [4] **Watl, H., Vette, V., Griesbach, B.**, Tool Making for Future Car Bodies, Proc. of IDDRG 2007, Győr-Hungary, 21-23. May 2007. pp. 31-46.
- [5] **Kolleck, R., Feindt, J., Lenze, F.-J.**, Manufacturing methods for safety and structural body parts for light weight body design, Proc. of IDDRG 2004, Sindelfingen-Germany, 24-26 May 2004. pp. 121-128.
- [6] **Turetta, A., Ghiotti, A., Bruschi, S.**, Investigation of 22MnB5 Mechanical and Phase Transformation at High Temperature, Proc. of IDDRG 2007, Győr-Hungary, 21-23. May 2007. pp. 147-156.
- [7] **Body Systems Analysis Team:** Automotive sheet steel stamping process variation, Auto/Steel Partnership (1999), <http://www.a-sp.org>
- [8] **Body Systems Analysis Team:** High Strength Steel – Stamping Design Manual, Auto/Steel Partnership (2000), <http://www.a-sp.org>
- [9] **Beenken, H.:** Joining of AHSS vs Mild Steel, Processing State of the Art Multi-phase Steel, European Automotive Suppliers' Conference, Berlin, 23. September 2004.
- [10] **Carlsson, B.:** Formability of High Strength Dual-Phase Steels, SSAB Tunntplat AB, Borlange, Sweden (2004) Paper F2004 F454.
- [11] **Hilsen R.** et al.: Stamping Potential of Hot-rolled Columbium-Bearing High Strength Steels, Proceedings of Microalloying 1977), p. 75.
- [12] **Merklein, M., Lechler, J.:** Determination of Material and Process Characteristics for Hot Stamping of Quenchable Ultra High Strength Steels, SAE Paper 2008-01-0853 (2008)
- [13] **Opbroek, E.:** Advanced High Strength Steels – AHSS Application Guidelines, World Auto Steel, June 2009. pp. 1-338.

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

A cikkben ismertetett kutatómunka a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 jelű projekt részeként – az Új Magyarország Fejlesztési Terv keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.