

TISZA MIKLÓS

Autóipari acélanyagok fejlesztési irányzatai – 2. rész

Az elmúlt évtizedekben lezajlott és jelenleg is folyamatban lévő acélfejlesztési irányzatokat tekintjük át ebben a kétrészes cikksorozatban, elsősorban az autóipar egyre fokozódó követelményeinek szem előtt tartásával. E cikk első részében áttekintettük az autóiparral és az autóipari acélanyagokkal kapcsolatos növekvő követelményeket mind a fogyasztói elvárások, mind pedig a jogi előírások szempontjából. Megállapítottuk, hogy a növekvő követelmények minél sokoldalúbb kielégítése hatalmas fejlődést eredményezett az elmúlt 40-50 évben mind az autógyártás, mind pedig az alapanyagok előállítása és fejlesztése terén. Az első rész az autóiparral szemben támasztott főbb követelményeket összegezve bemutatta az anyagfejlesztések fő hajtóerőit, valamint a hagyományos nagyszilárdságú acélokat és az ún. első generációs korszerű nagyszilárdságú acélokat (1. GEN AHSS). A cikk második részében a második és a harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok (2. és 3. GEN AHSS) főbb típusait és gyártási eljárásaikat elemezzük, bemutatva a napjainkban is folyó acélfejlesztéseket a második és harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok néhány eredményén keresztül.

1. Bevezetés

Általánosan ismert, hogy az egyre fokozódó globális verseny miatt az autóiparban a gyártási költségek csökkentése elsőrendű célkitűzés. A gyártási költségek csökkentése több okból is szorosan kapcsolódik a járművek tömegének csökkentéséhez. Ez számos tényezővel magyarázható, amelyek közül itt csak néhányat kiemelve: a szigorú károsanyag-kibocsátási előírások, valamint az egyre fokozódó környezetvédelmi korlátozások, a minél gazdaságosabban üzemeltethető autókra vonatkozó fogyasztói igények teljesítésében a járművek tömegcsökkentése meghatározó szerepet játszik. Egy autó teljes tömegét illetően az autó karosszériája döntő szerepet játszik. A karosszériaelemek – az ún. Body-in-White – gyártásában a lemezalakítás az egyik legfontosabb gyártási eljárás. Ez is indokolja, hogy a lemezalakításban is az új, innovatív, kis költségű gyártási folyamatok kidolgozása az egyik fő célkitűzés. A könnyű, kis tömegű gépjárműalkatrészek gyártásának két fő iránya a nagyszilárdságú acélok, illetve a könnyűfémek – hangsúlyozottan a különféle nagyszilárdságú alumíniumötvözetek – alkalmazása [1].

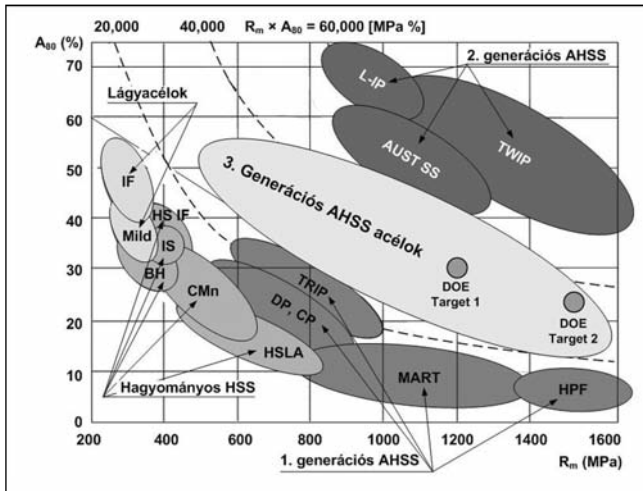
A cikk első részében részletesen foglalkoztunk a nagyszilárdságú acél alapanyagok fejlesztésével és e fejlesztések eredményeivel. Ezt a hosszú, több évtizedes fejlesztési tevékenységet leginkább a korszerű nagyszilárdságú acélok fejlesztési eredményeivel jellemezhetjük, amely a nemzetközi szakirodalomban az AHSS – Advanced High Strength Steels fogalommal jelenik meg. Az ezen a területen végzett fejlesztések három nagy területre tagolhatók,

nevezetesen első, második és harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok. Az első részben az ún. hagyományos nagyszilárdságú acélokkal és a korszerű nagyszilárdságú acélok első generációs fejlesztési eredményeivel foglalkoztunk. Ebben a cikkben a második és a harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok (2. és 3. GEN AHSS) főbb típusait és gyártási eljárásaikat elemezzük, bemutatva a napjainkban is folyó acélfejlesztéseket a második és harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok néhány eredményén keresztül.

A korszerű nagyszilárdságú acélok fejlesztésének három generációját a nemzetközi szakirodalomban általánosan elfogadott osztályozás a szilárdsági és alakíthatósági paraméterek – mint a szakítószilárdság (R_m) és a teljes nyúlás (A_{80}) – szorzataként csoportosítja. Ezt az osztályozást szemlélteti az 1. ábra, amelyen jól látható, hogy a szakítószilárdság és a teljes nyúlás szorzata ($R_m \times A_{80}$) hiperbolikus függvényt követ. A bejelölt C-állandó ($C = R_m \times A_{80}$) további jó lehetőséget kínál a korszerű acélok fejlesztési generációk szerinti osztályozására.

Az 1. ábra tartalmazza a hagyományos lágyacélokat (IF és Mild jelöléssel), a hagyományos nagyszilárdságú acélokat (HS IF, IS, BH, CMn és HSLA acélok), valamint az 1. generációs korszerű nagyszilárdságú acélokat (DP, TRIP, MART, HPF); ez utóbbiakat elemeztük részletesen a cikk első részében.

Az ábra ugyancsak tartalmazza a 2. és 3. generációs korszerű nagyszilárdságú acélokat (2. és 3. generációs AHSS jelöléssel). Ebben a cikkben e két csoport anyagait, fejlesztésük indítékait és jellemzőiket elemezzük részletesen.



■ 1. ábra. A szakítószilárdság (R_m) és a fajlagos nyúlás (A_{80}) kapcsolata az acélfejlesztések generációk szerinti osztályozásában

2. Második generációs korszerű nagyszilárdságú acélok – 2G AHSS

A kétrészes cikk első részében elemzett 1. generációs korszerű nagyszilárdságú acélokról – a különféle DP-acélok, a komplex fázisú (CP) acélok, a TRIP-acélok bizonyos típusai és a martenzites acélok (MART) – az autóipar által megfogalmazott követelményeket elemezve megállapítható, hogy a szilárdsági elvárásokat kellően nagy szilárdsággal teljesítették, azonban az alakíthatóságot illetően elmaradtak az elvárásoktól, korlátozott alakíthatósággal rendelkeznek. Ezen acélok esetében a korábbiakban a szakítószilárdság (R_m) és a fajlagos teljes nyúlás (A_{80}) szorzataként definiált C állandó értéke 10 000 és 25 000 között található (1. ábra), ugyanakkor érdemes megemlíteni, hogy ezeknél a korszerű nagyszilárdságú acéloknál a szilárdsági paraméterek növekedése sokkal jelentősebb, mint az alakíthatósági paraméterek csökkenése. Ez is az oka annak, hogy ezt az anyagcsoportot már napjainkban széles körben alkalmazzák a karosszériagyártásban.

