

# AUTÓIPARI ANYAGFEJLESZTÉSEK

## STEEL DEVELOPMENTS FOR THE AUTOMOTIVE INDUSTRY

Tisza Miklós\*

### ABSTRACT

*In the recent decades, significant developments occurred in the steel materials applied in the automotive industry. These developments were inspired by the global competition in car manufacturing due to the customers' expectations and increasing legal requirements. In this paper, some developments will be overviewed particularly focusing on the three generations of advanced high strength steels.*

### 1. BEVEZETÉS

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 cél. A könnyű, kis tömegű gépjárműalkatrészek gyártásának két fő iránya a nagyszilárdságú acélok, illetve az egyre fokozódó globális verseny miatt az autóiparban a gyártási költségek csökkentése kiemelt célkitűzés. A gyártási költségek csökkentése több okból is szorosan kapcsolódik a járművek tömegének csökkentéséhez. A tömegcsökkentés a járműgyártásban nemzetközi téren is a kutatási tevékenységek középpontjában áll. Ez számos tényezővel magyarázható, amelyek közül itt csak néhányat kiemelve: a szigorú károsanyag kibocsátási előírások, valamint az egyre fokozódó környezetvédelmi a könnyűfémek – hangsúlyozottan a különféle nagyszilárdságú alumínium ötvözetek – alkalmazása [1]. Ebben a cikkben elsősorban a nagyszilárdságú acél alapanyagok fejlesztésével és e fejlesztések eredményeivel foglalkozunk. 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, így a továbbiakban gyakran mi is az AHSS általánosan elfogadott rövid jelölést és megnevezést alkalmazzuk. Az ezen a területen végzett fejlesztések jól definiálhatóan három nagy csoportba sorolhatók, nevezetesen az ún. első-, második- és harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok. E

fejlesztések szorosan kapcsolódnak az autóiparral szemben támasztott követelményekhez is, amelyek az anyagfejlesztések hajtóerőit is jelentik.

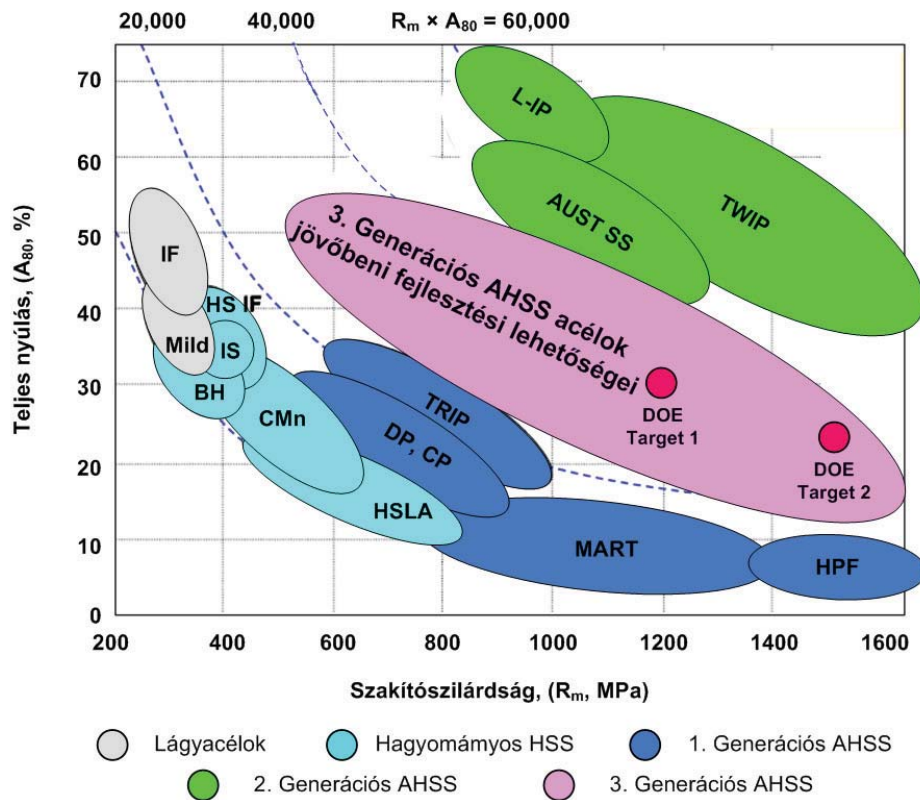
### 2. AZ AUTÓIPARI ANYAGFEJLESZTÉSEK FŐ HAJTÓERŐI

Az autóipari anyagfejlesztések fő hajtóerőit egyrészt a fogyasztók által támasztott elvárások (gazdaságosabb, biztonságosabb, nagyobb komfortfokozatú autók, minél jobb teljesítmény), kiegészülve a jogi előírásokkal (szigorodó környezetvédelmi előírások, minél kisebb káros anyag kibocsátás, fokozott töréstereszt előírások) jelentik. E két nagy csoport részben hasonló, részben egymásnak is ellentmondó követelményeket jelent. A világszerte zajló globális verseny miatt az autóiparnak megfelelő válaszokat kell találni ezekre a kihívásokra. Az elmúlt évtizedek fejlesztései egyértelműen rámutattak arra, hogy e sokrétű követelményrendszer kielégítésében a tömegcsökkentés kiemelt szerepet játszik. Figyelembe véve a különböző szerkezeti elemek arányát az autók össztömegében megállapíthatjuk, hogy a karosszériaelemek, a különféle alváz- és felfüggesztések, azaz a lemezalkatrészek tömegének csökkentése kulcsszerepet játszik. A lemezalkatrészek tömegének csökkentése a lemezvastagság csökkentését, és ezáltal a szilárdság növelését igényli. A szilárdság növelése viszont általában együtt jár az alakíthatóság csökkenésével, ami pedig alapvető technológiai problémákat vet fel. Az elmúlt évtizedek acélfejlesztései ezen ellentmondásos követelmények kiegyensúlyozását célozták, azaz olyan nagyszilárdságú acélok kifejlesztését, amelyek alakíthatósági szempontból is megfelelnek az autóipar gyártás igényeinek.