A korszerű nagyszilárdságú acélok továbbfejlesztésének kézenfekvő irányaként következett az alakíthatóság számottevő javítása. Az alakíthatóság növelésével több, a $C = 40\,000 - 60\,000$ (MPa \times %) tartományba eső acélminőség kifejlesztése volt a következő lépés: ez az acélcsoport tekinthető a korszerű nagyszilárdságú acélok második

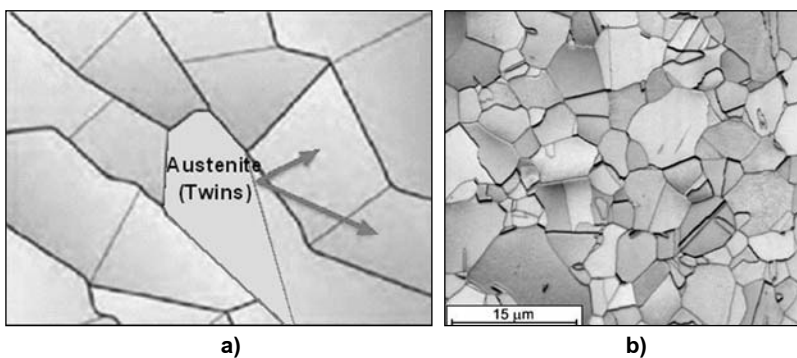
generációjának. Ez a csoport magában foglalja a nagy Mn-tartalmú, alakítási ikerképződéssel jellemezhető (TWIP) acélokat, a tömegcsökkentés indukálta képlékenység megnevezéssel ismertté vált acélokat (Lightweight Induced Plasticity, L-IP) és néhány ugyancsak jelentős mangántartalmú austenites, rozsdamentes acélt (AUST SS). Ezek az acélminőségek a szilárdság és az alakíthatóság kiváló kombinációját biztosítják. A következő pontokban ezekkel az acélfejlesztésekkel foglalkozunk.

2.1. Az ikerképződéssel indukált képlékenységen alapuló (TWIP) acélok

A korszerű nagyszilárdságú AHSS acélok második generációjának legjellegzetesebb képviselői a TWIP-acélok [2]. Ezen acélok kivételesen jó alakíthatósága azon a különleges mechanizmuson alapszik, amelynek révén a TWIP-mechanizmus hasznosításával kiemelkedő egyensúlyt lehet elérni a szilárdsági és alakváltozási, alakíthatósági jellemzők között. Az acélcsoport megnevezése is ebből a jellegzetes alakváltozási módból, azaz az ikerképződésből származik (Twinning Induced Plasticity). Az ikerképződés a keményedési kitevő, az n -érték jelentős növekedését eredményezi, az ikerképződési mechanizmus kapcsán egyre finomabb mikroszerkezet révén [3]. Az ikerhatárok szemcsehatáráként viselkedve is növelik az acél szilárdságát. Jellegzetes TWIP-acél mikroszerkezetek láthatók a 2. ábrán.

A TWIP-acélok jellemzően nagy mangán- vagy nikkeltartalommal rendelkeznek, aminek következtében az acél szobahőmérsékleten is teljesen austenites. A TWIP-acélok jellemző összetétele a nagymennyiségű mangán- vagy nikkeltartalom ($Mn/Ni \approx 15-35\%$) mellett szilíciumot ($Si \approx 1-3\%$) és alumíniumot ($Al \approx 1-3\%$) tartalmaz [4]. Ezek az acélok kiemelkedő szilárdság-alakíthatóság kombinációval rendelkeznek (például az $R_m > 1000$ MPa feletti szakítószilárdság esetén is akár 50-60%-ot is meghaladó teljes nyúlás érhető el), azaz a TWIP-acélok a rendkívül nagy szilárdság mellett ugyancsak rendkívül nagy alakíthatóságot mutatnak [5]. A keményedési kitevő kb. 30%-os mérnöki nyúlás mellett az $n = 0,4$ értéket is eléri, majd állandó marad, amíg az egyenletes vagy a teljes nyúlás eléri az 50%-ot, sőt e fölötti értéket is elérhet, miközben a szakítószilárdság az $R_m = 1000-1500$ MPa értéknél is nagyobb lehet [6].

A TWIP-acéloknál az alakváltozási keményedés stabilitása szorosan összefügg a rétegződési hiba energiájával (Stacking Fault Energy – SFE). Ez a paraméter határozza meg alapvetően a TWIP-acélok alakváltozási viselkedését. Az ötvözőelemek általában csökkentik a rétegződési hiba energiáját, ami fokozott ikerképződéshez vezet az alakváltozás során, és ezáltal tovább javítja az alakíthatóságot. Irodalmi adatokból ismert, hogy az $SFE < 20$ mJ/m² érték az austenit martenzites átalakulását idézi elő, és így TRIP-hatást eredményez. A tiszta ikerképződéshez az SFE-értéknek 20 mJ/m² értéknél nagyobbaknak kell lennie. Az SFE növeléséhez alumí-



■ 2. ábra. TWIP-acélok sematikus mikroszerkezete (a), és optikai mikroszkópi képe (b)

niumot adnak az acélhoz, a TRIP-hatás késleltetéséhez és a tiszta ikerképződéshez. Az Al hozzáadása egyúttal közvetlenül is hozzájárul az acél tömegének csökkentéséhez.

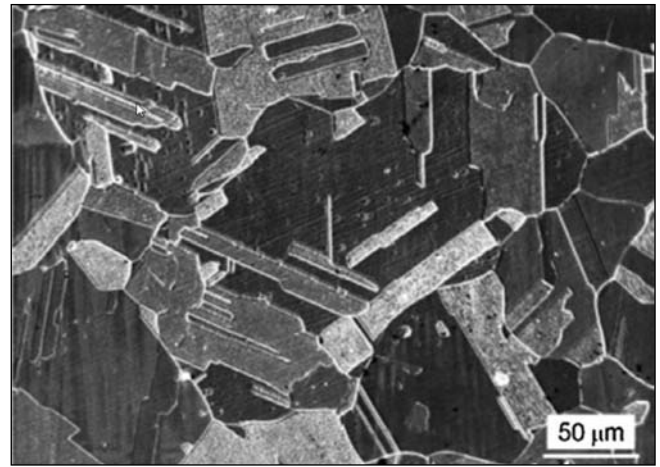
A TWIP-acélok kiemelkedő mechanikai jellemzőkkel rendelkeznek, ám ez az anyagcsoport – az eredeti fejlesztési stádiumban – kiváló tulajdonságaik ellenére sem vezetett számottevő ipari alkalmazásokhoz elsősorban a gyártási eljárásból következő kis termelékenység és a kis költséghatékonyság miatt. A TWIP-acélt elsősorban a felső kritikus hőmérsékleten végzett, hosszú ideig tartó homogenizálással és szobahőmérsékletre való gyors hűtéssel állítják elő [7]. A TWIP-acélok gyártási eljárásának lehetséges módja a homogenizálás után a felső kritikus hőmérséklet fölötti alakítás, majd ezt követő gyors, szobahőmérsékletre hűtés. A nagy hőmérsékleten végzett alakítás elősegíti a finom szemcseméret kialakulását és az ikerkristályok nagy térfogatarányának elérését. Minél finomabb a szemcseszerkezet, annál erőteljesebb az ikerképződés, ami javítja a képlékenységi és szilárdsági jellemzőket.

Az ikerkristályok képződésének két típusát figyelték meg TWIP-acélokban: (a) hőkezelés által indukált ikerképződést és (b) az alakváltozás által előidézett alakítási ikerképződést. A durva szemcsés TWIP-acélok folyási határ értékét az $R_{p0.2} < 400$ MPa-nál is kisebbnek találták. Ez korlátozza a TWIP-acélok autópári felhasználását, különösen az ún. aktív ütközési zónában lévő alkatrészek esetén. Számos közlemény számolt be az irodalomban a TWIP-acélok folyási határának növelését célzó kutatásokról. Ezek a kutatások magukban foglalják a szemcseméret csökkentését azáltal, hogy ötvözőként V, Ti, Nb elemeket alkalmaztak a karbidkiválás megakadályozására; hideghengerlés és az ezt követő izzítással elért részleges átkristályosítás egyike e próbálkozásoknak [8].

A TWIP-acélokkal sikeres próbagyártásokat végeztek a kilencvenes évek elején a dél-koreai POSCO acélműben, ám e próbálkozások akkor még nem vezettek széleskörű ipari alkalmazáshoz, a kiváló tulajdonságok hasznosításához szükséges feltételek hiánya, a jelentős gyártási költségek és a termelékenység alacsony szintje miatt [9]. Kísérleti alkalmazások folytak európai acélgyártóknál is. Ezek a kísérletek is bebizonyították a TWIP-acélok kiváló mechanikai tulajdonságait, ám kereskedelmi nem bizonyultak sikeresnek, mindenképp a kis gyártási termelékenység, a magas gyártási költségek és az ún. késleltetett törés jelensége miatt [10]. Ezeknek az acéloknak az autóalkatrész-gyártásban történő alkalmazásához új megközelítéseket kell kidolgozni e nehézségek csökkentésére.

2.2. Austenites rozsdamentes acélok – AUST SS

A második generációs korszerű nagyszilárdságú acélok egy külön csoportját alkotják az austenites rozsdálló acélok, amelyeknél az AUST SS jelölést alkalmazzák. Ezek az acélok a kivételes korrózióállóság mellett kiváló mechanikai tulajdonságokkal is rendelkeznek. Ennek az acélcsoportnak a jellegzetessége, hogy a szövetszerkezetük felületen középpontos köbös kristályrendszerű, amely kiváló



■ 3. ábra. AUST SS 304 acél szkennung elektronmikroszkópos felvétele

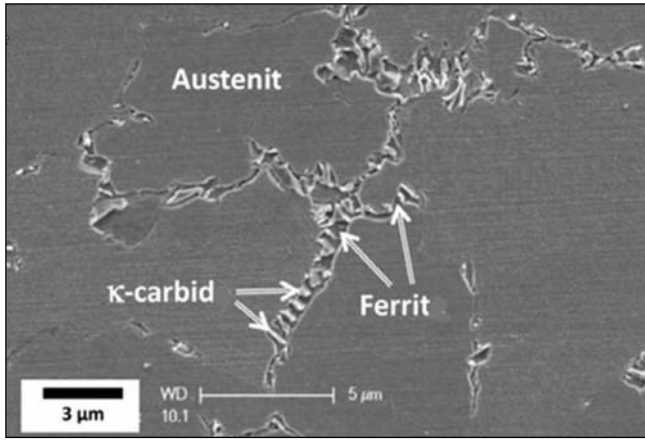
képlékenységet és szívósságot biztosít. Az alkalmazott ötvözőelemek fontos szerepet játszanak a kiváló korrózióállóság mellett az austenit stabilizálásában. A legfontosabb ötvöző a króm ($Cr = 16-26\%$), továbbá a nikkel, molibdén, titán, nióbbium is fontos ötvözőelemek. A mangán és a karbon bizonyos értelemben nikkel ekvivalensként is számításba jön, amelyek az austenit stabilitását is fokozzák [11]. Az AUST SS acélok mikroszerkezeti jellemzői a kémiai összetétellel, a gyártási és a hőkezelési eljárással jelentősen módosíthatók. A 3. ábra az egyik legjellegzetesebb AUST SS acél szkennung elektronmikroszkópos felvételét mutatja.

Az AUST SS acélok gyártásakor meleg- és hideghengerlési eljárást egyaránt alkalmaznak vékonylemezek előállítására [12]. Az AUST SS acélok mechanikai tulajdonságai gondos hőkezelési eljárással tovább javíthatók. Ezt a második generációs acéltípust széles körben alkalmazzák szerkezeti elemek anyagaként a mechanikai tulajdonságaik és korrózióállóságuk kivételes kombinációjának köszönhetően.

2.3. Tömegcsökkentés indukálta képlékenység – Lightweight Induced Plasticity L-IP steels

A tömegcsökkentés mint fő célkitűzés a korszerű nagyszilárdságú acélok valamennyi típusánál fontos szerepet játszik. A második generációs korszerű nagyszilárdságú acélok (2G AHSS) fejlesztésekor ez a megnevezés mint önálló fogalom jelent meg bizonyos acélok esetén, elsősorban az Fe-Mn-Al-C ötvözet típusnál alkalmazzák önálló anyagcsoport megnevezéseként. Ebbe a csoportba – mikroszerkezetük alapján – három fő típus tartozik: az austenit-alapú, a ferritbázisú és az austenit-ferrit mikroszerkezetű duplex acélok [13]. Az L-IP-acélok mikroszerkezetüket tekintve alapvetően különböznek a TWIP-acéloktól, mivel a TWIP-acélok jellemzően homogén, egyfázisú mikroszerkezetűek.