#### 2.1. Az autóipari acélfejlesztések osztályozása

Ebben a cikkben az utóbbi évtizedek acélfejlesztésében legáltalánosabban alkalmazott osztályozás – az ún. korszerű, nagyszilárdságú, idegen kifejezéssel az Advanced High Strength Steels (AHSS) – szerinti csoportosításban ismertetjük az autóipari acélfejlesztéseket, amely szerint három fő csoportot különböztetünk meg, nevezetesen, első, második és harmadik generációs nagyszilárdságú acélokat. Ezt az osztályozást szemlélteti grafikusán az 1. ábra.

\* professor emeritus, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet



1. ábra. A szakítószilárdság ( $R_m$ ) és a fajlagos nyúlás ( $A_{80}$ ) kapcsolata az acélfejlesztések generációk szerinti osztályozásában [2]

Az 1. ábrán megfigyelhető a fémek anyagoknál jól ismert törvényszerűség is, mely szerint a szilárdság növekedésével az alakváltozóképeség hiperbolikus összefüggést követve csökken. Ezt szemléltetik azok a szakítószilárdság és a teljes nyúlás szorzatát mutató  $R_m \times A_{80} = C$  (konstans) görbék, amelyek a korszerű nagyszilárdságú acélok osztályozásában további, fontos szerepet játszanak.

Az 1. ábrán feltüntették az autóiparban évtizedeken át meghatározó szerepet betöltő lágyacélokat (IF, Mild), az ugyancsak jelentős autóipari alkalmazással rendelkező, hagyományos nagyszilárdságú acélokat (HS IF-High Strength Interstitial Free, BH-Bake Hardening, a CMn-Carbon Mangán, és ennek a csoportnak a fő képviselőjét jelentő-HSLA, azaz High Strength Low Alloyed acélokat) is.

A következő csoportot a korszerű nagyszilárdságú acélok első generációja jelenti (1G-AHSS). Ebbe a csoportba tartoznak a kettős-fázisú DP-acélok, a fázisátalakulással indukált képlékenységet hasznosító TRIP acélok, a komplex fázisú CP-acélok, és a martenzites, MS acélok. Ezek az acélok az előzőekben bevezetett  $R_m \times A_{80} = C$  görbéket tekintve a  $C=10.000-25.000$  (MPa%) tartományban helyezkednek el.

A korszerű, nagyszilárdságú acélok 2. generációját az  $R_m \times A_{80}=40.000-65.000$  (MPa%) tartományban található

acélfejlesztések jelentik (2G-AHSS). Ennek a csoportnak a legjellegzetesebb képviselői az ikerképződés indukálta képlékenységgel jellemzett TWIP-acélok, de ide tartoznak a nagy Mn-tartalmú korrózióálló AUST SS acélok és a Lightweight Induced Plasticity nével illetett-L-IP acélok. Ezek az acélok a szilárdság és az alakíthatóság kiváló kombinációját biztosítják, ugyanakkor ez a csoport a kiváló tulajdonságai ellenére sem ért el igazi áttörést az autóipari alkalmazásban, elsősorban a kis gyártási termelékenység és a magas gyártási költségek miatt.

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 megvalósítás szakaszában van, azonban az acélgyártók már számos figyelemre méltó eredményt értek el ezen a területen. Az 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 acélokhöz viszonyítva. Ezen

acélok mikroszerkezete jellemzően több fázisból (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 [3].

A következőkben e három generáció néhány képviselőjének bemutatásán keresztül elemezzük a közelmúlt főbb acélfelvezetési törekvéseit és eredményeit.

### 3. KORSZERŰ, NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉLOK FŐ TÍPUSAI

A korszerű, nagyszilárdságú (AHSS) acélok különböző generációinak legfontosabb jellemzői, hogy komplex, gondosan megválasztott kémiai összetételű és többfázisú mikroszerkezettel rendelkeznek, amelyek pontosan szabályozott hevítési és hűtési folyamatok eredményeként állíthatók elő. Különböző szilárdság növelő mechanizmusokat alkalmaznak a jelentősen megnövelt szilárdság, jobb alakíthatóság, fokozott szívóssági és kifáradási tulajdonságok elérése érdekében, hogy amennyire csak lehetséges, megfeleljenek az autók szerkezeti elemeire előírt, összetett követelményeknek.

#### 3.1. Első generációs nagyszilárdságú acélok

Ennek a csoportnak a legjellegzetesebb és legszélesebb körben alkalmazott típusai a DP és a TRIP acélok, de ebben a csoportban feltétlenül érdemes megemlékezni az utóbbi időben egyre növekvő autóiipari alkalmazással rendelkező martenzites acélokról is, amelyek kiváló tulajdonságainak hasznosítására speciális, kimondottan ezen acéltípus feldolgozására szolgáló új technológiai eljárásokat is kifejlesztettek.

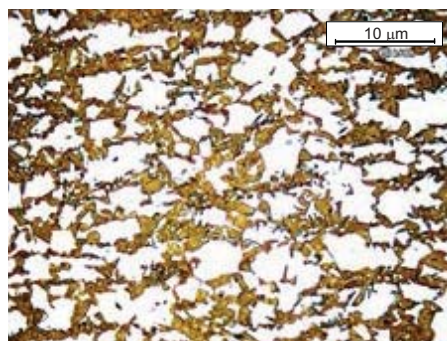
##### 3.1.1. Kettős fázisú, DP-acélok

Az előző elemzésekből is látható, hogy a kétfázisú (DP) acélok az első generációs nagyszilárdságú acélfelvezetésekben és az autóiipari alkalmazásban egyaránt fontos szerepet töltenek be, ezért ezzel a csoporttal kezdjük a korszerű nagyszilárdságú acélok áttekintését.

A napjainkban legszélesebb körben alkalmazott AHSS acélok a kétfázisú acélokkal kapcsolatos korai kutatások alapján fejlődtek ki az 1970-es évek végén és az 1980-as évek elején. Széleskörű felhasználásuk elsősorban annak köszönhető, hogy kedvező szilárdságuk és alakíthatósági paramétereik a hagyományos nagyszilárdságú – például a HSLA – acélokkal összehasonlítva lényegesen kedvezőbb tulajdonság kombinációt eredményeznek. A DP acélok nagy fajlagos szilárdsággal, jó kezdeti alakváltozási kemé-

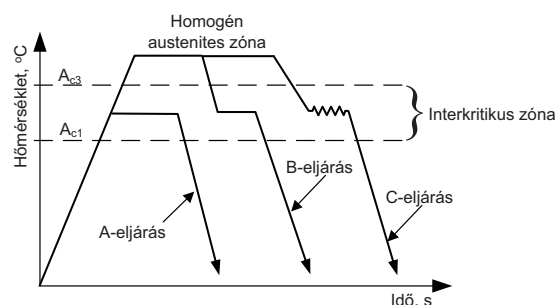
nyedéssel és kiváló alakváltozási képességgel rendelkeznek. Ezek a tulajdonságok teszik különösen alkalmasá járművek karosszéria elemeinek, különféle záróelemeknek, üzemanyagtartályoknak alakítással való gyártására [4].

A kettős fázisú (DP) acélok ferritmátrixba ágyazott, főleg kemény martenzit, egyes esetekben bainit szigeteket tartalmaznak második fázisként, amint az a 2. ábrán látható. Nagyon jellemző, hogy a folyamatos, összefüggő ferritzemcsék, kiváló alakíthatóságot biztosítanak. Az alakítás során az alakváltozás a martenzites szigeteket körülvevő kis szilárdságú ferrit fázisra koncentrálódik; a kiváló alakíthatóság mellett ez a mikroszerkezeti sajátosság az alapja a DP acéloknál tapasztalt jelentős alakváltozási keményedésnek is.



2. ábra. Kettős-fázisú, DP-acél mikroszerkezete ferrit mátrixba ágyazott martenzit szigetekkel DP-acélok gyártási folyamata

Többféle eljárást dolgoztak ki a DP-acélok gyártására. Ezek sematikus hőmérséklet-idő diagramjai láthatók a 3. ábrán. DP-acélok klasszikus gyártási eljárását a 3. ábrán A-eljárással jelölt hőfok-idő diagram mutatja.



3. ábra. DP-acélok különböző gyártási lehetőségeinek hőmérséklet-idő diagramja

Ennél az eljárásnál a DP-acélok előállítása az ún. interkritikus ( $A_1$  és  $A_3$  közötti) hőmérsékletre szobahőmérsékletre végzett gyors hűtéssel történik. A magasabb interkritikus hőmérsékleten végzett hőntartás nagyobb mennyiségű martenzitet eredményez, nagyobb szakítószilárdsággal és kisebb nyúlással. Gyakorlati tapasztalatok alapján a martenzit arányt a 10–40% tarto-

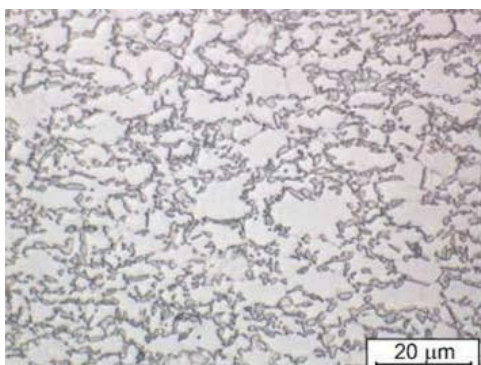
mányban célszerű tartani a nemkívánatos repedések megelőzése érdekében.

A DP-acélok előállításának egy másik módszere (3. ábra, B-eljárás) a homogén austenites zónából lassú hűtést alkalmaz a kívánt ferrit mennyiségnek megfelelő interkritikus átalakulási hőmérsékletre, majd ezt követő gyors hűtést szobahőmérsékletre, hogy a fennmaradó austenitet martenzitté alakítsák [5]. Ezzel a módszerrel többnyire kisebb szilárdsági és nagyobb alakíthatósági jellemzőket kapunk, mint az első módszerrel (A-eljárás).