Az ötvözőelemeket tekintve, a Mn és a C austenitképző, az Al pedig ferritstabilizáló, továbbá fokozza a C metastabilis oldódását a diffúzió képesség csökkentése révén. Az L-IP-acélok megfelelő vegyi összetétel esetén triplex mikroszerkezetet eredményeznek, amely austenitet, ferri-



■ 4. ábra. L-IP 2G AHSS-acél jellegzetes triplex (austenit, ferrit és κ -karbidok) mikroszerkezete szkennning elektronmikroszkópos felvételen

tet és κ -karbidokat – $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}$ – tartalmaz [14]. A 4. ábra L-IP-acél tipikus triplex szerkezetéről készült szkennning elektronmikroszkópos felvételt mutat.

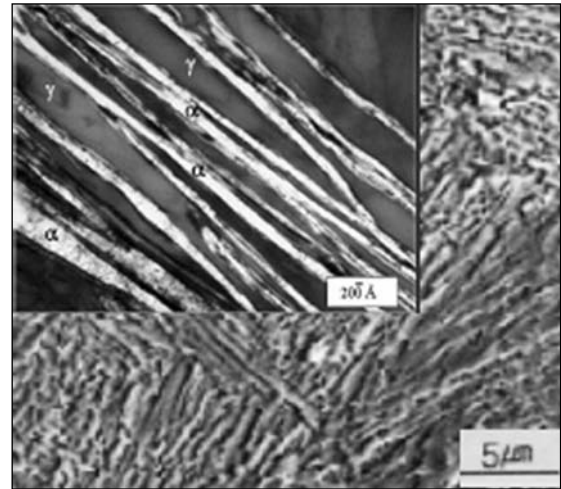
2.4. Extra nagyszilárdságú acélok – X-AHSS-acélok

Az extra nagyszilárdságú (X-AHSS) acélok a TRIP-acélok továbbfejlesztett változatai, amelyek elsőként a távol-keleti autóiipari nagyhatalmak (Japán és Dél-Korea) autóiiparában jelentek meg. Ebben a kategóriában a $C = R_m \times A_{80}$ állandót a ma már úgymond hagyományos TRIP-acélokhoz képest sikerült közel 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 autóiipari lemezalkatrészekhez, ahol a nagy szilárdság mellett jelentős peremnyújtási vagy lyuktágítási képességgel is kell az alapanyag rendelkezni. Ez olyan alakításoknál lép fel, amikor a peremezt vagy a lyuktágítást lényegében az alapanyag nyújtásával valósítják meg. A két eljárásnál a nyújtó-peremeztés (Stretch Flanging-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 bainit, mint második fázis szilárdságnövelő hatásával éri el. Az FB-TRIP-acélok elsődleges előnye a HSLA, a DP és a hagyományos TRIP-acélokhoz képest az ugyanakkora, vagy még nagyobb szilárdság mellett, lényegesen kedvezőbb nyújthatóság, kiugróan jó keményedési kitevő (n) és a nagyobb teljes nyúlás.

Az SB-TRIP-acélok (szokásos megnevezésük Szuper-Bainites TRIP acélok) szövetszerkezete – nevükkel összhangban – jellemzően nanoméretű, lemezes típusú, karbidmentes bainitmátrixban kis mennyiségben maradó austenit, amint az 5. ábrán is látható. A teljes ábrán a lényegében bainites mátrix figyelhető meg, míg az ábra bal felső sarkában kinagyított részleten a nanoméretű bainitlemezek között a maradó austenit is felismerhető.



■ 5. ábra. Az SB-TRIP-acél tipikus mikroszerkezete

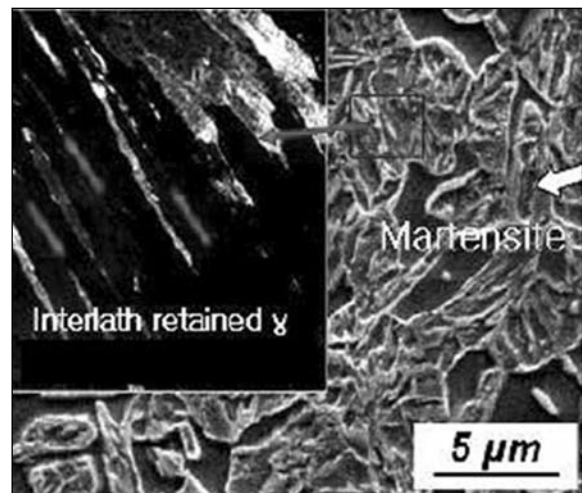
Az SB-TRIP-acélok jellemző mechanikai tulajdonságai: nagy folyási határ ($R_{p0,2} = 900$ MPa), extra nagy szakítószilárdság ($R_m = 1600$ MPa), és ezekhez a szilárdsági értékekhez kimagaslóan jó fajlagos nyúlás ($A_{80} = 27-30\%$) tartozik.

Egy további, második 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 nanoméretű lemezek között maradó austenitet tartalmaz, amint az a 6. ábrán látható.

3. Harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok – 3G AHSS

A korszerű nagyszilárdságú acélok (AHSS) következő fejlesztési szakasza vezetett az ún. 3. generációs nagyszilárdságú acélok (3G AHSS) kifejlesztéséhez, amely még napjainkban is a fejlesztés és az első ipari megvalósítások szakaszában van, azonban az acélgártók már számos figyelemre méltó eredményt értek el ezen a területen is. Az



■ 6. ábra. M-TRIP-acél tipikus mikroszerkezete

alapvető gondolat e fejlesztések mögött az 1. és 2. generációs nagyszilárdságú acélok közötti tartományba eső tulajdonságok biztosítása, amelyeket a szakítószilárdság – alakíthatóság kapcsolatát mutató 1. ábra alapján értelmezhetünk. E csoport kidolgozásánál – a már említett alapgondolat mellett – kiemelt fontosságú, hogy a tervezett kiváló mechanikai tulajdonságokat kevesebb ötvözővel, és így olcsóbban valósítsák meg, különösen a 2. generációs acélokhoz viszonyítva [15]. Ezen acélok mikroszerkezete nagyszilárdságú fázisokból (például nano/ultra finomszemcsés ferritből, martenzitből vagy bainitből) áll, és egy további fázissal (például austenit) kombinálva, fokozott alakíthatóságot és nagyobb alakváltozási keményedést biztosítanak. Ezzel a fejlesztési koncepcióval a GPa tartományba eső nagyszilárdságú acélok állíthatók elő, egyidejűleg figyelemre méltó alakíthatósággal [16].