A DP-acélok előállításának harmadik módszere szerint (3. ábra, C-eljárás) ugyancsak lassú hűtést alkalmazunk a homogén austenites mezőből a kívánt ferrit mennyiségnek megfelelő interkritikus átalakulási hőmérsékletre, majd ezen a hőmérsékleten meleg alakítást végzünk. Ezt követi az austenit martenzites átalakulását eredményező nagyon gyors hűtés (amelyet a szakirodalom ultragyors hűtésnek (Ultra Fast Cooling) nevez: a C-útvonal szerinti eljárást új generációs termomechanikus gyártásnak is nevezik [6]. A C-eljárással elért tulajdonságok mind az A-, mind pedig a B-eljárással kapott tulajdonságokhoz képest kedvezőbbek, amely a meleghengerlés során bekövetkező szemcsefinomodásnak is köszönhető.

### 3.1.2. TRIP-acélok

Az első generációs, korszerű, nagy szilárdságú acélok a DP-acélokhoz hasonlóan fontos típusai a fázisátalakulással indukált képlékenységet hasznosító acélok, amelyek megnevezésére a szakirodalomban az angol megnevezés szavainak kezdőbetűiből alkotott TRIP-acélok rövidítés honosodott meg. Ezek az acélok is kiválóan alkalmasak a tömegcsökkentést előtérbe helyező karosszéria elemek/szerkezetek gyártására, egyúttal további előnyöket eredményeznek a biztonság növelésében is. A TRIP acélok egyik fő jellemzője, hogy a mikroszerkezetben jelen lévő maradó austenit, alakváltozás vagy feszültség hatására bekövetkező átalakulása jelentős szilárdság növekedést eredményez, miközben a gyártási eljárástól függően viszonylag jelentős alakíthatósággal is rendelkeznek [7].



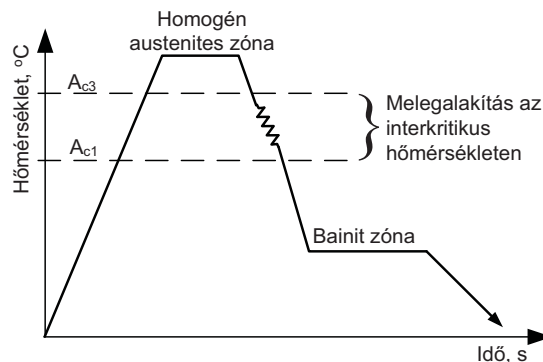
4. ábra. TRIP 690 acél optikai mikroszkópi képe

A TRIP acélok mikroszerkezete ferrit mátrixba beágyazódó martenzit, bainit és maradó austenit szövetelemeket tartalmaz. TRIP-690 minőségű acél optikai mikroszkópi képe látható a 4. ábrán.

A TRIP acélok kiváló alakíthatósága és nagy szilárdsága a maradó austenit alakváltozás hatására bekövetkező martenzitté alakulásával magyarázható. A fázisoknak ezt az alakváltozás hatására bekövetkező átalakulását nevezzük TRIP-hatásnak, amely kiváló szilárdság és alakváltozás kombinációt, valamint a dinamikus hatásokkal szemben jó ellenállóképességet eredményez.

### TRIP-acélok gyártási módjai

A TRIP-acélok tipikus gyártási eljárása a következő: az acélt az austenit zónába hevítik és a homogén austenites állapot eléréshez szükséges ideig hőn tartják; ezt követi, az interkritikus hőmérsékletre hűtés, majd ezen a hőmérsékleten végrehajtott meleg alakítás; a következő lépést a bainit zónába történő gyors hűtés és a bainites tartományban való hőntartás jelenti, amint az az 5. ábrán is látható.



5. ábra. TRIP acélok jellegzetes gyártási folyamata

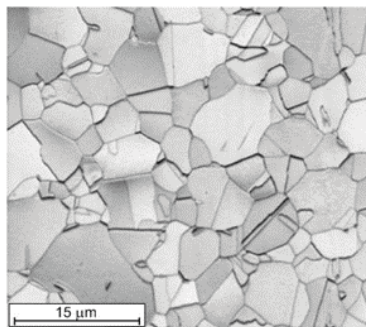
A próbatest alakítása az interkritikus hőmérsékleti tartományban növeli az austenit ( $\gamma$ ) ferritté ( $\alpha$ ) alakulását. Ily módon a visszamaradó austenit karbon tartalma növekszik, ami a  $\gamma$  fázis stabilitását is növeli. Továbbá, ez az alakváltozás növeli a bainit csírák képződési sebességét, de csökkenti annak növekedési sebességét, ami finom bainit lemezeket eredményez. Ez ugyancsak a  $\gamma$  fázis karbonban való dúsulásához és egyúttal a  $\gamma$  fázis további stabilizálásához vezet. Számos közleményből ismert, hogy a maradó austenit nagyobb karbon tartalma növeli az austenit stabilitását, ennek következtében az austenit martenzitté alakulása is hosszabb időt vesz igénybe, amely egyértelműen növeli az acél alakíthatóságát. A végső mikroszerkezetben az austenit-martenzit átalakulás növeli a szilárdságot, ezáltal még kedvezőbb szilárdság-alakíthatóság kombináció érhető el.

### 3.2. Második generációs nagyszilárdságú acélok

A korszerű, nagyszilárdságú acélok 2. generációját az  $R_m \times A_{80} = 40.000-65.000$  (MPa%) tartományban található acélfélesztések jelentik (2G-AHSS). Ennek a csoportnak a legjellegzetesebb képviselői az ikerképződés indukálta képlékenységgel jellemzett TWIP acélok, de ide tartoznak egyes nagy Mn-tartalmú, korrózióálló austenites acélok (AUST SS) és a Lightweight Induced Plasticity névvel illetett-L-IP acélok is. Ezek az acélok a szilárdság és az alakíthatóság kiváló kombinációját biztosítják, ugyanakkor ez a csoport egyelőre a kiváló tulajdonságai ellenére sem ért el igazi áttörést az autóiipari alkalmazásban, elsősorban a kis gyártási termelékenység és a magas gyártási költségek miatt.

#### 3.2.1. TWIP-acélok

A TWIP acélok a korszerű nagyszilárdságú (AHSS) acélok második generációjához tartoznak, és azon a különleges mechanizmuson alapulnak, amelynek révén az alakítási ikerképződési mechanizmus hasznosításával kiemelkedő egyensúlyt lehet elérni a szilárdsági és az alakváltozási, alakíthatósági jellemzők között. Az acélcsoport megnevezése is ebből a jellegzetes alakváltozási módból, azaz az ikerképződés indukálta képlékenység angol megnevezésének betűszó rövidítéséből (TWIP) származik. Az ikerképződés a keményedési kitevő, az  $n$ -érték jelentős növekedését eredményezi, az ikerképződési mechanizmus kapcsán egyre finomabb mikroszerkezet révén. Az ikerhatárok szemcehatárként viselkedve is növelik az acél szilárdságát. TWIP-acél tipikus mikroszerkezetét mutatja a 6. ábra.



6. ábra. TWIP acél optikai mikroszkópi képe

A TWIP acélok jellemzően nagy mangántartalommal rendelkeznek ( $Mn = 17-24\%$ ), aminek következtében az acél szobahőmérsékleten is teljesen austenites. Ezek az acélok kiemelkedő szilárdság - alakíthatóság kombinációval rendelkeznek (például  $R_m > 1000$  MPa feletti szakítószilárdság esetén is akár 50%-ot meghaladó teljes nyúlás érhető el), azaz a TWIP acélok a rendkívül nagy szilárdság mellett ugyancsak rendkívül nagy alakíthatóságot mutatnak [8].

A TWIP acélok további jellemzője a nagy keményedési kitevő, amely  $n \geq 0,4$  értéket is elérhet. 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 előzőekben vázolt jellemzők a szilárdság-alakváltozóképeség egészen kivételes kombinációját eredményezik, amely az 1. ábrán vázolt  $R_m \times A_{80} = \text{állandó}$  értékének a  $C = 40.000-65.000$  MPa% tartományban jelöli ki a helyét. A TWIP acélok e kiemelkedő mechanikai jellemzőik ellenére sem értek el áttütő alkalmazási sikereket az autóiiparban elsősorban a kis termelékenység és a magas költségek miatt.

#### TWIP acélok gyártásának lehetséges módjai

TWIP acélok gyártási eljárásának egy lehetséges módja a homogenizáló izzítás után a felső kritikus hőmérséklet fölötti alakítás, majd az ezt követő gyors hűtés, szobahőmérsékletre. A nagy hőmérsékleten végzett alakítás elősegíti a finom szemcseméreték kialakulását és az ikerkristályok nagy térfogatarányának elérését. Minél finomabb a szemcse szerkezet, annál erőteljesebb az ikerképződés, ami javítja a képlékenységi és szilárdsági jellemzőket.

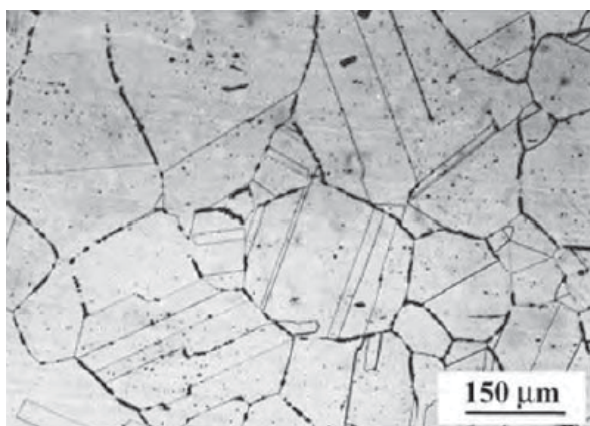
Az ikerkristályok képződésének két típusát figyelték meg TWIP acélokban: (a) hőkezelés által indukált ikerképződést és (b) az alakváltozás által előidézett alakítási ikerképződést. A durva szemcsés TWIP acélok folyási határ értékét az  $R_{p0.2} < 400$  MPa-nál is kisebbnek találták. Egyebek mellett ez is korlátozza a TWIP acélok autóiipari felhasználását, különösen az ún. aktív ütközési zónában lévő alkatrészek esetén. Számos kutatás folyik napjainkban is TWIP acélok folyási határának növelése érdekében. E kutatások között kell megemlítenünk a V, Ti, Nb ötvözőelemek alkalmazását a karbidkiválások megakadályozására, illetve a hideghengerléssel, és az ezt követő izzítással elért részleges átkristályosítást [9].