Ugyanakkor az is nyilvánvaló, hogy gazdaságos előállítási technológiák kidolgozásához szisztematikus tervezési módszerre van szükség a mikroszerkezeti alkotóelemek olyan lehetséges kombinációinak meghatározásához, amelyek a kívánt mechanikai tulajdonságokhoz vezethetnek. A szisztematikus tervezési módszertan alkalmazásának egyik lehetősége egy egyszerűsített kompozit modell alkalmazása [17], figyelembe véve a többfázisú (ferrit, austenit, bainit és martenzit) anyagok különféle kombinációit. A hipotetikus mikroszerkezetben a fázisarányok változtatásával kiszámíthatók a várható mechanikai tulajdonságok.

A szisztematikus tervezési módszertan alkalmazásának egy másik lehetősége az integrált számítógéppel segített anyagmérnöki módszerek (Integrated Computational Materials Engineering – ICME) alkalmazása. Ez a módszer integrált keretet biztosít a multidiszciplináris mérnöki tervezés, elemzés és teljesítmény követelmények által vezérelt számítástechnikai, többlépcsős anyagfejlesztés lehetőségeinek hasznosítására [18]. Ezt a koncepciót az Egyesült Államok Nemzeti Kutatási Tanácsa kezdeményezte és támogatja [19]. Ez az ICME modell felhasználható az anyagválasztás és a tervezés optimalizálásához és alternatív megoldásként közvetlenül felhasználható új anyagok fejlesztésének optimalizálására is, a kémiai összetétel és a mikroszerkezeti jellemzők olyan módosítására, amelyek az adott alkalmazáshoz legjobban megfelelő makroszkopikus tulajdonságokat eredményezik a „reverse engineering” módszereinek alkalmazásával. Az autópárhazban az ICME megközelítésben rejlő lehetőségeket a járművek tömegcsökkentésében az Egyesült Államok Energiaügyi Minisztériuma (Department of Energy – DOE) is felismerte, amely az „Integrált számítástechnikai anyagmérnöki megközelítés a harmadik generációs, nagyteljesítményű acélok fejlesztésére” című projektet is finanszírozta (Development of Lightweight Third Generation Advanced High Strength Steel – 3GAHSS) [20]. Az ICME megközelítést kétféle módon hasznosították a projektben. Először az ICME alapelveit alkalmazták az anyagmodellező módszerek kidolgozásakor, az anyagmodellek különböző léptékű kombinálásával. Különösen a kombinált kristályplaszticitás (Combined Constraints Crystal Plasticity – CCCP) modellt alkalmazták a mikrotartományra konstitutív modelleként [21]. Ebben a projektben az Egyesült Államok Energiaügyi Minisztériuma két célt tűzött ki: az egyik az

$R_m = 1200$ MPa szilárdság megvalósítása $A_{80} = 30\%$ teljes nyúlással (ami azt jelenti, hogy a korábbiakban bevezetett állandó, $C = 1200 \times 30 = 36\,000$ MPa%), a másik pedig $R_m = 1500$ MPa, $A_{80} = 25\%$ teljes nyúlással; ez a $C = 1500 \times 25 = 37\,500$ MPa% értéket eredményezi [22]. Ez a két fejlesztési cél látható az 1. ábrán a DOE Target 1 és a DOE Target 2 jelölésekkel.

Hasonló projekteket kezdeményeztek más acélipari vállalatok és kutatóintézetek világszerte. Többek között az ArcelorMittal is bejelentette a harmadik generációs acélok szisztematikus fejlesztését célzó projektjét [23]. Ezen acélok mikroszerkezete nagyszilárdságú fázisokból (például nano/ultra finomszemcsés ferritből, martenzitből vagy bainitből) áll, és egy további fázissal, olyan alkotóelemmel van kombinálva, amely jelentős alakváltozási és keményedési képességet biztosít (például az austenit). A következő pontokban a 3G AHSS fejlesztések néhány eredményét elemezzük.

3.1. Közepes Mn-tartalmú acélok

A 2. generációs AHSS kifejlesztése során az acélgártók jelentős tapasztalatot szereztek a nagy mangántartalmú ($Mn = 15\text{--}30\%$) austenites acélminőségek fejlesztése terén. Kiemelkedő mechanikai tulajdonságokat eredményezett (nagy szilárdság, kitűnő nyúlással, ami vonzóvá tette az autópárhaz számára). A kifejlesztett nagyszilárdságú és jelentős képlékenységgű acélok kidolgozása az egyfázisú austenit koncepción alapult. Az alakváltozási mechanizmusuk vagy a fázisátalakulás (TRIP), vagy az ikerképződés által indukált képlékenységi (TWIP) hatást hasznosították. A TWIP és a TRIP mechanizmusok meghatározott arányainak kombinálása lehetővé teszi a szilárdság és az alakíthatóság kívánt szintjének pontos beállítását [24].

Az új 3G AHSS fejlesztések az ötvözési koncepciótól (különösen az Al-tartalomtól) függően egy további deformációs mechanizmust is hasznosítanak. A mikrosáv által indukált képlékenységi mechanizmus (Micro-Band Induced Plasticity – MBIP) az alakváltozást a kiválások környékére lokalizálja, ezáltal késleltetve a mechanikai instabilitás kialakulását és segíti a homogén alakváltozást. A kiváló mechanikai tulajdonságok mellett ezek az acélok a kis karbontartalmú acélokhoz képest jelentős gyártási kihívást is jelentenek, egyebek mellett az austenites mikroszerkezet előállításához szükséges nagy ötvözőtartalom miatti költséges gyártás következtében.

Azonban feltétlenül meg kell említeni, hogy e nagy mangántartalmú acélok kifejlesztése során nyert tapasztalatok jelentős mértékben hozzájárultak a 3. generációs AHSS osztályba tartozó közepes mangántartalmú acélok kifejlesztéséhez. Alapvetően ezen acélminőségek mikroszerkezete nagyszilárdságú fázisból (például nano/ultraszemcsés ferritből, martenzitből, vagy bainitből) áll, egy további fázissal (például austenittel) kombinálva, amely jelentős képlékenységet és alakváltozási keményedést biztosít. Egy másik koncepció a karbidmentes bainit (Carbide Free Bainite – CFB), vagy egy speciális, ultra finomlemez baint (Ultrafine Lamellar Bainite – ULB) alkalmazása. Ezzel az ötvözési koncepcióval és a hűtési körülmények megfelelő megválasztásával elkerülhető a karbidképző-

dés, és így finomlemez bainitszerkezet állítható elő, austenit filmrétegekkel a bainitlemezek között. Ez a koncepció igen nagyszilárdságú (az 1 GPa-t meghaladó szilárdságú) acélokat eredményez, figyelemreméltó alakíthatósággal.

3.2. Gyors hűtéssel és particionálással gyártott (Q&P) acélok

A gyors hűtés és particionálás néven ismert (Quenching and Partitioning – Q&P) acélok a harmadik generációs AHSS acélok legújabb fejlesztéseinek eredményei. A Q&P-acélok kidolgozása részben a duplex rozsdamentes acélok, továbbá az edzés és a particionálás folyamatának ismeretein [25], valamint a közepes mangántartalmú acélok tulajdonságain alapul [26]. A Q&P acélminőség karbon-, mangán-, szilícium-, nikkel- és molibdénötvözőket tartalmaz. A szilárdsági elvárásoktól függően az ötvözőelemek a 4%-ot is elérhetik, ami sokkal kisebb, mint a második generációs AHSS-acéloknál. A Q&P-acél hőkezelése közben a gyors hűtést megszakítják, és az acélt újra felhevítik a particionáláshoz. Ez 5–12% stabil maradó austenitet, 20–40% ferritet és 50–80% martenzitet eredményez.

A Baosteel az elsők között volt, amely Q&P-acélokat hozott forgalomba, kezdetben 980 MPa, később 1180 MPa szilárdsággal [27]. A Baosteel kísérletekkel is bebizonyította, hogy a B-oszlop megerősítés hidegen alakítható a Q&P 1180 acélminőség felhasználásával. Az Auto Steel Partnership (A/SP) a General Motors B-oszlop szerszámával is vizsgálta a Q&P 980 acél alakíthatóságát, igazolva, hogy az acél jobban alakítható és a DP 980 kettős fázisú acélnál kevésbé hajlamos a szélek berepedésére. Kínában számos járműgyártó cég alkalmaz Q&P-acélokat A- és B-oszlop megerősítéseknél.

A kutatások eredményeként 2100 MPa szakítószilárdságú acélokat fejlesztettek ki, 9%-os egyenletes nyúlással és körülbelül 13% teljes nyúlással. Ennek az acélnek az alakváltozási viselkedése összevethető a DP 980 acéléval, amely hidegen alakíthatónak tekinthető [28].

3.2.1. A Q&P-acélok gyártási eljárása és metallurgiai háttere

A Q&P-acélok a C-Si-Mn, C-Si-Mn-Al, vagy más hasonló összetételek sorozatát képezik, amelyeket a gyors hűtés és particionálás (Q&P) hőkezelési eljárással állítanak elő. A Q&P-acélok mikroszerkezete ferrit (részleges austenitesítés esetén), martenzit és maradó austenit, amely kitűnő szilárdsági és alakváltozási jellemzőket mutat: ezek a tulajdonságok teszik lehetővé a felhasználásukat az új generációs AHSS-acélok gépjárművekben való alkalmazására. A Q&P-acélok alkalmasak viszonylag bonyolult alakú gépjárműelemek hidegalakítással való előállítására, mindezt az üzemanyag-takarékosság és az utasbiztonság növelése mellett.

A duplex rozsdamentes acéloknál szerzett ismeretek alapján, a Q&P-acéloknál is pontosan szabályozható a szobahőmérsékleten jelenlévő maradó austenit mennyisége, amelynek stabilitása karbon, mangán, nikkel ötvözőelemekkel fokozható. Ez azonban közvetlenül befolyásolja az acél előállítási költségét, és kedvezőtlen lehet a hegeszthetőség szempontjából. E problémák csökkentésére

fejlesztettek ki egy új, harmadik generációs AHSS anyagcsoportot, a gyors hűtés és particionálás (Q&P-acélok), illetve a közepes mangántartalmú acélok tulajdonságai alapján. Ebben az esetben az acél névleges összetétele nem megfelelő a maradó austenit szobahőmérsékletig való megtartására, azonban az izzítási, hűtési és hőkezelési folyamatok optimalizálásával, az austenit összetételének módosításával az acél M_s hőmérsékletét csökkentik. A közepes mangántartalmú acéloknál nagyobb mangánmennyiség (általában 5-8 tömegszázalék) kissé egyszerűsíti a hőkezelést. Az interkritikus izzítás lehetővé teszi az austenit képződését, valamint a karbon- és a mangántartalmának növelését; ezután az acélt szobahőmérsékletre hűtik. Mindkét esetben a mechanikai viselkedés kihasználja a komplex többfázisú, finomszemcsés mikroszerkezetet és a TRIP-hatást, amelyet a maradó austenit alakváltozás hatására bekövetkező folyamatos átalakulása eredményez. A szakítószilárdság szokásos értéke ezeknél a Q&P-acéloknál $R_m > 1200$ MPa, miközben az egyenletes nyúlása is meghaladja a 12%-ot.

3.2.2. A Q&P-acélok mikroszerkezeti tulajdonságai és alakíthatósága

A vékony lemezekre kidolgozott Q&P-eljárás ötlete – amelyet elsőként *J. Speer* publikált 2003-ban – az alapja az M_s alatti hőmérsékletre való lehűtés, amelyen az austenit nem alakul át teljesen. A Q&P-acélok ötvözési koncepciójának köszönhetően – a C = 0,15-0,4, a Mn = 1,5-2,5, és az Al + Si körülbelül 1,5 tömeg% között van – ez a hőmérséklet általában a 200–350 °C tartományban van. Ezért a mikroszerkezet martenzit és austenit keveréke. Az acélt ezután felhevítik, és az öregítést 300–500 °C hőmérsékleten hajtják végre: ezt nevezik a „particionálási/szétválasztási lépésnek”. E kezelés – a particionálás – során a karbon kidiffundál a túlteltett martenzitből, ezáltal növelve az austenit karbon tartalmát, fokozva annak stabilitását szobahőmérsékleten, majd alakváltozás során egy további TRIP-hatást eredményezve. Ezen túlmenően megtörténik a martenzit megeresztése is, amely számottevően javítja a károsodásokkal szembeni ellenállási tulajdonságait, megtartva jelentős szilárdságát.

Ez az egyszerűsített séma nem tárja fel teljes egészében a mikroszerkezetben lejátszódó átalakulások komplex fejlődését a particionálás során: ennek kutatása napjainkban is az alapvető fémtani vizsgálatok középpontjában áll. A Q&P evolúciójának részletes mechanizmusai továbbra is vita tárgyát képezik. Például a bainit képződése sem zárható ki teljesen a particionálás során, és ez megmagyarázhatja a maradó austenitben mért karbon tartalom-növekedést, mivel a particionálási hőmérsékletek megegyeznek a bainitképződés hőmérsékleteivel.