#### 3.2.2. Austenites korrózióálló acélok (AUST SS)

Az austenites korrózióálló acélok kiváló tulajdonságai jól ismertek és számos területen nyernek alkalmazást. Autóiipari alkalmazásuk a 2. generációs nagyszilárdságú acélok fejlesztése során került a kutatások előterébe.

Az austenites korrózióálló acélok jellemzően nagy króm és nikkeltartalmúak. Legjellegzőbb képviselőjük a 18% Cr és 8% Ni tartalmú, klasszikus 18/8-as korrózióálló acél, amely kiváló korrózióállósága mellett ugyancsak kiváló mechanikai tulajdonságokkal is rendelkezik. Ebből a szempontból különösen a jelentős hideg keményedési képességük figyelemre méltó. Ezek az acélok kis folyáshatárral, jelentős képlékenységgel, nagy szakítószilárdsággal és kiváló szívóssági tulajdonságokkal jellemezhetők. A 7. ábrán egy jellegzetes

képviselőjük az AUST SS 302 acél optikai mikroszkópos felvétele látható.



7. ábra. AUST SS 302 austenites acél szövetszerkezetének optikai mikroszkópos felvétele

Az ilyen acélok kiváló alakíthatósági jellemzőit a felületen középpontos kőbös kristályrendszerből következő 12 csúszási rendszernek köszönheti. Emellett az intersticiós elemek minimális mennyiségét is meg kell említenünk, mivel ez is hozzájárul az akadálymentes diszlokációs csúszási mechanizmus működéséhez és ez által a kiváló képlékenységi jellemzőkhöz.

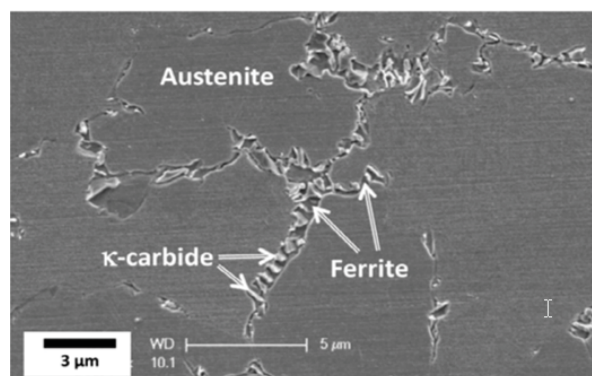
#### AUST SS acélok gyártási eljárásai

Az AUST SS acélokat jellemzően folyamatos szalagöntéssel és meleg lemezhengerléssel állítják elő. Az így előállított lemezeket hidegen hengerlik a kívánt vastagság eléréséig, majd az ennek során bekövetkező felkeményedést hidrogén/nitrogén védőatmoszférában lágyítják. Az újrakristályosodás során megfelelő termikus programmal biztosítják a kellően finom szemcseszerkezetet és az esetleges karbidkiválások oldódását. A lágyítás után a hűtést kellő gyorsasággal kell elvégezni a karbidok kiválásának elkerülése érdekében.

#### 3.2.3. L-IP acélok

A tömegcsökkentés indukálta acélfejlesztések különleges típusai az L-IP acélok, amelyeknek a neve is erre utal (L-IP – Lightweight Induced Plasticity). Ezt a megnevezést elsősorban az Fe-Mn-Al-C ötvözet típusnál alkalmazzák, amelyeknél külön jellegzetesség az Al ötvözés: az Al a kulcsötvöző a tömegcsökkentés biztosításában [10].

Az ötvöző elemeket tekintve, a Mn és a C austenitképző, az Al pedig ferrit-stabilizáló, továbbá fokozza a C metastabilis oldódását a diffúzió képesség csökkentése révén. Az L-IP acélok megfelelő vegyi összetétel esetén triplex mikroszerkezetet eredményeznek, amely austenit, ferrit és  $\kappa$ -karbidokat –  $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}$  – tartalmaz. A 8. ábra L-IP acél tipikus triplex szerkezetéről készült scanning elektron-mikroszkópos felvételt mutat.



8 ábra. L-IP acél austenit+ferrit+ $\kappa$ -karbid triplex mikro-szerkezetének scanning elektronmikroszkópos felvétele

### 3.3. Harmadik generációs nagyszilárdságú acélok

A 3. generációs nagyszilárdságú acélok (3G-AHSS) kifejlesztésének fő célja az 1. és 2. generációs AHSS acélok tulajdonságai közötti tartományba eső mechanikai tulajdonság-kombinációk elérése kevesebb ötvöző mennyiséggel, következésképpen gazdaságosabb, kisebb költségű gyártással, amelyek széleskörű alkalmazása rövid időn belül megvalósítható. Ebből a csoportból a közelmúlt néhány fejlesztési eredményét mutatjuk be.

#### 3.3.1. Gyorsan hűtött és particionált (Q&P) acélok

A gyors hűtéssel és particionálással gyártott (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, valamint a közepes mangán tartalmú acélok fejlesztése során szerzett tapasztalatokon alapulnak. A Q&P acélok jellemzően karbon-, mangán-, szilícium-, nikkel- és molibdén ötvözőket tartalmaznak. A szilárdsági elvárásoktól függően az ötvöző elemek 4% körüli ötvözőtartalmat jelentenek, ami jóval kevesebb, mint a második generációs AHSS acéloknál, így kevésbé költséges gyártási eljárásnak tekinthető [11].