Még ha a részletes mechanizmusokat nem is tárták még fel teljesen, egyértelműen kimutatták az ilyen Q&P-kezelés előnyeit a mechanikai tulajdonságok javítása szempontjából. A szilárdsági tartomány, amelyet ezen új koncepcióval el lehet érni, 1000 és 1500 MPa között van, a teljes nyúlás 20%-os értéke mellett. Ezenkívül, mivel a mátrix egyfajta edzett, megeresztett martenzit, a károsodásállóság is javul az azonos szilárdságú DP-, illetve

TRIP-acélokhoz képest. Ezen új acélok egyik legfontosabb jellemzője a martenzitet, bainitet, maradó austenitet tartalmazó mikroszerkezet rendkívüli finomsága; a jellemző szemcseméret lényegesen kisebb, mint 1 µm. Ez is hozzájárul az austenit szilárdságának és mechanikai stabilitásának növeléséhez is.

Az előzőekben elemzett acéltípus kifejlesztése a hőkezelő üzemek jelentős módosítását igényli, hiszen a hagyományos hőkezelő berendezéseknél a gyors hűtés és újrahevítés a fenti követelmények szerinti megvalósítása nem volt lehetséges a legutóbbi időkig. Az autóipar kifejezett igénye az új harmadik generációs acélok kifejlesztésére készítette az acélgyártókat a hőkezelő lehetőségeik jelentős korszerűsítésére, a Q&P típusú acéltermékek gyárthatóságának biztosítása érdekében.

3.3. A TRIP-hatást hasznosító bainit-ferrit (TBF) acélok

A TRIP-hatást hasznosító, gyengén ötvözött bainit-ferrites (TBF) acélokat a meglévő hőkezelő létesítményekben is előállíthatják. Ennek a 3. generációs korszerű nagyszilárdságú AHSS-acélnak a kulcseleme a stabil maradó austenit. A TBF-acélok mikroszerkezete bainit-ferrit mátrixból áll, maradó austenit részecskével. Előállításuk a teljesen austenites mikroszerkezetből gyors hűtést követően, a bainit-tartományban végzett izotermikus hőntartással történik. A TBF-acélok tipikus kémiai összetétele C, Si és Mn fő ötvözőelemeket tartalmaz. További szokásos ötvözők az Al, Nb és Cr különböző összetétel kombinációkban [29]. A Si gátolja a karbidképződését a bainites fázisátalakulás során, ami növeli a maradó austenit C-tartalmát, és ezáltal lehetővé teszi a maradó austenit karbonnal való stabilizálását. Az ilyen típusú acélokban általában nagy (1,5 tömeg%) Si ötvözőt alkalmaznak. Következésképpen, megakadályozzák a maradó austenit martenzites átalakulását alakításkor és/vagy a végső hűtés során a termikus folyamatok során. Noha a Si kiemelkedő jelentőséggel bír a karbid kiválásának megakadályozásában a hidegen hengerelt anyag lágyítása közben, ugyanakkor problémákat okozhat a folyamatos lágyítással végzett feldolgozás során. A szilíciummal ötvözött acélok szelektív oxidációt mutatnak az acél felületén, ami megnyilvánulhat például a rosszabb galvanizálhatóságban. Ezért megfontolható a karbid kiválasztás illetően hasonló hatással bíró, más ötvözőelemek alkalmazása.

3.4. Nano-acélok

A harmadik generációs, korszerű nagyszilárdságú AHSS-acélok egy további csoportja, az ún. Nano-acél® (NanoSteel®) még fejlesztés alatt áll, és kereskedelmi forgalomban még nem elérhető. A NanoSteel Co.-t 2002-ben alapították az Idaho Nemzeti Laboratóriumban végzett hatéves kutatás után. 2012-ben a cég megkezdte ezeknek a harmadik generációs, korszerű nagyszilárdságú AHSS-acéloknak a kísérleti gyártását. Ennek a típusnak a jellegzetessége a speciális kémiai összetétellel és hőkezeléssel létrehozott nanokristályos szerkezet. Öntés után az acél elsősorban austenites szövetszerkezetű, némi boriddal. Hőkezelés után az austenitet nanométeres méretűre fino-

mítják. Képlékeny alakváltozás során a feszültségindukált nanoméretű fázisképződés növeli az alakváltozási keménységét.

A német Engineering + Design AG (EDAG) cég nemrégiben publikált egy tervezési tanulmányt, amelyben a 2011-es Honda Accord® autóban használt hagyományos acélt NanoSteel termékekkel váltották ki. Az eredményeket összehasonlították egy korábbi, az amerikai National Highway Traffic Safety Administration (NHTSA) által finanszírozott, hagyományos nagyszilárdságú AHSS-acélt vizsgáló tanulmányának eredményeivel. Az eredmények további 8%-os tömegcsökkenést mutattak a hagyományos AHSS-hez viszonyítva, és 30%-os általános tömegcsökkenést a Honda Accord 2011 korábbi modelljéhez viszonyítva [30].

4. Következtetések

Ebben a cikkben a korszerű nagyszilárdságú acél fejlesztési és gyártási eredményei közül az ún. 2. és 3. generációs acélfejlesztéseket (2G és 3G AHSS) tekintettük át, e cikk előzményeként tekintendő 1. generációs korszerű nagyszilárdságú acélfejlesztéseket (1G AHSS) követően. E három korszerű nagy szilárdságú acélgeneráció az elmúlt évtizedek legjelentősebb fejlesztési eredményeként értékelhető.

Az 1. generációs korszerű nagyszilárdságú acélok (1G AHSS) – a különféle DP-, CP-, TRIP-, MART- és HPF-acélok – napjainkra már széleskörű alkalmazást nyertek a világ autóiparában. A 2. generációs korszerű nagyszilárdságú acélok (2G AHSS) – amelyek között a különféle TWIP-, módosított TRIP- (FB TRIP, SB TRIP és M TRIP) és L-IP-acélok találhatók – kiváló szilárdsági és alakíthatósági jellemzőik ellenére, a széleskörű ipari alkalmazást tekintve egyelőre kevésbé bizonyultak sikeresnek, mindezekelőtt a kis gyártási termelékenység és a magas gyártási költségek miatt. Az 1. és 2. generációs korszerű nagyszilárdságú acélok közötti rést hivatottak kitölteni a legutóbbi acélfejlesztések eredményei – közöttük a közepes Mn-tartalmú acélok, a gyors hűtés és particionálás elvét hasznosító Q&P-acélok, továbbá a TRIP-hatást hasznosító bainit-ferrites (TBF) acélok, valamint a Nano-acélok – ígéretes eredményekkel kecsegtetnek az autóiparral szembeni egyre fokozódó követelmények kielégítésében.

5. Köszönetnyilvánítás

Ez a cikk az Európai Unió és a Magyar Kormány által közösen finanszírozott, „A képlékenyalakítás, hegesztés és hőkezelés fejlesztése a magyar autóiparban” (AutoTech-4.2.2 / A-11/1-KONV-2012-0029), valamint a Horizont 2020 „Low Cost Materials Processing Technologies for Mass Production of Lightweight Vehicles – LoCoMaTech (EU Grant No: H2020-NMBP-723517-GV-2016)” című projektekben elért eredményeket összegezte. Mindkét pénzügyi támogatást hálással köszönjük.

Irodalom

[1] Tisza M. editor (2015) Metal Forming in the Automotive

- Industry, 1st ed. Miskolc: University Press; 2015. 294. p. ISBN 978-963-358-082-0
- [2] Chung J. Y., Kwon, O.: Development of High Performance Auto Steels. in Proceedings of ICTP 2008. Gyeongju-Korea, 7-11. September 2008; p. 3–6.
- [3] Matlock D. K., Speer J. G.: Processing opportunities for new advanced high-strength sheet steels. *Mater Manuf. Process.* 2010; 25: 7–13.
- [4] Grassel O., Kruger L., Frommeyer G. et al: High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development: properties & application. *Int. J Plasticity.* 2000; 16: 1391–1409.
- [5] Chung K., Ahn K., Yoo D. H. et al.: Formability of TWIP (twinning induced plasticity) automotive sheets. *Int. J Plasticity.* 2011; 27: 52–81.
- [6] Allain S., Chateau J. P., Bouaziz O. et al.: A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel. *Mater Sci Eng. A.* 2004; 384: 143–147.
- [7] Grajcar A., Borek W.: Thermo-mechanical processing of high-manganese austenitic TWIP-type steels. *Arch Civil Mech. Eng.* 2008; 8: 31–37.
- [8] Scott C., Remy B., Collet J. L. et al.: Precipitation strengthening in high manganese austenitic TWIP steels. *Int. J Mater Res.* 2011; 102: 538–549.
- [9] Kwon O., Lee K., Kim G., Chin K.: New Trends in Advanced High Strength Steel Developments For Automotive Application, *Materials Science Forum Vol. 638-642 (2010)* pp 136–141.
- [10] Shon, S. et al.: Novel 1.5 GPa-strength with 50% ductility by transformation-induced plasticity of non-recrystallized austenite in duplex steels, *Scientific Reports, Vol. 7. (2017)* 1255–1279.
- [11] Dobrzański, L. A., W. Borek: „Thermo-mechanical treatment of Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels.” *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 12.3 (2012): 299–304.
- [12] Hamada, A. S. et al.: „Enhancement of mechanical properties of a TRIP-aided austenitic stainless steel by controlled reversion annealing” *Materials Science and Engineering: A* 628 (2015): 154–159.
- [13] Vercammen, Steven et al.: „Cold rolling behaviour of an austenitic Fe–30Mn–3Al–3Si TWIP-steel: the importance of deformation twinning.” *Acta Materialia* 52.7 (2004): 2005–2012.
- [14] Sohn S. S., Song H., Suh B. C., Kwak J. H., Lee B. J., Kim N. J. et al.: Novel ultra-high-strength (ferrite + austenite) duplex lightweight steels achieved by fine dislocation substructures (Taylor lattices), grain refinement, and partial recrystallization. *Acta Mater.* 2015; 96:301–310.
- [15] Lesch, C., Kwiaton N., Frank B.: Advanced High Strength Steels (AHSS) for Automotive Applications: Tailored Properties by Smart Microstructural Adjustments. *Steel Research Int.* 2017; 88; DOI: 10.1002/srin.201700210
- [16] Nanda T., Singh V., Singh V., Chakraborty A., Sharma S.: Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties, *J. Materials: Design and Applications*, 2016; August 12; doi.org/10.1177/1464420716664198
- [17] Matlock D. K., Speer J. G.: Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts. In: *Microstructure and Texture in Steels and Other Materials.* Haldar, A., Suwas S., Bhattacharjee D. editors. London: Springer; 2009. 185–205. p.
- [18] Chopra N.: Integrated Computational Materials Engineering: A Multi-Scale Approach. *The Journal of the Minerals; Metals & Materials Society.* 2015. 67 (1):118–119. doi:10.1007/s11837-014-1260-0
- [19] National Research Council: *Integrated Computational Materials Engineering. A Transformational Discipline for Improved National Competitiveness and National Security.* The National Academies Press. Washington DC; 2008. ISBN: 978-0-309-11999-3. <http://www.nap.edu/catalog/12199.html>
- [20] Joost W. J.: Reducing Vehicle Weight and Improving U.S. Energy Efficiency Using Integrated Computational Materials Engineering. *The Journal of the Minerals. Metals & Materials Society;* 2012. 64(9):1032-1038. doi:10.1007/s11837-012-0424-z
- [21] Zamiri A. R., Pourboghrat F.: A Novel Yield Function for Single Crystals Based on Combined Constraints Optimization. *International Journal of Plasticity.* 2010.26:731-746. doi:10.1016/j.ijplas.2009.10.004
- [22] Savic V., Hector L., Singh H., Paramasuwom M. et al.: Development of a Lightweight Third-Generation Advanced High-Strength Steel (3GAHSS) Vehicle Body Structure. *SAE Int. J. Mater. Manuf.* 2018;11(4):303-313. doi:10.4271/2018-01-1026
- [23] Schmitt J. H., lung Th.: New developments of advanced high-strength steels for automotive applications. *C.R. Physique.* 2018; 19:641–656. doi.org/10.1016/j.crhy.2018.11.004
- [24] Han H. N., Oh C. S., Kim G., Kwon O.: Design method for TRIP-aided multiphase steel based on a microstructure-based modeling for transformation-induced plasticity and mechanically induced martensitic transformation. *Mat. Sci. and Eng. A.* 2009; 499:462-468.
- [25] Speer J. G., Edmonds D. V., Rizzo F. C., Matlock D. K.: Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation. *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* 2004;8:219–237.
- [26] Arlazarov A., Gouné M., Bouaziz O., Hazotte A., Petitgand G., Barges P.: Evolution of microstructure and mechanical properties of medium Mn steels during double annealing. *Mater. Sci. Eng. A.* 2012; 542:31–39.
- [27] *BaoSteel: Automotive Advanced High Strength Steels.* Product Manual. 2013.
- [28] Altan T.: Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications – The third generation. *Stamping Journal.* March/April 2014; 12–13.
- [29] Bachmaier A., Hausmann K., Krizan D., Pichler A.: Development of TBF steels with 980 MPa tensile strength for automotive applications. In: *Proceedings of Int. Conf. on New Developments in Advanced High Strength Steels.* Colorado, June 2013. DOI: 10.13140/RG.2.2.24907.80169
- [30] Singh H.: *Nanosteel Intensive Body-in-White.* Research Study. EDAG Inc. August 2013.