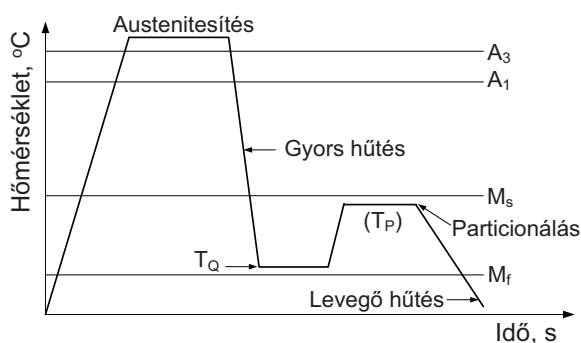
A Q&P acél hőkezelése közben a gyors hűtést megszakítják, és az acélt újra felhevítik a particionáláshoz. Ez 5–12% stabil maradó austenitet, 20–40% ferritet és 50–80% martenzitet eredményez. A Q&P eljárás akár 2100 MPa feletti szakítószilárdságú acélokat is eredményezhet, 9%-os egyenletes nyúlással és körülbelül 13% teljes nyúlással. Ennek az acélnek az alakváltozási viselkedése összevethető a DP 980 acélével, amely hidegen alakíthatónak tekinthető.

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 eredményez. Ezek a tulajdonságok teszik lehetővé a felhasználásukat gépjármű alkatrészekként való alkalmazásra. A Q&P acélok alkalmasak viszonylag bonyolult alakú gépjármű elemek hidegalakítással való előállítására, mindezt az üzemanyag-takarékosság és az utasbiztonság növelése mellett.

#### A Q&P acélok gyártási eljárásai és metallurgiai háttere

A Quenching&Partitioning eljárásnak két alapvető változatát dolgozták ki. Az alapváltozat egy gyors hűtést (Quenching) majd azt követő particionálást (Partitioning) tartalmaz, az újabb változat egy ún. dupla stabilizációs termikus ciklust (Double-Stabilization Thermal Cycle – DSTC) alkalmaz. Az alapváltozat elvi hőmérséklet-idő ciklusa a 9. ábrán látható.



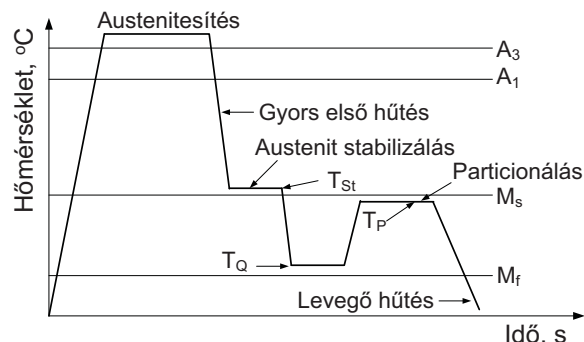
9. ábra. A Quenching&Partitioning hőmérséklet-idő diagramja

A Quenching&Partitioning eljárás alapváltozatának lényege röviden az alábbiakban foglalható össze.

1. **Austenitesítés.** A Q&P eljárás első lépése egy teljes austenitesítés az acélra jellemző  $A_3$  hőmérséklet feletti hőntartással, amíg a teljes homogén austenites mikroszerkezet kialakul. Az austenit karbon tartalma ( $C_\gamma$ ) megegyezik az ötvözet eredeti karbon tartalmával; jelöljük ezt  $C_i$ -vel.
2. **Quenching.** Az austenitesítést gyors hűtés követi az  $M_f$  hőmérséklet feletti  $T_Q$  hőmérsékletig; ekkor kialakul a megfelelő martenzit/austenit arány. Az austenit karbon tartalma ekkor megegyezik a  $C_\gamma$  értékével, a martenzit karbontartalma pedig  $C_m$ .
3. **Partitioning.** Ezt követi a  $T_P$  hőmérsékleten a particionálás (az  $M_s$  hőmérséklet alatt). Ezen a hőmérsékleten a martenzitból karbon diffundál az austenitbe, növelve az austenit karbon tartalmát, ezáltal annak stabilitását is. Ennek eredményeként a korábbihoz képest növekszik az austenit aránya is a szövetszerkezetben.
4. **Végző hűtés.** A particionálás hőmérsékletéről levegő-hűtéssel szobahőmérsékletig hűtjük az acélt,

amelynek eredményeként további martenzit képződik.

Az újabb eljárás, a Dupla Stabilizációs Termikus Ciklus (DSTC) célja nagy térfogatarányú maradó austenit és martenzit biztosítása kellő karbon tartalommal a nagy szilárdság biztosítása érdekében. Hasonlóan az előzőkben elemzett alapváltozathoz, ugyancsak cél a karbid képződés megakadályozása annak érdekében, hogy minél több karbon diffúzió történjen a martenzitból az austenitbe a particionálási folyamat során. Ennek az eljárásnak a hőmérséklet-idő ciklusa látható a 10. ábrán.



10. ábra. Quenching&Partitioning eljárás Dupla Stabilizációs Termikus Ciklussal (DSTC) A DSTC eljárás gyártási lépései

1. **Austenitesítés.** A Dupla Stabilizációs Termikus Ciklus első lépése is egy teljeskörű austenitesítés.
2. **Kezdeti gyors hűtés.** Az austenitesítést egy kellően gyors, első hűtés követi, amelynek a célja az esetleges bainites átalakulás megakadályozása. Ezt a hűtést közvetlenül a martenzites átalakulás kezdeti ( $M_s$ ) hőmérséklete fölértéig folytatjuk. Ezen a hőmérsékleten az austenit elsődleges stabilizálása történik.
3. **Befejező gyors hűtés.** A kezdeti gyors hűtést az  $M_f$  hőmérséklet feletti hőmérsékletig végzett gyors hűtés követi, amelyen a hőntartással az austenit/martenzit arány beállítása történik.
4. **Carbon particionálás.** A particionálást az  $M_s$  hőmérséklet alatt végezzük; ennek egy másodlagos stabilizálás a célja, amelynek során a martenzitból karbon diffundál az austenitbe, növelve az austenit karbon tartalmát, ezáltal annak stabilitását is. Ennek köszönhetően tovább növekszik az austenit martenzitté való átalakulással szembeni ellenálló-képessége.
5. **Levegőhűtés.** Erről a hőmérsékletéről szobahőmérsékletig levegőn hűtjük a mintegy 30% austenitet, 23% ferritet és 47% martenzitet tartalmazó acélt. A karbidképződés megakadályozására további, Si és Al ötvözőket is adagolnak.

A harmadik generációs nagyszilárdságú acélok a TRIP hatást hasznosító, gyengén ötvözött bainit-ferrites (TBF) acélok egy további figyelemre méltó fejlesztését jelentik. A TBF-acélok mikroszerkezete bainit-ferrit mátrixból áll, maradó austenit részecskékkel. A TBF-acélok tipikus kémiai összetétele C, Si és Mn fő ötvöző elemeket tartalmaz. További szokásos ötvözők az Al, Nb és Cr különböző összetétel kombinációkban [12]. A Si gátolja a karbid képződését a bainites fázisátalakulás során, ami növeli a maradó austenit C-tartalmát, és ezáltal lehetővé teszi a maradó austenit karbonnal való stabilizálását.

#### TBF acélok gyártási eljárása

Ezen acélok egyik nagy előnye a Q&P acélokhoz képest, hogy hagyományos hőkezelő létesítményekben előállíthatók, míg a Q&P acélok gyártásához a hőkezelő létesítményeket jelentősen át kellett alakítani. Előállításuk a teljesen austenites mikroszerkezetből gyors hűtést követően a bainit tartományban végzett izotermikus hőntartással történik.

#### 3.3.3. Nano-acélok

A harmadik generációs, korszerű nagyszilárdságú acélok egy további csoportja, az ún. Nano-acél® még a fejlesztés stádiumában van, kereskedelmi forgalomban még nem elérhető. 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 finomítják. Képlékeny alakváltozás során a feszültség-indukálta nanoméretű fázisképződés növeli az alakváltozási keményedő képességét [13].

## 4. KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

A cikkben ismertetett kutató munka az „AutoTech – képlékenyalakítás, hegesztés és hőkezelés fejlesztése a magyar autópárházban” (Nyilv. tart. sz.: TÁMOP-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. A kutatómunkában résztvevők mindkét pénzügyi támogatást ezúton is megköszönik.

- [1] Tisza M. Képlékenyalakítás az autópárházban, Miskolc, Miskolci Egyetemi Kiadó, 2015. 294. p. ISBN 978-963-358-082-0
- [2] Tisza M. Development of Lightweight Steels for Automotive Applications, DOI: <http://dx.doi.org/10.5772/intechopen.91024>
- [3] 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
- [4] Li C, Li Z, Cen Y, et al: Microstructure and mechanical properties of dual phase strip steel in the overaging process of continuous annealing. Mater. Sci. Eng. A. 2015; 627: 281–289.
- [5] Meng Q, Li J, Wang J, et al: Effect of water quenching process on microstructure and tensile properties of alloy cold rolled dual-phase steel. Mater Des. 2009; 30: 2379–2385.
- [6] Rana R, Liu C, Ray R K: Evolution of microstructure and mechanical properties during thermo-mechanical processing of a low-density multiphase steel for automotive application. Acta Mater. 2014; 75: 227–245.
- [7] Kuziak R, Kawalla R, Waengler S: Advanced high strength steels for automotive industry: A review. Arch Civil Mech. Eng. 2008; 8: 103–117.
- [8] Chung K, Ahn K, Yoo DH, et al: Formability of TWIP (twinning induced plasticity) automotive sheets. Int. J Plasticity. 2011; 27: 52–81.
- [9] Scott C, Remy B, Collet JL, et al: Precipitation strengthening in high manganese austenitic TWIP steels. Int. J Mater Res. 2011; 102: 538–549.
- [10] Wang, J, Yang, Q. et al.: A phenomenon of strain induced bainitic transformation and its effect on strength enhancement in a lightweight transformation-induced-plasticity steel, Materials Science & Engineering A, Feb. 2019, doi.org/10.1016/j.msea.2019.02.057
- [11] Speer J G, Edmonds DV, 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.
- [12] 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.
- [13] Singh H: Nanosteel Intensive Body-in-White. Research Study. EDAG Inc. August 2013.